MARÍA CRISTINA MOREÉ FARÍAS

Influência da velocidade de deslizamento, da carga normal e da transformação martensítica induzida por deformação plástica na resistência ao desgaste por deslizamento dos aços inoxidáveis austeníticos

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

São Paulo
2004

MARÍA CRISTINA MOREÉ FARÍAS

Influência da velocidade de deslizamento, da carga normal e da transformação martensítica induzida por deformação plástica na resistência ao desgaste por deslizamento dos aços inoxidáveis austeníticos

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

Farías, María Cristina Moré

Influência da velocidade de deslizamento, da carga normal e da transformação martensítica induzida por deformação plástica na resistência ao desgaste por deslizamento dos aços inoxidáveis austeníticos. São Paulo, 2004.

173p.

Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Mecânica.

1. desgaste por deslizamento 2. aços inoxidáveis austeníticos 3. transformação martensítica 4. planejamento de experimentos I. Universidade de São Paulo. Escola Politécnica. Departamento de Engenharia Mecânica II. t

Farias, Maria Cristina Moré

Influência da velocidade de deslizamento, da carga normal e da transformação martensítica induzida por deformação plástica na resistência ao desgaste por deslizamento dos aços inoxidáveis austeníticos. 2004. 173p.

Tese (Doutorado) - Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. Departamento de Engenharia Mecânica. São Paulo.

ERRATA

Pág.	Local	Onde se lê	Leia-se
2	P.4, L.1	Nas condições estudadas neste trabalho, o desgaste nos aços AISI 304 e AISI 316 deu-se por oxidação de partículas e por adesão.	Nas condições estudadas neste trabalho, os mecanismos de desgaste nos aços AISI 304 e AISI 316 foram: desgaste por oxidação de partículas metálicas e desgaste adesivo.
4	P.2, L.1	A boa resistência à corrosão... pode ser obtida ...	Do ponto de vista de corrosão, o cromo é o elemento de liga mais importante, pois ele aumenta consideravelmente a região passiva. Uma ampla faixa de resistência à corrosão ... pode ser obtida ...
6	P.2, L.3	Leves	Laves
7	P.5, L.4	senoidal	sigmoidal
9	P.2, L.1	... com o valor relativo do níquel igual a 1, o carbono e o nitrogênio têm maior efeito na diminuição da temperatura M_{d30} . Comparados com o silício, o cromo, o molibdênio e o manganês, o níquel e o cobre têm maior efeito.	... com o valor relativo do níquel igual a 1, o carbono e o nitrogênio (elementos intersticiais) têm o maior efeito (23,1) na diminuição da temperatura M_{d30} . Dentre os elementos substitucionais, o níquel tem o maior efeito, quando comparado com o silício (0,46), o molibdênio (0,93), o cromo (0,69) e o manganês (0,41).
12	P.2, L.3	... trincas propadas na direção paralela à superfície.	... trincas com direção de propagação paralela à superfície.
15	P.6, L.2	... Fe, Fe-Ni ou de Ni.	Cr-Ni ou de Ni.
23	Fig.2.11	tamanho...	diâmetro...
30	P.3, L.3	... desgaste é muito...	... desgaste muito...
30	P.3, L.5	abrandamento	amolecimento
44	Tab. 3.5	... de ferrita δ ...	... de ferrita δ e de martensita α'

Pág.: página

P.: parágrafo

L.: linha

Fig.: figura

Tab.: tabela

Continuação

Pág.	Local	Onde se lê	Leia-se
45	Fig.3.4	... pinos de aço AISI 304 (a) pinos de aço AISI 316 (b), discos de aço AISI 304 (c), discos de aço AISI 316 (d)	... pinos de aço AISI 304, seção longitudinal, ataque com ácido oxálico (a), pinos de aço AISI 316, seção transversal, ataque com ácido oxálico (b), discos de aço AISI 304, seção longitudinal, ataque com $CuCl_2+HCl+HNO_3$ (c), discos de aço AISI 316, seção longitudinal, ataque com $CuCl_2+HCl+HNO_3$ (d)
49	última L.	expressada	expressa
50	última L.	o microscópio Philips XL30 ⁽¹¹⁾	os microscópios Philips XL30 ⁽¹¹⁾ e Cambridge Steroscan 240 ⁽¹¹⁾ . Também foram feitas microanálises químicas nas partículas e superfícies após o desgaste mediante espectroscopia de energia dispersiva de raios-X (EDX) ⁽¹¹⁾ .
53	Fig.3.6	identador	indentador
112	P.3, L.2	Como se viu, o aço AISI 316 tem menor valor de temperatura M_{d30} e maior valor de energia de defeito de empilhamento em relação ao aço AISI 304	O aço AISI 316 tem menor valor de temperatura M_{d30} (Vide Tabela 3.4 p.44) e maior valor de energia de defeito de empilhamento em relação ao AISI 304 (Schramm e Reed, 1975)
117	Tab.4.19	... tangencial	... tangencial. Carga normal 6 N
121	P.2, L.1	... de encruamento	... de encruamento e da transformação martensítica
127	P.5, L.4	... martensítica.	... martensítica. Provavelmente, a maior energia de superfície das partículas pequenas favoreceu a oxidação (Davies <i>et al.</i> , 1954).
127	P.6, L.4	... martensítica.	... martensítica. No desgaste adesivo, as grandes partículas metálicas formadas têm maior possibilidade de escapar da região de contato e, por conseguinte, menor possibilidade de sofrer fragmentação, compactação e oxidação (Jiang <i>et al.</i> , 1995).
128	P.5, L.5	... pouco significativo na diminuição da taxa de desgaste	... pouco significativo na diminuição da taxa de desgaste, comparado com o efeito da carga normal e da velocidade tangencial.
132		Texto da conclusão 4	Elimina-se a conclusão 4

Pág.: página

P.: parágrafo

L.: linha

Fig.: figura

Tab.: tabela

Para as figuras 4.20, 4.24, 4.27 - 4.38 e 4.45 - 4.56, o fator de escala na vertical é de 0,75 (redução de 100 % para 75 %).

Na Pág. 8, Fig. 2.3, onde se lê

Leia-se

Na Pág. 50, Tab.3.7, onde se lê

Parâmetro	Valor
Densidade (ρ)	$7.817^{(a)} [kg/m^3]$
Dureza inicial do AISI 304 (H_0)	$177 \times 10^{5(b)} [N/m^2]$
Dureza inicial do AISI 316 (H_0)	$181 \times 10^{5(b)} [N/m^2]$
Condutividade térmica (k)	$17,3^{(c)} [W/mK]$
Difusividade térmica (a)	$0,444 \times 10^{-5(a)} [m^2/s]$

Leia-se

Parâmetro	Valor
Densidade (ρ)	$7.817^{(a)} [kg/m^3]$
Condutividade térmica (k)	$17,3^{(c)} [W/mK]$
Difusividade térmica (a)	$0,444 \times 10^{-5(a)} [m^2/s]$

Dedicatória

A mi madre
A Julio
La lucha continua

Agradecimentos

Experimente outra vez

Autor desconhecido

... Quando o momento é de crise, não pense que todos os esforços têm sido em vão, segue. Talvez tudo seja para melhor. Sorria... E experimente outra vez.

Pode ser que o seu aparente fracasso venha a ser a porta mágica que conduzirá para uma nova felicidade que você conheceu.

Você pode estar enfraquecido pela luta, mas não se considere vencido. Isso não quer dizer derrota. Não vale a pena gastar o seu precioso tempo em lágrimas e lamentos. Levante-se. Siga em frente outra vez. E, se você guardar em mente o objetivo de suas aspirações, os seus sonhos se realizarão. Tire proveito dos seus erros. Colha experiência de suas dores.

E então, um dia você dirá ...

Obrigada

À FAPESP, pela bolsa de doutorado (98-15987-3) que permitiu a realização deste trabalho.

Ao orientador Prof. Dr. Deniol Katsuki Tanaka, pela confiança, apoio e sugestões na realização deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Amilton Sinatora, Prof. Dr. Linilson Rodrigues Padovese, Prof. Dr. João Telésforo N. de Medeiros e Prof. Dr. Raul González Lima, pela preocupação, sugestões e apoio no período de realização deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Roberto Martins de Souza, pela confiança, incentivo, discussões e sugestões proveitosas ao longo do período de realização deste trabalho.

À Profa. Dra. Maria Elena Santos Taqueda, pela amizade, pelas discussões e sugestões que permitiram a realização deste trabalho.

Ao Prof. Dr. André Paulo Tschiptschin, Prof. Dr. Hélio Goldenstein e Prof. Dr. Angelo Fernando Padilha, pelas sugestões e permissão de uso dos equipamentos do Depto. Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP.

Ao Prof. Dr. Guiseppe Pintaúde, Dr. Marcio Gustavo Di Vernieri Cuppari, Prof. Dr. Adonias Ribeiro Franco Júnior, Dr. Carlos Mario Garzón Ospina e Dr. Prof. Modesto

Hurtado Ferrer, pelas sugestões e informações oferecidas para a execução da rotina de cálculo de dureza e propriedades mecânicas.

Ao Prof. Dr. Gerardo Fabían Goya e Dr. Ênio Lima Jr, do Laboratório de Materiais Magnéticos do Instituto de Física da USP, pela realização das medidas de espectroscopia Mössbauer.

À Dra. Clarice Kunioshi, do Depto. Engenharia Metalúrgica e de Materiais da EPUSP pela realização das análises por microscopia eletrônica de varredura.

À Profa. Elizabeth Salum, pela amizade, e grande contribuição na edição deste trabalho.

Aos colegas do Laboratório de Fenômenos de Superfície (LFS), colegas do Depto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais e colegas do Laboratório de Dinâmica (LADIN), pela amizade, discussões, sugestões e experiências compartilhadas, e em especial, aos técnicos Jovanio de Oliveira Santos, Leandro Justino de Paulo e Cláudio Roberto Santos.

A Silene e Sidney Carneiro da Silva, pelo apoio e paciência.

A Instituto de Pesquisas Tecnológicas (IPT) e Instituto de Pesquisa Energéticas e Nucleares (IPEN) pelo apoio na realização deste trabalho.

A meus colegas e amigos brasileiros, colombianos, argentinos, chilenos e cubanos, e em especial, a Vilma Palmarola, Francisco Ernesto Zaragoza, Efraín Pantaleón Matamoros e Modesto Hurtado Ferrer, pela amizade, compreensão e apoio nos momentos difíceis que compartilhamos longe da nossa família e de nosso país.

Ao Mestre Pitanga, Mestre Dinho, colegas do Balé de Arte Negra da UMES e direção do teatro Denoy de Oliveira de São Paulo, pela amizade e por me permitirem conhecer e expressar a minha admiração e respeito pela cultura afro-brasileira, sendo incentivo nas diferentes etapas de realização deste trabalho.

Resumo

Neste trabalho, estudaram-se os mecanismos de desgaste por deslizamento dos aços AISI 304 e AISI 316, em função da carga normal (de 6 N a 20 N) e da velocidade tangencial (de 0,07 m/s a 0,81). De acordo com o planejamento fatorial 2^3 , realizaram-se ensaios de desgaste em equipamento convencional, do tipo pino-contra-disco. Foram usadas técnicas de análise das superfícies e das partículas após o desgaste: microscopia eletrônica de varredura (MEV), difração de raios-X, espectroscopia Mössbauer, rugosidade, temperatura e dureza instrumentada. Concluiu-se que os mecanismos de desgaste por deslizamento para os aços AISI 304 e AISI 316 são dominados pela deformação plástica (desgaste por oxidação de partículas metálicas, desgaste adesivo e desgaste misto). A variação da taxa de desgaste dos dois materiais dependeu do efeito da interação entre os níveis de carga normal e velocidade tangencial. Por meio do planejamento composto central, foi possível obter um modelo empírico da variação da taxa de desgaste em função da carga normal e da velocidade.

Abstract

In this work, sliding wear mechanism of AISI 304 and AISI 316 austenitic stainless steels were studied as a function of the applied load (from 6 N to 20 N) and the tangential velocity (from 0.07 m/s to 0.81 m/s). Following the 2^3 factorial design, wear experiments were performed using a conventional pin-on-disc machine. Worn surfaces and wear debris analysis techniques were used: scanning electron microscopy (SEM), X-ray diffraction, Mössbauer spectroscopy, stylus profiling, surface temperature measurement and instrumented indentation. Plasticity-dominated wear (metallic debris oxidation, adhesive wear and mixed wear) are the sliding wear mechanisms for AISI 304 and AISI 316 steels. The wear rate behavior depended on interaction effect between applied load and tangential velocity. An empirical model of wear rate as a function of applied load and tangential velocity was obtained by means of the central composite design.

Lista de Figuras

Figura 2.1 Diagrama de Schaeffler mostrando as estruturas esperadas (austenita (A); ferrita (F); martensita (M)) após soldagem para diferentes valores de níquel equivalente e cromo equivalente	4
Figura 2.2 Comparação entre as curvas para o aço 304 calculadas por Olson e Cohen (1975) com os dados de Angel (1954)	7
Figura 2.3 Frações volumétricas de martensita α' e ε , obtidas através de análises de difração de raios-X de amostras deformadas a -196°C por tração uniaxial e laminação. Os dados obtidos por Mangonon e Thomas (1970) para o aço 304 também são mostrados como objeto de comparação (Seetharaman e Krishnan, 1981)	8
Figura 2.4 Partícula de desgaste em forma de lâminas empilhadas (<i>slip-tongues</i>) segundo o modelo de desgaste adesivo de Kayaba (1979). Experimento realizado com amostras de aço inoxidável austenítico SUS 304 em aparato montado num microscópio eletrônico de varredura, simulando o contato entre duas asperezas	10
Figura 2.5 Modelo de formação de uma partícula de desgaste proposto por Sasada (1979)	10
Figura 2.6 Mecanismo de formação de ranhuras produzidas pelas partículas transferidas encruadas (Stachowiak e Batchelor, 2000)	12
Figura 2.7 Esquema ilustrando o processo de nucleação e crescimento de trincas durante o desgaste por deslizamento (Stachowiak e Batchelor, 2000)	14
Figura 2.8 Intensidade do desgaste de aços no contato deslizante a seco no ar como em função da carga e da velocidade (Tompson e Stobo, 1974) . . .	16
Figura 2.9 Mecanismo de desgaste oxidativo para altas velocidades (Stachowiak e Batchelor, 2000)	17
Figura 2.10 Diagrama mostrando processo de desgaste por deslizamento em função da temperatura. Adaptado de Jiang <i>et al.</i> (1995)	20
Figura 2.11 Temperatura de média na interface pino/disco (Lim e Ashby, 1987).	23

Figura 2.12 Representação esquemática da área real de contato no pino (Lim e Ashby, 1987).	27
Figura 2.13 Mapa de temperatura de um pino deslizando sobre um disco, ambos de aço baixo carbono (Ashby e Lim, 1990)	30
Figura 3.1 Planejamento composto central para dois fatores constituído dos pontos fatoriais, centrais e axiais.	40
Figura 3.2 Planejamento composto central inserido num planejamento fatorial de três níveis	41
Figura 3.3 Representação esquemática do equipamento de ensaio de desgaste tipo pino-sobre-disco	43
Figura 3.4 Microestrutura inicial dos materiais dos corpos-de-prova: pinos de aço AISI 304 (a), pinos de aço AISI 316 (b), discos de aço AISI 304 (c), discos de aço AISI 316	45
Figura 3.5 Espectros de difração dos pinos de aço AISI 304 e AISI 316 polidos (a) e lixados (b)	46
Figura 3.6 Representação esquemática da seção transversal de uma impressão de dureza instrumentada. Adaptado de Oliver e Pharr (1992)	53
Figura 3.7 Representação esquemática da curva de carga aplicada <i>versus</i> profundidade de penetração, sendo W_e o trabalho elástico, W_p o trabalho plástico, W_t o trabalho total e dP/dh a rigidez de contato. Adaptado de Oliver e Pharr (1992)	54
Figura 4.1 Análise gráfica do ajuste de um modelo linear aos valores experimentais de taxa de desgaste do aço de AISI 304. Valores previstos pelo modelo linear <i>versus</i> valores observados (a) e resíduos deixados pelo modelo linear (b)	60
Figura 4.2 Análise gráfica do ajuste de um modelo linear aos valores experimentais de taxa de desgaste do aço de AISI 316. Valores previstos pelo modelo linear <i>versus</i> valores experimentais (a) e resíduos deixados pelo modelo linear (b)	61
Figura 4.3 Análise gráfica do ajuste de um modelo quadrático aos valores experimentais de taxa de desgaste do aço de AISI 304. Valores previstos pelo modelo quadrático <i>versus</i> valores observados (a) e resíduos deixados pelo modelo quadrático (b)	66

Figura 4.4	Curvas de nível da taxa de desgaste do aço AISI 304. Os símbolos (●) indicam as condições de ensaio usadas para ajustar o modelo quadrático. Nos eixos da carga normal e da velocidade tangencial aparecem os valores codificados e originais desses fatores.	66
Figura 4.5	Análise gráfica do ajuste de um modelo quadrático aos valores experimentais de taxa de desgaste do aço de AISI 316. Valores previstos pelo modelo quadrático <i>versus</i> valores observados (a) e resíduos deixados pelo modelo quadrático (b)	68
Figura 4.6	Curvas de nível da taxa de desgaste do aço AISI 316. Os símbolos (■) indicam as condições de ensaio usadas para ajustar a superfície. Nos eixos de carga e velocidade aparecem os valores codificados e reais desses fatores.	69
Figura 4.7	Variação da taxa de desgaste dos aços AISI 304 e AISI 316 em função da velocidade tangencial para 6 N de carga normal	70
Figura 4.8	Curvas da variação da taxa de desgaste em função dos níveis de velocidade tangencial da série C de ensaios para diferentes níveis de carga normal obtidas dos modelos quadráticos do aço AISI 304	70
Figura 4.9	Curvas da variação da taxa de desgaste em função dos níveis de velocidade tangencial da série C de ensaios para diferentes níveis de carga normal obtidas dos modelos quadráticos do aço AISI 316	71
Figura 4.10	Perfis de rugosidade das superfícies do aço AISI 304 após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 8 N e 0,18 m/s (a) e 8 N e 0,70 m/s (b)	72
Figura 4.11	Perfis de rugosidade das superfícies do aço AISI 304 após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 13 N e 0,07 m/s (a), 13 N e 0,44 m/s (b) e 13 N e 0,81 m/s (c)	73
Figura 4.12	Perfis de rugosidade das superfícies do aço AISI 304 após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 18 N e 0,18 m/s (a) e 18 N e 0,70 m/s (b)	74
Figura 4.13	Perfis de rugosidade das superfícies do aço AISI 304 após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 6 N e 0,44 m/s (a) e 20 N e 0,44 m/s (b)	75
Figura 4.14	Curvas de nível da variação de da rugosidade média R_a das superfícies dos pinos de aço AISI 304 em função da carga normal e da velocidade tangencial	76

Figura 4.15 Perfis de rugosidade das superfícies do aço AISI 316 após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 8 N e 0,18 m/s (a) e 8 N e 0,70 m/s (b)	77
Figura 4.16 Perfis de rugosidade das superfícies do aço AISI 316 após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 13 N e 0,07 m/s (a), 13 N e 0,44 m/s (b) e 13 N e 0,81 m/s (c)	78
Figura 4.17 Perfis de rugosidade das superfícies do aço AISI 316 após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 18 N e 0,18 m/s (a) e 18 N e 0,70 m/s (b)	79
Figura 4.18 Perfis de rugosidade das superfícies do aço AISI 316 após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 6 N e 0,44 m/s (a) e 20 N e 0,44 m/s (b)	80
Figura 4.19 Curvas de nível da variação de da rugosidade média R_a das superfícies dos pinos de aço AISI 316 em função da carga normal e da velocidade tangencial	81
Figura 4.20 MEV da superfície do aço AISI 304, com carga normal de 6 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s (a) e respectiva EDX (b)	84
Figura 4.21 MEV da superfície do aço AISI 304, com carga normal de 20 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s	84
Figura 4.22 MEV da superfície do aço AISI 304 com carga normal de 6 N e velocidade tangencial de 0,81 m/s, em região deformada plasticamente (a) e em região de partícula aderida (b)	85
Figura 4.23 Superfícies desgastada do aço AISI 304, carga normal 20 N e velocidade tangencial 0,81 m/s. Microscopia eletrônica de varredura. . . .	85
Figura 4.24 MEV da superfície do aço AISI 316, com carga normal de 6 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s (a) e respectiva EDX (b)	86
Figura 4.25 MEV da superfície do aço AISI 316, com carga normal de 20 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s	86
Figura 4.26 Aparência das superfícies do aço AISI 316, após o ensaio na condição: (a) carga 6 N e velocidade tangencial 0,81 m/s, (b) carga 20 N e velocidade tangencial 0,81 m/s Microscopia eletrônica de varredura. . .	87
Figura 4.27 MEV da superfície do aço AISI 304, com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,18 m/s (a) e respectiva EDX (b)	88
Figura 4.28 MEV da superfície do aço AISI 304, com carga normal de 18 N e velocidade tangencial de 0,18 m/s (a) e respectiva EDX (b)	88
Figura 4.29 MEV da superfície do aço AISI 304, com carga normal de 13 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s (a) e respectiva EDX (b)	89

Figura 4.30 MEV da superfície do aço AISI 304, com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,70 m/s (a) e respectiva EDX (b)	89
Figura 4.31 MEV da superfície do aço AISI 304, com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,70 m/s, na qual se observa partícula aderida (a) e trinca (b)	90
Figura 4.32 MEV da superfície do aço AISI 304, com carga normal de 18 N e velocidade tangencial de 0,70 m/s, na qual se observa deformação plástica (a) e partícula aderida (b)	90
Figura 4.33 MEV da superfície AISI 304, com carga normal de 13 N e velocidade tangencial de 0,44 m/s	91
Figura 4.34 MEV da superfície de aço AISI 304, com carga normal de 13 N e velocidade tangencial de 0,44 m/s, na qual se observam partículas aderidas e riscos produzidos por partículas retidas no contato	91
Figura 4.35 MEV da superfície de aço AISI 316, com carga normal de 13 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s (a) e EDX da superfície (b)	92
Figura 4.36 MEV da superfície de aço AISI 316, com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,18 m/s (a) e respectiva EDX (b)	93
Figura 4.37 MEV da superfície de aço AISI 316, com carga normal de 18 N e velocidade tangencial de 0,70 m/s	93
Figura 4.38 MEV das superfícies de aço AISI 316 nas quais observam-se: região deformada plasticamente com camadas sobrepostas, carga normal 18 N e velocidade tangencial 0,70 m/s (a), desprendimento de fragmento de material, carga normal 18 N e velocidade tangencial 0,70 m/s e carga normal 13 N (b) e formação de proa, velocidade tangencial 0,81 m/s . . .	94
Figura 4.39 MEV das partículas de aço AISI 304 após o ensaio com carga normal 20 N e velocidade tangencial 0,07 m/s	95
Figura 4.40 MEV das partículas de aço AISI 304 após o ensaio com carga normal de 6 N e velocidade tangencial de 0,81 m/s (a) e microfotografia em maior aumento de uma das partículas (b)	96
Figura 4.41 MEV das partículas de aço AISI 304 após o ensaio com carga normal de 20 N e velocidade tangencial de 0,81 m/s	96
Figura 4.42 MEV das partículas após o desgaste do aço AISI 316, obtidas com carga normal de 6 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s (a) e com carga normal de 20 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s (b)	97

Figura 4.43 MEV das partículas após o desgaste do aço AISI 316, obtidas com carga normal de 6 N e velocidade tangencial de 0,81 m/s (a) e com carga normal de 20 N e velocidade tangencial de 0,81 m/s, observando-se basicamente partículas em forma de placas	98
Figura 4.44 MEV das partículas após o desgaste do aço AISI 316, obtidas com carga normal de 20 N e velocidade tangencial 0,81 m/s, observando-se partículas arredondadas (a) e em forma de bastonete (b)	98
Figura 4.45 MEV das partículas de aço AISI 304 após o ensaio com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,18 m/s (a) e EDX dessas partículas (b)	99
Figura 4.46 MEV das partículas de aço AISI 304 após o ensaio com carga normal de 18 N, velocidade 0,18 m/s (a) e EDX dessas partículas (b)	99
Figura 4.47 MEV das partículas de aço AISI 304 após o ensaio com carga normal de 13 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s (a) e EDX dessas partículas (b)	100
Figura 4.48 MEV das partículas de aço AISI 304 após o ensaio com carga normal de 20 N e velocidade tangencial de 0,44 m/s: partículas em forma de placas de diferentes tamanhos (a) e microfotografias dessas partículas em maiores aumentos (b)	100
Figura 4.49 MEV das partículas de aço AISI 304 após o ensaio com carga normal de 13 N e velocidade tangencial de 0,81 m/s, em que se observam partículas em forma de placa (a) e de bastonete (b)	101
Figura 4.50 MEV das partículas de aço AISI 304 após o ensaio com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,70 m/s (a) e microfotografia em maior aumento (b)	102
Figura 4.51 MEV das partículas de aço AISI 304 após o ensaio com carga normal de 18 N e velocidade tangencial de 0,70 m/s	102
Figura 4.52 MEV das partículas de aço AISI 316 após o ensaio com carga normal de 13 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s (a) e EDX dessas partículas (c)	103
Figura 4.53 MEV das partículas de aço AISI 316 após o ensaio com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,18 m/s	103
Figura 4.54 MEV das partículas de aço AISI 316 após o ensaio com carga normal de 18 N e velocidade tangencial de 0,70 m/s	104
Figura 4.55 MEV das partículas de aço AISI 316 após o ensaio com carga normal de 13 N e velocidade tangencial de 0,81 m/s	104

Figura 4.56 MEV das partículas de aço AISI 316 após o ensaio com carga normal de 18 N e velocidade tangencial de 0,70 m/s observando-se: uma partícula formada por camadas de material sobrepostas (a) e uma outra em forma de bastonete (b)	105
Figura 4.57 MEV da seção transversal à pista de desgaste do aço AISI 304 (a) e do aço AISI 316 (b) após o ensaio com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,18 m/s	106
Figura 4.58 MEV da seção transversal à pista de desgaste do aço AISI 304 (a) e do aço AISI 316 (b) após o ensaio com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,70 m/s	106
Figura 4.59 Espectros de difração de raios-X das partículas do aço AISI 304, após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 8 N e 0,18 m/s (a) e 8 N e 0,70 m/s (b)	107
Figura 4.60 Espectros de difração de raios-X das partículas do aço AISI 304, após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 18 N e 0,18 m/s (a) e 18 N e 0,70 m/s (b)	108
Figura 4.61 Espectro de difração de raios-X das partículas do aço AISI 304, após o ensaio de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 13 N e 0,44 m/s	109
Figura 4.62 Espectros de difração de raios-X das partículas do aço AISI 316, após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 8 N e 0,18 m/s (a) e 8 N e 0,70 m/s (b)	110
Figura 4.63 Espectros de difração de raios-X das partículas do aço AISI 316, após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 18 N e 0,18 m/s (a) e 18 N e 0,70 m/s (b)	111
Figura 4.64 Espectro de difração de raios-X das partículas do aço AISI 316, após o ensaio de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 13 N e 0,44 m/s	112
Figura 4.65 Variação da porcentagem de austenita nas partículas após o desgaste do aço AISI 304 em função da carga normal e da velocidade tangencial	113
Figura 4.66 Variação da porcentagem de austenita nas partículas após o desgaste do aço AISI 316 em função da carga normal e da velocidade tangencial	113
Figura 4.67 Espectros Mössbauer das partículas após o desgaste do aço AISI 304 com carga normal de 6 N e velocidade tangencial de 0,25 m/s (a) e 0,44 m/s	114

Figura 4.68 Espectros Mössbauer das partículas após o desgaste do aço AISI 304 com carga normal de 6 N e velocidade tangencial de 0,62 m/s (a) e 0,81 m/s (b)	115
Figura 4.69 Variação da temperatura do contato pino-sobre-disco do aço AISI 304 em função do tempo, para as diferentes condições de ensaio . . .	118
Figura 4.70 Variação da temperatura do contato pino-sobre-disco do aço AISI 304 em função da carga normal e da velocidade tangencial	119
Figura 4.71 Mapa de temperaturas para o contato pino-sobre-disco do aço AISI 304	119
Figura 4.72 Dureza em função da distância à superfície desgastada dos pinos de aço AISI 304	120
Figura 4.73 Dureza em função da distância à superfície desgastada dos pinos de aço AISI 316	121
Figura 4.74 Variação de dureza do aço AISI 304 em função da carga normal e da velocidade tangencial para 30 μm de profundidade	122
Figura 4.75 Variação de dureza do aço AISI 316 em função da carga normal e da velocidade tangencial para 30 μm de profundidade	122
Figura 4.76 Valores médios e desvios-padrões do coeficiente de atrito do par de aço AISI 304 em função da carga normal e da velocidade tangencial .	124
Figura 4.77 Valores médios e desvios-padrões do coeficiente de atrito do par de aço AISI 316 em função da carga normal e da velocidade tangencial .	124
Figura 4.78 Variação do coeficiente de atrito do AISI 304 ao longo do ensaio .	125
Figura 4.79 Variação do coeficiente de atrito do AISI 316 ao longo do ensaio .	125
Figura D.1 Algoritmo geral seguido para o cálculo do módulo de elasticidade, do limite de escoamento e do coeficiente de encruamento das superfícies após o desgaste	163

Lista de Tabelas

Tabela 2.1	Especificação e composição química de alguns aços inoxidáveis austeníticos	5
Tabela 2.2	Aplicações específicas recomendadas para alguns aços inoxidáveis austeníticos	6
Tabela 2.3	Fatores que afetam o <i>galling</i>	13
Tabela 2.4	Resumo das equações de temperatura	29
Tabela 2.5	Planejamento de experimentos	31
Tabela 2.6	Aplicações do planejamento de experimentos em estudos tribológicos	37
Tabela 3.1	Intervalos de variação dos fatores para os planejamentos fatorial 2^k e composto central $2^k + n_0 + 2k^{(1)}$	39
Tabela 3.2	Combinações dos níveis dos fatores de acordo com o planejamento fatorial $2^{3(2)}$	40
Tabela 3.3	Combinações dos níveis dos fatores de acordo com o planejamento composto central	42
Tabela 3.4	Composição química dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 e AISI 316 (em % em peso) e valores de dureza Vickers e temperatura M_{d30} (em °C)	44
Tabela 3.5	Porcentagem de ferrita δ dos corpos-de-prova determinada por ferritoscopia	44
Tabela 3.6	Valores de dureza, módulo elástico e limite de escoamento dos aços AISI 304 e AISI 316	47
Tabela 3.7	Dados dos aços inoxidáveis austeníticos usados para o cálculo de T_b e T_f	50
Tabela 4.1	Matriz de ensaios e valores da taxa de desgaste para o planejamento fatorial 2^3	56
Tabela 4.2	Estimativa dos efeitos e do erro padrão da taxa de desgaste para o planejamento fatorial 2^3	57

Tabela 4.3	Matriz de ensaios e valores da taxa de desgaste dos aços AISI 304 e AISI 316 para o planejamento $2^2 + 3$	58
Tabela 4.4	Coefficientes estimados do modelo linear da taxa de desgaste do aço AISI 304 para o planejamento fatorial $2^2 + 3$	58
Tabela 4.5	Análise de variância do modelo linear da taxa de desgaste do aço AISI 304 para o planejamento fatorial $2^2 + 3$	59
Tabela 4.6	Coefficientes estimados do modelo linear da taxa de desgaste do aço AISI 316 para o planejamento fatorial $2^2 + 3$	60
Tabela 4.7	Análise de variância do modelo linear ajustado para os valores da taxa de desgaste do aço AISI 316	61
Tabela 4.8	Matriz de ensaios e valores da taxa de desgaste dos aços AISI 304 e AISI 316 para o planejamento composto central	62
Tabela 4.9	Coefficientes estimados do modelo quadrático da taxa de desgaste do aço AISI 304 para o planejamento composto central	62
Tabela 4.10	Análise de variância do modelo quadrático da taxa de desgaste do aço AISI 304 para o planejamento composto central	63
Tabela 4.11	Divisão em blocos do planejamento central composto do aço AISI 304	64
Tabela 4.12	Coefficientes estimados do modelo quadrático da taxa de desgaste do aço AISI 304 para o planejamento composto central dividido em blocos	65
Tabela 4.13	Análise de variância do modelo quadrático da taxa de desgaste do aço AISI 304 para o planejamento composto central dividido em blocos	65
Tabela 4.14	Coefficientes estimados do modelo quadrático da taxa de desgaste do aço AISI 316 para o planejamento composto central dividido em blocos	67
Tabela 4.15	Análise de variância do modelo quadrático da taxa de desgaste média do aço AISI 316 para o planejamento composto central	68
Tabela 4.16	Principais características das superfícies e partículas após o desgaste, planejamento fatorial 2^3 , série A	82
Tabela 4.17	Principais características das superfícies e partículas após o desgaste, planejamento composto central, série B	82
Tabela 4.18	Fração volumétrica de austenita nos resíduos de desgaste dos aços AISI 304 e AISI 316	112
Tabela 4.19	Parâmetros do espectro Mössbauer das fases presentes na partículas após o desgaste do aço AISI 304 em função da velocidade tangencial	117
Tabela 4.20	Matriz de ensaios e valores do coeficiente de atrito dos aços AISI 304 e AISI 316 para o planejamento composto central	123

Tabela C.1	Parâmetros usados na determinação R (Equação C.3)	156
Tabela D.1	Valores das constantes usados nas equações para o cálculo das propriedades mecânicas	161

