

GILMAR FERREIRA BATALHA

**INFLUÊNCIA DA CAMADA ANODIZADA SOBRE O ATRITO NA
CONFORMAÇÃO PLÁSTICA DO ALUMÍNIO**

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo dentro dos
requisitos necessários para a obtenção do
título de Doutor em Engenharia.

São Paulo
1995

OK

GILMAR FERREIRA BATALHA

**INFLUÊNCIA DA CAMADA ANODIZADA SOBRE O ATRITO NA
CONFORMAÇÃO PLÁSTICA DO ALUMÍNIO**

Tese apresentada à Escola Politécnica da
Universidade de São Paulo dentro dos
requisitos necessários para a obtenção do
título de Doutor em Engenharia.

Área de Concentração:
Engenharia Mecânica

Orientador:
Prof. Dr. Ettore Bresciani Filho

São Paulo
1995

Aos meus pais Mário e Ilda.
À minha esposa Viviane.
Aos meus filhos Mário Henrique e Afonso.

AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Dr. Ettore Bresciani Filho pela proposição e orientação desta tese, bem como pelo seu apoio e compreensão.

Ao Prof. Dr. Fernando Antônio da Costa Nery pelas sugestões, discussões e incentivo.

À Alcan Alumínio do Brasil S/A, na pessoa dos engenheiros Anastassios H. Kambourakis e Ayrton Filleti, pela doação do alumínio de pureza comercial usado neste trabalho.

Ao técnico Tu Li Shui da oficina do PMC-EPUSP, pela presteza e qualidade da fabricação dos corpos-de-prova e do ferramental de ensaio.

Ao Dr. Fernando J. G. Landgraf e ao Eng. Daniel Rodrigues, do Laboratório de Metalurgia do Pó e Materiais Magnéticos do IPT, pela realização dos tratamentos térmicos.

À Empresa Brasileira de Aeronáutica S/A - EMBRAER, em especial aos engenheiros Juarez de Brito Wanderley, Marco Túlio Pelegrini e Mariângela do setor de processos de fabricação e tratamento de superfícies, pela realização da anodização dos corpos-de-prova.

Ao Laboratório de Metalografia do Departamento de Eng. Metalúrgica e de Materiais da EPUSP, pelo auxílio no registro metalográfico.

Ao Prof. Dr. Oswaldo Horikawa e aos engenheiros Marcelo Teixeira dos Santos e Márcio Haraguchi pela programação e auxílio no uso da máquina de medição de coordenadas do Laboratório de Metrologia do PMC-EPUSP.

Ao Laboratório de qualidade da Metalpó S/A pelos registros de rugosidade.

Ao Departamento de Engenharia Mecânica da Escola Politécnica da Universidade de São Paulo, onde este trabalho foi desenvolvido.

Finalmente, agradeço a todos que direta ou indiretamente colaboraram na realização deste trabalho.

ÍNDICE

<i>Lista de Símbolos</i>	ix
<i>Lista de Figuras</i>	xii
<i>Lista de Tabelas</i>	xxi
<i>Resumo</i>	xxiv
<i>“Abstract”</i>	xxv
1. Introdução	01
1.1 - Colocação do problema.....	01
1.2 - A Importância do estudo dos revestimentos óxidos.....	05
1.2.1 - Estudos da camada de óxido sob lubrificação.....	07
1.2.2 - Revestimentos óxidos formados sobre o alumínio.....	09
1.2.3 - Influência da camada óxida no atrito no alumínio.....	11
1.3 - Objetivos.....	15
Referências Bibliográficas.....	17
2. Fundamentos do estudo do atrito	24
2.1 - Introdução.....	24
2.2 - Mecanismos básicos do atrito.....	25
2.3 - Modelos de atrito.....	27
2.4 - Teorias do atrito sob pressões normais relativamente baixas.....	28
2.4.1 - Teoria clássica de intertravamento elásticos das asperezas.....	28
2.4.2 - Teorias e mecanismos de atrito por aderência.....	31
2.4.2.1 - Mecanismos de aderência.....	32
2.4.2.2 - Teoria clássica do atrito por aderência interfacial.....	39
2.4.2.3 - Teoria do atrito por crescimento de junções a seco.....	42
2.4.2.4 - Teoria do atrito com crescimento de junções e filmes interfaciais.....	45
2.4.2.5 - Teoria de atrito com crescimento de junções tanto a seco quanto com meios interfaciais.....	47
2.4.3 - Teorias do atrito por sulcagem ou deformação plástica.....	50
2.4.3.1 - Regime de deformação das asperezas.....	49
2.4.3.2 - Modelos de atrito por sulcagem.....	56
2.4.4 - Outras teorias de atrito sob pressão normal relativamente baixa.....	62
2.5 - Teorias e mecanismo do atrito sob pressões normais elevadas.....	63
2.5.1 - Mecanismos de atrito sob pressões normais elevadas.....	63
2.5.2 - Características do atrito sob pressões normais elevadas.....	66
2.5.3 - Modelos de atrito clássicos com coeficiente ou fator de atrito constantes.....	69
2.5.3.1 - Modelo ou lei de Coulomb-Amontons.....	72
2.5.3.2 - Modelo de camada limite ou lei de Prandtl.....	74
2.5.3.3 - Modelo de Orowan.....	75
2.5.3.4 - Outros modelos envolvendo coeficiente ou fator de atrito constantes.....	75
2.5.4 - Modelos de atrito teóricos baseados em um estado plano de deformação.....	77
2.5.5 - Modelo de Avitzur por mobilidade de uma onda de saliência.....	80

2.6 - Teorias do atrito sob lubrificação.....	87
2.6.1 - Teorias clássicas do sistema eixo-mancal.....	87
2.6.2 - Regime de lubrificação num tribossistema de conformação mecânica.....	89
2.6.2.1 - Lubrificantes do tribossistema de conformação mecânica...	89
2.6.2.2 - Regimes de lubrificação na conformação mecânica.....	91
2.6.2.3 - Configuração do filme lubrificante ditando o regime de lubrificação.....	92
2.7 - Métodos de Medição do atrito.....	95
2.7.1 - Características e parâmetros relevantes em um ensaio de medição do atrito.....	95
2.7.2 - Medição do atrito sob baixa pressão normal e sem deformação volumétrica.....	95
2.7.3 - Medição do atrito sob deformação volumétrica e pressões normais elevadas em processos de conformação plástica.....	104
Referências bibliográficas.....	106
3. Fundamentos do ensaio de compressão de anéis como método de determinação do atrito.....	122
3.1 - Introdução.....	122
3.2 - Fundamentação da avaliação do atrito no ensaio de compressão de anéis.....	124
3.3 - Modelagens pelo método do limite superior.....	126
3.4 - Outras modelagens do atrito no ensaio de compressão de anéis.....	135
3.5 - Influência das condições experimentais no ensaio de compressão de anéis..	139
Referências bibliográficas.....	143
4. Fundamentos da anodização do alumínio.....	149
4.1 - Introdução.....	149
4.2 - Natureza do processo de anodização.....	149
4.3 - Formação e morfologia da camada de anodizada.....	152
4.3.1 - Teorias sobre formação e morfologia da camada anodizada.....	152
4.3.2 - Camada de barreira.....	154
4.3.3 - Camada óxida com estrutura celular porosa.....	155
4.4 - Composição e estrutura da camada anodizada.....	164
4.5 - Propriedades da camada anodizada.....	169
4.6 - Influência da composição do metal nas propriedades da camada anodizada.....	176
4.7 - Processos de anodização do alumínio.....	177
Referências bibliográficas.....	181
5. Desenvolvimento experimental.....	187
5.1 - Material, tratamento térmico e preparação dos corpos de prova.....	187
5.2 - Anodização dos corpos-de-prova.....	189
5.2.1 - Preparação superficial pré-anodização.....	189
5.2.2 - Anodização crômica.....	189
5.2.3 - Anodização sulfúrica.....	190
5.2.4 - Anodização dura.....	190
5.3 - Caracterização e propriedades das camadas anodizadas.....	191
5.4 - Procedimento experimental do ensaio de compressão de anéis.....	195
5.5 - Planejamento experimental.....	198

LISTA DE SÍMBOLOS

A	Área de contato aparente
A_R	Área de contato real
A_S	Área de contato sólido-sólido
a	Razão entre as áreas de contato real e aparente
E	Módulo de Elasticidade
E'	Módulo para estado plano de tensões
E^*	Taxa de deformação efetiva adimensional
f	Fator de resistencia interfacial
F	Valor da razão para a distribuição F
F_α	Valor crítico ao nível α para a distribuição F
F_A	Força de atrito
F_N	Força normal
F_T	Força tangencial
H	Dureza por indentação
H^*	Dureza efetiva adimensional
\bar{H}	Razão entre as durezas do revestimento e do substrato
H_R	Dureza do revestimento
H_S	Dureza do substrato
J^*	Potência total fornecida pelas forças externas
K	Fator de geometria de um indentador
k	número de fatores estudados em experimento fatorial
l_0	Comprimento das asperezas
m	Fator de atrito constante por cisalhamento global
m_{anel}	Fator de atrito obtido através do ensaio de compressão de anéis
m_0	Fator de atrito local
m_s	Fator de atrito estático
m_s'	Fator de atrito estático no limite superior da região elástica
m_s''	Fator de atrito estático no limite inferior da região plástica
m_v	Fator de velocidade no atrito
m_x	Fator de deslocamento no atrito
n	Coefficiente de encruamento
P	carga de recalque no ensaio de compressão de anéis
p	Pressão normal
p_a	Pressão real no centro do contato
p_0	Pressão máxima em um contato Hertziano
p'	Pressão normal no limite de proporcionalidade elástico
p_m	Pressão normal média
p_{max}	Pressão normal máxima
p_o	Pressão normal de escoamento sob compressão
p_1	Pressão normal na situação I
q	Pressão normal específica
q'	Pressão normal específica no limite superior da região elástica
q''	Pressão normal específica no limite inferior da região plástica
r	Coefficiente de correlação linear
r^2	Coefficiente de determinação
R	Raio de um anel

5.6 - Medição das variações da espessura e do diâmetro interno dos anéis.....	200
5.7 - Modelagem das curvas de calibração do ensaio de compressão de anéis.....	202
5.8 - Resultados do fator de atrito obtidos pelo ensaio de compressão de anéis.....	209
5.8.1 - alumínio não submetido à anodização.....	209
5.8.2 - alumínio com anodização em eletrólito de ácido crômico.....	210
5.8.3 - alumínio com anodização em eletrólito de ácido sulfúrico.....	213
5.8.4 - alumínio com anodização dura em eletrólito de ácido sulfúrico.....	216
Referências bibliográficas.....	219
6. Resultados e discussão.....	221
6.1 - Modelo de regressão estatística dos resultados.....	221
6.1.1 - Análise da regressão estatística para a condição interfacial a seco.....	221
6.1.1.1 - Regressão estatística entre a espessura da camada de de anodização crômica e o fator de atrito determinado sob sob condição interfacial a seco.....	222
6.1.1.2 - Regressão estatística entre a espessura da camada de de anodização sulfúrica e o fator de atrito determinado sob condição interfacial a seco.....	224
6.1.1.3 - Regressão estatística entre a espessura da camada de de anodização dura e o fator de atrito determinado sob condição interfacial a seco.....	226
6.1.1.4 - Regressão estatística entre a espessura da camada anodizada e o fator de atrito determinado sob condição interfacial a a seco, considerando uma tendência geral.....	228
6.1.2 - Análise da regressão estatística para condição interfacial com lubrificação.....	230
6.1.2.1 - Regressão estatística entre a espessura da camada de anodização crômica e o fator de atrito determinado sob condição interfacial com lubrificação.....	230
6.1.2.2 - Regressão estatística entre a espessura da camada de anodização sulfúrica e o fator de atrito determinado sob condição interfacial com lubrificação.....	232
6.1.2.3 - Regressão estatística entre a espessura da camada de anodização dura e o fator de atrito determinado sob condição interfacial com lubrificação.....	234
6.1.2.4 - Regressão estatística entre a espessura da camada anodizada e o fator de atrito determinado sob condição interfacial a com lubrificação, considerando uma tendência geral.....	236
6.1.3 - Influência da rugosidade da camada anodizada sobre o fator de atrito	238
6.2 - Discussão dos resultados.....	239
Referências bibliográficas.....	243
7. Conclusões.....	245
8. Sugestões para trabalhos futuros.....	247

R_c	Raio externo do anel
R_i	Raio interno do anel
R_i'	Raio interno instantâneo durante a compressão de um anel
R_n	Raio neutro
S	Número de Sommerfeld
S_y	Limite de escoamento obtido por ensaio de tração uniaxial
S_m	Tensão média em um elemento adjacente
t	Valor do teste t para distribuição de Student
t_α	Valor crítico ao nível α para a distribuição de Student
T	Espessura de um anel
T'	Espessura instantânea durante a compressão de um anel
T_o	Espessura inicial de um anel
ΔT	Recalque ou redução de espessura de um anel
U	Velocidade de deslocamento relativo da ferramenta
u	deslocamento
u	velocidade de deslocamento
V	Volume total do material ensaiado
v_f	Velocidade de achatamento das asperezas
v_o	Velocidade de deslizamento
\dot{W}_i	Potência dissipada internamente com a deformação
\dot{W}_f	Potência dissipada internamente com a deformação
W_{ab}	Energia superficial de aderência
α	Constante relacionada com o critério de escoamento
β	Raio de curvatura da ponta das asperezas do modelo Greenwood-Williamson
β^*	Raio de curvatura da ponta das asperezas do modelo Whitehouse-Archard
β	Parâmetro de rigidez
δ	Cisalhamento plástico da superfície em relação ao material como um todo
ϵ	Deformação normal
$\dot{\epsilon}$	Taxa de deformação normal
$\bar{\epsilon}$	Taxa de deformação normal média
$\dot{\epsilon}_r$	Taxa de deformação normal radial
$\dot{\epsilon}_{\theta\theta}$	Taxa de deformação normal tangencial
$\dot{\epsilon}_{yy}$	Taxa de deformação normal axial
ϕ	Ângulo de um indentador cônico
γ	Deformação por cisalhamento
$\dot{\gamma}$	Taxa de deformação por cisalhamento
η	Viscosidade
φ	Ângulo de cisalhamento
λ	razão entre a espessura do filme lubrificante e a rugosidade média
μ	Coefficiente de atrito constante do modelo de Amontons-Coulomb
μ_a	Componente de aderência do coeficiente de atrito
μ_s	Componente de deformação plástica e sulcagem do coeficiente de atrito
μ_e	Componente de deformação e histerese elástica do coeficiente de atrito
μ_p	Componente de atrito devido a terceiros corpos retidos entre as superfícies
ν	Coefficiente de Poisson
θ	Ângulo de movimento iminente ou ângulo de atrito

σ	Desvio Padrão da distribuição de altura das asperezas (rugosidade r.m.s)
σ_n	Tensão normal
σ_n'	Tensão normal desviadora
σ_o	Tensão normal de escoamento
τ	Tensão de cisalhamento
τ_l	Tensão de cisalhamento do meio contaminante lubrificante
τ_m	Tensão de cisalhamento da junção metal-metal
τ_{max}	Tensão de cisalhamento máxima
τ_n	Tensão de nominal de atrito
τ_n'	Tensão de nominal de atrito no limite de proporcionalidade
τ_o	Constante de proporcionalidade na equação de escoamento por cisalhamento
τ_r	Resistência à ruptura das junções
τ_y	Limite de escoamento sob cisalhamento puro obtido pelo ensaio de torção
ψ	Índice ou fator de plasticidade

Aos meus pais Mário e Ilda.
À minha esposa Viviane.
Aos meus filhos Mário Henrique e Afonso.

LISTA DE FIGURAS

- Figura 2.1 Mecanismos básicos de atrito. (a) Aderência. (b) Sulcagem. (c) deformação. (d) Deformação e/ou fratura de óxidos. (e) Retenção de partículas de desgaste. Segundo Larsen-Basse..... 25
- Figura 2.2 Representação esquemática do mecanismo de atrito no qual está baseado o a teoria de atrito de Coulomb-Amontons para o atrito por deslizamento. As rugosidades superficiais são consideradas como tendo uma geometria de dentes de serra. Conforme desliza-se da posição A para B, realiza-se trabalho contra a força normal F_N , que então faz uma quantidade igual de trabalho quando a superfície move-se de B para C..... 30
- Figura 2.3 Determinação de um coeficiente de atrito estático constante, segundo a lei de Coulomb-Amontons. (a) Ângulo de movimento iminente (θ) num plano inclinado. (b) Relação entre o ângulo (θ) e as principais forças envolvidas..... 30
- Figura 2.4 Representação esquemática mostrando microestruturas típicas da superfícies e subsuperfícies presente em metais sujeitos ao atrito. As microestruturas não estão em escala..... 33
- Figura 2.5 Alterações superficiais que podem influenciar os mecanismos básicos do atrito por aderência Segundo Buckley.
 (a) Segregações de solutos ou impurezas na superfície.
 (b) Reconstruções das camadas superficiais por mudança de composição.
 (c) Absorção química de elementos do meio.
 (d) Formação de compostos por ação mecânica ou química..... 33
- Figura 2.6 Influência do oxigênio, e de um filme óxido, no coeficiente de atrito entre superfícies de ferro. Segundo Bowden e Tabor..... 35
- Figura 2.7 Carta de compatibilidade para algumas combinações de metais, obtida a partir dos diagramas de equilíbrio binários, indicando o grau de aderência, e conseqüentemente de atrito por aderência. Segundo Rabinowicz..... 36
- Figura 2.8 Variação do coeficiente de atrito com o percentual de característica de valência d nas ligações metálicas em alguns metais selecionados. Segundo Bucley.
 (a) contato entre superfícies com metais iguais e sob velocidade muito baixa.
 (b) metais deslizando sobre um monocristal de carboneto de silício..... 37
- Figura 2.9 Variação do coeficiente de aderência com a dureza..... 38

Figura 2.10 Principais grupos de mecanismos de aderência. Segundo Kinloch.....	38
Figura 2.11 Relação entre a força de atrito ($F_A = \tau_m \cdot A_R$) e a dureza dos materiais em contato. Segundo Bowden e Tabor.	
(a) Material metálico duro em contato com um material metálico mole (τ_m pequena e A_R grande).	
(b) Dois materiais metálicos duros de durezas comparáveis em contato um com o outro (τ_m grande e A_R pequena).	
(c) Dois materiais metálicos duros de durezas comparáveis separados por um filme fino de um material metálico mole depositado sobre uma das superfícies metálicas (τ_m e A_R pequenas). Esta situação corresponde à menor força de atrito, dentre estes três casos.....	41
Figura 2.12 Teoria do atrito por aderência com crescimento de junções.	
(a) Elemento na zona de contato entre duas asperezas sob carregar normal simples (direita) e círculo de Mohr correspondente.	
(b) Elemento na zona de contato quando um cisalhamento é aplicado na interface (direita) e o correspondente círculo de Mohr (esquerda). A tensão máxima, o raio do círculo, é igual a τ_{max} acima quando o material está em condições de escoamento plástico incipiente.....	43
Figura 2.13 Variação do coeficiente de atrito, μ , com a razão entre a resistência ao cisalhamento da interface e a tensão de escoamento sob cisalhamento puro do material, em função do parâmetro α , uma constante dependente do critério de escoamento. Segundo a teoria do crescimento de junções. Bowden e Tabor.....	46
Figura 2.14 Modelos de contato entre asperezas, nos quais ocorre deformação plástica pelo menos no material mais mole, provocando o surgimento de um valor finito do coeficiente de atrito. As zonas de cisalhamento mais severo estão tracejadas. Segundo Kuhlmann-Wilsdorf.....	49
Figura 2.15 Dependência do modo de deformação das asperezas em função do fator de plasticidade de Greenwood e Williamson, ψ , para superfícies de alumínio para diferentes acabamentos superficiais. Segundo Tabor.....	53
Figura 2.16 Modelagem da componente de atrito por deformação plástica, sulcagem, na qual uma aspereza cônica de semi-ângulo θ , indenta e desliza através de uma superfície de um material que está sendo deformado plasticamente.....	53

- Figura 2.17 Indentação de uma superfície rígida, perfeitamente elástica por uma cunha rígida rombuda. Segundo Johnson.
 (a) com aderência perfeita, uma capa de material adere às faces da cunha (área sombreada).
 (b) com aderência nula, a pressão de contato média, p_m , atua normal às faces da cunha, e o volume de material deformado é menor..... 54
- Figura 2.18 Modelo de Johnson para sulcagem, em regime permanente, de material rígido e perfeitamente elástico por uma cunha rígida com semi-ângulo, $\theta = 68^\circ$. Segundo
 (a) com aderência perfeita: $\tau = 0,73$, $\tau_{max} = 0,43.p$ e $\mu = 1,0$.
 (b) com aderência nula, $\tau = 0$ e $\mu = \cotg \theta = 0,40$. Onde δ representa o cisalhamento plástico da superfície em relação ao material como um todo..... 55
- Figura 2.19 Sulcagem por cunhas de diferentes semi-ângulos para vários níveis de aderência parcial. O termo de "sulcagem pura", μ_s , é dado pelo valor de F_A/F_N quando $\tau=0$; o termo de "aderência pura", μ_a , é dado por F_A/F_N quando $\theta = 90^\circ$. O coeficiente de atrito total, μ , é da dado aproximadamente por $\mu_s + \mu_a$. As linhas tracejadas são a parcela total de perda de energia dissipada na interface. Segundo Chalen e Oxley..... 56
- Figura 2.20 Modelos de Challen e Oxley da componente de atrito por deformação.
 (a) formação de onda (modelo de atrito com roçamento);
 (b) remoção da onda (modelo de atrito com desgaste);
 (c) formação de cavaco (modelo de atrito com microcorte)..... 58
- Figura 2.21 Modelo de Chalen e Oxley com resultados teóricos e experimentais da variação do coeficiente de atrito com o ângulo da aspereza dura (θ) e o valor da resistência do filme interfacial (f), indicando os respectivos modelos de deformação entre asperezas..... 60
- Figura 2.22 Mecanismo de atrito por deformação plástica e formação de onda. Segundo Cocks..... 60
- Figura 2.23 Mecanismo de atrito proposto por Feng.
 (a) enrugamento da área real de contato entre de picos de asperezas.
 (b) resistência à força tangencial na interface enrugada..... 61
- Figura 2.24 Efeito Moore em superfícies planas deslizando sob um aumento progressivo da carga, F_N . A superfície superior hachurada é dura e rígida, enquanto a superfície inferior é mole. As regiões E estão sob deformação elástica. Segundo Moore..... 64

Figura 2.25 Mecanismo de atrito com deformação plástica nas camadas subsuperficiais e enrugamento interfacial. Segundo Thomsen et alii.....	65
Figura 2.26 Os três regimes do atrito entre sólidos, conforme a variação do coeficiente de atrito com a pressão normal e a razão entre as áreas real e aparente de contato. Segundo Shaw et alii.....	67
Figura 2.27 Regimes de característicos do atrito sob pressões normais elevadas: mostrando três regimes de atrito I - escoamento plástico somente no contato entre asperezas (μ constante) II - escoamento plástico interno do material (μ variável) III - escoamento plástico interno do material ($\mu < 0,577$) (a) variação do coeficiente de atrito com a pressão normal (b) variação da tensão de atrito com a pressão normal.....	68
Figura 2.28 Modelos de atrito clássicos com coeficiente e/ou fator de atrito constante. (a) Lei de Coulomb-Amontons (coeficiente de atrito constante): $\tau = \mu \cdot p$ (b) Lei de Prandtl (fator de atrito constante): $\tau = m \cdot \tau_y$ (c) Modelo de Orowan $\tau = \mu \cdot p$ ($\mu \cdot p < \tau_y$); $\tau = \tau_y$, ($\mu \cdot p \geq \tau_y$).....	70
Figura 2.29 Relações entre a tensão de cisalhamento (τ), o coeficiente de atrito (μ) e fator de atrito (m) com variação da pressão normal. Segundo Schey.....	71
Figura 2.30 Limites críticos do fator de atrito estático e da pressão normal específica na transição dos regimes elástico e plástico segundo El-Nemr.....	76
Figura 2.31 Razão entre as áreas de contato real e aparente em função da pressão normal (p/S_y) e do fator de atrito, Wanheim, Bay e Petersen.	78
Figura 2.32 Tensão de atrito nominal (τ/τ_{max}) em função da pressão normal (p/S_y) e do fator de atrito (m), segundo Wanheim, Bay e Petersen.....	78
Figura 2.33 Esquemática dos mecanismos de atrito e dano por deformação das asperezas, segundo Avitzur.....	81
Figura 2.34 Modelagem do escoamento sob uma cunha mostrando o campo de velocidade no lubrificante, segundo o modelo de onda móvel de asperezas, segundo Avitzur. (a) esboço da situação de atrito. (b) modelagem dos campos de velocidade.....	83

Figura 2.35	Relação entre a força de atrito e a pressão normal, parametrizada em função do ângulo de cunha (m_0), segundo o modelo de Avitzur.....	84
Figura 2.36	Relação entre a força de atrito e a pressão normal, parametrizada em função do ângulo de cunha, segundo o modelo de Avitzur.....	84
Figura 2.37	Fator de atrito global versus número de Sommerfeld, em pressões elevadas, segundo o modelo de onda móvel proposto por Avitzur.....	86
Figura 2.38	Transição do comportamento de atrito do modelo 1 (saliência móvel) para o modelo 2 (lubrificação hidrodinâmica), segundo o modelo de onda móvel proposto por Avitzur.....	86
Figura 2.39	Equação de Petroff para o coeficiente de atrito de um tribossistema lubrificado.....	88
Figura 2.40	Caracterização do atrito e dos regimes de lubrificação em função do número de Sommerfeld (Curva de Stribeck).....	88
Figura 2.41	Esquematização dos mecanismos ou configurações de filme lubrificante. (a) configuração de cunha ou mecanismos de arraste. (b) configuração de confinamento ou mecanismos de retenção.....	93
Figura 2.42	Configurações microscópicas e macroscópicas dos bolsões de lubrificantes na interface peça-ferramenta num processo de estampagem profunda.....	94
Figura 2.43	Modelagem macroscópica de uma configuração de confinamento ou retenção do lubrificante através do ensaio de Rastegaev.....	94
Figura 2.44	Características e parâmetros básicos relevantes em um ensaio tribológico de laboratório, segundo Czichos.....	96
Figura 2.45	Características de um contato tribológico entre dois corpos sólidos, sem deformação volumétrica em nenhum deles, segundo Czichos....	97
Figura 2.46	Esquema de alguns conceitos bastante comuns na medição do atrito, segundo Budinski: (a) ensaio de medição do atrito em configuração de plano inclinado (b) ensaio de medição do atrito em configuração de “cabresto” (c) ensaio de medição do atrito em configuração de “trenó”.....	99
Figura 2.47	Configurações comuns de alguns ensaios tribológicos (a) anel sobre anel (ou discos) rolantes. (b) anel sobre anel (ou discos) deslizantes. (c) pino sobre anel.	

	(d) bloco sobre anel	
	(e) bloco sobre anel	
	(f) pino sobre placa.....	100
Figura 2.48	Opções de configuração dos corpos de prova para medição do atrito.....	101
Figura 2.49	Medição do atrito via ensaio de bloco sobre anel (ASTM G 77-91). (a) configuração do dispositivo de ensaio. (b) esquema do sistema de medição do atrito.....	102
Figura 2.50	Ensaio tribológicos de medição do atrito e/ou desgaste, sob pressão normal baixa e ausência de deformação plástica volumétrica. (a) ensaio de pino sobre disco. (b) ensaio de anel sobre anel deslizantes. (c) ensaio de anel sobre anel rolante.....	103
Figura 3.1	Ensaio de compressão de anéis e a localização do raio neutro. (a) dimensões geométricas importantes do corpo de prova. (b) situação de expansão do furo do anel para atrito reduzido ($R_n < R_i$). (c) situação de contração do furo do anel para atrito elevado ($R_n > R_i$).....	123
Figura 4.1	Diagrama de Pourbaix mostrando a relação potencial-pH para o alumínio a 25 °C.....	150
Figura 4.2	Modelo microestrutural de uma camada anodizada com estrutura celular porosa, formada em um eletrólito com 4 % de ácido fosfórico a 120 °C, mostrando as dimensões do poro, célula, parede celular, espessura e raio de curvatura da camada de barreira escalopada. Segundo Keller, Hunter e Robinson	155
Figura 4.3	Morfologia esquematizada da estrutura celular porosa de uma camada anodizada, formada em um eletrólito com 4 % de ácido fosfórico a 120 °C, para quatro níveis diferentes de voltagem. Segundo Keller, Hunter e Robinson	156
Figura 4.4	Processos básicos envolvidos no crescimento da camada anodizada porosa, segundo Parkhutik e Shershulsky. (a) dissolução do óxido de barreira por um mecanismo ativado pelo campo elétrico e auxiliado pelos prótons. (b) movimento dos ânions de oxigênio e dos cátions através da zona de óxido de barreira (c) crescimento do óxido nas interfaces interna e externa do óxido como resultado da movimentação das espécies iônicas.....	158

Figura 4.5	Diagramas esquemáticos da cinética de crescimento de uma camada óxida porosa sobre o alumínio, segundo Parkhutik e Shershulsky.....	159
Figura 4.6	Fenômeno de recuperação da corrente em função da variação da voltagem durante a anodização.....	160
Figura 4.7	Modelo de mudança microestrutural de uma camada anodizada celular porosa durante o período de recuperação da corrente, em uma variação da voltagem de anodização. Segundo Takahashi et alii.....	162
Figura 4.8	Ilustração esquematizada do crescimento não uniforme do filme óxido e distribuição de corrente durante a formação da camada anodizada, segundo Thompson e Wood.....	163
Figura 4.9	Cortes esquemáticos mostrando o poro, adjacências da unidade celular e os limites de incorporação de ânions nas camadas anodizadas dos principais eletrólitos ácidos usados na anodização do alumínio.....	166
Figura 4.10	Ilustração esquematizada do efeito da dissolução química na estrutura da parede dos poros e material adjacente da unidade celular.....	168
Figura 4.11	Espessuras da camada anodizada sobre diferentes ligas de alumínio, anodizadas em um eletrólito de 15 % de H ₂ SO ₄ sob 1,2 A/dm ² e tempos de 0 a 120 minutos; linhas cheias para 20 °C e linhas tracejadas para 25 °C.....	173
Figura 4.12	Influência do cobre e do magnésio na microestrutura da camada anodizada de ligas de alumínio.....	176
Figura 5.1	Seção transversal de camadas anodizadas em alumínio 1050-O. (a) anodização convencional, eletrólito de ácido sulfúrico, 30 minutos. (b) anodização dura em eletrólito de ácido sulfúrico, em 30 minutos.....	192
Figura 5.2	Microanálise da composição química, via Espectrometria de dispersão de energia de raios X (EDS), de uma amostra de alumínio ABNT 1050-O submetido a anodização dura (a) camada anodizada; (c) inclusão dentro da camada anodizada.....	193
Figura 5.3	Perfis de rugosidade e valor do desvio médio aritmético (R _A). (a) placa do ferramental de compressão de anéis (R _A = 0,21 μm) (b) anel de alumínio não anodizado (R _A = 0,40 μm) (c) anel de alumínio, anodização crômica, 30 minutos (R _A = 0,36 μm).....	194

Figura 5.4	Dispositivo de compressão de anéis (a) dispositivo (b)esquemática.....	196
Figura 5.5	Prensa hidráulica para forjamento e estampagem, Laboratório de Processos de Fabricação do Departamento de Engenharia Mecânica da EPUSP.....	197
Figura 5.6	Máquina de medição de coordenadas do Laboratório de Metrologia do Departamento de Engenharia Mecânica da EPUSP. (a) vista da máquina, (b) registro de medição pelo programa Geopak.....	201
Figura 5.7	Fluxograma simplificado do procedimento de geração das curvas de calibração para o ensaio de compressão de anéis.....	206
Figura 5.8	Curvas de calibração para o ensaio de compressão de anéis, para proporções geométricas $D_e:D_i:T = 6:3:1$	207
Figura 5.9	Curvas de calibração para o ensaio de compressão de anéis, para proporções geométricas $D_e:D_i:T = 6:3:2$	208
Figura 6.1	Variação do fator de atrito em função da espessura da camada de anodização crômica, na compressão de anéis de alumínio ABNT 1050-O, sob condição interfacial a seco, com intervalos de 95 % para os resultados experimentais (intervalo interno) e para os valores preditos pela análise de regressão linear simples (intervalo externo).....	223
Figura 6.2	Variação do fator de atrito em função da espessura da camada de anodização sulfúrica, na compressão de anéis de alumínio ABNT 1050-O, sob condição interfacial a seco, com intervalos de 95 % para os resultados experimentais (intervalo interno) e para os valores preditos pela análise de regressão linear simples (intervalo externo).....	225
Figura 6.3	Variação do fator de atrito em função da espessura da camada de anodização dura, na compressão de anéis de alumínio ABNT 1050-O, sob condição interfacial a seco, com intervalos de 95 % para os resultados experimentais (intervalo interno) e para os valores preditos pela análise de regressão linear simples (intervalo externo).....	227
Figura 6.4	Variação do fator de atrito em função das espessuras das camadas anodizadas, reunindo os processos de anodização estudados, na compressão de anéis de alumínio ABNT 1050-O, sob condição interfacial a seco, com intervalos de 95 % para os resultados experimentais (intervalo interno) e para os valores preditos pela	

	análise de regressão linear simples (intervalo externo).....	229
Figura 6.5	Variação do fator de atrito em função da espessura da camada de anodização crômica, na compressão de anéis de alumínio ABNT 1050-O, sob condição sob lubrificação, com intervalos de 95 % para os resultados experimentais (intervalo interno) e para os valores preditos pela análise de regressão linear simples (intervalo externo).....	231
Figura 6.6	Variação do fator de atrito em função da espessura da camada de anodização sulfúrica, na compressão de anéis de alumínio ABNT 1050-O, sob condição sob lubrificação, com intervalos de 95 % para os resultados experimentais (intervalo interno) e para os valores preditos pela análise de regressão linear simples (intervalo externo).....	233
Figura 6.7	Variação do fator de atrito em função da espessura da camada de anodização dura, na compressão de anéis de alumínio ABNT 1050-O, sob condição sob lubrificação, com intervalos de 95 % para os resultados experimentais (intervalo interno) e para os valores preditos pela análise de regressão linear simples (intervalo externo).....	235
Figura 6.8	Variação do fator de atrito em função das espessuras das camadas anodizadas, reunindo os processos de anodização estudados, na compressão de anéis de alumínio ABNT 1050-O, na condição sob lubrificação, com intervalos de 95 % para os resultados experimentais (intervalo interno) e para os valores preditos pela análise de regressão linear simples (intervalo externo).....	237
Figura 6.9	Modelos de regressão linear entre o fator de atrito e a espessura da camada de anodização crômica para as condições interfaciais: a seco e sob lubrificação.....	240
Figura 6.10	Modelos de regressão linear entre o fator de atrito e a espessura da camada de anodização sulfúrica para as condições interfaciais: a seco e sob lubrificação.....	241
Figura 6.11	Modelos de regressão linear entre o fator de atrito e a espessura da camada de anodização dura para as condições interfaciais: a seco e sob lubrificação.....	241
Figura 6.12	Modelos de regressão linear entre o fator de atrito e a espessura da camada anodizada, reunindo os dados dos processos de anodização crômica, sulfúrica e dura para as condições interfaciais: a seco e sob lubrificação.....	242

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1	Espessuras dos diferentes filmes óxidos produzidos no alumínio.....	151
Tabela 4.2	Possibilidades de modificação da camada anodizada.....	170
Tabela 4.3	Processos de anodização convencionais.....	178
Tabela 4.4	Processos e condições operacionais de anodização dura.....	180
Tabela 5.1	Especificações internacionais do material estudado.....	188
Tabela 5.2	Composição química do material estudado.....	188
Tabela 5.3	Propriedades mecânicas do material estudado no estado recozido...	188
Tabela 5.4	Tratamento térmico e dimensões dos corpos de prova.....	188
Tabela 5.5	Seqüência de operações da preparação superficial pré anodização...	189
Tabela 5.6	Condições operacionais do processo de anodização crômica.....	189
Tabela 5.7	Condições operacionais do processo de anodização sulfúrica.....	190
Tabela 5.8	Condições operacionais do processo de anodização dura.....	190
Tabela 5.9	Espessuras e rugosidades das camadas anodizadas.....	194
Tabela 5.10	Planilha de planejamento dos experimentos.....	199
Tabela 5.11	Fator de atrito para alumínio não anodizado, interface a seco.....	209
Tabela 5.12	Fator de atrito para alumínio não anodizado, interface lubrificada....	209
Tabela 5.13	Fator de atrito para anodização crômica, 15 minutos, a seco.....	210
Tabela 5.14	Fator de atrito para anodização crômica, 15 minutos, lubrificada....	210
Tabela 5.15	Fator de atrito para anodização crômica, 30 minutos, a seco.....	211
Tabela 5.16	Fator de atrito para anodização crômica, 30 minutos, lubrificada....	211
Tabela 5.17	Fator de atrito para anodização crômica, 45 minutos, a seco.....	212
Tabela 5.18	Fator de atrito para anodização crômica, 45 minutos, lubrificada....	212
Tabela 5.19	Fator de atrito para anodização sulfúrica, 15 minutos, a seco.....	213
Tabela 5.20	Fator de atrito para anodização sulfúrica, 15 minutos, lubrificada....	213
Tabela 5.21	Fator de atrito para anodização sulfúrica, 30 minutos, a seco.....	214
Tabela 5.22	Fator de atrito para anodização sulfúrica, 30 minutos, lubrificada....	214
Tabela 5.23	Fator de atrito para anodização sulfúrica, 45 minutos, a seco.....	215
Tabela 5.24	Fator de atrito para anodização sulfúrica, 45 minutos, lubrificada....	215
Tabela 5.25	Fator de atrito para anodização dura, 15 minutos, a seco.....	216
Tabela 5.26	Fator de atrito para anodização dura, 15 minutos, lubrificada.....	216
Tabela 5.27	Fator de atrito para anodização dura, 30 minutos, a seco.....	217
Tabela 5.28	Fator de atrito para anodização dura, 30 minutos lubrificada.....	217
Tabela 5.29	Fator de atrito para anodização dura, 45 minutos, a seco.....	218
Tabela 5.30	Fator de atrito para anodização dura, 45 minutos lubrificada.....	218

Tabela 6.1	Análise de variância entre a espessura da camada de anodização crômica e o fator de atrito na condição interfacial a seco.....	222
Tabela 6.2	Análise de regressão linear entre a espessura da camada de anodização crômica (variável explanatória) e o fator de atrito (variável dependente). Interface a seco.....	222
Tabela 6.3	Análise de variância entre a espessura da camada de anodização sulfúrica e o fator de atrito na condição interfacial a seco.....	224
Tabela 6.4	Análise de regressão linear entre a espessura da camada de anodização sulfúrica (variável explanatória) e o fator de atrito (variável dependente). Interface a seco.....	224
Tabela 6.5	Análise de variância entre a espessura da camada de anodização dura e o fator de atrito na condição interfacial a seco.....	226
Tabela 6.6	Análise de regressão linear entre a espessura da camada de anodização dura (variável explanatória) e o fator de atrito (variável dependente). Interface a seco.....	226
Tabela 6.7	Análise de variância entre as espessuras das camadas anodizadas e o fator de atrito determinado na condição interfacial a seco.....	228
Tabela 6.8	Análise de regressão linear entre as espessuras das camadas de anodização estudadas (variável explanatória) e o fator de atrito (variável dependente). Interface a seco.....	228
Tabela 6.9	Análise de variância entre a espessura da camada de anodização crômica e o fator de atrito na condição interfacial sob lubrificação.....	230
Tabela 6.10	Análise de regressão linear entre a espessura da camada de anodização crômica (variável explanatória) e o fator de atrito (variável dependente). Interface sob lubrificação.....	230
Tabela 6.11	Análise de variância entre a espessura da camada de anodização crômica e o fator de atrito na condição interfacial a seco.....	232
Tabela 6.12	Análise de regressão linear entre a espessura da camada de anodização sulfúrica (variável explanatória) e o fator de atrito (variável dependente). Interface sob lubrificação.....	232
Tabela 6.13	Análise de variância entre a espessura da camada de anodização dura e o fator de atrito na condição interfacial sob lubrificação.....	234
Tabela 6.14	Análise de regressão linear entre a espessura da camada de anodização dura (variável explanatória) e o fator de atrito (variável dependente). Interface sob lubrificação.....	234

Tabela 6.15	Análise de variância entre as espessuras das camadas anodizadas e o fator de atrito determinado na condição interfacial sob lubrificação.....	236
Tabela 6.16	Análise de regressão linear entre as espessuras das camadas de anodização estudadas (variável explanatória) e o fator de atrito (variável dependente). Interface sob lubrificação.....	236

RESUMO

Estuda-se a influência da espessura da camada anodizada, na condição não selada, sobre o atrito no recalque de anéis de alumínio AA 1050-O. Os ensaios seguiram um planejamento experimental, para as condições de interface: a seco e lubrificado; geometrias de anel (6:3:1) e (6:3:2); e dois níveis de recalque. São investigados os tratamentos de anodização sulfúrica comum, anodização sulfúrica dura e anodização crômica; com tempos de 15, 30 e 45 minutos. Procede-se uma modelagem pelo método do limite superior que permite a obtenção do fator de atrito para cada condição. A partir destes dados, é formulada uma modelagem quantitativa do efeito da espessura da camada anodizada no comportamento de atrito do alumínio sob deformação plástica volumétrica.

ABSTRACT

The influence of unsealed anodic oxidation layers on friction during aluminum parts undergoing bulk deformation ring upsetting tests was investigated. The experimental development included room temperature tests with dry and lubricated interface conditions, (6:3:1) and (6:3:2) rings' geometry and two upsetting levels. The aluminum specimens' treatments were: sulfuric anodizing, hard anodizing and chromic anodizing; for 15, 30 and 45 minutes. Calibration curves modeled by an Upper Bound Method are used to analyze the anodized layer thickness influences on the shear friction factor of aluminum parts bulk plastic forming.

1 INTRODUÇÃO

1.1 Colocação do problema

As propriedades de superfícies em contato podem ser melhoradas significativamente através do seu revestimento. Estes revestimentos podem ser feitos com um material mole ou com um material duro conforme sua aplicação prática. Os revestimentos moles apresentam baixa resistência ao cisalhamento, em geral proporcionando um menor atrito. Os revestimentos duros, por sua vez, asseguram um desgaste menor e são geralmente capazes de suportar cargas, velocidades e temperaturas maiores por longos períodos sem qualquer deterioração do seu desempenho. Em muitos casos a superposição de uma camada de lubrificante garante, ainda, um atrito menor e uma maior proteção durante o funcionamento, prolongando assim a vida da peça.

Bresciani F^{α(1)} destaca a classificação dos sistemas de superfícies proposta por Rabinowicz⁽²⁾, considerando os revestimentos sólidos como um terceiro elemento entre as superfícies sob contato, na forma de contaminantes. Nesta classificação são exemplificadas as seguintes possibilidades para um sistema de superfícies:

- substrato metálico duro (*superfície seca, ou seja, sem lubrificante fluido*).
- substrato metálico duro + revestimento de compostos (*superfície seca*).
- substrato metálico duro + lubrificante fluido
- substrato metálico duro + revestimento de compostos + lubrificante fluido.
- substrato metálico duro + revestimento metálico mole (*superfície seca*).
- substrato metálico duro + revestimento metálico mole + lubrificante fluido.
- substrato metálico duro + revestimento metálico mole + revestimentos de compostos (*superfície seca*).
- substrato metálico mole + revestimento metálico mole + revestimento de compostos + lubrificante fluido.

Esta classificação torna-se importante, ao proporcionar uma sistematização das variáveis presentes no estudo tribológico dos revestimentos sólidos, e decorre da necessidade de facilitar a simulação das solicitações devidas ao atrito em processos de conformação, onde a ferramenta pode ser representada pela superfície de um material duro, rígido, resistente e indeformável elástica ou plasticamente, enquanto a peça de trabalho é representada pela superfície de um material mole e dúctil, suficientemente plástico, para ser conformado durante o processo de movimento relativo. Peça e/ou ferramenta podem ainda estarem revestidas com um material mais mole ou mais duro que o metal substrato, neste último caso: compostos surgidos por conversão ou deposição superficial, acompanhados ou não por um lubrificante, dependendo das condições de processamento.