Lista de Símbolos

β	Constante que relaciona o módulo reduzido, a rigidez de contato e a área projetada de contato penetrador-amostra
Δm	perda de massa dos corpos-de-prova [g]
Δ	Desdobramento quadrupolar do espectro Mössbauer [mm/s]
δ	Desvio isomérico do espectro Mössbauer [mm/s]
λ	Comprimento de onda da radiação incidente [m]
μ	Coefficiente de atrito
μ_a	Coefficiente de absorção linear [m ⁻¹]
μ_m	Coefficiente de absorção linear da mistura de fases [m ⁻¹]
ν	Coefficiente de Poisson do material ensaiado
ν_i	Coefficiente de Poisson do material do penetrador
$\overline{X_i}$	Média entre os dois valores originais de um fator
ρ	Densidade [kg/m ³]
$\sigma_{0,033}$	Tensão para uma deformação de 0,033 [MPa]
$\sigma_{r\theta}$	Tensão representativa em função do ângulo da ponta do penetrador [MPa]
σ_y	Limite de escoamento [MPa]
Θ	Ângulo de Bragg [°]
θ	Ângulo da ponta do penetrador [°]

v	Volume da célula unitária [m ³]
ε	Constante que depende da geometria do penetrado
$\varepsilon_{r\theta}$	Deformação representativa em função do ângulo da ponta do penetrador
ε_r	Deformação acumulada acima do ponto de escoamento (deformação representativa)
A	Área de seção transversal do feixe incidente [m ²]
a	Difusividade térmica [m ² /s]
$A(h_c)$	Função de área para o contato penetrador-amostra
a_1	Difusividade térmica no pino [m ² /s]
a_2	Difusividade térmica no disco [m ² /s]
A_c	Área projetada de contato penetrador-amostra [μ m ²]
A_{EM}	Porcentagem de átomos de ferro na fase magnética, detectada por espectroscopia Mössbauer [%]
A_n	Área nominal de contato entre duas superfícies [m ²]
A_P	Constante empíricas obtida após o ajuste da curva de descarregamento
A_r	Área real de contato entre duas superfícies [m ²]
A_V	Área projetada da impressão residual [μ m ²]
C	Carga normal no ensaio de desgaste [N]
c	Velocidade da luz [m/s]
C_1	Constante que relaciona a carga e o deslocamento durante o carregamento
C_s	Carga para a qual as áreas nominal e real são iguais
d	Espaçamento interplanar
d_m	Comprimento médio da diagonal da impressão [μ m]
E	Módulo de elasticidade [GPa]
e	Carga do elétron [C]

E_i	Módulo de elasticidade do penetrador [GPa]
E_r	Módulo reduzido do conjunto penetrador-amostra [GPa]
F	Fator estrutura
f	Fator de espalhamento atômico
F_r	Força de atrito média no ensaio de desgaste [N]
Fr_i	Força de atrito medida [N]
h	Deslocamento total do penetrador durante o carregamento ou profundidade elástica [μm]
H_0	Dureza inicial do material [N/m^2]
h_c	Profundidade de contato penetrador-amostra [μm]
h_f	Profundidade da impressão residual [μm]
H_{hf}	Campo hiperfino do espectro Mössbauer [T]
h_{max}	Profundidade de penetração máxima [μm]
h_s	Deslocamento da superfície ao redor do perímetro de contato [μm]
h_{tc1}	Coeficiente de transferência de calor [$\text{W}/\text{m}^2\text{K}$]
HV_i	Dureza instrumentada [N/m^2]
I	Intensidade integrada por unidade de comprimento da raia de difração [J/sm]
I_0	Intensidade do feixe incidente [J/sm]
$I_{\alpha'}$	Intensidade integrada para a martensita
I_{γ}	Intensidade integrada para a austenita
J	Fluxo de calor [$\text{J}/\text{m}^2\text{s}$]
k	Condutividade térmica [W/mK]
l_{1b}	Distância de difusão linear no pino para o aquecimento médio [m]
l_{1f}	Distância de difusão linear no pino para o aquecimento pontual [m]
l_1	Distância do ponto de medição até o contato [m]

l_{2b}	Distância de difusão linear no disco para o aquecimento médio [m]
l_{2f}	Distância de difusão linear no disco para o aquecimento pontual [m]
l_b	Distância de difusão linear para o aquecimento médio [m]
l_f	Distância de difusão linear para o aquecimento pontual [m]
LP	Fator Lorentz-polarização
M	Estabilidade da austenita
m	Constante empíricas obtida após o ajuste da curva de descarregamento
M_{d30}	temperatura onde se forma 50 % de martensita após uma deformação verdadeira de 30% [°C]
m_e	Massa do elétron [kg]
M_s	Temperatura abaixo da qual ocorre a transformação martensítica por resfriamento [°C]
N	Número de contato de asperezas por unidade de área
n	Coefficiente de encruamento
N_e	Número total de pontos do período estacionário no ensaio de desgaste
N_j	Número de junções de asperezas
n_t	Tempo médio de contato de duas asperezas [s]
P	Carga aplicada no ensaio instrumentado de dureza [mN]
p	Fator multiplicidade
P_{max}	Carga máxima no ensaio instrumentado de dureza [mN]
Q	Taxa de desgaste dos corpos-de-prova [g/s]
q	Calor gerado por unidade de área por tempo na superfície de contato [J/m ² s]
r	Raio do goniômetro [m]
r_0	Raio do contato entre duas superfícies [m]
r_a	Raio de uma aspereza [m]

r_j	Raio de uma junção de asperezas [m]
S	Rigidez de contato penetrador-amostra [mN/ μ m]
S_i	Metade da diferença entre os dois valores de um fator
t	duração do ensaio desgaste [s]
T_0	Temperatura ambiente [K]
T_b	Temperatura média ou <i>bulk</i> da superfície de contato [K]
t_d	Tempo de contato pino-disco em uma rotação do disco [s]
T_f	Temperatura pontual ou <i>flash</i> da superfície de contato [K]
t_h	Tempo de difusão do calor [s]
V	Velocidade tangencial no ensaio de desgaste [m/s]
$V_{\alpha'}$	Fração volumétrica da martensita [%]
V_{γ}	Fração volumétrica da austenita [%]
X_{ui}	Valor original de um fator
x_{ui}	Valor codificado de um fator i para um ensaio u

Sumário

Resumo	i
Abstract	ii
Lista de Figuras	x
Lista de Tabelas	xii
Lista de Símbolos	xvii
1 Introdução	1
2 Revisão Bibliográfica	3
2.1 Tópicos gerais sobre os aços inoxidáveis austeníticos	3
2.1.1 Constituição e propriedades	3
2.1.2 Transformação martensítica	6
2.2 Mecanismos de desgaste por deslizamento	9
2.2.1 Desgaste adesivo	9
2.2.2 Desgaste por fadiga	13
2.2.3 Desgaste oxidativo	15
2.2.4 Desgaste por deslizamento dos aços inoxidáveis austeníticos	20
2.3 Temperatura das superfícies	22
2.3.1 Temperatura média	23
2.3.2 Temperatura pontual	26
2.3.3 Mapas de temperatura	30
2.4 Planejamentos de experimentos	31
2.4.1 Planejamentos fatoriais 2^k	32
2.4.1.1 Efeitos dos fatores	32
2.4.2 Metodologia de superfície de resposta	33
2.4.2.1 Planejamentos de superfície de resposta	34

2.4.3	Codificação	35
2.4.4	Aplicações de planejamento de experimentos em estudos tribológicos	36
3	Materiais e Métodos	38
3.1	Delineamento experimental	38
3.2	Ensaio de desgaste por deslizamento	42
3.2.1	Equipamento de ensaio	42
3.2.2	Corpos-de-prova	43
3.2.3	Fatores de ensaio	47
3.2.4	Parâmetros de ensaio	47
3.2.5	Procedimento de ensaio	47
3.3	Métodos de caracterização	48
3.3.1	Taxa de desgaste	48
3.3.2	Coefficiente de atrito	49
3.3.3	Temperatura das superfícies	49
3.3.4	Rugosidade das superfícies	50
3.3.5	Microscopia eletrônica de varredura	50
3.3.6	Difração de raios-X	51
3.3.7	Espectroscopia Mössbauer	51
3.3.8	Ensaio instrumentado de dureza	52
3.3.9	Resultados analisados e discutidos	54
4	Resultados e Discussão	56
4.1	Efeitos dos fatores	57
4.2	Metodologia de superfície de resposta	57
4.2.1	Modelo linear da taxa de desgaste	58
4.2.1.1	Modelo linear da taxa de desgaste do aço AISI 304 . . .	58
4.2.1.2	Modelo linear da taxa de desgaste do aço AISI 316 . . .	60
4.2.2	Modelo quadrático da taxa de desgaste	62
4.2.2.1	Modelo quadrático da taxa de desgaste do aço AISI 304	62
4.2.2.2	Modelo quadrático da taxa de desgaste do aço AISI 316	67
4.3	Influência da velocidade	69
4.4	Rugosidade das superfícies	71
4.5	Microscopia eletrônica de varredura	81
4.5.1	Superfícies	83
4.5.1.1	Superfícies obtidas nos ensaios do planejamento fatorial 2^3	83
4.5.1.2	Superfícies obtidas nos ensaios do planejamento composto central	87

4.5.2	Partículas	95
4.5.2.1	Partículas obtidas nos ensaios do planejamento fatorial 2^3	95
4.5.2.2	Partículas obtidas nos ensaios do planejamento composto central	99
4.5.3	Sub-superfícies	105
4.6	Difração de raios-X	107
4.7	Espectroscopia Mössbauer	114
4.8	Temperatura das superfícies	118
4.9	Dureza instrumentada	120
4.10	Coefficiente de atrito	123
4.11	Resumo dos resultados	126
5	Considerações Finais	127
6	Conclusões	131
7	Sugestões para Trabalhos Futuros	133
A	Microfotografias das superfícies após o desgaste	134
B	Microfotografias das partículas após o desgaste	144
C	Cálculo da fração volumétrica das fases por difração de raios-X	153
D	Determinação da dureza instrumentada	157
D.1	Determinação de outras propriedades mecânicas	159
	Referências Bibliográficas	164

Capítulo 1

Introdução

Os estudos sobre o sinergismo corrosão-desgaste vêm ganhando espaço nas pesquisas na área de tribologia, pois há uma série de equipamentos, tais como os de processamento de alimentos e de perfuração de petróleo fabricados com aços inoxidáveis, sujeitos tanto à corrosão quanto ao desgaste.

Esses estudos seguem basicamente três linhas diferentes: pesquisas sobre desgaste, sobre corrosão e sobre o sinergismo corrosão-desgaste. Vernieri (1998) estudou o desgaste de aços inoxidáveis austeníticos, com tendência à formação de martensita por deformação plástica, em ensaios de desgaste por cavitação. Toro (2001), por sua vez, estudou a corrosão de aços inoxidáveis martensíticos com elevado teor de nitrogênio e a corrosão-erosão dos mesmos materiais.

Em estudo anterior, seguindo a primeira dessas linhas, Farías (1999), constatou que, em determinadas condições de carga aplicada e distância de deslizamento, o aço inoxidável austenítico AISI 304, com maior tendência a sofrer transformação martensítica por deformação, apresentou perda de massa maior do que o aço AISI 316.

Na tentativa de contribuir para o entendimento do sinergismo corrosão-desgaste dos aços inoxidáveis austeníticos, deu-se prosseguimento a esse estudo Farías, acrescentando-se o fator velocidade. Além disso, utilizaram-se planejamentos de experimentos propostos por Box *et al.* (1978) para estudar o efeito da interação entre a velocidade, a carga e a transformação martensítica, que foram estudados separadamente por outros autores (Dumbleton e Douthett, 1977; Hsu *et al.*, 1980; Smith, 1984; Yang *et al.*, 1985; Smith, 1986; Rainforth *et al.*, 1992; Farías, 1999; Riviére *et al.*, 2003; Straffellini *et al.*, 2002), sem considerar o efeito da sua interação.

Assim, o **objetivo geral** deste trabalho foi estudar os mecanismos de desgaste por deslizamento nos aços AISI 304 e AISI 316, com os seguintes **objetivos específicos**:

- Avaliar quantitativamente a influência dos fatores: carga normal, velocidade tangencial e estabilidade da austenita na taxa de desgaste.

- Obter um modelo da variação da taxa de desgaste em função desses fatores.

Utilizaram-se a microscopia eletrônica de varredura, a difração de raios-X, a rugosidade e a dureza instrumentada, técnicas de análises das superfícies e/ou das partículas após o desgaste, além da espectroscopia Mössbauer.

Considerou-se, no entanto, de fundamental importância a utilização do planejamento fatorial, que permitiu determinar os efeitos principais da carga normal, da velocidade tangencial e da estabilidade da austenita na taxa de desgaste, bem como os efeitos de interação entre esses três fatores. Utilizou-se também o planejamento composto central, com o qual obteve-se um modelo empírico da variação da taxa de desgaste de cada um desses materiais.

Nas condições estudadas neste trabalho, o desgaste nos aços AISI 304 e AISI 316 deu-se por oxidação de partículas e por adesão. A taxa de desgaste, que atingiu um ponto máximo nos dois modelos empíricos, foi significativamente afetada pela velocidade tangencial e pela sua interação com a carga normal.

Este trabalho está estruturado da forma como se segue. A *Revisão Bibliográfica* está organizada em quatro itens (Tópicos gerais sobre os aços inoxidáveis austeníticos, Mecanismos de desgaste por deslizamento, Temperatura das superfícies e Planejamentos de experimentos). Os *Materiais e Métodos* estão divididos em três itens (Planejamentos de experimentos, Ensaio de desgaste por deslizamento e Métodos de caracterização). Os *Resultados e Discussão* constam de onze itens (Taxa de desgaste com três sub itens, Rugosidade, Microscopia eletrônica de varredura, Difração de raio-X, Espectroscopia Mössbauer, Temperatura das superfícies, Dureza instrumentada e Coeficiente de atrito e Resumo). Em seguida, apresentam-se as *Considerações Finais* e as *Conclusões*.

As listas das Figuras e das Tabelas que constam neste trabalho encontram-se por ordem numérica e a dos Símbolos, por ordem alfabética. Há Anexos mostrando as fotografias mais representativas na realização deste estudo, o cálculo da fração volumétrica das fases por difração de raios-X e a determinação das propriedades mecânicas a partir dos ensaios instrumentados de dureza.

Capítulo 2

Revisão Bibliográfica

Neste Capítulo, apresenta-se uma revisão sobre generalidades dos aços inoxidáveis austeníticos, assim como os mecanismos que podem estar presentes durante o desgaste por deslizamento desses materiais. Em seguida, apresenta-se um modelo para a determinação da temperaturas das superfícies em contato. Por fim, são descritas as principais técnicas de planejamento de experimentos utilizadas em estudos de tribologia.

2.1 Tópicos gerais sobre os aços inoxidáveis austeníticos

Neste Item, apresentam-se aspectos da composição química, microestrutura e propriedades mecânicas dos aços inoxidáveis austeníticos, bem como da transformação martensítica.

2.1.1 Constituição e propriedades

Os aços inoxidáveis austeníticos são ligas Fe-Cr, contendo geralmente de 16 % até 26 % de cromo e de 6 % até 22 % de níquel. Esses aços são designados pelas séries 300 e 200, segundo o método de classificação *American Iron and Steel Institute* (AISI). Na série 300 são incluídas as ligas Fe-Cr-Ni, e na série 200, as ligas contendo de 4 % até 15,5 % de manganês e até 0,60 % de nitrogênio (Campbell, 1992).

Os aços inoxidáveis austeníticos não são endurecíveis por tratamento térmico de têmpera e apresentam microestrutura predominantemente austenítica. Apresentam boa resistência mecânica à temperatura elevada e boa tenacidade. Além disso, sua elevada ductilidade e capacidade de encruamento permitem que sejam trabalhados a frio até atingirem valores elevados de limite de escoamento (Pickering, 1992; da Costa Silva e Mei, 1988; Chiaverini, 1971).

A boa resistência à corrosão nos aços inoxidáveis austeníticos pode ser obtida mediante um balanço de elementos estabilizadores da ferrita com elementos estabilizadores da austenita. Da mesma maneira que o cromo, elementos como o molibdênio, silício, titânio e nióbio estabilizam a ferrita, ao passo que o níquel, carbono, nitrogênio e manganês contribuem fortemente para a estabilidade da austenita (Padilha e Guedes, 1994; Marshall, 1984).

Na avaliação do efeito ferritizante ou austenitizante dos elementos na estrutura obtida após a solidificação, podem ser utilizados diagramas do tipo Schaeffler, construídos a partir de amostras soldadas e que permitem prever a microestrutura para uma determinada composição química, segundo mostrado na Figura 2.1.

Figura 2.1 - Diagrama de Schaeffler mostrando as estruturas esperadas (austenita (A); ferrita (F); martensita (M)) após soldagem para diferentes valores de níquel equivalente e cromo equivalente

A avaliação é feita em função do cromo equivalente e níquel equivalente, parâmetros que agrupam os elementos conforme seus efeitos ferritizantes e austenitizantes.

Várias expressões para o cálculo do cromo equivalente e do níquel equivalente foram obtidas empiricamente em função da composição química, em diferentes condições (soldagem de aços ligados, aços fundidos resfriados rapidamente, etc.). Ambos os parâmetros podem ser dados pela seguinte Equação de Truman (1992):

$$\begin{aligned}
 Ni_{eq} &= Ni + 0,5(Mn) + 30(C) + 25(N) + 0,3(Cu) + Co \\
 Cr_{eq} &= Cr + 2(Si) + 1,5(Mo) + 5,5(Al) + 1,75(Nb) + 1,5(Ti) \\
 &\quad + 0,75(W) + 5(V)
 \end{aligned}
 \tag{2.1}$$

Na Tabela 2.1, apresentam-se alguns dos aços inoxidáveis austeníticos mais comuns com os principais elementos de liga.

Tabela 2.1 - Especificação e composição química de alguns aços inoxidáveis austeníticos

AISI	Composição Química Nominal, % em peso					
	C	Cr	Ni	Mn	Si	Outros
201	0,15	16,00-18,00	3,50-5,50	5,50-7,50	1,00	$N = 0,25$
202	0,15	17,00-19,00	4,00-6,00	10,00	1,00	$N = 0,25$
301	0,15	16,00-18,00	6,00-8,00	2,00	1,00	...
302	0,15	17,00-19,00	8,00-10,00	2,00	1,00	...
303	0,15	17,00-19,00	8,00-10,00	2,00	1,00	...
304	0,08	18,00-20,00	8,00-10,50	2,00	1,00	...
304L	0,03	18,00-20,00	8,00-12,00	2,00	1,00	...
308	0,08	19,00-21,00	10,00-12,00	2,00	1,00	...
310	0,25	24,00-26,00	19,00-22,00	2,00	1,50	...
316	0,08	16,00-18,00	10,00-14,00	2,00	1,00	$Mo = 2,00 - 3,00$
316L	0,03	16,00-18,00	10,00-14,00	2,00	1,00	$Mo = 2,00 - 3,00$
317	0,08	18,00-20,00	11,00-15,00	2,00	1,00	$Mo = 3,00 - 4,00$
321	0,08	17,00-19,00	9,00-12,00	2,00	1,00	$Ti = 5 \times C$ (min)
347	0,08	17,00-19,00	9,00-13,00	2,00	1,00	$Nb = 10 \times C$ (min)

De ASM (1990b)

Aços contendo poucos elementos de liga, como os AISI 301 e AISI 304 apresentam altas taxas de encruamento quando sujeitos à deformação a frio, com um aumento considerável do limite de escoamento e de resistência. A formação de martensita induzida por deformação pode ser responsável por esse encruamento (Fischer e Maciag, 1977).

Por terem teores elevados de cromo e níquel, em relação aos outros tipos de aços inoxidáveis, os austeníticos apresentam maior resistência à corrosão e boa resistência à oxidação, como no caso do aço AISI 310, que contém teores máximos de cromo e níquel, 26 % e 22 %, respectivamente (Tabela 2.1).

A adição de molibdênio acima de 2 % (aços AISI 316, AISI 316L e AISI 317) aumenta a resistência à corrosão por pites. A redução do teor de carbono, como no caso dos aços da linha L, *Low Carbon*, AISI 304L e AISI 316L diminui a suscetibilidade à corrosão intergranular, o mesmo ocorrendo com a adição de elementos com maior afinidade pelo carbono do que o cromo, principalmente o titânio o o nióbio, como no caso dos aços estabilizados, AISI 321 e AISI 347. A adição de silício aumenta a resistência à corrosão e à oxidação (Padilha e Guedes, 1994; Novak, 1977).

Para diminuir o custo e aumentar a resistência mecânica, com sacrifício mínimo na resistência à corrosão, adicionam-se manganês e nitrogênio, reduzindo-se o teor de níquel, como no caso dos aços AISI 201 e AISI 202. Entretanto, o nível de resistência mecânica nessas ligas é relativamente baixo. Assim, a adição de teores mais elevados de

nitrogênio (até 0,9 %) pode elevar o limite de escoamento de 200 MPa para 500 MPa (Padilha, 2002).

Além da austenita (γ), da ferrita (δ) e da fase sigma (σ), outras fases, como martensitas induzidas por deformação, carbonetos $M_{23}C_6$, MC e M_6C , fases intermetálicas Chi (χ) de Leves (η), nitretos, sulfetos e boretos podem estar presentes na microestrutura dos aços inoxidáveis austeníticos. A quantidade, tamanho, morfologia e distribuição dessas fases influenciam as propriedades mecânicas desses materiais (Padilha e Guedes, 1994; Novak, 1977).

Os aços inoxidáveis austeníticos recebem tratamento térmico de solubilização a 950 a 1150°C, para a dissolução de carbonetos, e de resfriamento rápido ao ar ou em água, para evitar sua precipitação (ASM, 1990a; Novak, 1977). No entanto, as ligas da série 300, com elevados teores de cromo e adição de molibdênio, de titânio ou nióbio, e os aços com teores reduzidos de carbono podem apresentar a ferrita δ e/ou a fase σ . Isso produz um efeito negativo na resistência à corrosão, que, no caso dos aços com teores reduzidos de carbono, pode ser neutralizado com o aumento da porcentagem de níquel (Marshall, 1984; Novak, 1977).

Exemplos típicos de aplicações de alguns aços inoxidáveis austeníticos são apresentados Tabela 2.2.

Tabela 2.2 - Aplicações específicas recomendadas para alguns aços inoxidáveis austeníticos

Liga	Aplicações
AISI 304	Válvulas e peças de tubulações, equipamentos hospitalares, equipamentos para indústrias, petroquímicas, alimentícias, peças para construção mecânica, parafusos, rebites, tirantes.
AISI 304L	Mesmas aplicações do AISI 304, partes soldadas, indústria aeronáutica e elétrica.
AISI 316	Mesmas aplicações do AISI 304, peças para construção naval, indústria de papel.
AISI 316L	Mesmas aplicações do AISI 316, partes soldadas.

Peckner e Bernstein (1977), da Costa Silva e Mei (1988)

2.1.2 Transformação martensítica

A transformação sem difusão da austenita em martensita pode ocorrer por deformação, abaixo da temperatura de início da transformação por deformação (M_d) ou por resfriamento, abaixo da temperatura de início da transformação por resfriamento (M_s) (Honeycombe, 1981).

Os aços austeníticos que sofrem transformação martensítica por deformação a frio são chamados de metaestáveis, por oposição aos estáveis, que retêm a estrutura austenítica mesmo após considerável deformação a frio (da Costa Silva e Mei, 1988). Com essa

transformação, é possível aumentar o limite de escoamento do aço para valores superiores a 1200 MPa (Tessler e Barbosa, 1990; Padilha, 2002).

A partir da austenita, podem formar-se dois tipos de martensita: uma com estrutura ccc (α') ferromagnética com parâmetro de rede $a=2,872 \text{ \AA}$ e a outra hcp (ε), paramagnética com parâmetros de rede $a=2,532 \text{ \AA}$ e $c=4,114 \text{ \AA}$. Como o parâmetro de rede da austenita, de estrutura cfc, é $a=3,588$, a presença da fase α' provoca uma expansão volumétrica e a da fase ε , uma contração volumétrica (Marshall, 1984).

Segundo Mangonon e Thomas (1970), para o aço 304, a sequência de transformação proposta é $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$. A nucleação da martensita ε ocorre nas falhas de empilhamento e, a da martensita α' , nas intersecções entre lâminas de ε com contornos de macla e com contornos de grão (Olson e Cohen, 1976a; Olson e Cohen, 1976b).

A quantidade de martensita aumenta com o aumento do grau de deformação, com a diminuição da temperatura de deformação e com o aumento da velocidade de deformação.

Olson e Cohen (1975) apresentaram um modelo para a determinação da fração volumétrica da martensita em função do grau de deformação, que foi ajustado aos dados experimentais obtidos por Angel (1954). Em ambos os estudos, as curvas de variação do teor de martensita aproximaram-se da forma senoidal, segundo a Figura 2.2, em que os dados experimentais são indicados com pontos e as curvas sólidas representam o modelo teórico.

Figura 2.2 - Comparação entre as curvas para o aço 304 calculadas por Olson e Cohen (1975) com os dados de Angel (1954)

No início da deformação, a taxa de formação de martensita, que era zero, aumentou gradualmente. Com o aumento da deformação, houve uma diminuição dessa taxa, que atingiu um nível de saturação abaixo de 90 %. O aumento da temperatura de deformação diminuiu o valor de saturação.

Seetharaman e Krishnan (1981) também constataram a sequência de transformação martensítica $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$, através do estudo do comportamento da deformação plástica

do aço inoxidável 316. Nesse trabalho, foram realizados ensaios de tração uniaxial a temperaturas ambiente e inferiores (-70 e -196°C). A análise dos resultados de difração de raios-X confirmou os obtidos por Mangonon e Thomas (1970) no aço 304, segundo se mostra na Figura 2.3.

Figura 2.3 - Frações volumétricas de martensita α' e ε , obtidas através de análises de difração de raios-X de amostras deformadas a -196°C por tração uniaxial e laminação. Os dados obtidos por Mangonon e Thomas (1970) para o aço 304 também são mostrados como objeto de comparação (Seetharaman e Krishnan, 1981)

Observa-se ainda na Figura 2.3 que a taxa de aumento da fração volumétrica de martensita α' com a deformação ($dV_\alpha/d\varepsilon_p$) no aço 316 foi consideravelmente inferior à correspondente no aço 304. Essa diferença de comportamento entre os dois aços inoxidáveis foi atribuída à existência de energia de defeito de empilhamento (EDE) mais alta no aço 316 (Seetharaman e Krishnan, 1981; Schramm e Reed, 1975).

Várias equações empíricas têm sido propostas para a determinação da temperatura da transformação martensítica em função da composição química. A temperatura M_s pode ser determinada usando-se a Equação:

$$M_s(\alpha') = 1305 - 61,1\%Ni - 41,7\%Cr - 33,3\%Mn - 27,8\%Si - 1667\%(C + N) \quad (2.2)$$

Para a transformação martensítica induzida por deformação, a temperatura M_d pode ser determinada por meio da Equação de (Angel, 1954):

$$M_{d30} = 497 - 20\%Ni - 13,7\%Cr - 8,1\%Mn - 9,2\%Si - 18,5\%Mo - 462\%(C + N) \quad (2.3)$$

onde M_{d30} é a temperatura onde se forma 50% de α' após uma deformação verdadeira em tração de 30%.

Comparando-se os coeficientes da Equação 2.3 com o valor relativo de níquel igual a 1, o carbono e o nitrogênio têm maior efeito na diminuição da temperatura $M_{d_{30}}$. Comparados com o silício, o cromo, o molibdênio e o manganês, o níquel e o cobre têm maior efeito. Assim, aços inoxidáveis com baixos teores de elementos de liga, como o AISI 301 (17Cr-7Ni), apresentam alto grau de metaestabilidade, ao passo que aços inoxidáveis com maiores teores de elementos de liga, como o aço AISI 316, têm menor tendência à formação de martensita por deformação.

2.2 Mecanismos de desgaste por deslizamento

Neste Item, são apresentados os principais mecanismos de desgaste por deslizamento que podem predominar em determinadas condições de carregamento, tais como desgaste adesivo, por fadiga e oxidativo.

2.2.1 Desgaste adesivo

O desgaste adesivo ocorre durante a ação combinada da adesão entre as asperezas e do movimento de deslizamento de duas superfícies em contato, causando uma deformação plástica severa das asperezas. Posteriormente ocorre um arrancamento de fragmentos de material das superfícies, que são aderidos e transferidos para as superfícies até serem convertidos em resíduos de desgaste. A transferência de material é o fenômeno que distingue-se o desgaste adesivo dos outros mecanismos de desgaste (Rabinowicz, 1965).

Várias teorias tem sido propostas para descrever o mecanismo de desgaste adesivo, nas quais se consideram processos envolvendo a deformação plástica das superfícies e sub-superfícies, a formação de trincas sub-superficiais, e a transferência de material (Farías, 1999).

Kayaba (1979) apresentou um modelo mostrando as etapas da formação de resíduos de desgaste num par tribológico de aço inoxidável austenítico. A primeira etapa consiste da formação e crescimento de junções adesivas, seguida de escorregamento sucessivo de material para formar um volume em forma de lâmina.

Esse escorregamento ocorre juntamente com a formação e crescimento de trincas, na base da lâmina, até provocar a fratura e o destacamento de um fragmento material da superfície. Esse fragmento se transfere para a superfície do contra-corpo e interage com outros fragmentos e com meio interfacial até que é removido do contato como partículas de desgaste, constituídas por lâminas empilhadas, conforme mostrado na Figura 2.4.

Figura 2.4 - Partícula de desgaste em forma de lâminas empilhadas (*slip-tongues*) segundo o modelo de desgaste adesivo de Kayaba (1979). Experimento realizado com amostras de aço inoxidável austenítico SUS 304 em aparato montado num microscópio eletrônico de varredura, simulando o contato entre duas asperezas

Uma outra teoria, similar à de Kayaba (1979), mostrando o comportamento dos fragmentos de material retidos na interface foi apresentada por Sasada (1979). As observações desse autor mostraram que as partículas de desgaste não são produzidas diretamente a partir dos fragmentos de material desprendidos das superfícies em deslizamento.

Na Figura 2.5, apresenta-se a seqüência de eventos que ocorrem no desgaste adesivo, segundo proposto Sasada (1979).

Figura 2.5 - Modelo de formação de uma partícula de desgaste proposto por Sasada (1979)

Pequenos fragmentos aderem-se nas duas superfícies e juntam-se uns com os outros, ocorrendo um aumento do seu tamanho. Além disso, esses fragmentos sofrem oxidação e encruamento devido à deformação plástica. As partículas resultantes, chamadas de elementos de transferência ou partículas transferidas, podem ter forma equiaxial (etapa 6 na Figura 2.5) ou laminar (etapa 10). As partículas com estrutura laminar surgem como resultado das pressões de compressão e de cisalhamento. Assim, o fragmento destacado inicialmente pode sofrer alteração da sua forma, composição química e propriedades mecânicas, antes de ser removido da interface das duas superfícies em contato.

Outro estudo da sequência de eventos envolvidos no desgaste por deslizamento, realizado por Rigney *et al.* (1984), mostrou que, inicialmente, o contato entre as asperezas provoca deformação plástica que, conseqüentemente, produz alterações da microestrutura das superfícies e sub-superfícies. Essas alterações levam a uma instabilidade do material, provocando arrancamento e transferência dos fragmentos retidos na interface.

Os eventos subseqüentes, segundo as observações de Rigney *et al.* (1984), tem analogia com o processo de elaboração mecânica de ligas (*mechanical alloying*)⁽¹⁾, em que os fragmentos transferidos são deformados, encruados e misturados com outros do mesmo material ou do material do contra-corpo e também com os componentes do meio interfacial (oxigênio, lubrificantes, óxidos). O resultado desse processo de mistura mecânica é uma camada superficial com uma estrutura de grãos muito pequenos, a partir da qual surgem os resíduos de desgaste.

Além disso, do estudo de Rigney *et al.* (1984), foi possível determinar a composição química e a morfologia das superfícies de desgaste, bem como a composição química, a estrutura e a geometria das partículas de desgaste. Nas superfícies desgastadas, observou-se a presença de fragmentos aderidos e de micro-ranhuras, desde os primeiros micrometros de distância percorrida. Observou-se que o material aderido apresentou-se formando lâminas sobrepostas, confirmando as observações de Kayaba (1979).

O mecanismo de formação das micro-ranhuras consiste do sulcamento da superfície do substrato mais mole provocado pelas partículas transferidas encruadas. Esse sulcamento pode levar à formação de trincas na superfície como resultado de forças de tração, conforme mostrado na Figura 2.6.

⁽¹⁾ *Mechanical Alloying*: expressão utilizada na referência aos processos que envolvem a moagem de alta energia, mesmo para os não relacionados com o processamento de ligas metálicas (Cintha, 2003).

Figura 2.6 - Mecanismo de formação de ranhuras produzidas pelas partículas transferidas encruadas (Stachowiak e Batchelor, 2000)

Quanto à morfologia das partículas de desgaste, Rigney *et al.* (1984) observou que podem apresentar dois tipos básicos de geometrias: laminares e não laminares, ambos com uma estrutura de grãos muito pequenos, semelhante à obtida na camada de material transferido.

A formação de resíduos laminares pode ser explicada a partir da teoria de delaminação de (Suh, 1977a; Suh, 1977b) que mostra a formação de resíduos de desgaste em forma de lâminas a partir de trincas propagadas na direção paralela à superfície.

Os resíduos não laminares se apresentam na forma de cilindros, esferas, cavacos, partículas irregulares ou aglomerados de partículas pequenas. Diferentes processos podem dar origem a essas partículas, sendo o enrolamento das partículas laminares o processo que pode gerar as formas cilíndricas, e a atração (por ferromagnetismo) entre as pequenas partículas, o que pode gerar os aglomerados (Rigney *et al.*, 1984).

A aplicação de altas cargas e com insuficiente lubrificação, pode ocorrer um desgaste adesivo severo da superfície de componentes metálicos em deslizamento. Este tipo de desgaste é definido como *galling*. O dano é caracterizado pela presença de fragmentos aderidos nas superfícies com tamanhos macroscópicos, visíveis facilmente nas duas superfícies em contato (Hutchings, 1992; Magee, 1992).

Segundo Peterson (1985), o comportamento de um sistema tribológico, sob determinadas condições de operação (carga, velocidade e temperatura) se caracteriza, por um lado, por um coeficiente de atrito estável, com superfícies lisas e com muito pouca transferência de material. Essa última ocorre como a transferência de um filme fino e contínuo.

Por outro lado, esse comportamento também é caracterizado por um atrito variável e elevado, superfícies desgastadas rugosas e engripadas, grandes fragmentos de material transferido para ambas as superfícies e magnitude do desgaste elevada, sendo considerado como dano por *galling*.

Segundo Peterson (1985), o *galling* pode ser convenientemente considerado como um

processo de deformação plástica da superfície, o qual depende do coeficiente de atrito, da distribuição de tensões e da resposta do material à tensão aplicada. Os fatores que afetam o *galling* foram subdivididos em três categorias: fatores que influenciam a adesão, a deformação plástica e a formação de filme, como mostrado na Tabela 2.3.

Tabela 2.3 - Fatores que afetam o *galling*

Adesão	Deformação	Formação de filme
Miscibilidade	Dureza	Temperatura de oxidação
Solubilidade	Endurecimento	Propriedades óxido/metal
Energia de superfície	Alongamento	Dureza do óxido
Raio atômico	Recristalização	Lubrificante
	Energia de defeito de empilhamento	
	Estrutura cristalina	

De Peterson (1985)

Como resultado de ensaios de deslizamento de um par tribológico de aço inoxidável austenítico 316, em função da carga normal, Peterson (1985) mostrou que o aumento da tensão e a diminuição da rugosidade inicial produz um aumento da severidade do *galling*.

2.2.2 Desgaste por fadiga

O termo desgaste por fadiga (*fatigue wear*) surgiu de observações das partículas de desgaste geradas em contatos por deslizamento ou por rolamento, mostrando a sua formação a partir de trincas. A natureza das trincas são as altas tensões cíclicas nos contatos de asperezas que produz níveis elevados de deformação nas regiões superficiais e sub-superficiais. Essa deformação e a conseqüente modificação da microestrutura dos materiais tem um efeito significativo no desgaste (Stachowiak e Batchelor, 2000).

Um mecanismo de desgaste por fadiga é ilustrado na Figura 2.7 em que se observa a formação de uma trinca (1) na superfície e sua posterior propagação para a sub-superfície (2). Uma segunda trinca poder aparecer numa já existente ou coalescer com a trinca primária (formada na sub-superfície) (3). No último estágio (4), a trinca alcança a superfície, ocorrendo o destacamento de uma partícula de desgaste.

Figura 2.7 - Esquema ilustrando o processo de nucleação e crescimento de trincas durante o desgaste por deslizamento (Stachowiak e Batchelor, 2000)

Vários fatores contribuem para a nucleação de trincas:

- Partículas de segunda fase: defeitos microestruturais como inclusões atuam como núcleos para formação de vazios durante a deformação plástica. Os vazios gerados produzem uma concentração de tensões e, conseqüentemente a nucleação de trincas. Segundo Suh (1977a) e Jahanmir e Suh (1977), a nucleação de trincas pode ser devido à quebra da interface matriz-partícula ou devido à quebra da partícula.
- EDE: materiais com elevada EDE apresentam tendência a apresentar uma distribuição heterogênea de discordâncias (arranjo celular de discordâncias). As células de discordâncias podem admitir uma grande deformação plástica, sendo uma região propícia para a formação de vazios e para a nucleação de trincas (Rigney e Glaeser, 1978).

Com relação à etapa de propagação, Jahanmir e Suh (1977) mencionam que as trincas se propagam paralelas à superfície e a uma profundidade onde as tensões de cisalhamento são elevadas. A propagação ocorre ao longo dos planos de escorregamento ou de contornos de células de discordâncias.

Assim, parece existir ainda controvérsia sobre a denominação dos mecanismos de desgaste por deslizamento em que há evidência experimentais que confirmam a teoria de delaminação de Suh (1977b). De um lado, são chamados de mecanismos de desgaste por fadiga, pela presença de tensões cíclicas e formação de trincas sub-superficiais, e

de outro, de de desgaste por delaminação, pela formação de trincas sub-superficiais paralelas à superfície e de resíduos de desgaste laminares.

2.2.3 Desgaste oxidativo

A maioria dos metais é instável termodinamicamente no ar e reagem com o oxigênio formando uma camada do óxido na sua superfície que os protege contra a oxidação posterior. A capacidade de proteção da camada de óxido é controlada pela taxa de difusão dos íons metálicos e de oxigênio para o interior da camada que, por sua vez, é influenciada pela temperatura e pela composição da camada protetora.

A influência da temperatura na cinética da oxidação é descrita por um relação parabólica. Durante o contato por deslizamento de duas superfícies metálicas, a baixas temperaturas ou a temperatura ambiente, a oxidação do metal é muito rápida e ocorre nos contatos de asperezas, onde a temperatura pontual ou *flash* exerce uma marcada influência.

Esse período de rápida oxidação é seguido pela passivação da superfície, limitando o crescimento do filme de óxido até uma espessura da ordem de 2 nm, para aços carbono e baixa liga, para temperaturas inferiores a 200 °C (Fehlner, 1986), ou até valores típicos de 2 μm de espessura, para temperaturas inferiores a 450 °C (Quinn *et al.*, 1979). Entretanto, a temperaturas elevadas, acima 450 °C, a oxidação passa a ser mais dominante fora dos contatos de asperezas, ocorrendo um crescimento mais acelerado do filme de óxido chegando atingir espessuras de 10 μm (Quinn *et al.*, 1979).

Quanto à influência da composição química das camadas, nos componentes de aços carbono e baixa liga, quando expostos ao ar e a temperaturas inferiores a 600 °C formam-se camadas superficiais do óxido Fe_3O_4 as quais servem como uma barreiras para a oxidação por longos períodos de tempo. A temperaturas superiores a 600 °C, porém, as camadas do óxido FeO formadas na superfície não atuam como barreiras eficientes, permitindo a difusão dos íons e conseqüentemente, o aumento da taxa de oxidação.

Assim, para aplicações a elevadas temperaturas, são recomendadas ligas à base de Fe, Fe-Ni ou de Ni. Nessas condições, a formação de uma camada superficial de Cr_2O_3 atua eficientemente na proteção contra a posterior oxidação sendo a perda de metal usualmente baixa.

Além da capacidade de proteção contra a perda de material por efeito químico, os óxidos também podem oferecer uma proteção à superfície contra a perda de massa devido aos esforços mecânicos originados durante o deslizamento. O efeito da oxidação na redução do desgaste tem sido comprovado em vários estudos (Archard e Hirst, 1956;

Welsh, 1965; Quinn *et al.*, 1979; Quinn *et al.*, 1984).

A temperatura ambiente, o contato metal-metal é caracterizado por um período inicial de desgaste severo (assentamento ou *running-in*) seguido por uma mudança para desgaste moderado (Archard e Hirst, 1956). Baixos valores de carga e de velocidade (Welsh, 1965) e altas taxa de oxidação (Eyre e Maynard, 1971) favorecem essa transição. Nessas condições, ocorre a rápida formação de uma camada de óxido nas superfícies, das quais desprendem-se as partículas de óxido (Stott, 1998).

Ainda sobre os efeitos da carga e da velocidade, foi demonstrado por Hirst e Lancaster (1966) e por Welsh (1965) a ocorrência de grandes variações na taxa de desgaste com pequenas alterações nos valores de carga e de velocidade. Estas variações foram associadas às transições T1 e T2, conforme mostrado na Figura 2.8.

Figura 2.8 - Intensidade do desgaste de aços no contato deslizante a seco no ar como em função da carga e da velocidade (Tompson e Stobo, 1974)

Abaixo T1 e acima de T2, predomina o mecanismo de desgaste oxidativo e o desgaste é denominado moderado, em quanto que entre T1 e T2 predomina o mecanismo de desgaste adesivo, sendo chamado de regime de desgaste severo. Com base nas transições T1 e T2, os estudos do desgaste oxidativo tem sido direcionados em dois sentidos, a saber:

- desgaste oxidativo acima de T2, presente em níveis elevados de carga e de velocidade e
- desgaste oxidativo abaixo de T1, que ocorre em níveis baixos de velocidades.

Quanto ao desgaste oxidativo a altas velocidade, Lim e Ashby (1987) distinguiram dois regimes de desgaste oxidativo: moderado e severo, referindo-se à magnitude da oxidação e não à do desgaste. Para os dois regimes a taxa de desgaste é baixa, típica do desgaste moderado. Segundo Quinn (1983), no regime de desgaste oxidativo moderado, para velocidades superiores a 1 m/s, a temperatura de contato entre asperezas pode

atingir valores muito elevados, e se a carga no contato é baixa, de maneira que favoreça a ocorrência de desgaste moderado ocorre o crescimento de uma camada de óxido superficial. Nessas condições a oxidação prossegue de maneira muito rápida, particularmente nos contatos de asperezas devido ao aquecimento por atrito.

Na Figura 2.9 apresenta-se a seqüência de eventos associados à formação e remoção de camadas de óxido durante o desgaste oxidativo para altas velocidades de deslizamento.

Figura 2.9 - Mecanismo de desgaste oxidativo para altas velocidades (Stachowiak e Batchelor, 2000)

Uma vez iniciado o contato por deslizamento, inicia-se um período de desgaste severo, havendo remoção do filme de óxido que protege as superfícies originais. Nesse período há um aumento da taxa de desgaste e do atrito. Logo após, as superfícies são protegidas novamente e inicia-se um período de desgaste moderado em que ocorre o aumento da espessura do filme superficial e a diminuição da taxa de desgaste. O filme é removido das superfícies após atingir uma espessura crítica quando já não resiste às pressões normais e de cisalhamento do contato.

Estudos realizados por Quinn *et al.* (1980), do desgaste oxidativo de aços baixa liga, em velocidades de deslizamento de 2, 4 e 5 m/s e na faixa de carga de 4 a 55 N, mostraram que para cargas inferiores a 12 N as amostras ensaiadas apresentaram baixos valores de taxas de desgaste. Isso foi explicado pela formação de óxido $\alpha - Fe_2O_3$ nas

superfícies desgastadas a temperaturas inferiores a 200 °C. O aumento da carga acima de 12 N provocou um aumento da temperatura de contato até 500 °C e a formação de óxido Fe_3O_4 , que causou um aumento da taxa de desgaste, porém dentro da faixa de desgaste oxidativo moderado.

No entanto, Quinn *et al.* (1980) observou um aumento acelerado da taxa de desgaste e da temperatura (acima de 600 °C) a partir de uma carga crítica de 30 N, que foi atribuído à mudança da composição do óxido superficial de Fe_3O_4 para FeO .

Em todas as condições ensaiadas a espessura crítica da camada de óxido manteve-se num valor constante de 2 μm , aproximadamente. Assim, o aumento da taxa de desgaste oxidativo com a carga podem ser relacionado ao aumento da temperatura de contato e à variação da composição do filme de óxido.

Segundo Lim e Ashby (1987), para velocidades acima de 10 m/s, ocorre um aumento da taxa de oxidação, resultando numa transição para o regime de desgaste oxidativo severo. Além disso, esse regime está associado à deformação e "fusão" localizada do filme de óxido que causam a formação de um líquido viscoso na interface de deslizamento.

Com relação ao desgaste oxidativo a baixas velocidades, as análises de Jiang *et al.* (1994) em relação ao efeito da oxidação no desgaste por deslizamento alternado, em baixas velocidades (de 0,075 até 0,10 m/s) e em temperaturas de 20 até 800 °C, mostraram que, embora sendo da mesma natureza que os observados a altas velocidades de deslizamento, os mecanismos de desgaste oxidativo foram pouco influenciados pelo aquecimento por atrito. Além disso, nessas condições de baixas velocidades, não foi observada a "fusão" do óxido, mesmo em temperaturas elevadas, próximas dos 800 °C.

Segundo Stott *et al.* (1985), três casos limites de mecanismos de desgaste oxidativo em baixas velocidades podem ser identificados, a saber:

1. Oxidação-riscamento-reoxidação (*Oxidation-scrape-reoxidation*)

Oxidação dos contatos de asperezas que se propaga por toda a área nominal de contato: eventualmente, o óxido é removido das superfícies, expondo-as ao contato com o oxigênio do ar e oxidando-as novamente. Esse mecanismo é similar ao de desgaste oxidativo moderado proposto por Quinn (1983). As partículas de óxido podem ser removidas como resíduos ou podem ainda provocar desgaste por abrasão das superfícies, quando retidas na interface, ou ser compactadas entre as duas superfícies, oferecendo-lhes proteção contra o desgaste.

2. Oxidação plena (*Total oxide*)

Em certas condições, particularmente a elevadas temperaturas, o óxido gerado pode ser removido apenas parcialmente pela ação mecânica. Nessas condições,

a espessura da camada de óxido continua aumentando com o tempo, evitando o contato metal-metal e, por conseguinte, o desgaste das superfícies.

3. Oxidação de partículas metálicas (*Metal debris*)

Os pequenos fragmentos de material desprendidos das superfícies nos primeiros instantes do contato por deslizamento, podem sofrer fratura e oxidação. Este processo de oxidação ocorre em frações de segundos, mesmo a temperatura ambiente (Jiang *et al.*, 1994). Nessas condições de contato, a oxidação é favorecida pelo calor da deformação e pelo aumento da energia das partículas, devido ao aumento da densidade de defeitos e da energia de superfície (Davies *et al.*, 1954). A camada protetora de óxido se forma como resultado da deformação plástica, da fratura e da aglomeração das partículas oxidadas que ficam retidas entre as duas superfícies, gerando-se, portanto, uma camada compacta que eventualmente é quebrada pela ação das tensões de cisalhamento.

Outro fator que favorece a ocorrência de desgaste oxidativo é a temperatura. Acima de determinado valor de temperatura, ocorre uma diminuição considerável da taxa de desgaste. Nessas condições, o tempo necessário para a formação de um filme de óxido protector é menor, comparado com os mecanismos que ocorrem a temperatura ambiente ou a temperaturas inferiores à temperatura de transição. A ocorrência da transição em função da temperatura está relacionada à formação de uma camada lisa de óxido de aparência "vítrea" originada a partir da compactação das partículas oxidadas (Jiang *et al.*, 1995; Stott, 2002). Na Figura 2.10 apresentam-se os diferentes processos que sofrem as partículas de desgaste durante o deslizamento em função da temperatura, e seus efeitos na taxa de desgaste.

Figura 2.10 - Diagrama mostrando processo de desgaste por deslizamento em função da temperatura. Adaptado de Jiang *et al.* (1995)

2.2.4 Desgaste por deslizamento dos aços inoxidáveis austeníticos

O interesse dos pesquisadores está focalizado no estudo da influência da magnitude da deformação plástica das camadas sub-superficiais (Hisakado *et al.*, 2000; Tarassov e Kolubaev, 1999), do gradiente de dureza (Hsu *et al.*, 1980), da transformação martensítica (Hsu *et al.*, 1980; Yang *et al.*, 1985; Smith, 1984) e da composição química (Dumbleton e Douthett, 1977; Schumacher, 1985) na resistência ao desgaste dos aços inoxidáveis austeníticos com pouco ênfase nos mecanismos de desgaste. Alguns desses resultados são apresentados a seguir.

Hsu *et al.* (1980), em estudo do desgaste de blocos de aço AISI 304 e AISI 316 contra anéis de aço AISI 440C em função da carga (67, 133 e 200 N) na velocidade de 0,055 m/s, concluíram que a martensita induzida por deformação plástica, em maior quantidade no aço AISI 304, foi responsável pelo maior desgaste desse material e do contra-corpo em relação ao aço AISI 316.

Yang *et al.* (1985) utilizaram o mesmo sistema de ensaio do de Hsu *et al.* (1980) para estudar o desgaste dos aços AISI 304 e 310 contra o aço ferramenta M2 em atmosfera de argônio e concluíram que durante o desgaste do aço AISI 304 a formação de uma camada mista muito dura, composta de austenita encruada, de martensita e de aço ferramenta, provoca abrasão no contra-corpo.

Smith (1984), estudando o desgaste alternativo de pinos de aço AISI 316 contra placas do mesmo material em função da distância (até 3.318 m) e da carga (de 8 a 48 N) na velocidade de 0,033 m/s, constatou a presença de martensita em todas as condições de ensaio cuja quantidade aumentou com a distância, para baixas cargas, e diminuiu com carga. Além disso, observou-se partículas com óxido ($\epsilon\text{-Fe}_2\text{O}_3$), para grandes distâncias e cargas baixas e superfícies e partículas metálicas, para cargas elevadas. Esse autor sugere o mecanismo de desgaste por formação de proas (*prow formation*) que envolve a transferência de material e é afetado pela oxidação e pela transformação martensítica.

Analisando o efeito da velocidade (de 0,018 a 0,072 m/s) e da distância (até 18.248 m) no desgaste desse mesmo material no mesmo equipamento e na carga de 8 N, Smith (1985) observou a ocorrência de transição de desgaste severo para desgaste misto (*mixed wear*). Essa diminuição na taxa de desgaste no regime misto foi associada à formação de óxido ($\alpha\text{-Fe}_2\text{O}_3$) e de partículas metálicas. Observou-se também que a distância de transição aumentou com o aumento da velocidade.

Continuando o estudo para uma faixa mais ampla de carga (de 0,5 a 90 N), Smith (1986), constatou a ocorrência de transição em função da carga de desgaste misto para desgaste severo.

O efeito do óxido na redução de desgaste do aço AISI 316L com o aumento da carga (de 2 a 60 N) foi confirmado no trabalho de Rainforth *et al.* (2002). As análises por microscopia eletrônica de transmissão das superfícies de pinos de aço AISI 316L, após o desgaste contra discos de Mg-Zr, evidenciaram que essa diminuição foi devido à mistura da matriz austenítica, deformada, com o óxido, composto de uma fase de não equilíbrio (*non-equilibrium phase*) e de uma fase amorfa ricas em oxigênio. Gera-se, então, uma camada mista (*mechanically mixed layer* ou MML) muito dura com maior resistência ao desgaste que o material inicial. Esses autores sugerem o mecanismo de desgaste misto ("desgaste oxidativo+sulcamento").

Straffelini *et al.* (2002), em estudo da resistência ao desgaste de pinos de aço AISI 304L com 20 % de ferrita deslizando contra discos de aço ferramenta AISI D3 na faixa de velocidade de 0,2 a 1,2 m/s, constataram a ocorrência de transição em função da distância. O desgaste foi por delaminação, antes da transição e por oxidação (*tribo-oxidation*), após a transição. O mesmo ocorreu no aço duplex 2205, porém, o valor da distância de transição foi maior. Isso foi atribuído à maior dureza do aço 2205 em relação ao aço AISI 304L.

Segundo esses autores, para os dois materiais, a diminuição da taxa de desgaste com a formação de óxido após a transição é favorecida pelo aumento da espessura da camada de óxido e pelo encruamento das camadas sub-superficiais que sustentam essa camada.

Assim, para os aços inoxidáveis austeníticos, constata-se que de modo geral os estudos tem sido realizados em baixas velocidade de deslizamento em que predominam, em função das condições de carregamento, o desgaste por oxidação, desgaste por delaminação ou desgaste misto. Além disso, o comportamento do desgaste por deslizamento dos materiais estudados depende da relação entre a dureza da camada mista e a dureza das camadas que a sustentam. Essa relação foi discutida por Rigney (1994), que considera importante o efeito da oxidação, encruamento, transformação martensítica, transferência de material e mistura mecânica na dureza da camada mista.

2.3 Temperatura das superfícies

Durante o deslizamento de dois componentes mecânicos ocorre a transformação da energia mecânica em calor, devido ao atrito. Esse processo de geração de calor, chamado de aquecimento por atrito, é responsável pelo aumento da temperatura dos corpos em contato, principalmente na vizinhança da área real de contato, afetando o comportamento tribológico dos componentes, particularmente a altas velocidades de deslizamento (Kennedy, 1984).

As temperaturas de interesse são: a **temperatura média** ou **de volume**, T_b (*bulk temperature*), da região próxima ao contato, e a **temperatura pontual**, T_f (*flash temperature*), do contato real das asperezas. A temperatura média, T_b , é a temperatura da superfície de contato que seria atingida se o calor do atrito estivesse distribuído uniformemente na área nominal de contato, A_n , e seus valores são próximos da temperatura a uma distância pequena da superfície de contato. A temperatura pontual, T_f , é, na maioria dos casos, maior do que T_b , pois, na realidade, o calor se difunde nos contatos de asperezas que conformam a área real de contato (Ashby *et al.*, 1991).

Nos trabalhos de (Lim e Ashby, 1987; Ashby *et al.*, 1991), o cálculo de T_b e T_f , foram feitas algumas considerações para o fluxo de calor transiente e estacionário, propriedades térmicas, geometria dos dois sólidos em contato e resistência térmica do contato. Os cálculos foram realizados para vários tipos de geometrias de contato, pino-sobre-disco, placa-sob-placa, esfera-sob-placa, entre outras. A seguir são apresentadas as principais Equações para o cálculo das temperaturas T_b e T_f , considerando a geometria pino-sobre-disco.

2.3.1 Temperatura média

Para simplificar o cálculo da temperatura média, Lim e Ashby (1987), consideraram o fluxo de calor numa única direção. Como mostrado na Figura 2.11, quando um pino (identificado com subíndice 1) desliza sobre um disco (subíndice 2), o calor de atrito é gerado na interface. O calor gerado por unidade de área por tempo (em J/m²s) é dado por:

$$q = \frac{\mu CV}{A_n} \quad (2.4)$$

onde:

μ : coeficiente de atrito

C : força normal aplicada no pino

V : velocidade de deslizamento

$A_n = \pi r_o^2$: área nominal de contato (área da ponta do pino)

r_o : raio de contato nominal (raio da ponta do pino)

Figura 2.11 - Temperatura de média na interface pino/disco (Lim e Ashby, 1987).

Durante o deslizamento, uma fração de calor (α_c) se difunde para a superfície de contato do pino, onde é liberada por radiação e a fração restante é absorvida pelo mesmo. Após um período transiente, a temperatura do pino alcança uma distribuição estacionária que pode ser calculada utilizando a primeira lei de fluxo de calor, sendo o fluxo de calor (em J/m²s) dado por:

$$J \simeq k \left(\frac{T_b - T_0}{l_b} \right) \quad (2.5)$$

onde:

l_b : distância de difusão linear

k : condutividade térmica do material

T_0 : temperatura ambiente

A temperatura média pode ser obtida por balanço de calor utilizando as Equações 2.4 e 2.5:

$$q = q_1 + q_2 \quad (2.6)$$

$$\frac{\mu CV}{A_n} = \frac{k_1}{l_{1b}}(T_b - T_0) + \frac{k_2}{l_{2b}}(T_b - T_0)$$

O primeiro e o segundo termo do lado direito da Equação 2.6 representam o calor difundido para o interior do pino e do disco, respectivamente. k_1 é a condutividade térmica do pino e k_2 a condutividade térmica do disco. l_{1b} e l_{2b} são as distâncias de difusão linear do pino e do disco.

Assim, a temperatura média, T_b , é dada por:

$$T_b = T_0 + \frac{\mu CV}{A_n} \left[\frac{k_1}{l_{1b}} + \frac{k_2}{l_{2b}} \right]^{-1} \quad (2.7)$$

A complexidade do cálculo da temperatura surge na determinação dos parâmetros l_{1b} e l_{2b} da Equação 2.7. Seus valores são maiores do que o representado na Figura 2.11 (l_b), pois, durante o deslizamento, o calor é liberado por condução, principalmente, e também por convecção e radiação. Além disso, as distâncias de difusão são afetadas pela geometria do fluxo de calor (linear, radial, etc.), pelo estado do fluxo de calor (transiente ou estacionário) e pela resistência de contato térmico pino/disco. Levando em consideração estas observações, a distância de difusão de calor linear para o pino, segundo Ashby *et al.* (1991), é dada por:

$$l_{1b} = l_1 + \frac{A_n k_1}{A_{r1} h_{tc1}} \quad (2.8)$$

onde:

l_1 : distância do ponto de medição até o contato

A_{r1} : área real de contato

h_{tc1} : coeficiente de transferência de calor

No disco, o fluxo de calor é uma fração $1 - \alpha_c$ do total. Num ponto da superfície do disco o calor é injetado somente por um tempo de interação dado por $t_d = \pi r_o / 2V$. Esse é o tempo que um ponto no disco leva para passar através do diâmetro do pino, enquanto que o pino recebe calor continuamente. A distribuição de temperatura pode alcançar o estado estacionário no pino, porém, não no disco. Isto dependerá do valor da constante Φ , que é igual à fração

$$\Phi = \frac{t_h}{t_d} = \frac{V r_o}{\pi a} \quad (2.9)$$

onde a é a difusividade térmica e $t_h = r_o^2 / 2a$ é o tempo de difusão do calor. Quando Φ é menor do que 1, tem-se um estado estacionário no disco e $\alpha_c = 1/2$, isto é, o calor de atrito pode ser dividido igualmente entre o pino e o disco. Por outro lado, quando no disco existe um estado de temperatura transiente ($\Phi > 1$), α_c é menor do que $1/2$ (Lim e Ashby, 1987).

Assim, para o disco, segundo Ashby *et al.* (1991), a distância l_{2b} depende da constante Φ é dada por:

$$l_{2b} = \frac{r_0}{\pi^{1/2}} \tan^{-1} \left[\frac{2\pi a_2}{r_0 V} \right]^{1/2} \quad (2.10)$$

onde a_2 é a difusividade térmica do disco. Quando $\Phi \ll 1$, $\tan^{-1} \left[\frac{2\pi a_2}{r_0 V} \right]^{1/2} \approx \pi/2$, resultando numa distância l_{2b} dada por:

$$l_{2b} = \frac{\pi^{1/2}}{2} r_0 \quad (2.11)$$

Para baixos valores de velocidade de deslizamento, o coeficiente de atrito é considerado constante, dependendo apenas da rugosidade e da limpeza das superfícies em contato. Para elevados valores de velocidade de deslizamento, pode ocorrer uma diminuição do coeficiente de atrito com a velocidade, como consequência da fusão local (Lim e Ashby, 1987). Com essas observações Ashby *et al.* (1991) ajustaram os valores experimentais do coeficiente de atrito de diferentes aços e o modelo obtido é dado pela seguinte Equação:

$$\begin{aligned} \mu &= \mu_0 & V &\leq V_0 \\ \mu &= \mu_0 \exp - \left[\frac{\log(V/V_0)}{\log(C_{1f})} (1 - C_{2f} \log \tilde{C}) \right] & V &> V_0 \end{aligned} \quad (2.12)$$

onde:

μ_0 : coeficiente de atrito constante

V_0 : velocidade de deslizamento na qual a temperatura no contato de asperezas atinge o ponto de fusão

C_{1f} : constante igual a 500 para aços

C_{2f} : constante igual a 0,3 para aços

$\tilde{C}$: carga normal normalizada

2.3.2 Temperatura pontual

Como o contato real acontece nas asperezas que se tocam, o fluxo de calor por unidade de área numa aspereza é maior do que aquele da Equação 2.4 e é dado, em unidades de J/m²s, por:

$$q' = \left(\frac{An}{Ar} \right) q = \frac{\mu CV}{A_r} \quad (2.13)$$

Conforme os resultados de Ashby *et al.* (1991), a temperatura pontual (T_f) pode ser expressa por uma Equação similar à da temperatura média (T_b), dada por:

$$T_f = T_b + \frac{\mu CV}{A_r} \left[\frac{k_1}{l_{1f}} + \frac{k_2}{l_{2f}} \right]^{-1} \quad (2.14)$$

onde l_{f1} e l_{f2} são as distâncias de difusão linear do pino e do disco durante o aquecimento local ou pontual dos contatos de asperezas e são dadas por:

$$l_{1f} = \frac{r_j}{\pi^{1/2}} \tan^{-1} \left[\frac{2n_t \pi a_1}{r_j V} \right]^{1/2} \quad (2.15)$$

$$l_{2f} = \frac{r_j}{\pi^{1/2}} \tan^{-1} \left[\frac{2n_t \pi a_2}{r_j V} \right]^{1/2} \quad (2.16)$$

sendo r_j o raio de uma junção de asperezas e n_t o tempo médio de contato de duas asperezas.

Segundo Ashby *et al.* (1991), para uma ampla faixa de velocidades, o termo $\tan^{-1} \left[\frac{2n_t \pi a_2}{r_j V} \right]^{1/2}$, nas Equações 2.15 e 2.16, atinge o valor de $\pi/2$, e a expressão distância

de difusão linear se simplifica para:

$$l_f = \frac{\pi^{1/2}}{2} r_j \quad (2.17)$$

Para a determinação de T_f da Equação 2.14, é necessário estimar o raio de uma junção de asperezas (r_j).

Na Figura 2.12, mostra-se um esquema da ponta de um pino com contatos de asperezas distribuídos aleatoriamente.

Figura 2.12 - Representação esquemática da área real de contato no pino (Lim e Ashby, 1987).

Cada aspereza tem um raio $r_a^{(2)}$ e uma área πr_a^2 . A soma dessas áreas constitui a área real de contato $A_r = N\pi r_a^2$.

O número de contatos de asperezas (N) aumenta com a carga numa magnitude dN , de maneira aleatória. A probabilidade de que um novo contato de asperezas esteja disposto adjacente a um contato (ou junção de asperezas) formado previamente, sem ocorrer um aumento do número de junções de asperezas (N_j) é dada por:

$$P = \eta \left(\frac{A_r}{A_n} \right) \quad (2.18)$$

onde η é uma constante aproximadamente igual a 1 (Lim e Ashby, 1987). A probabilidade de criar uma nova junção de asperezas é, portanto, $1 - P$. O número

⁽²⁾O raio de uma junção de asperezas, r_j , pode consistir de um ou vários contatos de asperezas de raio r_a . Assim, $r_j \geq r_a$. O raio da aspereza, r_a é geralmente da ordem de 10^{-5} m.

de novas junções de asperezas (dN_j) está relacionado ao número de novos contatos de asperezas (dN) da seguinte maneira:

$$dN_j = \left[1 - \eta \left(\frac{A_r}{A_n} \right) \right] dN \quad (2.19)$$

Assim,

$$dN_j = \left(\frac{\pi r_o^2}{\pi r_a^2} \right) \left(1 - \eta \frac{A_r}{A_n} \right) d \left(\frac{A_r}{A_n} \right) \quad (2.20)$$

Integrando, usando-se o limite $N_j = 1$ quando $A_r/A_n = 1$ e substituindo $\tilde{C} = A_r/A_n$, obtém-se

$$N_j = \left(\frac{r_o}{r_a} \right)^2 \tilde{C} (1 - \tilde{C}) + 1 \quad (2.21)$$

Se a carga no contato é zero, da Equação 2.21 obtém-se um valor incorreto de $N_j = 1$. Para corrigir este problema, Ashby *et al.* (1991) modificaram a Equação 2.21 para outra que dá valores de fronteira corretos, dada por:

$$N_j = \left(\frac{r_o}{r_a} \right)^2 \frac{C}{C_s} \left(1 - \frac{C}{C_s} \right) + \frac{C}{C_s} \quad (2.22)$$

onde C_s é a carga para a qual as áreas nominal e real são iguais é expressa por:

$$C_s = \frac{A_n H_0}{(1 + 12\mu^2)^{1/2}} \quad (2.23)$$

sendo H_0 a dureza do material mais mole. Para contato plástico, as áreas real e nominal estão relacionadas da maneira seguinte:

$$\frac{A_r}{A_n} = \frac{C}{C_s} \quad (2.24)$$

onde:

$$A_r = N\pi r_a^2 = N_j\pi r_j^2 \quad (2.25)$$

Por tanto, a partir das Equações 2.22, 2.24 e 2.25, o raio de uma junção de asperezas (r_j) pode ser obtido usando a seguinte Equação:

$$r_j = r_0 \left[\left(1 - \frac{C}{C_s} \right) \left(\frac{r_0}{r_a} \right)^2 + 1 \right]^{-1/2} \quad (2.26)$$

Na Tabela 2.4, estão resumidas as principais Equações para o cálculo das temperaturas de contato.

Tabela 2.4 - Resumo das equações de temperatura

<i>Temperatura média T_b</i>	
$T_b = T_0 + \frac{\mu CV}{A_n} \left[\frac{k_1}{l_{1b}} + \frac{k_2}{l_{2b}} \right]^{-1}$	Equação 2.7
<i>Temperatura pontual T_f</i>	
$T_f = T_b + \frac{\mu CV}{A_r} \left[\frac{k_1}{l_{1f}} + \frac{k_2}{l_{2f}} \right]^{-1}$	Equação 2.14
Com as definições seguintes	
$l_{1b} = l_1 + \frac{A_n k_1}{A_{r1} h_{tc1}} = B_1 r_0^{(a)}$	Equação 2.8
$l_{2b} = \frac{r_0}{\pi^{1/2}} \tan^{-1} \left[\frac{2\pi a_2}{r_0 V} \right]^{1/2} = B_2 r_0^{(b)}$	Equação 2.10
$\mu = \mu_0 \exp - \left[\frac{\log(V/V_0)}{\log(C_{1f})} (1 - C_{2f} \log \tilde{C}) \right]$	Equação 2.12
$\frac{A_r}{A_n} = \frac{C}{C_s}$	Equação 2.24
$C_s = \frac{A_n H_0}{(1+12\mu^2)^{1/2}}$	Equação 2.23
$l_{1f} = \frac{r_j}{\pi^{1/2}} \tan^{-1} \left[\frac{2n_i \pi a_1}{r_j V} \right]^{1/2} \approx \frac{\pi^{1/2}}{2} r_j$	Equação 2.15
$l_{2f} = \frac{r_j}{\pi^{1/2}} \tan^{-1} \left[\frac{2n_i \pi a_2}{r_j V} \right]^{1/2} \approx \frac{\pi^{1/2}}{2} r_j$	Equação 2.16
$r_j = r_0 \left[\left(1 - \frac{C}{C_s} \right) \left(\frac{r_0}{r_a} \right)^2 + 1 \right]^{-1/2}$	Equação 2.26

^(a) $B_1 = 10$, Ashby *et al.* (1991)

^(b) $B_2 = 0,9$, Ashby *et al.* (1991)

2.3.3 Mapas de temperatura

Os resultados do cálculo das temperaturas T_b e T_f foram plotados em forma de *mapa de temperatura* (Lim e Ashby, 1987; Ashby *et al.*, 1991), mostrada na Figura 2.13.

Figura 2.13 - Mapa de temperatura de um pino deslizando sobre um disco, ambos de aço baixo carbono (Ashby e Lim, 1990)

O mapa mostra as temperaturas média e pontual que resultam quando um pino de aço baixo carbono, por exemplo, desliza sobre um disco do mesmo material. Os contornos inferiores de cada grupo de temperatura (T_b e T_f) correspondem ao início do aquecimento por atrito. Isso significa que para os valores mais baixos de carga normal e velocidade tangencial, o calor de atrito é rapidamente levado para fora das superfícies as quais permanecem "frias" (Lim e Ashby, 1987).

O contorno superior de cada grupo corresponde à temperatura de fusão do aço. Portanto, acima do contorno superior da temperatura média T_b ocorre fusão generalizada do material, ocorrendo um desgaste é muito rápido. Entre o contorno superior e contorno inferior o aquecimento é substancial e os mecanismos induzidos por calor, envolvem a oxidação, a reação química, o abrandamento e o choque térmico.

2.4 Planejamentos de experimentos

Normalmente, em tribologia, realiza-se um primeiro ensaio, em que se obtém uma relação do tipo $y = f(x_1)$, mudando-se os valores da variável independente x_1 . Num segundo ensaio, determina-se a dependência da magnitude y com relação à variável independente x_2 . O resultado pode ser representado num gráfico tridimensional, $y = f(x_1, x_2)$. A grande vantagem desse procedimento, **variação de uma variável por vez** (*one-factor-at-a-time*, segundo Box *et al.* (1978)), é o fato de que a influência de uma única variável independente pode ser compreendida claramente.

Porém, se o objetivo é determinar a influência simultânea ou as interações entre duas ou mais variáveis independentes na magnitude investigada, é necessário realizar um grande número de ensaios. Para isso, como observam de Barros Neto *et al.* (2002), é preciso fazer o chamado **planejamento de experimentos**, em que se deve determinar os fatores, ou variáveis, e as respostas de interesse para o sistema que se deseja estudar, e em seguida definir claramente os objetivos a serem alcançados, pois isso determinará o tipo de técnica de planejamento de experimentos que deve ser utilizada.