Nos processos de conformação, a redução do atrito através de revestimentos e/ou lubrificação é benéfica por reduzir as forças de conformação e as tensões no ferramental e promover uma deformação mais homogênea durante o processo. Em alguns processos, tais como na laminação e na conformação de chapas, o atrito é inclusive, necessário para auxiliar no controle da deformação do material; neste caso, o comportamento tribológico deve ser especificado cuidadosamente para ter-se atrito em níveis adequados. Um controle cuidadoso da lubrificação é também essencial na obtenção de peças de melhor qualidade, pois filmes lubrificantes muito espessos, não obstante reduzirem o desgaste do ferramental, podem aumentar a rugosidade da superfície da peça devido a uma deformação plástica não restringida, enquanto uma lubrificação menos efetiva pode gerar defeitos superficiais associados ao contato metal-metal.

Revestimentos sólidos com metais moles, polímeros ou conversões da superfície, tais como a fosfatização ou a oxidação, são muitas vezes aplicados às superfícies visando uma proteção à corrosão e/ou ao desgaste. Frequentemente ao se garantir uma boa aderência do filme ao substrato, com uma deformação adequada deles em conjunto, chega-se a uma melhora no comportamento de atrito, embora não fosse esse o primeiro objetivo.

Vem sendo atribuída uma importância cada vez maior ao estudo dos revestimentos sólidos dentro da tribologia, dentre as razões apontadas para este crescente interesse, podem ser citadas as seguintes⁽¹⁾:

- *razão de natureza básica* - busca a compreensão do comportamento tribológico dos revestimentos, e em particular da variação do coeficiente de atrito ou do fator de atrito com as mudanças da espessura do filme de revestimento e da carga normal aplicada nas superfícies, diante das teorias de atrito propostas;
- *razão de natureza aplicada* - busca de um sistema de lubrificação para resistir às condições de solicitações extremas que podem ocorrer em diferentes situações práticas (por exemplo: conformação de peças sob pressões elevadas, e também em alguns casos, altas temperaturas; atuação de elementos de sistemas mecânicos submetidos a cargas elevadas, ou ambientes de alta temperatura ou de vácuo).

A estas duas razões pode-se ainda acrescentar uma terceira:

- *razão de natureza econômica* - estudos feitos pelo Departamento de Energia do governo dos EUA⁽³⁾, constataram que as perdas de energia na indústria americana de conformação de metais, causadas pelo atrito, chegavam a $2,13 \cdot 10^4$ TJ por ano, cerca de 100 milhões de dolares, das quais $1,9 \cdot 10^3$ TJ por ano, ou seja 9 %, poderia ser poupado através de tratamentos de superficiais, incluindo aqui os de revestimentos. Este mesmo estudo, estima também as perdas de energia devidas ao desgaste, nas indústrias de conformação de metais dos EUA, em $8,13 \cdot 10^3$ TJ por ano, sendo que os tratamentos superficiais poderiam poupar $5,81 \cdot 10^3$ TJ por ano, ou seja um ganho de 71 %.

O interesse pela tribologia aplicada aos processos de conformação mecânica, no qual insere-se este trabalho, não é novo dentro do Departamento de Engenharia Mecânica da EPUSP, conjugado com pesquisas realizadas em outras instituições⁽⁴⁾, vem se materializando em uma série de trabalhos, os quais enfocam o atrito não como uma propriedade intrínseca do material, mas sim como uma propriedade dependente do sistema de superfícies em contato, envolvendo os seguintes fatores de influência⁽⁵⁾:

- natureza dos sólidos em contato, ou seja:
 - *constituição do material: composição e microestrutura.*
 - *propriedades do material: resistência mecânica e à corrosão.*
- condições de solitação nas superfícies
 - *pressão, velocidade e temperatura.*
- natureza geométrica das superfícies
 - *microtopografia.*
- reações nas superfícies
 - *reações químicas e de adsorção gerando camadas de produtos das reações.*
- presença de filmes lubrificantes
 - *gases, líquidos e sólidos.*

A análise dos fatores acima, caracterizando o que se denomina de tribossistema, aplicada nos processos de conformação mecânica, está presente em várias dissertações de mestrado e teses de livre docência e de doutoramento, realizadas no Departamento de Engenharia Mecânica da EPUSP, dentre as quais podemos destacar as seguintes:

- BRESCIANI F² - Conformação plástica de chapas de aço galvanizado, tese de livre docência, 1980⁽⁶⁾.
- DELJAICOV - Influência do atrito na força de extrusão a frio de uma liga de alumínio, dissertação de mestrado, 1982⁽⁷⁾
- STIPKOVIC - Contribuição ao estudo da trefilação hidrodinâmica, tese de doutoramento, 1989⁽⁸⁾
- ZUCHINI - Influência da camada de fosfato na extrusão a frio de aço, dissertação de mestrado, 1992⁽⁹⁾.
- NERY - Atrito no estiramento de chapa de aço com revestimento metálico, tese de doutoramento, 1994⁽¹⁰⁾.

Esta tese ao estudar a influência da camada anodizada sobre o comportamento de atrito do alumínio sob conformação plástica, como pode ser observado, integra-se a uma linha temática de pesquisa que já há algum tempo vem sendo desenvolvida, a qual pretende-se somar mais uma contribuição, bem como colabora na formação de pessoal especializado em uma área de conhecimento interdisciplinar, a tribologia, cuja sistematização ainda está desenvolvendo⁽¹¹⁻¹²⁾.

1.2 A importância do estudo dos revestimentos óxidos

Desde os primórdios da década de 50 muita atenção tem sido dada ao efeito de camada de óxidos sobre o atrito entre superfícies em movimento relativo. O atrito reduzido, bem como o desgaste moderado, de algumas superfícies metálicas não lubrificadas, foi atribuído à presença de filmes óxidos que evitavam a formação de microjunções entre as superfícies metálicas⁽¹³⁻¹⁶⁾. Batchelar et alii⁽¹⁷⁾ estudando superfícies metálicas sob deslizamento a seco, destaca os trabalhos de Quinn et alii⁽¹⁸⁻²⁰⁾ propondo modelos analíticos para a influência da camada de óxidos no comportamento tribológico dos metais e os trabalhos de Wilson et alii⁽²¹⁻²²⁾ mostrando que os filmes óxidos sobre metais evitavam o contato metal-metal sob baixas pressões. Bowden e Tabor⁽²³⁾ estabeleceram que estes filmes óxidos protegiam a superfície do metal contra a transferência, porém eles seriam rompidos durante o processo de deslizamento. Kragelskii⁽²⁴⁾ indica que a presença de filmes óxidos finos poderia diminuir o coeficiente de atrito mediante uma simples separação física das duas superfícies metálicas e evitar a ocorrência de adesão, enquanto que a presença de filmes mais espessos poderia tanto aumentar quanto diminuir o coeficiente de atrito; este comportamento foi atribuído às diferenças de propriedades entre os vários óxidos dos metais. Seguindo argumentos semelhantes, Tingle⁽²⁵⁾ indica que os revestimentos óxidos sob condição interfacial a seco, garantiriam um atrito menor que aquele existente na ausência de tais filmes e que uma fina camada de óxido próxima da superfície era mais efetiva do que revestimentos com camadas bem mais espessas.

O efeito da formação de filmes óxidos protetores no processo de contato entre superfícies metálicas foi estudado inicialmente através de medições da resistência de

contato elétrico^(21-22,26); para estes autores uma maior resistência de contato era assumida como indicação de cisalhamento dentro da camada de óxido, o que resultava num menor atrito.

Rabinowicz⁽¹⁶⁾ propôs que para um óxido ter um comportamento significativo em termos de atrito, ele não deveria ser muito mais duro que o metal de base e estar próximo de uma espessura crítica da ordem de 10 nm. Nesta mesma linha de pesquisa, Whitehead⁽¹³⁾ sugeriu que para chegar-se a uma situação de baixo atrito, os filmes superficiais deveriam resistir à penetração, e ao mesmo tempo, também ser facilmente cisalháveis.

Bresciani F^o ⁽¹⁾ em recente revisão sobre os estudos da relação entre as propriedades da película do óxido e as do substrato e sua influência no atrito, disponíveis na literatura, destaca as seguintes observações:

- se o óxido é duro e frágil e o metal do substrato mole e dúctil, a película de óxido rompe-se com facilidade, ocorrendo contato metálico sob ação de cargas normais pequenas (*caso típico do estanho e menos característico no chumbo e no alumínio*).
- se o óxido têm propriedades mecânicas semelhantes às do metal do substrato, a camada óxida deforma-se em conjunto com o substrato metálico, mantendo-se na interface, mesmo sob níveis elevados de carga (*caso típico do cobre e dos aços*).

Além disto, também é importante observar:

- os coeficientes de atrito entre superfícies recobertas com óxidos podem ser maiores ou menores do que entre superfícies isentas de óxidos.
- os níveis de menor resistência elétrica na condição de cargas elevadas, no caso de alguns metais oxidados, indicam a ocorrência de uma ruptura parcial do revestimento óxido com a deformação plástica das superfícies.
- nem sempre a ruptura da película de óxido provoca uma acentuada elevação do coeficiente de atrito. Para cargas reduzidas, muitos metais apresentam a característica de reconstitui-la, rápida e naturalmente, ao contato com o ar, evitando o conseqüente aumento da aderência entre as superfícies em contato.

Além das propriedades mecânicas do óxido e do substrato, são também fatores de influência sobre o atrito: a rugosidade das superfícies e a espessura da película de óxido.

Estas considerações aplicam-se aos casos de contato entre superfícies com substratos metálicos iguais a seco; no caso de contato entre dois metais não similares, o comportamento tribológico terá aspectos complicadores adicionais, decorrentes da transferência de metal de uma superfície para a outra, e da formação de camadas de óxido de características diferentes nas superfícies de cada um dos metais.

De toda estas observações fica a idéia de que um regime de atrito reduzido resultaria da habilidade do metal base ser deformado plasticamente sem a ocorrência de interrupção do revestimento óxido, acima de uma espessura crítica, evitando-se assim o contato metal-metal.

1.2.1 Estudos da camada de óxido sob lubrificação

O comportamento tribológico de superfícies metálicas revestidas com uma camada óxida sob condições lubrificadas, ao contrário da condição a seco, recebeu relativamente, uma atenção bem mais modesta na literatura técnica. A maioria destes trabalhos concentram em filmes óxidos servindo como substrato para lubrificantes e/ou surgindo durante lubrificação limitrofe.

O termo "lubrificação limitrofe" foi introduzido, a mais de setenta anos atrás, por Hardy⁽²⁷⁾ que postulava que quando superfícies metálicas em movimento relativo eram separadas por um filme lubrificante muito fino, o atrito era reduzido devido interações físico-químicas entre as superfícies deslizantes e o filme lubrificante. Conseqüentemente, as primeiras pesquisas nesta área foram focadas basicamente em variáveis tais como estrutura molecular do lubrificante, condições do meio, e a adsorção física e química que governava a adsorção de lubrificante pela superfície. Uma revisão sobre estes fatores pode ser vista em Campbell⁽²⁸⁾.

Bowden e Young⁽²⁹⁾ observaram que a lubrificação de superfícies limpas com ácidos glaxos de cadeia longa não resultava num atrito baixo típico das superfícies sobre lubrificação limitrofe, conseguido, entretanto, na presença de oxigênio e vapor d'água.

Eles interpretaram que um filme saponáceo fortemente aderido, com espessura de algumas moléculas, formava-se devido a uma reação química complexa entre as moléculas dos ácidos glaxos e uma fina camada de óxidos superficiais. Tingle⁽³⁰⁾ oferece interpretações semelhantes para superfícies metálicas sob lubrificação limitrofe com ácido glaxos em solução. Moore e Tegar⁽³¹⁾ escrevem que em ensaios sob lubrificação, para uma dada carga, o grau de contato plástico íntimo teria sido maior para as ligas mais moles em relação às mais duras; sendo sugerido que o aumento ou a redução do coeficiente de atrito com a dureza da subsuperfície era devido à interrupção da camada óxida por incompatibilidade de deformações, como já tinha sido proposto por Whitehead⁽¹³⁾ e Wilson⁽²¹⁻²²⁾ para deslizamento a seco. Hirst e Lancaster⁽³²⁾ com diferentes metais e lubrificantes mostraram que a taxa de oxidação possuía uma influência marcante na eficácia dos filmes óxidos em reduzir o atrito e o desgaste. Observou-se que camadas óxidas formadas lentamente à temperatura ambiente atingiam coeficientes de atrito menores do que os óxidos formados em temperaturas mais elevadas.

A significância do oxigênio dissolvido em deslizamentos lubrificados foi estudada por numerosos pesquisadores. Alguns estudos mostraram um atrito reduzido quando as interfaces ficavam completamente cobertas por uma mistura de óxidos e fragmentos metálicos oxidados⁽³³⁻³⁵⁾. Begelinger e deGee⁽³⁶⁾ observaram uma redução drástica no atrito e desgaste ocorrendo quando a concentração de oxigênio no lubrificante era aumentada. Eles postularam que a oxidação do contato das asperezas evitaria a formação de contatos metal-metal, mesmo onde a camada de lubrificante era penetrada pelas irregularidades superficiais. Similarmente, um outro estudo sobre lubrificação limitrofe feito por Nakayama e Okamoto⁽³⁷⁾ mostrou a existência de um valor ótimo para o teor de oxigênio no lubrificante, quando este valor era excedido surgia uma transição para um regime de maior desgaste e atrito, aparentemente devido à ruptura de um filme óxido mais espesso.

Em todos estes trabalhos anteriores, o atrito entre superfícies revestidas com uma camada de óxido, em deslizamento lubrificado, é explicado com base em um modelo convencional de lubrificação limitrofe, postulando-se que o atrito é reduzido devido à baixa resistência ao cisalhamento interfacial das junções das asperezas cobertas com óxido. Esta modelagem do atrito não leva em conta parâmetros importantes, tais como a

espessura do filme de óxido e do substrato metálico, já estabelecidos como importantes⁽³⁸⁻⁴⁰⁾. Estes estudos indicam que o mecanismo de atrito predominante poderia ser minimizado caso a deformação plástica na interface deslizante pudesse ser reduzida, atribuindo aos revestimentos óxidos uma redução do atrito, devida também a uma menor plasticidade na superfície e não apenas pela diminuição da aderência.

1.2.2 Revestimentos óxidos formados sobre o alumínio.

Os óxidos têm certamente características e propriedades diferentes, o que dificulta um enfoque sistêmico mais geral sobre eles. Dentre os sistemas metal-óxido, um dos mais significativamente diferente em muitos aspectos é o dos óxidos que surgem sobre o alumínio e suas ligas.

Quando uma superfície recém formada de alumínio é exposta à atmosfera, cobre-se imediatamente com um filme óxido, que reconstitui-se rapidamente quando danificado. Uma característica importante e benéfica deste filme óxido é que seu volume molecular é 1,5 vezes maior que o do alumínio, a chamada razão de Pilling-Bedworth⁽⁴¹⁾, o que gera um estado de compressão e faz com que o metal não tenha um revestimento contínuo, o qual, entretanto, pode suportar uma certa quantidade de deformação junto do substrato sem ruptura ou perda da aderência.

São bastante variadas as descrições da estrutura de filmes óxido formados sobre uma superfície de alumínio ao ar sob temperatura ambiente⁽⁴²⁻⁵²⁾, a descrição mais comum é a de uma estrutura amorfa, com uma camada mais externa constituída de óxido de alumínio hidratado. Em temperaturas mais elevadas, acima de 450 °C, surge um óxido de alumínio cristalino ($\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\gamma$), numa formação epitaxial na interface metal-óxido direcionada para dentro do metal substrato⁽⁵⁰⁾; já as superfícies das peças produzidas por fundição costumam ser revestida por óxidos do tipo $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\alpha$. Exposições subsequentes destas superfícies a temperaturas elevadas, tais como as dos tratamentos térmicos de solubilização feito nas peças de alumínio antes de serem conformadas, aumentam a espessura e modificam a estrutura da camada de revestimento óxido.

As cinéticas de crescimento da camada óxida sobre o alumínio puro são complexas. O mecanismo mais aceito é o descrito por Wefers⁽⁴²⁾. À temperatura

ambiente a espessura da camada oxidada chega a um limite da ordem de 2 a 3 nm no período de um dia. A oxidação térmica do alumínio é controlada pela difusão dos íons de alumínio e de oxigênio até temperaturas próximas de 400 °C, sendo observadas taxas assintoticamente decrescentes, nesta faixa de temperatura. Acima de 450 °C, as taxas de oxidação passam para uma relação linear entre o ganho de massa e o tempo, indicando uma mudança no mecanismo de oxidação, representada por uma transição de estrutura amorfa para cristalina na formação de $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\gamma$, criando camadas com estruturas diferentes no revestimento óxido. Em temperaturas acima de 500 °C, foi relatado⁽⁴⁷⁾ que as características metalúrgicas e de rugosidade superficial, podem alterar o processo de oxidação.

O principal elemento de liga que pode incorporar-se dentro do filme óxido de uma superfície de alumínio é o magnésio. Segundo Smeltzer⁽⁴⁸⁾ em temperaturas acima de 340 °C, para pequenos teores de magnésio este difundir-se-ia de dentro da liga para a superfície, enquanto o oxigênio faria o percurso contrário. Para ligas contendo maiores teores de magnésio em solução sólida (até 4%) surge um filme duplex de óxido de alumínio próximo e uma camada mais externa de MgO. Esse filme óxido se espessaria até que o nível de magnésio em solução sólida na liga se torne bastante reduzido; o efeito do magnésio no processo de oxidação do alumínio é revisto em mais detalhes por Weffers⁽⁴²⁾. Um outro elemento importante, o silício, é revisto quanto a seus efeitos no comportamento de atrito e desgaste das ligas alumínio-silício em outros trabalhos⁽⁵³⁻⁵⁴⁾.

Examinando a questão da espessura, as camadas de revestimentos óxido geradas por oxidação térmica no alumínio, como as produzidas por recozimento estão entre 15 a 30 nm, em ligas de alumínio-magnésio dependendo do teor de magnésio, tempo e temperatura de recozimento a camada oxidada poderia chegar a 3 μm ; nas superfícies usinadas à temperatura ambiente após 5 minutos, o filme óxido estaria na faixa de 1 a 5 nm, não aumentando apreciavelmente para tempos maiores; já a exposição a água fervente criaria espessuras próximas de 200 nm.

A camada natural de óxido já existente sobre a superfície do alumínio pode ser reforçada, tanto por oxidação química quanto por oxidação térmica ao ar ou em água aquecida como também por meio de um tratamento de conversão por oxidação eletroquímica, chamado anodização. A anodização é um processo eletroquímico que converte as camadas superficiais do metal base em uma camada óxida coerente e de

elevada aderência. Embora, os tratamentos de oxidação por conversão química desempenhem um papel importante nas operações de acabamento do alumínio e suas ligas, não são comparáveis aos processos de anodização, nem na qualidade de acabamento nem na faixa de aplicação. Os revestimentos óxidos produzidos pela anodização são superiores não apenas mecanicamente como também proporcionam uma maior resistência à corrosão e ao desgaste⁽⁵⁵⁾. A estrutura, composição química e propriedades físicas e químicas da camada anodizada são determinadas pelo tipo e concentração do eletrólito e pelas condições operacionais de anodização, isto é: densidade de corrente, temperatura do eletrólito, tensão no anodo e tempo de anodização; a resposta às condições operacionais de anodização e as propriedades do revestimento de oxidação anódica formado dependem também da composição da liga. De acordo com a variante do processo utilizada, podem surgir camadas anodizadas indicadas para diferentes aplicações, como por exemplo, camadas de anodização dura, muito resistente ao desgaste; camadas que aceitam pigmentações ou pinturas, para fins decorativos; também podem ser produzidas camadas compactas, porém flexíveis sujeitas a deformações posteriores, como para isolamento sobre produtos planos e fios. Mais recentemente, um grande interesse vêm surgindo em camadas anodizadas menos duras e mais dúcteis, especialmente nos casos onde alguma conformação posterior da peça já anodizada estiver prevista⁽⁵⁶⁾.

Uma revisão mais ampla sobre a anodização e as propriedades da camada anodizada será feita dentro deste trabalho.

1.2.3 Influência da camada de óxido no atrito no alumínio

Bowden e Tabor⁽²³⁾ comparam o filme óxido sobre o alumínio com um filme de gelo sobre lama. Na medida que se alguém pudesse permanecer por cima, sobre o gelo, estaria tudo bem, porém o gelo pode romper e ser penetrado facilmente, e quando isto ocorre, afunda-se na lama. Para exemplificar, a dureza do óxido de cobre é comparável com aquela do cobre do metal de base, pelo que tanto o metal quanto o seu óxido podem deformar-se plasticamente em conjunto; entretanto, no caso do óxido amorfo de alumínio, a maior dureza da camada óxida, quando comparada com a do metal base

alumínio provoca deformação plástica no metal do substrato antes que a tensão seja suficiente para causar plasticidade no óxido. Isto resulta na ruptura do filme óxido, o que leva finalmente a um eventual contato metal-metal⁽⁵⁷⁻⁶⁸⁾.

A transferência de material devida à aderência também é um questão importante, pois pode ocorrer transferência de material entre a peça e a ferramenta num contato deslizante alumínio-aço, pelo fato de possuir uma energia de ligação coesiva mais fraca que a do ferro^(59-60,69). Na manufatura de artigos feitos com ligas de alumínio, a transferência de alumínio para a ferramenta de conformação, tais como, feiras, matrizes e cilindros de laminação é um problema constante a ser enfrentado. Tem sido desenvolvido lubrificantes especiais para minimizar e/ou controlar esta transferência e é inquestionável seu efeito no comportamento do atrito⁽⁵⁸⁻⁶⁵⁾.

Overfelt et alii⁽⁶⁵⁻⁶⁶⁾ ao discutirem os vários tipos de óxidos formados por oxidação térmica em algumas ligas de alumínio, enfatizam suas características tribológicas de comportamento de atrito e da influência do magnésio da liga nas características da camada de oxidação térmica. Descobriu-se que em ligas de Al-Mg-Si, a remoção através de uma solução de sal de amônio, do óxido de magnésio, um lubrificante sólido, produzia coeficientes de atrito mais elevados. Este assunto permanece contraditório na literatura, Sargent Jr⁽⁶⁷⁾ em um estudo com ligas de alumínio similares, já não observou o coeficiente de atrito sendo afetado pela remoção da camada de óxido de magnésio; neste mesmo estudo abordando a questão da hidratação do filme óxido e da formação de estrutura de pseudo-boehmita (AlOOH), verificou-se que amostras tratadas para conter uma camada óxida deste tipo não evitaram o engripamento, nem um aumento do coeficiente de atrito.

Blouet e Courtel⁽⁶⁹⁾ deslizaram alumínio comercialmente puro sobre aços ferramenta imersos em diferentes lubrificantes e descobriram que o coeficiente de atrito e a taxa de desgaste diminuíam significativamente quando a espessura do óxido de alumínio alcançava um valor crítico. Dentro de uma evolução da força de atrito com o tempo, que apresentava três regimes sucessivos e reprodutíveis, descobriram que o desgaste foi reduzido quando do aumento da cristalinidade acima de um valor crítico, associado a um regime atrito reduzido estável. Identificou-se o seguinte comportamento do atrito para um sistema alumínio - óxido - lubrificante - aço ferramenta:

- Fase 1 - *atrito irregular e decrescente; com superfícies mais lisas.*
- Fase 2 - *atrito regular passando por um mínimo.*
- Fase 3 - *atrito crescente, com danos correspondentes nas superfícies.*

Alguns trabalhos experimentais com ligas de alumínio deslizando contra aços em condição lubrificada propõem que o efeito do revestimento óxido sobre o alumínio tanto no atrito quanto no desgaste, não dependeria da espessura do filme óxido nem do tipo de liga do substrato⁽⁶⁸⁻⁶⁹⁾, contrariando estudos mais clássicos, onde as espessuras do óxido e as propriedades mecânicas do substrato foram estabelecidas como parâmetros importantes para o bom desempenho tribológico do filme de óxido^(13,16,21).

Quanto ao comportamento tribológico dos revestimentos óxidos obtidos através da anodização do alumínio, vê-se que apesar de sua importância e de todo o conhecimento acumulado sobre o processo, quando destaca-se as diversas diferenças entre as camadas anodizadas e os outros tipos de oxidação do alumínio, o assunto permanece ainda merecendo uma maior pesquisa, tanto no nível tecnológico, mas especialmente no nível científico.

Wright⁽⁷⁰⁾ verificou uma redução do desgaste e do atrito em superfícies de alumínio anodizado. Sargent Jr⁽⁶⁷⁾ comparando diferentes espessuras de revestimento óxido sobre o alumínio em contato com aço, notou que os revestimentos óxidos obtidos por anodização, conseguiam evitar o engripamento, isto é a aderência entre as superfícies, o que não ocorria com os filmes óxidos sobre o alumínio, obtidos por outros meios, tendo concluindo, neste caso, que além da espessura, o tipo de oxidação também era importante na prevenção do engripamento. Outros estudos sobre o comportamento tribológico de superfícies de alumínio anodizado com ensaios numa situação de contato hertziano elástico, discutem a seleção de lubrificantes a serem aplicados sobre alumínio anodizado, como por exemplo: Brace et alii⁽⁷¹⁾ que enfatizam a escolha de lubrificante sólido aplicado sobre a camada de anodizada, enquanto Liu⁽⁷²⁾ estuda empiricamente um sistema onde se variou tanto o processo de anodização quanto o tipo da camada de lubrificante sólido depositada.

Merece destaque, para ilustrar a influência dos revestimentos óxidos em peças de alumínio sujeitas a um processo de conformação mecânica, o trabalho de Delijaicov e Bresciani F⁽⁷³⁾ analisando a influência da espessura da camada de óxido, obtida através

do processo de anodização em eletrólito de ácido sulfúrico em peças de alumínio, na presença de lubrificante fluido (vaselina). Foi utilizado, como método de ensaio, o processo de extrusão a frio para determinar experimentalmente a força de extrusão, e como modelo teórico de cálculo do fator de atrito, o método do limite superior da mecânica da deformação; a análise dos resultados permitiu verificar um menor fator de atrito na ausência da camada anodizada e uma tendência decrescente com o aumento da rugosidade do substrato.

Verificada a importância do estudo do atrito e da influência dos revestimentos por filmes óxidos presentes na superfície metálicas, em especial no alumínio, a possibilidade de alterar a espessura e estrutura destes filmes via tratamentos de conversão, tais como a anodização, surge como uma alternativa para melhorar o comportamento tribológico deste metal que vem ao longo deste século adquirindo uma importância crescente. Junto com sua crescente importância econômica, estão também o interesse no estudo das propriedades deste metal e a otimização dos métodos de conformação plástica, através de uma melhor compreensão da influência dos revestimentos óxidos no comportamento de atrito.

A análise do fenômeno de atrito nestes casos é de natureza complexa, em função do número de variáveis de influência, as quais ao se correlacionarem, acabam dificultando ainda mais o equacionamento matemático do atrito, fazendo com que as tentativas de modelagem quantitativa do atrito em superfícies revestidas tenham sua aplicabilidade dificultada por diferenças de condições e incoerências dos resultados do modelo teórico em comparação com a realidade experimental. Shimura⁽⁷⁴⁾ credita estas incoerências de resultados principalmente ao não conhecimento pleno das propriedades mecânicas, físicas e químicas da camada de revestimento quando depositada sobre o metal base.

Reverendo os estudos sobre o comportamento de atrito em superfícies revestidas podem ser distinguidos dois tipos de enfoques. Em um destes enfoques são encontradas proposições de equações matemáticas representativas do modelo físico presente no fenômeno de atrito, como por exemplo em alguns trabalhos sobre revestimentos menos duro que o substrato estudados na condição de um cursor rígido de forma esférica deslizando sobre uma superfície plana revestida sob contato elástico^(23,74-77) ou até mesmo admitindo a hipótese de um contato plástico⁽⁷⁸⁻⁸⁰⁾, incluem-se também neste enfoque,

trabalhos como o de Halling⁽⁸¹⁾ propondo um modelo quantitativo teórico baseado na suposição de uma determinada distribuição estatística de contatos Hertzianos e elásticos e de uma dureza efetiva do sistema de revestimento e substrato; Esta questão é tratada também em algumas modelagens quantitativas teóricas do atrito em tribossistemas envolvendo uma superfície revestida baseadas na mecânica de contato clássica direcionadas em princípio ao projeto de elementos de máquina sob contato elástico⁽⁸²⁻⁸⁸⁾. Num segundo enfoque estão modelagens físicas baseadas em resultados experimentais procurando a indicação de modelos físicos para explicar o mecanismo de atrito atuante, apresentados, de uma forma geral, em termos da influência de característica e propriedades do revestimento sobre o comportamento do atrito ou durabilidade do revestimento⁽⁸⁹⁻⁹³⁾. Estes trabalhos privilegiam o atrito sob condições de solitação de “baixa pressão interfacial” mais próximas de um sistema eixo-mancal, distintas das condições presentes em um tribossistema característico dos processos de conformação plástica de metais.

1.3 Objetivos

Este estudo prossegue no interesse por revestimentos óxidos sobre um substrato de alumínio em situações de deformação plástica volumétrica, buscando uma modelagem quantitativa da influência da camada anodizada sobre o atrito em peças de alumínio submetidas a um processo de conformação plástica, com base em dados experimentais obtidos pelo ensaio de compressão de anéis de alumínio anodizado, que atinja os seguintes objetivos:

- analisar comparativamente o comportamento do atrito camada anodizada, para diferentes tempos e tipos de eletrólitos de anodização, mantendo-se constante o metal de base. Os processos de oxidação serão: anodização sulfúrica, anodização dura e anodização crômica, com tempos de 15, 30 e 45 minutos.

- Desenvolver um modelo quantitativo com base experimental da influência da espessura da camada anodizada e das condições de lubrificação da interface sobre o fator de atrito medido sob condições de deformação plástica volumétrica, em um sistema de superfícies formado pelo metal base, alumínio AA 1050-O, e diferentes espessuras da camada anodizada. Para a determinação do fator de atrito deverá ser feita uma modelagem analítica pelo método do limite superior da mecânica de deformação, que permita uma interpretação dos resultados experimentais, obtidos por meio do ensaio de recalque de anéis, com duas geometrias de anéis, nas condições a seco e lubrificado, e em níveis de deformações próximos de 20 e 40 %.

Referências bibliográficas

- 1 BRESCIANI F^o, E., Propriedades Tribológicas de Revestimentos Sólidos, Faculdade de Engenharia Mecânica - UNICAMP, Campinas-SP, agosto de 1992, 18pp.
- 2 RABINOWICZ, E., Friction and Wear of Materials, Ed. John Wiley, Nova Iorque-EUA, 1966.
- 3 DAKE, L. S.; RUSSEL, J. A. e DEBRODT, D. C., A Review of DOE ECUT Tribology Surveys, Trans. of ASME - Journal of Tribology, v. 108, outubro de 1986, p. 497-501.
- 4 BRESCIANI F^o, E., Pesquisas em Tecnologia de de Materiais e de Fabricação de Fios Finos Capilares, Anais do IV Simpósio de Conformação Plástica dos Metais, EPUSP-UNICAMP, São Paulo, 1990, p. 1-7.
- 5 BRESCIANI F^o, E. Tribologia na Conformação Plástica, monografia de pesquisa (a ser editada), EPUSP-UNICAMP, São Paulo/Campinas, SP, 1987.
- 6 BRESCIANI F^o, E. Conformação Plástica de Chapas de Aço Galvanizado, São Paulo, 1980, Tese (Livre Docência) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
- 7 DELIJAICOV, S.; Influência do Atrito na Força de Extrusão a Frio de uma Liga de Alumínio, São Paulo, 1982, Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
- 8 STIPKOVIC F^o, M., Contribuição ao Estudo da Trefilação Hidrodinâmica, São Paulo, 1989, Tese (Doutoramento), Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
- 9 ZUCHINI, M., Influência da Camada de Fosfato na Extrusão a Frio, São Paulo, 1992, Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
- 10 NERY, F. A. C., Atrito no Estiramento de Chapas de Aço com Revestimento Metálico, Campinas, 1994, Tese (Doutoramento), Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.
- 11 JOST, P. H., Tribology, Origin and Future, Wear, v.136, 1990, p. 1-7
- 12 JAHANMIR, S., Future Directions in Tribology Research, Trans. ASME - Journal of Tribology, v.100, 1984, p. 579-89.
- 13 WHITEHEAD, J. R., Surface Deformation and Friction of Metals at Light Loads, Proc. Roy. Soc. (London), Series A, Vol. 201, 1950, pp. 109-24.

- 14 LANCASTER, J. K. The Formation of Surface Films at the Transition Between Mild and Severe Metallic Wear , *Proc. Roy. Soc. (London)*, Series A, Vol. 273, 1963, pp. 466-83.
- 15 PETERSON , M. B.; FLOREK, J. J. e LEE, R. E. Sliding Characteristics of Metals at High Temperatures , *ASLE Trans.*, vol. 3, 1960, p. 101-9.
- 16 RABINOWICZ, E. Lubrication of Metal Surfaces by Oxide Films, *ASLE Trans.*, vol. 10, 1967, p. 400-7.
- 17 BATCHELAR, A. W., STACHOVIK, G. W. e CAMERON, A., The Relationship Between Oxide Film and Wear of Steels, *Wear* , v. 113, 1986, p.203-23.
- 18 QUINN, T. F. J., The Effect of "Hot Spot" Temperatures on the Unlubricated Wear of Steel, *Trans. ASLE* , v. 10, 1967, p. 158-68.
- 19 QUINN, T. F. J. e SULLIVAN, J. L., A Review of Oxidational Wear, *Proc. Int. Conf. on Wear of Materials* , St. Louis, Missouri - EUA, 25 a 28 de abril de 1977, Eds. Glaeser, W. A., Ludema, K. C. e Rhee, S. K., ASME, Nova Iorque, 1977, pp. 110-5
- 20 QUINN, T. F. J., SULLIVAN, J. L. e ROWSON, D. M. - New Developments in the Oxidational Theory of the Mild Wear of Metals, *Proc. Int. Conf. on Wear of Materials* , Dearborn, Michigan - EUA, 16 a 18 de abril de 1979, Eds. Glaeser, W. A., Ludema, K. C. e Rhee, S. K., ASME, Nova Iorque, 1979, pp. 1-11.
- 21 WILSON, R. W., Influence of Oxide Films on Metallic Friction, *Proc. Roy. Soc. (London)*, Series A, Vol. 212, 1952, pp. 450-52.
- 22 WILSON, R. W., The Contact Resistance and Mechanical Properties of Surface Films on Metals, *Proc. Phys. Soc.* , Series B, v. 68, 1955, pp. 625-41
- 23 BOWDEN, F. P. e TABOR, D., *The Friction and Lubrication of Solids, v. 1*, Oxford, Clarendon Press, 1953.
- 24 KRAGELSKII, J. V. , *Friction and Wear*, trad. L. Ronson e J. K. Lancaster, Butterworth, Londres, 1965.
- 25 TINGLE, E. D., The Importance of Surface Oxide Films in the Friction and Lubrication of Metals, *Trans. Faraday Soc.* , 46, 1950, pp. 93-103.
- 26 COCKS, M., Surface Oxide Films in Intermetallic Contacts, *Nature*, v. 170, 1952, pp. 450-2.
- 27 HARDY, W. B. e DOUBLEDAY, I., Boundary Lubrication - The Parafin Series, *Proc. Royal Soc. (London) series A*, v. 102, 1922, p. 550-74.

- 28 CAMPBELL, W. E., Boundary Lubrication - cap. 6, In: LING, F., KLAUS, E. e FEIN, R., Boundary Lubrication: An Appraisal of World Literature, ASME, Nova Iorque, NY- EUA, 1969, p. 87-117.
- 29 BOWDEN, F. P. e YOUNG, J. E., Friction of Clean Metals and the Influence of Adsorbed films, Proc. Royal Soc. (London) series A, v. 208, 1951, p. 311-25
- 30 TINGLE, E. D., The Influence of Water on the Lubrication of Metals, Nature, v. 160, 1947, p. 710.
- 31 MOORE, A. J. e TEGART, W. J. McG., Relation Between Friction and Hardness, Proc. Royal Soc. (London) series A, v. 212, 1952, p. 452-8
- 32 HIRST, W. e LANCASTER, J. K., The Influence of Oxide and Lubricant Films on the Friction and Surface Damage of Metals, Proc. Royal Soc. (London) series A, v. 223, 1954, p. 324-38.
- 33 BARNES, D. J. et alii - The Influence of Oxide and Lubricated Films on the Friction and Wear of Fe-5%Cr Alloy in Controlled Environments, Wear, v. 45, n. 2, 1977, pp. 161-76.
- 34 WILSON, J. E., STOFF, F. H. e WOOD, G. C., The Development of Wear Protective Oxides and their Influences on Sliding Friction, Proc. Royal Soc. (London) series A, v. 369, 1980, p. 557-74.
- 35 LEE, R. Y. e ELIEZER, Z., On the Critical Thickness of Protective Films at Sliding Interfaces, Wear, v. 95, n. 2, 1977, pp. 161-76.
- 36 BEGELINGER, A. e deGEE, A. W. J., On the Mechanism of Lubricant Film Failure in Sliding Concentrated Steel Contacts, ASME - Journal of Lubrication Technology, v. 98, n. 4, 1976, p. 575-9.
- 37 NAKAYAMA, K. e OKAMOTO, J., Effect of Dissolved Oxygen on Friction and Wear of Copper under Boundary Lubrication, Trans. ASLE, v. 23, n. 1, 1980, pp. 53-60.
- 38 KOMVOPOULOS, K., SAKA, N. e SUH, N. P., The Mechanism of Friction in Boundary Lubrication, ASME - Journal of Tribology, v. 107, n. 4, 1985, p. 452-62.
- 39 KOMVOPOULOS, K., SAKA, N. e SUH, N. P., Plowing Friction in Dry and Lubricated Metal Sliding, ibid, v. 108, n. 4, 1986, p. 301-12.
- 40 KOMVOPOULOS, K., SAKA, N. e SUH, N. P., The Significance of Oxide Layers in Boundary Lubrication, ibid, v. 107, n. 4, 1985, p. 452-62.
- 41 PILLING, N. B. e BEDWORTH, R. E., The Oxidation of Metals at High Temperatures, J. Inst. Metals, v. 29, 1923, p. 529-91.

- 42 WEFFERS, K., Properties and Characterization of Surface Oxides on Aluminum Alloys, Aluminium, 1981, 57, p. 722
- 43 SMELTZER, W., Oxidation of Aluminum in the Temperature Range 400 - 650 °C, J. Electrochem. Soc., v. 103, 1956, p. 209-14.
- 44 GULBRANSEN, E. A., The Kinetics of Oxide Films on Aluminum, J. Phys. and Colloid Chem, v. 51, 1947, p. 1087-1103
- 45 AYLMOORE, D. W., GREGG, S. J. e JEPSON, W. B., The Oxidation of Aluminium in Dry Oxygen in the Temperature Range 400-650 °C, J. Inst. Metals, v. 88, 1960, p. 205-08.
- 46 KUBASCHEVSKI, O. e HOPKINS, B. E., Oxidation of Metals and Alloys, Butterworths, Londres, 1962, pp. 35-53.
- 47 DIGNAM, M. J., Oxide Films on Aluminum, J. Electrochem. Soc., v. 108, n. 3, 1962, p. 184-97.
- 48 SMELTZER, W., Oxidation of an Aluminum - 3 per cent Magnesium Alloy in the Temperature Range 200 - 550 °C, ibid, v. 105, n. 2, 1958, p. 67-71.
- 49 TRILLAT, J. J., TERLIAN, L. e BONNET-CROS, M. , Etude par Diffraction et Microscopie Électronique de l'Oxidation et de la Carburación des Films Minces d'Aluminium, Aluminium, 28, 1960, pp. 1115-17.
- 50 DOHERTY, P. E. e DAVIS, R. S., Direct Observation of the Oxidation of Aluminium Single Crystals Surfaces, J. Appl. Phys., 34, 1963, p.
- 51 HART, R. K. e HAURIN, J. K., The Nucleation and Growth of Oxide Islands on Aluminium, Surface Science, 20, 1970, p. 285-303.
- 52 DIGNAM, M. J. e HAURIM, J. K., The Kinetics and Mechanisms of Oxidation of Superpurity Aluminum in Dry Oxygen, J. Electrochem. Soc., 113, 1966, p.663
- 53 SHABEL, B. S., GRANGER, D. A. e TRUCKNER, W. G., Friction and Wear of Aluminum-Silicon Alloys, In: ASM METALS HANDBOOK, 9th ed., v. 18: Friction, Lubrication and Wear Technology, 1992, pp. 785-94.
- 54 AYEL, J., Frictional Behavior of the Aluminum Hypersilicon Alloys Used as Engine Liners, Aluminium, 54, abril 1978, p. 186-91
- 55 WERNICK, S.; PINER, R. e SHEASBY, P. , The Surface Treatment and Finishing of Aluminium and its Alloys, 5th. ed., Finishing Publications Ltd. Grã Bretanha, 1987.
- 56 STRAWBRIDGE, A.; GABE D. R. e DOWELL, A. J., Anodizing of Aluminum at Elevated Temperatures, Trans. Inst. Metal. Finish., v. 68, 2, 1990, p. 69-74.

- 57 PEPPER, S. V., Effect of Adsorbed Films on Friction of Al_2O_3 -Metal Systems, *J. Appl. Phys.*, 47, 6, 1976, pp. 2579-83
- 58 BHATACHARYA, S., Wear and Friction in Steel, Brasses, Aluminum and Magnesium Alloys, Part II - Brasses, Aluminum and Magnesium Alloys, *Proc. Int. Conf. on Wear of Materials*, São Francisco, California, EUA, 30 de março a 1 de abril de 1981, Org. Rhee, S., Ruff, A. e Ludema, K. C., ASME, Nova Iorque, EUA, 1981, p. 30-5.
- 59 BRUCE, R. W, A High-Temperature Tribo-Test for Lubricated Contacts of Aluminum Against Steel, *Lubrication Engineering- Journal of the American Society of Lubrication Engineers*, v. 41, 7, julho de 1985, p. 430-3.
- 60 VENKATESAN, P. S. e AHMED, N. Frictional Studies of Tool Steel Against Aluminum Under High Pressure Using Liquid Lubricants, *Wear*, 17, 1971, pp. 245-58.
- 61 FRONTINI, G. E. e GUMINSKI, R. D., Lubrication in the Hot Rolling of Aluminum Alloys, *Lubrication Engineering- Journal of the American Society of Lubrication Engineers*, v. 25, 2, 1969, p. 60-8.
- 62 GUMINSKI, R. D. e WILLIS, J., Development of Cold Rolling Lubricants for Aluminum Alloys, *Journal of the Institute of Metals*, 88, 1960, p. 481-92
- 63 SCHEY, J. A., The Nature of Lubrication in the Cold Rolling of Aluminum and Its Alloys, *Journal of the Institute of Metals*, 89, 1960, p. 1-6.
- 64 SARGENT Jr., L. B. e STAWSON, C. J. , Laboratory Evaluation of Lubricants for Cold Rolling Aluminum, *Trans. of ASME - J. of Lubrication Technology*, outubro de 1974, pp. 617-30
- 65 OVERFELT, R. A.; WERT, J. J. e HUNT Jr., W. H. , The Influence of Thermal Oxide Characteristics on the Friction Behaviour of Aluminum Auto Body Sheet Alloys, *ASLE Trans.*, v. 24, 2, p. 175-85.
- 66 OVERFELT, R. A.; WERT, J. J. e HUNT Jr., W. H. , The Role of Oxides on Surface Friction of Aluminum Auto Body Sheet Alloys, *Proc. Second Conf. Lubrication Challenges in Metalworking and Processing*, IIT Research Inst., Chicago-IL, EUA, 27-29 de junho de 1979, pp. 115-22. (citado em 6).
- 67 SARGENT Jr., L. B., The Influence of Aluminum Oxides on the Transfer of Some Aluminum Alloys to Steel in Sliding Contact, *Lubrication Engineering- Journal of the A. S. L. E.*, v. 38, 10, p. 615-21.
- 68 EDWARDS, W., BHARGAVA, V., WERT, J.; WEFERS, K. e HUNT, W., The Influence of Surface Oxide Characteristics on the Friction Behavior of Aluminum and Aluminum Alloys, *Proc. Int. Conf. on Wear of Materials*, São

- Francisco, Califórnia - EUA, 30 de março a 1 de abril de 1981, Eds. Rhee, S. K., Ruff, A. W. e Ludema, K. C., ASME, Nova York, 1981, pp. 23-30
- 69 BLOUET, J. e COURTEL, R. , Phases of the Wear of the Aluminum/Steel Couple in Lubricated Friction, *Wear*, 34, 1975, p. 109-25.
- 70 WRIGHT , K. H. R., The Frictional Behaviour of Anodised Aluminum Surfaces, *Light Metals*, setembro de 1956, p. 275-6, /Resumo A2/11, *6th. International Engineering Congress*, Federation des Industries Mecaniques et Trasformatives des Métaux , Paris-França, 4-9 de junho de 1956/.
- 71 BRACE, A. W. e FAUL, M. G. , The Use of Solid Film Lubricants with Hard Anodized Aluminium, *Trans. Inst. Met. Finish.*, 66,(4), nov. 1988, p. 133-5
- 72 LIU, Y. H., Selection of Low-Friction Coating for Anodized Aluminum Components, *Lubrication Engineering - Journal of the American Society of Lubrication Engineers*, v. 38, 8, p. 497-8, 507-9
- 73 DELJAICOV, S. e BRESCIANI F^o, E., Influência da Anodização sobre o Atrito na Extrusão a Frio de uma Liga de Alumínio, *Anais do 1º Simpósio de Conformação Plástica dos Metais*, UNICAMP, Campinas-SP, julho de 1984, p. 1-14.
- 74 SHIMURA , Y., Frictional Properties of Sputtered Thin Film, *Wear*, v. 49, 1978, pp. 179-93.
- 75 FINKIN, E. F., A Theory for the Effects of Film Thickness and Normal Load in the Friction of Thin Films, *Trans. of the ASME - Journal of Lubrication Technology*, julho de 1969, pp. 551-6. (Apud 1)
- 76 FINKIN, E. F., A Theory for the Friction of Sulfide and other Thin Films, *Wear*, n. 18, 1971, pp. 231-41. (Apud 1)
- 77 FINKIN, E. F., The Friction of Lead Films in Spherical Contact, *Trans. of the ASME - J. of Lubrication Technology*, julho 1973, pp. 328-32 (Apud 1)
- 78 KATO, S. et alii, Frictional Properties of a Surface Covered with a Soft Metal (Experiments on Friction between a Single Protuberance and a Surface), *Trans. of the ASME - J. Lubrication Technology*, v. 103, abril 1981, pp. 236-42.
- 79 KATO, S. et alii, Frictional Properties of a Surface Covered with a Soft Metal (Interface Effect of Soft Metal Film between Two Protuberances), *Trans. of the ASME - J. Lubrication Technology*, v. 107, outubro 1985, pp. 444-51.
- 80 KATO, S. et alii, Frictional Properties of a Surface Covered with a Soft Metal (Surface Topography and Frictional Properties), *Trans. of the ASME - J. of Lubrication Technology*, v. 109, julho de 1987, pp. 545-51.

- 81 HALLING, J., Surface Coatings - materials conservation and optimum tribological performance, *Tribology International*, outubro de 1979, pp. 203-8.
- 82 GUPTA, P. K. e WALOWIT, J. A., Contact Stresses Between an Elastic Cylinder and a Layered Elastic Solid, *Trans. of the ASME - J. of Lubrication Technology*, abril 1974, pp. 250-7.
- 83 ELSHARKAWY, A. e HAMROCK, B., A Numerical Solution for Dry Sliding Line Contact of Multilayered Elastic Bodies, *Trans. of the ASME - J. of Tribology*, v. 115, abril 1993, pp. 237-45.
- 84 —, EHL of Coated Surfaces: Part I - Newtonian Results, *ibid*, v. 116, janeiro 1994, pp. 29-36.
- 85 KANNEL, J. W. e DOW, T. A., Analysis of Traction Forces in a Precision Traction Drive, *Trans. of the ASME - J. of Tribology*, v. 108, abril 1986, pp. 403-10.
- 86 CHIU, Y. P. e HARTNETT, M. J., A Numerical Solution for a Layered Solid Contact Problems With Application to Bearings, *Trans. of the ASME - Journal of Lubrication Technology*, v. 105, outubro 1983, pp. 585-90.
- 87 IHARA, T., SHAW, M. C. e BRUSHAN, B., A Finite Element Analysis of Contact Stress and Strain in an Elastic Film on a Rigid Substrate - Part II: With Friction, *Trans. of ASME - J. of Tribology*, v. 108, outubro 1986, pp. 534-9.
- 88 ANDERSON, I. A. e COLLINS, I. F., Plane Strain Stress Distributions in Discrete and Blended Coated Solids Under Normal and Sliding Contact, *Wear*, v. 185, n. 1-2, 1995, pp. 23-33.
- 89 SHERBINEY, M. A. e HALLING, J., Friction and Wear of Ion Plated Soft Metallic Films, *Wear*, v. 45, 1977, pp. 211-20.
- 90 SHI, C. H. e RIGNEY, D. A., Sliding Friction and Wear of Tin-, Indio- and Lead Coated 52100 Steel, *Wear*, v. 134, 1989, pp. 165-84.
- 91 GEORGES, J. M. e RABINOWICZ, E., The Effect of Film Thickness on the Wear of Hard Electrodeposits, *Wear*, v. 14, 1969, pp. 171-80.
- 92 HINTERMAN, H. E., Adhesion, Friction and Wear of Thin Hard Coatings, *Wear*, v. 100, 1984, pp. 381-97.
- 93 SAKAMOTO, T. et alii, Friction between Soft Metal and Hard Thin Films Electroplated on a Softer Substrate, *Wear*, v. 114, 1987, pp. 309-26.

2 FUNDAMENTOS DO ESTUDO DO ATRITO

2.1 Introdução

Parece incompreensível que um problema tão óbvio e antigo quanto o atrito permaneça ainda não dominado completamente em muitos dos seus aspectos, já que em alguns campos da engenharia mais avançados, entre os quais os processos de conformação mecânica, este tema torna-se ainda mais importante do que já o era. Algumas razões para este fato são mais facilmente compreendidas a partir de uma consideração histórica do desenvolvimento dos modelos e teorias do atrito. Maiores detalhes da história das várias tentativas de explicar-se cientificamente o atrito podem ser encontrada em Dowson⁽¹⁾, Bowden e Tabor⁽²⁾ e Tabor⁽³⁾.

O tema atrito tem sido objeto de estudos independentes de dinamicistas e tribologistas. Segundo Ibrahim⁽⁴⁾ os dinamicistas preocupariam-se estudar o efeito do atrito na resposta dinâmica dos sistemas mecânicos, enquanto que os tribologistas, por outro lado, lidariam com os detalhes micro e macroscópicos do atrito e dos mecanismos pelos quais o material em torno da região de contato é deformado, cisalhado ou rompido durante o deslizamento. Eles estudam também a mecânica dos contatos e a resistência das ligações interfaciais. Para os tribologistas, o atrito é definido como a força que resiste ao movimento relativo entre duas superfícies contactantes, enfatizada quantitativamente na definição dos dinamicistas como uma resistência variável com o tempo e condições predominantes no tribossistema, introdutora de perturbações na relação força-deslocamento.

Não obstante o avanço no estudo do movimento dos corpos feitos pelos “dinamicistas” Galileo Galilei e Isaac Newton, devido a modelagens mecânicas ideais que desprezavam o atrito ou o considerava uma constante intrínseca do material, os anos formativos da teoria do atrito coincidirão com o desenvolvimento do pensamento científico durante os séculos XVIII e XIX. Surgem basicamente duas escolas de pensamento: a *Escola Francesa*, que enfatiza a interação mecânica (elástica) das rugosidades superficiais e uma *Escola Inglesa* que enfatiza a “coesão” ou aderência entre os materiais. Após este breve retrospecto, são apresentados a seguir os mecanismos básicos, a partir dos quais estão formulados os modelos de atrito.

2.2 Mecanismos básicos do atrito

Entende-se por *mecanismos básicos de geração de atrito*, os eventos microscópicos específicos físicos, químicos ou relacionados com os materiais causadores do atrito. Os mecanismos, assim definidos, e envolvidos em graus variáveis na geração do atrito, são (Figura 2.1):

- aderência.
- interação mecânica das asperezas superficiais.
- sulcagem de uma superfície pelas asperezas da outra.
- deformação e/ou fratura de camadas superficiais, tais como óxidos.
- interferência e deformação plástica local causada por terceiros corpos, principalmente aglomerados de partículas de desgaste, retidos entre as superfícies em movimento.

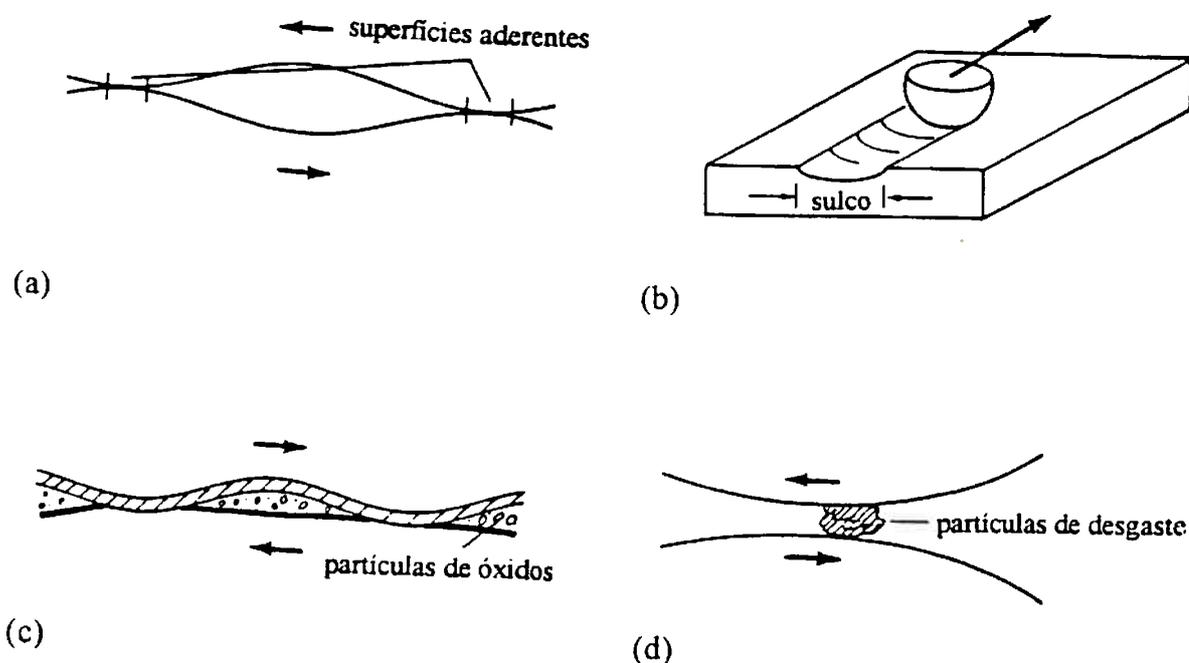


Figura 2.1 - Mecanismos básicos de atrito. (a) Aderência. (b) Sulcagem. (c) deformação. (d) Deformação e/ou fratura de óxidos. (e) Retenção de partículas de desgaste. Segundo Larsen-Basse⁽⁵⁾.

O atrito considerando os mecanismos de atrito nos metais mostrados na figura 2.1, não obstante algumas discussões⁽⁵⁻⁷⁾, pode ser considerado como tendo as seguintes componentes:

$$\mu = \mu_a + \mu_s + \mu_e + \mu_p \quad (2.1)$$

onde:

- μ_a deve-se à aderência ou caldeamento, entre as asperezas das superfícies. É um mecanismo muito importante nas aplicações de alto vácuo e para superfícies muito limpas, muito embora ocorra também em condições ambientes no engripamento de alguns metais. Normalmente, o mais provável é que a aderência desempenhe um papel direto menor, sendo muito mais significativo o seu papel indireto atuante sobre a deformação plástica durante a sulcagem.
- μ_s deve-se à sulcagem e a deformação plástica causada pela deformação de um superfície pelas asperezas duras da outra. O resultado é a formação de sulcos na superfície do metal mais mole ou o impulsionamento de uma “onda de proa” no material oposto à superfície frontal do indentador. Nos metais frágeis, esta componente de deformação plástica ocorreria em regiões de pressão hidrostática compressiva a frente e abaixo das asperezas ou indentadores móveis.
- μ_e é uma contribuição advinda da deformação elástica do material abaixo das regiões deformadas plasticamente. Este termo torna-se mais importante conforme a superfície é encruada e “alisada” durante o período de assentamento inicial do “running-in”. Inclui-se também neste termo a energia dissipada pela histerese elástica, geralmente muito pequena nos metais.
- μ_p deve-se às partículas de terceiros corpos retidas entre as superfícies. Estas partículas aparecem após uma certa distância de deslizamento e são geralmente aglomerações de pequenas partículas de desgaste. A contribuição destas partículas para o mecanismo de atrito enquadra-se na componente de deformação plástica na medida que elas indentam as superfícies ou são laminadas por elas.

2.3 Modelos de atrito

Em um *modelo de atrito*, utiliza-se o conhecimento dos mecanismos básicos de atrito, discutidos no ítem anterior, para formular uma explicação sobre o comportamento do atrito, representado por uma resistência interfacial devida ao atrito ou uma razão entre as áreas de contato real e aparente em função principalmente da pressão normal aplicada. Eles devem atingir pelo menos um dos seguintes objetivos:

- o *primeiro objetivo* de um modelo de atrito é a determinação, a partir de um conjunto de variáveis de estado, da resistência ao cisalhamento, τ , dos pontos de contato de uma interface. τ representaria um limite superior da componente de cisalhamento da tensão na interface; A aderência completa ocorreria quando a tensão de cisalhamento aplicada fosse menor que τ , e o deslizamento quando fosse igual.
- o *segundo objetivo* é a determinação da direção do deslizamento. O deslizamento ocorre na direção que maximiza a taxa na qual a energia é dissipada na interface, para superfícies isotrópicas, esta direção é oposta à tensão de atrito que está sendo aplicada⁽⁸⁻¹⁰⁾. Na maioria das vezes assume-se o atrito atuando numa direção oposta ao movimento relativo entre os corpos deslizantes.

Os modelos de atrito mais atuais variam desde aqueles que adotam uma aderência pura até os de deformação plástica pura, com um considerável número deles adotando enfoques intermediários que conciliam as componentes de aderência e de deformações elástica e plástica. Embora muito mais detalhados, seus princípios básicos não diferem muito daqueles dos estudos clássicos das escolas de atrito francesa e inglesa, o que não deixa de ser um tributo à capacidade de compreensão do atrito pelos pioneiros destas escolas, o que não significa que o assunto esteja resolvido, na verdade a modelagem do fenômeno do atrito não deve ser subestimada em sua complexidade e permanece ainda como um campo de conhecimento ao qual ainda se somarão muitas contribuições.

A seguir são apresentados alguns modelos teóricos do atrito, de acordo com os mecanismos de atrito em que se baseiam. São também distinguidos, dois grupos principais de teorias: pressões normais baixas e pressões normais elevadas, sendo este último grupo de especial interesse para o estudo do atrito nos processos de conformação mecânica.

2.4 Teorias do atrito sob pressões normais relativamente baixas

As teorias do atrito sob pressões normais relativamente baixas modelam contatos tribológicos onde as pressões normais presentes no contato tribológico não implicam num escoamento volumétrico do material e nem maiores interações entre os campos de tensão e deformação destes contatos. Este ítem tomando como base revisões históricas mais amplas^(1,2,5) revê as teorias de atrito clássicas das escolas de pensamento francês e inglês e algumas teorias mais recentes.

2.4.1 Teoria clássica de intertravamento elástico das asperezas

Esta escola de pensamento, francesa, começa com um estudo publicado em 1699 por Amontons⁽¹¹⁾, que determinou experimentalmente as duas principais “leis” do atrito, chamadas comumente de leis de Amontons:

- *1ª Lei de Amontons* - A força de atrito “ F_A ” é proporcional à carga aplicada, “ F_N ”.

$$F_A = \mu \cdot F_N \quad (2.2)$$

- *2ª Lei de Amontons* - A força de atrito “ F_A ” independe da área aparente de contato.

Os trabalhos de Amontons especulam um mecanismo de geração de atrito pela interação dos picos de rugosidade superficial. Para superfícies mais rígidas e duras, as asperezas seriam forçadas a deslizar para cima e para baixo uma sobre as outras; enquanto que nas mais “elásticas”, menos rígidas, e mais dúcteis, o deslizamento afastaria para os lados os picos de irregularidade das superfícies.

Leonardo da Vinci⁽¹²⁾ já tinha postulado por volta da metade do século XV, ou seja quase duzentos anos antes dos trabalhos de Amontons, que o atrito seria proporcional a carga aplicada. A partir dos resultados de seus experimentos, ele concluía que gastava-se com o atrito 1/4 da carga aplicada, ou seja determinava um o coeficiente de atrito, $\mu = 0,25$, constante para quaisquer materiais. Contudo suas idéias estiveram “escondidas” do conhecimento do mundo científico ao tempo de Amontons.

Euler⁽¹³⁾, em 1750, adota uma visão “dinamicista” do atrito, tratando-o como uma parte integrante da mecânica dos corpos em movimento, e com isto desenvolve a primeira abordagem claramente analítica do atrito, sugerindo que o atrito seria causado por um mecanismos tipo catraca, e que o trabalho de atrito seria a energia dissipada no deslocamento das asperezas, em forma de dentes de serra, de uma superfície por sobre as da outra (Figura 2.2). As asperezas seriam comparáveis a planos inclinados, com uma inclinação menor ou igual ao ângulo de atrito (Figura 2.3). Euler também foi o primeiro a usar μ como símbolo do coeficiente de atrito e a esboçar uma distinção clara entre os coeficientes de atrito estático e dinâmico, alegando que as asperezas de uma superfície poderiam pular parte do espaço entre as asperezas depois que o deslizamento já tivesse começado.

Quase cem anos depois da proposição das “leis” de Amontons, a partir de 1780 Coulomb⁽¹⁴⁾ reorganiza experimentalmente os estudos de Amontons, estabelece uma distinção entre atrito estático e atrito dinâmico e baseado em seus estudos sobre atrito entre superfícies deslizantes em condições de regime permanente, formula a chamada terceira lei do atrito:

- *3ª Lei do Atrito* - A força de atrito “ F_A ” independe da velocidade relativa entre os corpos.

Alguns trabalhos desta escola de pensamento, ao considerarem mecanismos de atrito alternativos com forças de aderência entre as superfícies, rejeitam-os por implicarem num atrito proporcional à área aparente de contato, o que feria as evidências experimentais da época. Podem ser enquadradas dentro desta escola também, os trabalhos de Belidor⁽¹⁵⁾, um dos primeiros a reconhecer a natureza rugosa das superfícies.

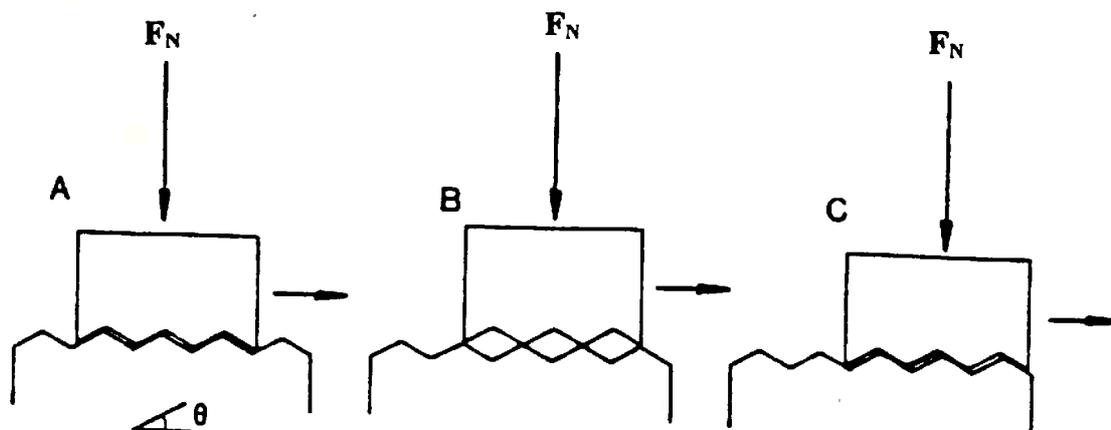


Figura 2.2 Representação esquemática do mecanismo de atrito no qual está baseado o a teoria de atrito de Coulomb-Amontons para o atrito por deslizamento. As rugosidades superficiais são consideradas como tendo uma geometria de dentes de serra. Conforme desliza-se da posição A para B, realiza-se trabalho contra a força normal F_N , que então faz uma quantidade igual de trabalho quando a superfície move-se de B para C.

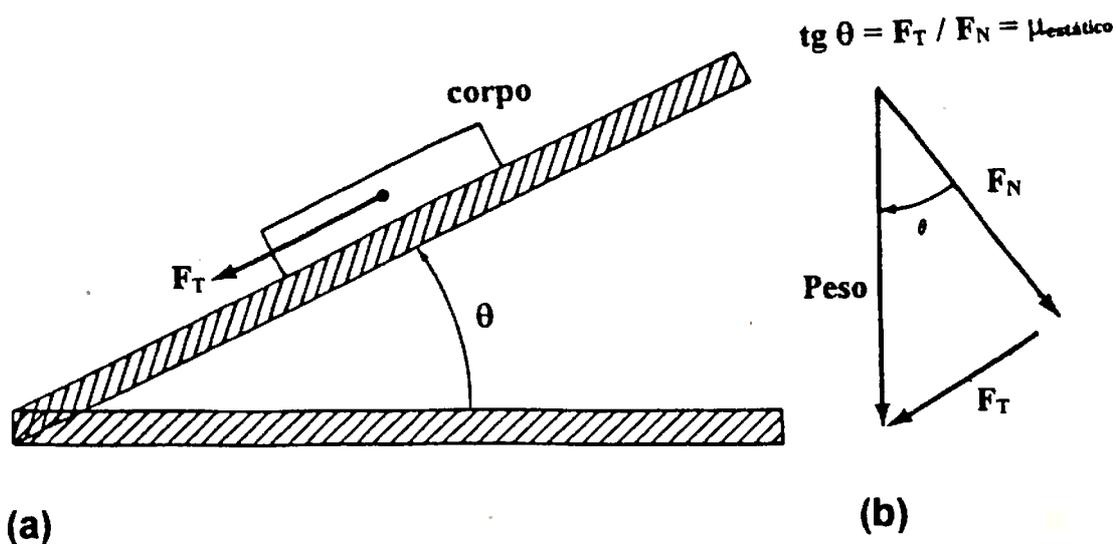


Figura 2.3 Determinação de um coeficiente de atrito estático constante, segundo a lei de Coulomb-Amontons. (a) Ângulo de movimento iminente (θ) num plano inclinado. (b) Relação entre o ângulo (θ) e as principais forças envolvidas.

Leslie⁽¹⁶⁾, discutindo o atrito através da mobilidade de ondas de proa na interface deslizante, questionou a característica não dissipativa no mecanismo de atrito que está por trás da teoria de Coulomb-Amontons.

A grande contribuição dos pesquisadores da *Escola Francesa* foi enfatizar que o contato ocorre apenas em pontos discretos. Sua maior falha foi sua crença de que o contato era determinado somente pela geometria original das asperezas e sua exclusão da deformação plástica e da mudança de forma da aspereza em seu modelo.

2.4.2 Teorias e mecanismos de atrito por aderência

A *escola inglesa*, representada pelas teorias baseadas em mecanismos de aderência inicia-se em 1724 com Desagulier⁽¹⁷⁾, introduzindo o conceito de força coesiva (atualmente denominado: aderência ou adesão). Ele anunciou que duas bolas de chumbo ao serem comprimidas uma contra outra sob uma leve torção, uniam-se com aderência total, exigindo uma força significativa para separá-las novamente. Considerando-se esta força coesiva como sendo um fenômeno universal, sugeriu-se que o atrito devia ser amplamente atribuído à aderência entre asperezas contactantes.

Idéias semelhantes, baseadas no conceito de forças moleculares de muito curto alcance, descobertas nesse interim, foram propostas por Hardy⁽¹⁸⁾ e Tomlinson⁽¹⁹⁾. Tomlinson tenta inclusive explicar o atrito como uma propriedade básica, originária das forças de ligação fundamentais atuantes através da interface dos dois metais em contato, combinada com uma irreversibilidade de força conforme os átomos aproximavam-se um dos outros durante o deslizamento e então separavam-se de novo. Atualmente, com melhores instrumentos teóricos e práticos este assunto voltou a ser estudado⁽²⁰⁾.

Os trabalhos desta escola de pensamento inglesa contribuíram para que uma teoria do atrito por aderência interfacial fosse, aos poucos, surgindo com uma explicação bem estabelecida para os fenômenos de atrito nos metais. As raízes desta teoria retrocedem às idéias de Hardy, um dos primeiros a fazer uma distinção clara entre as áreas de contato real e aparente. Os trabalhos foram sendo desenvolvidos independente, e quase simultaneamente por Holm⁽²¹⁾, Ernst e Merchant⁽²²⁻²³⁾ e Bowden e Tabor^(2.24-30), todos trabalhando em laboratórios separados. Contudo, coube dentre todos, a Frank Philip Bowden e a David Tabor o estabelecimento bem sucedido de uma teoria do atrito

por aderência interfacial, ao fornecerem maiores evidências para a fundamentação desta teoria; incluindo a deformação plástica das asperezas, mostrando que as propriedades mecânicas do material das superfícies também eram importantes.

Na teoria de atrito por aderência simples proposta por Bowden e Tabor^(24-25,28), as asperezas de uma superfície ao entrarem em contato sofrem deformação elástica e plástica para acomodar as tensões. Eles dividem a força de atrito em duas componentes: um *termo de atrito por aderência* e outro *de atrito por sulcagem*.

Bowden e Tabor sugeriram posteriormente que a razão de uma força atrito surgir quando duas superfícies eram deslizadas paralelas uma à outra, muito embora quase nenhuma aderência fosse observada quando na separação sem deslizamento, era um crescimento das junções, causado pelas forças tangenciais, com o atrito surgindo através da aderência ao longo destas grandes áreas de junções⁽²⁾.

As teorias de atrito por aderência simples, com crescimento de junções ou suas modificações posteriores continuam ainda tendo muitos defensores⁽³¹⁻³²⁾. Entretanto, nota-se uma crescente tendência em considerar-se a contribuição da aderência para o atrito, não na forma de uma componente claramente separada, mas sim como uma componente participante do processo de deformação plástica das asperezas, influenciando fortemente a magnitude e natureza do mecanismo de atrito por deformação⁽³³⁻³⁴⁾.

Antes da apresentação das teorias clássicas do atrito por aderência, são revistos a seguir os mecanismos de aderência nos metais.

2.4.2.1 Mecanismos de aderência

De especial importância para entender-se o atrito por aderência é a compreensão de que as mudanças da microestrutura⁽³⁵⁾, figura 2.4, e da composição das superfícies⁽³⁶⁾, figura 2.5, podem influenciar a magnitude da aderência como mecanismo causador do atrito. Uma superfície nunca está completamente limpas, mesmo sob vácuo elevado, sempre estarão presentes eventos superficiais tais como: segregações, reconstruções, absorção química e formação de compostos, os quais vão influenciar em muito a magnitude da aderência.

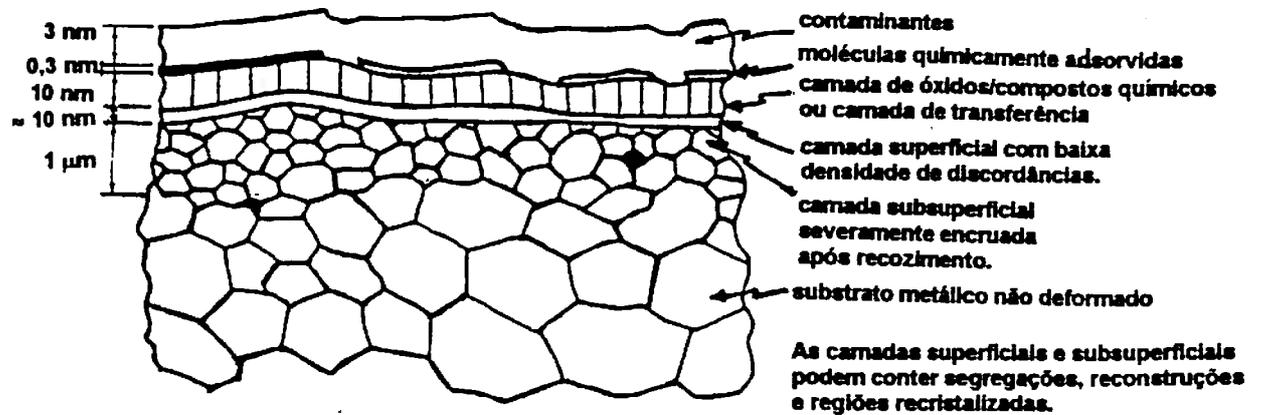


Figura 2.4 Representação esquemática mostrando microestruturas típicas das superfícies e subsuperfícies presentes em metais sujeitos ao atrito. As microestruturas não estão em escala.

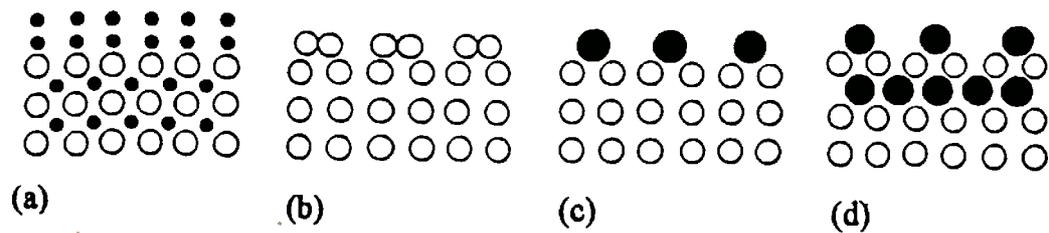


Figura 2.5 Alterações superficiais que podem influenciar os mecanismos básicos do atrito por aderência Segundo Buckley⁽³⁶⁾.

- (a) Segregações de solutos ou impurezas na superfície.
- (b) Reconstruções das camadas superficiais por mudança de composição.
- (c) Adsorção química de elementos do meio.
- (d) Formação de compostos por ação mecânica ou química.

O efeito da adsorção química no atrito podem ser visto nos estudos de Bowden e colaboradores^(26,37). A figura 2.6 mostra a influência do oxigênio no comportamento de atrito do ferro puro contra si mesmo. O comportamento observado pode ser estendido a outros metais. Neste caso, o atrito cai com a redução do vácuo e aumento da pressão do oxigênio, pelo fato dos sítios superficiais ficarem cobertos com átomos adsorvidos ou até mesmo finas camadas de óxidos, que diminuem as áreas de contato disponíveis para a formação dos contatos por aderência.

O conhecimento da solubilidade mútua entre os metais em contato também é um parâmetro importante na discussão do mecanismo de atrito por aderência. Goodzeit et alii⁽³⁸⁾ investigando a aderência entre metais, concluem que ela aumenta com o aumento da solubilidade mútua entre os átomos dos metais contactantes, um argumento também apoiado por Habig⁽³⁹⁾ e Frey e Feller⁽⁴⁰⁾. Rabinowicz⁽⁴¹⁾ parte destas constatações para desenvolver uma “mapa” geral com os níveis de aderência entre alguns pares metálicos, mostrado na figura 2.7.

O atrito por aderência também está relacionado com a estrutura eletrônica dos átomos das superfícies contactantes^(31,42-43). Buckley⁽³¹⁾ destaca na figura 2.8, a influência do grau de saturação dos orbitais d na ligação metálica, o coeficiente de atrito diminui conforme esta característica aumenta, possivelmente devido a um maior grau de ligação do metal consigo mesmo, o que reduziria as ligações através da interface.

Quanto à influência da rede cristalina, no mecanismo de atrito por aderência podem ser feitas as seguintes observações: tem-se uma maior aderência com o aumento da coerência entre os planos e direções cristalinas das superfícies contactantes, ressalte-se ainda que ela seria menor entre planos de maior densidade atômica⁽⁴⁴⁾. No estudo do atrito em alguns metais sujeitos a transformações alotrópica verifica-se o seguinte ordenamento dos coeficientes de atrito: $\mu_{\text{hexagonal}} < \mu_{\text{fcc}} < \mu_{\text{bcc}}$. No caso dos metais hexagonais, justificando a exceção do titânio, parece que o menor atrito ocorreria em redes cristalinas que deformem exclusivamente através de seus planos basais, com baixo encruamento⁽³¹⁾. Esta dependência da aderência em função do tipo de rede cristalina, pode ser vista também no trabalho de Sikorski⁽⁴⁵⁻⁴⁶⁾, mostrado na Figura 2.9.

Uma melhor discussão sobre os mecanismos de aderência pode ser encontrada em Kinloch⁽⁴⁷⁾, ele divide os mecanismos de aderência em quatro grupos principais: (a) contato de asperezas, (b) difusão; (c) teoria eletrônica e (d) adsorção, representados

esquemáticamente na figura 2.10, aos quais poderia ainda acrescentar-se um mecanismo químico.

Do ponto de vista da engenharia, considera-se atualmente que mecanismos de atrito por aderência pura entre superfícies em deslizamento relativo seriam importantes especialmente em superfícies isentas de contaminantes, sob vácuo elevado ou situações de engripamento para alguns metais. Este atrito causado por mecanismo de aderência pura é amplamente discutido por Buckley⁽³¹⁾, especialmente nas aplicações aeroespaciais, onde os fenômenos de aderência e engripamento são extremamente importantes.

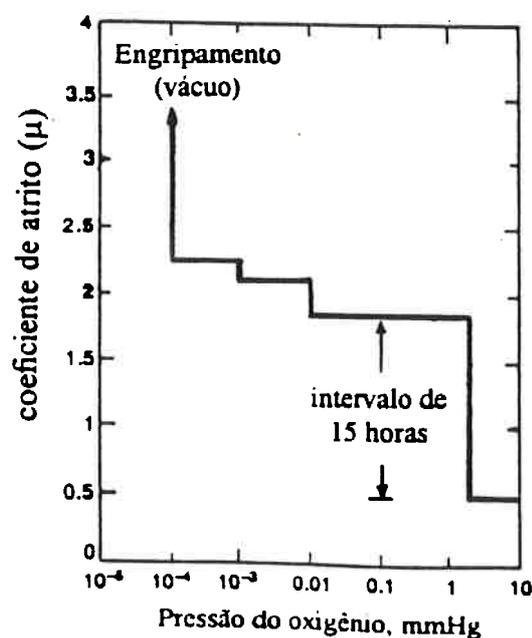


Figura 2.6 Influência do oxigênio, e de um filme óxido, no coeficiente de atrito entre superfícies de ferro. Segundo Bowden e Tabor⁽³⁷⁾.

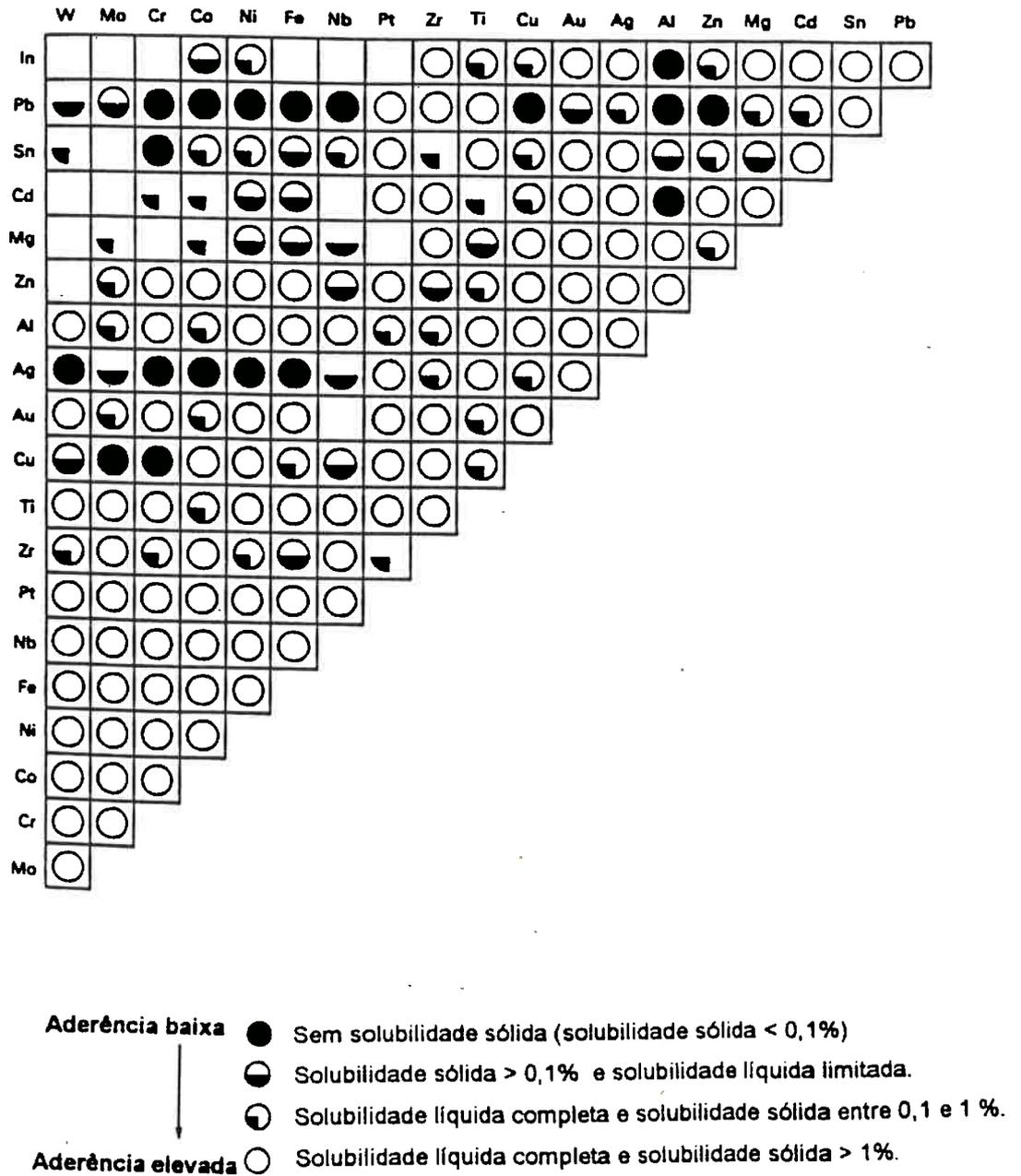
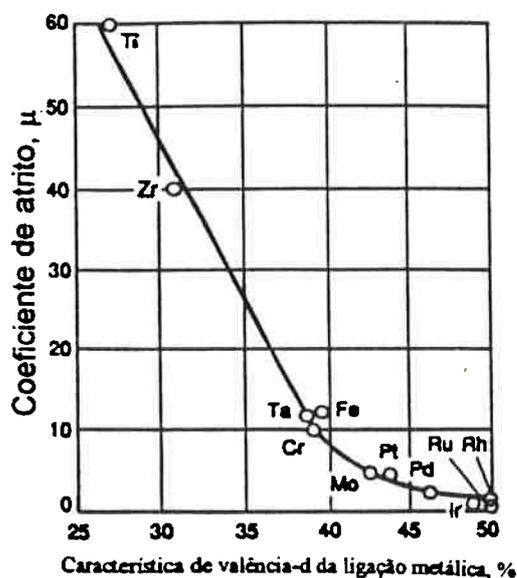


Figura 2.7 Carta de compatibilidade para algumas combinações de metais, obtida a partir dos diagramas de equilíbrio binários, indicando o grau de aderência, e consequentemente de atrito por aderência. Segundo Rabinowicz⁽⁴¹⁾.

(a)



(b)

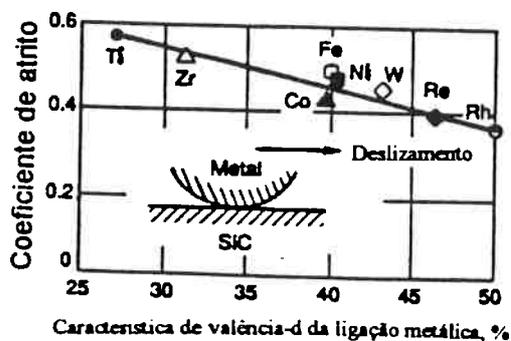


Figura 2.8 Variação do coeficiente de atrito com o percentual de característica de valência d nas ligações metálicas em alguns metais selecionados. Segundo Bucley⁽³¹⁾.

(a) contato entre superfícies com metais iguais e sob velocidade muito baixa.

(b) metais deslizando sobre um monocristal de carboneto de silício.

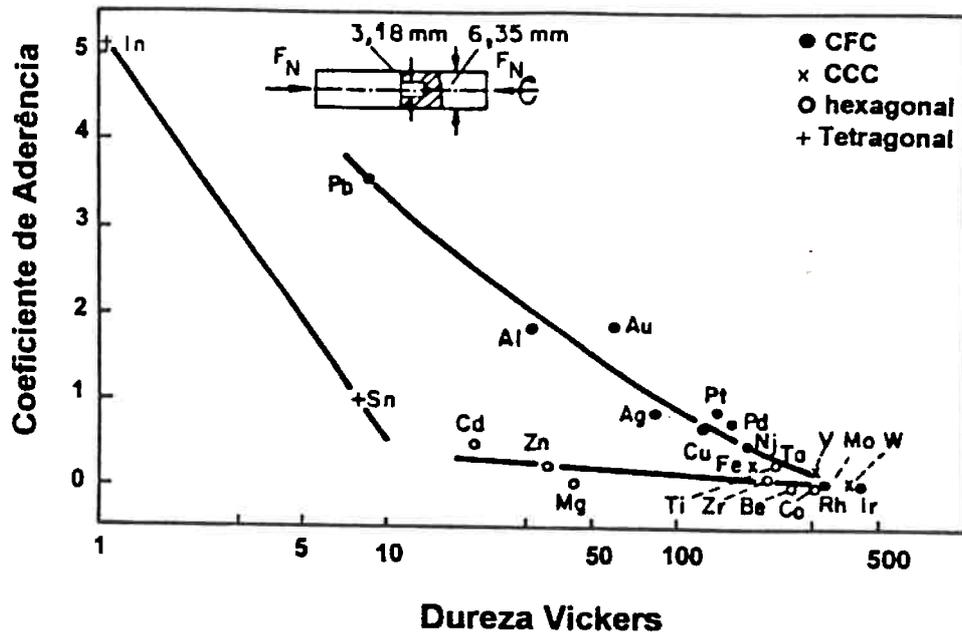


Figura 2.9 Variação do coeficiente de aderência com a dureza⁽⁴⁵⁾.

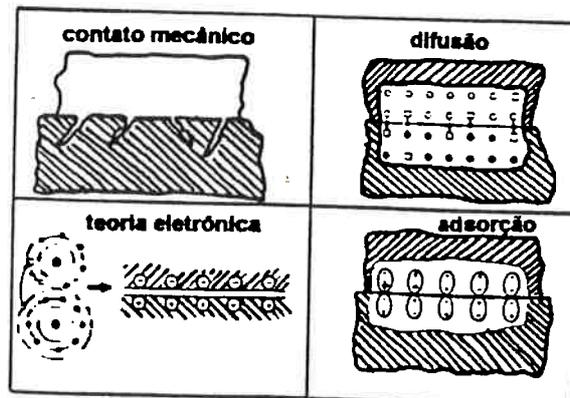


Figura 2.10 Principais grupos de mecanismos de aderência. Segundo Kinloch⁽³¹⁾.

2.4.2.2 Teoria clássica do atrito por aderência interfacial.

Assumindo que sempre haverá algum nível de resolução, para o qual qualquer superfície poderá ser descrita como “rugosa”, o contato entre dois corpos é conjecturado como ocorrendo apenas nos picos mais elevados das superfícies destes corpos, estes picos são chamados de *asperezas*. As pontas das asperezas devem passar por deformações plásticas uma vez que elas experimentam tensões substancialmente mais elevadas que a tensão aparente. Logicamente, as propriedades de deformação plástica do mais mole entre os dois metais em contato desempenha um papel significativo na determinação do comportamento de atrito. O estado de tensões nas pontas das asperezas é assumido como sendo bem aproximado pelo estado de tensões encontrado nos ensaios de dureza por indentação⁽²⁴⁾.