Na Tabela 2.5, resume-se como deve ser desenvolvido esse processo de investigação experimental.

Tabela 2.5 - Planejamento de experimentos

Objetivo	Técnica
Triagem de variáveis	Planejamentos fatoriais fracionários
Avaliação da influência de variáveis	Planejamentos fatoriais completos
Construção de modelos empíricos	Modelagem por mínimos quadrados
Otimização	Metodologia de superfície de resposta, Simplex seqüencial

Adaptado de de Barros Neto *et al.* (2002)

Na triagem de variáveis, consegue-se descartar os fatores não significativos por meio dos **planejamentos fatoriais fracionários**, reduzindo-se com isso tempo e dinheiro na realização dos ensaios.

Uma vez obtidos os fatores significativos, deve-se avaliar a sua influência sobre as respostas de interesse, usando-se **planejamentos fatoriais completos**. Em seguida, pode-se utilizar a modelagem por mínimos quadrados para obter um modelo empírico da variação da resposta de interesse.

O último objetivo, ou seja, a otimização das respostas de interesse, pode ser atingido por meio da **metodologia de superfície de resposta** (MSR) (*response surface methodology* - RSM, segundo Box *et al.* (1978)). A técnica **simplex seqüencial**, também pode ser utilizada para a otimização de determinado sistema sem necessidade

da construção de um modelo.

A seguir são abordadas as características das técnicas de planejamento de experimentos mais comuns e suas aplicações na área de tribologia.

2.4.1 Planejamentos fatoriais 2^k

Nos *planejamentos fatoriais*, a magnitude é determinada em função de uma combinação completa dos valores (*níveis*) de todos os fatores. Se houver n_1 níveis do fator 1, n_2 do fator 2,..., e n_k do fator " k ", o planejamento será um fatorial $n_1 \times n_2 \times \dots \times n_k = n^k$. Isso significa que são necessários $n_1 \times \dots \times n_k$ ensaios (Box *et al.*, 1978).

Os planejamentos fatoriais mais simples e mais importantes são aqueles em que todos os fatores são estudados em apenas dois níveis: na presença de um determinado número de fatores, é necessária a realização de $2 \times 2 \times \dots \times 2 = 2^k$ ensaios. Por isso, são chamados de *planejamentos fatoriais 2^k* (Montgomery, 1991).

As 2^k combinações dos níveis dos fatores (ensaios) constituem a *matriz de planejamento* (neste trabalho chamada de *matriz de ensaios*).

Montgomery (1991) e de Barros Neto *et al.* (2002) destacam as principais vantagens da aplicação dos planejamentos fatoriais 2^k .

- Permitem determinar quantitativamente os efeitos de alguns fatores sobre uma resposta e as suas interações, isto é, concluir se a influência de um fator sobre uma resposta depende ou não do nível do outro.
- Tornam possível a execução de forma simples de um pequeno número de ensaios para cada fator estudado.
- Permitem determinar a direção na qual devem ser conduzidos os ensaios posteriores, mesmo não sendo possível explorar completamente uma ampla faixa de valores de um fator.
- Podem ser ampliados para formar um planejamento mais sofisticado.

2.4.1.1 Efeitos dos fatores

O *efeito* de um fator é a variação da magnitude da resposta em função dos níveis inferior e superior do fator. O *efeito principal* de um fator é por definição a média dos efeitos desse fator nos níveis do outro fator. Quando o efeito de um fator depende dos níveis de outro, pode-se dizer que os dois fatores interagem e, então, calcular o valor do *efeito de interação* (Box *et al.*, 1978).

No caso de um planejamento fatorial 2^2 , o cálculo dos efeitos é muito simples; o cálculo torna-se mais trabalhoso quando o número de fatores estudados aumenta. Existem, porém, dois procedimentos que permitem obter rapidamente os efeitos seja qual for o tamanho do planejamento: a **tabela de coeficientes de contraste** e o **algoritmo de Yates** (Box *et al.*, 1978).

Para determinar a significância estatística dos efeitos, isto é, para fazer a distinção entre os valores reais dos efeitos e os considerados ruídos, emprega-se três métodos: a análise de variância (*analysis of variance* - ANOVA), a comparação do erro padrão dos efeitos com a suas magnitudes e a análise por meio de gráficos normais, que se baseia na probabilidade cumulativa (Montgomery, 1991; de Barros Neto *et al.*, 2002).

2.4.2 Metodologia de superfície de resposta

A metodologia de superfície de resposta (MSR) é um conjunto de técnicas matemáticas e estatísticas utilizado para a modelagem e análise de problemas em que vários fatores influenciam uma resposta, e para a otimização dessa resposta (Montgomery, 1991), com base no emprego de planejamentos fatoriais (Box e Draper, 1987). Pode ser dividida em três etapas (Box e Draper, 1987; Khuri e Cornell, 1987):

- Planejamento: aplicação de planejamentos de experimentos que levem a valores adequados e confiáveis da resposta de interesse.
- Modelagem: ajuste de modelos, lineares ou quadráticos, a resultados experimentais obtidos a partir de um desses planejamentos mediante o uso de testes de hipóteses.
- Deslocamento: determinação do caminho de máxima inclinação desses modelos, ou seja, da trajetória em que os fatores experimentais produzem um valor máximo (ou mínimo) da resposta.

Essas etapas são repetidas tantas vezes quantas forem necessárias, com o objetivo de atingir uma região ótima da superfície investigada. Para executá-las, como observa Khuri e Cornell (1987), convém conhecer um conjunto de termos específicos.

Em sistemas com variáveis quantitativas, pode-se determinar o modo como os fatores afetam o comportamento de alguma magnitude mensurável por meio da análise de regressão. Os dados da série de ensaios realizados servem para determinar empiricamente o tipo de relação entre a resposta e os fatores que a influenciam.

O valor real da resposta correspondente a qualquer combinação particular de níveis de fatores é denotado por $Y = \eta + \varepsilon$, sendo η a resposta sem qualquer tipo de erro

experimental e ε , o erro experimental. Esse valor depende dos níveis $X_1, X_2, \dots, X_k$ dos fatores, o que significa que existe uma função ϕ de $X_1, X_2, \dots, X_k$, cujo valor, para qualquer combinação dos níveis dos fatores, é:

$$\eta = \phi(X_1, X_2, \dots, X_k)$$

A representação gráfica de η é denominada **superfície de resposta** (tridimensional) ou **curvas de nível** (bidimensional), e ϕ , assumida como uma função contínua de X_i , é chamada de **função de resposta**.

Na ausência do conhecimento da verdadeira forma de ϕ , uma representação local pode ser obtida ajustando-se um polinômio em $X_1, X_2, \dots, X_k$, no qual estão incluídos todos os termos até uma determinada ordem d .

Considerando a presença de apenas dois fatores, a função η pode ser escrita na forma polinomial seguinte:

$$\eta = \phi(X_1, X_2) = \beta_o + \beta_1 X_1 + \beta_2 X_2 + \beta_{11} X_1^2 + \beta_{22} X_2^2 + \beta_{12} X_1 X_2 + \dots \quad (2.27)$$

Os termos β_o , $\beta_1 X_1$ e $\beta_{11} X_1^2$ são considerados termos de ordens 0, 1, 2 e assim sucessivamente. Os elementos dos conjuntos β_o , $\beta_1, \dots, \beta_k$ e $\beta_{11}, \dots, \beta_{kk}, \beta_{12}, \dots, \beta_{k-1,k}$ são chamados de **coeficientes do modelo** ou **parâmetros do modelo** de ordens 0, 1 e 2, respectivamente.

As duas formas mais comuns desses polinômios são os primeira (**modelo linear**) e de segunda ordem (**modelo quadrático**). Um **modelo de primeira ordem** pode ser obtido tomando os termos até o grau 1 da Equação 2.27:

$$\eta = \beta_o + \beta_1 X_1 + \beta_2 X_2 \quad (2.28)$$

Um **modelo de segunda ordem** pode ser obtido tomando os termos até o grau 2 da Equação 2.27:

$$\eta = \phi(X_1, X_2) = \beta_o + \beta_1 X_1 + \beta_2 X_2 + \beta_{11} X_1^2 + \beta_{22} X_2^2 + \beta_{12} X_1 X_2 \quad (2.29)$$

Para o modelo linear, a representação gráfica é uma superfície plana e, para o modelo quadrático, uma superfície é curva, chamada de **superfície de resposta de segunda ordem** (Khuri e Cornell, 1987).

2.4.2.1 Planejamentos de superfície de resposta

Os planejamentos de superfície de resposta em que são coletados os valores da resposta para a estimativa dos coeficientes do modelo de primeira e de segunda ordem são chamados de **planejamentos de primeira** e de **de segunda ordem**, respectivamente.

A escolha de planejamentos consiste na seleção das combinações dos níveis dos fatores que permitam o uso de um modelo adequado para a ou a detecção da falta de ajuste no modelo utilizado. Isso facilita o ajuste e a análise de superfícies de resposta. Algumas das propriedades dos planejamentos são (Montgomery, 1991):

- Proporcionam uma distribuição adequada dos dados em toda a região de interesse.
- Permitem investigar a falta de ajuste do modelo.
- Permitem a construção seqüencial de planejamentos de ordem superior.
- Proporcionam uma estimação do erro.
- Não requerem um número grande de ensaios.
- Não requerem um número grande de níveis das variáveis independentes.
- Garantem a simplicidade dos cálculos dos coeficientes do modelo.

Quando o modelo usado para a função de resposta ϕ é polinomial, os planejamentos mais comuns são os fatoriais completos, os fracionários, além dos **planejamentos compostos centrais** (Box e Draper, 1987; Khuri e Cornell, 1987).

2.4.3 Codificação

Nos planejamentos de experimentos, é muito comum a conversão dos fatores originais em codificados, ou seja, para um sistema de coordenadas adimensional (-1 e +1, para planejamentos fatoriais 2^k). Para as variáveis quantitativas, o sinal negativo representa o nível inferior e o positivo, o superior. As variáveis qualitativas são arbitrariamente codificadas. Essa **codificação** é feita usando a seguinte expressão:

$$x_{ui} = \frac{X_{ui} - \overline{X}_i}{S_i}, i = 1, 2, \dots, k \quad (2.30)$$

onde:

x_{ui} : valor codificado do fator i para o ensaio u

X_{ui} : valor original do fator

$\overline{X}_i$: média entre os dois valores originais do fator

S_i : metade da diferença entre os dois valores do fator

O uso dos fatores codificados é mais vantajoso, pois facilita os cálculos necessários para a análise dos planejamentos e aumenta a precisão no ajuste de modelos empíricos. Além disso, permite melhorar a interpretação dos resultados (Khuri e Cornell, 1987).

2.4.4 Aplicações de planejamento de experimentos em estudos tribológicos

Embora permita determinar com clareza a influência de uma única variável, o procedimento convencional (variação de uma variável por vez), que vem sendo usado nos estudos tribológicos experimentais, requer um grande número de ensaios quando se quer avaliar o efeito simultâneo de vários fatores.

Assim, com base no que se viu acima, considera-se que, no estudo do atrito e do desgaste de determinado par de materiais, os planejamentos fatoriais são mais eficazes na identificação, dentro de um grupo grande de variáveis operacionais, das que têm influência significativa nessas duas respostas. O mesmo ocorre com a MSR, quando se estudam dois ou mais fatores numa faixa ampla de valores, na redução de erros experimentais e custos de execução, assim como na determinação das condições de ensaio que podem gerar a máxima ou mínima taxa de desgaste.

Na Tabela 2.6 apresenta-se um resumo das principais aplicações dos planejamentos de experimentos em tribologia, aí incluídas a otimização de processos de usinagem (Mashal *et al.*, 2001; Karthikeyan *et al.*, 1999) e deposição de camadas superficiais (Ronkainen *et al.*, 1999).

Essas técnicas estatísticas têm sido usadas no estudo de atrito e de vários tipos de desgaste, dentre os quais se destacam o desgaste por deslizamento, a seco e com ação de lubrificante (Liu *et al.*, 2002; Dizdar e Andersson, 1997; Olofsson, 1993; Kumar *et al.*, 2002); o desgaste oxidativo (Chou e Lin, 1999); o desgaste por erosão-corrosão (Mondal *et al.*, 1998b), e o desgaste abrasivo (Mondal *et al.*, 1998a).

Tabela 2.6 - Aplicações do planejamento de experimentos em estudos tribológicos

Tipo de desgaste/ Processo	Material	Objetivos	Fatores	Resposta	Planejamento
Deslizamento, alternativo (lubrificados)	Polímero ¹ , aço ferramenta ² , aço inoxidável ³	Desgaste, transição de mecanismo	Carga, velocidade, distância, rugosidade, aditivo, lubrificante	Taxa de desgaste, coeficiente de atrito, tempo	3^k , 2^k , MSR
Deslizamento, alternativo (a seco)	Aço ⁴	Running-in	Carga, temperatura, rugosidade	Taxa de desgaste	3^k
Oxidação	Aço carbono ⁵	Mecanismo	Carga, velocidade	taxa de desgaste, coeficiente de atrito	MSR
Erosão-corrosão	Al-Si ⁶	Mecanismo	Distância, partícula	Taxa de desgaste	
Abrasão (dois corpos)	Al ⁷ , Al_2O_3 -compósito	Mecanismo	Carga, abrasivo	Taxa de desgaste	2^k
Usinagem	Al ⁸ , Al_2O_3 -compósito ⁹	Otimização (propriedades tribológicas, processo)	Carga, velocidade, distância, velocidade-corte, profundidade-corte, avanço,	Desgaste, rugosidade, coeficiente de atrito, desgaste (ferramenta)	MSR

¹Liu *et al.* (2002), ²Dizdar e Andersson (1997), ³Olofsson (1993),⁴Kumar *et al.* (2002), ⁵Chou e Lin (1999), ⁶Mondal *et al.* (1998b),⁷Mondal *et al.* (1998a), ⁸Mashal *et al.* (2001), ⁹Karthikeyan *et al.* (1999)

Capítulo 3

Materiais e Métodos

Neste Capítulo, descrevem-se os planejamentos de experimentos utilizados para a execução dos ensaios de desgaste, além dos métodos de caracterização.

3.1 Delineamento experimental

Os planejamentos de experimentos foram escolhidos de acordo com dois dos objetivos específicos apresentados no Item 1 p. 1, a saber:

- Determinar os efeitos dos fatores carga normal, velocidade tangencial e estabilidade da austenita na taxa de desgaste.
- Obter um modelo da variação da taxa de desgaste em função dos fatores escolhidos.

Para o primeiro objetivo, utilizou-se o planejamento fatorial 2^k , conforme descrito no Item 2.4.1 p. 32, empregando-se os fatores *carga normal* (C), *velocidade tangencial* (V) e *estabilidade da austenita* (M).

Para o segundo, utilizou-se o planejamento composto central, conforme descrito no Item 2.4.2 p. 33, empregando-se os fatores carga normal e velocidade tangencial.

Na Tabela 3.1, apresentam-se os níveis de variação desses fatores com seus valores originais e codificados, para os dois planejamentos.

Tabela 3.1 - Intervalos de variação dos fatores para os planejamentos fatorial 2^k e composto central $2^k + n_0 + 2k$ ⁽¹⁾

Objetivo	Planejamento		Fator	Nível original	Nível codificado
Efeitos	Fatorial	2^k	Carga normal	6	-1
				20	+1
			Velocidade tangencial	0,07	-1
				0,81	+1
			Estabilidade da austenita	IA4	-1
				IA6	+1
Modelos	Composto central	$2^k + n_0$ modelo linear	Carga normal	8	-1
				18	+1
				13	0
			Velocidade tangencial	0,18	-1
				0,70	+1
				0,44	0
		$2^k + n_0 + 2k$ modelo quadrático	Carga normal	8	-1
				18	+1
				13	0
				6	$-\sqrt{2}$
				20	$+\sqrt{2}$
			Velocidade tangencial	0,18	-1
				0,70	+1
				0,44	0
				0,07	$-\sqrt{2}$
				0,81	$+\sqrt{2}$

Para todos os pontos do planejamento fatorial 2^k e para os pontos fatoriais do planejamento composto central, o nível codificado superior de cada fator corresponde a +1 e o inferior a -1. Os níveis superior e inferior dos pontos axiais do planejamento composto central são, respectivamente, $+\sqrt{2}$ e $-\sqrt{2}$ e dos pontos centrais, 0.

Baseando-se no que se viu no Item 2.4.1 p. 32, é possível produzir uma matriz de ensaio a partir dos pontos do planejamento fatorial 2^k , como a representada na Tabela 3.2.

⁽¹⁾ As notações IA4 e IA6 representam, respectivamente, os aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 e AISI 316.

Tabela 3.2 - Combinações dos níveis dos fatores de acordo com o planejamento fatorial 2^3 ⁽²⁾

Ensaio	Fator codificado			Fator original		
	c	v	m	C [N]	V [m/s]	M
1	-1	-1	-1	6	0,07	IA4
2	1	-1	-1	20	0,07	IA4
3	-1	1	-1	6	0,81	IA4
4	1	1	-1	20	0,81	IA4
5	-1	-1	1	6	0,07	IA6
6	1	-1	1	20	0,07	IA6
7	-1	1	1	6	0,81	IA6
8	1	1	1	20	0,81	IA6

Essas combinações, do planejamento fatorial 2^k , são chamadas neste trabalho de *série A de ensaios*.

Em vista dos limites de trabalho do equipamento, não foi possível ampliar sequencialmente o planejamento fatorial 2^k e, por isso, empregaram-se níveis diferentes para os pontos fatoriais do planejamento composto central, mostrado esquematicamente na Figura 3.1.

Figura 3.1 - Planejamento composto central para dois fatores constituído dos pontos fatoriais, centrais e axiais.

Os pontos axiais desse planejamento foram posicionados de maneira que pertencessem também a um planejamento fatorial de três níveis 3^2 , conforme indicado na Figura 3.2.

⁽²⁾ As notações C, V e M representam, respectivamente, os fatores originais carga normal, velocidade tangencial e estabilidade da austenita. Da mesma maneira, c , v e m , representam os fatores codificados.

Figura 3.2 - Planejamento composto central inserido num planejamento fatorial de três níveis

O planejamento 3^2 abrange o quadrado de linha preta, cujos vértices representam os pontos do planejamento fatorial 2^2 , e o quadrado de linha vermelha, formado por pontos no centro das arestas do primeiro quadrado.

O planejamento composto central abrange o quadrado de linha azul, cujos vértices representam seus pontos fatoriais, e o quadrado de linha vermelha, girado 45 graus, cujos vértices representam seus pontos axiais, que estão a uma distância de $\sqrt{2}$ em relação aos seus pontos centrais.

Assim, por meio da expressão geral para a codificação de fatores (Equação 2.30), foi possível obterem-se novos níveis para os pontos fatoriais do planejamento composto central, cujos ensaios foram executados de acordo com a metodologia de superfície de resposta.

Essa metodologia envolveu duas etapas: o ajuste de um polinômio de primeira ordem e o ajuste de um polinômio de segunda ordem. Na primeira etapa, executou-se o planejamento fatorial 2^2 com três pontos centrais, que permitiram verificar se houve ou não falta de ajuste do modelo (presença de curvatura no modelo). Na segunda, adicionaram-se os pontos axiais para formar o planejamento composto central.

Na Tabela 3.3, apresenta-se a matriz de ensaio do planejamento composto central, em que são indicados os valores originais e codificados dos fatores.

Tabela 3.3 - Combinações dos níveis dos fatores de acordo com o planejamento composto central

Ensaio	Fator codificado		Fator original	
	c	v	C [N]	V [m/s]
1	-1	-1	8	0,18
2	1	-1	18	0,18
3	-1	1	8	0,70
4	1	1	18	0,70
5	$-\sqrt{2}$	0	6	0,44
6	$\sqrt{2}$	0	20	0,44
7	0	$-\sqrt{2}$	13	0,07
8	0	$\sqrt{2}$	13	0,81
9	0	0	13	0,44

Essas combinações, do planejamento composto central, são chamadas neste trabalho de *série B de ensaios*.

Visto que a velocidade tangencial teve o maior efeito na taxa de desgaste, executou-se uma *série C de ensaios* para determinar a sua influência na taxa de desgaste dos aços AISI 304 e AISI 316. Essa influência foi estudada nos níveis 0,07; 0,16; 0,25; 0,35; 0,39; 0,44; 0,53; 0,62; 0,70 e 0,81 m/s desse fator, mantendo-se a carga normal constante em 6 N.

3.2 Ensaios de desgaste por deslizamento

Neste Item, descrevem-se o equipamento, os corpos-de-prova, os fatores, os parâmetros e o procedimento de ensaio.

3.2.1 Equipamento de ensaio

O equipamento utilizado na execução dos ensaios de desgaste por deslizamento foi o tribômetro multi-axial TE79, de fabricação Plint & Partners, tipo pino-sobre-disco⁽³⁾, cuja representação esquemática é mostrada na Figura 3.3.

⁽³⁾Equipamento do Laboratório de Fenômenos de Superfície - Dpto. de Engenharia Mecânica (LFS-PME-EPUSP).

Figura 3.3 - Representação esquemática do equipamento de ensaio de desgaste tipo pino-sobre-disco

O equipamento consiste de um eixo motor, um prato para prender o disco (contra-corpo) com movimento rotativo e um braço de alavanca, que tem um dispositivo para fixação do pino (corpo). O braço de alavanca é forçado contra o disco com uma carga normal controlada por meio da aplicação do peso morto.

O equipamento também possui uma célula de carga para a medição da força de atrito, cujos valores podem ser adquiridos com diferentes frequências de amostragem por uma placa de aquisição de sinal, e armazenados num microcomputador. Outros parâmetros, como a rotação do disco, temperatura e umidade do meio, também podem ser monitorados e armazenados durante o ensaio.

3.2.2 Corpos-de-prova

Nos ensaios, usaram-se pinos com 8 mm de diâmetro e 21 mm de comprimento com face de contato plana e acabamento superficial de retificado com $R_a = 0,13 \pm 0,01 \mu\text{m}$. Os discos tinham 75 mm de diâmetro e 8 mm de espessura com acabamento superficial de retificado com $R_a = 0,40 \pm 0,01 \mu\text{m}$.⁽⁴⁾

Os materiais dos corpos-de-prova foram os aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 e AISI 316, cuja composição química⁽⁵⁾ é indicada na Tabela 3.4, juntamente com os respectivos valores de dureza Vickers⁽⁶⁾, determinados com carga de 30 kgf, e de temperatura M_{d30} , calculados por meio da Equação 2.3.

⁽⁴⁾ Os corpos-de-prova foram fornecidos pelas empresas Tecluba e Jaguaré Protótipos

⁽⁵⁾ A composição química dos corpos-de-prova foi determinada, usando-se espectrômetro de fluorescência de raio-X por dispersão de comprimento de onda, PHillips PW2404 do Laboratório de Caracterização Tecnológica do Dpto. de Engenharia de Minas e de Petróleo (LCT-PMI-EPUSP) e espectrômetro de absorção atômica da Iochpe-Maxion Fundição e Equipamentos Ferroviários S.A.

⁽⁶⁾ Utilizou-se o durômetro Buehler.

Tabela 3.4 - Composição química dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 e AISI 316 (em % em peso) e valores de dureza Vickers e temperatura M_{d30} (em °C)

Pino											
Material	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	N	HV ₃₀	M_{d30}
AISI 304	0,07	1,85	0,47	0,04	0,03	18,48	9,04	0,36	0,021	177	5,0
AISI 316	0,08	1,80	0,31	0,05	0,05	18,63	9,78	2,04	0,019	181	-54,7
Disco											
Material	C	Mn	Si	P	S	Cr	Ni	Mo	N	HV ₃₀	M_{d30}
AISI 304	0,06	1,29	1,00	0,03	0,02	18,80	8,27	0,03	0,023	165	15,5
AISI 316	0,05	1,34	1,02	0,05	0,04	17,63	10,86	2,05	0,022	173	-53,2

Para a obtenção da microestrutura inicial dos materiais dos corpos-de-prova realizou-se a preparação de amostras metalográficas, ou seja, corte, embutimento a quente, lixamento e polimento e ataque.⁽⁷⁾

O ataque das amostras metalográficas foi feito por imersão em solução de 2 g CuCl_2 + 30 ml HCl + 10 ml HNO_3 e eletrolítico com ácido oxálico 10 %.

A microestrutura obtida por microscopia óptica⁽⁸⁾ dos materiais é mostrada na Figura 3.4.

Observam-se grãos de austenita com maclas de recozimento e inclusões. Além da fase austenita, havia ferrita δ ⁽⁹⁾ nos pinos de ambos os materiais, cujos valores foram menores do que 1 %, conforme indicado na Tabela 3.5.

Tabela 3.5 - Porcentagem de ferrita δ dos corpos-de-prova determinada por ferritoscopia

Material	Pino	Disco	
	<i>Polido</i>	<i>Polido</i>	<i>Retificado</i>
AISI 304	0,10	0,00	0,20
AISI 316	0,25	0,03	0,32

Após a usinagem dos discos, no entanto, houve formação de martensita por deformação plástica (Tabela 3.5).

⁽⁷⁾ Os equipamentos utilizados para corte, embutimento, lixamento, polimento, obtenção das microfotografias e determinação da dureza são do Laboratório de Fenômenos de Superfície - Dpto. de Engenharia Mecânica (LFS-PME-EPUSP).

⁽⁸⁾ Utilizou-se o microscópio óptico BX60M Olympus.

⁽⁹⁾ Determinada por ferritoscopia, utilizando-se o ferritoscópio MP3 Fischer do Dpto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (PMT-EPUSP).

Figura 3.4 - Microestrutura inicial dos materiais dos corpos-de-prova: pinos de aço AISI 304 (a), pinos de aço AISI 316 (b), discos de aço AISI 304 (c), discos de aço AISI 316

Os espectros de difração dos pinos com superfícies polidas e lixadas até a lixa grana #600 (Vide Item de Procedimento de ensaio) são mostrados na Figura 3.5.

Não foi detectada a presença de ferrita δ nos pinos polidos por meio da difração de raios-X (Figura 3.5(a)). No entanto, a formação de uma baixa fração de martensita por deformação plástica foi constatada, após o assentamento dos pinos, sendo de 7 %, no aço AISI 304, e de 0,8 %, no aço AISI 316 (Figura 3.5(b)).

Além dessas análises iniciais, foi feita a determinação da dureza, do módulo de elasticidade e do limite de escoamento a partir dos ensaios instrumentados de dureza, utilizando-se uma carga de 1000 mN. Os equipamentos e procedimentos utilizados para a obtenção da quantidade de ferrita por difração de raios-X e das propriedades mecânicas são descritos no Item de Métodos de caracterização e nos Anexos.

Figura 3.5 - Espectros de difração dos pinos de aço AISI 304 e AISI 316 polidos (a) e lixados (b)

Na Tabela 3.6, apresentam-se, os valores (média e desvio padrão de 20 medidas) da dureza instrumentada na escala Vickers (HV_i), do módulo de elasticidade (E) e do limite de escoamento (σ_y) dos aços AISI 304 e AISI 316.

Tabela 3.6 - Valores de dureza, módulo elástico e limite de escoamento dos aços AISI 304 e AISI 316

	Material	HV [GPa]	E [GPa]	σ_y [MPa]
pino	AISI 304	$2,28 \pm 0,20$	198 ± 7	251 ± 40
	AISI 316	$2,43 \pm 0,17$	202 ± 8	260 ± 34
disco	AISI 304	$2,05 \pm 0,10$	201 ± 25	200 ± 18
	AISI 316	$2,18 \pm 0,15$	195 ± 8	217 ± 20

3.2.3 Fatores de ensaio

A carga normal foi variada no intervalo de 6 N a 20 N e a velocidade tangencial, de 0,07 m/s a 0,81 m/s. Ambos os intervalos abrangeram toda a faixa de trabalho do equipamento de ensaio.

A estabilidade da austenita foi representada pelos aços AISI 304 e AISI 316, que, por sua composição química, têm tendência diferente para a formação de martensita quando submetidos à ação da deformação plástica.

3.2.4 Parâmetros de ensaio

Os ensaios de desgaste tiveram duração de uma hora (3.600 s) e foram realizados mantendo a temperatura em $23 \pm 2^\circ\text{C}$, a umidade do ambiente em $53 \pm 3\%$ com a ajuda de desumidificadores. O raio da pista de ensaio foi mantido em 22 mm.

Esses parâmetros foram adquiridos a uma taxa de 1 Hz, assim como o número de rotações do disco e o sinal de força de atrito medido pela célula de carga.

Usaram-se pinos e discos do mesmo material.

3.2.5 Procedimento de ensaio

Os ensaios foram executados de acordo com o procedimento recomendado na norma G 99 - 90 (ASTM, 1992), de modo que a seqüência de operações em cada um deles foi:

1. Limpeza 1: realizada com etanol anidro em ultra-som, tendo os corpos-de-prova sido secados com fluxo de ar quente.
2. Pesagem 1: realizada em balanças analíticas de precisão de 0,0001 g (para o pino) e 0,01 g (para o disco).
3. Lixamento: executado no próprio equipamento, tendo sido o pino submetido a um processo de abrasão com lixas de SiC de granas #320, #400 e #600 por meio de

movimento de deslizamento em espiral, com variação do raio da pista de contato de 5 a 25 mm e velocidade tangencial constante (0,1 m/s) e carga de 4 N. Isso garantiu um melhor assentamento do pino sobre o disco.

4. Limpeza 2 (do pino): realizada usando-se o mesmo procedimento de limpeza 1.
5. Pesagem 2 (do pino): realizada usando-se o mesmo procedimento de pesagem 1.
6. Ensaio de desgaste por deslizamento: executados usando-se os parâmetros descritos no Item 3.2.4.
7. Limpeza 3: realizada nos corpos-de-prova depois de desmontados, usando-se o mesmo procedimento de limpeza 1.
8. Pesagem 3: pesagem final dos corpos-de-prova.

Nos ensaios, foi medida a temperatura do pino por meio de um termopar inserido num furo de 1 mm de diâmetro a 2 mm em relação à fase de contato do pino.

Cada ensaio foi repetido pelo menos três vezes e executado aleatoriamente (sorteio).

3.3 Métodos de caracterização

Neste Item, descreve-se como foi feita a caracterização do comportamento do desgaste dos materiais, no que se refere à taxa de desgaste, ao coeficiente de atrito, à temperatura das superfícies, à rugosidade das superfícies, às micrografias das superfícies e partículas após o desgaste, aos espectros de difração de raio-X, aos espectros Mössbauer e à dureza instrumentada.

3.3.1 Taxa de desgaste

Os valores da *taxa de desgaste* (Q) dos pinos e discos foram calculados a partir da Equação:

$$Q = \frac{\Delta m}{t} \quad (3.1)$$

onde

Δm : perda de massa dos corpos-de-prova (diferença entre o valor da pesagem inicial e final) [g]

t : duração do ensaio [s]

3.3.2 Coeficiente de atrito

Os valores do *coeficiente de atrito* (μ) dos pares de materiais medida pela célula de carga foram determinados em função da força de atrito média (Fr [N]) e da carga normal a partir da Equação:

$$\mu = \frac{Fr}{C} \quad (3.2)$$

A força de atrito média foi determinada utilizando-se os valores correspondentes ao estado estacionário do ensaio e é expressa pela seguinte Equação:

$$Fr = \frac{\sum_{i=1}^{N_e} Fr_i}{N_e} \quad (3.3)$$

onde

Fr_i : força de atrito medida [N]

N_e : número total de pontos do estado estacionário

3.3.3 Temperatura das superfícies

Além da medição experimental, calcularam-se tanto a *temperatura bulk*, ou *média*, (T_b) quanto a *temperatura flash*, ou *pontual*, (T_f) por meio das Equações de Ashby *et al.* (1991), como se viu no Item 2.3 p. 22:

$$T_b = T_0 + \frac{\mu CV}{A_n} \left[\frac{k_1}{l_{1b}} + \frac{k_2}{l_{2b}} \right]^{-1} \quad (3.4)$$

$$T_f = T_b + \frac{\mu CV}{A_r} \left[\frac{k_1}{l_{1f}} + \frac{k_2}{l_{2f}} \right]^{-1} \quad (3.5)$$

onde

T_0 : temperatura ambiente (25 °C)

k_1 e k_2 : condutividade térmica do pino (1) e do disco (2) [W/mK]; sendo $k_1 = k_2 = k$
 l_{1f} e l_{2f} : distâncias de difusão linear equivalentes (no pino e no disco) para o aquecimento pontual, ou *flash*, [m]

l_{1b} e l_{2b} : distâncias de difusão linear equivalentes (no pino e no disco) para o aquecimento médio, ou *bulk*, [m]

A_n : área nominal de contato [m²]; $A_n = \pi r_0^2$; onde r_0 é o raio de contato ou raio do pino

A_r : área real de contato [m²]; pode ser expressada em função do raio de uma aspereza

(r_a) sendo $A_r = N\pi r_a^2$; onde N é o número de contato de asperezas por unidade de área

Na Tabela 3.7, apresentam-se os dados utilizados para o cálculo de T_b e T_f .

Tabela 3.7 - Dados dos aços inoxidáveis austeníticos usados para o cálculo de T_b e T_f

Parâmetro	Valor
Densidade (ρ)	$7.817^{(a)} [kg/m^3]$
Dureza inicial do AISI 304 (H_0)	$177 \times 10^{5(b)} [N/m^2]$
Dureza inicial do AISI 316 (H_0)	$181 \times 10^{5(b)} [N/m^2]$
Condutividade térmica (k)	$17,3^{(c)} [W/mK]$
Difusividade térmica (a)	$0,444 \times 10^{-5(a)} [m^2/s]$

(a) De Astle e Beyer (1985)

(b) Dureza Vickers medida com carga de 30 kgf

(c) De Bolz e Tuve (1973)

A variação dessas duas temperaturas em função da carga normal e da velocidade tangencial foi representada graficamente por meio dos mapas de temperatura de Ashby *et al.* (1991), conforme descrito no Item 2.3.3 p. 30.

3.3.4 Rugosidade das superfícies

Foi medida a rugosidade da superfície desgastada dos corpos-de-prova das três repetições de ensaio, utilizando-se o rugosímetro modelo Surfcomer 1700 $\alpha^{(10)}$. Além dos parâmetros de rugosidade, foram adquiridos o perfil real e o perfil de rugosidade.

Na superfície dos pinos, foram feitas cinco medições com distância entre elas de aproximadamente um milímetro, perpendiculares à direção de deslizamento. Como havia três pinos, o valor de cada parâmetro de rugosidade correspondeu à média de quinze medições.