Nesta teoria a carga sob a superfície superior deveria ser suportada pela inferior de modo que o contato que ocorre originalmente apenas em algumas asperezas, que sofrem deformação plástica sob as intensas tensões locais até que a área real de contato torne-se suficiente para suportar a carga aplicada. Quando não se têm nenhum filme contaminante entre as superfícies seriam formadas junções metal-metal, como mostrado por Holm⁽²¹⁾ e Bowden e Young⁽³⁷⁾. Mesmo na presença de filmes contaminantes, Courtney-Pratt e Eisner⁽⁴⁸⁾ mostraram que elas também poderiam ser formadas, desde que a quantidade de deformação fosse suficiente para interromper o filme contaminante. O deslizamento entre as duas superfícies ocorreria então apenas se estas junções fossem rompidas e a força de atrito tornasse maior que a necessária para cisalha-las.

Assumindo que as asperezas contactantes deformariam-se a ponto de ocorrer um escoamento plástico e atingindo uma pressão de contato igual à dureza de indentação do material. A área real de contato seria então determinada como:

$$A_R = \frac{F_N}{H} = \frac{F_N}{p_m} \quad (2.3)$$

ou:

$$F_N = A_R \cdot p_m \quad (2.4)$$

onde F_N é a força normal em Newtons, H é a dureza e p_m a pressão de indentação sob escoamento plástico, ambos em N/m^2 . Assumindo-se que o atrito é devido ao cisalhamento das ligações, a força de atrito seria definida por:

$$F_A = A_R \cdot \tau_m \quad (2.5)$$

Neste caso, o coeficiente de atrito pode ser expresso como:

$$\mu = \frac{F_A}{F_N} = \frac{A_R \cdot \tau_m}{A_R \cdot p_m} = \frac{\tau_m}{p_m} = \frac{\tau_m}{H} \quad (2.6)$$

Esta expressão satisfaz às duas primeiras leis de Amontons, que desprezam tanto a área de contato quanto a carga. Considerando:

$$H \approx 3.S_y \quad (2.7)$$

e que de acordo com o critério de escoamento escolhido

$$\tau_y \approx 0,577.S_y \quad \text{ou} \quad \tau_y \approx 0,5.S_y \quad (2.8)$$

quando $\tau = \tau_y$ do material mais mole, chega-se em um valor universal para o coeficiente de atrito por aderência:

$$\mu_{\text{aderência}} \approx 0,17 \text{ a } 0,20 \quad (2.9)$$

um valor bastante próximo do medido para metais limpos ensaiados ao ar, valores bem altos são encontrados no deslizamento de superfícies isentas de contaminantes sob vácuo. Nesta teoria a contribuição de um termo de atrito por deformação relativa à sulcagem de uma superfície mole por asperezas duras da outra, μ_{sulcagem} , é considerada muito pequena, e no contato entre metais iguais é quase nula. Apesar das críticas a esta teoria do atrito por aderência, experimentos como o mostrado na Figura 2.11, servem para verificar sua evidência qualitativa.

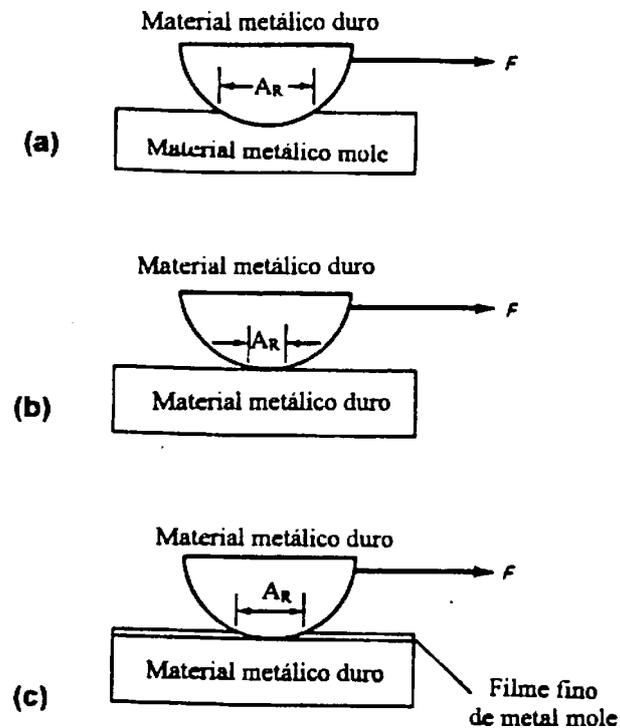


Figura 2.11 Relação entre a força de atrito ($F_A = \tau_m \cdot A_R$) e a dureza dos materiais em contato. Segundo Bowden e Tabor⁽²⁸⁾.

- (a) - Material metálico duro em contato com um material metálico mole (τ_m pequena e A_R grande).
- (b) - Dois materiais metálicos duros de durezas comparáveis em contato um com o outro (τ_m grande e A_R pequena).
- (c) - Dois materiais metálicos duros de durezas comparáveis separados por um filme fino de um material metálico mole depositado sobre uma das superfícies metálicas (τ_m e A_R pequenas). Esta situação corresponde à menor força de atrito, dentre estes três casos.

2.4.2.3 Teoria do atrito por aderência com crescimento de junções a seco

McFarlane e Tabor⁽⁴⁹⁾ mostraram que o mecanismo de atrito proposto na teoria clássica do atrito por aderência estava incompleto ao ignorar a grande contribuição do movimento tangencial. Estes autores consideraram que ao colocarem duas superfícies em contato, uma pequena força tangencial seria necessária para iniciar o movimento relativo entre elas, vencendo a resistência das junções, já deformadas plasticamente sob a carga aplicada. A medida que este movimento relativo começa, a região de contato cresce com um correspondente aumento nas forças tangencial e de aderência. O deslizamento macroscópico, em regime de estado permanente, ocorreria então quando a força tangencial aumentasse mais rapidamente que a taxa de crescimento das junções.

A hipótese do crescimento de junções desta teoria, pode ser melhor compreendida se discutida em termos de um círculo de Mohr de tensões (Figura 2.12). Um elemento na junção entre duas asperezas dos corpos contactantes, é visualizado como suportando uma tensão p normal à interface, estando livre de tensões paralelas à interface; o círculo de Mohr correspondente a esta situação é mostrado ao lado (Figura 2.12-a). Ocorrerá uma tensão de cisalhamento máxima num plano a 45° com a interface, sob escoamento plástico, correspondendo à tensão de escoamento do material sob cisalhamento puro ($\tau_{\max} = \tau_y$), ou seja o raio do círculo. A pressão normal p , terá uma magnitude p_0 correspondente ao diâmetro do círculo, ou seja $p_0 = 2 \cdot \tau_y$. O segundo intercepto com o eixo das tensões normais é zero, representando uma tensão nula na face vertical do elemento.

Ao aplicar-se uma tensão tangencial na interface, surge uma tensão adicional por cisalhamento na junção entre as asperezas (Figura 2.12-b). Então, para o material permanecer sob a tensão de escoamento, a pressão normal deve baixar de p_0 para p_1 . Se a carga normal permanecer constante, para reduzir a pressão normal, a área de contato deverá crescer. Daí a denominação de teoria do crescimento das junções.

A relação entre p_0 , p_1 e τ pode ser determinada pelos critérios de escoamento, como por exemplo pelo critério de Tresca da máxima tensão de cisalhamento:

$$p_1 + 4 \cdot \tau^2 = p_0^2 \quad (2.10-a)$$

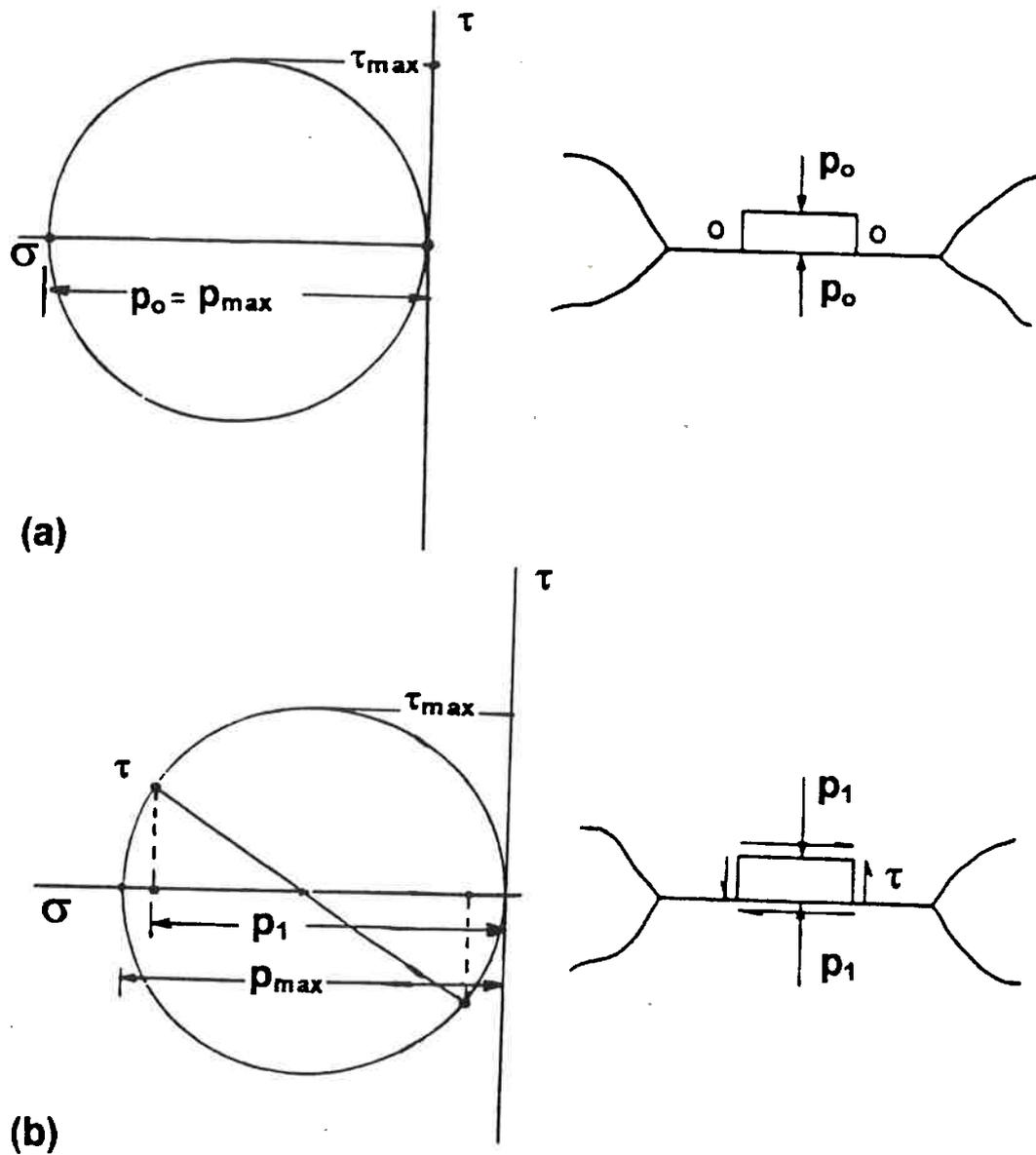


Figura 2.12 Teoria do atrito por aderência com crescimento de junções.

- (a) - Elemento na zona de contato entre duas asperezas sob carregamento normal simples (direita) e círculo de Mohr correspondente.
- (b) - Elemento na zona de contato quando um cisalhamento é aplicado na interface (direita) e o correspondente círculo de Mohr (esquerda). A tensão máxima, o raio do círculo, é igual a τ_{max} acima quando o material está em condições de escoamento plástico incipiente.

ou pelo critério de von Mises:

$$p_1^2 + 3.\tau^2 = p_o^2 \quad (2.10-b)$$

em termos qualitativos estas as expressões (2.10-a e b) levam as mesmas conclusões, podendo ser reescrita como:

$$p_1^2 + \alpha.\tau^2 = p_o^2 \quad (2.10-c)$$

onde α representaria uma constante. Com esta expressão e considerando as relações entre a força normal e a pressão normal e da força tangencial com a tensão de cisalhamento:

$$p_1 = F_N/A_R \quad (2.11)$$

e

$$\tau = F/A_R \quad (2.12)$$

e que não necessariamente estaria ocorrendo um deslizamento, ao substituir estas expressões em (2.10-c), chega-se a:

$$F_n^2 + \alpha.F^2 = (A_R)^2.(p_o)^2 \quad (2.13)$$

Numa situação de deslizamento típica sob um peso morto, a força normal F_N é constante, enquanto p_o é uma propriedade do material, seu limite de escoamento sob compressão. A área de contato irá desse modo aumentar com o aumento da força tangencial, e razão F/F_N , ou seja o valor instantâneo do coeficiente de atrito, μ , aumentará junto. Pelo critério de Tresca, este valor instantâneo do coeficiente de atrito, μ é dado por⁽²⁾:

$$\mu = \frac{\tau}{p} = \frac{\sqrt{(\tau_y)^2 - \frac{1}{4}(p)^2}}{p} \quad (2.14)$$

Não existe nada neste modelo que limite o processo de crescimento de junções, que teoricamente poderia crescer até ocupar toda a área aparente do contato, com o coeficiente de atrito atingindo um valor bastante elevado. Sob certas condições, o

crescimento de junções entre metais pode até ocorrer deste modo, como no caso de superfícies metálicas limpas sob alto vácuo, porém na maioria dos casos práticos o crescimento das junções está limitado pela ductilidade do material e pela presença de filmes interfaciais mais fracos que os materiais em contato.

Green⁽⁵⁰⁾ levanta esta anomalia no modelo de crescimento de junções, sugerindo que um deslizamento ao atingir um regime permanente, cessa o crescimento das junções, e com isto a área real de contato média permanece constante. A característica essencial da teoria de Green é que a força necessária para deformar plasticamente as asperezas, seria aquela necessária para deforma-las plasticamente quando passam uma pelas outras no processo de deslizamento. Greenwood e Tabor⁽⁵¹⁻⁵²⁾ confirmam experimentalmente esta teoria. Uma discussão sobre estas teorias e a magnitude do coeficiente de atrito pode ser encontrada no trabalho de Edwards e Halling⁽⁵³⁾.

2.4.2.4 Teoria do atrito com crescimento de junções e filmes interfaciais

A presença de um meio interfacial de menor resistência ao cisalhamento que as superfícies em contato, pode ser incluída na teoria da aderência com crescimento de junções, caso assumamos que as junções falhem sob uma tensão de cisalhamento, τ_i , descrita como uma parcela "m" da tensão de escoamento do material sob cisalhamento puro, τ_y , ou seja:

$$\tau_i = m \cdot \tau_y \quad (2.15)$$

com, $0 \leq m \leq 1$.

Por meio das expressões (2.13) e (2.15), chega-se ao coeficiente de atrito⁽²⁾:

$$\mu = \frac{F}{F_N} = \frac{A_R \cdot \tau_i}{A_R \cdot p_m} = m \cdot \left(\sqrt{\frac{1}{\alpha(1-m^2)}} \right) \quad (2.16)$$

Quando a interface tem a mesma resistência ao cisalhamento que o material como um todo, ou seja quando $m = 1$, o coeficiente de atrito tenderia a infinito, devido ao o crescimento ilimitado das junções. Entretanto, para interfaces com um filme superficial

mais fraco que o material das superfícies em contato, o coeficiente de atrito é finito e diminui rapidamente conforme reduz-se a resistência específica ao cisalhamento interfacial (τ_i / τ_y). A dependência do coeficiente de atrito, μ , em função de (τ_i / τ_y), de acordo com a teoria de aderência com crescimento de junções e filme interfacial é mostrada na figura 2.13, em função do parâmetro α , definido na expressão 2.10-c, de acordo com o critério de escoamento adotado.

Como visto, filmes interfaciais mais cisalháveis que os materiais em contato, podem levar a um crescimento de junções bastante limitado, podendo inclusive implicar em valores preditos do coeficientes de atrito iguais aos obtidos por uma teoria que ignore o crescimento das junções.

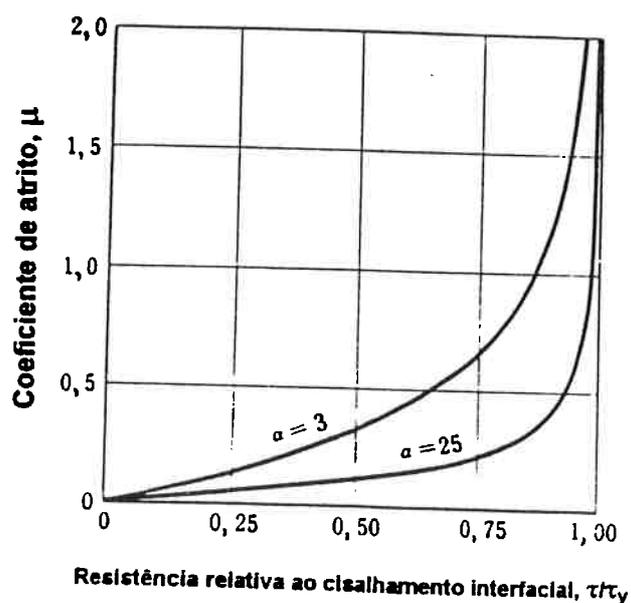


Figura 2.13 Variação do coeficiente de atrito, μ , com a razão entre a resistência ao cisalhamento da interface e a tensão de escoamento sob cisalhamento puro do material, em função do parâmetro α , uma constante dependente do critério de escoamento. Segundo a teoria do crescimento de junções. Bowden⁽⁵²⁾

Tal teoria pode ser facilmente desenvolvida, assumindo-se uma aspereza, idealizada como um indentador plano, separada do substrato por um filme interfacial, de resistência ao cisalhamento, τ_i . Neste caso a força de atrito é determinada pela resistência ao cisalhamento do filme interfacial, podendo definir-se um coeficiente de atrito, μ , como:

$$\mu = \frac{F}{F_N} = \frac{A_R \cdot \tau_i}{A_R \cdot p_o} = \frac{\tau_i}{p_o} = \frac{\tau_i}{\tau_y \cdot \sqrt{\alpha}} = m \cdot \left(\sqrt{\frac{1}{\alpha}} \right) \quad (2.17)$$

2.4.2.5 Teoria de atrito com junções tanto a seco quanto com meio interfacial

Os mecanismos e teorias do atrito devido à aderência, discutidos nas seções anteriores, tanto via coeficiente de atrito constante (lei de Coulomb-Amontons) ou via um fator de atrito constante por cisalhamento dos filmes interfaciais nas superfícies em contato, podem segundo Bowden e Tabor⁽²⁾, serem englobados em um único modelo que considere a existência simultânea de pontos de contato com junções a seco e outros com interposição de um filme interfacial de baixa resistência ao cisalhamento, um contaminante lubrificante, ou seja:

$$\mu = \frac{\tau}{p_m} = a \cdot \left(\frac{\tau_f}{p_m} \right) + (1 - a) \cdot \left(\frac{\tau_m}{p_m} \right) \quad (2.18)$$

$$m = a \cdot \left(\frac{\tau_f}{\tau_{\max}} \right) + (1 - a) \quad (2.19)$$

onde a é a razão entre as áreas sob cisalhamento do filme interfacial e aparente (A_f / A), e $(1-a)$ é a razão entre as áreas de contato real e aparente.

Propostas conciliadoras como esta, junto com as teorias clássicas do atrito por aderência, discutidas até aqui, apoiam-se num modelo físico onde as superfícies contactantes estão caracterizadas por uma ou duas regiões a serem classificadas como:

- regiões de contato com ou sem a interposição de um filme contaminante;
- regiões não contactantes.

Bresciani Filho⁽⁵⁴⁾ observa, entretanto, que nestas teorias as equações representativas do fenômeno de atrito consideram possíveis apenas uma destas condições de contato atuando simultaneamente, ou seja todos os contatos com junção a seco (contato metal-metal) ou todos com contaminante interfacial (sem contato metálico direto). Em um trabalho recente⁽⁵⁵⁾, ele propõe a presença simultânea de três regiões nas superfícies contactantes:

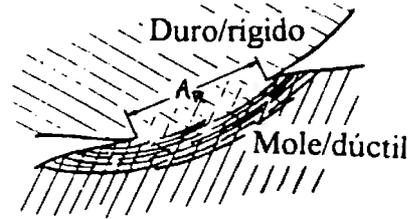
- contato metálico direto;
- contato com contaminante interfacial;
- sem contato de qualquer espécie.

As equações desta teoria, uma extensão das equações básicas da teoria clássica do atrito por aderência, permitem construir uma “curva característica do atrito”, particularmente adaptada para as condições predominantes na interface peça-ferramenta de muitos processos de conformação mecânica.

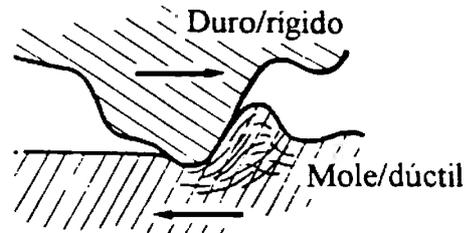
Kullman-Wilsdorf⁽⁵⁶⁾ também revê os diferentes dos tipos de contato presentes nas superfícies contactantes e discute sua importância e a influência da aderência na magnitude do coeficiente de atrito. Uma esquematização dos diferentes modos de contato entre asperezas discutidos neste trabalho, é mostrada na figura 2.14.

Não obstante algumas limitações à aplicação direta destes modelos tais como: impossibilidade do uso direto das equações acima, causada pelo não conhecimento a priori da razão entre as áreas de contato real e aparente, embora conhecidos τ_l , τ_m e p_m , e freqüentes diferenças entre os valores preditos e os experimentais, estes trabalhos ao discutirem e proporem pequenas mudanças nas teorias de atrito por aderência, acabam contribuindo para uma melhor compreensão crítica das limitações e qualidades do enfoque teórico do atrito via os modelos de aderência e crescimento de junções de Bowden e Tabor.

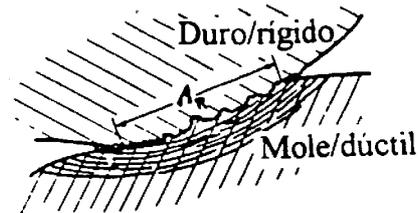
- (a) Mecanismo básico da teoria do atrito por aderência, com caldeamento nos pontos de contato



- (b) Mecanismo de sulcagem ou aragem - este mecanismo também é considerado nos mecanismos (c) e (d), embora apenas a nível de microrrugosidade, e apenas num dos lados do ponto de contato. Um mecanismo de sulcagem deste tipo reponderia por cerca de 10 até 20 % do valor do coeficiente de atrito.



- (c) Mecanismo de solda a frio sem aderência. As duas superfícies estão intertravadas mecanicamente, pelo que um deslizamento surge com uma força aplicada sobre A_R .



- (d) Mecanismo com aderência, onde o caldeamento das asperezas é responsável por apenas uma pequena parcela da área de contato A_R . Na ausência de aderência formam-se regiões onde aumenta-se a interação entre os pontos de contato. Para valores constantes da força normal, F_N e com isto de A , têm o efeito de causar um cisalhamento conjunto em toda uma grande área subsuperficial.

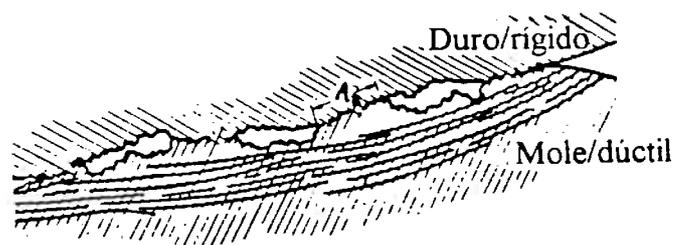


Figura 2.14 Diferentes modelos de contato entre asperezas, nos quais ocorre deformação plástica pelo menos no material mais mole, provocando o surgimento de um valor finito do coeficiente de atrito. As zonas de cisalhamento mais severo estão tracejadas. Segundo Kuhlmann-Wilsdorf⁽⁵⁶⁾.

2.4.3 Teorias de atrito por sulcagem ou deformação plástica

A topografia das superfícies desempenha um papel importante no estabelecimento de um regime de deformação e na natureza do deslizamento entre superfícies em contato, uma vez que o contato das superfícies, devido à rugosidade superficial ocorre apenas em pontos discretos com deformações locais, as quais por alterarem a área real de contato e o espaçamento de separação entre as superfícies, passam a ser características fundamentais para a modelagem do atrito que leve em conta a componente de sulcagem e deformação plástica, principalmente o conhecimento do regime de deformação das asperezas⁽⁵⁷⁻⁵⁹⁾. Não obstante a complexidade decorrente da diversidade de formas e alturas das asperezas, encruamento do material e das possíveis interações mútuas entre os campos de deformação de cada contato, o estabelecimento de limites entre as deformações plástica e elástica das asperezas, torna-se importante para compreender o campo de validade dos modelos de atrito que envolvem uma componente de deformação plástica das asperezas.

2.4.3.1 Regime de deformação das asperezas

Nos modelos de contato plástico puro assume-se um material rígido perfeitamente plástico e uma área de contato real proporcional à carga, uma vez que a pressão média sobre a área de contato aparente é igual à pressão de escoamento. Um dos primeiros modelos plásticos foi o apresentado por Abbot e Firestone⁽⁶⁰⁾. Neste modelo a área real de contato é a área da intersecção geométrica entre uma superfície rugosa e um plano no nível da intersecção. A principal limitação deste modelo é considerar aniquilado o volume superposto das superfícies contactantes, numa contradição clara à conservação de massa usada nas teorias de plasticidade. Pullen e Williamson⁽⁶¹⁾ contornaram este problema mostrando que o material deslocado reapareceria como uma elevação uniforme numa região não contactante da superfície. Um outro modelo plástico é o de Tsukizoe e Hisakado⁽⁶²⁾ que adaptaram uma lei de deformação plástica a um modelo que combina o comportamento individual das asperezas com uma descrição estatística de suas alturas.

O conceito de contatos plástico ou elástico, é enfocado de modo diferente por Archard⁽⁶³⁻⁶⁵⁾, em sua concepção, os picos de asperezas mais altos sofrem inicialmente

um contato plástico, o qual conforme a superfície atinja um regime permanente tornam-se elástico. Trabalhos mais recentes como os de Poon e Sayles⁽⁵⁸⁾ e Hirst e Hollander⁽⁵⁹⁾ confirmam experimentalmente estas idéias, a partir do índice de plasticidade proposto por Whitehouse e Archard⁽⁶⁶⁾.

$$\psi = 0,6 \left[\frac{(E'/H)}{(\sigma/\beta^*)} \right] \quad (2.20)$$

contudo, dentre todos modelos com proposições de índices de plasticidade, o mais bem sucedido é o de Greenwood e Williamson⁽⁶⁷⁾:

$$\psi = \frac{E'}{H} \sqrt{\frac{\sigma}{\beta}} \quad (2.21)$$

Toda uma família de modelos de asperezas surge a partir do modelo GW original, sucessivamente expandido para incluir aspectos tais como superfícies anisotrópicas⁽⁶⁸⁻⁷²⁾, contato entre superfícies curvas⁽⁷³⁾, contato entre duas superfícies rugosas⁽⁷⁴⁻⁷⁵⁾, raios de curvatura não uniforme dos picos de asperezas^(69-70.76), distribuições empíricas não Gaussianas das alturas das asperezas⁽⁷⁷⁾, transições elasto-plásticas⁽⁷⁸⁻⁸¹⁾, descrição da rugosidade por geometria fractal⁽⁸¹⁾ e modelagem por elementos finitos⁽⁸²⁾. Todavia, grande parte destas modificações, diferem muito pouco dos resultados do modelo GW.

Como a carga não entra na expressão destes índices de plasticidade, fica claro, que as propriedades mecânica e a topografia das superfícies desempenham papel bem maior na determinação da ocorrência, ou não, de deformação plástica num contato (Figuras 2.15). Fica claro também que se a topografia da superfície é tal que ocorra inicialmente escoamento plástico, as interações superficiais em passes sucessivos podem alisar a superfície durante a etapa de acomodação, até que o desvio padrão da distribuição de altura das asperezas diminua e/ou o raio de curvatura das asperezas aumente, entrando no regime de contato elástico. Vale lembrar que o modelo de GW satisfaz as leis de Amontons tanto na condição elástica quanto plástica.

2.4.3.2 Modelos de atrito por sulcagem

A força de atrito devida ao deslocamento de asperezas duras através de uma superfície menos dura, ou seja, a componente de atrito por sulcagem ou deformação plástica, μ_s , pode ser estimada considerando uma única aspereza com forma idealizada.

Bowden e Tabor⁽²⁾ ao estudarem uma aspereza cônica rígida de semi-ângulo θ (figura 2.16) deslizando sobre um plano, propoem a seguinte expressão para o coeficiente de atrito devido à sulcagem:

$$\mu_{\text{sulcagem}} = \frac{F_{\text{sulcagem}}}{F_N} = \left(\frac{2}{\pi}\right) \cdot \cot g(\theta) \quad (2.22)$$

a expressão (2.22) está em concordância com as evidências experimentais nas quais para inclinações das asperezas numa superfície real menores que 10° , isto é $\theta > 80^\circ$, correspondem a um coeficiente de atrito por sulcagem, $\mu_{\text{sulcagem}} < 0,1$. Para um metal deslizando sobre uma outra superfície do mesmo metal, o termo de sulcagem poderia ser desprezado.

Modelagens em estado plano de deformação tais como as de Johnson⁽³³⁻³⁴⁾ e Challen e Oxley⁽⁸³⁻⁸⁵⁾, onde as asperezas são consideradas como cunhas com semi-ângulo θ , expressam um coeficiente de atrito bastante semelhante:

$$\mu_{\text{sulcagem}} = \cot g(\theta) \quad (2.23)$$

Johnson⁽³³⁻³⁴⁾ estuda o termo de atrito por sulcagem e deformação plástica, através de uma análise de campos de linhas de escorregamento de uma aspereza bidimensional em forma de cunha, com a natureza da deformação sobre uma cunha rombuda dependendo do atrito interfacial entre a face da cunha e a superfície do metal, distinguindo a formação embaixo da ponta da cunha de uma capa de material restringido não deformado plasticamente (*grande aderência*, Figura 2.17-a); enquanto na ausência de aderência, tal capa não desenvolve-se sobre a ponta da cunha e a deformação do metal ocorre numa zona estreita em volta da indentação (figura 2.17-b).

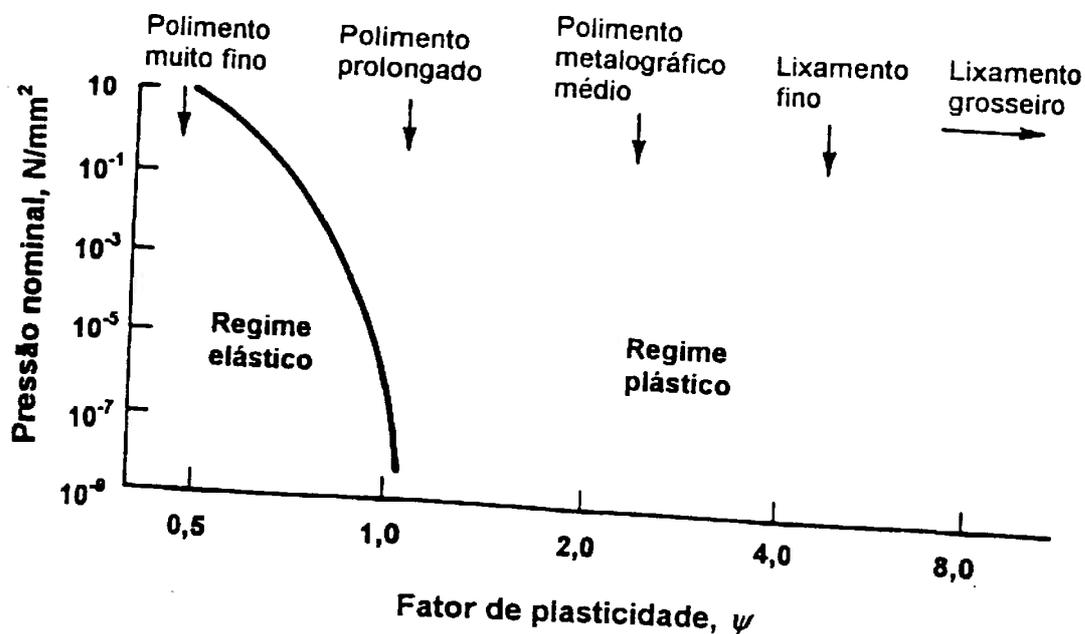


Figura 2.15 Dependência do modo de deformação das asperezas em função do fator de plasticidade de Greenwood e Williamson, ψ , para superfícies de alumínio para diferentes acabamentos superficiais. Segundo Tabor⁽⁵²⁾.

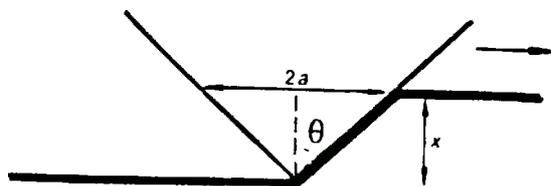
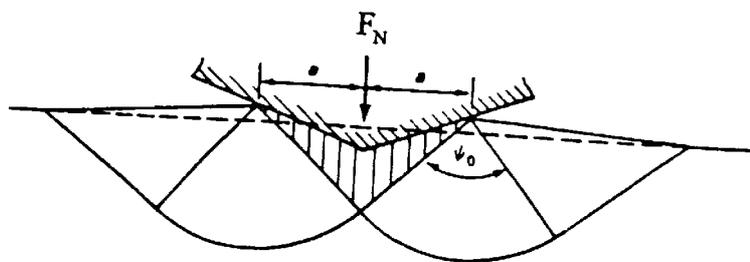
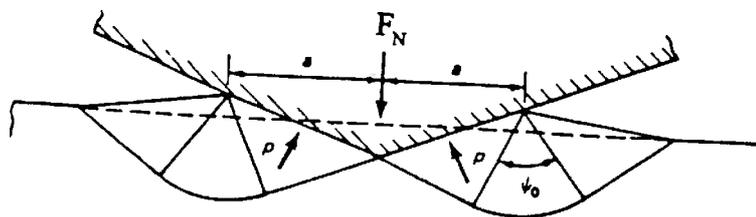


Figura 2.16 Modelagem da componente de atrito por deformação plástica, sulcagem, na qual uma aspereza cônica de semi-ângulo θ , indenta e desliza através de uma superfície de um material que está sendo deformado plasticamente.



(a)

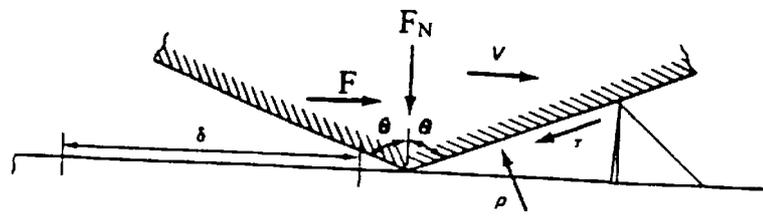


(b)

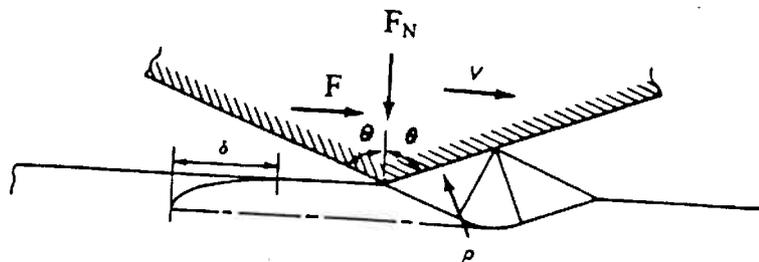
Figura 2.17 Indentação de uma superfície rígida, perfeitamente elástica por uma cunha rígida rombuda. Segundo Johnson^(3,4).

- (a) com aderência perfeita, uma capa de material adere às faces da cunha (área sombreada).
- (b) com aderência nula, a pressão de contato média, p_m , atua normal às faces da cunha e o volume de material deformado é menor.

O movimento da cunha através da superfície metálica provocará uma sulcagem mais profunda, pois a carga está sendo suportada apenas por um dos lados. Isto equivale ao modelo de crescimento de junções. Eventualmente a cunha retornará ao nível da superfície, montada em sua “onda de proa” e empurrando uma proa de material deformado plasticamente a frente dela. Quando o atrito interfacial é alto (aderência perfeita), o coeficiente de atrito global aproxima-se de 1. Quando a aderência é nula, ocorre sulcagem pura. A cunha não provoca uma sulcagem tão profunda e a “onda de proa” é muito menor (figura 2.18).



(a)



(b)

Figura 2.18 Modelo de Johnson⁽³⁴⁾ para sulcagem, em regime permanente, de um material rígido e perfeitamente elástico por uma cunha rígida com semi-ângulo, $\theta = 68^\circ$.

(a) sulcagem com aderência perfeita: $\tau = 0.73$, $\tau_{\max} = 0.43 \cdot p$ e $\mu = 1.0$.

(b) sulcagem com aderência nula, $\tau = 0$ e $\mu = \cotg(\theta) = 0.40$. Onde δ representa o cisalhamento plástico da superfície em relação ao material como um todo.

Challen e Oxley⁽⁸³⁻⁸⁴⁾ também investigaram o modelo estudado por Johnson, assumindo diferentes níveis de resistência interfacial, isto é, para diferentes níveis de aderência entre as faces das asperezas e o metal da superfície. A figura 2.19 mostra os resultados para três diferentes meio ângulo da cunha: 70°, 80° e 90°, este último representando um punção plano. O coeficiente de atrito, μ , é plotado em função da resistência interfacial normalizada, τ/τ_{\max} . Mudanças relativamente pequenas em τ podem chegar até $\mu = 0,5$, um valor comum em ensaios de atrito ao ar. Os valores de do coeficiente de atrito para $\tau = 0$ podem ser imaginados como representativos da sulcagem pura e os com 90° representativos da aderência ($\mu = 1$).

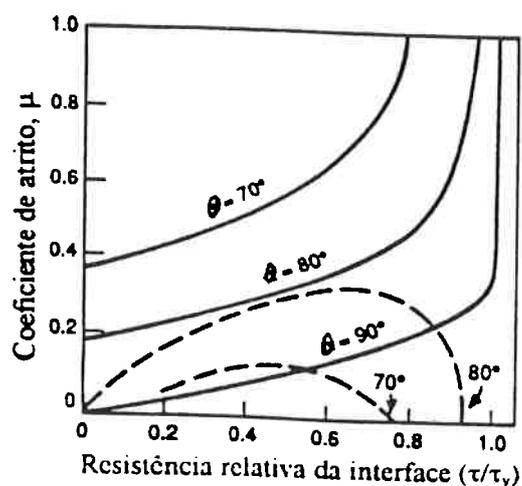


Figura 2.19 Sulcagem por cunhas de diferentes semi-ângulos para vários níveis de aderência parcial. O termo de “sulcagem pura”, μ_s , é dado pelo valor de F_t/F_N quando $\tau=0$; o termo de “aderência pura”, μ_a , é dado por F_t/F_N quando $\theta = 90^\circ$. O coeficiente de atrito total, μ , é da dado aproximadamente por $\mu_s + \mu_a$. As linhas tracejadas representam a energia dissipada na interface. Segundo Chalen e Oxley⁽⁸³⁾.

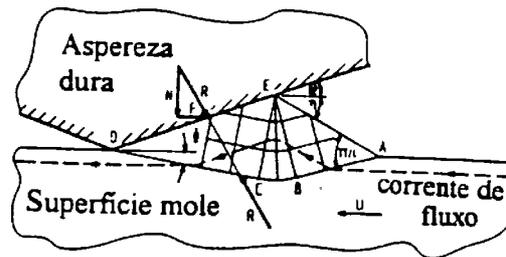
Os campos de linha de escorregamento usados por Challen e Oxley⁽⁸³⁻⁸⁵⁾ para modelar as interações das asperezas quando uma partícula dura desliza sobre outra relativamente mole (figura 2.20) são definidos pela inclinação da aspereza dura, θ , vista como um parâmetro de rugosidade da superfície, e um fator de atrito ou parâmetro de lubrificação, $f = \tau/\tau_v$, onde τ é a resistência ao cisalhamento do filme na interface DE e τ_v é a tensão de escoamento sob cisalhamento puro do material deformado.

O primeiro modelo (figura 2.20-a), com superfícies relativamente lisas e bem lubrificadas (valores pequenos de θ e f), representa a força de atrito como a força necessária para empurrar ondas de material deformado plasticamente ao longo da superfície mole a frente das asperezas duras.

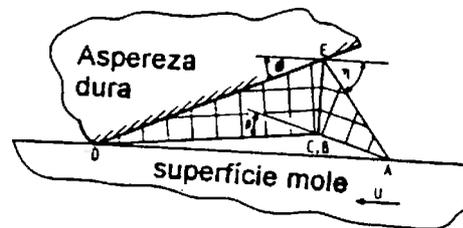
O segundo modelo (figura 2.20-b), para superfícies mais rugosas e lubrificação pior, considera o caso onde a onda não é mais empurrada para a frente da aspereza dura mas sim suprimida (removida).

O terceiro modelo (Figura 2.20-c), aplica-se a superfícies ainda mais rugosas, neste caso a deformação é representada como um processo de formação de cavaco, como na usinagem, ou como num processo de desgaste por abrasão através de microcorte.

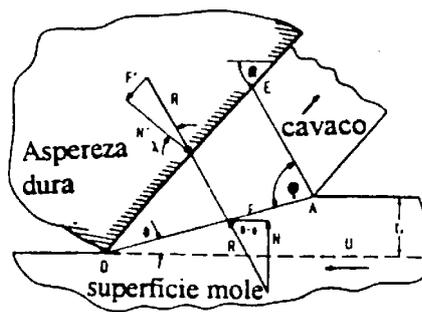
Os valores teóricos do coeficiente de atrito preditos para cada um dos três modelos de Challen e Oxley plotados versus o ângulo da aspereza dura para diferentes valores da resistência interfacial na figura 2.21, predizem um coeficiente de atrito crescente com o aumento do ângulo das asperezas em todos os três modelos. Contudo, o coeficiente atrito pode também diminuir com o aumento do ângulo das asperezas quando o processo de interação das asperezas muda de formação ou remoção da onda para formação de cavaco com o aumento do ângulo das asperezas. Os resultados também mostram que uma melhoria na lubrificação (redução do valor de f) resulta numa redução no coeficiente de atrito na faixa de formação de onda enquanto gera um aumento do coeficiente de atrito na faixa de formação de cavaco. Estas predições são confirmada por Black et al⁽⁸⁶⁾ em uma ampla investigação experimental dos modelos de interação de asperezas propostos por Challen e Oxley, representados por símbolos na figura 2.21.



(a)



(b)



(c)

Figura 2.20 Modelos de Challen e Oxley⁽⁸²⁻⁸⁵⁾ da componente de atrito por deformação.

(a) formação de onda (modelo de atrito com roçamento);

(b) remoção da onda (modelo de atrito com desgaste);

(c) formação de cavaco (modelo de atrito com microcorte).

A preocupação com uma modelagem da componente do atrito por sulcagem, com base em análises de campos de linhas de escorregamento aparece também nos trabalhos de Komvopoulos et alii⁽⁸⁷⁻⁹⁰⁾, chegando também a uma relação entre o atrito devido à sulcagem e a topografia das asperezas, as condições interfaciais e a forma da zona plástica. O estudo concentrou-se em ensaios de pressão normal razoavelmente baixa, sem deformação plástica volumétrica, obtidos em ensaios de pino sobre disco.

Um modelo de atrito por interação de asperezas a seco com formação de onda aparece também nos trabalhos de Cocks⁽⁹¹⁻⁹³⁾, para quem as asperezas não deslizariam simplesmente umas sobre as outras, mas sim formariam “ondas” ou “proas”, as quais seriam cunhas do metal deformado plasticamente que tenderiam a forçar as asperezas a afastarem-se. A figura 2.22 mostra o mecanismo de geração de atrito por formação de onda observado quando uma aspereza mole móvel encontra uma outra dura. Na figura 2.22-a as duas asperezas estão para fazer contato, enquanto na figura 2.22-b elas são mostradas logo após o contato. O metal mais mole é deformado provocando a elevação de uma onda (proa) e assim tendendo a afastar as superfícies. As superfícies ao deformarem-se plasticamente permitiriam que esta onda de proa passasse pela aspereza dura. Para materiais rígidos, o ângulo de cisalhamento (ϕ) da figura 2.22-c seria pequeno e a força geradora da onda na horizontal seria elevada. A força geradora da onda (proa) contribuiria para o atrito e ocasionalmente a resistência do material seria excedida, levando ao surgimento de partículas de desgaste vinda da superfície móvel. Do mesmo modo, também a resistência do material mais duro também poderia ser excedida gerando partículas de desgaste.

O efeito das partículas de desgaste está incluído nos modelos de atrito propostos por Suh⁽⁹⁴⁻⁹⁶⁾ ao acrescentar um termo adicional baseado na deformação mecânica, seu modelo considera o atrito como tendo três componentes:

$$\mu = \mu_{\text{aspereza}} + \mu_{\text{sulcagem}} + \mu_{\text{partículas}} \quad (2.24)$$

onde μ_{aspereza} é uma contribuição das asperezas, μ_{sulcagem} é devido aos efeitos da sulcagem e $\mu_{\text{partículas}}$ é devido a partículas que por aglomeração e encruamento passam a atuar como terceiros corpos geradores de atrito ao deformarem as superfícies contactantes.

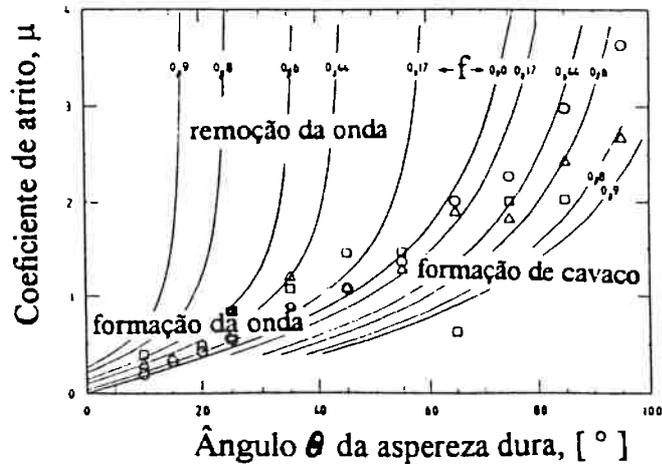


Figura 2.21 Modelo de Chalen e Oxley com resultados teóricos⁽⁸³⁻⁸⁵⁾ e experimentais⁽⁸⁶⁾

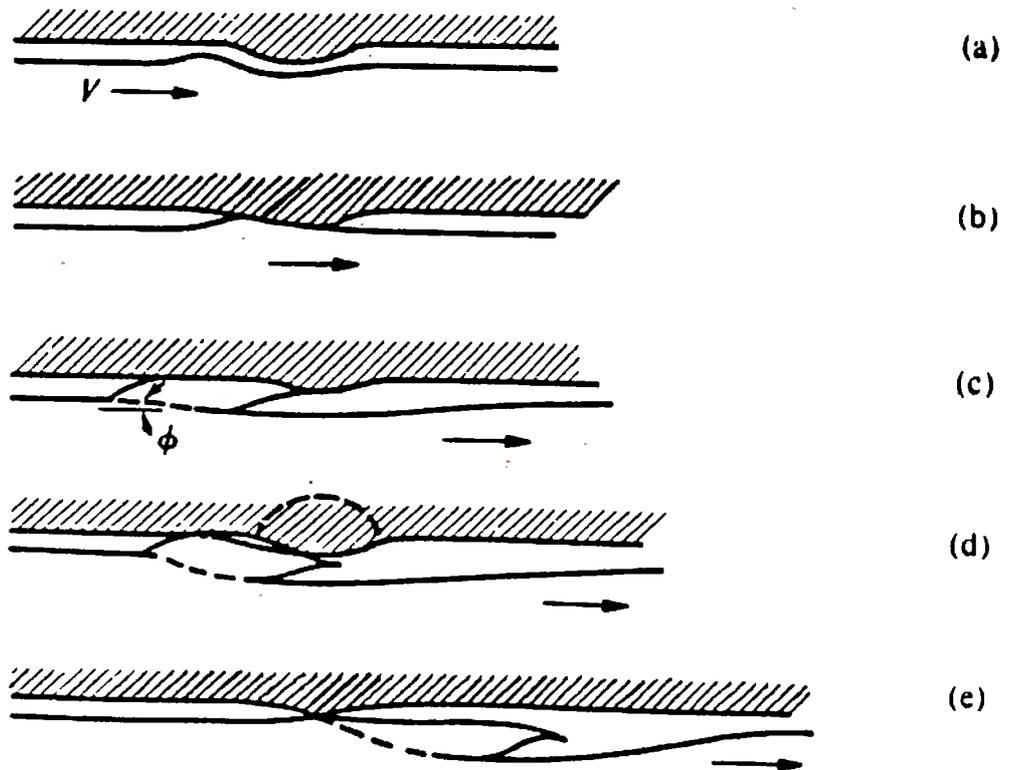


Figura 2.22 Mecanismo de atrito por deformação plástica e formação de onda. Segundo Cocks⁽⁹¹⁾

O papel das partículas de fragmentos de desgaste é reconhecido por Godet⁽⁹⁷⁾ que considera que grande parte do comportamento de desgaste em regime permanente, por exemplo: após 1000 ciclos, como sendo controlado quase que exclusivamente por partículas de desgaste atuantes como terceiros corpos entre duas superfícies. A aderência e a deformação na sulcagem são não só componentes do processo como um todo, mas participam também principalmente na formação das partículas de desgaste. Interessante neste mecanismo, é que o atrito é basicamente controlado pelo desgaste; uma proposição oposta à mais ouvida, de que o desgaste seria controlado pelo atrito. O mais provável, é que ambas as afirmações sejam parcialmente corretas.

No mecanismo de atrito por deformação plástica interfacial proposto por Feng⁽⁹⁸⁾ a ponta das asperezas se interpenetram (figura 2.23) devido à natureza não homogênea da deformação nos pontos de menor resistência presentes em superfícies reais. Este mecanismo sugere que o atrito surge do escoamento plástico e do intertravamento mecânico das asperezas, por encaixe das superfícies durante a deformação plástica, seguido pelo cisalhamento após o deslizamento. Parte das idéias de Feng são discutíveis, pois enquanto Bowden e Tabor consideram a aderência como um mecanismo causador do atrito, este mecanismo afirma justamente o contrário, ou seja, que a aderência é uma consequência do atrito, contudo a aderência pode ocorrer independente do aumento de temperatura na interface, sugerido por Feng.

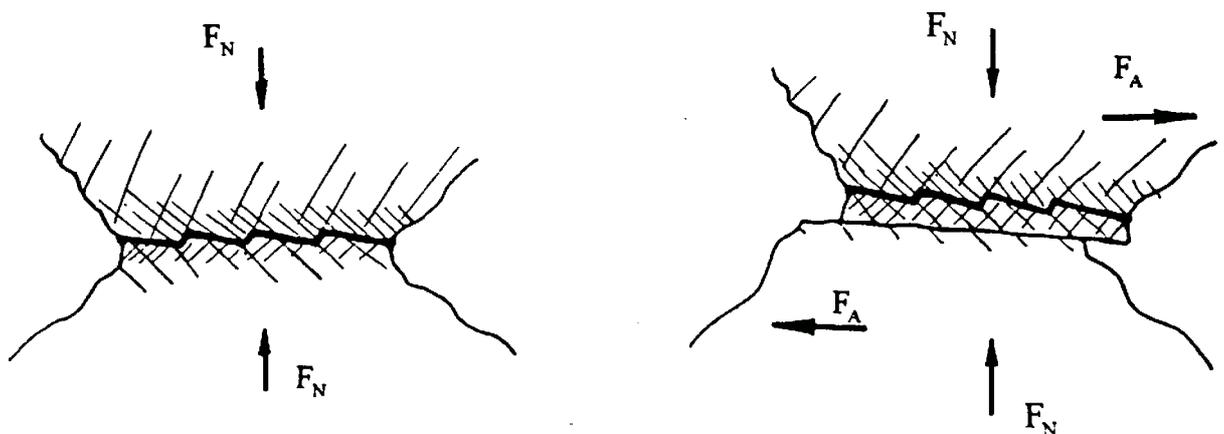


Figura 2.23 Mecanismo de atrito proposto por Feng⁽⁹⁸⁾.

(a) enrugamento da área real de contato entre de picos de asperezas.

(b) resistência à força tangencial na interface enrugada.

2.4.4 Outras teorias de atrito sob pressões normais relativamente baixas

Rigney e Hirth⁽⁹⁹⁻¹⁰⁰⁾ propõem um modelo sem qualquer componente atrito por aderência, sugerindo que o atrito metálico poderia ser determinado com base apenas numa energia de deformação que cada passe do corpo deslizante introduz na camada deformada. Equacionando o trabalho de deformação plástica na deformação da superfície com o trabalho feito pela força de atrito, eles obtiveram a expressão:

$$\mu = \frac{1}{1+n} \cdot \frac{\tau_0 \cdot \gamma_0}{H} \quad (2.25)$$

onde n é o coeficiente de encruamento.

Rabinowicz^(25,101) destaca que a razão principal, não obstante outras, para o coeficiente de atrito entre metais ser maior que o previsto pela teoria clássica da aderência de Bowden e Tabor, seria a influência da energia de superfície sobre a área real de contato. Ele parte do conceito de mudança global da energia (W_{ab}), também chamada de energia superficial de aderência, sempre positiva, isto é, a energia global diminui com o contato por aderência. Imaginando as asperezas como um indentador cônico, este modelo ao considerar a mudança na energia interfacial, prediz uma área real de contato maior que a prevista pela teoria clássica de aderência, surgindo a seguinte expressão:

$$\mu = \frac{F}{F_N} = \frac{\tau_y}{H} \cdot \left[\frac{1}{1 - \left(\frac{2 W_{ab}}{H \cdot r \cdot \sin(\theta)} \right)} \right] = \frac{\tau_y}{H} \cdot \left[1 + K \cdot \left(\frac{W_{ab}}{H} \right) \right] \quad (2.26)$$

onde K é um fator da geometria do indentador, predizendo um coeficiente de atrito grande quando a razão entre a energia de aderência e a dureza é elevada e a rugosidade superficial (ângulo θ), é pequena. Esta expressão prediz o coeficiente de atrito aumentando linearmente em função de W_{ab}/H , o que ocorre para alguns metais.

2.5 Teorias e mecanismos do atrito sob pressões normais elevadas

2.5.1 Mecanismos de atrito sob pressões normais elevadas

Nos processos de conformação plástica dos metais podem ocorrer pressões muito elevadas, da ordem de 3 a 4 vezes o limite de escoamento da peça, para as quais, a área de contato real aproxima-se bastante da área aparente de contato, $(A_R/A) = 1$. Neste caso, as zonas plásticas sob as áreas de contato começam a interagir, tornando cada vez mais difícil o achatamento das asperezas.

Moore⁽¹⁰²⁾ verificou experimentalmente esse aumento da zona plástica associada com uma maior pressão normal sobre as asperezas, como indicado na figura 2.24. A partir de uma pressão normal crítica, as zonas plásticas se reúnem, e então, não ocorre mais achatamento das asperezas com o aumento da carga, mas sim um escoamento plástico na subsuperfície, o que passou a ser denominado de “efeito Moore”.

Fogg⁽¹⁰³⁾ concorda que a imposição de deformação plástica durante a conformação provoca uma grande redução na pressão necessária para achatar as asperezas. Nesta linha também estão Childs⁽¹⁰⁴⁾, Chivers et alii⁽¹⁰⁵⁾ e Sutcliffe⁽¹⁰⁶⁾.

Thomsen-MacDonald-Kobayashi⁽¹⁰⁷⁻¹⁰⁸⁾ ao discutirem os mecanismos de atrito em pressões elevadas, afirmam que a interação entre as asperezas provoca um “enrugamento” na interface de contato, que acaba provocando deformação plástica nas camadas subsuperficiais (figura 2.25). Segundo eles, ao iniciar-se a deformação plástica volumétrica da peça que está sendo conformada, devido ao encruamento nos pontos de contato “P₁” sujeitos a uma deformação plástica mais severa, estes adquirem uma maior resistência à deformação, provocando o surgimento de cisalhamento nas subcamadas adjacentes, submetendo então a região não contactante a um estado de compressão pura, ou seja estará submetida a uma “flambagem” ou “enrugamento”, tal que os pontos “P₂” tenderiam a aproximarem-se para formar junções como as existentes nos pontos “P₁”. Vale lembrar algumas evidências experimentais corroborantes, de enrugamento interfacial apresentadas por Feng⁽⁹⁴⁾ e de escoamento subsuperficial na conformação de metais a seco do trabalho de Dautzenberg et al⁽¹⁰⁹⁻¹¹⁰⁾; com a ocorrência de deformação plástica e um aumento da temperatura, Dautzenberg e Zaat⁽¹¹¹⁾ observaram uma recristalização dinâmica a medida que este deslizamento subsuperficial acontecia.

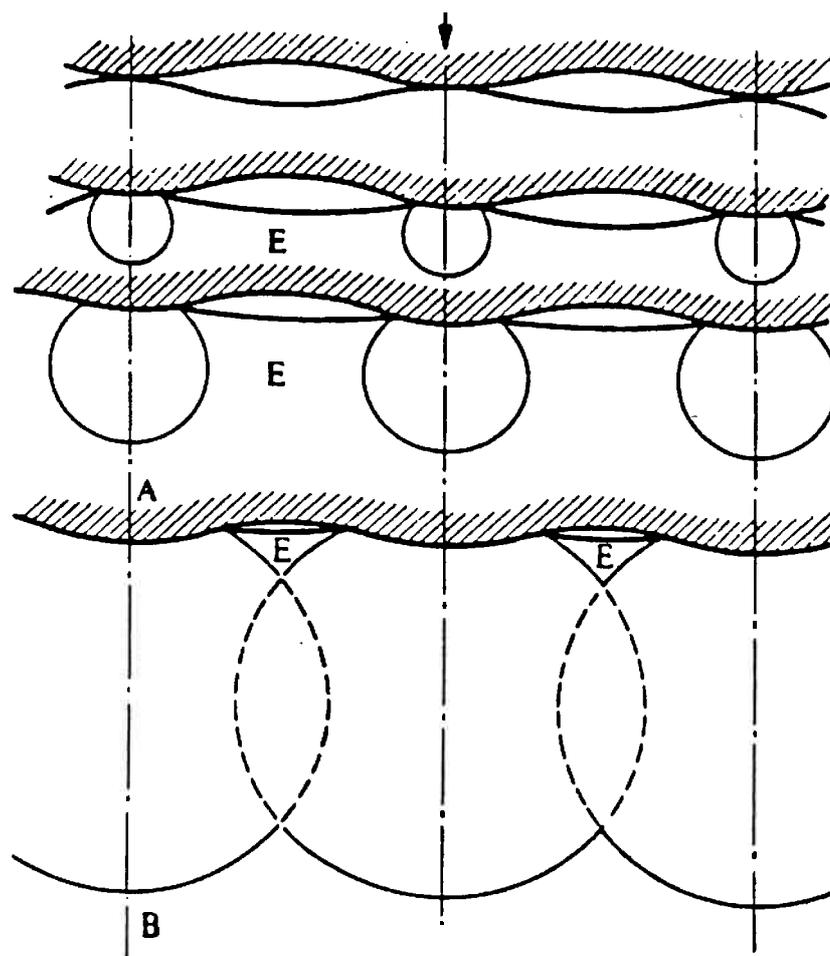


Figura 2.24 Efeito Moore em superfícies planas deslizando sob um aumento progressivo da carga, F_N . A superfície superior hachurada é dura e rígida, enquanto a superfície inferior é mole. As regiões E estão sob deformação elástica Segundo Moore⁽¹⁰²⁾

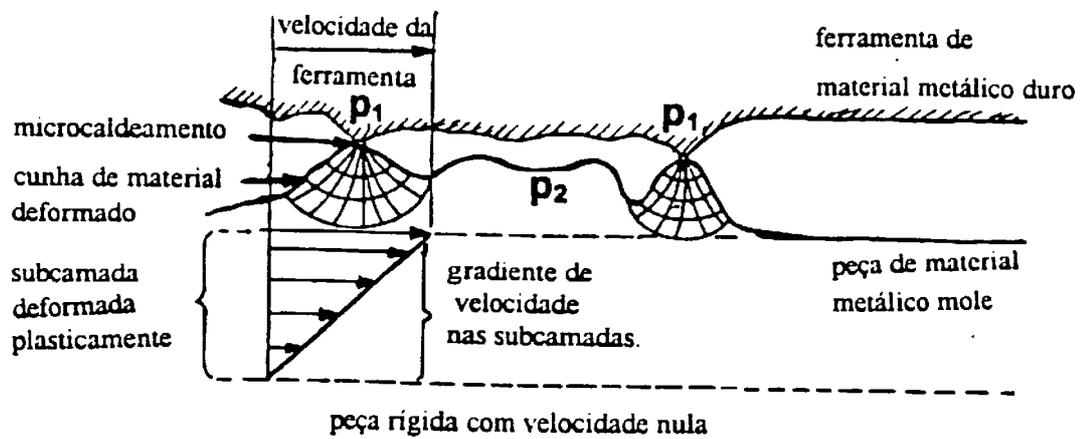


Figura 2.25 Mecanismo de atrito com deformação plástica nas camadas subsuperficiais e enrugamento interfacial Segundo Thomsen et alii⁽¹⁰¹⁻¹⁰²⁾

2.5.2 Características do atrito sob pressões elevadas

Shaw et alii ⁽¹¹²⁻¹¹³⁾ estudando a variação do coeficiente de atrito com a mudança da pressão normal, e respectivas mudanças na razão entre a área aparente e a área real (A/A_R), identificaram, três regimes de atrito entre sólidos (figura 2.26):

- Regime I - onde vale a lei de Amontons para o atrito a seco ($\mu = \tau/p_m$).
- Regime II - região de transição entre os regimes I e III.
- Regime III - válido quando a superfície de cisalhada interna do material ainda não desenvolveu microtrincas. ($A/A_R = 1$ e τ independente de p_m).

No regime II o coeficiente de atrito diminui com a carga. Este regime corresponde à situação na interface peça-ferramenta nos processos de usinagem e conformação mecânica. Nele, o deslizamento entre as superfícies é acompanhado por um escoamento plástico subsuperficial.

Estes três regimes do atrito propostos por Shaw, de acordo com o nível da pressão normal, também foram analisados experimentalmente por Thomsen et alii ⁽¹⁰⁷⁻¹⁰⁸⁾, figura 2.27. Eles consideraram um primeiro regime (região I), com escoamento plástico apenas das asperezas, obedecendo uma relação linear entre a tensão de atrito e a pressão normal, ou seja uma validade da lei de Amontons-Coulomb, de coeficiente de atrito constante. Contudo conforme o escoamento plástico passa a ocorrer no material como um todo, ou seja comece a ocorrer um escoamento subsuperficial das subcamadas, o coeficiente de atrito vai aproximando-se de $\mu = 0,577$ dentro da regime de transição da região II. Na região III, desde que a tensão de cisalhamento não seja afetada pela pressão normal média, o coeficiente de atrito começaria a diminuir e a tensão de atrito tenderia assintoticamente para um valor constante, na medida em que a área real de contato vai tendendo a igualar-se com a área aparente de contato.

Estas evidências experimentais da importância da interação entre as asperezas, e sua influência no comportamento do atrito com o aumento da pressão normal durante os processos de conformação, ensejaram o surgimento de modelos matemáticos para a análise do atrito nos processos de conformação mecânica, discutidos a seguir.

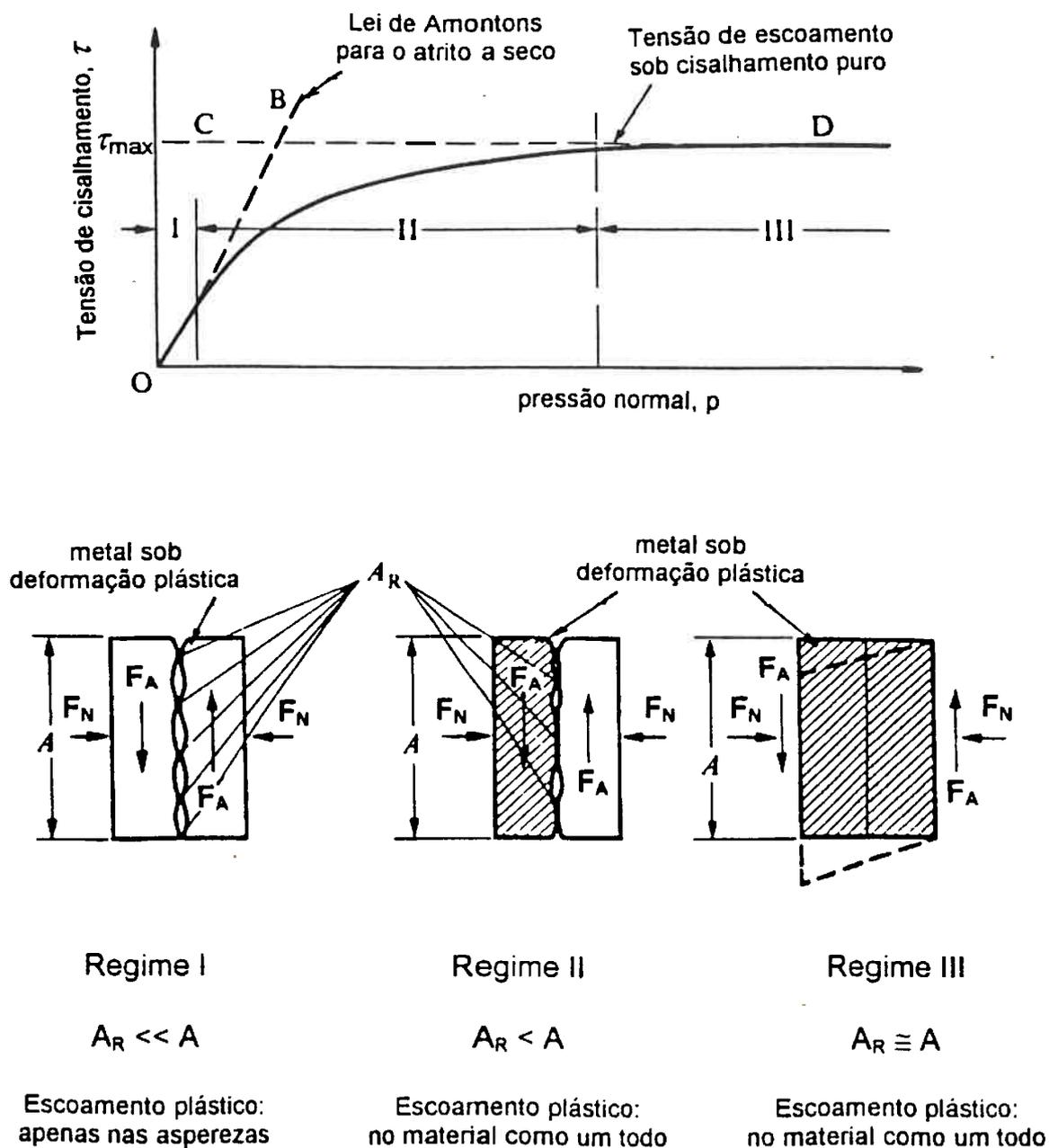


Figura 2.26 Os três regimes do atrito entre sólidos, conforme a variação do coeficiente de atrito com a pressão normal e a razão entre as áreas real e aparente de contato Segundo Shaw et alii⁽¹¹²⁾

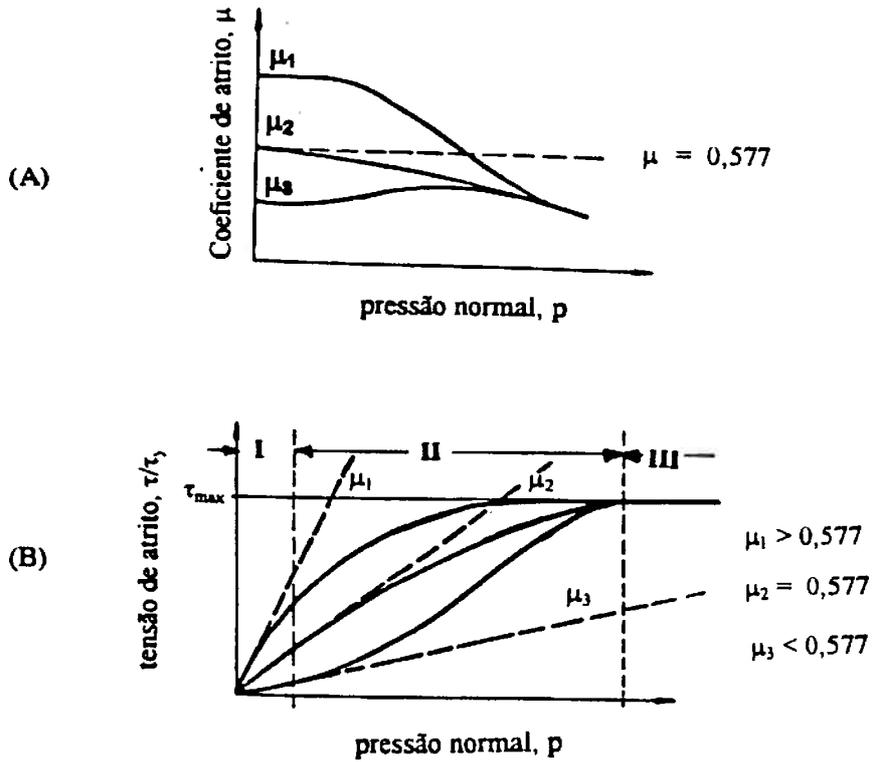


Figura 2.27 Regimes de característicos do atrito sob pressões normais elevadas⁽¹⁰⁷⁻¹⁰⁸⁾.

(a) variação do coeficiente de atrito com a pressão normal

(b) variação da tensão de atrito com a pressão normal

mostrando três regimes de atrito:

I - escoamento plástico somente no contato entre asperezas (μ constante)

II - escoamento plástico interno do material (μ variável)

III - escoamento plástico interno do material ($\mu < 0,577$)

2.5.3 Modelos de atrito clássicos com coeficiente ou fator de atrito constantes

As três representações mais clássicas da variação entre a tensão de atrito em função da pressão normal numa interface deslizante, ou seja as *leis e modelos de atrito* mais clássicos, estão representados na figura 2.28. Na figura 2.28-a, o atrito é caracterizado através de um coeficiente de atrito constante, assumindo uma proporcionalidade entre a tensão de atrito e a pressão normal, ($\tau = \mu.p$). A figura 2.28-b mostra um modelo de atrito mais recente, a lei de Prandtl, onde: $\tau = m. \tau_y$, onde m está entre: $0 \leq m \leq 1$. Este método permite a definição de um fator de atrito (m) constante aplicável a situações altas pressões interfaciais, de uso freqüente na análise atrito nos problemas de conformação mecânica. O terceiro modelo (figura 2.28-c) é o proposto por Orowan, que estabelece uma validade da lei de Coulomb-Amontons ($\tau = \mu.p$) apenas para $\tau = \mu.p < \tau_y$, ultrapassado este valor, então $\tau = \tau_y = \tau_{max}$.

Schey⁽¹¹⁴⁾ faz uma avaliação destes modelos de atrito mais clássicos na figura 2.29. Ele considera que na maioria dos processos de conformação plástica de metais, a pressão na interface peça-ferramenta será, no mínimo, igual ao limite de escoamento sob tração uniaxial, S_y , ou ultrapassa-o chegando a múltiplos deste valor, enquanto que a tensão de cisalhamento interfacial atingirá no máximo a tensão de escoamento do material sob cisalhamento puro, ou seja, o limite de escoamento sob torção pura, pois ao ultrapassar este valor o deslizamento na interface de contato seria bloqueado, aderência completa ou engripamento, e a deformação teria de prosseguir através de um cisalhamento abaixo da interface de contato, isto é, um escoamento subsuperficial.

Ao considerar-se a tensão de cisalhamento interfacial igual à tensão de escoamento sob cisalhamento puro $\tau = \tau_y = \tau_{max}$ (figura 2.29-a), e que esta tensão não é afetada pelo nível da pressão normal, observa-se um decrescimo do coeficiente de atrito com o aumento da pressão normal (figura 2.29-b), o que contradiz a realidade física. Por outro lado, ao levar em conta que $\tau = \tau_y = \tau_{max}$, isto equivale a considerar um fator de atrito por cisalhamento contante e igual a 1 ($m = 1$), na figura 2.29-c.

Um segundo enfoque considera a resistência ao cisalhamento interfacial, τ , proporcional à pressão normal média, $\tau = f(p_m)$ na figura 2.29-a. Isto leva a um coeficiente de atrito constante e a um fator de atrito proporcional a τ , (Fig. 2.29-c).

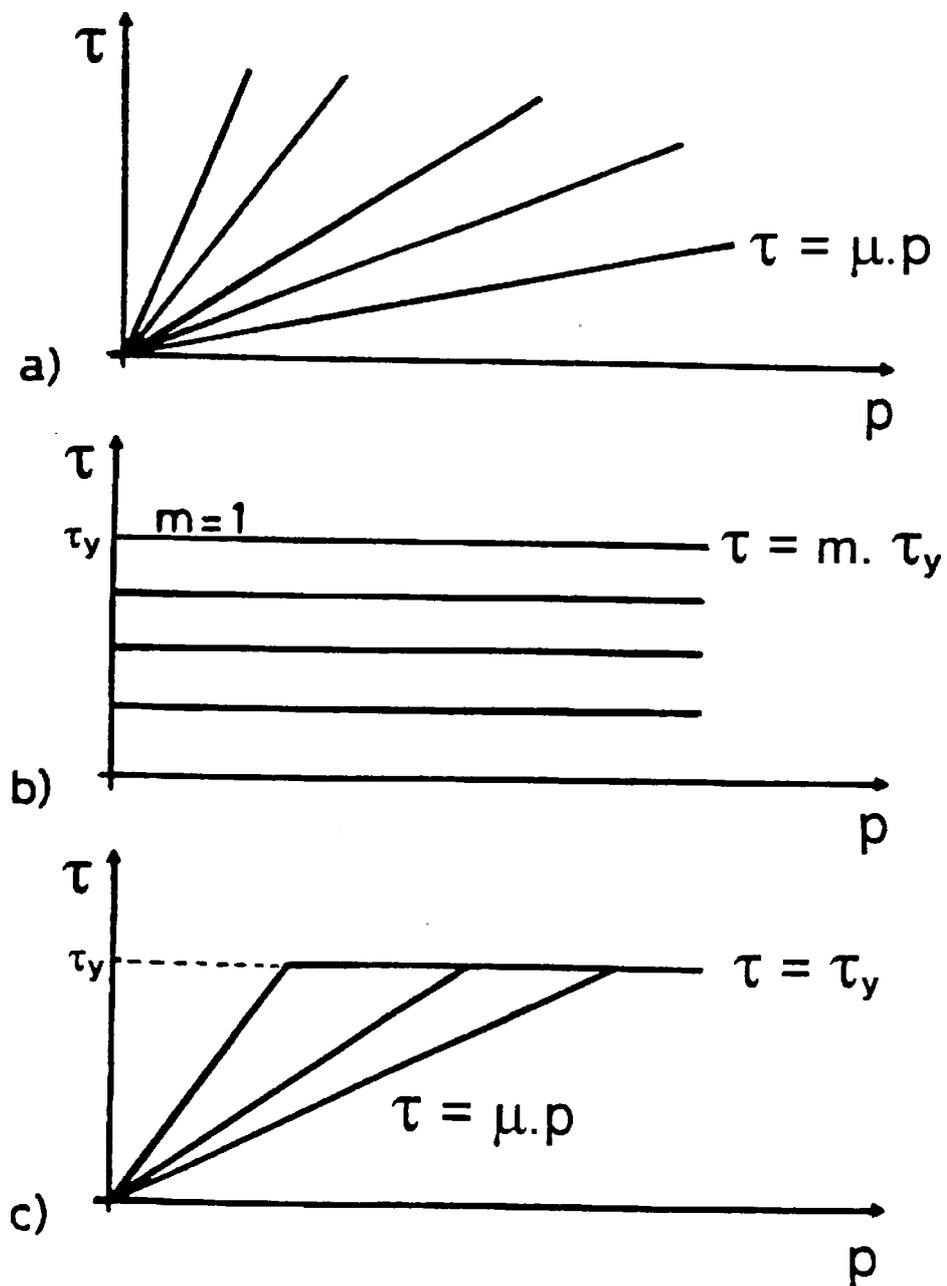


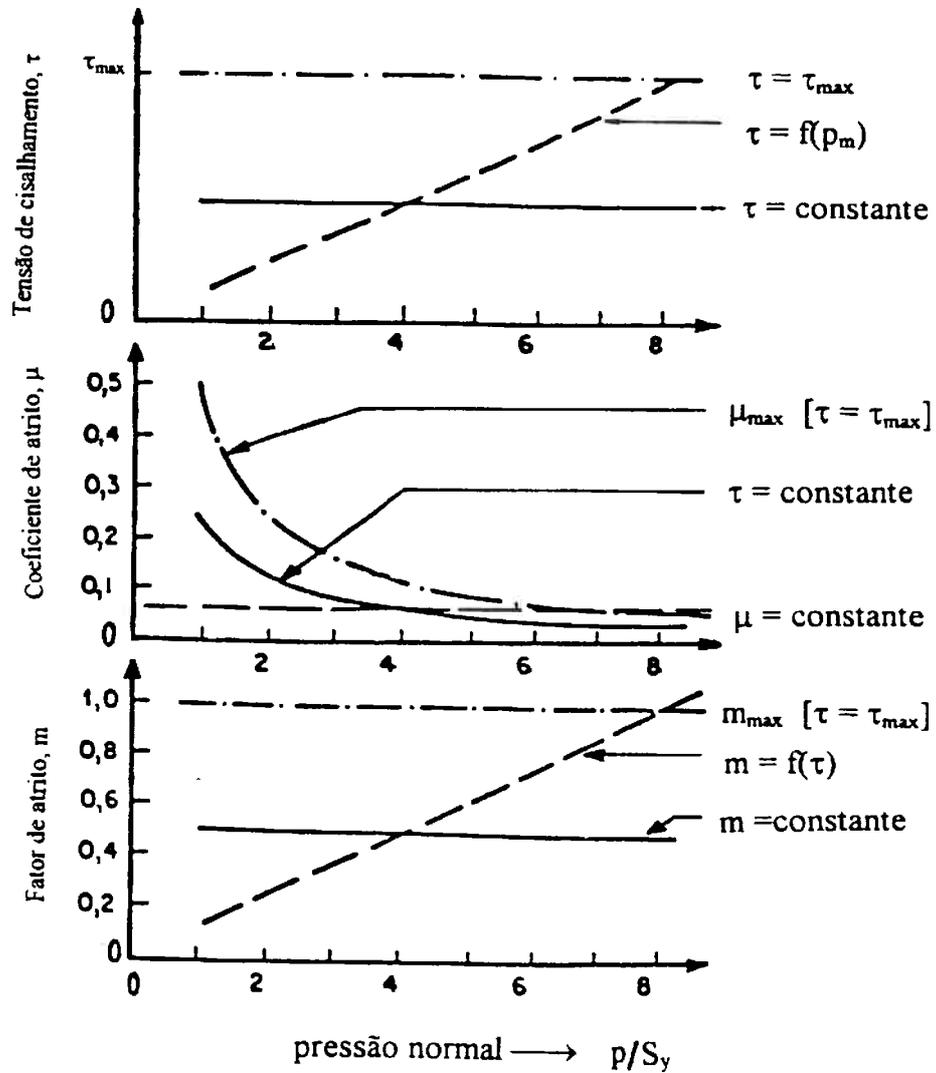
Figura 2.28 Modelos de atrito clássicos com coeficiente e/ou fator de atrito constante.

(a) Lei de Coulomb-Amontons (coeficiente de atrito constante): $\tau = \mu \cdot p$

(b) Lei de Prandtl (fator de atrito constante) : $\tau = m \cdot \tau_y$

(c) Modelo de Orowan $\tau = \mu \cdot p$ ($\mu p < \tau_y$);

$\tau = \tau_y$, ($\mu p \geq \tau_y$)



$$\tau = \mu \cdot p \Rightarrow \mu = \frac{\tau_{\max}}{p} = \frac{\left(\frac{S_y}{\sqrt{3}}\right)}{S_y} = \frac{1}{\sqrt{3}} = 0,577; \quad (0 \leq \mu \leq 0,577)$$

$$\tau = m \cdot \tau_{\max} \quad ; \quad (0 \leq m \leq 1)$$

Figura 2.29 Relações entre a tensão de cisalhamento (τ), o coeficiente de atrito (μ) e fator de atrito (m) com variação da pressão normal. Segundo Schey⁽¹¹⁴⁾

Finalmente, num terceiro enfoque, pode ser considerado também o caso onde de uma tensão de cisalhamento interfacial, τ , constante e menor que a tensão de escoamento sob cisalhamento puro, τ_y , ou tensão de cisalhamento máxima, τ_{max} , (figura 2.29-a); neste caso o coeficiente de atrito é inversamente proporcional à resistência ao cisalhamento na interface, τ ; enquanto que o fator de atrito por cisalhamento está numa faixa $0 \leq m \leq 1$.

Bresciani Filho⁽¹¹⁵⁾ destaca que os resultados experimentais diferirão destas idealizações devido:

- a tensão de cisalhamento interfacial varia entre os pontos de contato.
- o filme interfacial lubrificante poder romper-se em alguns pontos, permitindo junções de aderência em contatos metal-metal locais.
- o conceito de uma resistência ou tensão de cisalhamento interfacial constante, é impraticável para $\tau < \tau_y$, pois implica em admitir um fator de atrito, m , variável em função da pressão normal.

São apresentadas a seguir as opções mais clássica de modelagens do atrito na conformação plástica, derivações delas e propostas mais recentes baseadas em estado plano de deformação.

2.5.3.1 Modelo de Coulomb-Amontons

Neste modelo a resistência ao cisalhamento na interface é dada por uma função linear da pressão normal aplicada:

$$\tau = \mu.p \quad (2.27)$$

Embora, originalmente o mecanismo básico de atrito deste modelo fosse as subidas e descidas que uma superfície rígida e elástica com asperezas em forma de dentes de serra faz uma sobre a outra, como se estivessem sob planos inclinados, cujos ângulos estão relacionados com o coeficiente de atrito (figuras 2.2 e 2.3). Sua aplicação à conformação de metais, pode ser feita, via a teoria clássica de atrito por aderência:

Considerando o caso de asperezas contactantes sob a ação de uma pressão normal média (p_m), pode dizer-se que a magnitude da força normal seria:

$$F_N = p_m \cdot A \quad (2.28)$$

ou considerando o estado de tensões na ponta da aspereza, possa ser representado pela dureza:

$$F_N \geq H \cdot A_R \quad (2.29)$$

chega-se que:

$$\frac{A_R}{A} = \frac{p_m}{H} \quad (2.30)$$

Assumindo que a resistência à ruptura das junções das asperezas seja dada por τ_r , a carga total de cisalhante, $\tau \cdot A$, pode ser aproximada por: $\tau_r \cdot A_R$:

$$\tau \cdot A = \tau_r \cdot A_R \quad (2.31)$$

Através de (2.30) e (2.31) chega-se a:

$$\tau = \frac{\tau_r}{H} \cdot p_m \quad (2.32)$$

Considerando $\mu = \tau_r/H$, como sendo um coeficiente de atrito constante, chega-se ao modelo ou lei de atrito de Coulomb-Amontons (expressão 2.43).

Neste modelo, o fato da força de atrito ser independente da área de contato possibilita a resolução dos problemas tribológicos sem a consideração da deformação dos corpos contactantes, usando apenas princípios fundamentais de estática, situação na qual ele é extremamente preciso. Entretanto, suas limitações começam a aparecer quando o modelo Coulomb-Amontons original é "dividido pela área de contato aparente", para chegar-se à uma teoria baseada na pressão normal (expressão 2.28) para aplicações envolvendo corpos sob deformação plástica volumétrica.

2.5.3.2. Modelo de camada limite ou lei de Prandtl

O modelo de atrito com um fator constante de atrito por cisalhamento, também chamado de lei ou modelo de atrito de Prandtl, tem uma grande aplicação na análise do atrito em processos de conformação mecânica. Este modelo restringe-se ao casos de deformação plástica volumétrica de um dos corpos contactantes. Levando-se em conta que para pressões normais elevadas a área real de contato aproxima-se de um valor que representa uma parcela constante da área aparente de contato, e assumindo que a razão entre a resistência interfacial devida ao atrito e a tensão de escoamento deva ser constante, a expressão (2.31), pode ser reescrita como:

$$\tau = \frac{A_R}{A} \cdot \frac{\tau_r}{\tau_y} \tau_y$$

$$\tau = m \cdot \tau_y$$
(2.33)

onde m é o chamado fator de atrito constante por cisalhamento. As diversas técnicas de avaliação experimental do valor de m serão discutidas no item sob medição do atrito em conformação plástica. É importante notar ao aplicar este modelo que a resistência interfacial devida ao atrito não depende do estado de tensões que está ocorrendo na interface, mas sim de uma propriedade do material, a tensão de escoamento do material sob cisalhamento puro, isto é o limite de escoamento sob torção pura. Na aplicação deste modelo, assume-se que o estado de tensões seja tal que o material esteja sob deformação plástica.

A popularidade deste modelo deve-se muito à facilidade que ele oferece no estudo do atrito em processos de conformação plástica. Para aplicar este enfoque de um fator de atrito constante, muitos analistas incluem uma camada de material com resistência ao cisalhamento $\tau = m \cdot \tau_y$, entre os corpos contactantes, o que o torna muitas vezes um modelo bastante efetivo no tratamento de superfícies sob deslizamento com um lubrificante na interface. Uma aplicação mais correta deste modelo, deve usar uma técnica incremental, onde a resistência ao cisalhamento na interface é determinada em cada etapa da análise.

2.5.3.3 Modelo de Orowan

Cabe a Orowan⁽¹¹⁶⁾ os primeiros trabalhos referentes ao comportamento do atrito sob níveis de pressão normal elevados, típicos da interface peça-ferramenta nos processos de conformação plástica dos metais. Em seu modelo, tomando como base a teoria de aderência, estabelece-se basicamente que a tensão de cisalhamento das asperezas sob condições de contato elástico, isto é, sobre pressões normais baixas, será proporcional à pressão normal; enquanto que sob condições de contatos com deformação plástica, em níveis mais elevados da pressão normal, a tensão de cisalhamento das junções formadas por aderência seria igual à tensão de escoamento do material do material mais mole por cisalhamento puro. Seu modelo estabelece uma transição brusca entre um modelo de coeficiente de atrito constante em baixas pressões interfaciais e um de fator de atrito constante máximo, igual a 1, válido para pressões interfaciais elevadas, ou seja:

$$\tau = \mu \cdot p \quad \text{quando } (\mu \cdot p < \tau_y) \quad (2.34-a)$$

$$\tau = \tau_y \quad \text{quando } (\mu \cdot p \geq \tau_y) \quad (2.35-b)$$

2.5.3.4 Outros modelos envolvendo coeficiente ou fator de atrito constante

Carter⁽¹¹⁷⁾ deduz e defende um modelo de atrito que leva em consideração as tensões hidrostáticas na deformação plástica das asperezas dentro de um contexto da teoria do atrito por aderência. Seu modelo, usando uma análise do limite inferior, resulta numa resistência ao cisalhamento interfacial devida ao atrito, linear com a componente normal da tensão desviadora, ao invés da tensão total considerada no modelo de Coulomb-Amontons. O efeito da deformação plástica volumétrica da peça está incluído indiretamente, uma vez que um maior encruamento irá em geral aumentar a tensão normal desviadora, aumentando ainda mais a resistência interfacial devida ao atrito.

O modelo de El-Nemr⁽¹¹⁸⁾ determina os efeitos do deslocamento relativo e da velocidade de aproximação como fatores de atrito a serem englobados num fator de atrito geral, e simultaneamente conserva as vantagens do modelo de atrito de Coulomb-Amontons.