Para os discos, realizaram-se oito medidas na direção radial a um ângulo de aproximadamente 45° . Como também havia três discos, o valor de cada parâmetro de rugosidade correspondeu à média de 24 medições.

3.3.5 Microscopia eletrônica de varredura

Para a avaliação dos mecanismos de desgaste, foi realizada a caracterização morfológica das superfícies e das partículas após o desgaste mediante microscopia eletrônica de varredura (MEV), utilizando-se o microscópio Philips XL30⁽¹¹⁾.

⁽¹⁰⁾Equipamento do Laboratório de Fenômenos de Superfície - Dpto. de Engenharia Mecânica (LFS-PME-EPUSP).

⁽¹¹⁾Equipamento do Laboratório de Microscopia Eletrônica de Varredura e Microanálise - Dpto. de Engenharia Metalúrgica e de Materiais (LABMEV-PMT-EPUSP).

3.3.6 Difração de raios-X

A análise por difração de raios-X das fases presentes nos corpos-de-prova iniciais, bem como nas partículas e nas superfícies após o desgaste foi feita com o difratômetro de raios-X Philips MPD 1880⁽¹²⁾. Utilizou-se a radiação K_α do cobre, com tensão de excitação de 40 kV e corrente de 40 mA. O ângulo de varredura foi de 20° até 110°, com passos de 0,020° e 0,040° e tempos de 1 e 5 segundos por passo. Para facilitar a análise quantitativa, colocou-se o suporte da amostra girando em posição inclinada, obtendo-se uma maior orientação por difração, que reduziu a margem de erro causado pela orientação preferencial das amostras desgastadas.

Inicialmente, identificaram-se as fases pelo processo de indexação (Cullity, 1967). Prosseguiu-se, então, com a determinação da fração volumétrica de austenita (Miller, 1964), conforme o método explicado no Anexo C.

3.3.7 Espectroscopia Mössbauer

Para identificar as fases presentes nas partículas após o desgaste, utilizou-se também a técnica de espectroscopia Mössbauer⁽¹³⁾, na geometria de transmissão, a temperatura ambiente, usando-se uma fonte de raios gamma do isótopo ^{57}Co , diluída numa matriz de Rh. Para o ajuste dos espectros utilizou-se o método *a la Brand* (Brand e Caër, 1988) por meio do programa Normos-DIST.

Definidas como interações eletromagnéticas entre o núcleo da substância absorvedora de fótons gama e os elétrons que lhe são próximos (Dickson e Berry, 1986), foram analisados três interações hiperfinas (HI):

- Interação monopolar elétrica que, dando origem a um deslocamento do espectro Mössbauer, chamado **desvio isomérico** (δ), permite obter informações sobre a densidade eletrônica no núcleo em diferentes compostos químicos.
- Interação dipolar magnética, que provoca um desdobramento hiperfino do espectro em um determinado número de linhas, chamado **campo hiperfino** (H_{hf}).
- Interação quadrupolar elétrica, que provoca um desdobramento em um número menor de linhas espectrais, chamado **desdobramento quadrupolar** (Δ).

Há ainda outros parâmetros, como a largura da distribuição (Γ) e a largura da linha cristalina (W).

⁽¹²⁾ Equipamento do Laboratório de Caracterização Tecnológica - Dpto. de Engenharia de Minas e de Petróleo (LCT-PMI-EPUSP).

⁽¹³⁾ Utilizou-se o espectrômetro Mössbauer padrão do Laboratório de Materiais Magnéticos - Instituto de Física (LMM-IF-USP).

Consistindo de um gráfico da taxa de contagem no detetor de fótons em função da velocidade da fonte radioativa, foram analisadas as quatro maneiras em que pode se apresentar um espectro Mössbauer na presença de várias interações hiperfinas (Dickson e Berry, 1986):

- Uma única linha de ressonância (*singleto*), típico de materiais não-magnéticos.
- Duas linhas (*dubleto quadrupolar*), resultante da interação quadrupolar elétrica.
- Seis linhas (*sexteto magnético*, com ou sem uma pequena interação quadrupolar), resultante da interação magnética.
- Oito linhas, caso muito raro de interações magnética e quadrupolar de intensidades comparáveis.

Assim, no ajuste, além da distribuição de campos hiperfinos (sexteto magnético, referente à martensita) adicionaram-se um ou dois sítios cristalinos, em função da amostra analisada, sendo um deles, uma linha central ou singleto, correspondente à fase austenita, e o outro, um dubleto, referente ao óxido.

Além disso, a partir da área embaixo do sexteto magnético em relação à área do espectro total, estimou-se a porcentagem de átomos de ferro (A_{EM}) envolvidos na fase magnética, que foi associada à porcentagem de martensita presente nas partículas após o desgaste.

3.3.8 Ensaios instrumentados de dureza

A dureza inicial e após o desgaste foi determinada por meio dos ensaios instrumentados de dureza. Utilizou-se o equipamento Fischercope HV-100⁽¹⁴⁾ com penetrador de diamante Vickers, que opera com aplicação e alívio de cargas (carregamento e descarregamento) na faixa de 1 mN até 1000 mN. O equipamento permite o controle das taxas de carregamento e descarregamento, a manutenção na carga máxima por um tempo determinado e a definição do número e da posição de cada medição para a realização de ensaios seqüenciais.

Os parâmetros de ensaio utilizados para a determinação da dureza após o desgaste foram os seguintes:

- carga máxima: 80 mN (8 gf);
- número de medidas: de 10 e 200;

⁽¹⁴⁾Equipamento do Laboratório de Fenômenos de Superfície - Dpto. de Engenharia Mecânica (LFS-PME-EPUSP).

- espaçamento entre medidas: de 30 a 100 μm ;
- tempo de carregamento: 12 s;
- tempo de manutenção: 20 s e
- tempo de descarregamento: 20 s.

Na determinação dos valores de dureza, foi necessário valer-se de equações matemáticas, pois a área projetada da impressão não é medida nesse tipo de ensaio.

Assim, a **dureza instrumentada** na escala Vickers (HV_i) foi determinada, calculando-se, nesta ordem, parâmetros relacionados ao contato penetrador-amostra, como a rigidez de contato (S), a profundidade de contato (h_c), a área de contato projetada (A_c), o módulo reduzido (E_r) e a área projetada da impressão residual (A_V).

Na Figura 3.6, mostra-se a representação esquemática da seção transversal em dois momentos de uma impressão de dureza instrumentada e, na Figura 3.7, apresenta-se uma curva típica de carga *versus* profundidade, nas que são identificados os parâmetros utilizados no cálculo.

Figura 3.6 - Representação esquemática da seção transversal de uma impressão de dureza instrumentada. Adaptado de Oliver e Pharr (1992)

Para esse cálculo, utiliza-se a porção superior da curva de descarregamento (Vide Figura 3.7). Essa curva é descrita pela seguinte Equação, proposta por Oliver e Pharr (1992):

$$P = A_P(h - h_f)^m \quad (3.6)$$

onde:

P : carga aplicada no ensaio de dureza instrumentada

m e A_P : constantes empíricas obtidas após o ajuste da curva de descarregamento

h : deslocamento total do penetrador durante o carregamento ou profundidade elástica

h_f : profundidade da impressão residual (após a retirada da carga)

h_{max} : profundidade de penetração máxima

Figura 3.7 - Representação esquemática da curva de carga aplicada *versus* profundidade de penetração, sendo W_e o trabalho elástico, W_p o trabalho plástico, W_t o trabalho total e dP/dh a rigidez de contato. Adaptado de Oliver e Pharr (1992)

O desenvolvimento matemático para a determinação da dureza e das propriedades mecânicas encontra-se no Anexo D.

3.3.9 Resultados analisados e discutidos

A análise e a discussão desses resultados foram consideradas relevantes para os ensaios da série A, com que se determinaram os efeitos dos fatores, e para os ensaios das séries B e C, com que se determinou um modelo empírico.

Os efeitos dos fatores na taxa de desgaste foram estatisticamente significativos quando se compararam as magnitudes desses efeitos com seu erro padrão, considerando-se um nível de confiança de 95 %. Esse resultado foi complementado pela análise das micrografias.

A significância estatística e a falta de ajuste dos modelos da taxa de desgaste foram determinadas, utilizando-se a análise de variância com o nível de confiança de 95 %. Além do uso das equações, a análise da variação das respostas em função dos fatores foi feita utilizando-se as curvas de nível e/ou as superfícies de resposta dos respectivos modelos.

O resultado para os modelos de primeira ordem (ensaios da série B1) foi complementado pela discussão da temperatura, das micrografias e dos espectros de difração de raio-X.

O resultado para os modelos de segunda ordem (ensaios da série B2), foi complementado pela discussão do coeficiente de atrito, da rugosidade, das micrografias

e da dureza instrumentada.

O resultado para os modelos obtidos com os ensaios da série C foi complementado com a discussão dos espectros Mössbauer.

Capítulo 4

Resultados e Discussão

Neste Capítulo, discutem-se os valores dos efeitos dos fatores sobre a taxa de desgaste, obtidos por meio dos ensaios da série A, e os modelos que relacionam essa taxa com a carga normal e velocidade tangencial, obtidos por meio dos ensaios das séries B e C.

Na Tabela 4.1, apresenta-se a matriz de ensaios, assim como os valores da taxa de desgaste (média e desvio padrão) resultantes do planejamento fatorial 2^3 .

Tabela 4.1 - Matriz de ensaios e valores da taxa de desgaste para o planejamento fatorial 2^3

Ensaio	Fator codificado			Fator original			Taxa de desgaste
	c	v	m	C [N]	V [m/s]	M	$Q \times 10^{-6} [g/s]$
1	-1	-1	-1	6	0,07	IA4	$0,66 \pm 0,070$
2	+1	-1	-1	20	0,07	IA4	$4,03 \pm 0,100$
3	-1	+1	-1	6	0,81	IA4	$11,45 \pm 0,347$
4	+1	+1	-1	20	0,81	IA4	$20,94 \pm 2,195$
5	-1	-1	+1	6	0,07	IA6	$0,95 \pm 0,140$
6	+1	-1	+1	20	0,07	IA6	$3,51 \pm 0,153$
7	-1	+1	+1	6	0,81	IA6	$7,44 \pm 0,137$
8	+1	+1	+1	20	0,81	IA6	$16,27 \pm 0,137$

Nota-se que, tanto para o aço AISI 304 quanto para o AISI 316, houve um aumento da taxa de desgaste em função da carga normal e da velocidade tangencial. Com relação à estabilidade da austenita, o aço AISI 304 apresentou maior taxa de desgaste que o aço AISI 316, exceto na carga normal de 6 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s.

A variação da taxa de desgaste de acordo com a velocidade tangencial não foi a mesma nos dois níveis da carga normal e da estabilidade da austenita. O mesmo ocorreu em relação à carga normal nos dois níveis da velocidade tangencial e da estabilidade da austenita. Isso mostra que há dependência ou interação entre os efeitos dos três fatores.

Os valores da taxa de desgaste foram correlacionados com os do coeficiente de atrito e da temperatura, e também com os resultados obtidos na caracterização das superfícies

e partículas após o desgaste, por meio de rugosidade, microscopia, difração de raio-X, espectroscopia Mössbauer e dureza instrumentada, segundo indicado no Item 3.3.9.

4.1 Efeitos dos fatores

Na Tabela 4.2, apresenta-se a estimativa dos efeitos⁽¹⁾ da carga normal, da velocidade tangencial e da estabilidade da austenita na taxa de desgaste, considerando-se os níveis codificados desses fatores.

Tabela 4.2 - Estimativa dos efeitos e do erro padrão da taxa de desgaste para o planejamento fatorial 2^3

EFEITO	VALOR	ERRO PADRÃO ERRO PURO	t(16)	p	LIMITE DE CONFIANÇA	
					- 95 %	+ 95 %
Média	8,15567	0,191227	42,64912	0,000000	7,75029	8,56105
C	6,06134*	0,382454	15,84854	0,000000	5,25058	6,87211
V	11,73495*	0,382454	30,68327	0,000000	10,92419	12,54572
M	-2,22569*	0,382454	-5,81950	0,000026	-3,03646	-1,41493
$C \times V$	3,09606*	0,382454	8,09525	0,000000	2,28530	3,90683
$C \times M$	-0,36458	0,382454	-0,95327	0,354633	-1,17535	0,44618
$V \times M$	-2,11690*	0,382454	-5,53503	0,000045	-2,92767	-1,30613
$C \times V \times M$	0,04051	0,382454	0,10592	0,916963	-0,77026	0,85128

Nota-se que todos os efeitos principais foram estatisticamente significativos (C , V e M), pois $p < 0,05$. Os valores positivos dos efeitos principais C e V indicam que houve um aumento da taxa de desgaste conforme a variação dos níveis da carga normal e da velocidade tangencial, ao passo que o valor negativo de M denota que a taxa de desgaste do aço AISI 316 (com maior estabilidade da austenita) foi menor do que a do AISI 304.

Também foram significativos os efeitos de interação $C \times V$ e $V \times M$, indicando que a variação da taxa de desgaste conforme a velocidade tangencial dependeu do nível da carga normal e da estabilidade da austenita, não se podendo, portanto, analisar os efeitos desses fatores separadamente.

Os efeitos $C \times M$ e $C \times V \times M$ não foram relevantes, visto que o valor da probabilidade p foi maior do que 0,05.

4.2 Metodologia de superfície de resposta

Com esta metodologia obtiveram-se, tanto para o aço AISI 304 quanto para o aço AISI 316, dois tipos de modelos (linear e quadrático), que explicam a variação da taxa

⁽¹⁾As notações C , V , e M representam, respectivamente, os efeitos da carga normal, da velocidade tangencial e da estabilidade da austenita.

de desgaste em função da carga normal e da velocidade tangencial.

4.2.1 Modelo linear da taxa de desgaste

Este modelo, tanto para o aço AISI 304 quanto para o aço AISI 316, foi obtido com a matriz de ensaios do planejamento fatorial 2^2 com três pontos centrais (série B1).

Como previsto no Item 3.1, na série B1 empregaram-se, para os pontos fatoriais, níveis dos fatores diferentes dos usados no planejamento fatorial da série A.

Na Tabela 4.3, apresentam-se os valores de taxa de desgaste resultantes dos ensaios da série B1.

Tabela 4.3 - Matriz de ensaios e valores da taxa de desgaste dos aços AISI 304 e AISI 316 para o planejamento $2^2 + 3$

Ensaio	Fator codificado		Fator original		Taxa de desgaste média	
	c	v	C [N]	V [m/s]	$Q \times 10^{-6} [g/s]$	
					AISI 304	AISI 316
1	-1	-1	8	0,18	5,14 $\pm$ 0,34	3,92 $\pm$ 0,28
2	+1	-1	18	0,18	8,93 $\pm$ 0,43	10,45 $\pm$ 0,50
3	-1	+1	8	0,70	13,93 $\pm$ 1,79	13,00 $\pm$ 0,42
4	+1	+1	18	0,70	14,91 $\pm$ 0,87	12,09 $\pm$ 0,46
5	0	0	13	0,44	18,63 $\pm$ 0,77	18,70 $\pm$ 1,11

Comparando-se esta Tabela com a Tabela 4.1, observa-se que, com relação ao aço AISI 304, não houve alteração nos resultados e, com relação ao AISI 316, o aumento da carga normal não afetou a taxa de desgaste no nível de velocidade tangencial de 0,70 m/s.

A partir desses dados experimentais, foi ajustado um modelo linear da taxa de desgaste para o aço AISI 304 e outro para o aço AISI 316.

4.2.1.1 Modelo linear da taxa de desgaste do aço AISI 304

Os coeficientes relativos aos fatores codificados deste modelo são apresentados na Tabela 4.4.

Tabela 4.4 - Coeficientes estimados do modelo linear da taxa de desgaste do aço AISI 304 para o planejamento fatorial $2^2 + 3$

FATOR	COEFICIENTE	ERRO PADRÃO ERRO PURO	t(10)	p	LIMITE DE CONFIANÇA	
					- 95 %	+ 95 %
Intercepto	12,34444	0,253785	48,64139	0,000000	11,77898	12,90991
c	1,14352*	0,283740	4,03016	0,002399	0,51131	1,77573
v	3,64352*	0,283740	12,84105	0,000000	3,01131	4,27573
$c \times v$	-0,65278*	0,283740	-2,30062	0,044208	-1,28499	-0,02057

Os coeficientes c e v foram significativos assim como a interação $c \times v$. Considerando-se que, em qualquer modelo polinomial, o valor dos efeitos está diretamente relacionado ao valor dos coeficientes, pode-se afirmar que o efeito principal desses fatores e sua interação também foram significativos na sua nova faixa de variação (Tabela 4.3).

Assim, este modelo, para o aço AISI 304, em função dos fatores codificados, foi representado pela Equação seguinte⁽²⁾:

$$\hat{Q}(c, v) = 12,34 + 1,14c + 3,64v - 0,65cv \quad (\times 10^{-6}) \quad (4.1)$$

Para verificar se havia falta de ajuste dessa Equação, realizou-se a análise de variância, cujos resultados são apresentados na Tabela 4.5.

Tabela 4.5 - Análise de variância do modelo linear da taxa de desgaste do aço AISI 304 para o planejamento fatorial $2^2 + 3$

Fonte de variação	Soma quadrática	Graus de liberdade	Média quadrática	F	p
c	15,6916*	1	15,6916	16,2422	0,002399
v	159,3027*	1	159,3027	164,8924	0,000000
$c \times v$	5,1134*	1	5,1134	0,044208	
Resíduos	157,7993	11	14,3454		
F. ajuste	148,1383*	1	148,1383	153,3363	0,000000
Erro puro	9,6610	10	0,9661		
Total	337,9071	14			
Coeficiente de determinação: $R^2 = 0,53301$					

A falta de ajuste fica evidenciada pelo fato de que $p < 5\%$ e de que o coeficiente de determinação do modelo ficou muito abaixo de 1.

Esse resultado é confirmado quando se verifica que os dados experimentais da taxa de desgaste (Tabela 4.3) não são bem descritos pelo modelo linear (Equação 4.1), como visto no gráfico dos valores observados *versus* valores previstos (Figura 4.1(a)), e quando se verifica a distribuição não aleatória dos resíduos, como visto no gráfico de probabilidade normal (Figura 4.1(b)).

⁽²⁾ Observe-se que, em função dos fatores originais, o modelo equivalente seria representado por uma outra Equação: $\hat{Q}(C, V) = 0,33 + 0,44C + 20,54V - 0,50CV \quad (\times 10^{-6})$.

Figura 4.1 - Análise gráfica do ajuste de um modelo linear aos valores experimentais de taxa de desgaste do aço de AISI 304. Valores previstos pelo modelo linear *versus* valores observados (a) e resíduos deixados pelo modelo linear (b)

4.2.1.2 Modelo linear da taxa de desgaste do aço AISI 316

Os coeficientes relativos aos fatores codificados deste modelo são apresentados na Tabela 4.6.

Tabela 4.6 - Coeficientes estimados do modelo linear da taxa de desgaste do aço AISI 316 para o planejamento fatorial $2^2 + 3$

FATOR	COEFICIENTE	ERRO PADRÃO ERRO PURO	t(10)	p	LIMITE DE CONFIANÇA	
					- 95 %	+ 95 %
Constante	11,63333	0,160855	72,3216	0,000000	11,27492	11,99174
c	1,40741*	0,179842	7,8258	0,000014	1,00669	1,80812
v	2,68056*	0,179842	14,9051	0,000000	2,27984	3,08127
$c \times v$	-1,86111*	0,179842	-10,3486	0,000001	-2,26182	-1,46040

Observa-se que, assim como ocorreu com o aço AISI 304 (Tabela 4.4), tanto o valor de c quanto o de v foram significativos. Neste caso, os efeitos desses fatores não podem ser analisados isoladamente, pois o valor de $c \times v$ foi significativo.

Dessa forma, este modelo, para o aço AISI 316, em função dos fatores codificados, foi representado pela Equação seguinte⁽³⁾:

$$\hat{Q}(c, v) = 11,63 + 1,41c + 2,68v - 1,86cv \quad (\times 10^{-6}) \quad (4.2)$$

Para verificar se havia falta de ajuste dessa Equação, realizou-se a análise de

⁽³⁾ Observe-se que, em função dos fatores originais, o modelo equivalente seria representado por uma outra Equação: $\hat{Q}(C, V) = -4,75 + 0,91C + 28,92V - 1,43CV \quad (\times 10^{-6})$.

variância, cujos resultados são apresentados na Tabela 4.7.

Tabela 4.7 - Análise de variância do modelo linear ajustado para os valores da taxa de desgaste do aço AISI 316

Fonte de variação	Soma quadrática	Graus de liberdade	Média quadrática	F	p
c	23,7695*	1	23,7695	61,2432	0,000014
v	86,2245*	1	86,2245	222,1610	0,000000
$c \times v$	41,5648*	1	41,5648	107,0934	0,000001
Resíduos	191,3442	11	17,39493		
F. ajuste	187,4630*	1	187,4630	483,0061	0,000000
Erro puro	3,8812	10	0,3881		
Total	342,9031	14			
Coeficiente de determinação: $R^2 = 0,44199$					

Assim, como se verifica para o aço AISI 304, a falta de ajuste fica evidenciada pelo fato de que $p < 5\%$ e de que o coeficiente de determinação do modelo ficou muito abaixo de 1.

Esse resultado é confirmado quando se relacionam os valores experimentais da taxa de desgaste (Tabela 4.3) com os valores previstos pelo modelo linear (Equação 4.2), como visto na Figura 4.2(a), e quando se verifica a distribuição não aleatória dos resíduos, como visto na Figura 4.2(b).

Figura 4.2 - Análise gráfica do ajuste de um modelo linear aos valores experimentais de taxa de desgaste do aço de AISI 316. Valores previstos pelo modelo linear *versus* valores experimentais (a) e resíduos deixados pelo modelo linear (b)

4.2.2 Modelo quadrático da taxa de desgaste

Este modelo, tanto para o aço AISI 304 quanto para o aço AISI 316, foi obtido com a matriz de ensaios do planejamento composto central (série B2).

Como visto no Item 3.1, na série B2 houve uma ampliação do planejamento fatorial 2^2 com 3 pontos centrais para o composto central com seis pontos centrais.

Os valores da taxa de desgaste (média e desvio padrão) dos aços AISI 304 e AISI 316, são apresentados na Tabela 4.8.

Tabela 4.8 - Matriz de ensaios e valores da taxa de desgaste dos aços AISI 304 e AISI 316 para o planejamento composto central

Ensaio	Fator codificado		Fator original		Taxa de desgaste média	
	c	v	C [N]	V [m/s]	$Q \times 10^{-6} [g/s]$	
					AISI 304	AISI 316
1	-1	-1	8	0,18	5,14 $\pm$ 0,34	3,92 $\pm$ 0,28
2	1	-1	18	0,18	8,93 $\pm$ 0,43	10,45 $\pm$ 0,50
3	-1	1	8	0,70	13,93 $\pm$ 1,79	13,00 $\pm$ 0,42
4	1	1	18	0,70	14,91 $\pm$ 0,87	12,09 $\pm$ 0,46
5	$-\sqrt{2}$	0	6	0,44	10,89 $\pm$ 0,71	9,38 $\pm$ 0,46
6	$\sqrt{2}$	0	20	0,44	18,66 $\pm$ 0,69	17,79 $\pm$ 0,82
7	0	$-\sqrt{2}$	13	0,07	2,94 $\pm$ 0,15	2,08 $\pm$ 0,08
8	0	$\sqrt{2}$	13	0,81	13,47 $\pm$ 0,97	12,75 $\pm$ 0,32
9	0	0	13	0,44	18,78 $\pm$ 1,00	18,59 $\pm$ 0,95

A partir desses valores experimentais da taxa de desgaste, foi ajustado o modelo quadrático para os aços AISI 304 e AISI 316.

4.2.2.1 Modelo quadrático da taxa de desgaste do aço AISI 304

Os coeficientes relativos aos fatores codificados deste modelo são apresentados na Tabela 4.9.

Tabela 4.9 - Coeficientes estimados do modelo quadrático da taxa de desgaste do aço AISI 304 para o planejamento composto central

FATOR	COEFICIENTE	ERRO PADRÃO ERRO PURO	t(10)	p	LIMITE DE CONFIANÇA	
					- 95 %	+ 95 %
Constante	18,77779	0,371619	50,5296	0,000000	18,00497	19,55062
c	1,94506*	0,185811	10,4680	0,000000	1,55864	2,33147
c^2	-2,18115*	0,245806	-8,8734	0,000000	-2,69233	-1,66997
v	3,68448*	0,185811	19,8292	0,000000	3,29807	4,07089
v^2	-5,46593*	0,245806	-22,2368	0,000000	-5,97712	-4,95475
$c \times v$	-0,65278*	0,262775	-2,4842	0,021500	-1,19925	-0,10631

O valores dos coeficientes de c , c^2 , v e v^2 e da interação $c \times v$ foram significativos.

Assim, este modelo, para o aço AISI 304, em função dos fatores codificados, foi representado pela Equação seguinte⁽⁴⁾:

$$\hat{Q}(c, v) = 18,78 + 1,95c + 3,68v - 2,18c^2 - 5,47v^2 - 0,65cv \quad (\times 10^{-6}) \quad (4.3)$$

Para verificar se havia falta de ajuste dessa Equação, realizou-se a análise de variância, cujos resultados são apresentados na Tabela 4.10.

Tabela 4.10 - Análise de variância do modelo quadrático da taxa de desgaste do aço AISI 304 para o planejamento composto central

Fonte de variação	Soma quadrática	Graus de liberdade	Média quadrática	F	p
c	90,7971*	1	90,7971	109,5782	0,000000
c^2	65,2428*	1	65,2428	78,7381	0,000000
v	325,8062*	1	325,8062	393,1981	0,000000
v^2	409,7237*	1	409,7237	494,4737	0,000000
$c \times v$	5,1134*	1	5,1134	6,1711	0,021500
Resíduos	35,9288	24	1,4970		
F. ajuste	18,5281*	3	6,1760	7,4535	0,001396
Erro puro	17,4007	21	0,8286		
Total	867,8066	29			
Coeficiente de determinação: $R^2 = 0,9586$					

Embora seja estatisticamente significativo (o coeficiente de determinação aproxima-se de 1), o modelo não se ajusta aos dados experimentais, pois houve uma falta de ajuste significativa ($p < 5\%$).

Assim sendo, considerou-se que a precisão do modelo poderia ser aumentada se os dados fossem divididos em *blocos*⁽⁵⁾.

Como os experimentos foram realizados sequencialmente, isto é, primeiro foram realizados os experimentos da parte fatorial (2^k) com três pontos centrais e posteriormente os correspondentes à parte axial ($2k$) do planejamento com mais três pontos centrais e como havia transcorrido um tempo considerável entre a realização das três repetições de cada ensaio de desgaste, a divisão do planejamento foi feita em seis blocos, como mostrado na Tabela 4.11.

⁽⁴⁾ Observe-se que, em função dos fatores originais, o modelo equivalente seria representado por uma outra Equação: $\hat{Q}(C, V) = -25,97 + 2,94C + 90,98V - 0,09C^2 - 79,92V^2 - 0,50CV \quad (\times 10^{-6})$.

⁽⁵⁾ Segundo Montgomery (1991), *blocos* são unidades experimentais relativamente homogêneas, cuja formação permite eliminar algumas variáveis inconvenientes que surgem quando um planejamento de segunda ordem se segue a outro de primeira ordem. São exemplos dessas variáveis: um tempo entre os planejamentos, durante o qual as condições de ensaio podem mudar ou, ainda, a presença de lotes diferentes de um mesmo material ou de ensaios realizados por diferentes indivíduos (Box e Hunter, 1957; Box *et al.*, 1978; Robert e Virgil, 1984; Peter, 1971).

Tabela 4.11 - Divisão em blocos do planejamento central composto do aço AISI 304

Ensaio	Bloco	Fator codificado	
		c	v
1	1	-1	-1
2		+1	-1
3		-1	+1
4		+1	+1
5		0	0
6		0	0
7		0	0
8	2	-1	-1
9		+1	-1
10		-1	+1
11		+1	+1
12	3	-1	-1
13		+1	-1
14		-1	+1
15		+1	+1
16	4	$-\sqrt{2}$	0
17		$+\sqrt{2}$	0
18		0	$-\sqrt{2}$
19		0	$+\sqrt{2}$
20		0	0
21		0	0
22		0	0
23	5	$-\sqrt{2}$	0
24		$+\sqrt{2}$	0
25		0	$-\sqrt{2}$
26		0	$+\sqrt{2}$
27	6	$-\sqrt{2}$	0
28		$+\sqrt{2}$	0
29		0	$-\sqrt{2}$
30		0	$+\sqrt{2}$

Os trinta ensaios correspondem à realização, com repetições, dos nove ensaios da série B. Nos três primeiros blocos, foram realizados três ensaios para cada uma das cinco combinações dos níveis dos fatores (quatro pontos fatoriais e um ponto central). Nos três últimos blocos também foram realizados três ensaios para cada uma das cinco combinações dos níveis dos fatores (quatro pontos axiais e um ponto central).

Utilizando-se os valores da taxa de desgaste do aço AISI 304, mostrados na Tabela 4.8, calcularam-se os coeficientes de cinco blocos e recalcularam-se os coeficientes dos fatores do novo modelo quadrático da taxa de desgaste do aço AISI 304, como se vê na Tabela 4.12.

Tabela 4.12 - Coeficientes estimados do modelo quadrático da taxa de desgaste do aço AISI 304 para o planejamento composto central dividido em blocos

FATOR	COEFICIENTE	ERRO PADRÃO ERRO PURO	t(4)	p	LIMITE DE CONFIANÇA	
					- 95 %	+ 95 %
Constante	19,47446	0,553085	35,2106	0,000004	17,93885	21,01007
Bloco 1	-0,71850	0,435167	-1,6511	0,174063	-1,92672	0,48971
Bloco 2	0,32068	0,504901	0,6351	0,559854	-1,08115	1,72251
Bloco 3	0,04969	0,504899	0,0984	0,926339	-1,35214	1,45151
Bloco 4	0,80663	0,504899	1,5976	0,185370	-0,59519	2,20846
Bloco 5	0,21636	0,504899	0,4285	0,690346	-1,18547	1,61818
c	1,94506*	0,225799	8,6141	0,000998	1,31814	2,57198
c^2	-2,52948*	0,338699	-7,4682	0,001718	-3,46986	-1,58910
v	3,68448*	0,225799	16,3175	0,000083	3,05756	4,31140
v^2	-5,81427*	0,338699	-17,1665	0,000068	-6,75465	-4,87389
$c \times v$	-0,65278	0,319327	-2,0442	0,110412	-1,53937	0,23382

A partir dos coeficientes significativos, foi possível obter uma nova Equação⁽⁶⁾:

$$\hat{Q}(c, v) = 19,47 + 1,95c + 3,68v - 2,53c^2 - 5,81v^2 \quad (\times 10^{-6}) \quad (4.4)$$

Para verificar se havia falta de ajuste dessa Equação, realizou-se a análise de variância, cujos resultados são apresentados na Tabela 4.13.

Tabela 4.13 - Análise de variância do modelo quadrático da taxa de desgaste do aço AISI 304 para o planejamento composto central dividido em blocos

Fonte de variação	Soma quadrática	Graus de liberdade	Média quadrática	F	p
Blocos	7,1008	5	1,4202	1,1606	0,455364
c	90,7971	1	90,7971	74,2027	0,000998
c^2	68,2478	1	68,2478	55,7745	0,001718
v	325,8062	1	325,8062	266,2605	0,000083
v^2	360,5911	1	360,5911	294,6880	0,000068
$c \times v$	5,1134	1	5,1134	4,1789	0,110412
Resíduos	28,8280	19	1,5173		
F. ajuste	23,9335	15	1,5956	1,3040	0,436876
Erro puro	4,8945	4	1,2236		
Total	867,8066	29			
Coeficiente de determinação: $R^2 = 0,96678$					

Aqui, a falta de ajuste não foi significativa, de forma que a Equação 4.4 se revelou a mais adequada para representar os valores experimentais da taxa de desgaste do aço AISI 304.

⁽⁶⁾ Observe-se que, em função dos fatores originais, o modelo equivalente seria representado por uma outra Equação: $\hat{Q}(C, V) = -28,67 + 3,31C + 95,54V - 0,10C^2 - 85,09V^2 \quad (\times 10^{-6})$

Esse resultado é confirmado, quando se verifica, pelo gráfico dos valores observados *versus* valores previstos (Figura 4.3(a)), que o modelo proposto (Equação 4.4) descreve bem os dados experimentais da taxa de desgaste (Tabela 4.8), visto que os pontos caem próximos à linha reta. Uma outra confirmação desse resultado, é a distribuição aleatória dos resíduos, como visto no gráfico de probabilidade normal (Figura 4.3(b)).

Figura 4.3 - Análise gráfica do ajuste de um modelo quadrático aos valores experimentais de taxa de desgaste do aço de AISI 304. Valores previstos pelo modelo quadrático *versus* valores observados (a) e resíduos deixados pelo modelo quadrático (b)

Na Figura 4.4, mostra-se a variação da taxa de desgaste do aço AISI 304 em função da carga normal e da velocidade tangencial, representada por meio das curvas de nível.

Figura 4.4 - Curvas de nível da taxa de desgaste do aço AISI 304. Os símbolos (•) indicam as condições de ensaio usadas para ajustar o modelo quadrático. Nos eixos da carga normal e da velocidade tangencial aparecem os valores codificados e originais desses fatores.

Observa-se que houve um aumento da taxa de desgaste à medida que se aumentava a carga normal e a velocidade até um determinado nível para cada um desses fatores, a partir do qual ocorreu inversão dessa tendência. Dessa forma, o ponto de máximo na taxa de desgaste é indicado pelo par 16 N e 0,55 m/s.

4.2.2.2 Modelo quadrático da taxa de desgaste do aço AISI 316

Neste modelo, para o aço AISI 316, utilizou-se a mesma divisão em blocos mostrado na Tabela 4.11.

Os coeficientes relativos aos fatores codificados deste modelo são apresentados na Tabela 4.9.