A mudança não linear do fator de atrito com o aumento da pressão normal, na passagem para um regime plástico (figura 2.30), é conseguida corrigindo um valor estático do fator de atrito, m_s , através de da velocidade de aproximação e do deslocamento relativo entre peça e ferramenta num processo de conformação. de tal modo que mudanças da tensão de atrito no regime plástico, possa ser determinada em cada ponto qualquer da interface de contato, ou seja:

$$m = m_o \cdot \left(1 - \frac{\tau_f}{\tau_m} \right) + \left(\frac{\tau_f}{\tau_m} \right) \quad (2.36)$$

com um fator de atrito global, m_o :

$$m_o = m_s \cdot m_v \cdot m_x \quad (2.37)$$

onde devem ser determinados m_s , o fator de atrito estático; m_x , o fator de deslocamento do atrito e m_v , o fator de velocidade do atrito.

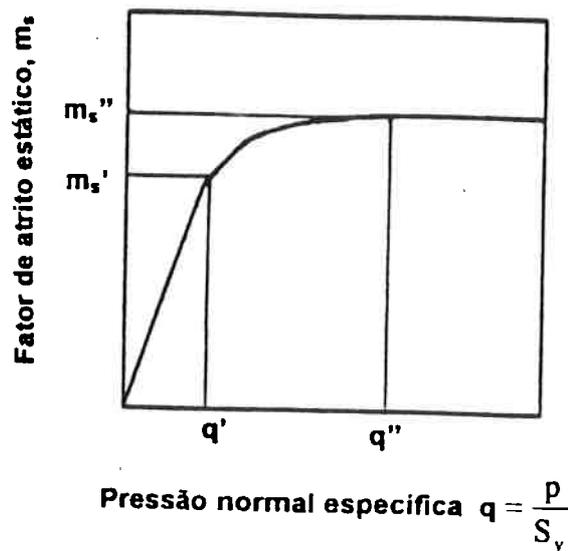


Figura 2.30 Limites críticos do fator de atrito estático e da pressão normal específica na transição dos regimes elástico (') e plástico (") segundo El-Nemr⁽¹¹⁸⁾.

2.5.4 Modelos de atrito baseados em um estado plano de deformação

Os primeiros trabalhos de Wanheim, Bay e Petersen⁽¹¹⁹⁻¹²⁰⁾ e os esforços posteriores de Bay, Wanheim e colaboradores⁽¹²¹⁻¹²⁵⁾ estendem a teoria do atrito por aderência, ao incluir a *interação* das asperezas, resultante das pressões normais mais elevadas, já que Bowden e Tabor haviam conjecturado que, sob baixas pressões normais, as asperezas deformariam-se independentemente uma das outras⁽²⁸⁾. Bay e colaboradores estudaram a variação da razão entre as áreas de contato real e aparente, A_R/A , usando uma análise de campo de linhas de escorregamento sob estado plano de deformação, com a forma do campo de linhas de escorregamento dependendo do fator de atrito, m . Eles descreveram a tensão tangencial no topo de cada aspereza, e a partir de tal análise, predizem teoricamente o valor da razão entre a área real e a área aparente de contato, A_R/A , como uma função da pressão normal, p/S_y , e do fator de atrito, m , (figura 2.31); e tensão nominal de atrito, τ/τ_{max} , em função da pressão normal, p/S_y , e do fator de atrito, m , (figura 2.32).

Pode ser visto da figura 2.31 que a razão entre as áreas real e nominal de contato, A_R/A , aumenta proporcionalmente com a pressão normal, p/S_y , desde que ela esteja abaixo de um certo valor. Este valor limite da pressão normal está marcado pela linha tracejada, que pode ser aproximada por: $p/S_y \approx 1,5$. Além disto, a razão entre as áreas de contato real e nominal, A_R/A , aproxima-se assintoticamente de 1 conforme aumenta-se a pressão normal, p/S_y , esta aproximação assintótica é mais rápida para fatores de atrito mais elevados.

Na figura 2.32 a tensão nominal de atrito, τ/τ_{max} , é plotada como uma função da pressão normal, p/S_y . O limite da proporcionalidade entre (τ/τ_{max}) e (p/S_y) é representado pela linha tracejada. Pode ser visto que, a tensão de cisalhamento interfacial, τ , aumenta com o aumento da pressão normal, p/S_y , e aproxima-se assintoticamente de um valor limite dado por:

$$\frac{\tau}{\tau_{max}} = m \quad (2.38)$$

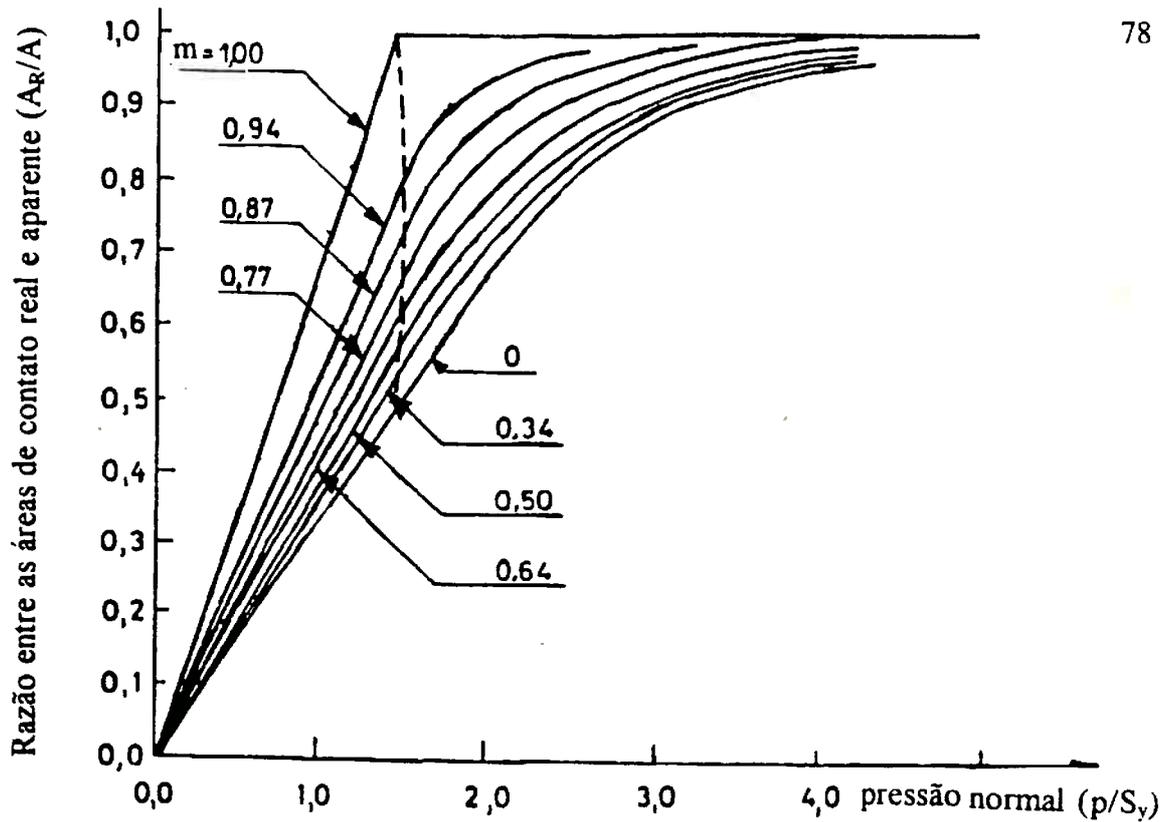


Figura 2.31 Razão entre as áreas de contato real e aparente (A_R/A) em função da pressão normal (p/S_y) e do fator de atrito (m), segundo Wanheim et alii⁽¹²⁴⁾.

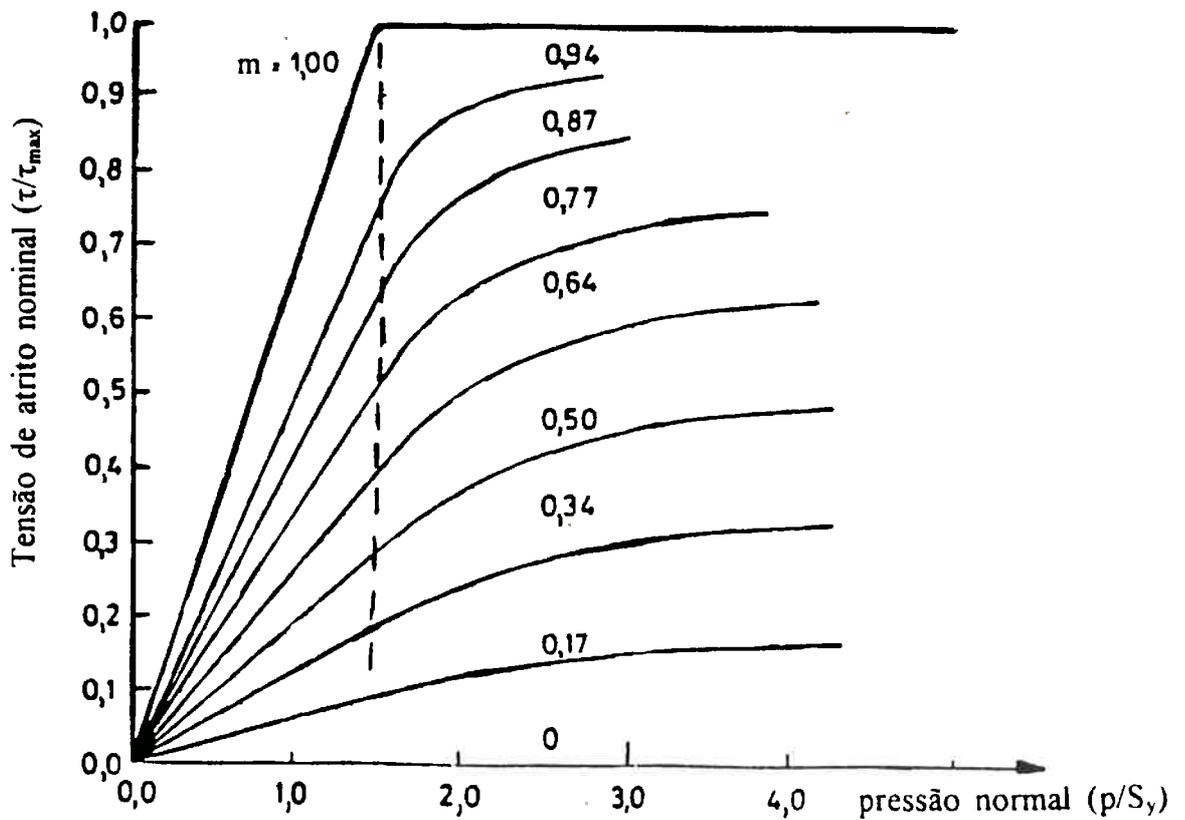


Figura 2.32 Tensão de atrito nominal (τ/τ_{max}) em função da pressão normal (p/S_y) e do fator de atrito (m), segundo Wanheim et alii⁽¹²⁴⁾.

Para baixas pressões normais aplicaria-se a lei Amontons, enquanto que para pressões normais mais elevadas passaria a valer uma lei de tensão de atrito constante. Considerando-se, contudo, que:

$$\tau \approx m \cdot \tau_y \quad (2.39)$$

A faixa intermediária de pressões normais ($1,5 < p/S_y < 3$), de especial interesse em muitas operações de forjamento, seria uma região de transição onde nenhuma das duas leis de atrito se aplicariam.

Wilson e Sheu⁽¹²⁶⁻¹²⁸⁾ propõem um modelo de atrito empregando o método do limite superior para estudar o achatamento das asperezas e/ou indentação da superfície na presença de deformação plástica, como foi proposto também por Sutcliffe⁽¹⁰⁶⁾. Este modelo define uma “dureza efetiva adimensional” (H^*), relacionada com a razão entre a taxa de deformação volumétrica do material e a taxa de deformação associada com o achatamento das asperezas ou indentação das superfícies. Conforme esta razão aumenta a dureza efetiva adimensional seria reduzida. Os resultados são expressos em função da:

- *dureza efetiva adimensional*, H^* , expressa por:

$$H^* = \frac{p_m}{\tau_y} = \frac{1}{\tau_y} \left(\frac{3}{2} \sigma_n \right) = \frac{1}{(1/\sqrt{3})S_y} \left(\frac{3}{2} \sigma_n \right) = \frac{1}{(1/\sqrt{3})(H/3)} \left(\frac{3}{2} \sigma_n \right) = \frac{9\sqrt{3}}{2} \left(\frac{\sigma_n}{H} \right) \quad (2.40)$$

- *taxa de deformação efetiva adimensional*, E^* , definida por:

$$E^* = \dot{\epsilon} \frac{l}{v_f} \quad (2.41)$$

onde l é o comprimento aparente de contato, v_f é a velocidade de achatamento da asperezas, definidos na figura 2.33.

- *razão entre as área de contato real e aparente*, (A_R/A) :

Wilson e Sheu com base em sua análise de limite superior e análises anteriores de campos de linhas de escorregamento aplicadas ao caso especial de seu sistema, sugeriram a seguinte relação:

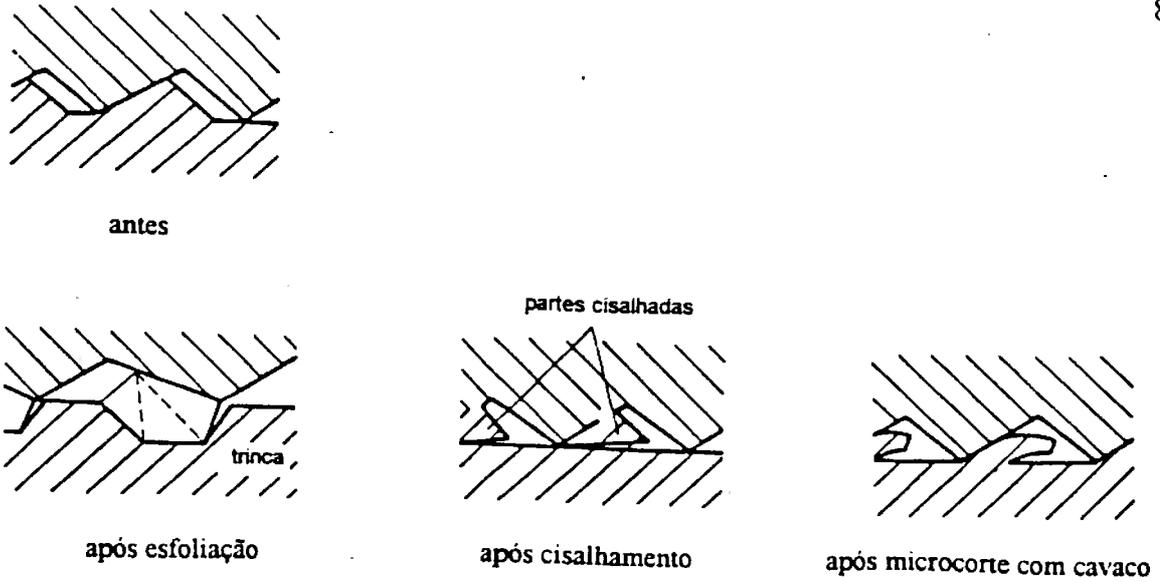
$$H^* = \frac{2}{f_1 \cdot E^* + f_2} \quad (2.42)$$

onde f_1 e f_2 são funções da razão entre áreas real e aparente de contato, as quais ignoram a influência da aderência superficial. Os valores de (H^*) situam entre o predito via análise de linhas de escorregamento para indentação de superfícies⁽¹²⁹⁾ e o correspondente a uma extrusão em estado plano de deformação sob reduções elevadas⁽¹³⁰⁾.

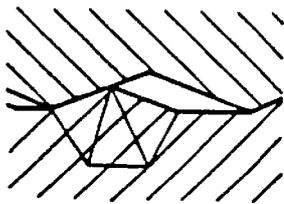
A característica mais importante do modelo de Wilson e Sheu é a redução monotônica da dureza adimensional efetiva da peça de trabalho (H^*) com o aumento da taxa de deformação adimensional (E^*), indicando que a resistência à indentação da superfície é reduzida pela presença de deformação plástica volumétrica da peça de trabalho. Para grandes valores da taxa de deformação E^* , a dureza H^* é quase inversamente proporcional à taxa de deformação E^* e corresponde apenas a uma pequena parcela do valor obtido na ausência de deformação plástica volumétrica do material como um todo. Estes resultados, baseiam-se numa geometria de indentador e estado de tensões na peça de trabalho próximos de uma condição de laminação de tiras. Seu conceito de dureza efetiva, é deduzido inicialmente para caracterizar uma resistência a deformação da interface através de indentações e achatamento de asperezas com inclinações pequenas.

2.5.5 Modelo de Avitzur por mobilidade de uma onda de saliência

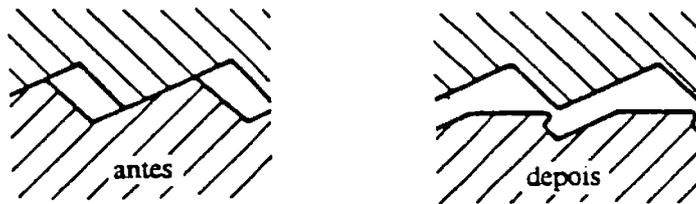
Avitzur⁽¹²³⁻¹³⁵⁾ propõe um modelo baseado no conceito de “modelo de onda” de mobilidade de saliências. Em seu modelo ele retorna às idéias da escola francesa de intertravamento das asperezas, substituindo o conceito das asperezas em forma de dentes de serra por um conceito de asperezas em forma de saliências móveis. A figura 2.33 esquematiza o comportamento de deformação das asperezas previstos por Avitzur⁽¹³⁴⁾.



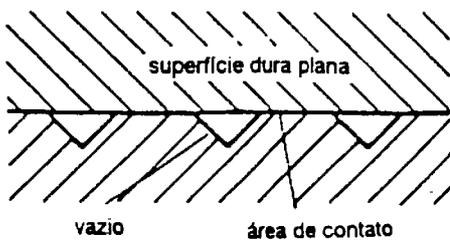
(a) Modelos de deformação de asperezas causadores de desgaste ou falha



(b) Modelo de formação de onda em regime permanente



(c) remoção da onda (espalhamento)



(d) asperezas achatadas

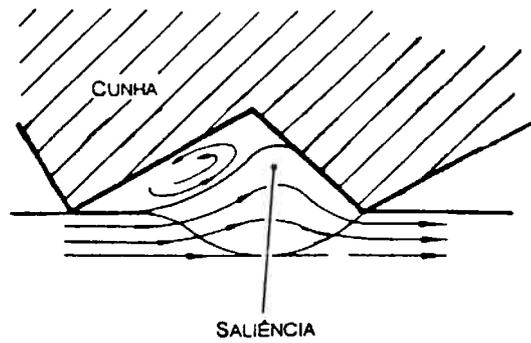
Figura 2.33 Esquemática dos mecanismos de atrito e dano por deformação das asperezas, segundo Avitzur⁽¹³⁴⁾

Avitzur parte das observações de Leslie⁽¹⁶⁾, de que as asperezas de uma superfície mais dura, as cunhas, empurrariam as saliências opostas da superfície mais mole. Ao contrário da teoria mais popular na época, de ascensão sem descida, de uma aspereza sobre a outra, Leslie sugere que uma saliência no material mais mole era empurrada para dentro e para baixo da superfície, produzindo um perpétuo ressurgimento destas saliências a frente das cunhas da superfície mais dura, sujeitas a uma ascensão infinita.

Atualmente, Avitzur aperfeiçoa este modelo da saliência móvel incluindo um lubrificante retido na interface entre as duas superfícies deslizantes para modelar quantitativamente o atrito. Para modelar a interação entre as asperezas, a ponta da cunha na superfície da ferramenta indenta dentro da superfície da peça de trabalho produzindo uma saliência. O deslizamento entre as superfícies torna-se possível graças à supressão da onda sob a cunha quando esta passa sobre ela. O material a frente do ponto de contato é empurrado para cima, e então a saliência experimenta um movimento em forma de onda. O lubrificante retido entre a cunha estacionária e a saliência móvel é forçado a mover-se com o sólido com que faz contato, experimentando um fluxo de circulação em redemoinho. A figura 2.34 mostra um esboço da situação e uma modelagem dos campos de velocidades envolvidos; onde, a cunha é descrita por três triângulos rígidos, cada um movendo-se em relação um com outro, através de um movimento de deslizamento ao longo de suas interfaces, esta figura mostra um movimento relativo linear entre os triângulos⁽¹³¹⁾, embora possa ser incluído um movimento mais geral, com rotação⁽¹¹⁹⁾.

A caracterização do comportamento do atrito, representada pela relação entre a força de atrito e a pressão normal relativa, aparece na figura 2.35, parametrizada em função do fator de atrito local (m_0), com um ângulo constante das asperezas, $\alpha_1 = 5^\circ$, enquanto na figura 2.36 a parametrização é feita em função do ângulo das asperezas, mantendo-se o fator de atrito local constante, $m_0 = 0,2$. O atrito global começa aumentando linearmente e converge assintoticamente para um valor constante; ele cresce com o aumento do valor do atrito local e com o aumento da inclinação das asperezas, não sendo nulo quando o atrito local o é, pois a resistência ao deslizamento também pode dever-se à deformação das asperezas na superfície. Neste modelo o fator de atrito global nunca chega 1, pois para valores mais elevados do atrito local ou da inclinação das asperezas este modelo de atrito por mobilidade das saliências é substituído um modelo de falha da superfície por cisalhamento.

A)



B)

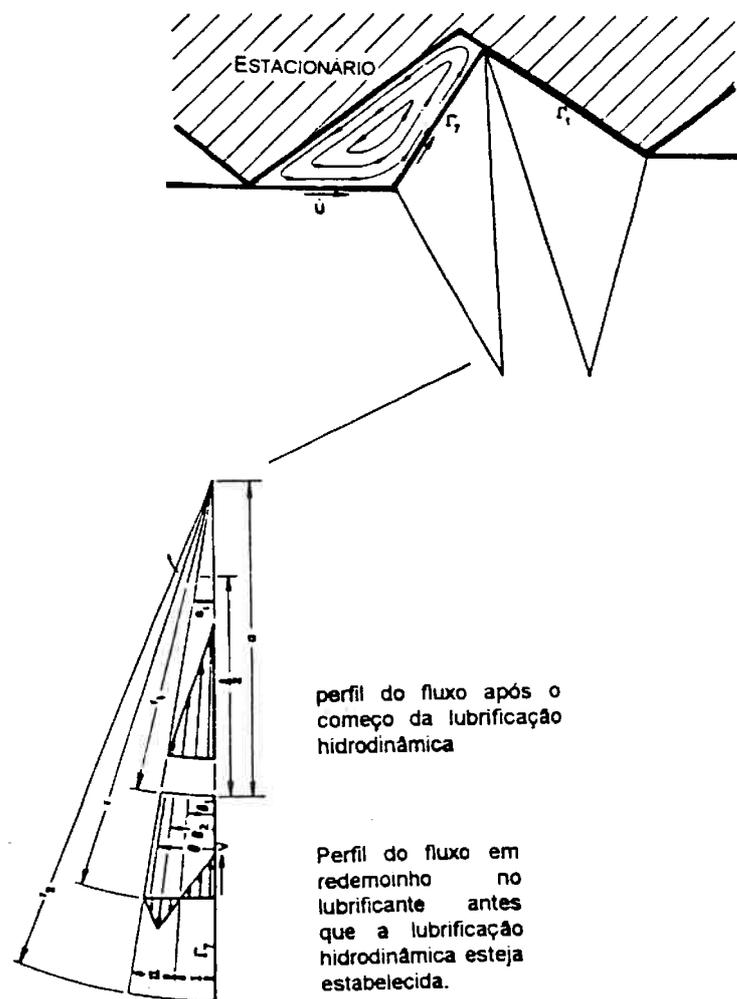


Figura 2.34 Modelagem do escoamento sob uma cunha mostrando o campo de velocidade no lubrificante, segundo o modelo de onda móvel de asperezas, segundo Avitzur⁽¹³³⁾

(a) esboço da situação de atrito.

(b) modelagem dos campos de velocidade.

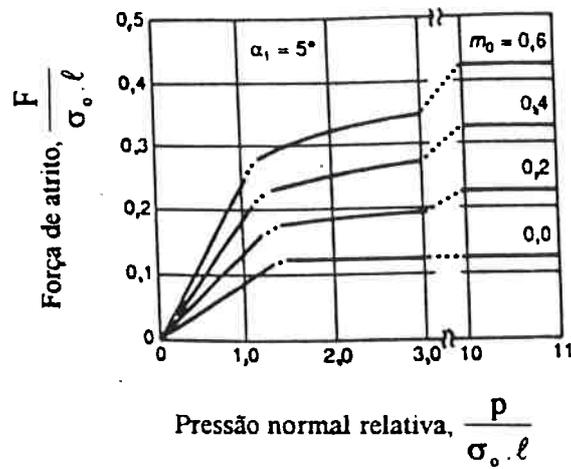


Figura 2.35 Relação entre a força de atrito e a pressão normal, parametrizada em função do ângulo de cunha (m_0), segundo Avitzur et alii⁽¹³¹⁻¹³²⁾.

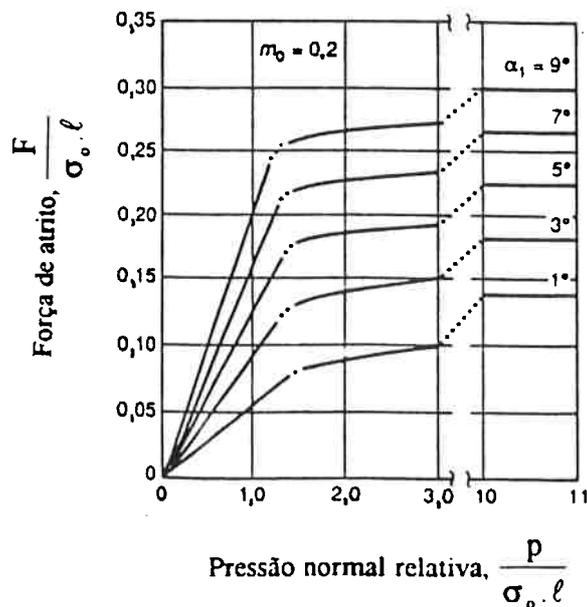


Figura 2.36 Relação entre força de atrito e pressão normal, parametrizada em função do ângulo de cunha (α_1), segundo o modelo de Avitzur et alii⁽¹³¹⁻¹³²⁾.

Através do modelo de onda de Avtizur pode notar-se que a avaliação da energia dissipada através da mobilidade das saliências e pelo cisalhamento do lubrificante retido entre as asperezas, é mais complexa que a situação de um sistema eixo-mañcal representado por uma curva de Stribeck (ver item 2.6), como pode ser visto nas figuras 2.37 e 2.38. Na figura 2.37, o fator de atrito global, m , é registrado em função do número de Sommerfeld:

$$S = \frac{v_o \cdot \eta}{S_y \cdot l_o} \quad (2.43)$$

onde: v_o é a velocidade de deslizamento, η é a viscosidade do lubrificante, S_y é a resistência do material e l_o é o comprimento das asperezas. Parametrizado em função da carga normal específica, na interface entre os dois corpos deslizantes, para valores constantes do fator de atrito local e da inclinação das asperezas. para cargas baixas pode verificar-se um comportamento característico da curva de Stribeck. Pode ver-se que o atrito tende a diminuir com o aumento da velocidade e que pressões específicas maiores produzem uma maior resistência ao deslizamento. Para pressões mais elevadas, a onda saliente fica mais alta e portanto o filme do lubrificante fica menos espesso. Além disso, o aumento no número de Sommerfeld também não é tão efetivo na redução da altura da onda saliente. Pelo que, em pressões elevadas, o filme lubrificante permanece pouco espesso, mesmo com um aumento do número de Sommerfeld.

Os dois campos de velocidade apresentados na figura 2.34, mostram uma situação de lubrificação limítrofe (pelo modelo 1, com mobilidade da onda da saliência) e outra de lubrificação hidrodinâmica (pelo modelo 2 com separação completa entre a ferramenta e a peça). A transição do modelo 1 (saliência móvel) para o modelo 2 (lubrificação hidrodinâmica) é mostrada na figura 2.38. Para pequenos ângulos das asperezas e baixas pressões específicas, observa-se uma redução gradual do fator de atrito global, m , com o aumento do número de Sommerfeld. Quando atingido, um valor crítico do número de Sommerfeld estabelece-se um regime de lubrificação hidrodinâmica, e o fator de atrito global cai bruscamente para menos de 2% de seu valor estático.

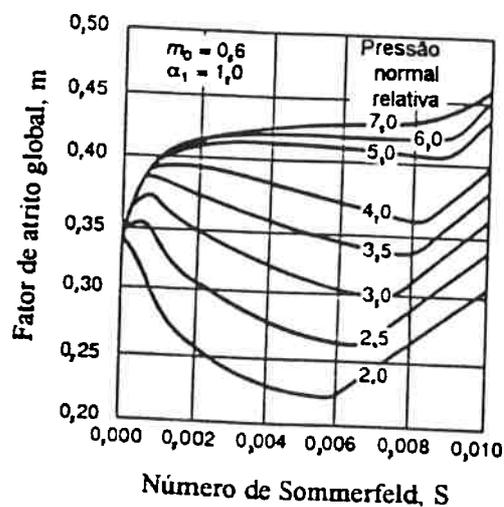


Figura 2.37 Fator de atrito global versus número de Sommerfeld, em pressões elevadas, segundo o modelo de onda móvel proposto por Avitzur⁽¹³³⁻¹³⁴⁾

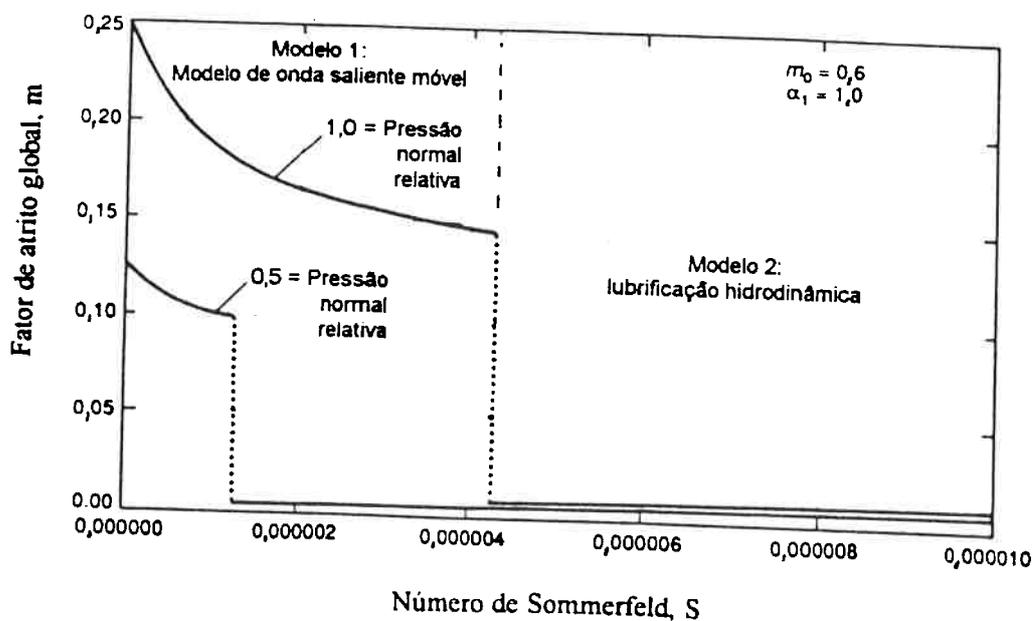


Figura 2.38 Transição do comportamento de atrito do modelo 1 (saliência móvel) para o modelo 2 (lubrificação hidrodinâmica), segundo o modelo de onda móvel proposto por Avitzur⁽¹³⁴⁾

2.6 Teorias do atrito sob lubrificação

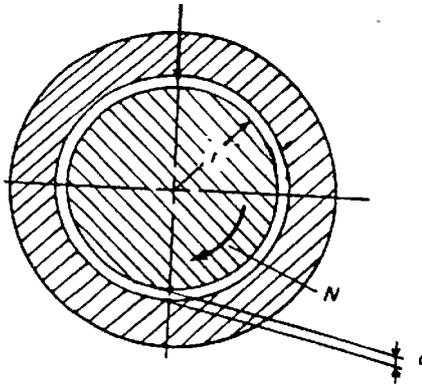
2.6.1 Teorias clássicas do sistema eixo-mancal

A questão da lubrificação nos processos tribológicos está, em geral, relacionada com as interações físicas diretas entre as superfícies em movimento relativo. Dependendo da espessura do filme lubrificante, distribuição das espessuras interfaciais do filme lubrificante e grau de conformidade geométrica podem ser distinguidos diferentes regimes de lubrificação⁽¹³⁶⁾.

Este enfoque considerando não só as propriedades do lubrificante mas também a geometria e a natureza do contato, começa com Petroff, em 1883, o primeiro a obter uma expressão analítica do coeficiente de atrito para uma lubrificação completamente fluida em mancais de deslizamento (figura 2.39). A formulação matemática da teoria de lubrificação surgiu em 1886 com Reynolds⁽¹³⁷⁾, aos trabalhos experimentais básicos realizados por Stribeck⁽¹³⁸⁾, somou-se posteriormente os resultados teóricos de Sommerfeld⁽¹³⁹⁾, os quais junto com os trabalhos de Biel⁽¹⁴⁰⁾, em 1920, acabaram mostrando que o tipo de curva de atrito obtida por Stribeck podia descrever o comportamento tribológico geral das superfícies lubrificadas em da função viscosidade, velocidade de deslizamento e carga normal. Estas observações, são complementadas por Hardy⁽¹⁴¹⁾, em 1922, ao estudar as situações de lubrificação limitrofe, onde cargas elevadas e/ou velocidades baixas tornam-se difícil a presença de um filme fluido pleno.

Como ponto de partida, para estabelecer-se uma relação entre o coeficiente de atrito e os mecanismos de lubrificação, a análise da curva de Stribeck (figura 2.40), mostra que a partir de características gerais das superfícies móveis, tais como: geometria do material, condições operacionais e a separação entre as as superfícies, nesta curva onde o coeficiente de atrito é colocado em função da viscosidade, η , da velocidade v e da carga normal, F_N , podem ser distinguidos três regimes principais de lubrificação:

- I - Lubrificação hidrodinâmica (e lubrificação elastohidrodinâmica)
- II - Lubrificação mista ou parcialmente elastohidrodinâmica
- III - Lubrificação limitrofe



$$\mu = \left(\frac{4 \cdot \pi \cdot r^2 \cdot \ell}{c} \right) \cdot \left(\frac{\eta \cdot N}{F_N} \right)$$

Figura 2.39 Equação de Petroff para o coeficiente de atrito de um tribosistema lubrificado⁽¹³⁶⁾.

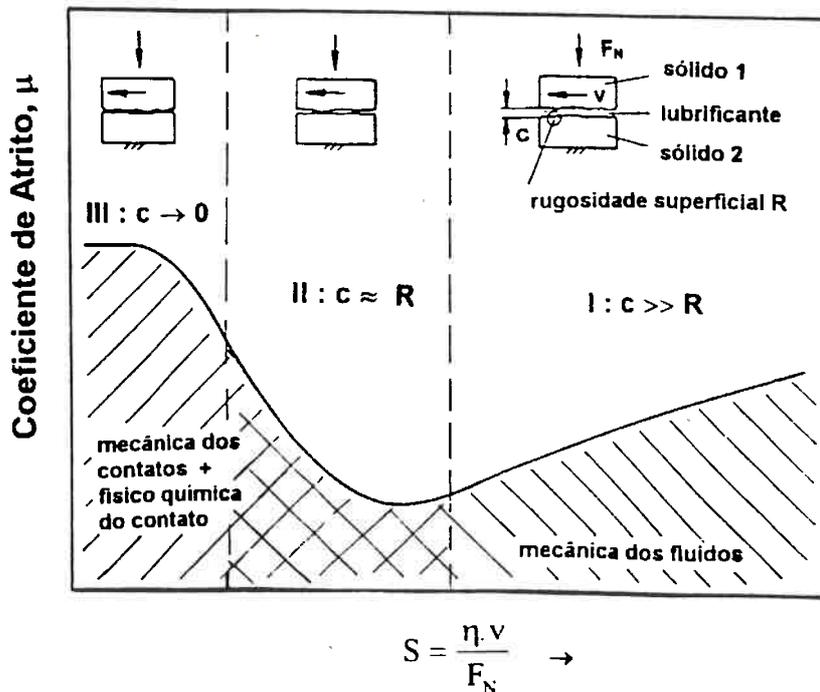


Figura 2.40 Caracterização do atrito e dos regimes de lubrificação em função do número de Sommerfeld (Curva de Stribeck)⁽¹³⁶⁾.

2.6.2 Regimes de lubrificação no tribossistema de conformação mecânica

Os regimes de lubrificação e o comportamento do atrito num tribossistema eixo-mancal, são significativamente diferentes daqueles de um tribossistema característico do processo de conformação plástica dos metais; esta diferenciação torna-se importante por duas razões⁽¹¹⁵⁾:

- a situação física de um sistema “peça de trabalho - ferramenta de conformação” caracteriza-se pela presença da deformação plástica da peça de trabalho, o que não ocorre num sistema eixo-mancal.
- a influência da lubrificação, e conseqüentemente do atrito, é muito mais complexa nos processos de conformação mecânica.

A seguir são revistos os lubrificantes e os regimes de lubrificação comuns nos processos de conformação mecânica.

2.6.2.1 Lubrificantes usados no tribossistema de conformação mecânica

A lubrificação em um tribossistema de conformação mecânica de metais tem de preencher dentre outros, alguns requisitos tais como:

- reduzir o atrito;
- prevenir a transferência de material entre peça e ferramenta;
- atuar, se possível, resfriando a ferramenta;
- e, algumas vezes, funcionar como isolante térmico.

O lubrificante não deve corroer a peça, a ferramenta ou o equipamento de conformação mecânica; além disto, deve ser fácil de ser removido e não nocivo ao operador ou ao meio ambiente. Estes aspectos da lubrificação são tratados em detalhes nas referências^(114,142-143).

Concentrando-se no papel da lubrificação como redutora do atrito, pode-se proceder-se uma primeira divisão dos mecanismos de lubrificação, segundo o estado dos lubrificantes, em fase sólida e fase fluida.

Na *lubrificação em fase sólida com filmes não metálicos*, os lubrificantes mais comuns são:

- *sólidos minerais ativos* tais como: grafite e o bissulfeto de molibdênio;
- *sólidos minerais passivos*, tais como: cal, talco, caolim, carbonatos e mica;
- *filmes poliméricos* tais como PTFE, polietileno e nylon.
- *sabões metálicos em pó*, tais como: oleatos e estearatos de sódio e cálcio.
- *ceras parafínicas*, naturais ou amaciadoras.
- *vidros*, usados como uma camada de atrito reduzido em operações com temperaturas suficientes para o vidro passar a ter um comportamento plástico.

Pode ainda empregar-se uma *lubrificação em fase sólida com filmes metálicos*, tais como revestimentos de chumbo, estanho, cobre, zinco, cádmio ou índio.

Na *lubrificação limitrofe*, são usados óleos e ácidos graxos. Os ácidos graxos formam sabões metálicos ao reagirem quimicamente com o metal, enquanto os óleos graxos são saponificados e combinados com óleos minerais, formando graxas, as quais costumam misturar-se cal, visando obter-se um revestimento de atrito reduzido antes da conformação.

Nestes tipos de lubrificação, a presença de um filme interfacial de baixa resistência ao cisalhamento permite, que os modelos de atrito adotados sejam aqueles apresentados na seção 2.4.2.4, expressões (2.15) a (2.17), ou no caso da lubrificação limitrofe, na seção 2.4.2.5, expressões (2.18) e (2.19).

Já no caso extremo de de uma *lubrificação com filme fluido pleno espesso*, separando completamente a peça do contato com a matriz, o coeficiente de atrito ou o fator de atrito são substituídos pela viscosidade do lubrificante, η , onde a tensão de atrito interfacial, τ , é representada pela tensão de de cisalhamento do líquido: τ_l :

$$\tau = \tau_l = \eta \cdot \dot{\gamma} \quad (2.44)$$

Os lubrificantes mais comuns da *lubrificação em fase fluida convencional*, são:

- *água*, devido seu calor específico elevado e seu poder de refrigerar e remover as contaminações ao mesmo tempo;
- *óleos minerais puros*, pouco usados na forma pura, mas sim agregados a óleos e ácidos graxos, e os
- *lubrificantes sintéticos*, tais como: silicone e o polietilenoglicol, ambos com uma ampla faixa de temperatura de serviço e queima sem resíduos.

2.6.2.2 Regimes de lubrificação na conformação mecânica

Os regimes de lubrificação que podem ocorrer num tribossistema de conformação mecânica podem ser estabelecidos a partir de uma razão, λ , entre a espessura do filme lubrificante, c , e um parâmetro das rugosidades combinadas das superfícies, σ , definida como uma soma da amplitude das rugosidades das superfícies contactantes, medidas em referência a seus níveis médios. Deste modo, são definidos empiricamente os seguintes regimes de lubrificação:

- $\lambda \leq 0,5$ - Regime de filme limitrofe.
- $0,5 < \lambda < 3$ - Regime de filme fluido pleno fino.
- $\lambda > 3$ - Regime de filme fluido pleno espesso.

Nas operações de conformação de metais, onde a peça está sendo deformada plasticamente e a ferramenta está em geral deformada elasticamente na região de contato, o valor de λ para cada regime pode ser um pouco menor que os valores dados acima.

O regime de lubrificação de filme fluido pleno, denominação comum para os regime de filme espesso e de filme fino, seria desejado caso o objetivo seja reduzir o atrito e o desgaste, enquanto que os regimes de lubrificação limitrofe ou mistos são convenientes para uma redução da rugosidade da peça trabalhada, podem ser

intencionais ou surgir acidentalmente quando não é possível suprir lubrificação com a intensidade necessária, em todas as partes da peça durante o processamento.

Os regimes de lubrificação podem mudar de um tipo para outro, em diferentes pontos de uma mesma peça ou mesmo num ponto constante durante a conformação, em função de condições de processamento tais como: propriedades físicas e químicas do lubrificante; propriedades mecânicas da peça; velocidade, pressão e temperatura de trabalho, geometria e rugosidade superficial da peça e da ferramenta.

Como podem ocorrer quaisquer um dos regimes de lubrificação em um determinado processo, torna-se importante poder predizer qual o regime operante para um determinado conjunto de condições de trabalho em um tribossistema de conformação mecânica.

2.6.2.3 Configuração do filme lubrificante ditando o regime de lubrificação

O fator preponderante na determinação do regime de lubrificação operante é a espessura do filme lubrificante na região de contato, e a definição desta espessura está relacionada aos dois mecanismos básicos de configuração do filme lubrificante:

- *configuração de cunha ou mecanismo de arraste*, onde o filme lubrificante forma uma bolsão dinâmico levado para a zona de conformação por um efeito de “cunha”, típico de processos quasi-estacionários, tais como: laminação, trefilação e extrusão (figura 2.41-a). Os filmes de arraste ou de cunha surgem quando duas superfícies não paralelas convergem sob movimento relativo na presença de um lubrificante. Ambas as superfícies podem estar em movimento, como no caso da laminação, ou apenas uma das superfícies, como no caso da trefilação e da extrusão. As forças que reduzem a velocidade das moléculas que estão entrando na cunha e aceleram as que estão saindo também atua aumentando a separação entre as superfícies. Para uma dada operação de conformação a folga ou separação entre peça e ferramenta aumenta com o aumento da velocidade da operação e da viscosidade do lubrificante e diminui com o aumento da força que guia as superfícies convergentes uma contra a outra.