Tabela 4.14 - Coeficientes estimados do modelo quadrático da taxa de desgaste do aço AISI 316 para o planejamento composto central dividido em blocos

FATOR	COEFICIENTE	ERRO PADRÃO ERRO PURO	t(19)	p	LIMITE DE CONFIANÇA	
					- 95 %	+ 95 %
Constante	18,86797	0,523860	36,0172	0,000004	17,41350	20,32244
Bloco 1	-0,25818	0,412172	-0,6264	0,565026	-1,40256	0,88619
Bloco 2	-0,39112	0,478222	-0,8179	0,459354	-1,71888	0,93664
Bloco 3	0,18510	0,478220	0,3871	0,718420	-1,14265	1,51285
Bloco 4	0,26149	0,478220	0,5468	0,613589	-1,06626	1,58924
Bloco 5	0,50455	0,478220	1,0551	0,350912	-0,82320	1,83230
c	2,18994*	0,213868	10,2397	0,000513	1,59615	2,78374
c^2	-2,80090*	0,320802	-8,7309	0,000948	-3,69158	-1,91021
v	3,22591*	0,213868	15,0837	0,000113	2,63212	3,81970
v^2	-5,88429*	0,320802	-18,3425	0,000052	-6,77498	-4,99360
$c \times v$	-1,86111	0,302453	-6,1534	0,003539	-2,70086	-1,02137

Os valores de todos os coeficientes, principais e de interação, foram significativos.

Assim, este modelo, para o aço AISI 316, em função dos fatores codificados, foi representado pela Equação seguinte⁽⁷⁾:

$$\hat{Q}(c, v) = 18,87 + 2,19c + 3,23v - 2,80c^2 - 5,88v^2 - 1,86cv \quad (\times 10^{-6}) \quad (4.5)$$

Observados os valores dos coeficientes da carga normal e da velocidade tangencial, para o aço AISI 316, expressos nessa Equação, e para o aço AISI 304, expressos na Equação 4.4, verifica-se que a velocidade tangencial teve maior efeito na taxa de desgaste em relação à carga normal. Também em ambos os casos, os coeficientes quadráticos desses fatores são negativos, o que indica a presença de um valor máximo na taxa de

⁽⁷⁾ Observe-se que, em função dos fatores originais, o modelo equivalente seria representado por uma outra Equação: $\hat{Q}(C, V) = -36,51 + 4,05C + 106,74V - 0,11C^2 - 86,08V^2 - 1,43CV \quad (\times 10^{-6})$

desgaste.

Para verificar se havia falta de ajuste dessa Equação, realizou-se a análise de variância, cujos resultados são apresentados na Tabela 4.15.

Tabela 4.15 - Análise de variância do modelo quadrático da taxa de desgaste média do aço AISI 316 para o planejamento composto central

Fonte de variação	Soma quadrática	Graus de liberdade	Média quadrática	F	p
Blocos	2,6747	5	0,5349	0,4873	0,774856
c	115,0994	1	115,0994	104,8516	0,000513
c^2	83,6795	1	83,6795	76,2291	0,000948
v	249,7533	1	249,7533	227,5166	0,000113
v^2	369,3286	1	369,3286	336,4456	0,000052
$c \times v$	41,5648	1	41,5648	37,8641	0,003539
Resíduos	29,4626	19	1,5507		
F. ajuste	25,0717	15	1,6714	1,5226	0,368728
Erro puro	4,3909	4	1,0977		
Total	891,7382	29			

Coeficiente de determinação: $R^2 = 0,96696$

Aqui também, como ocorreu para o aço AISI 304, a falta de ajuste não foi significativa.

Esse resultado é confirmado, quando se observa que os pontos no gráfico dos valores observados *versus* valores previstos (Figura 4.5(a)) caem próximos à linha reta, e quando se verifica a distribuição aleatória dos resíduos (Figura 4.5(b)).

Figura 4.5 - Análise gráfica do ajuste de um modelo quadrático aos valores experimentais de taxa de desgaste do aço de AISI 316. Valores previstos pelo modelo quadrático *versus* valores observados (a) e resíduos deixados pelo modelo quadrático (b)

Na Figura 4.6, mostra-se a variação da taxa de desgaste do aço AISI 316 em função da carga normal e da velocidade tangencial, representada por meio das curvas de nível.

Figura 4.6 - Curvas de nível da taxa de desgaste do aço AISI 316. Os símbolos (■) indicam as condições de ensaio usadas para ajustar a superfície. Nos eixos de carga e velocidade aparecem os valores codificados e reais desses fatores.

Assim como no caso do aço AISI 304, houve tendência para aumento até uma determinada combinação dos níveis dos fatores, com decorrente diminuição da taxa de desgaste, podendo-se delimitar o ponto de máximo da taxa de desgaste com o par 14 N e 0,52 m/s.

4.3 Influência da velocidade

Na Figura 4.7, relativa à série C de ensaios (procedimento de variação de uma variável por vez) para os dois materiais, mostram-se os valores experimentais e as curvas ajustadas da taxa de desgaste em função da velocidade tangencial para 6 N de carga normal.

Observa-se que, tanto para o aço AISI 304 quanto para o AISI 316 a taxa de desgaste passa por um máximo, confirmando o que ocorreu na série B de ensaios. No entanto, como se viu nas Figuras 4.4 e 4.6, no planejamento composto central, variaram-se simultaneamente a carga normal e a velocidade tangencial e, no procedimento de variação de uma variável por vez, variou-se apenas a velocidade tangencial.

Figura 4.7 - Variação da taxa de desgaste dos aços AISI 304 e AISI 316 em função da velocidade tangencial para 6 N de carga normal

Supondo-se que se pudesse aplicar este último procedimento em função da velocidade tangencial e também da carga normal, ainda assim seria necessária uma quantidade muito maior de ensaios do que a exigida no planejamento composto central, como se pode ver nas Figuras 4.8 e 4.9.

Figura 4.8 - Curvas da variação da taxa de desgaste em função dos níveis de velocidade tangencial da série C de ensaios para diferentes níveis de carga normal obtidas dos modelos quadráticos do aço AISI 304

Verifica-se, ainda, que a taxa de desgaste do aço AISI 304 não dependeria da interação entre a carga normal e a velocidade tangencial, já que as curvas estão dispostas paralelamente, ao contrário do que ocorreria com o aço AISI 316. Assim, embora houvesse a possibilidade de se detectar a influência da interação entre fatores sobre a resposta, não seria possível determinar nem o valor nem a significância estatística desse efeito.

Figura 4.9 - Curvas da variação da taxa de desgaste em função dos níveis de velocidade tangencial da série C de ensaios para diferentes níveis de carga normal obtidas dos modelos quadráticos do aço AISI 316

4.4 Rugosidade das superfícies

Neste Item, são descritas as características das superfícies após os ensaios de desgaste da série B em relação à rugosidade, tanto para o aço AISI 304 quanto para o AISI 316.

Nas Figuras 4.10, 4.11, 4.12 e 4.13 apresentam-se os perfis das superfícies do aço AISI 304 resultantes dos ensaios do planejamento composto central.

Observa-se que os picos dos perfis mantêm-se em níveis baixos quando a velocidade tangencial é baixa, independentemente do aumento da carga normal, como se vê nas Figuras 4.10(a), 4.11(a) e 4.12(a). Quando a velocidade tangencial é alta, independentemente do aumento da carga normal, os picos dos perfis mantêm-se em níveis elevados como se vê nas Figuras 4.10(b), 4.11(c) e 4.12(b). Contudo, quando a velocidade tangencial é média, o aumento da carga normal eleva a altura dos picos dos perfis, como se vê nas Figuras 4.13(a), 4.11(b) e 4.13(b).

(a)

(b)

Figura 4.10 - Perfis de rugosidade das superfícies do aço AISI 304 após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 8 N e 0,18 m/s (a) e 8 N e 0,70 m/s (b)

(a)

(b)

(c)

Figura 4.11 - Perfis de rugosidade das superfícies do aço AISI 304 após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 13 N e 0,07 m/s (a), 13 N e 0,44 m/s (b) e 13 N e 0,81 m/s (c)

(a)

(b)

Figura 4.12 - Perfis de rugosidade das superfícies do aço AISI 304 após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 18 N e 0,18 m/s (a) e 18 N e 0,70 m/s (b)

(a)

(b)

Figura 4.13 - Perfis de rugosidade das superfícies do aço AISI 304 após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 6 N e 0,44 m/s (a) e 20 N e 0,44 m/s (b)

Ainda para caracterizar as superfícies após o desgaste do aço AISI 304, analisou-se a variação da rugosidade média $Ra^{(8)}$ em função da carga normal e da velocidade tangencial, mostrada na Figura 4.14.

⁽⁸⁾ Trata-se do valor médio aritmético de todos os desvios do perfil de rugosidade em relação à linha média dentro do comprimento de medição (ISO4287, 1984).

Figura 4.14 - Curvas de nível da variação de da rugosidade média Ra das superfícies dos pinos de aço AISI 304 em função da carga normal e da velocidade tangencial

Os valores mostrados na Figura são bem superiores aos obtidos para as superfícies antes do desgaste ($Ra = 0,13 \mu\text{m}$): quanto maior a velocidade tangencial, maior é a rugosidade média Ra .

Por um lado, as superfícies obtidas com níveis de velocidade tangencial igual ou inferiores a $0,44 \text{ m/s}$, independentemente da carga normal usada, apresentaram valores de Ra mais baixos (de 2 a $3 \mu\text{m}$), com exceção da obtida na condição de 20 N e $0,44 \text{ m/s}$.

Por outro lado, as superfícies obtidas com níveis de velocidade superiores, independentemente da carga normal usada, apresentaram valores mais altos (de 4 a $5 \mu\text{m}$), atingindo o máximo na condição de 18 N e $0,70 \text{ m/s}$.

Nas Figuras 4.15, 4.16, 4.17 e 4.18 apresentam-se os perfis das superfícies do aço AISI 316 obtidas nos ensaios do planejamento composto central.

(a)

(b)

Figura 4.15 - Perfis de rugosidade das superfícies do aço AISI 316 após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 8 N e 0,18 m/s (a) e 8 N e 0,70 m/s (b)

(a)

(b)

(c)

Figura 4.16 - Perfis de rugosidade das superfícies do aço AISI 316 após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 13 N e 0,07 m/s (a), 13 N e 0,44 m/s (b) e 13 N e 0,81 m/s (c)

(a)

(b)

Figura 4.17 - Perfis de rugosidade das superfícies do aço AISI 316 após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 18 N e 0,18 m/s (a) e 18 N e 0,70 m/s (b)

(a)

(b)

Figura 4.18 - Perfis de rugosidade das superfícies do aço AISI 316 após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 6 N e 0,44 m/s (a) e 20 N e 0,44 m/s (b)

Observa-se que os picos dos perfis mantêm-se em níveis baixos quando a velocidade tangencial é baixa, especialmente com níveis baixo e médio de carga normal, como se vê nas Figuras 4.15(a) e 4.16(a).

A variação da rugosidade média Ra em função da carga normal e da velocidade tangencial para o aço AISI 316 é mostrada na Figura 4.19.

Figura 4.19 - Curvas de nível da variação de da rugosidade média Ra das superfícies dos pinos de aço AISI 316 em função da carga normal e da velocidade tangencial

Como ocorreu com o aço AISI 304, os valores mostrados na Figura são bem superiores aos obtidos para as superfícies antes do desgaste. Obtiveram-se valores de 1,5 a 3 μm para níveis de carga normal e de velocidade tangencial inferiores a 13 N e 0,44 m/s, respectivamente. Acima desses níveis médios, as superfícies apresentaram valores de Ra de 3,5 a 4,5 μm , atingindo o máximo na mesma condição do aço AISI 304.

Assim, o efeito da velocidade tangencial no aumento da rugosidade foi mais significativo do que o efeito da carga normal tanto para o aço AISI 304 quanto para o aço AISI 316.

4.5 Microscopia eletrônica de varredura

Neste Item, são descritas as características das superfícies, das partículas e das sub-superfícies após os ensaios de desgaste das séries A e B em relação às observações por microscopia eletrônica de varredura.

Nas Tabelas 4.16 e 4.17, apresentam-se as características das superfícies e partículas após o desgaste, referentes aos planejamentos fatorial 2^3 e composto central, respectivamente, observadas a olho nu e microscopicamente.

Tabela 4.16 - Principais características das superfícies e partículas após o desgaste, planejamento fatorial 2^3 , série A

C [N]	V [m/s]	Superfícies		Partículas	
		AISI 304	AISI 316	AISI 304	AISI 316
6	0,07	lisas, marrom e pretas	lisas, pretas	pó marrom e preto	pó preto
	0,81	rugosas, com deformação, riscos e partículas aderidas, metálicas		placas, bastonetes e esferas metálicas	
20	0,07	rugosas, com deformação, riscos e partículas aderidas, pretas	rugosas, com deformação, riscos e partículas aderidas, metálicas	pó preto	placas, bastonetes e esferas metálicas
	0,81	rugosas, com deformação, riscos e partículas aderidas, metálicas		placas, bastonetes e esferas metálicas	

Tabela 4.17 - Principais características das superfícies e partículas após o desgaste, planejamento composto central, série B

		Superfícies		Partículas	
C [N]	V [m/s]	AISI 304	AISI 316	AISI 304	AISI 316
8	0,18	lisas, pretas	rugosas, com deformação riscos e partículas aderidas, metálicas	pó preto	metálicas
	0,70	rugosas, com deformação, riscos e partículas aderidas, metálicas		placas, bastonetes e esferas metálicas	
18	0,18	rugosas, com deformação, riscos e partículas aderidas, pretas	rugosas, com deformação riscos e partículas aderidas, metálicas	pó preto	metálicas
	0,70	rugosas, com deformação, riscos e partículas aderidas, metálicas		metálicas	
6	0,44				
20					
13	0,07	rugosas, com deformação, riscos e partículas aderidas, pretas		pó preto	
	0,44	rugosas, com deformação, riscos e partículas aderidas, metálicas		metálicas	
	0,81				

Com relação ao planejamento fatorial 2^3 , a maior diferença encontrada foi quando a velocidade tangencial era de 0,07 m/s com carga normal de 6 N. Na velocidade tangencial de 0,81 m/s, independentemente da carga normal, observaram-se as mesmas características nas superfícies e partículas, no caso dos dois materiais. O mesmo ocorreu na velocidade tangencial de 0,07 m/s com carga normal de 20 N com a diferença de que as superfícies e partículas do aço AISI 304 apresentavam óxido nessa condição.

Com relação ao planejamento composto central, para os dois materiais, na maioria das condições as superfícies e as partículas apresentaram as mesmas características observadas na maioria das condições do planejamento fatorial 2^3 . Assim, as superfícies apresentaram-se rugosas, com deformação, riscos e partículas aderidas, e metálicas, e as partículas eram em forma de bastonetes, esferas e placas metálicas.

As superfícies, e também as partículas, do aço AISI 304 nas condições de 8 N e 0,18 m/s, de 18 N e 0,18 m/s e de 13 N e 0,07 m/s, tinham óxido. O mesmo ocorreu com as superfícies e partículas do aço AISI 316 na condição de 13 N e 0,07 m/s.

4.5.1 Superfícies

A seguir, comentam-se as microfotografias das superfícies dos aços AISI 304 e AISI 316 obtidas nos ensaios dos planejamentos fatorial 2^3 e composto central. Algumas dessas microfotografias vêm acompanhadas da respectiva análise química por EDX.

4.5.1.1 Superfícies obtidas nos ensaios do planejamento fatorial 2^3

Para o aço AISI 304, após o ensaio realizado com carga normal de 6 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s, observou-se pouco dano por desgaste, com superfície lisa (Figura 4.20(a)), e presença de óxido, evidenciada pela intensidade elevada do pico de oxigênio (Figura 4.20(b)).

Com o aumento da carga normal de 6 N para 20 N, na mesma velocidade tangencial, observou-se um aumento do dano por desgaste, pois a superfície apresentou deformação plástica e riscos (Figura 4.21), além de óxido.

Após o ensaio realizado com carga normal de 6 N e velocidade tangencial de 0,81 m/s, o desgaste foi predominantemente por deformação plástica, (Figura 4.22(a)), tendo havido também riscos e partículas aderidas (Figura 4.22(b)). Observa-se que as regiões deformadas eram constituídas de camadas sobrepostas.

Figura 4.20 - MEV da superfície do aço AISI 304, com carga normal de 6 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s (a) e respectiva EDX (b)

Com o aumento da carga normal de 6 N para 20 N, na mesma velocidade, a superfície apresentou as mesmas características das obtidas com carga normal de 6 N, ou seja, deformação plástica, riscos e partículas aderidas (Figura 4.23).

Figura 4.21 - MEV da superfície do aço AISI 304, com carga normal de 20 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s

Figura 4.22 - MEV da superfície do aço AISI 304 com carga normal de 6 N e velocidade tangencial de 0,81 m/s, em região deformada plasticamente (a) e em região de partícula aderida (b)

Figura 4.23 - Superfícies desgastada do aço AISI 304, carga normal 20 N e velocidade tangencial 0,81 m/s. Microscopia eletrônica de varredura.

Para o aço AISI 316, após o ensaio realizado com carga normal de 6 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s, observou-se que, como no aço AISI 304, houve presença de óxido na superfície (Figura 4.24).

Figura 4.24 - MEV da superfície do aço AISI 316, com carga normal de 6 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s (a) e respectiva EDX (b)

Com o aumento da carga normal de 6 N para 20 N, na mesma velocidade tangencial, houve um aumento do dano da superfície, observando-se a presença de regiões deformadas plasticamente e partículas aderidas (Figura 4.25), mas não de óxido, ao contrário do que ocorreu com o aço AISI 304.

Figura 4.25 - MEV da superfície do aço AISI 316, com carga normal de 20 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s

Na velocidade tangencial de 0,81 m/s, observou-se deformação plástica intensa da superfície do aço AISI 316 com carga normal seja de 6 N (Figura 4.26(a)) seja de 20 N

(Figura 4.26(b)). Também foi possível observar a presença de riscos na superfície.

Figura 4.26 - Aparência das superfícies do aço AISI 316, após o ensaio na condição: (a) carga 6 N e velocidade tangencial 0,81 m/s, (b) carga 20 N e velocidade tangencial 0,81 m/s Microscopia eletrônica de varredura.

4.5.1.2 Superfícies obtidas nos ensaios do planejamento composto central

Para o aço AISI 304 após o ensaio com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s, observou-se superfície com pouca deformação plástica (Figura 4.27(a)) e com formação de óxido Figura 4.27(b).

Essas características também foram observadas na superfície obtida com carga normal de 18 N, na mesma velocidade tangencial (Figura 4.28(a)), tendo havido presença de óxido (Figura 4.28(b)).

Observaram-se ainda as mesmas características após o ensaio com carga normal de 13 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s (Figura 4.29).

Para o aço AISI 304, após o ensaio com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,70 m/s, houve aumento na severidade do desgaste (Figura 4.30) sem formação de óxido, pois houve baixa intensidade do pico de oxigênio (Figura 4.30(b)).

Figura 4.27 - MEV da superfície do aço AISI 304, com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,18 m/s (a) e respectiva EDX (b)

Figura 4.28 - MEV da superfície do aço AISI 304, com carga normal de 18 N e velocidade tangencial de 0,18 m/s (a) e respectiva EDX (b)

Figura 4.29 - MEV da superfície do aço AISI 304, com carga normal de 13 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s (a) e respectiva EDX (b)

Figura 4.30 - MEV da superfície do aço AISI 304, com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,70 m/s (a) e respectiva EDX (b)

Além da deformação plástica, observaram-se partículas aderidas (Figura 4.31(a)), tendo havido presença de trincas nas superfícies (Figura 4.31(b)), parte do processo de geração das partículas de desgaste.

Figura 4.31 - MEV da superfície do aço AISI 304, com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,70 m/s, na qual se observa partícula aderida (a) e trinca (b)

A ocorrência de deformação plástica, a presença de partículas aderidas e a ausência de óxido nas superfícies também puderam ser verificadas em outras duas combinações de carga normal e de velocidade tangencial: 18 N e 0,70 m/s (Figura 4.32) e 13 N e 0,44 m/s (Figura 4.33).

Figura 4.32 - MEV da superfície do aço AISI 304, com carga normal de 18 N e velocidade tangencial de 0,70 m/s, na qual se observa deformação plástica (a) e partícula aderida (b)

Figura 4.33 - MEV da superfície AISI 304, com carga normal de 13 N e velocidade tangencial de 0,44 m/s

Observa-se que, após o ensaio com carga normal de 13 N e velocidade tangencial de 0,44 m/s, as partículas retidas no contato geraram riscos na superfície durante o deslizamento (Figura 4.34(a)), com destaque para uma partícula desprendendo-se da superfície (Figura 4.34(b)).

(a)

(b)

Figura 4.34 - MEV da superfície de aço AISI 304, com carga normal de 13 N e velocidade tangencial de 0,44 m/s, na qual se observam partículas aderidas e riscos produzidos por partículas retidas no contato

Para o aço AISI 316, a oxidação (Figura 4.35(b)) foi observada somente após o ensaio com carga normal de 13 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s (Figura 4.35(a)).

Figura 4.35 - MEV da superfície de aço AISI 316, com carga normal de 13 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s (a) e EDX da superfície (b)

Como no aço AISI 304, o aumento dos níveis de velocidade tangencial e de carga normal intensificou o dano por desgaste, tendo havido deformação plástica, riscamento e adesão em condições de carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,18 m/s (Figura 4.36) e carga normal de 18 N e velocidade tangencial de 0,70 m/s (Figura 4.37).

Também como ocorreu com o aço AISI 304, não houve formação de óxido na primeira (Figura 4.36(b)), na segunda e na terceira condição, acima mencionadas.

A observação detalhada de algumas regiões das superfícies desgastadas revelou a disposição em camadas sobrepostas das regiões deformadas plasticamente (Figura 4.38(a)), o desprendimento de fragmentos de material a partir de uma região previamente fraturada (Figura 4.38(b)) e a formação de proa (Figura 4.38(c)).

Figura 4.36 - MEV da superfície de aço AISI 316, com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,18 m/s (a) e respectiva EDX (b)

Figura 4.37 - MEV da superfície de aço AISI 316, com carga normal de 18 N e velocidade tangencial de 0,70 m/s

Figura 4.38 - MEV das superfícies de aço AISI 316 nas quais observam-se: região deformada plasticamente com camadas sobrepostas, carga normal 18 N e velocidade tangencial 0,70 m/s (a), desprendimento de fragmento de material, carga normal 18 N e velocidade tangencial 0,70 m/s e carga normal 13 N (b) e formação de proa, velocidade tangencial 0,81 m/s

4.5.2 Partículas

A seguir, comentam-se as microfotografias das partículas após o desgaste dos aços AISI 304 e AISI 316 obtidas nos ensaios dos planejamentos fatorial 2^3 e composto central. Algumas dessas microfotografias vêm acompanhadas da respectiva análise química por EDX.

4.5.2.1 Partículas obtidas nos ensaios do planejamento fatorial 2^3

Na análise visual⁽⁹⁾ das partículas obtidas na condição de 6 N e 0,07 m/s observou-se a presença de pó de cor preta, na primeira metade do ensaio, mudando para cor marrom até o fim do ensaio. Essa mudança de cor pode estar associada à mudança de composição química das partículas. Notou-se também que essa mudança esteve acompanhada de variação do ruído do ensaio, de grave para agudo, resultante do atrito entre as duas superfícies.

Para a carga normal de 20 N, no mesmo nível de velocidade tangencial, os resíduos de aço AISI 304 consistiram de um aglomerado de partículas muito pequenas de cor preta (Figura 4.39), com aparência de óxido. Também observaram-se algumas partículas grandes e brilhantes de aparência metálica, possivelmente formadas na etapa inicial de deslizamento (*running-in*).

Figura 4.39 - MEV das partículas de aço AISI 304 após o ensaio com carga normal 20 N e velocidade tangencial 0,07 m/s

⁽⁹⁾ Não foi possível realizar a análise por MEV das partículas obtidas nessa condição de ensaio pois a sua quantidade foi muito pequena e difícil de coletar.

Na velocidade tangencial de 0,81 m/s, as partículas foram diferentes às obtidas com 0,07 m/s, em relação à forma e ao tamanho. Nos dois níveis de carga normal (6 N e 20 N), obtiveram-se partículas grandes e brilhantes, em forma de placas irregulares, conforme mostrado nas Figuras 4.40 e 4.41.

Figura 4.40 - MEV das partículas de aço AISI 304 após o ensaio com carga normal de 6 N e velocidade tangencial de 0,81 m/s (a) e microfotografia em maior aumento de uma das partículas (b)

Figura 4.41 - MEV das partículas de aço AISI 304 após o ensaio com carga normal de 20 N e velocidade tangencial de 0,81 m/s

Observou-se que a aparência das partículas metálicas era similar à aparência das superfícies desgastadas, sendo que as regiões com deformação plástica, consistiam de varias camadas deformadas sobrepostas (vide Figuras 4.22(a) e 4.40(b)). Essa similaridade permite explicar algumas das etapas do processo de formação das partículas de desgaste. Neste sentido, o movimento relativo entre o pino e disco, sob a ação de determinada tensão de contato, causaria intensa deformação plástica das superfícies. Isso pode levar à formação sucessiva de lâminas que progressivamente são amassadas e sobrepostas uma acima da outra. No decorrer do ensaio, eventualmente, ocorre o destacamento dessas lâminas em forma de resíduos de desgaste.

Como no aço AISI 304, o exame por MEV das partículas após o desgaste do aço AISI 316 indicou que, no nível baixo de velocidade tangencial (0,07 m/s) formaram-se partículas muito pequenas em forma de pó preto, e algumas partículas maiores de aparência metálica. Isso ocorreu tanto para a carga normal de 6 N quanto para 20 N, conforme mostrado na Figura 4.42.

Figura 4.42 - MEV das partículas após o desgaste do aço AISI 316, obtidas com carga normal de 6 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s (a) e com carga normal de 20 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s (b)

Como no aço AISI 304, o aumento da velocidade tangencial de 0,07 m/s para 0,81 m/s causou mudança na morfologia das partículas após o desgaste do aço AISI 316, para os dois níveis de carga normal (6 N e 20 N). Nessas condições de ensaio, observaram-se grandes partículas, brilhantes e de diferentes geometrias tais como placas, partículas arredondadas e em forma de bastonetes conforme mostrado nas Figuras 4.43 e 4.44.

Figura 4.43 - MEV das partículas após o desgaste do aço AISI 316, obtidas com carga normal de 6 N e velocidade tangencial de 0,81 m/s (a) e com carga normal de 20 N e velocidade tangencial de 0,81 m/s, observando-se basicamente partículas em forma de placas

Figura 4.44 - MEV das partículas após o desgaste do aço AISI 316, obtidas com carga normal de 20 N e velocidade tangencial 0,81 m/s, observando-se partículas arredondadas (a) e em forma de bastonete (b)

4.5.2.2 Partículas obtidas nos ensaios do planejamento composto central

Para o aço AISI 304 após os ensaios com baixos níveis de velocidade tangencial (0,07 e 0,18 m/s) observaram-se partículas muito pequenas contendo óxido (Figuras 4.45, 4.46 e 4.47).

Figura 4.45 - MEV das partículas de aço AISI 304 após o ensaio com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,18 m/s (a) e EDX dessas partículas (b)

Figura 4.46 - MEV das partículas de aço AISI 304 após o ensaio com carga normal de 18 N, velocidade 0,18 m/s (a) e EDX dessas partículas (b)

Figura 4.47 - MEV das partículas de aço AISI 304 após o ensaio com carga normal de 13 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s (a) e EDX dessas partículas (b)

Para níveis superiores de velocidade tangencial, as partículas tinham aparência metálica e formas e tamanhos variados, como indicado na Figura 4.48, para a combinação dos níveis de carga normal e de velocidade tangencial de 20 N e 0,44 m/s e na Figura 4.49, para a combinação de 13 N e 0,81 m/s.

Figura 4.48 - MEV das partículas de aço AISI 304 após o ensaio com carga normal de 20 N e velocidade tangencial de 0,44 m/s: partículas em forma de placas de diferentes tamanhos (a) e microfotografias dessas partículas em maiores aumentos (b)

Figura 4.49 - MEV das partículas de aço AISI 304 após o ensaio com carga normal de 13 N e velocidade tangencial de 0,81 m/s, em que se observam partículas em forma de placa (a) e de bastonete (b)

Os fragmentos de material que se destacam das superfícies e que ficam retidos na interface são submetidos, provavelmente, à ação de tensões de compressão e de cisalhamento, as quais causam deformação e modificação da forma dessas partículas para as formas de bastonetes e esferas.

Outra característica observada foi a presença trincas nas placas metálicas irregulares, conforme mostrado nas Figuras 4.50(b) e 4.51(a). Tensões de fadiga ou o próprio choque gerariam trincas ao longo de uma partícula até ocorrer a sua fratura.

Para o aço AISI 316, partículas de óxido foram observadas somente na combinação de carga normal 13 N e de velocidade tangencial de 0,07 m/s, conforme mostrado na Figura 4.52.

Para níveis superiores de velocidade tangencial, observaram-se partículas em forma de placas, nas combinações dos níveis de carga normal e de velocidade tangencial de 8 N e 0,18 m/s (Figura 4.53), 18 N e 0,70 m/s (Figura 4.54) e 13 N e 0,81 m/s (Figura 4.55).

Figura 4.50 - MEV das partículas de aço AISI 304 após o ensaio com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,70 m/s (a) e microfotografia em maior aumento (b)

Figura 4.51 - MEV das partículas de aço AISI 304 após o ensaio com carga normal de 18 N e velocidade tangencial de 0,70 m/s

Figura 4.52 - MEV das partículas de aço AISI 316 após o ensaio com carga normal de 13 N e velocidade tangencial de 0,07 m/s (a) e EDX dessas partículas (c)

Figura 4.53 - MEV das partículas de aço AISI 316 após o ensaio com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,18 m/s

Figura 4.54 - MEV das partículas de aço AISI 316 após o ensaio com carga normal de 18 N e velocidade tangencial de 0,70 m/s

Figura 4.55 - MEV das partículas de aço AISI 316 após o ensaio com carga normal de 13 N e velocidade tangencial de 0,81 m/s

Como no aço AISI 304, nos níveis elevados de velocidade tangencial, as partículas em forma de placa eram formadas por várias camadas de material sobrepostas, como exemplificado na Figura 4.56(a). Além disso, observaram-se também partículas em forma de bastonete, como exemplificado na Figura 4.56(b).

Figura 4.56 - MEV das partículas de aço AISI 316 após o ensaio com carga normal de 18 N e velocidade tangencial de 0,70 m/s observando-se: uma partícula formada por camadas de material sobrepostas (a) e uma outra em forma de bastonete (b)

4.5.3 Sub-superfícies

A seguir, apresentam-se as microfotografias das sub-superfícies após o desgaste dos aços AISI 304 e AISI 316 para algumas condições de ensaio do planejamento composto central.

Tanto no aço AISI 304 quanto no aço AISI 316, após o ensaio realizado com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,18 m/s (condição moderada) observou-se pouca deformação plástica sub-superficial, sem orientação preferencial dos grãos de austenita, conforme mostrado na Figura 4.57.

Para condições de ensaios mais severas observou-se aumento da deformação plástica sub-superficial, pois os grãos de austenita ficaram orientados na direção do deslizamento, conforme mostrado na Figura 4.58(b).

Observa-se também a presença de trincas com direção de propagação paralela em relação à superfície. Essas trincas poderiam características do mecanismo de delaminação, em que se geram partículas laminares, como as observadas na análise por MEV.

Figura 4.57 - MEV da seção transversal à pista de desgaste do aço AISI 304 (a) e do aço AISI 316 (b) após o ensaio com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,18 m/s

Figura 4.58 - MEV da seção transversal à pista de desgaste do aço AISI 304 (a) e do aço AISI 316 (b) após o ensaio com carga normal de 8 N e velocidade tangencial de 0,70 m/s

4.6 Difração de raios-X

Neste Item, apresentam-se as análises qualitativa e quantitativa das fases presentes nas partículas após os ensaios do planejamento fatorial mais ponto central.

Os difratogramas das partículas de aço AISI 304 após o desgaste são apresentados nas Figuras 4.59, 4.60 e 4.61.

(a)

(b)

Figura 4.59 - Espectros de difração de raios-X das partículas do aço AISI 304, após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 8 N e 0,18 m/s (a) e 8 N e 0,70 m/s (b)

(a)

(b)

Figura 4.60 - Espectros de difração de raios-X das partículas do aço AISI 304, após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 18 N e 0,18 m/s (a) e 18 N e 0,70 m/s (b)

Figura 4.61 - Espectro de difração de raios-X das partículas do aço AISI 304, após o ensaio de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 13 N e 0,44 m/s

De modo geral, constatou-se, além da presença de austenita (cujo parâmetro de rede calculado foi 3,6022 Å), a presença de martensita (cujo parâmetro de rede calculado foi 2,8785 Å), devida à deformação plástica gerada no contato por deslizamento das duas superfícies.

Contudo, na faixa de ângulo de difração de 20 a 40°, observou-se um pico muito largo e pouco definido nos difratogramas para os níveis baixos de velocidade tangencial (Figura 4.59(a)). Assim, a fase associada a esse pico apresenta grande desordem atômica, tamanho de cristalito muito pequeno (Klug e Alexander, 1974), bem como deformação plástica. Como se viu nas microfotografias por MEV, essa fase é um tipo de óxido, porém, difícil de ser identificado só com a análise por difração de raios-X.

Os difratogramas das partículas de aço AISI 316 após o desgaste são apresentados nas Figuras 4.62, 4.63 e 4.64.

(a)

(b)

Figura 4.62 - Espectros de difração de raios-X das partículas do aço AISI 316, após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 8 N e 0,18 m/s (a) e 8 N e 0,70 m/s (b)

(a)

(b)

Figura 4.63 - Espectros de difração de raios-X das partículas do aço AISI 316, após os ensaios de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 18 N e 0,18 m/s (a) e 18 N e 0,70 m/s (b)

Figura 4.64 - Espectro de difração de raios-X das partículas do aço AISI 316, após o ensaio de desgaste com carga normal e velocidade tangencial de 13 N e 0,44 m/s

Como ocorreu com o aço AISI 304, identificou-se a presença de martensita, além da de austenita.

Na Tabela 4.18, apresentam-se os valores calculados da fração volumétrica de austenita "residual" nas partículas após o desgaste dos aços AISI 304 e AISI 316, para as cinco condições de ensaio.

Tabela 4.18 - Fração volumétrica de austenita nos resíduos de desgaste dos aços AISI 304 e AISI 316

Fator codificado		Fator original		Fração volumétrica de austenita V_γ [%]	
c	v	C [N]	V [m/s]	<i>AISI 304</i>	<i>AISI 316</i>
-1	-1	8	0,18	0	54
1	-1	18	0,18	44	60
-1	1	8	0,70	65	85
1	1	18	0,70	75	84
0	0	13	0,44	47	80

Observa-se que a quantidade de austenita foi maior no aço AISI 316 do que no aço AISI 304. Como se viu, o aço AISI 316 tem menor valor de temperatura M_{d30} e maior valor de energia de defeito de empilhamento em relação ao aço AISI 304, apresentando, portanto, menor tendência à transformação martensítica.

Além disso, constatou-se que o aumento tanto da carga normal quanto da velocidade tangencial diminuiu a tendência à transformação martensítica nos dois materiais.