- *configuração de confinamento ou mecanismo de retenção*, onde o filme lubrificante forma um bolsão estático, mantido na zona de conformação por um efeito de contenção ou confinamento, típicos de processos não estacionários, como por exemplo o forjamento por recalque (figura 2.41-b). Esta configuração surge quando duas superfícies paralelas são postas em contato com filme lubrificante fluido entre elas, os filme formados por este tipo de mecanismo ou configuração tornam-se mais espesso com o aumento tanto da viscosidade do lubrificante quanto da velocidade de aproximação entre peça e ferramenta. Viscosidades mais elevadas retardam o fluxo de saída do lubrificante na zona de contato, enquanto as velocidades de aproximação mais elevadas acabam “selando” as arestas da interface de contato peça-ferramenta mais efetivamente, e deste modo retendo o lubrificante no espaço interfacial entre a ferramenta e a peça. Na medida em que vai acontecendo uma deformação volumétrica e uma expansão superficial da peça, o filme confinado ou de retenção, vai tornando-se mais fino. Deste modo a espessura de um filme confinado ou de retenção é proporcional à viscosidade, velocidade e forças, do mesmo modo que os filmes de arraste ou cunha, só que por razões diferentes.

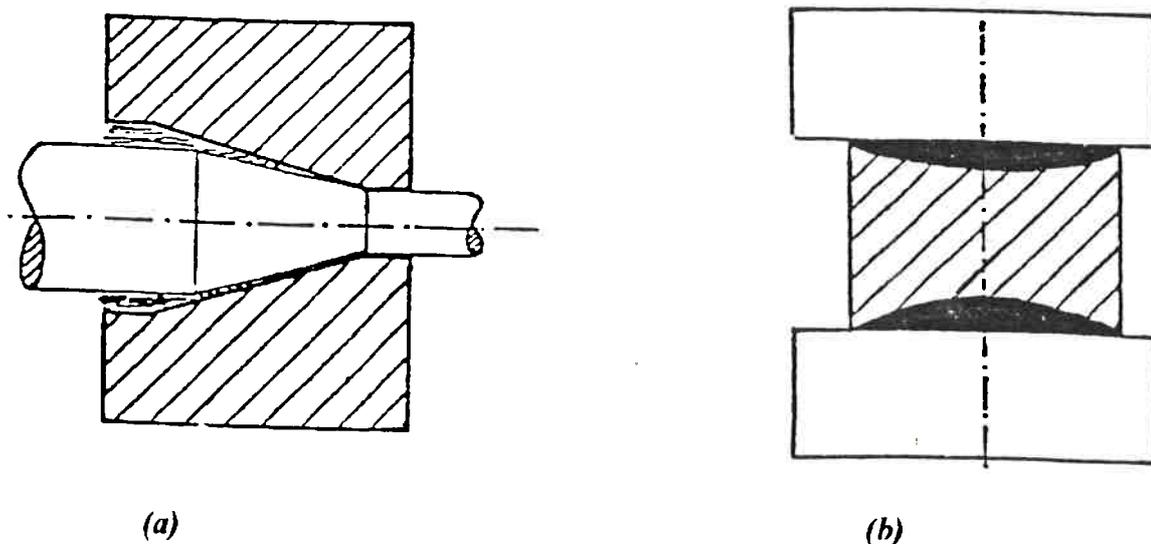


Figura 2.41 Esquematisação dos mecanismos ou configurações de filme lubrificante.

(a) configuração de cunha ou mecanismos de arraste.

(b) configuração de confinamento ou mecanismos de retenção.

Estes mecanismos ou configurações dos bolsões ditando o regime do filme lubrificante podem enfocados tanto a nível macroscópico quanto microscópico em um determinado processo de conformação, como demonstra a figura 2.42 para um caso de estampagem profunda. A nível macroscópico as situações de contato do ensaio de Rastegaev⁽¹⁴⁴⁾ representam uma modelagmr da configuração de retenção do filme lubrificante (figura 2.43).

A nível microscópico um modelo interessante é a concepção mecano-reológica do contato sob lubrificação de Sobis et alii⁽¹⁴⁵⁾, envolvendo uma modelagem maxwelliana do contato contendo bolsões de lubrificação dinâmica (configuração de cunha ou arraste) e estática (configuração de retenção). Uma melhor discussão sobre os regimes de lubrificação e suas modelagens pode ser vista no trabalho de Wilson⁽¹²⁸⁾.

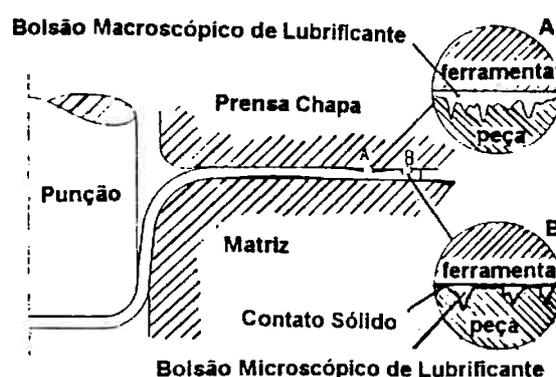


Figura 2.42 Configurações microscópicas e macroscópicas dos bolsões de lubrificantes na interface peça-ferramenta num processo de estampagem profunda.

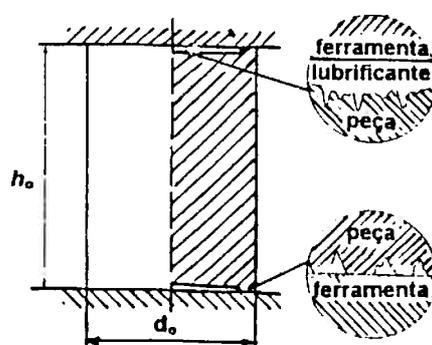


Figura 2.43 Modelagem macroscópica de uma configuração de confinamento ou retenção do lubrificante através do ensaio de Rastegaev⁽¹⁴⁴⁾.

2.7 Métodos de Medição do Atrito

2.7.1 Características e parâmetros relevantes em um ensaio de medição do atrito

Devido ao fato do coeficiente de atrito não ser uma propriedade intrínseca do material, mas sim do sistema tribológico como um todo, sua avaliação quantitativa diferencia-se pelo número de parâmetros envolvidos⁽¹⁴⁶⁻¹⁴⁸⁾.

Geralmente uma configuração de ensaio consistirá de um par de elementos tribológicos (1) e (2), interfaciados por um contaminante ou lubrificante (3) e a atmosfera (4), como mostrado na figura 2.44. As entradas do sistema de ensaio tribológico são dadas pelos parâmetros operacionais, compilados do lado esquerdo da figura, os quais através de sua ação sobre o sistema de ensaio iniciam o processo de atrito. A descrição do processo de tribológico, em especial do comportamento de atrito, exigirá a avaliação das características tribométricas compiladas no lado direito da figura.

As características superficiais, de topografia e composição das superfícies, citadas na figura 2.44 são aspectos importante a serem observados nos ensaios tribológicos, contudo, avaliações das características do contato entre as duas superfícies, fundamentadas nas teorias de atrito, resumidas na figura 2.45, podem contribuir para um melhor uso dos ensaios tribológicos na avaliação do comportamento do atrito⁽¹⁴⁷⁾.

Ao discutir os métodos de medição atrito, torna-se necessário distinguir os métodos sob baixas pressões normais, onde os corpos em contato não estejam sujeitos a uma deformação volumétrica, daqueles usados na medição do atrito nos processos de conformação plástica volumétrica, objeto deste estudo. A seguir são revistos brevemente estes dois tipos de ensaios de medição do atrito, e sua utilidade experimental na modelagem física do mecanismo de atrito em um processo de conformação plástica.

2.7.2 Medição do atrito sob baixas pressões normais e sem deformação volumétrica

Na maioria dos métodos de medição do atrito sob baixas pressões normais entre corpos contactantes não sujeitos a deformação volumétrica, tenta-se empregar corpos de geometria simples para iniciar-se o ensaio em condições experimentais as mais definidas possíveis. Não obstante, o grande número e diversidade das configurações dos ensaios

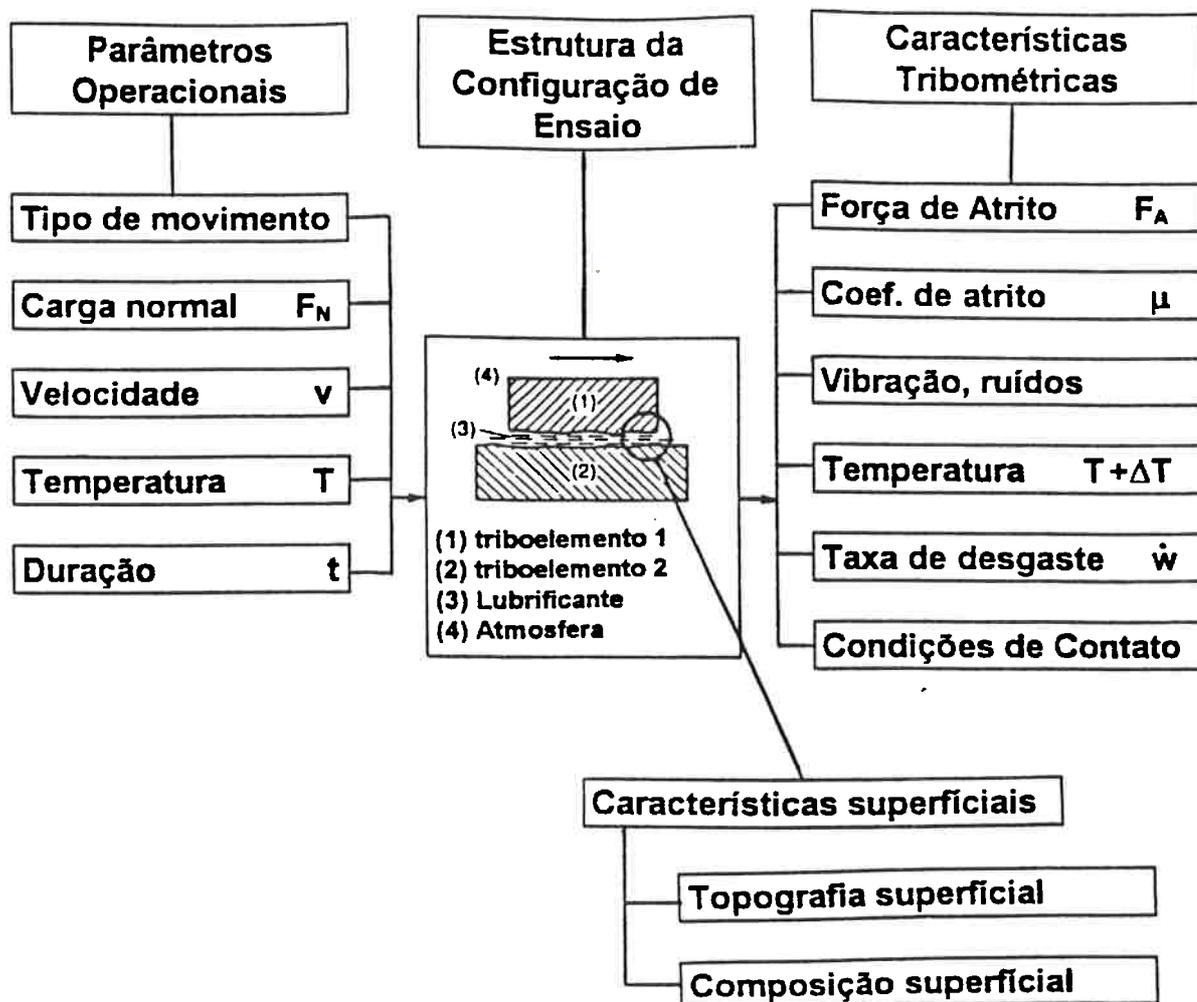


Figura 2.44 Características e parâmetros básicos relevantes em um ensaio tribológico de laboratório, segundo Czichos⁽¹⁴⁶⁻¹⁴⁸⁾

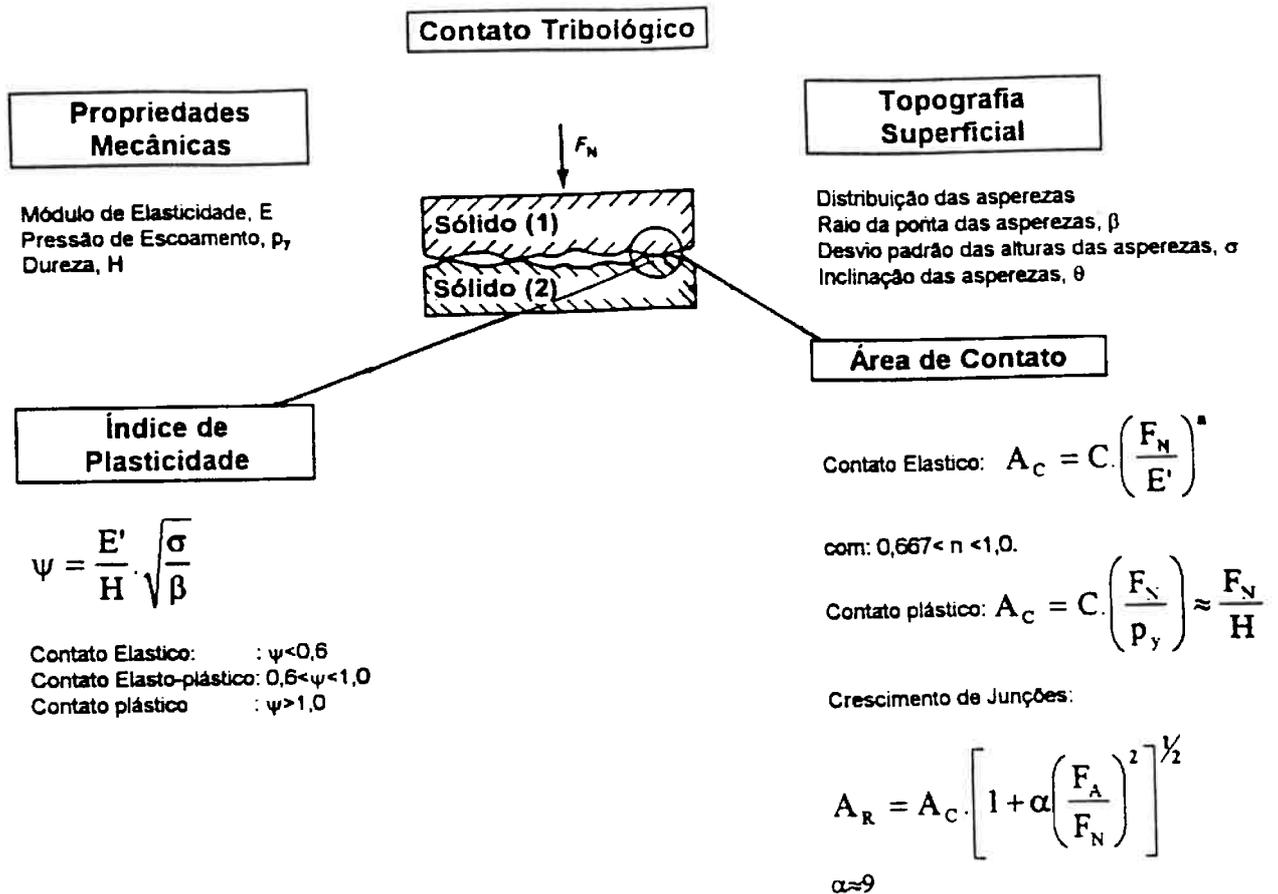


Figura 2 45 Características do contato tribológico entre dois corpos sólidos, sem deformação volumétrica em nenhum deles, segundo Czichos⁽¹⁴⁷⁾.

disponíveis para a medição do atrito⁽¹⁴⁹⁻¹⁵⁶⁾, algumas clássicas como as da Figura 2.46, e outras baseadas em configurações também usadas em ensaios de desgaste (Figura 2.47), algumas normalizadas⁽¹⁵⁷⁻¹⁶⁰⁾ em todos estes ensaios, predominam essencialmente três opções de geometrias de corpos de prova para a medição do atrito (Figura 2.48):

- contato Hertziano.
- contato plano-sobre-plano.
- superfícies conformantes.

Ressalte-se que, na presença de desgaste, a maioria dos ensaios de atrito teriam corpos de prova conformantes, exceto naqueles casos onde os elementos tribológicos conservassem um contato Hertziano puntual ou linear. A influência destas geometrias de corpos de prova na medição do atrito foi estudada por Andersson e Blomberg⁽¹⁶¹⁾.

A consideração do desgaste em um ensaio de atrito, ou a determinação do atrito via um ensaio onde as superfícies contactantes estão sujeitas ao desgaste (Figuras 2.49 a 2.50), aparece em alguns trabalhos experimentais de modelagem física do mecanismo de atrito, especialmente de revestimentos moles, em termos de como a camada de revestimento caracterizada por sua espessura e morfologia, ou de outro modo: suas propriedades mecânicas e técnica de deposição, influenciam:

- o comportamento de atrito, via coeficiente de atrito ou fator de atrito.
- a duração, aderência e resistência ao desgaste e alterações morfológicas do revestimento durante o processo de deslizamento e/ou rolagem.

Sobre este enfoque, Johnson⁽¹⁶²⁾ racionaliza uma distinção entre enfatizar o atrito ou o desgaste no estudo dos revestimentos sólidos, enquanto Bricout et alii⁽¹⁶³⁾ consideram que uma metodologia envolvendo estas duas ênfases permite uma otimização do comportamento tribológico do revestimento sólido estudado. Optando-se por um ensaio de desgaste, Budinski⁽¹⁵⁰⁾ afirma que as pressões normais teriam de ser muito baixas, enquanto Bresciani Filho⁽¹⁶⁴⁾ destaca que só serão fisicamente significativos os resultados decorrentes do estágio inicial do ensaio, já que esta condição é a que mais aproxima-se da situação existente nos processos de conformação plástica dos metais

quando deseja-se analisar o comportamento da peça que está sendo conformada. A importância da avaliação da magnitude do atrito e sua influência na conformabilidade é óbvia, já a avaliação do desgaste da peça é uma questão que não se coloca, pois a peça será submetida à ação do atrito, pouco ou uma única vez.

No caso de um estudo de como os revestimentos sólidos influenciam a vida da ferramenta de conformação, teria-se uma situação onde os resultados de desgaste, tornariam-se importantes.

A dificuldade que permanece no uso de ensaios de atrito, configurados com baixa pressão interfacial e ausência de deformação volumétrica, é a impossibilidade de transferência dos resultados para as situações de um processo de conformação plástica de metais real.

No item 2.7.3 são apresentados os métodos de medição do atrito aplicáveis às situações de pressão normal elevada e deformação volumétrica dos corpos de prova, características do estudo do atrito nos processos de conformação plástica.

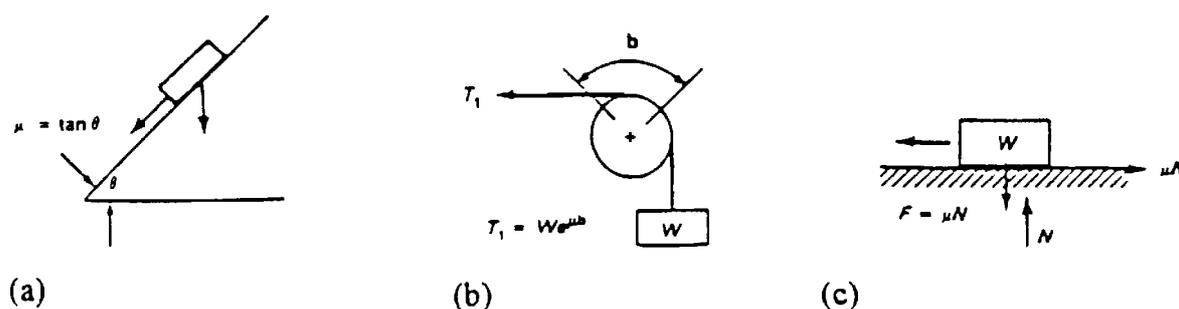


Figura 2.46 Esquema de alguns conceitos básicos e configurações típicas utilizadas em ensaios de medição do atrito⁽¹⁵⁰⁾.

- (a) ensaio de medição do atrito em configuração de plano inclinado.
- (b) ensaio de medição do atrito em configuração de “cabresto”.
- (c) ensaio de medição do atrito em configuração de “treno”.

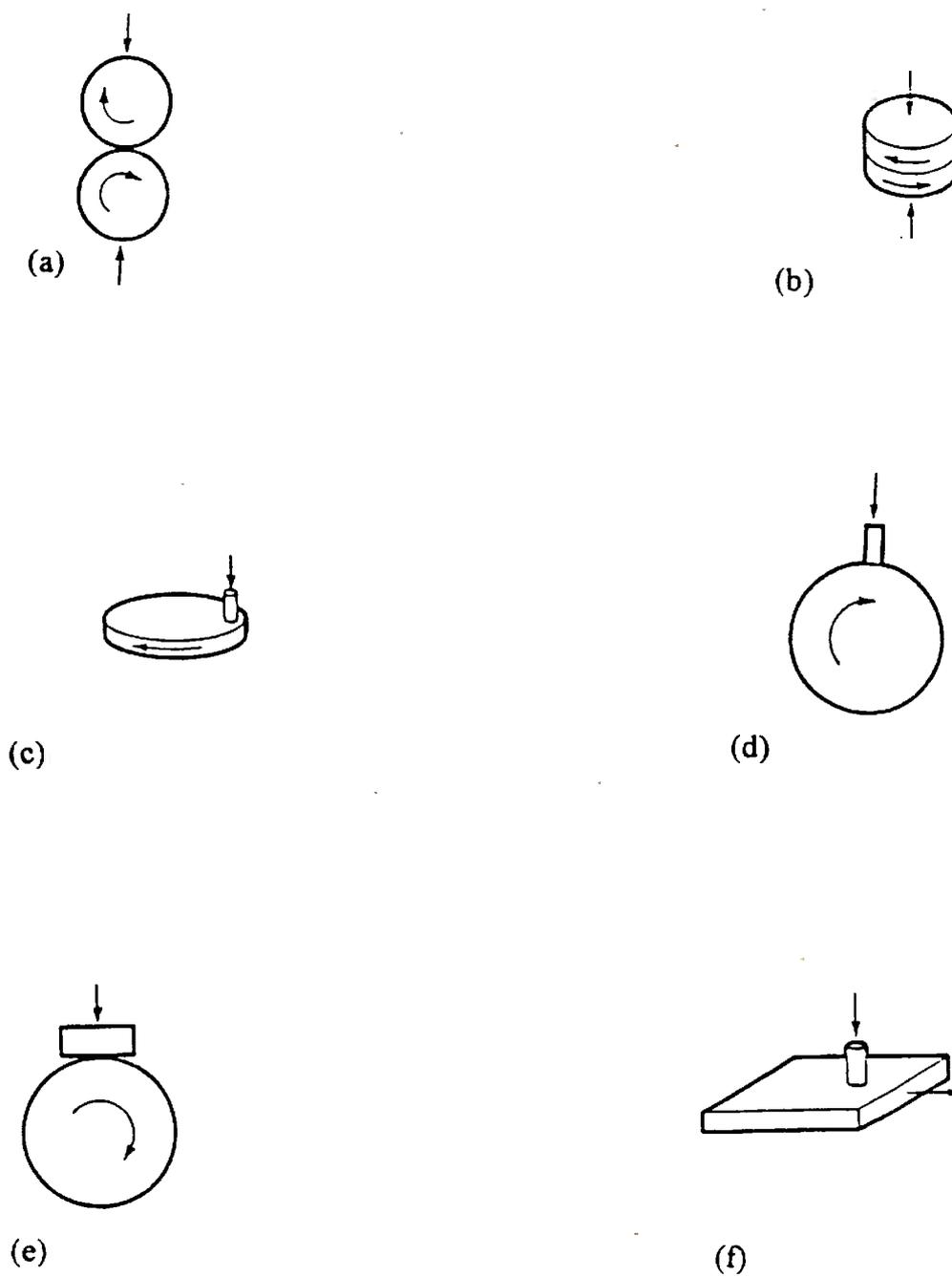
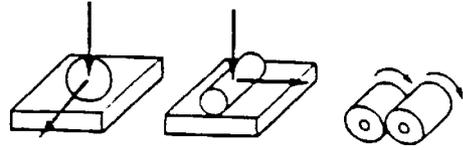


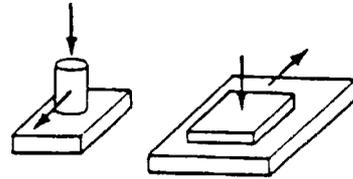
Figura 2.47 Configurações comuns de alguns ensaios tribológicos.

- (a) anel sobre anel (ou discos) rolantes.
- (b) anel sobre anel (ou discos) deslizantes.
- (c) pino sobre disco
- (d) pino sobre anel
- (e) bloco sobre anel
- (f) pino sobre placa

- contato Hertziano



- plano-sobre-plano



- superfícies conformantes

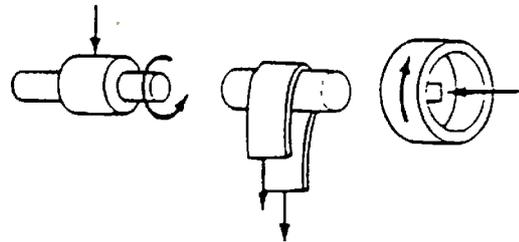
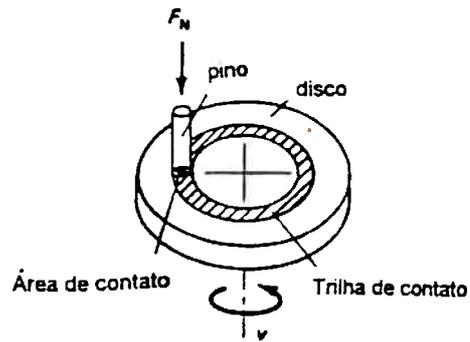
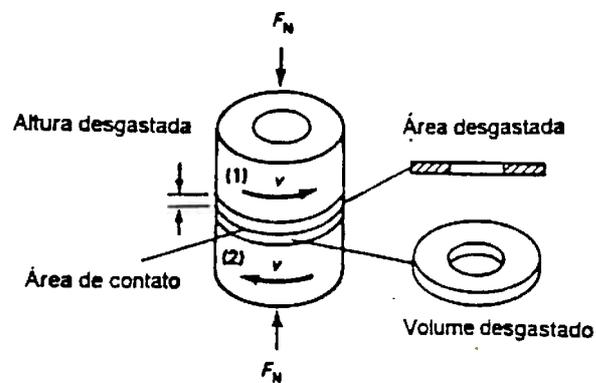


Figura 2-48 Opções de configuração dos corpos de prova para medição do atrito⁽¹⁵⁰⁾

(a)



(b)



(c)

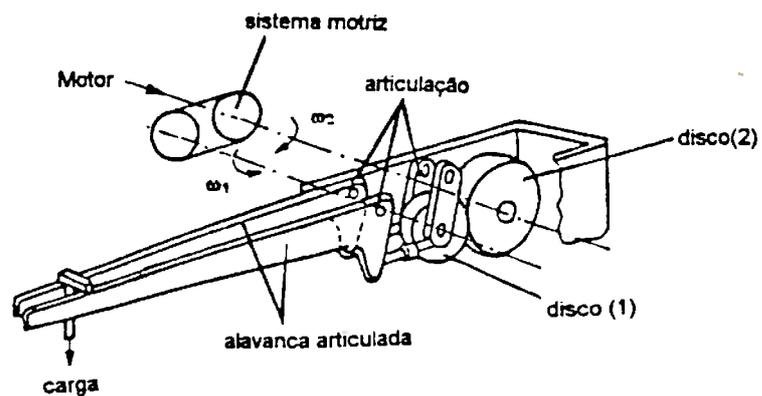


Figura 2.49 Ensaios tribológicos de medição de atrito e/ou desgaste, sob pressão normal baixa e ausência de deformação plástica volumétrica.

(a) ensaio de pino sobre disco⁽¹⁵⁰⁾.

(b) ensaio de anel sobre anel deslizante⁽¹⁵⁰⁾.

(c) ensaio de anel sobre anel rolante⁽¹⁵¹⁾.

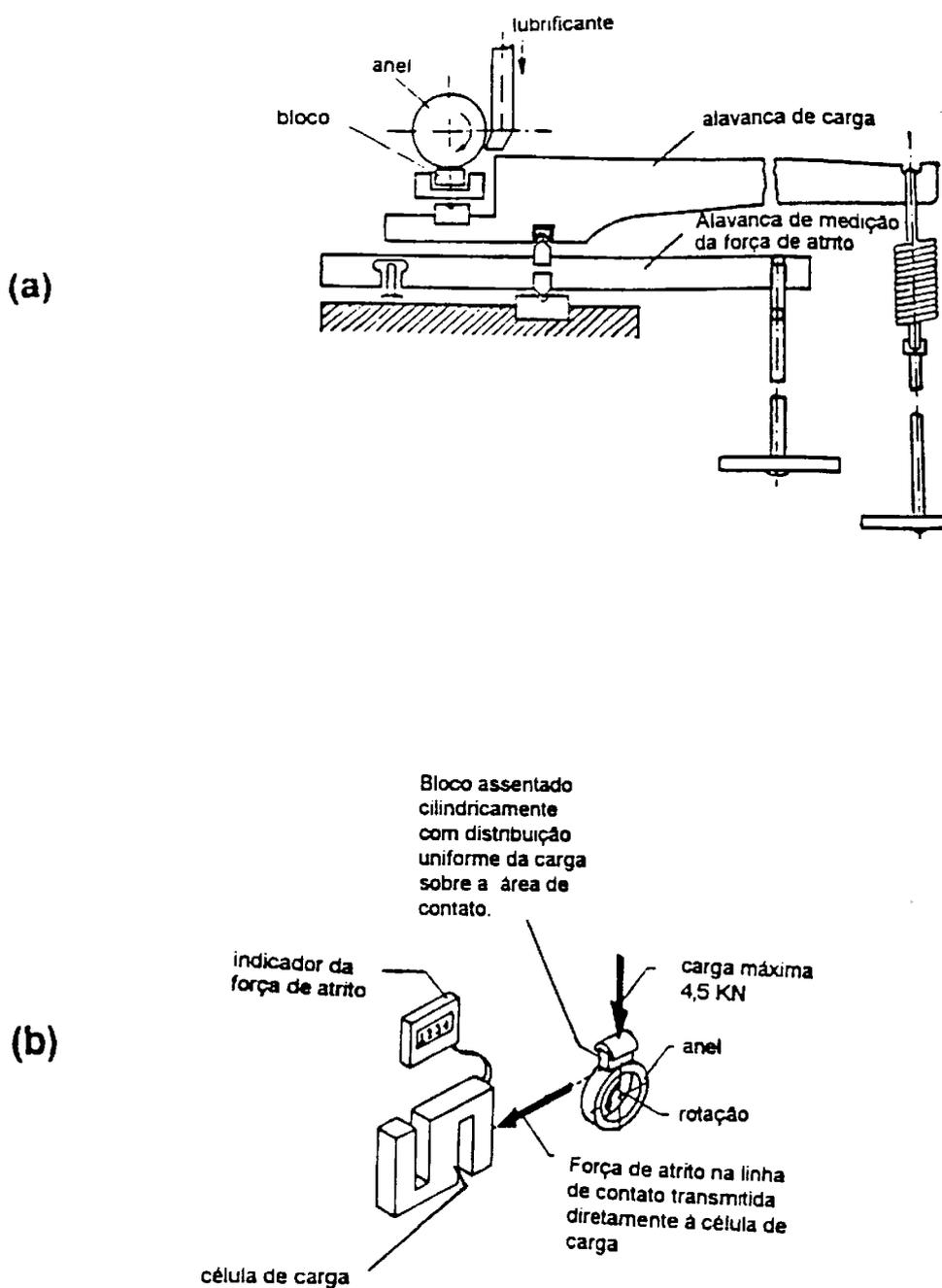


Figura 2.50 Medição do atrito via ensaio de bloco sobre anel (ASTM G 77-91)

(a) configuração do dispositivo de ensaio⁽¹⁵¹⁾.

(b) esquema do sistema de medição do atrito⁽¹⁵⁸⁻¹⁵⁹⁾.

2.7.3 Métodos de medição do atrito sob deformação volumétrica e pressões normais elevadas em processos de conformação plástica

Como visto no item anterior a avaliação do atrito entre corpos rígidos deslizantes ou rolantes, não sujeitos a uma deformação volumétrica, não se prestam ao estudo do atrito em um processo de conformação plástica. Neste caso, busca-se inferir as magnitudes de um coeficiente ou fator de atrito via uma adequação das predições teóricas aos experimentos, medições diretas e indiretas de valores médios das magnitudes envolvidas e/ou técnicas que acessem valores locais nas superfícies contactantes.

Antes de escolher-se um ensaio para o estudo do atrito em um processo de conformação plástica, revê-se brevemente as técnicas disponíveis para o estabelecimento experimental da magnitude do atrito via coeficiente ou fator de atrito. Neste sentido, os diversos métodos para a medição do atrito interfacial peça-ferramenta durante a conformação plástica, poderiam ser divididos nas seguintes categorias:

- **Métodos de medição direta** - O método mais típico neste grupo é a técnica de pino apoiado, proposta por van Rooyen e Backofen⁽¹⁶⁵⁻¹⁶⁶⁾ e Pearsall e Backofen⁽¹⁶⁷⁾, aplicada em diversos trabalhos para medir as condições interfaciais na laminação a frio⁽¹⁶⁸⁻¹⁷⁶⁾. Este método fornece informações detalhadas sobre as tensões de cisalhamento devidas ao atrito interfacial, porém seu arranjo experimental é bastante elaborado e caro.
- **Medições das tensões de cisalhamento devidas ao atrito médias ou de um coeficiente de atrito médio na interface (μ)** - Exemplos de métodos pertencentes a este grupo são os de trefilação/estiramento em estado plano de deformação⁽¹⁷⁷⁻¹⁷⁹⁾, compressão em estado plano de deformação com matrizes partidas⁽¹⁸⁰⁾, teste de rebordo por estiramento (draw bead)⁽¹⁸¹⁻¹⁸²⁾, os ensaios de extrusão em estado plano de deformação^(181,183-184) e os ensaios de compressão com torção^(181,185). Também poderiam ser enquadrados neste grupo, ensaios de compressão com deslizamento⁽¹⁸⁶⁾ e os ensaios de indentação com translação⁽¹⁸⁷⁾, indentação com rotação⁽¹⁸⁸⁾ e o ensaio de Orowan, de giro da ferramenta entre dois anéis sujeitos a deformação⁽¹⁸⁶⁾.

- **Obtenção de um fator constante de atrito devido ao cisalhamento interfacial (m) ou de um coeficiente de atrito (μ) via medições da carga de deformação combinadas com predições teóricas** - A aplicação deste enfoque leva à medição de cargas e/ou torques envolvidos no processo de conformação mecânica e ao ajuste de um coeficiente ou fator de atrito em um modelo matemático que permita uma combinação entre as magnitudes preditas e as medidas. Este princípio pode ser aplicados a diversos processos, tais como compressão uniaxial⁽¹⁸⁹⁻¹⁹⁶⁾, extrusão⁽¹⁹⁷⁻²⁰³⁾ e trefilação⁽²⁰⁴⁻²¹¹⁾, estiramento⁽²¹²⁾ e laminação^(197,213-214).
- **Obtenção de um fator constante de atrito devido ao cisalhamento interfacial (m) ou de um coeficiente de atrito (μ) através de medições da deformação ou de outros índices indiretos** - Exemplos de métodos incluídos neste grupo são o ensaio de compressão uniaxial com punção cônico⁽²¹⁵⁾, medição do avanço ou do ângulo de ataque na laminação plana⁽²¹⁶⁻²¹⁹⁾, monitoração do embarrilhamento em um estado plano de deformação⁽²²⁰⁾ e o ensaio de forjamento-extrusão⁽²²¹⁾ e o ensaio de recalque de discos geminados⁽²²²⁾. Neste grupo, enquadra-se também a técnica de avaliação do atrito em processos de conformação plástica mais bem sucedida e amplamente usada, o ensaio de recalque de anéis, proposto por Male e Cockroft⁽²²³⁾.

Os valores das tensões e do coeficiente ou fator de atrito assim obtidos representam um valor médio representativo das condições de atrito na interface peça-ferramenta. Pawelski⁽¹⁷⁷⁾, Schey⁽¹⁸¹⁾, Dobrucki e Odrzywotek⁽¹⁸⁶⁾ e Avtizur⁽²²⁴⁾ procedem revisões mais detalhadas da metodologia de determinação do atrito nos processos conformação plástica.

Sendo quase certamente impossível esperar uma teoria ou ensaio universal de avaliação do atrito, que permita prever ou medir o atrito englobando todas as variáveis envolvidas no fenômeno, onde todas elas estejam disponíveis ou sejam facilmente obtíveis, Lenard⁽²¹⁶⁾ recomenda buscar um modelo e/ou ensaio, o mais preciso possível, exequível e útil prática e teoricamente. Tendo em mente esta perspectiva, são revistos no capítulo seguinte os princípios e as modelagens usadas na determinação do atrito por meio do ensaio de recalque de anéis, escolhido como método experimental para a avaliação do atrito no desenvolvimento experimental deste trabalho.

Referências bibliográficas

- 1 DOWSON, D., *History of Tribology*, Ed. Longman, Inglaterra, 1979.
- 2 BOWDEN, F. P. e TABOR, D., *The Friction and Lubrication of Solids - part II*, Clarendon Press, Oxford, 1964, capítulo 24.
- 3 TABOR, D., Friction - The Present State of Our Understanding, *ASME - Journal of Lubrication Technology*, 103,1981, P. 169-79.
- 4 IBRAHIM, R. A., Friction-Induced Vibration, Chatter, Squeal and Chaos - Part I: Mechanics of Contact and Friction, *Applied Mechanics Reviews - ASME*, v. 47, n. 4, julho de 1994, pp. 209-26.
- 5 LARSEN-BASSE, J., Basic Theory of Solid Friction, In: *ASM Metals Handbook, Friction, Lubrication and Wear Technology*, v. 19, 9 ed., 1992, pp. 27 a 38.
- 6 PAVALESCU, D. e TUDOR, A., The Sliding Friction - its evolution and usefulness, *Wear*, v. 120, 1987, p. 321-6.
- 7 MADAKSON, B. P., The Frictional Behaviour of Materials, *Wear*, 87, n. 2, 1983, p. 191-206.
- 8 CHENG, J. -H. e KIKUCHI, N., An Incremental Constitutive Relation of Unilateral Contact Friction for Large Deformation Analysis, *ASME Journal of Applied Mechanics*, v. 52, 1985, p. 639-48.
- 9 DRUCKER, D. C., Coulomb Friction, Plasticity and Limit Loads, *ASME Journal of Applied Mechanics*, 1954, p. 71-74.
- 10 MICHALOWSKI, R. e MROZ, Z., Associated and Non-Associated Sliding Rules in Contact Friction Problems, *Archives of Mechanics*, v. 30, 1978, p. 259-76.
- 11 AMONTONS, G., De la Resistance Causée dans le machines, *Memories de l'Académie Royale*, A, Chez Gerard Kuyper, Amsterdam, 1706, p. 257-82. e *Historie de l'Academie Royale des Sciences avec les Memories de Matematique et de Physique*, 12, Paris, 1699, p. 206. (Apud 1).
- 12 DA VINCI, L., *The Notebooks of Leonardo da Vinci*, Org.: E. Macurdy, Ed. Reynal & Hitchcock, Nova Iorque-EUA, 1938. (Apud 36).
- 13 EULER, L., Sur le Frottement des Corps Solids, *Historie de l'Academie Royale a Berlin*, 1748, p. 122-132. (Apud 1).
- 14 COULOMB, C. A., Theorie des Machines Simples, en Egant Egard au Frottement de Leurs Partres, et la Roideurs des Cordages, *Memories de Matematique et de Physique de l'Académie Royale des Sciences*, 10, Paris, 1785, p. 161-342. (Apud 1).