Os valores dessa Tabela foram representados graficamente nas Figuras 4.65 e 4.66.

Figura 4.65 - Variação da porcentagem de austenita nas partículas após o desgaste do aço AISI 304 em função da carga normal e da velocidade tangencial

Figura 4.66 - Variação da porcentagem de austenita nas partículas após o desgaste do aço AISI 316 em função da carga normal e da velocidade tangencial

Nota-se, aqui, que a velocidade tangencial teve o efeito mais significativo na diminuição da tendência à transformação martensítica.

4.7 Espectroscopia Mössbauer

Neste Item, apresenta-se a análise dos espectros Mössbauer, que foi realizada nas partículas após o desgaste do aço AISI 304 no procedimento de variação de uma variável por vez.

Nas Figuras 4.67 e 4.68, mostram-se os espectros Mössbauer correspondentes a quatro condições de ensaio.⁽¹⁰⁾

Figura 4.67 - Espectros Mössbauer das partículas após o desgaste do aço AISI 304 com carga normal de 6 N e velocidade tangencial de 0,25 m/s (a) e 0,44 m/s

⁽¹⁰⁾Para as condições ensaio de 0,07 e 0,16 m/s, a quantidade das partículas foi muito pequena, não sendo possível realizar a análise por espectroscopia Mössbauer das mesmas.

Figura 4.68 - Espectros Mössbauer das partículas após o desgaste do aço AISI 304 com carga normal de 6 N e velocidade tangencial de 0,62 m/s (a) e 0,81 m/s (b)

A presença da martensita, que é ferromagnética, fica evidenciada, em todas as condições de ensaio, pelo sexteto magnético, que se caracteriza por um campo hiperfino médio (H_{hfmed}) de $26,3 \pm 0,3$ T e desvio isomérico médio (δ_{med}) de $-0,13 \pm 0,05$ mm/s. O valor do campo hiperfino médio da martensita foi próximo ao obtido por Brin *et al.* (2001). A presença da fase austenítica fica evidenciada, também em todas as condições de ensaio, pelo singleto, que se caracteriza por um desvio isomérico médio de $-0,21 \pm 0,01$ mm/s.

O dubleto, caracterizado por um desvio isomérico médio de 0,03 mm/s e

desdobramento quadrupolar (Δ) de 0,72 mm/s, foi atribuído ao mesmo óxido da condição de 8 N e 0,18 m/s, cuja identificação foi difícil de ser realizada por difração de raios-X.

Por ter um dubleto no espectro Mössbauer, esse óxido apresenta baixa cristalinidade. O valor do seu desdobramento quadrupolar é próximo do valor da *ferrihydrate* (0,7 - 0,9 mm/s), que é um óxido de ferro hidratado de estequiometria $Fe_5O_7 \cdot 4H_2O$ (Long e Grandjean, 1993). Possivelmente, a umidade relativa do meio foi um fator importante na formação desse tipo de óxido hidratado.

Do arquivo do JCPDS (*Joint Committee on Powder Diffraction Standards*), o cartão da *ferrihydrate* cristalina apresenta seis picos. Na sua forma quase amorfa, apresenta dois picos: em $2\Theta \approx 35.9^\circ$ (plano (110)) e em $2\Theta \approx 62^\circ$ (planos (115) e (106)) (Long e Grandjean, 1993). O primeiro pico está dentro da faixa de ângulos apontada no espectro das partículas de aço AISI 304 (Vide Figura 4.59(a)), e o segundo, está quase sobreposto ao pico da martensita correspondente ao ângulo $2\Theta \approx 62.3^\circ$ (plano (200)).

Um tipo de óxido de ferro hidratado também foi observado por Smith (1986), nas partículas de aço 316, após ensaios de desgaste alternativos a seco, porém, este foi identificado como *hydroxide* ($\delta - FeOOH$), que apresenta seis picos característicos no espectros de difração de raios-X.

Na Tabela 4.19, apresentam-se os valores dos parâmetros dos espectros Mössbauer da martensita (δ_{med} , H_{hfmed} , Δ e Γ), da austenita (δ_{med} e W) e do óxido (δ_{med} , Δ e W) e também sua porcentagem (A_{EM}).

Tabela 4.19 - Parâmetros do espectro Mössbauer das fases presentes na partículas após o desgaste do aço AISI 304 em função da velocidade tangencial

Velocidade tangencial [m/s]	Martensita					Austenita			Óxido			
	δ_{med} [mm/s]	H_{hfmed} [T]	Δ [mm/s]	Γ [T]	A_{EM} [%]	δ_{med} [mm/s]	W [mm/s]	A_{EM} [%]	δ_{med} [mm/s]	Δ [mm/s]	W [mm/s]	A_{EM} [%]
0,25	-0,18	26,1	-0,06	7,25	89	-0,22	0,40	8	0,03	0,72	0,30	3
0,44	-0,09	26,1	-0,03	4,6	61	-0,20	0,42	39	-	-	-	-
0,62	-0,12	26,1	-0,04	5,1	55	-0,21	0,43	45	-	-	-	-
0,81	-0,13	26,7	-0,02	5,23	52	-0,21	0,42	48	-	-	-	-

Observa-se que a quantidade de martensita diminui com o aumento da velocidade tangencial, confirmando o obtido por difração de raios-X.

4.8 Temperatura das superfícies

Neste Item, apresenta-se a variação temperatura medida experimentalmente no pino de aço AISI 304. Também apresenta-se o mapa de temperaturas, em que se mostram os contornos correspondentes à temperatura média (T_b) e à pontual (T_f).

Na Figura 4.69, apresenta-se a variação da temperatura em função do tempo, para quatro condições de ensaio.

Figura 4.69 - Variação da temperatura do contato pino-sobre-disco do aço AISI 304 em função do tempo, para as diferentes condições de ensaio

Observa-se que a temperatura não variou em função do tempo, em todas as condições de ensaio. No entanto, houve uma aumento da temperatura com o aumento da carga normal e da velocidade tangencial.

Para o nível baixo de carga normal, os valores calculados de T_b aproximaram-se aos valores experimentais de temperatura, como se vê na Figura 4.70. Para os níveis elevados de carga normal, os valores calculados foram diferentes aos experimentais, considerando-se em conta o desvio padrão. No entanto, essa diferença foi considerada pouco significativa, dado os baixos valores de temperatura obtidos.

Figura 4.70 - Variação da temperatura do contato pino-sobre-disco do aço AISI 304 em função da carga normal e da velocidade tangencial

No mapa mostrado na Figura 4.71, aparecem os contornos de T_f e T_b , correspondentes às combinações de pressão e velocidade, sendo que os valores de T_f associados aos contornos aparecem na sua parte inferior.

Figura 4.71 - Mapa de temperaturas para o contato pino-sobre-disco do aço AISI 304

Também são mostrados os pontos das medições experimentais de temperatura (representados por $\bullet$) e os pontos que representam as condições de ensaio do

planejamento fatorial ($\circ$, para 6 N e 0,07 m/s; $*$, para 20 N e 0,70 m/s; $\square$, para 6 N e 0,81 m/s; ∇), para 20 N e 0,81 m/s.

De acordo com o descrito por Lim e Ashby (1987), a pressão normalizada depende da carga normal (C), da dureza inicial do material mais mole (H_0) e da área nominal de contato (A_n), de modo que $\hat{C} = C/A_n H_0$. De acordo com o mesmo autor, a velocidade normalizada é uma função da velocidade tangencial (V), da difusividade térmica do material (a) e do raio de contato (r_0), de modo que $\hat{V} = V r_0 / a$ em que $r_0 = \sqrt{A_n / \pi}$.

Confirmando o mostrado na Figura 4.70, observa-se no mapa (Figura 4.71) que houve um aumento da temperatura pontual com o aumento da carga normal e da velocidade tangencial, mas os valores obtidos nas condições estudadas (abaixo de 150 °C) sugerem que a influência do aquecimento por atrito é insubstancial para induzir o mecanismo de desgaste oxidativo sugerido por Quinn (1983). Assim, o mais provável mecanismo de desgaste em baixas velocidades de deslizamento (inferiores a 1 m/s) é a oxidação de partículas metálicas, como aponta Jiang *et al.* (1995).

4.9 Dureza instrumentada

Neste Item, são discutidos os resultados dos ensaios instrumentados de dureza nas seções longitudinais dos pinos após os ensaios do planejamento composto central.

Nas Figuras 4.72 e 4.73, apresentam-se, para os aços AISI 304 e AISI 316, a variação da dureza com a distância à superfície para as nove condições de ensaio.

Figura 4.72 - Dureza em função da distância à superfície desgastada dos pinos de aço AISI 304

Figura 4.73 - Dureza em função da distância à superfície desgastada dos pinos de aço AISI 316

Para o aço AISI 304, a dureza foi diminuindo, de aproximadamente 480 kgf/mm² na profundidade de 30 μ m, até atingir um valor constante de 200 kgf/mm² na profundidade de 400 μ m. A mesma tendência foi observada para o aço AISI 316, porém, o valor máximo foi menor em relação ao do aço AISI 304 (de aproximadamente 400 kgf/mm² na profundidade de 30 μ m).

Esse gradiente de dureza evidencia a ocorrência de encruamento das camadas sub-superficiais. Os maiores valores de dureza do aço AISI 304 mostram sua maior taxa de encruamento em relação o AISI 316.

A variação da dureza em função da carga normal e da velocidade tangencial para 30 μ m de profundidade em relação à superfície é mostrada nas Figuras 4.74 e 4.75.

Para o aço AISI 304, os valores máximos de dureza foram obtidos para níveis de carga normal superiores a 13 N e de velocidade tangencial superiores a 0,44 m/s, enquanto que, para o aço AISI 316, os valores máximos de dureza foram atingidos para níveis de carga normal superiores a 18 N.

Figura 4.74 - Variação de dureza do aço AISI 304 em função da carga normal e da velocidade tangencial para 30 μm de profundidade

Figura 4.75 - Variação de dureza do aço AISI 316 em função da carga normal e da velocidade tangencial para 30 μm de profundidade

4.10 Coeficiente de atrito

Neste Item, apresentam-se os valores do coeficiente de atrito em função da carga normal e da velocidade tangencial segundo o planejamento composto central para os pares de aço AISI 304 e AISI 316.

Os valores do coeficiente de atrito (média e desvio padrão) dos pares de aços AISI 304 e AISI 316, correspondentes ao período estacionário⁽¹¹⁾, são apresentados na Tabela 4.20.

Tabela 4.20 - Matriz de ensaios e valores do coeficiente de atrito dos aços AISI 304 e AISI 316 para o planejamento composto central

Ensaio	Fator codificado		Fator original		Coeficiente de atrito médio	
	c	v	C [N]	V [m/s]	μ	
					AISI 304	AISI 316
1	-1	-1	8	0,18	0,563 $\pm$ 0,038	0,602 $\pm$ 0,059
2	1	-1	18	0,18	0,507 $\pm$ 0,023	0,616 $\pm$ 0,042
3	-1	1	8	0,70	0,586 $\pm$ 0,031	0,547 $\pm$ 0,067
4	1	1	18	0,70	0,579 $\pm$ 0,024	0,482 $\pm$ 0,064
5	$-\sqrt{2}$	0	6	0,44	0,548 $\pm$ 0,036	0,552 $\pm$ 0,069
6	$\sqrt{2}$	0	20	0,44	0,581 $\pm$ 0,024	0,581 $\pm$ 0,047
7	0	$-\sqrt{2}$	13	0,07	0,530 $\pm$ 0,035	0,534 $\pm$ 0,038
8	0	$\sqrt{2}$	13	0,81	0,589 $\pm$ 0,025	0,607 $\pm$ 0,027
9	0	0	13	0,44	0,522 $\pm$ 0,040	0,508 $\pm$ 0,049

Para ambos os materiais o coeficiente de atrito médio ficou entre 0,5 e 0,6. No entanto, de modo geral, as variações do coeficiente de atrito do aço AISI 316 em torno da média foram mais elevadas em relação às do AISI 304.

Os valores dessa Tabela foram representados graficamente nas Figuras 4.76 e 4.77.

Observa-se na Figura 4.76 que de modo geral a variação dos níveis de carga normal e de velocidade tangencial não alterou o coeficiente de atrito do aço AISI 304. Apenas na condição de 18 N e 0,18 m/s o coeficiente de atrito foi menor em relação às condições de 8 N e 0,70 m/s, de 18 N e 0,70 m/s e de 20 N e 0,44 m/s.

Como no aço AISI 304, de modo geral, a variação dos níveis de carga normal e de velocidade tangencial não alterou o coeficiente de atrito do aço AISI 316, segundo mostrado na Figura 4.77. Apenas na condição de 13 N e 0,81 m/s o coeficiente de atrito foi maior em relação às condições de 13 N e 0,07 m/s, de 13 N e 0,44 m/s e de 18 N e 0,70 m/s.

⁽¹¹⁾No cálculo do coeficiente de atrito médio do período estável e do desvio-padrão referentes a cada condição de ensaio, consideraram-se todas as repetições de cada condição. Para os ensaios com t_{iE} maior que 800 s, considerou-se a média e o desvio padrão a partir de $t_{iE} = 1.200$ s, correspondendo aos 40 minutos finais do ensaio e a 2400 pontos por ensaio. Portanto, para os ensaios com três repetições, os valores médios e o desvio-padrão correspondem à média de 7200 pontos.

Figura 4.76 - Valores médios e desvios-padrões do coeficiente de atrito do par de aço AISI 304 em função da carga normal e da velocidade tangencial

Figura 4.77 - Valores médios e desvios-padrões do coeficiente de atrito do par de aço AISI 316 em função da carga normal e da velocidade tangencial

Assim, o fato de que o coeficiente de atrito tenha permanecido num valor constante de modo geral pode ser atribuído às elevadas suas flutuações, conforme mostrado nas Figuras 4.78 e 4.79.

Figura 4.78 - Variação do coeficiente de atrito do AISI 304 ao longo do ensaio

Figura 4.79 - Variação do coeficiente de atrito do AISI 316 ao longo do ensaio

Por um lado, a diminuição do coeficiente de atrito e de suas flutuações pode ser devido a que o óxido diminuiu a adesão, atuando como uma película de baixa resistência ao cisalhamento.

Por outro lado, o aumento do coeficiente de atrito e de suas flutuações pode ser devido a fenômenos que aumentam a resistência aos esforços tangenciais, como a fratura contínua do filme de óxido (Hutchings, 1992), o crescimento e fratura de junções entre asperezas, a transferência de material, e a deformação plástica (Hutchings, 1992; Ludema, 1996; Hsu *et al.*, 1980; Som e Kim, 1983a; Som e Kim, 1983b), além da aglomeração e fratura das partículas retidas (Oktay e Suh, 1992).

4.11 Resumo dos resultados

Os principais resultados deste trabalho, resumidos a seguir, foram obtidos a partir do planejamento composto central. Para o cálculo dos efeitos dos fatores nas taxas de desgaste, utilizaram-se também os dados do planejamento fatorial.

- a *taxa de desgaste* aumentou e, depois de ter atingido um valor máximo, diminuiu, tendo tido maior variação em função da velocidade tangencial;
- a *rugosidade* das superfícies aumentou de acordo com o aumento da velocidade tangencial, independentemente da carga normal, para o aço AISI 304, e de acordo com o aumento dos dois fatores, para o aço AISI 316;
- as *micrografias de MEV* revelaram a presença de óxido nas superfícies e nas partículas após o desgaste, quando a carga normal e a velocidade tangencial eram mais baixas, para os dois materiais. Quando a carga normal e a velocidade tangencial eram mais elevadas foi possível observar superfícies e partículas metálicas.
- a *difração de raios-X* mostrou que houve diminuição da tendência à transformação martensítica com o aumento da carga normal e da velocidade tangencial, para os dois materiais;
- a *espectroscopia Mössbauer* confirmou os resultados da difração de raios-X, além de ter permitido detectar o tipo de óxido encontrado nas partículas após o desgaste;
- a *temperatura* das superfícies aumentou com o aumento da carga normal e da velocidade tangencial;
- a *dureza* das camadas sub-superficiais foi maior no aço AISI 304; teve valores máximos nos níveis mais elevados de carga normal e de velocidade tangencial e
- o *coeficiente de atrito* flutuou entre 0,5 e 0,6, para os dois materiais.

Capítulo 5

Considerações Finais

Uma contribuição importante para a compreensão do fenômeno de desgaste por deslizamento a seco dos metais foi a de Rigney (2000), Rigney *et al.* (1984), Chen e Rigney (1985) e Heilmann *et al.* (1983), em que se evidenciou a importância da deformação plástica, nos mecanismos de formação de partículas de desgaste, assim como da transferência de material, da mistura mecânica e da adesão.

Outro processo de relevância no desgaste por deslizamento é a oxidação que, dependendo do valor de temperatura nos contatos de asperezas (temperatura pontual), pode ocorrer principalmente de duas maneiras: oxidação de contatos de asperezas e a oxidação de partículas metálicas.

No caso dos aços, quando a temperatura pontual é maior do que 400 °C, para velocidades de deslizamento maiores do que 1 m/s, ocorre a oxidação de asperezas, como descrito por Quinn (1983). Para baixas velocidades de deslizamento, ocorre o desgaste dominado pela deformação plástica, como descrito por Hutchings (1992).

Neste trabalho, observou-se, para os dois aços inoxidáveis austeníticos, em função dos níveis de carga normal e de velocidade tangencial, tendo esta última efeito mais significativo, a ocorrência apenas de desgaste dominado pela deformação plástica, com ocorrência do desgaste por oxidação de partículas metálicas, desgaste misto e desgaste adesivo.

A oxidação de partículas metálicas foi observada nos níveis mais baixos de velocidade tangencial, com superfícies oxidadas e deformadas, além de aglomerados de partículas muito pequenas, compostas pela mistura de óxido e de metal deformado, o qual sofreu transformação martensítica.

O desgaste adesivo ocorreu nos níveis mais elevados de carga normal e de velocidade tangencial, com superfícies metálicas deformadas, com austenita e martensita, partículas aderidas e riscos, além de grandes partículas, também metálicas, deformadas e que tinha sofrido transformação martensítica.

O desgaste misto, ou seja, uma mistura de desgaste adesivo e por oxidação de partículas metálicas, foi observado nos níveis intermediários de carga normal e velocidade tangencial. A proporção de óxido foi diminuindo à medida que se aumentavam os níveis desses dois fatores, passando a predominar a presença de partículas metálicas em relação às de óxido.

Outras contribuições importantes para a compreensão do desgaste por deslizamento a seco dos metais foram as de Archard e Hirst (1956), Hirst e Lancaster (1966) e Welsh (1965) que identificaram três tipos de transição em função da carga e, em alguns casos, também da velocidade: T_1 , em que, para baixas cargas, há mudança de regime de desgaste moderado para severo; T_2 , em que, para cargas altas, há mudança de regime de desgaste severo para moderado, e T_3 , em que, para cargas acima das de T_2 , há mudança menos pronunciada de desgaste moderado para severo.

Ao estudar a influência da distância de deslizamento no aço AISI 316, Smith (1985) constatou mudança de um regime de desgaste severo para um "regime misto de desgaste", em que observou uma mistura de óxido e resíduos metálicos. Também Straffelini *et al.* (2002), analisando o aço AISI 304L, observaram mudança de um regime de desgaste severo para um "regime de desgaste moderado".

Neste trabalho, não se observou transição e, portanto, não se pode falar em severidade de desgaste. Com o aumento da carga normal e da velocidade tangencial, a taxa de desgaste dos dois materiais aumentou e diminuiu gradativamente. Esse comportamento, deve ter sido influenciado pela transformação martensítica e o encruamento.

A transformação martensítica já tinha sido observada por (Yang *et al.*, 1985), que constatarem ter o aço AISI 304 (com maior tendência à formação de martensita) apresentado uma taxa de desgaste muito superior à do aço AISI 316. Neste trabalho, observou-se, porém, que o emprego do aço AISI 316, em comparação ao do aço AISI 304, teve efeito pouco significativo na diminuição da taxa de desgaste.

Além disso, os dois materiais tiveram a mesma resposta quando submetidos ao aumento da carga normal e da velocidade tangencial; houve diminuição na tendência à transformação martensítica sem relação direta com o aumento ou diminuição da taxa de desgaste.

Ao tratar do encruamento, Yang *et al.* (1985) observaram que tanto a dureza relativa do corpo e contra-corpo quanto a dureza da camada mista influenciam o comportamento do desgaste dos aços inoxidáveis austeníticos.

Se, para Rainforth (2000), a dureza dessa camada mista (que pode ser formada pela mistura do material encruado do corpo e contra-corpo, martensita e óxido) explica a diminuição do desgaste; para Hsu *et al.* (1980) e Farías (1999), a camada martensítica

é responsável pelo aumento do desgaste.

A conclusão destes últimos autores é confirmada pelos estudos de Yang *et al.* (1985), para quem a natureza do processo de transferência de material contribuiu para a diminuição da resistência ao desgaste, além da transformação martensítica.

Neste trabalho, para os níveis de carga normal e velocidade tangencial inferiores àquele em que se verificou o ponto máximo da taxa de desgaste, os valores de dureza foram baixos e constantes, ao passo que, para os níveis de carga normal e velocidade tangencial superiores àquele em que se verificou o mesmo ponto máximo, a dureza aumentou até atingir um valor máximo. A profundidade do encruamento aumentou gradativamente com o aumento da carga normal e da velocidade tangencial.

Assim, com os resultados do comportamento dos dois materiais expostos neste trabalho, é possível delimitar as regiões onde houve, de um lado, desgaste por oxidação de partículas metálicas e desgaste misto e, de outro, desgaste adesivo. O ponto máximo da taxa de desgaste delimita essas duas regiões.

Nas duas regiões, a quantidade de martensita diminui com o aumento da velocidade tangencial. Na primeira delas, a dureza mantém-se constante e, na segunda, aumenta gradativamente.

O fato de que o aumento da velocidade tangencial provocar o aumento do tamanho das partículas metálicas explica por que os aços AISI 304 e AISI 316 apresentaram uma região em que houve, primeiramente, desgaste por oxidação (quando há tendência maior à retenção de partículas na interface) e, depois, desgaste misto (quando essa tendência diminui).

Nessa região, formou-se uma camada encruada com valores de dureza baixos e constantes, ao passo que, na região em que houve desgaste adesivo, os valores de dureza aumentaram progressivamente. Isso explica, de um lado, o aumento da taxa de desgaste, quando a camada encruada não foi capaz de suportar a camada mista (mais dura) e, de outro, sua diminuição, quando a camada encruada foi capaz de suportar a camada mista.

Em resumo, observou-se que, no início do deslizamento, as forças de atrito induziram uma deformação plástica das superfícies, que produziu encruamento e transformou a matriz austenítica em martensítica, formando-se uma camada mista na superfície.

Nesse processo, foram sendo destacadas da camada mista pequenas e grandes partículas metálicas, que ou saíram da interface em forma de resíduo ou ficaram retidos nela.

Neste último caso, houve oxidação e aglomeração das partículas, que formaram uma camada muito fina de óxido nas superfícies, que, posteriormente, se destacou da interface na forma de resíduos. As partículas maiores que ficaram retidas na interface

fraturaram-se, formando pequenas partículas, que também se oxidaram.

O aumento da carga e da velocidade produziu o destacamento de partículas cada vez maiores e metálicas, com menor possibilidade de fratura, e decorrente oxidação, aumentando a taxa de desgaste. Pela deformação plástica, essas partículas enrolaram-se, formando bastonetes e esferas.

Assim, à medida que a carga normal e a velocidade tangencial aumentaram, houve um incremento na intensidade de deformação e encruamento, formando-se uma camada muito dura, o que fez diminuir a taxa de desgaste.

Capítulo 6

Conclusões

O estudo do desgaste por deslizamento a seco dos aços inoxidáveis austeníticos AISI 304 e AISI 316, na faixa de carga de 6 N a 20 N e de velocidade tangencial de 0,07 m/s a 0,81 m/s, permitiu obter as seguintes conclusões:

- 1 - Os mecanismos de desgaste por deslizamento para os aços AISI 304 e AISI 316 são dominados pela deformação plástica.
 - a) Em níveis baixos de carga normal e velocidade tangencial, ocorrem desgastes por oxidação e misto.
 - b) Em níveis elevados de carga normal e velocidade tangencial, ocorre desgaste adesivo.
 - c) Em níveis baixos de carga normal e velocidade tangencial, as partículas apresentam-se na forma de aglomerados e estão compostas de austenita, de martensita induzida por deformação plástica e de óxido.
 - d) Em níveis elevados de carga normal e velocidade tangencial, geram-se partículas metálicas em forma de lâminas, bastonetes e esferas, compostas de austenita e de martensita induzida por deformação plástica.
 - e) O mecanismo de desgaste adesivo envolve o encruamento das superfícies e sub-superfícies, a formação de trincas sub-superficiais, a transferência de material, além da transformação martensítica.
 - f) O mecanismo de desgaste oxidativo envolve a fragmentação, a oxidação, a aglomeração e a compactação das partículas metálicas retidas na interface, além do encruamento e da transformação martensítica.
- 2 - A variação da taxa de desgaste dos dois aços inoxidáveis austeníticos depende do efeito da interação entre os níveis de carga normal e de velocidade tangencial, sendo

a taxa de desgaste mais elevada no material com maior tendência à formação de martensita (AISI 304) por deformação plástica.

- a) O valor do efeito da carga normal obtido foi de 6,06 g/s, e o da velocidade tangencial foi de 11,73 g/s.
- b) O valor do efeito da estabilidade da austenita obtido foi de - 2,23 g/s.
- c) O valor do efeito da interação entre a carga normal e a velocidade tangencial foi de 3,09 g/s e o da interação entre a velocidade tangencial e a estabilidade da austenita foi de -2,12 g/s.

3 - O modelo empírico da variação da taxa de desgaste em função da carga normal e da velocidade mostrou que:

- a) há um ponto de máximo, a partir do qual se delimitam regiões de mecanismos predominantes de desgaste e se verifica a importância do efeito do encruamento na diminuição da taxa de desgaste.

4 - O comportamento do coeficiente de atrito tem correlação com fenômenos tais como fratura, deformação plástica, transformação martensítica e adesão, que ocorrem tanto nas superfícies quanto nas partículas retidas na interface, não tendo correlação com o comportamento da taxa de desgaste, nos níveis de carga normal e de velocidade tangencial estudados.

Capítulo 7

Sugestões para Trabalhos Futuros

- 1 - Estudar os mecanismos de desgaste dos aços inoxidáveis austeníticos em condições de carregamento mais severas.
- 2 - Estudar o desgaste por deslizamento de outras ligas de aço inoxidáveis.
- 3 - Aprimorar o método de cálculo das propriedades mecânicas por meio dos ensaios instrumentados de dureza.
- 4 - Estudar o efeito da microestrutura e das propriedades mecânicas na resistência ao desgaste por deslizamento dos aços inoxidáveis.
- 5 - Aprimorar a análise das superfícies e partículas após o desgaste por meio da espectroscopia Mössbauer.

Anexo A

Microfotografias das superfícies após o desgaste

Carga normal Velocidade tangencial Material
6 N 0,07 m/s AISI 304

Carga normal Velocidade tangencial Material
6 N 0,16 m/s AISI 304

Carga normal Velocidade tangencial Material
6 N 0,71 m/s AISI 304

Carga normal Velocidade tangencial Material
6 N 0,07 m/s AISI 316

Carga normal Velocidade tangencial Material
6 N 0,25 m/s AISI 316

Carga normal

6 N

Velocidade tangencial

0,35 m/s

Material

AISI 316

Carga normal Velocidade tangencial Material
6 N 0,44 m/s AISI 316

Carga normal Velocidade tangencial Material
6 N 0,62 m/s AISI 316

Carga normal Velocidade tangencial Material
6 N 0,81 m/s AISI 316

Anexo B

Microfotografias das partículas após o desgaste

<i>Carga normal</i>	<i>Velocidade tangencial</i>	<i>Material</i>
<i>6 N</i>	<i>0,25 m/s</i>	<i>AISI 304</i>

<i>Carga normal</i>	<i>Velocidade tangencial</i>	<i>Material</i>
<i>6 N</i>	<i>0,62 m/s</i>	<i>AISI 304</i>

Carga normal Velocidade tangencial Material
6 N 0,07 m/s AISI 316

Carga normal Velocidade tangencial Material
6 N 0,25 m/s AISI 316

Carga normal Velocidade tangencial Material
6 N 0,35 m/s AISI 316

Carga normal Velocidade tangencial Material
6 N 0,44 m/s AISI 316

Carga normal Velocidade tangencial Material
6 N 0,62 m/s AISI 316

Carga normal Velocidade tangencial Material
6 N 0,81 m/s AISI 316

Anexo C

Cálculo da fração volumétrica das fases por difração de raios-X

Esta análise está baseada no fato de que a intensidade da radiação difratada de uma fase em particular, contida em uma mistura de fases, depende da concentração desta fase dentro da mistura (Cullity, 1967). A intensidade difratada por uma fase recebe o nome de intensidade integrada e é a área embaixo do pico de intensidade no padrão de difração depois de subtrair-lhe o fundo. Analiticamente:

$$I = \left(\frac{I_0 e^4}{m_e^2 c^4} \right) \left(\frac{\lambda^3 A}{32\pi r} \right) \left(\frac{1}{v^2} \right) \left[|F|^2 p \left(\frac{1 + \cos^2 2\Theta}{\sin^2 \Theta \cos \Theta} \right) \right] \left(\frac{e^{-2M}}{2\mu_a} \right) \quad (\text{C.1})$$

onde:

I : intensidade integrada por unidade de comprimento da raia de difração [J/sm]

I_0 : intensidade do feixe incidente [J/sm]

e : carga do elétron [C]

m_e : massa do elétron [kg]

c : velocidade da luz [m/s]

λ : comprimento de onda da radiação incidente [m]

r : raio do goniômetro [m]

A : área de seção transversal do feixe incidente [m²]

v : volume da célula unitária [m³]

F : fator estrutura

p : fator multiplicidade

Θ : ângulo de Bragg

e^{-2M} : fator temperatura

μ_a : coeficiente de absorção linear [m⁻¹] (entra como $\left(\frac{1}{2\mu_a} \right)$, o fator de absorção)

$\left(\frac{1+\cos^2 2\Theta}{\sin^2 \Theta \cos \Theta}\right) = LP$: fator Lorentz-polarização

Na Equação C.1 podem ser consideradas duas constantes, K (para determinada condição experimental) e R (depende da substância de Θ e de hkl), sendo

$$K = \left(\frac{I_0 e^4}{m_e^2 c^4}\right) \left(\frac{\lambda^3 A}{32\pi r}\right) \quad (C.2)$$

$$R = \left(\frac{1}{v^2}\right) \left[|F|^2 p \left(\frac{1+\cos^2 2\Theta}{\sin^2 \Theta \cos \Theta}\right)\right] (e^{-2M}) \quad (C.3)$$

portanto, a intensidade integrada é dada por:

$$I = \frac{KR}{2\mu_a} \quad (C.4)$$

Para a determinação da fração volumétrica de uma fase pertencente a uma mistura de fases pode ser usado o método de comparação direta (Cullity, 1967). Considerando que cada reflexão individual (hkl) tem seu próprio valor de R , calculado teoricamente mediante a substituição dos valores apropriados na Equação C.3 e que, por exemplo, a intensidade integrada pode ser definida para um pico de difração específico da fase austenita, então, a Equação C.4 pode ser reescrita somente em termos desta fase. Neste caso, a intensidade integrada I é I_γ , e o lado direito da Equação C.4 multiplica-se pela fração volumétrica da austenita na mistura (V_γ). Obtendo-se que:

$$I_\gamma = \frac{KR_\gamma V_\gamma}{2\mu_m} \quad (C.5)$$

e, para o caso da martensita- α' ,

$$I_{\alpha'} = \frac{KR_{\alpha'} V_{\alpha'}}{2\mu_m} \quad (C.6)$$

onde:

μ_m : coeficiente de absorção linear da mistura de fases

$V_{\alpha'}$: fração volumétrica da martensita

Das Equações C.5 e C.6 obtém-se a razão

$$\frac{V_\gamma}{V_{\alpha'}} = \frac{R_{\alpha'} I_\gamma}{R_\gamma I_{\alpha'}} \quad (C.7)$$

a partir da qual a fração volumétrica da austenita V_γ é dada por

$$V_\gamma = \frac{\left(\frac{R_{\alpha'}}{R_\gamma}\right) I_\gamma}{I_{\alpha'} + \left(\frac{R_{\alpha'}}{R_\gamma}\right) I_\gamma} \quad (\text{C.8})$$

A fração volumétrica da martensita $V_{\alpha'}$ pode ser obtida da Equação C.8, juntamente com a relação

$$V_\gamma + V_{\alpha'} = 1 \quad (\text{C.9})$$

Outro método para a determinação da fração volumétrica de austenita foi proposto por Miller (Miller, 1964). Um valor de 1,4 para razão $\frac{R_{\alpha'}}{R_\gamma}$ (Equação C.8) foi obtido experimentalmente, o qual é válido para o cálculo da fração volumétrica de fases em amostra contendo uma mistura de austenita e martensita. Assim,

$$V_\gamma = \frac{1,4I_\gamma}{I_{\alpha'} + 1,4I_\gamma} \quad (\text{C.10})$$

onde:

I_γ : intensidade integrada da austenita. Equivalente à média das intensidades da austenita para os planos (220) e (311)

$I_{\alpha'}$: intensidade integrada da martensita do plano (211)

Entretanto, esta consideração produz um error no cálculo da fração volumétrica de fase, pois há outras reflexões que contribuem na intensidade integrada de cada fase. Portanto, na análise quantitativa dos resíduos de desgaste foram considerados os planos (200), (220), (311) da austenita e os planos (200) e (211) correspondentes à martensita. Existe uma sobreposição entre os picos (110) da martensita e o (111) da austenita. Isto também ocorre para os picos (202) da martensita e o (222) da austenita. Por este motivo, nenhum destes picos pode ser utilizado para o cálculo. Portanto a intensidade integrada de cada fase e a constante R foram obtidas utilizando as equações seguintes:

$$I_{\gamma} = \frac{I_{200\gamma} + I_{220\gamma} + I_{311\gamma}}{3} \quad (\text{C.11})$$

$$R_{\gamma} = \frac{R_{200\gamma} + R_{220\gamma} + R_{311\gamma}}{3} \quad (\text{C.12})$$

$$I_{\alpha'} = \frac{I_{200\alpha'} + I_{211\alpha'}}{2} \quad (\text{C.13})$$

$$R_{\alpha'} = \frac{R_{200\alpha'} + R_{211\alpha'}}{2} \quad (\text{C.14})$$

Na Tabela C.1, apresenta-se, como exemplo, os valores dos parâmetros, segundo Cullity (Cullity, 1967), para o cálculo da constante R (Equação C.3) de cada pico de difração das fases austenita e martensita. Nesta tabela também são incluídas as intensidades de cada fase, as quais correspondem à área embaixo do pico.

Tabela C.1 - Parâmetros usados na determinação R (Equação C.3)

Parâmetro	Austenita			Martensita	
	<i>hkl 200</i>	<i>hkl 220</i>	<i>hkl 311</i>	<i>hkl 200</i>	<i>hkl 211</i>
2Θ [°]	50,667	74,641	90,545	64,954	82,168
d	1,800	1,271	1,084	1,435	1,172
Θ [rad]	0,442	0,651	0,790	0,567	0,717
$\sin \Theta$	0,428	0,606	0,710	0,537	0,657
$\sin \Theta / \lambda$	0,278	0,394	0,461	0,349	0,427
$\left(\frac{1}{d^2}\right)$	$4,59 \times 10^{-4}$	$4,64 \times 10^{-4}$	$4,62 \times 10^{-4}$	$1,79 \times 10^{-3}$	$1,78 \times 10^{-3}$
f	18,931	16,219	14,819	17,223	15,519
F^2	5734,001	4209,021	3513,624	1186,572	963,415
p	6	12	24	6	24
LP	8,471	3,661	2,815	4,848	3,129
(e^{-2M})	0,948	0,899	0,863	0,920	0,882
R	126,829	77,141	94,802	56,897	113,890
I	15,820	14,930	17,100	13,320	21,870

Os parâmetros d e f , são respectivamente o espaçamento interplanar e o fator de espalhamento atômico.

Anexo D

Determinação da dureza instrumentada

A **dureza instrumentada** na escala Vickers (HV_i) foi determinada, calculando-se, nesta ordem: a rigidez de contato (S), a profundidade de contato (h_c), a área de contato projetada (A_c), o módulo reduzido (E_r) e a área projetada da impressão residual (A_v).

A **rigidez de contato** é obtida derivando-se P em função de h e substituindo-se os valores de m , A_P , h_f e $h = h_{max}$ na seguinte Equação:

$$S = \frac{dP}{dh} = mA_P(h_{max} - h_f)^{m-1} \quad (D.1)$$

A **profundidade de contato** está relacionada ao comportamento da deformação do material e à geometria do penetrador, e, para a carga máxima (P_{max}), é dada por:

$$h_c = h_{max} - h_s \quad (D.2)$$

onde h_s é o deslocamento da superfície ao redor do perímetro de contato (Figura 3.6).

Nessa Equação, Sneddon (1965) define h_s como:

$$h_s = \varepsilon \frac{P_{max}}{S} \quad (D.3)$$

onde ε depende da geometria do penetrado, e é 0,7500, para penetradores Vickers ou Berkovich; 1,0000, para penetradores de base circular, e 0,7268, para penetradores cônicos.

Assim, retomando a Equação D.2, obtém-se:

$$h_c = h_{max} - \varepsilon \frac{P_{max}}{S} \quad (D.4)$$

A **área de contato projetada** para a carga máxima é descrita através de uma

função matemática tipo polinomial, chamada função de área, representada pela seguinte Equação:

$$A(h_c) = B_0 h_c^2 + B_1 h_c + B_2 h_c^{1/2} + \dots \quad (D.5)$$

onde $B_0, B_1, \dots, B_n$ são os coeficientes do polinômio determinados pelo ajuste dos valores de A_c versus h_c , sendo possível $n = 8$, com $B_0 = 24,5$.

Com base nessa Equação, Franco (2003) obteve o seguinte polinômio:

$$A_c = A_c(h_c) \approx 24,5 h_c^2 + 6300 h_c + 3150 h_c^{1/2} + 3150 h_c^{1/4} + 3150 h_c^{1/8} + 3150 h_c^{1/16} + 3150 h_c^{1/32} \quad (D.6)$$

Assim, A_c é obtida substituindo-se h_c na Equação D.6.

O **módulo reduzido** é uma função da área de contato e da rigidez de contato, conforme a Equação seguinte:

$$E_r = \beta \frac{\sqrt{\pi}}{2} \frac{S}{\sqrt{A_c}} \quad (D.7)$$

onde $\beta = 1,0124$ para penetrador Vickers (King, 1987).

A **área projetada da impressão residual** é uma função da diagonal média da impressão, sendo

$$A_V = \frac{d_m^2}{2 \sin(\theta/2)} \quad (D.8)$$

onde d_m é o comprimento médio da diagonal da impressão e θ é o ângulo da ponta do penetrador ($\theta = 136^\circ$ para penetrador Vickers).

Substituindo $A_c = 1/2 d_m^2$, segundo Loubet *et al.* (1984), na Equação D.7, obtém-se:

$$d_m = \beta \frac{S}{E_r} \sqrt{\frac{\pi}{2}} \quad (D.9)$$

Essa expressão é válida quando não houver recuperação das diagonais após o descarregamento e recuperação somente da profundidade da indentação.

Estabelecidos esses cinco parâmetros, a dureza instrumentada, definida como a pressão média que o material suporta sob a carga máxima, pode ser expressa pela seguinte equação:

$$HV_i = \frac{P_{max}}{A_V} \quad (D.10)$$

D.1 Determinação de outras propriedades mecânicas

A partir dos ensaios instrumentados de dureza, têm sido desenvolvidos métodos para a determinação do módulo de elasticidade (**E**), do limite de escoamento (σ_y) e do coeficiente de encruamento (**n**) (Cheng e Cheng, 1999; Giannakopoulos e Suresh, 1999; Dao *et al.*, 2001; Malzbender e With, 2002; Bucaille *et al.*, 2003; Cholloacoop *et al.*, 2003; Cuppari *et al.*, 2004).

O **módulo de elasticidade** é determinado a partir da seguinte Equação:

$$\frac{(1 - \nu^2)}{E} = \frac{(1 - \nu_i^2)}{E_i} - \frac{1}{E_r} \quad (\text{D.11})$$

onde:

ν : coeficiente de Poisson do material ensaiado

E_i : módulo de elasticidade do penetrador

ν_i : coeficiente de Poisson do material do penetrador

Dao *et al.* (2001) apresentaram um modelo, baseado numa análise dimensional e em simulações por elementos finitos, para estimar o **limite de escoamento** e o **coeficiente de encruamento** usando as curvas carga-profundidade.

Levando em conta a curva típica de tensão-deformação dos metais de engenharia, a lei de Hook de elasticidade e o critério de von Misses, obtiveram uma Equação que representa o comportamento elasto-plástico de um material, na qual estão envolvidos o limite de escoamento e o coeficiente de encruamento:

$$\sigma = \sigma_y \left(1 + \varepsilon_r \frac{E}{\sigma_y} \right)^n \quad (\text{D.12})$$

onde ε_r é uma deformação acumulada acima do ponto de escoamento, chama de deformação representativa.

Posteriormente, esse modelo foi corrigido para vários ângulos de penetrador. Além de Cholloacoop *et al.* (2003), Bucaille *et al.* (2003) realizaram estudos que permitiram uma redução na margem de erro no cálculo das propriedades mecânicas, resultando na seguinte Equação envolvendo o coeficiente de encruamento:

$$\begin{aligned}
& [-1, 40557(A)^3 + 17, 93006(A)^2 - 79, 99715(A) + 122, 650569]n^3 + \\
& [0, 77526(A)^3 - 9, 22091(A)^2 + 40, 55620(A) - 63, 88418]n^2 + \\
& [0, 15830(A)^3 - 2, 3733(A)^2 + 9, 00157(A) - 9, 58936]n + \\
& [-0, 006831(A)^3 + 0, 86295(A)^2 - 2, 54543(A) + 6, 20045] = D
\end{aligned} \tag{D.13}$$

onde

$$A = \ln \left(\frac{E_r}{\sigma_{0,033}} \right) \tag{D.14}$$

e

$$D = \frac{S}{E_r h_{max}} \tag{D.15}$$

Em A , $\sigma_{0,033}$ é a tensão σ (da Equação D.12) para $\varepsilon_r = 3,3\%$ para o ângulo de penetrador igual a $70,3^\circ$. Essa tensão é expressa pela seguinte Equação:

$$\sigma_{0,033} = \frac{C_1}{-1, 131(A)^3 + 13, 635(A)^2 - 30, 594(A) + 29, 267} \tag{D.16}$$

onde C_1 pode ser obtido pela relação entre a carga máxima e a profundidade máxima da curva de carregamento:

$$C_1 = \frac{P_{max}}{h_{max}^2} \tag{D.17}$$

Como utilizaram vários ângulos de penetrador ($70,3$; 60 ; 50 , e $42,3^\circ$), Bucaille *et al.* (2003) constataram que a deformação representativa tem um valor diferente de $3,3\%$ para cada um deles, de modo que ε_r está relacionada com a geometria do penetrador segundo a Equação:

$$\varepsilon_{r\theta} = 0, 105 \cot \theta \tag{D.18}$$

Retomando as Equações D.12, D.14 e D.16, em que, em função de diferentes ângulos do penetrador, σ passa a ser considerada σ_θ , A considerada A_θ e $\sigma_{0,033}$ considerada $\sigma_{r\theta}$, obtêm-se as seguintes Equações:

$$\sigma_{r\theta} = \sigma_y \left(1 + \varepsilon_{r\theta} \frac{E}{\sigma_y} \right)^n \tag{D.19}$$

$$A_\theta = \ln \left(\frac{E_r}{\sigma_{r\theta}} \right) \tag{D.20}$$

$$\sigma_{r\theta} = \frac{C_1}{\tan^2 \theta [0,002552(A_\theta)^3 - 0,72526(A_\theta)^2 + 6,34493(A_\theta) - 6,47458]} \quad (\text{D.21})$$

Neste trabalho foram realizados diferentes testes para verificar a aplicabilidade das equações apresentadas ao longo deste item, utilizando-se as curvas carga-deslocamento dos aços AISI 1006 e AISI 304 obtidas por Cuppari (2002), e de aço TRIP. Como as propriedades mecânicas tiveram valores próximos dos previstos nas normas (Automation Creations, 2004) ou dos experimentais (Ferrer, 2003), foi possível definir o algoritmo de cálculo da dureza, do módulo de elasticidade, do limite de escoamento e do coeficiente de encruamento, representado na Figura D.1.

Os valores das constantes citadas nas expressões anteriormente descritas são indicados na Tabela D.1

Tabela D.1 - Valores das constantes usados nas equações para o cálculo das propriedades mecânicas

Constante	Valor
ε	0,7500
β	1,0124
θ	136 °
ν	0,3
ν_i	0,25
E_i	1000 GPa

Esse algoritmo de cálculo pode ser assim descrito:

- Extrair P_{max} , h_f e h_{max} da curva carga-profundidade.
- Ajustar a porção da curva de descarregamento segundo a Equação 3.6 e determinar a rigidez de contato S a partir da Equação D.1.
- Substituir os valores de P_{max} , h_{max} e S na Equação D.4 para determinar a profundidade de contato.
- Substituir h_c na Equação D.6 para calcular a área de contato.
- Calcular o módulo reduzido, substituindo-se A_c e S na Equação D.7.
- Calcular o módulo de elasticidade do material ensaiado a partir da Equação D.11.
- Ajustar a porção da curva de carregamento à Equação D.17.

- Caso $\varepsilon_{r\theta} = 0,033$ (condição 1), substituir E_r e C_1 na Equação D.16 para calcular $\sigma_{0,033}$.
- Caso $\sigma_{0,033} < \sigma_{r\theta}$ e $\varepsilon_{r\theta} > 0,033$ ou $\sigma_{0,033} > \sigma_{r\theta}$ e $\varepsilon_{r\theta} < 0,033$ (condição 2), substituir E_r e C_1 na Equação D.21 para calcular $\sigma_{r\theta}$.
- Para qualquer das duas condições anteriores, substituir $\sigma_{0,033}$ ou $\sigma_{r\theta}$, E_r , h_{max} e S na Equação D.13 para calcular o coeficiente de encruamento.
- Caso $\varepsilon_{r\theta} = 0,033$, substituir n , E , $\sigma_{0,033}$ e ε_r na Equação D.19 para calcular o limite de escoamento.
- Caso ocorra a condição 2, substituir n , E , $\sigma_{r\theta}$ e $\varepsilon_{r\theta}$ na Equação D.19 para calcular o limite de escoamento.
- Caso não ocorra a condição 2, assumir $\sigma_y = \sigma_{0,033}$ e $n = 0$.

Figura D.1 - Algoritmo geral seguido para o cálculo do módulo de elasticidade, do limite de escoamento e do coeficiente de encruamento das superfícies após o desgaste

Referências Bibliográficas

- Angel, T. (1954). Formation of martensite in austenitic stainless steels. effects of deformation, temperature, and composition. *Journal of the Iron and Steel Institute* **177**, 165–174.
- Archard, J. F. e W. Hirst (1956). The wear of metals under unlubricated conditions. *Proceedings of Royal Society of London, A* **236**, 397–410.
- Ashby, M. F. e S. C. Lim (1990). Wear-mechanism maps. *Scripta Metallurgica et Materialia* **24**(5), 805–810.
- Ashby, M. F., J. Abulawi e H. S. Kong (1991). Temperature maps for frictional heating in dry sliding. *Tribology Transactions* **34**(4), 577–587.
- ASM (1990a). *ASM Handbook. Heat treating*. pp. 769–792. Vol. 4.
- ASM (1990b). *ASM Handbook. Properties and selection: irons, steels, and high-performance alloys*. pp. 841–907. Vol. 1. 10 ed.
- Astle, Melvin J. e Beyer, William H., Eds. (1985). *CRC Handbook of Chemistry and Physics: a ready-reference book of chemical and physical data*. 66 ed.. Boca Raton, Fla., CRC Press.
- ASTM (1992). *Annual Book of ASTM Standards. Section 3: metals test methods and analytical procedures. Wear and Erosion; Metal Corrosion*. Chap. G 99-90 Standard test method for wear testing with a pin-on-disk apparatus, pp. 387–391. Vol. 03.02.
- Automation Creations, Inc. (2004). Matweb - material property data. <http://www.matweb.com>.
- Bolz, Ray E. e Tuve, George L., Eds. (1973). *CRC Handbook of Tables for Applied Engineering Science*. 2 ed.. Cleveland, Ohio, CRC Press.

- Box, George E. P. e Norman R. Draper (1987). *Empirical Model-building and Response Surfaces*. Wiley series in probability and mathematical statistics. Applied probability and statistics. Wiley. New York.
- Box, George E. P., William G. Hunter e J. Stuart Hunter (1978). *Statistics for Experimenters. An introduction to design, data analysis and model building*. John Wiley. New York.
- Box, G.E.P. e J.S. Hunter (1957). Multi-factor experimental designs for exploring response surfaces. *Annals of Mathematical Statistics* **21**(1), 195–241.
- Brand, R. A. e G. Le. Caër (1988). Improving the validity of mössbauer hyperfine parameter distributions: the maximum entropy formalism and its applications. *Nuclear Instruments and Methods in Physics Research B* **34**, 272–284.
- Brin, C., J. P. Riviére, J. P. Eymery e J. P. Villain (2001). Structure characterization of wear debris produced during friction between two austenitic stainless steel antagonists. *Tribology Letters* **11**, 127–132.
- Bucaille, J. L., S. Stauss, E. Felder e J. Michler (2003). Determination of plastic properties of metals by instrumented indentation using different sharp indenters. *Acta Materialia* **51**, 1663–1678.
- Campbell, R. D. (1992). Ferritic stainless steel welding metallurgy. *Key Engineering Materials* **69-70**, 167–216.
- Chen, L. H. e D. A. Rigney (1985). Transfer during unlubricated sliding wear of selected metal systems. *Wear* **105**(1), 47–61.
- Cheng, Y. T. e C. M. Cheng (1999). Can stress-strain relationship be obtained from indentation curves using conical and pyramidal indenters?. *Journal of Materials Research* **14**(9), 3493–3496.
- Chiaverini, V. (1971). *Aços-carbono e Aços Liga: características gerais, tratamentos térmicos, principais tipos*. 3 ed.. São Paulo: ABM.
- Chollocoop, N., M. Dao e S. Suresh (2003). Depth-sensing instrumented indentation with dual sharp indenters. *Acta Materialia* **51**, 3713–3729.
- Chou, C. C. e J. F. Lin (1999). Application of the response surface method to the tribological analysis of a medium-carbon steel under mild-oxidational wear. *Journal of Tribology* **121**, 185–197.

- Cintho, Osvaldo Mitsuyuki (2003). Obtenção de cromo e de carbeto de cromo utilizando moagem de alta energia. Tese (doutorado). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo.
- Cullity, B. D. (1967). *Elements of X-ray Diffraction*. 3 ed.. Addison-Wesley-London.
- Cuppari, M. G. V., R. M. de Souza, A. Sinatora e D. K. Tanaka (2004). Efeito da presença de carbonetos no desgaste por cavitação de ligas fundidas baseadas no sistema quaternário Fe-Cr-Ni-C. In: *58 Congresso da ABM. Anais, ABM, Rio de Janeiro* pp. 641–658.
- Cuppari, Márcio Gustavo Di Vernieri (2002). Relação entre microestrutura e resistência à cavitação de ligas fundidas baseadas no sistema quaternário Fe-Cr-C-Ni. Tese (doutorado). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo.
- da Costa Silva, André Luiz e Paulo Roberto Mei (1988). *Aços e ligas especiais*. 2 ed.. Sumaré, SP: Eletrometal S.A. Metais Especiais.
- Dao, M., N. Chollacoop, K. J. Van Vliet, T. A. Venkatesh e S. Suresh (2001). Computational modeling of the forward and reverse problems in instrumented sharp indentation. *Acta Materialia* **49**, 3899–3918.
- Davies, D. E., U. R. Evans e J. N. Agar (1954). The oxidation of iron at 175 to 350 °C. *Proceedings of Royal Society of London, A* **225**, 443–462.
- de Barros Neto, Benício, Ieda Spacino Scarminio e Roy Edward Bruns (2002). *Como Fazer Experimentos: pesquisa e desenvolvimento na ciência e na indústria*. 2 ed.. Universidade de Campinas (UNICAMP).
- Dickson, Dominic P. E. e Frank J. Berry (1986). *Mössbauer spectroscopy*. Cambridge University Press. Cambridge; New York.
- Dizdar, S. e S. Andersson (1997). Influence of pre-formed boundary layers on wear transition in sliding lubricated contacts. *Wear* **213**, 117–122.
- Dumbleton, John H. e Joseph A. Douthett (1977). The unlubricated adhesive wear resistance of meta-stable austenitic stainless steels containing silicon. *Wear* **42**(2), 305–332.
- Eyre, T. S. e D. Maynard (1971). Surface aspects of unlubricated metal-to-metal wear. *Wear* **18**, 301–310.

- Fárias, M. C. M. (1999). Desgaste por deslizamento de aços inoxidáveis austeníticos. Dissertação (mestrado). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo.
- Fehlner, F. P. (1986). *Low-temperature oxidation: the role of vitreous oxides*. New York: Wiley.
- Ferrer, Modesto Hurtado (2003). Estudo das transformações de fase de aços TRIP ao Si - Mn microligados com Nb. Tese (doutorado). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo.
- Fischer, G. J. e R. J. Maciag (1977). *The wrought stainless steels*. Chap. 1, pp. 1-1 – 1-10. In: Handbook of Stainless Steels, D. Peckner e I. M. Bernstein, McGraw-Hill.
- Franco, Adonias Ribeiro Júnior (2003). Obtenção de revestimentos duplex por nitretação a plasma e PVD-TiN em aços ferramenta AISI D2 e AISI H13. Tese (doutorado). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo.
- Giannakopoulos, A. E. e S. Suresh (1999). Determination of elastoplastic properties by instrumented sharp indentation. *Scripta Materialia* **40**(10), 1191–1198.
- Heilmann, P., J. Don, T. C. Sun e D. A. Rigney (1983). Sliding wear and transfer. *Wear* **91**(2), 171–190.
- Hirst, W. e J. K. Lancaster (1966). Surface film formation and metallic wear. *Journal of Applied Physics* **27**(9), 1057–1065.
- Hisakado, T., K. Akiyama, K. Matsuzawa e H. Ishigaki (2000). Wear mechanisms of stainless steel confirmed by applications of phase-transformation of itself and ccd camera. *Wear* **238**(2), 168–173.
- Honeycombe, R. W. K. (1981). *Steels - Microstructure and properties*. Edward Arnold, London.
- Hsu, K. L., T. M. Ahn e D. A. Rigney (1980). Friction wear and microstructure of unlubricated austenitic stainless steels. *Wear* **60**(1), 13–37.
- Hutchings, I. M. (1992). *Tribology. Friction and Wear of Engineering Materials*. London : Edward Arnold.
- ISO4287 (1984). *Geometrical Product Specifications (GPS) - Surface texture: Profile method - Terms, definitions and surface texture parameters*.

- Jahanmir, S. e N. P. Suh (1977). Mechanics of subsurface void nucleation in delamination wear. *Wear* **44**, 17–38.
- Jiang, Jiaren, F. H. Stott e M. M. Stack (1994). Some frictional features associated with the sliding wear of the nickel-base alloy N80A at temperatures to 250 °C. *Wear* **176**(2), 185–194.
- Jiang, Jiaren, F. H. Stott e M. M. Stack (1995). A mathematical model for sliding wear of metals at elevated temperatures. *Wear* **181-183**(1), 20–31.
- Karthikeyan, R., P. R. Lakshmi e R. S. Naagarazan (1999). Mathematical modelling for electric discharge machining of aluminium-silicon carbide particulate composites. *Journal of Materials Processing Technology* **87**, 59–63.
- Kayaba, T. (1979). The analysis of adhesive mechanism by successive observations of the wear process in sem. In: *Wear of Materials: International Conference on Wear of Materials* (K. C. Ludema, W. A. Glaeser e S. K. Rhee, Eds.). Vol. 2. New York: ASME. pp. 45–79.
- Kennedy, F. E. Jr. (1984). Thermal and thermomechanical effects in dry sliding. *Wear* **100**(1-3), 453–476.
- Khuri, André I. e John A. Cornell (1987). *Response Surfaces. Designs and Analyses*. Vol. 81 of *Statistics, textbooks and monographs*. Marcel Dekker, Inc. ASQC, New York.
- King, R. B. (1987). Elastic analysis of some punch problems for a layered medium. *International Journal of Solids Structures* **23**(12), 1657–1664.
- Klug, P. H. e L. E. Alexander (1974). *X-ray diffraction procedures for polycrystalline and amorphous materials*. 2 ed.. New York, Wiley.
- Kumar, R., B. Prakash e A. Sethuramiah (2002). A systematic methodology to characterize the running-in and steady-state wear processes. *Wear* **252**, 445–453.
- Lim, S. C. e M. F. Ashby (1987). Wear-mechanism maps. *Acta metallurgical* **35**(1), 1–24.
- Liu, C. Z., L. Q. Ren, J. Tong, S. M. Green e R. D. Arnell (2002). Effects of operating parameters on the lubricated wear behavior of a PA-6/UHMWPE blend: a statistical analysis. *Wear* **253**, 878–884.

- Long, Gary J. e Fernande Grandjean (1993). *Mössbauer spectroscopy applied to magnetism and materials science*. Vol. 1 of *Modern inorganic chemistry*. New York; London: Plenum Press.
- Loubet, J. L., J. M. Georges, O. Marchesini e G. Meillee (1984). Vickers indentation curves of magnesium oxide (mgo). *Journal of Tribology* **106**, 43–48.
- Ludema, K.C. (1996). *Friction, Wear, Lubrication: a textbook in tribology*. CRC Press.
- Magee, J. H. (1992). *Wear of stainless steels*. pp. 710–724. Vol. 18. 10 ed.. In: ASM Handbook, Friction, lubrication and wear technology.
- Malzbender, J. e G. With (2002). Indentation load-displacement curve, plastic deformation, and energy. *Journal of Materials Research* **17**(2), 502–511.
- Mangonon, JR. P. L. e G. Thomas (1970). The martensite phases in 304 stainless steel. *Metallurgical Transactions* **1**, 1577–1586.
- Marshall, P. (1984). *Austenitic Stainless Steels. Microstructure and Mechanical Properties*. Elsevier Applied Science Publishers LTD, London and New York.
- Mashal, Y. A-H., M. H. El-Axir e M. A. Kassem (2001). The machinability and tribological characteristics of aluminum alloys with improved elevated temperature properties using rapidly solidified powder. *Wear* **250**, 518–528.
- Miller, R. L. (1964). A rapid x-ray method for the determination of retained austenite. *Transactions of the ASM* **57**, 892–999.
- Mondal, D. P., S. Das, A. K. Jha e A. H. Yegneswaran (1998a). Abrasive wear of al alloy- al_2O_3 particle composite: a study on the combined effect of load and size of abrasive. *Wear* **223**, 131–138.
- Mondal, D. P., S. Das e B. K. Prasad (1998b). Study of erosive-corrosive wear characteristics of an aluminium alloy composite through factorial design of experiments. *Wear* **217**, 1–6.
- Montgomery, Douglas C. (1991). *Diseño y análisis de experimentos*. Edição original em inglês traduzida por Jaime Delgado Saldivar ed.. John Wiley and Sons.
- Novak, C. J. (1977). *Structure and constitution of wrought austenitic stainless steels*. Chap. 4, pp. 4–1 – 4–78. In: Handbook of Stainless Steels, D. Peckner e I. M. Bernstein, McGraw-Hill.

- Oktay, S. Türker e Nam. P. Suh (1992). Wear debris formation and agglomeration. *Journal of Tribology* **114**, 379–393.
- Oliver, W. C. e G. M. Pharr (1992). A new improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and sensing indentation experiments. *Journal of Materials Research* **7**(6), 1564–1583.
- Olofsson, U. (1993). Friction characteristics of a ferritic-austenitic stainless steel during lubricated reciprocating motion. *Wear* **170**, 235–245.
- Olson, G. B. e M. Cohen (1975). Kinetics of strain-induced martensitic nucleation. *Metallurgical Transactions A* **6**, 791–755.
- Olson, G. B. e M. Cohen (1976a). A general mechanism of martensitic nucleation: Part I. general concepts and the fcc $\rightarrow$ hcp transformation. *Metallurgical Transactions A* **7**, 1897–1904.
- Olson, G. B. e M. Cohen (1976b). A general mechanism of martensitic nucleation: Part II. bfc $\rightarrow$ bcc and other martensitic transformations. *Metallurgical Transactions A* **7**, 1905–1914.
- Padilha, A. F. (2002). Aços inoxidáveis: histórico e desenvolvimento. *Aços: perspectivas para os próximos 10 anos* pp. 129–138.
- Padilha, A. F. e L. C. Guedes (1994). *Aços Inoxidáveis Austeníticos: microestrutura e propriedades*. São Paulo: Hemus.
- Peckner, D. e I. M. Bernstein (1977). *Handbook of Stainless Steels*. Chap. 6, pp. 36–1 – 48–1. In: *Handbook of Stainless Steels*, D. Peckner e I. M. Bernstein, McGraw-Hill.
- Peter, W. M. John (1971). *Statistical Design and Analysis of Experiments*. New York: Macmillan.
- Peterson, M. B. (1985). Galling wear of metals. In: *Wear of Materials: International Conference on Wear of Materials* (K. C. Ludema, W. A. Glaeser e S. K. Rhee, Eds.). Vol. 5. New York: ASME. pp. 293–301.
- Pickering, F. B. (1992). *Structure-property relationships in steels*. Chap. 2, pp. 41–94. Vol. 7 of *Materials Science e Technology*. Constitution and properties of steels, F. B. Pickering, Weinheim, New York, Basel, Cambridge: VCH.
- Quinn, T. F. J. (1983). Review of oxidational wear, part 1: The origins of oxidational wear. *Tribology International* **16**(5), 257–271.

- Quinn, T. F. J., D. M. Rowson e J. L. Sullivan (1980). Application of the oxidational theory of mild wear to the sliding wear of low alloy steel. *Wear* **60**(1), 1–20.
- Quinn, T. F. J., J. L. Sullivan e D. M. Rowson (1979). New developments in the oxidational theory of the mild wear of metals. In: *Wear of Materials: International Conference on Wear of Materials* (K. C. Ludema, W. A. Glaeser e S. K. Rhee, Eds.). New York: ASME. pp. 1–11.
- Quinn, T. F. J., J. L. Sullivan e D. M. Rowson (1984). Origins and development of oxidational wear at low ambient temperatures. *Wear* **94**, 175–191.
- Rabinowicz, E. (1965). *Friction and Wear of Materials*. New York: Wiley.
- Rainforth, W. M. (2000). Microstructural evolution at the worn surface: a comparison of metals and ceramics. *Wear* **245**(1-2), 162–177.
- Rainforth, W. M., R. Stevens e J. Nutting (1992). Deformation structures induced by sliding contact. *Philosophical Magazine A* **66**, 621–641.
- Rainforth, W.M., A.J. Leonard, C. Perrin, A. Bedoll-Jacuinde, Y. Wang, H. Jones e Q. Luo (2002). High resolution observations of friction-induced oxide and its interaction with the worn surface. *Tribology International* **35**(11), 731–748.
- Rigney, D. A. (2000). Transfer, mixing and associated chemical and mechanical processes during the sliding of ductile materials. *Wear* **245**(1-2), 1–9.
- Rigney, D. A. e W. A. Glaeser (1978). The significance of near surface microstructure in the wear process. *Wear* **46**, 241–250.
- Rigney, D. A., L. H. Chen e G. S. Naylor (1984). Wear processes in sliding systems. *Wear* **100**(1-3), 195–219.
- Rigney, D.A. (1994). Role of hardness in sliding behavior. *Wear* **175**(1-2), 63–69.
- Rivière, J. P., C. Brin e J. P. Villain (2003). Structure and topography modifications of austenitic steel surfaces after friction in sliding contact. *Applied Physics A: Materials Science & Processing* **76**, 277–283.
- Robert, A. McLean e L. Anderson Virgil (1984). *Applied Factorial and Fractional Designs*. New York: M. Dekker.
- Ronkainen, H., J. Koskinen, S. Varjus e K. Holmberg (1999). Experimental design and modelling in the investigation of process parameter effects on the tribological and

- mechanical properties of r.f.-plasma-deposited a-c:h films. *Surface and Coatings Technology* **122**, 150–160.
- Sasada, T. (1979). The behavior of adhered fragments interposed between sliding surfaces and the formation process of wear particles. In: *Wear of Materials: International Conference on Wear of Materials* (K. C. Ludema, W. A. Glaeser e S. K. Rhee, Eds.). Vol. 2. New York: ASME. pp. 72–80.
- Schramm, R. E. e R. P. Reed (1975). Stacking fault energies of seven commercial austenitic stainless steels. *Metallurgical Transactions A* **6**, 1345–1351.
- Schumacher, W. (1985). Effect of nitrogen and nickel on the galling and wear of austenitic stainless steels. In: *Wear of Materials: International Conference on Wear of Materials* (K. C. Ludema, W. A. Glaeser e S. K. Rhee, Eds.). Vol. 5. New York: ASME. pp. 460–464.
- Seetharaman, V. e R. Krishnan (1981). Influence of the martensitic transformation on the deformation behaviour of an AISI 316 stainless steel at low temperature. *Journal of Materials Science* **16**, 523–530.
- Smith, A. F. (1984). The friction and sliding wear of unlubricated 316 stainless steel at room temperature in air. *Wear* **96**(3), 301–318.
- Smith, A. F. (1985). The influence of surface oxidation and sliding speed on the unlubricated wear of 316 stainless steel at low load. *Wear* **105**(2), 91–107.
- Smith, A. F. (1986). The friction and sliding wear of unlubricated 316 stainless steel in air at room temperature in the load range 0.5-90 N. *Wear* **110**(2), 151–168.
- Sneddon, I. N. (1965). The relationship between load and penetration in the axisymmetric boussinesq problem for a punch of arbitrary profile. *International Journal of Science Engineering* **3**(1), 47–57.
- Som, A. e C. Kim (1983*a*). Interactions between dynamic normal and frictional forces during unlubricated sliding. *Journal of Lubrication Technology* **105**, 221–229.
- Som, A. e C. Kim (1983*b*). Roughness-induced dynamic loading at dry and boundary lubricated sliding contacts. *Journal of Lubrication Technology* **105**, 514–517.
- Stachowiak, G. W. e A. W. Batchelor (2000). *Engineering Tribology*. 1 ed.. Butterworth Heinemann S&T.

- Stott, F. H. (1998). The role of oxidation in the wear of alloys. *Tribology International* **31**(1-3), 61–71.
- Stott, F. H. (2002). High-temperature sliding wear of metals. *Tribology International* **35**, 489–495.
- Stott, F. H., J. Glascott e G. C. Wood (1985). Models for the generation of oxides during sliding wear. *Proceedings of Royal Society of London, A* **402**, 167–188.
- Straffelini, G. D., Trabucco e A. Molinari (2002). Sliding wear of austenitic and austenitic-ferritic stainless steels. *Metallurgical and materials transactions A-physical metallurgy and materials science* **33**(3), 613–624.
- Suh, N. P. (1977a). The delamination theory of wear. *Wear* **25**, 111–124.
- Suh, N. P. (1977b). An overview of the delamination theory of wear. *Wear* **44**(1), 1–16.
- Tarassov, S. Yu. e A. V. Kolubaev (1999). Effect of friction on subsurface layer microstructure in austenitic and martensitic steels. *Wear* **231**(2), 228–234.
- Tessler, Marcelo B. e Celso. A. Barbosa (1990). O encruamento em aços inoxidáveis austeníticos. o efeito da martensita induzida por deformação. In: *INOX'90: II Seminário Brasileiro de Aço Inoxidável*. São Paulo. pp. 71–91.
- Tompson, M. A. e J. J. Stobo (1974). Wear of unlubricated sliding metal surfaces. *Journal of the Australian Institute of Metals* **19**(4), 214–228.
- Toro, Alejandro Betancur (2001). Microestrutura e propriedades de superfície de aços inoxidáveis martensíticos de alto teor de nitrogênio. Tese (doutorado). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo.
- Truman, J. E. (1992). *Stainless steels*. Chap. 12, pp. 527–582. Vol. 7 of *Materials Science and Technology*. Constitution and properties of steels, F. B. Pickering, Weinheim, New York, Basel, Cambridge: VCH.
- Vernieri, Márcio Gustavo Cuppari Di (1998). Relação entre microestrutura e resistência à cavitação de aços inoxidáveis fundidos. Dissertação (mestrado). Escola Politécnica da Universidade de São Paulo. São Paulo.
- Welsh, N. C. (1965). The dry wear of steels. Part I: The general pattern of behavior. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London, A* **257**, 31–50.
- Yang, Z.Y., M. G. S. Naylor e D. A. Rigney (1985). Sliding wear of 304 and 310 stainless steels. *Wear* **105**(6), 73–86.