- 15 BELIDOR, M. F. de. Architecture Hydraulique ou l'Art de Conduire, d'Elever et de Menager les Eaux, Jambert, Paris, 1737. (Apud 1)
- 16 LESLIE, J., An Experimental Inquiry Into the Nature and Propagation of Heat, Impresso para J. Newman, n. 22, Poultry, T. Gillet Printer, Salisbury Sqr., 1804, p. 300-2. (Apud 134)
- 17 DESAGULIERS, J. T., Some Experiments Concerning the Cohesion of Lead, Phil. Trans. Roy. Soc. London, 33, 1725, p. 345. (Apud 1)
- 18 HARDY, W. B. e HARDY, J. K., Note on static friction and the lubricating properties of certain chemical substances, Phil. Mag., 6, 1919, p. 32. (Apud 136)
- 19 TOMLINSON, A. A Molecular Theory of Friction, Phil. Mag., 7, 1929, p. 905.
- 20 LANDMAN, U et alii, Atomistic Mechanisms and Dynamics of Adhesion, Nanoindentation and Fracture, Science, v. 248, n. 4954, 1990, p. 454-61.
- 21 HOLM, R, The Reibungskraft in der wahren Kontaktfläche (A força de atrito na área de contato real), Wiss. Ver. Siemens Werke, 17, 1938, p. 38. (Apud 136)
- 22 MERCHANT, M. E., The Mechanism of Static Friction, J. Appl. Phys., v. 11, 1940, p. 230.
- 23 ERNST, H. e MERCHANT, M. E., Surface Friction Between Metals - A Basic Factor in the Metal Cutting Process, Proceedings of the Special Summer Conference on Friction and Surface Finish, M.I.T, EUA, 1940, p. 76-101. (Apud 136)
- 24 BOWDEN, F. P. e TABOR, D., The Area of Contact Between Stationary and Between Moving Surfaces, Proc. Royal Soc. London, series A, v. 169, 1939, p. 391-413.
- 25 BOWDEN, F. P. e LEBEN, L., The Nature of Sliding and the Analysis of Friction, Proc. Royal Soc. London, series A, v. 169, 1939, p. 371-91.
- 26 BOWDEN, F. P. e HUGHES, T. P., The Friction of Clean Metals and the Influence of Absorbed Gases, the Temperature Coefficient of Friction, Proc. Royal Soc. London, series A, 172, 1942, p. 263-279.
- 27 BOWDEN, F. P., MOORE, A. J. W. e TABOR, D., The Ploughing and Adhesion of Sliding Metals, J. Appl. Phys., v. 14, 1943, p. 80-91.
- 28 BOWDEN, F. P. e TABOR, D., The Friction and Lubrication of Solids - part I, Clarendon Press, Inglaterra, 1954.
- 29 BOWDEN, F. P. e ROWE, G. W., The Adhesion of Clean Metals. Proc. Royal Soc. London, series A, v. 233, 1956, p. 429-42

- 30 GANE, N.; PFAELZER, P. F. e TABOR, D., Adhesion Between Clean Surfaces at Light Loads, Proc. Royal Soc. London, series A, v. 340, 1974, p. 495-517.
- 31 BUCKLEY, D. H., Surface Effects in Adhesion, Friction, Wear and Lubrication, Elsevier, 1981, p. 315-427.
- 32 SPURR, R. T., The Role of Adhesion in Friction, In: Friction and Traction, Org.: D. Dowson et alii, Ed. Westbury House, Londres, 1981, p. 34-8.
- 33 JOHNSON, K. L., Aspect of Friction, ibid, pg. 3-12.
- 34 JOHNSON, K. L., Contact Mechanics, Cambridge University Press, Inglaterra, pg. 3-12.
- 35 RABINOWICZ, E., Friction and Wear of Materials, Ed. John Wiley, Nova Iorque-EUA, 1966.
- 36 BUCKLEY, D. H. Importance and Definition of Materials in Tribology: Status of Understanding, In: Tribology in the 80's, v. 1, NASA Conf. Publ. 2300, National Aeronautics and Space Administration, 1983, p. 19-44 (Apud 5).
- 37 BOWDEN, F. P. e YOUNG, J. E., Friction of Clean Metals and the Influence of Adsorbed Films, Proc. Royal Soc. London, series A, 208, 1951, p. 311.
- 38 GOODZEIT, C. L., HUNNICUTT, R. P. e ROACH, A. E., Frictional Characteristics and Surface Damage of Thirty-nine Different Elemental Metals in Sliding Contact with Iron, Trans. ASME, 78, 1956, p. 1669-76.
- 39 HABIG, K. H., Der Einfluß der gegenseitigen Löslichkeit von Metallen auf einige ihrer tribologischen Eigenschaften (A Influência da Solubilidade Mútua dos Metais sobre algumas de suas Propriedades Tribológicas), Metalloberfläche, 24, 1970, p. 375-9.
- 40 FREY, H., FREY, E. e FELLER, H. G., Der Einfluß einiger physikalisch-chemischer Eigenschaften auf das tribologische Verhalten metallischer Werkstoffe (Influência de algumas propriedades físico-químicas sobre o comportamento tribológico de materiais metálico), Z. Metall., 67, p. 177-85.
- 41 RABINOWICZ, E., Determination of Compatibility of Metals Through Static Friction Tests, ASLE Transactions, v. 14, 1971, p. 198-205.
- 42 CZICHOS, H., Über den Zusammenhang zwischen Adhäsion und Elektronenstruktur von Metallen bei der Rollreibung im elastischen Bereich (Sobre a relação entre adesão e estrutura eletrônica dos metais no atrito sob rolamento no campo elástico), Z. Angew. Phys., 27, 1969, p. 40-6.
- 43 VIJH, A. K., The Influence of Metal-Metal Bond Energies on the Adhesion, Hardness and Wear of Metals, J. Materials Science, 10, 1975, p. 998-1004

- 44 BUCKLEY, D. H., The Influence of the Atomic Nature of Crystalline Materials on Friction, Trans. ASLE, v. 11, 1968, p. 89.
- 45 SIKORSKI, M. E., Correlation of the Coefficient of Adhesion with Various Physical and Mechanical Properties of Metals, Trans. ASME, v. D-85, 1963, p. 279.
- 46 SIKORSKI, M. E., The Adhesion of Metals and Factors that Influence it, Wear, 7, 1964, p. 114-62.
- 47 KINLOCH, A. J., The Science of Adhesion, J. Mater. Sci., 15, 1980, p. 2141-66.
- 48 COURTNEY-PRATT, J. S. e EISNER, E., The Effect of a Tangential Force on the Contact of Metallic Bodies, Proc. Royal Soc. London, A, 238, 1957, p. 529-50.
- 49 McFARLANE, J. S. e TABOR, D., Relation between Friction and Adhesion, Proc. Royal Soc. London, A, 202, 1950, p. 244.
- 50 GREEN, A. P., Friction between Unlubricated Metals: A Theoretical Analysis of the Junction Model, Proc. Royal Soc. London, A, 228, 1955, p. 191-204.
- 51 GREENWOOD, J. A. e TABOR, D., Deformation Properties of Friction Junctions, Proc. Phys. Soc. B, 68, 1955, p. 609.
- 52 TABOR, D., Junction Growth in Metallic Friction: The Role of Combined Stresses and Surface Contamination, Proc. Royal Soc. London, A, 251, 1959, p. 378-93.
- 53 EDWARDS, C. M e HALLING, J., An Analysis of the Classic Interaction of Surface Asperities and its Relevance to the Coefficient of Friction, The Journal of Mechanical Engineering Sciences, 10, 2, 1968, p. 101-10.
- 54 BRESCIANI F^o, E., Propriedades Tribológicas de Revestimentos Sólidos, Faculdade de Engenharia Mecânica - UNICAMP, Campinas-SP, 1992, 18pp.
- 55 BRESCIANI F^o, E., Curva Característica do Atrito, Anais do V Simpósio de Conformação Plástica dos Metais, UNICAMP-EPUSP, Campinas-SP, 1992.
- 56 KUHLMANN-WILSDORF, D., Zur Größe des Reibungskoeffizienten mit und ohne Adhäsion (Sobre a Magnitude do Coeficiente de Atrito com e sem Adesão), Z. für Metallkunde, v. 72, n. 12, 1981, p. 832-9
- 57 FULLER, K. N. G. e TABOR, D., The Effect of Surface Roughness on the Adhesion of Elastic Solids, Proc. Royal Soc. A, 345, 1975, p. 327-42.
- 58 POON, C. Y. e SAYLES, R. S., The Classification of Rough Surface Contacts in Relation to Tribology, J. Phys. D: Appl. Phys., 25, 1992, p. A249-56

- 59 HIRST, W. e HOLLANDER, A. E., Surface Finish and Damage in Sliding, *Proc. Royal Soc. A*, 337, 1974, p. 379-94.
- 60 ABBOT, E. J. e FIRESTONE, F. A., Specifying Surface Quantity - A Method Based on Accurate Measurements and Comparison, *Mech. Eng.*, 55, 1933, 569
- 61 PULLEN, J. e WILLIAMSON, J. B. P., On the Plastic Contact of Rough Surfaces, *Proc. Royal Soc.*, series A, v. 327, 1972, p. 159-173.
- 62 TSUKIZOE, T. e HISAKADO, T. , On the Mechanism of Contact between Metal Surfaces, *ASME J. Lub. Tech.*, F90, 1968, p. 81-89.
- 63 ARCHARD, J. F., Elastic Deformation and Laws of Friction, *Proc. Royal Soc.*, series A, v. 243, 1961, p. 190-205
- 64 ARCHARD, J. F., Friction Between Metal Surfaces, *Wear*, v. 74, 1986, p. 2-16.
- 65 ARCHARD, J. F., Single Contacts and Multiple Encounters, *J. of Applied Physics*, v. 32, n. 8, agosto de 1961, p. 1420-5
- 66 WHITEHOUSE, D. J. e ARCHARD, J. F., The Properties of Random Surfaces of Significance in their Contact, *Proc. Roy. Soc. A*, 316, 1970, p. 97-121.
- 67 GREENWOOD, J. A. e WILLIAMSON, J. B. P., Contact of Nominally Flat Surfaces, *Proc. Royal Soc.*, series A, v. 295, 1966, p. 300-319.
- 68 SAYLES, R. S. e THOMAS, T. R., Thermal Conductance of Rough Elastic Contact, *Appl. Energy*, 2, 1976, p. 249-67.
- 69 McCOOL, J. Predicting Microfracture of Ceramics via Microcontact Model, *ASME J. Tribology*, 108, 1986, p. 380-86.
- 70 McCOOL, J. Comparison of Models for the Contact of Rough Surfaces, *Wear*, 107, 1986, p. 37-60.
- 71 BUSH, A. W., GIBSON, R. D. e THOMAS, T. R., The Elastic Contact of Rough Surfaces, *Wear*, 1976, p. 169-74.
- 72 BUSH, A. W., GIBSON, R. D. e KEIGH, G. P. The Limit of Elastic Deformation in the Contact of Rough Surfaces, *Mech. Res. Commun.*, 3, 1976, p. 169-74.
- 73 GREENWOOD, J. A. e TRIPP, J. H., The Elastic Contact of Rough Spheres, *Journal of Applied Mechanics*, 185, 1971, p. 625-33.
- 74 GREENWOOD, J. A. e TRIPP, J. H., The Contact of Two Nominally Flat Rough Surfaces, *Proc. Inst. Mech. Eng.*, 185, 1971, p. 625-33.

- 75 O'CALLAGHAN, M. e CAMERON, M. A., Static Contact between Nominally Flat Surfaces in Wich Deformation is Purely Elastic, *Wear*, 45, 1976, p. 79-97
- 76 HISAKADO, T., Effects of Surface Roughness on Contact between Solid Surfaces, *Wear*, 28, 1974, pp. 217-34.
- 77 HANDZEL-POWIERZA, Z., KLIMCZAK, T. e POLIJANIUK, A., On the Experimental Verification of The Greenwood-Williamson Model for the Contact of Rough Surfaces, *Wear*, 154, 1992, p. 115-24.
- 78 CHANG, W. R., ETSION, I. e BOGY, D. B., An Elastic-plastic Model for the Contact of Rough Surfaces, *ASME J. Tribology*, 109, 1987, p. 257-63.
- 79 EVSEEV, D. G.; MEDVEDEV, B. M. e GRIGORYAN, G. G., Modification of the Elastic Plastic Model for the Contact of Rough Surfaces, *Wear*, 150, 1991, p. 79-88.
- 80 OGILVY, J. A., Numerical Simulation of Elastic Plastic Contact between Anisotropic Rough Surfaces, *J. Appl. Phys.*, 25, 1992, p. 1789-1809
- 81 MAJUMDAR, A. e BUSHAN, B., Fractal Model of Elastic-plastic Contact between Rough Surfaces, *ASME J. Tribology*, 113, 1991, 1-11.
- 82 KUCHARSKI, S. et alii., Finite-elements Model for the Contact of Rough Surfaces, *Wear*, 177, 1994, p. 1-13.
- 83 CHALLEN, J. M. e OXLEY, P. L. An Explanation of the Different Regimes of Friction and Wear using Asperity Deformation Models, *Wear*, 53, 1979, p. 229-43.
- 84 HOCKENHULL, B. S.; KOPALINSKY, E. M. e OXLEY, P. L., Mechanical Wear Models for Metallic Surfaces in Sliding Contact, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, 25, 1992, p. A266-72.
- 85 CHALLEN, J. M. e OXLEY, P. L. A Slip Line Field Analysis of the Transition from Local Asperity Contact to Full Contact in Metallic Sliding Contacts, *Wear*, 100, 1984, p. 171-93..
- 86 BLACK, A. J.; KOPALINSKY, E. M. e OXLEY, P. L., An Investigation of the Different Regimes of Deformation which can Occur when a Hard Wedge Slides over a Soft Surface: Influence of the Wedge Angle, Lubrication and Prior Plastic Working of the Surface, *Wear*, 123, 1988, p. 97-114.
- 87 KOMVOPOULOS, K. , SAKA, N. e SUH, N. P., The Mechanism of Friction in Boundary Lubrication, *ASME - J. of Tribology*, v. 107, n. 4, 1985, p. 452-62.
- 88 KOMVOPOULOS, K., SAKA, N. e SUH, N. P., Plowing Friction in Dry and Lubricated Metal Sliding, *ibid*, v. 108, n. 4, 1986, p. 301-12.

- 89 KOMVOPOULOS, K., SAKA, N. e SUH, N. P., The Significance of Oxide Layers in Boundary Lubrication, *ibid*, v. 107, n. 4, 1985, p. 452-62.
- 90 KOMVOPOULOS, K., SUH, N. P. e SAKA, N., Wear of Boundary-Lubricated Metal Surfaces, *Wear*, v. 107, 1986, p. 107-32.
- 91 COCKS, M., Interaction of Sliding Metal Surfaces, *J. Applied Physics*, 33, n. 7, 1962, p. 2152-61.
- 92 COCKS, M., Role of Displaced Metal in the Sliding of Flat Metal Surfaces, *J. Applied Physics*, 35, n. 6, 1964, p. 1807-14.
- 93 COCKS, M., Shearing of Junction Between Metal Surfaces, *Wear*, 9, 1966, p. 320.
- 94 SUH, N. P. e SIN, H. C., The Genesis of Friction, *Wear*, 69, 1981, p. 91-114.
- 95 SUH, N.P., *Tribophysics*, 1a. ed., Ed. Prentice-Hall, EUA, 1986. (Apud 5).
- 96 OKTAY, S. T. e SUH, N. P., Wear Debris Formation and Agglomeration, *Trans. of ASME - J. Tribology*, v. 114, 1992, p. 379-93.
- 97 GODET, M. Modeling Friction and Wear Phenomena, In: *Approaches to Modelling of Friction and Wear*, Org.: F. F. Ling e Pan, C. T., Ed. Springer Verlag, 1987, p. 12-36.
- 98 FENG, I. M., Metal Transfer and Wear, *J. of Applied Physics*, v. 23, n. 9, set. 1952, p. 1011-9
- 99 RIGNEY, D. A. e HIRTH, J. P., Plastic Deformation and Sliding Friction of Metals, *Wear*, 53, 1979, p. 345-70.
- 100 HEILMANN, P. e RIGNEY, D. A. An Energy-based Model of Friction and its Application to Coated Systems, *Wear*, 72, 1981, p. 195-217.
- 101 RABINOWICZ, E., Influence of Surface Energy on Friction and Wear Phenomena, *J. of Applied Physics*, v. 32, n. 8, agosto de 1961, p. 1440-4.
- 102 MOORE, A. J. W., Deformation of Metals in Static and in Sliding Contact, *Proc. Royal Soc. London*, series A, v. 195, 1948, p. 231.
- 103 FOGG, B. *Proc. Inst. Mech. Eng.*, v. 182 (Pt 3k), 1968, p. 152-8, Apud: SENGUPTA, A. K. et alii, On the Mechanism Behind the Punch-Blank Surface Conformation in Stretch-forming and Deep-Drawing, *J. Mechanical Working Technology*, Amsterdam, v.5, n. 3/4, dez/1981, p. 186.
- 104 CHILDS, T. H., The Persistence of Asperities in Indentation Experiments, *Wear*, v. 25, 1, julho de 1973, p. 3-16

- 105 CHIVERS, T. C.; MITCHELL, L. H. e ROWE, M. D., The Variation of Real Contact Area Between Surfaces With Contact Pressure and Materials Hardness, Wear, 28, 2, maio de 1974, p. 171-85
- 106 SUTCLIFFE, M. P. F., Surface Asperity Deformation in Metal Forming Processes, International Journal of Mechanical Science, v. 30, n. 11, p. 847-68.
- 107 THOMSEN, E. G.; Mac DONALD, A. G. e KOBAYASHI, S., Flank Friction Studies with Carbide Tools Reveal Sublayer Plastic Flow, Trans. ASME - Series B: Journal of Engineering for Industry, 84, 1, fev. de 1962, p. 342-6
- 108 THOMSEN, E. G.; YANG, C. C. e KOBAYASHI, S., Plastic Deformation in Metal Processing, Nova Iorque - EUA, Ed. Mac Millan, 1965, p. 217-29.
- 109 DAUTZENBERG, J. H. e ZAAT, J. H., Quantitative Determination of Deformation Sliding Wear, Wear, 23, 1973, p. 9-19.
- 110 DAUTZENBERG, J. H. e KALS, J. A., Metallverformung bei trockener Reibung (Conformação de metais no atrito a seco), Z. für Metallkunde, 79, 1985, p. 635-39
- 111 DAUTZENBERG, J. H. e ZAAT, J. H., The Role of Dynamic Recrystallization in Dry Sliding Wear, Wear, 60, 1980, p.401-11.
- 112 SHAW, M. C.; BER, A. e MAMIM, P. A., Friction Characteristics of Sliding Surfaces Undergoing Subsurface Plastic Flow, Trans. ASME - Series D: Journal of Basic Engineering, 82, 2, junho de 1960, p. 342-6
- 113 SHAW, M. C., A, A New Mechanism of Plastic Flow, Int. Journal Mech. Science, v. 22, 1980, p. 673.
- 114 SCHEY, J. A., Tribology in Metalworking - Friction, Lubrication and Wear, Ed. American Society for Metals, Metals Park, Ohio-EUA, 1983, p. 91-2.
- 115 BRESCIANI F^o, E. Tribologia na Conformação Plástica, monografia de pesquisa (a ser editada), EPUSP-UNICAMP, São Paulo/Campinas, SP, 1987.
- 116 OROWAN, E. The Calculation of Roll Pressure in Hot and Cold Flat Rolling, Proc. Inst. of Mechanical Engineering, v. 150, 1943, p. 140-67
- 117 CARTER Jr., W. T., A Model for Friction in Metal Forming, Trans. of ASME - Journal of Engineering Materials and Technology, v. 116, n. 1, p. 8-13.
- 118 EL-NEMR, S. K., Effect of Displacement and Approach Speed on Boundary Friction in Metal Forming, Forschung im Ingenieurwesen - Engineering Research, v. 59, n. 6, 1993, p. 116-24
- 119 WANHEIM, T., Friction at High Normal Pressures, Wear, 25, 2, 1973, p. 255-44.

- 120 WANHEIM, T. BAY, N. e PETERSEN, A. S., A Theoretically Determined Model for Friction in Metal Working Processes, Wear, 28, 2, maio de 1974, p. 251-58.
- 121 WANHEIM, T. BAY, N. e PETERSEN, A. S., R_a and the Average Effective Strain of Surface Asperities Deformed in Metal Working Processes, Wear, 34, 1, agosto de 1975, p. 77-84.
- 122 WANHEIM, T. e BAY, N., A Real Area of Contact and Friction Stress at High Pressure Sliding Contact, Wear, 38, 2, julho de 1976, p. 201-09.
- 123 WANHEIM, T e BAY, N., A Model for the Friction in Metal Forming Processes, Annals of the CIRP, Paris-França, v. 27, n. 1, 1978, p. 194.
- 124 WANHEIM, T e BAY, N., Friction and Tools. In: Design of Tools for Deformation Processes, Org.: T. Z. Blazinski, Ed. Elsevier Applied Science Publishers, Inglaterra, 1985, p. 199-226.
- 125 BAY, N., Frictional Stress and Normal Stress in Bulk Metal Forming Processes, Journal of Mechanical Working Technology, v. 14, n. 2, março de 1987, p. 203-23.
- 126 WILSON, W. R. D., Friction Models for Metal Forming in the Boundary Lubrication Regime, Trans. of the ASME - Journal of Engineering Materials and Technology, v. 113, janeiro de 1991, p. 60-68.
- 127 WILSON, W. R. D., e SHEU, S., Real Area of Contact and Boundary Friction in Metal Forming, International Journal of Mechanical Science, v. 30, n. 7, 1988, p. 475-89.
- 128 WILSON, W. R. D., Friction and Lubrication in Bulk Metal Forming Processes, J. of Applied Metalworking, VI, 1979, p. 1-19.
- 129 HILL, R., The Mathematical Theory of Plasticity, Oxford Un. Press, 1950, p. 255.
- 130 JOHNSON, W., Extrusion trough Square Dies of Large Reduction, J. Mech. Phys. Solids, v. 14, 1956, p. 191-8.
- 131 AVITZUR, B.; HUANG, C. K. e ZHU, Y. D., A Frictional Model Based on the Upper-Bound Approach to the Ridge and Sublayer Deformations, Wear, 95, 1, abril de 1984, p. 59-67.
- 132 AVITZUR, B. e NAKAMURA, Y., Analytical Determination of Friction Resistance as a Function of Normal Load and Geometry of Surface Irregularities, Wear, 107, 4, fevereiro de 1986, p. 367-83.
- 133 AVITZUR, B., Modeling the Effect of Lubrication on Friction Behavior, Wear, 126, 1988, p. 227-49.

- 134 AVITZUR, B. Friction in Metalworking - the Wave Model, In: ASM Metals Handbook, Friction, Lubrication and Wear Technology, v. 19, 9 ed., 1992, pp. 27 a 38.
- 135 AVITZUR, B., The Upper Bound Approach to the Friction Wave Model, Journal of Materials Processing Technology, 34, 1992, p. 201-209.
- 136 CZICHOS, H., Tribology, a system approach to the science and technology of friction, lubrication and wear, Tribology series v. 1, Elsevier Sci. Pub. Co., Amsterdam, 1978.
- 137 REYNOLDS, O., On the Theory of Lubrication and its Application to Mr. Beauchamp Tower Experiments, Including an Experimental Determination of the Viscosity of the Olive Oil, Phil. Trans., 177, 1886, p. 157. (apud 136)
- 138 STRIBECK, R., Die wesentlichen Eigenschaften der Gleit- und Rollenlager, VDI-Zeitschrift, 46, 1902, p. 1341, 1432 e 1463. (apud 136)
- 139 SOMMERFELD, A., Zur Hydrodynamischen Theorie der Schmiermittelreibung, Z. Math. Phys., 1904, p. 97. (apud 136)
- 140 BIEL, C., Die Reibung in Gleitlagern bei Zusatz von Velloöl zu Mineralöl bei veränderung der Umlaufzahl und der Temperatur, VDI-Zeitschrift, 64, 1920, p. 449-83. (apud 136)
- 141 HARDY, W. B. e DOUBLEDAY, J., Boundary Lubrication, the Paraffin Series, Proc. Royal Soc. London, serie A, 100, 1922, p. 550. (apud 136)
- 142 LAEMMLE, J. T., Metalworking Lubricants, In: ASM Metals Handbook, Friction, Lubrication and Wear Technology, v. 19, 9 ed., 1992, pp. 27 a 38.
- 143 HELMAN, H. e CETLIN, P.R., Fundamentos da Conformação Mecânica dos Metais. 1.ed. Rio de Janeiro, Editora Guanabara Dois, 1983. Cap. 3, p. 38-47: Atrito e lubrificação.
- 144 RASTEGAEV, M. V., New Method of Homogeneous Compression of Specimens for the Determination of Flow Stress and the Coefficient of Internal Friction, Zavod. Lab., p. 354 (apud (114))
- 145 SOBIS, T.; ENGEL, U e GEIGER, M., A Theoretical Study on Wear Simulation in Metal Forming Process, J. Mat. Proc. Tech., 34, 1992, p. 223-40.
- 146 CZICHOS, H., Tribology, a system approach to the science and technology of friction, lubrication and wear, Tribology series v. 1, Elsevier Sci. Pub. Co., Amsterdam, 1978.
- 147 CZICHOS, H., Basic Tribological Parameters, In: ASM Metals Handbook, Friction, Lubrication and Wear Technology, v. 19, 9 ed., 1992, pp. 473-9

- 148 CZICHOS, H., Design of Friction and Wear Experiments, In: ASM Metals Handbook, Friction, Lubrication and Wear Technology, v. 19, 9 ed., 1992, pp. 480-8.
- 149 BENZING, R. et alii., Friction and Wear Devices, 2. ed., ASLE, Park Ridge-EUA, 1976.
- 150 BUDINSKI, K. C., Laboratory Testing Methods for Solid Friction, In: ASM Metals Handbook - Friction, Lubrication and Wear Technology, v. 19, 9 ed., 1992, pp. 27 a 58
- 151 ILIUC, I., Tribology of Thin Layers, Tribology Series 4, 1 ed., Elsevier Scientific. e Ed. Academiei Republicii Socialiste România, Bucureste, 1980, p. 157-72.
- 152 ASTM G-115-93 - Standard Guide for Measuring and Reporting Friction Coefficients, Annual Book of ASTM Standards, v. 03.02, 1991, p. 486-95.
- 153 NIEMINEN, I., ANDERSSON, P. e HOLMBERG, K., Friction Measurement by Using a Scratch Tester, Wear, 130, 1989, p. 167-78.
- 154 MATTHEWS, A. e TEER, D.G., Evaluation of Coating Wear Resistance for Bulk Metal Forming, Thin Solid Films, 73, 1980, p. 315-21.
- 155 OHMORI, T. et alii., Evaluation of Galling Prevention Properties of Cold Forging Oils by Ball Penetration Test, Wear, 155, 1992, p. 183-92.
- 156 FUSARO, R. L., How to Evaluate Solid-Lubricant Films Using a Pin-on-Disk Tribometer, Lubrication Engineering, v. 43, 5, maio de 1987, pp. 330-8.
- 157 ASTM G-99-90 - Standard Test Method for Wear Testing with a Pin-on-Disk Apparatus, Annual Book of ASTM Standards, v. 03.02, 1991, p. 399-403.
- 158 ASTM G-77-91 - Standard Test Method for Ranking Resistance of Materials to Sliding Wear Using Block-on-Ring Wear Test, Annual Book of ASTM Standards, v. 03.02, 1991, p. 310-21
- 159 ASTM D-2714-91 - Test Method for Calibration and Operation of the Falex Block-on-Ring Friction and Wear Test, Annual Book of ASTM Standards, v. 03.02, 1991, p. 310-21
- 160 ASTM G-83-90 - Standard Test Method for Wear Testing with a Crossed-Cylinder Apparatus, Annual Book of ASTM Standards, v. 03.02, 1991, p. 353-58
- 161 ANDERSSON, P. e BLOMBERG, A., Alumina in Unlubricated Sliding, Point, Line and Plane Contact, Wear, 170, 1993, p. 191-98.
- 162 JOHNSON, R. L., A Systems Rationale for the Selection or Design of Tribological Surface Coatings, Thin Solid Films, v. 73, 1980, pp. 235-44.

- 163 BRICOUT, J. P., OUDIN, J., RIGAUT, J. M., CABEZON, J. e RAVALARD, Y., Metodologie d'Optimisation des Traitements de Surface avant Déformation à Froid par Étirage, La Revue de Métallurgie - CIT, abril 1990, p. 393-403.
- 164 BRESCIANI F^o, E., Propriedades Tribológicas de Revestimentos Sólidos, FEM - UNICAMP, Campinas-SP, agosto de 1992, 18pp.
- 165 Van ROOYEN, G. T. e BACKOFEN, W., Friction in Cold Rolling, J. Iron and Steel Inst., v. 186, 1957, pp. 235-44.
- 166 Van ROOYEN, G. T. e BACKOFEN, W., A Study of Interface Friction in Plastic Compression, Int. Journal Mech. Science, v. 1, n. 1, 1960, pp.1-27.
- 167 PEARSALL, G. e Van ROOYEN, G. T., Frictional Boundary Conditions in Plastic Compression, ASME - J. of Engineering for Industry, v. 85, 1963, p. 68-75.
- 168 LENARD, J. G., Measurement of Friction in Cold Flat Rolling, J. Material Shaping Technology, v. 9, 1991, p. 171-80.
- 169 LIM, L. e LENARD, J. G., Study of Friction in Cold Strip Rolling, Trans. ASME - J. of Engineering Materials and Technology, v. 106, jan. 1984, p. 139-46.
- 170 KARAGIOZIS, A. N. e LENARD, J. G., The Effect of Material Properties on the Coefficient of Friction in Cold Rolling, In: Proc. Eurotrib 85 - Congress International de Tribologie, Lion - França, 1985, paper #2-13.
- 171 LENARD, J. G., An Experimental Study of Boundary Conditions in Hot and Cold Flat Rolling, Annals of the CIRP, v. 39, n.1, 1990, p. 279-82.
- 172 LENARD, J. G., Friction in Hot/Cold Rolling, In: Proc. Eurotrib 89 - Int. Tribology Congress, Helsinque-Finlândia, v. 2, 1989, pp. 210-15.
- 173 STEPHENSON, D. A., Friction in Cold Strip Rolling, Wear, v. 92, p. 293-311.
- 174 AL-SALEHI, F. A., FIRBANK, T. C. e LANCASTER, P. R., An Experimental Determination of the Roll Pressure Distribution in Cold Rolling, Int. Journal Mech. Science, v. 15, 1973, pp.693-710.
- 175 HATEMURA, Y. e YONEYAMA, T., Measurement of Actual Stress and Temperature on a Roll Surface During Rolling, JSME - International, 31, pp. 465-9.
- 176 AZUSHIMA, A., Lubrication in Cold Sheet Rolling: Recent Research and Development of Lubrication Performance in Cold Sheet Rolling in Japan, In: Metalworking Lubrication - Proc. of the Int. Symposium Metalworking Lubrication - Century 2 Emerging Technology Conferences, São Francisco-EUA, 18-19/08/1980, Ed. S. Kalpakjian e S. Jain, ASME, 1980, p. 159-66.

- 177 PAWELSKI, O., Ein Neues Gerät zum Messen des Reibungswertes bei plastischen Formänderungen (Um novo dispositivo para a medição do coeficiente de atrito na conformação plástica), *Stahl und Eisen*, v. 84, n. 20, setembro de 1964, pp. 1233-43.
- 178 SACHS, G., *Metallwirtschaft*, 9, 1930, p. 213-8. Apud (177).
- 179 KAWAI, N. e NAKAMURA, T., *Bull.J.S.M.E.*, 17, 1974, pp. 810-8. Apud (181).
- 180 NAGAMATSU, A., MUROTA, T. e JIMA, T., On the non-uniform Deformation of Block in Plane Strain Compression Caused by Friction - II, *J.S.M.E Bulletin*, v. 13, 1970, pp. 1396-1405.
- 181 SCHEY, J. A., *Tribology in Metalworking: Friction, Lubrication and Wear*, ASM, Metals Park - Ohio-EUA, 1983.
- 182 NINE, H. D. In: *Mechanics of Sheet Metal Forming*, Ed. D. P Koistinen e N. M. Wang, Plenum, Nova Iorque-EUA, 1978, pp. 179-211, apud (180).
- 183 PAWELSKI, O., GRAUE, G. e LÖHR, D. Apud: *Tribology in Iron and Steel Works*, ISI Publ. n. 125, Iron and Steel Institute, Londres, 1970, pp. 147-55.
- 184 DOEGE, E., MELCHING, R. e KOWALLICK, G., *J. Mechanical Working Technology*, 2, 1978, p. 129-43. Apud (180).
- 185 SHAW, M. C., BER, A. e MAMIM, P. A., Friction Characteristics of Sliding Surfaces Undergoing Subsurface Plastic Flow, *Trans. ASME - Journal of Basic Engineering*, 82, 2, junho de 1960, p. 342-6.
- 186 DOBRUCKI, W. e ODRZYWOTEK, E., Analyse des Méthodes de Détermination par Refoulage du Coefficient de Frottement - entre l'Outilage et le Métal en état de Écoulement Plastique - Basées sur le Procédé de Refoulage, *J. Mech. Work. Technol.*, v. 4, n. 2, 1980, p. 155-76.
- 187 RIGAUT, J. M. et alii., A New Friction Test Procedure for The Improvement of Drawing and Similar Processes, *J. Materials Processing Technology*, 3, 1990, p. 3-28.
- 188 OYANE, M. SHIMA, S. e NAKYAMA, T., Universal Testing for Workpiece Material, Tool Material and Lubricant in Metal Forming, In: *Metalworking Lubrication - Proc. of the Int. Symposium Metalworking Lubrication - Century 2 Emerging Technology Conferences*, São Francisco-EUA, 18-19 de agosto de 1980, Ed. S. Kalpakjian e S. Jain, ASME, 1980, p. 13-21.
- 189 SCHROEDER, W. e WEBSTER, D., Press-Forging Thin Sections: Effect of Friction Area and Thickness on Pressures Required, *ASME - Journal of Applied Mechanics*, v. 16, 1949, pp. 289-94.

- 190 HILL, R., On the Inhomogeneous Deformation of a Plastic Lamina in Compression Test, *Phil. Mag.*, 1950, v. 41, p. 733.
- 191 WATTS, A. B. e FORD, H., An Experimental Investigation of the Yielding of Strip between Smooth Dies, *Proc. Inst. Mech. Eng.*, 1952, B-1, pp. 448.
- 192 BISHOP, J. F., On the Effects of Friction on Compression and Indentation between Flat Dies, *J. Mech. Phys. Solids*, v. 6, 1958, p. 132.
- 193 TAKAHASHI, H. e ALEXANDER, J. M., Friction in the Plane-Strain Compression Test, *J. Mech. Phys. Solids*, v.90, n. 3, 1962, p. 72.
- 194 MONTEIRO, E. e FERRAN, G., Utilização da Compressão Plana para Simular no Laboratório Condições de Conformação Industrial, *Proc. 5th Interamerican Conference on Materials Technology*, São Paulo/SP-Brasil, 1978, pp. 93-8.
- 195 LEPECKI, H. J. e MONTEIRO, E., Influência da Qualidade Superficial de Amostras de Alumínio 1010 na obtenção de seus Parâmetros de Compressão Plana, *Anais do V COBEM - Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica*, Campinas-SP, dezembro de 1979, Ed. ABCM, trabalho n. BT-05, pp. 138-48.
- 196 MOREIRA, G. J. e AL-QURESHI, H. A., Determinação do Coeficiente de Atrito em Forjamento, *ibid.* trabalho B-10, p. 128-37.
- 197 EVANS, W. e AVITZUR, B., Measurement of Friction in Drawing, Extrusion and Rolling, *Trans. ASME - J. of Lubrication Technology*, v. 90, 1968, pp. 72-8.
- 198 WAGENER, H. W. e WOLF, J., Coefficient of Friction in Cold Extrusion, *J. Material Processing Technology*, 44, 1994, p. 283-91.
- 199 DELIJAICOV, S.; *Influência do Atrito na Força de Extrusão a Frio de uma Liga de Alumínio*, São Paulo, 1982, Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
- 200 SILVA, I. B., *Método de Simulação para Determinar a Tensão de Extrusão a Frio*, Campinas, 1989, Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.
- 201 OLIVEIRA, C. L., *Influência das Rugosidades Superficiais da Peça e da Ferramenta no Processo de Extrusão Hidrostática*, Campinas, 1990, Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.
- 202 BUTTON, S. T., *Estudo da Lubrificação Hidrodinâmica na Extrusão Hidrostática*, Campinas, 1990, Tese (Doutoramento), Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.

- 203 ZUCHINI, M., *Influência da Camada de Fosfato na Extrusão a Frio*, São Paulo, 1992, Dissertação (Mestrado)- Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
- 204 BARON, H.G. e THOMPSON, F. C., Friction in Wire Drawing, *J. Inst. Metals*, v. 78 1951, pp, 415.
- 205 WISTREICH, J. G., Investigation of the Mechanics of Wire Drawing, *Proc. Inst. Mech. Eng.*, v. 169, 1955, p. 654.
- 206 SAGAR, R. e GUPTA, R. K., Measurement of Coefficient of Friction in Wire Drawing Using a Split Die, In: *Metalworking Lubrication - Proc. of the Int. Symposium Metalworking Lubrication - Century 2 Emerging Technology Conferences*, São Francisco-EUA, 18-19 de agosto de 1980, Ed. S. Kalpakjian e S. Jain, ASME., 1980, p. 117-26.
- 207 LIMA, P. M., *Influência da Velocidade de Trabalho na Tensão de Trefilação de Fios Finos de Cobre*, Campinas, 1983, Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.
- 208 ZAVAGLIA, C. A., *Conformabilidade Plástica de Fios de Ouro na Trefilação*, Campinas, 1988, Tese (Doutoramento), Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.
- 209 ZAVAGLIA, C. A., *Contribuição ao Estudo da trefilação de Fios Finos Capilares de Metais Não Ferrosos*, Campinas, 1979, Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.
- 210 STIPKOVIC F², M., *Contribuição ao Estudo da Trefilação Hidrodinâmica*, São Paulo, 1989, Tese (Doutoramento), EPUSP, Universidade de São Paulo.
- 211 NEVES, F. O., *Lubrificação Hidrodinâmica aplicada à Trefilação*, Campinas, 1989, Dissertação (Mestrado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.
- 212 NERY, F. A. C., *Atrito no Estiramento de Chapas de Aço com Revestimento Metálico*, Campinas, 1994, Tese (Doutoramento), Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.
- 213 EKELUND, S., Analysis of Factors Influencing Rolling Pressure and Power consumption in the Test Rolling of Steel, *Steel*, v. 93, 1933, p. 27-9.
- 214 HILL, R., Relations between Roll Force, Torque and the Applied Tension in Strip Rolling, *Inst. Mech. Eng.*, v. 163, 1950, pp. 135-40.
- 215 SIEBEL, E. e POMP, A., Die Ermittlung der Formänderungsfestigkeit von Metallen durch den Stauchversuch (Determinação da resistência à deformação dos metais através do ensaio de compressão), *Mitt. K. -Wilh. - Inst. Eisenforschung*, 9, 1927, p. 157. Apud (186).

- 216 LENARD, J. G., The Effect of Temperature on the Coefficient of Friction in Flat Rolling, *Annals of the CIRP*, v. 40, n.1, 1991, p. 223-6.
- 217 LENARD, J. G., Friction and Foward Slip in Cold Strip Rolling, *STLE - Tribology Transactions*, v. 35, n. 3, 1992, p. 423-8.
- 218 JARL, M., Friction and Forward Slip in Hot Rolling, *Scand. J. Metall.*, v. 17, 1988, pp. 2-7.
- 219 TAFEL, W., Das Greifen von Walzen bei veränderlicher Walzgeschwindigkeit (O ataque de laminação para diferentes de velocidades do laminador), *Zeit. für Metallk.*, 16, n. 3, 1924.
- 220 AVITZUR, B. e KOHSER, R., Disk and Strip Forging for the Determination of Friction and Flow Strength Values, *ASLE Transactions*, v. 21, n. 2, 1978, p. 143-51.
- 221 GUNASEKERA, J. S. e MAHADEVA, S. An Alternative Method to Predict the Effects of Friction in Metal Forming, In: *Friction and Material Characterization*, ASME, MD - v. 10, 1988, pp. 55-62
- 222 RAMARAJ, T. C. e SHAW, M. C., A New Method of Evaluating Metal-Working Lubricants, *Trans. ASME - Journal of Tribology*, v. 107, abril de 1985, pp. 216-9.
- 223 MALE, A. e COCKROFT, M., A Method for Determination of the Coefficient of Friction of Metals under Conditions of Bulk Plastic Deformation, *J. of the Institute of Metals*, v. 93, 1964, pp. 38-46.
- 224 AVITZUR, B. Friction in Metalworking, In: *ASM Metals Handbook, Friction, Lubrication and Wear Technology*, v. 19, 9 ed., 1992, pp. 27 a 38.

3 FUNDAMENTOS DO ENSAIO DE COMPRESSÃO DE ANÉIS COMO MÉTODO DE DETERMINAÇÃO DO ATRITO

3.1 Introdução

Dentre os ensaios considerados úteis para uma avaliação quantitativa das condições de atrito nos processos de conformação plástica dos metais, o ensaio de compressão, ou recalque, de anéis é considerado como um dos mais bem sucedidos, tanto na modelagem teórica quanto na experimental, especialmente em operações de conformação por forjamento⁽¹⁻⁶⁾.

Os princípios do ensaio de compressão de anéis já estão bem estabelecidos. Para uma determinada condição de temperatura, deformação, taxa de deformação e geometria inicial do corpo de prova, com espessura (T) e raio interno (R_i) e externo (R_e), a deformação do diâmetro interno pode ser calculada como uma função única do coeficiente atrito ou de um fator de atrito por cisalhamento interfacial. No caso hipotético de ausência de atrito entre o anel e a ferramenta, o corpo de prova é deformado mantendo-se circular e cilíndrico e com um velocidade radial proporcional ao raio em todo o anel. Na presença de atrito interfacial, o fluxo para fora do centro do anel é retardado, em uma magnitude que dependerá das condições de atrito. Com um atrito mais elevado, aumenta-se também este retardamento do fluxo para fora do centro do anel, com o raio interno diminuindo, ou seja deslocando-se em direção ao centro do anel, enquanto o raio externo cresce, criando um raio neutro onde a velocidade radial é nula. Para uma determinada magnitude do atrito, o raio neutro coincide com o raio interno. Quando o atrito é menor que este valor, o raio interno expandirá com o aumento da deformação (Figura 3.1). A deformação radial do diâmetro interno fornece a informação desejada sobre as condições de atrito na interface peça-ferramenta, a partir do uso de curvas de calibração adequadas.

A principal vantagem do uso do ensaio de compressão de anel para a avaliação do atrito é envolver apenas de medições físicas de mudança de forma, ao contrário de outros ensaios que requerem valores das propriedades mecânicas do material e/ou das forças de conformação, cujas medições podem representar um grande obstáculo, especialmente em ensaios alta temperatura e/ou taxas de deformação elevadas.

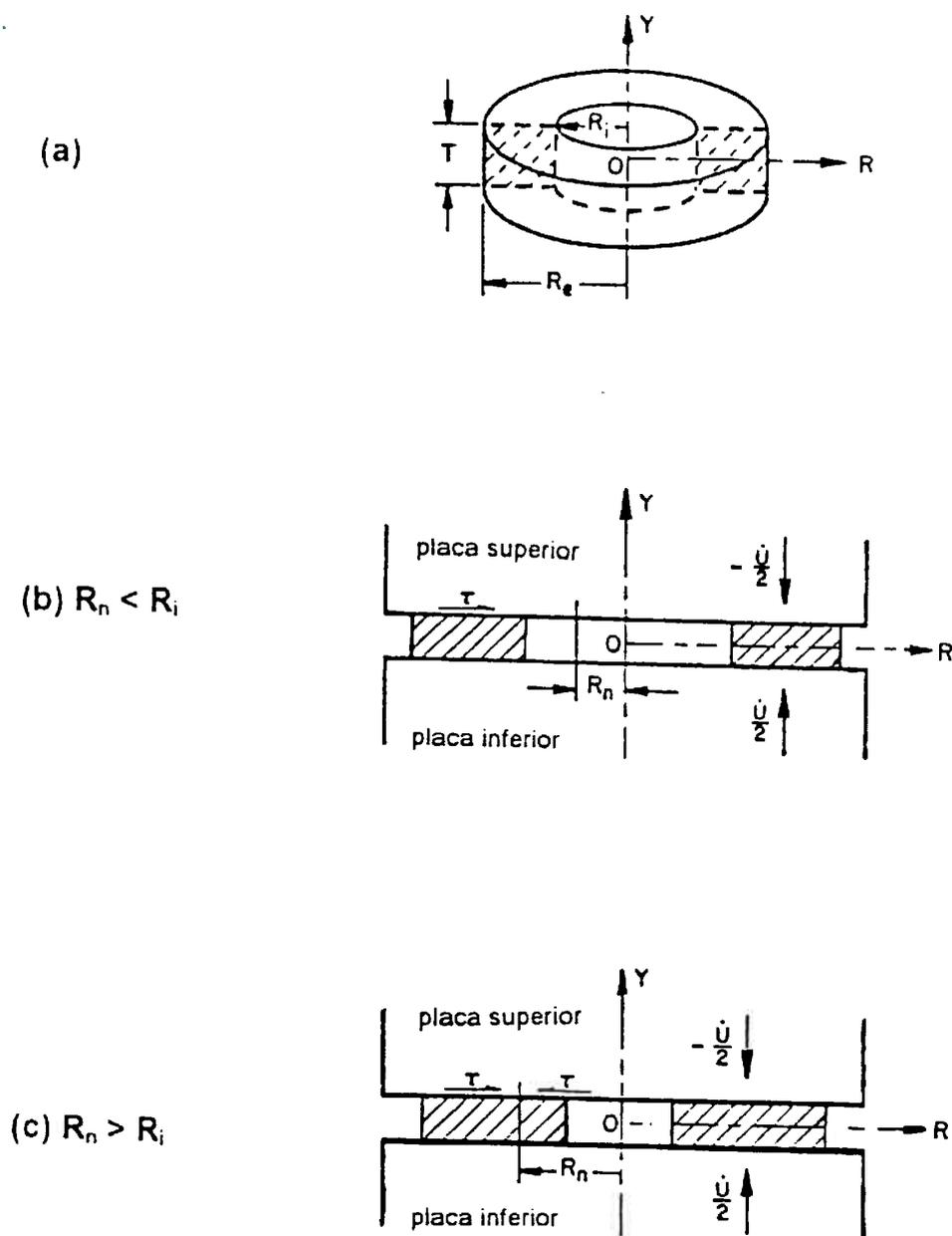


Figura 3.1 Ensaio de compressão de anéis e a localização do raio neutro.

(a) dimensões geométricas importantes do corpo de prova.

(b) situação de expansão do furo do anel para atrito reduzido ($R_n < R_i$).

(c) situação de contração do furo do anel para atrito elevado ($R_n > R_i$).

A possibilidade de avaliação do atrito via um ensaio de compressão de anéis, foi introduzida teoricamente por Kunogi⁽⁷⁾, em uma análise de divisão por elementos, e revista teoricamente na análise de limite superior feita por Kudo⁽⁸⁻⁹⁾, contudo, a implementação prática deste ensaio como um meio de avaliação quantitativa do atrito foi desenvolvida por Male e Cockcroft⁽¹⁰⁻¹¹⁾ usando em parte a teoria de Schroeder e Webster⁽¹²⁾. O conceito do uso de curvas de calibração para a compressão de anéis com proporções geométricas pré-determinadas é introduzido experimentalmente por Male⁽¹⁰⁾.

O enfoque analítico fundamental, é feito por Avitzur e colaboradores⁽¹³⁻¹⁶⁾, ampliando a análise de limite superior de Kudo e conseguindo uma expressão analítica para o raio neutro, com um campo de velocidade paralelo, posteriormente complementada por uma solução envolvendo o embarrilhamento. Diversas outras propostas surgiram posteriormente⁽¹⁵⁻⁵²⁾, análises pelo método de limite superior considerando embarrilhamento ou deformação não homogênea⁽¹⁷⁻²⁹⁾, algumas ampliando o uso do ensaio para avaliação da tensão de escoamento^(17,21-29). Também foram aplicados outros métodos de análise de processos de conformação tais como métodos de limite inferior⁽³⁰⁻³²⁾, método geral de Hill⁽³³⁾ e métodos mais recentes⁽³⁵⁾ tais como: técnica de elementos com funções de fluxo⁽³⁶⁾, método dos elementos finitos⁽³⁷⁻⁵²⁾.

As análises teóricas acima formam a fundamentação teórica básica deste ensaio, por outro lado, alguns trabalhos experimentais⁽⁵³⁻⁷³⁾, buscam explicar o efeito de diferentes parâmetros tais como: embarrilhamento, encruamento, geometria do corpo de prova, taxa de deformação, condições de lubrificação, temperatura, dentre outros parâmetros, no comportamento de atrito em corpos submetidos a uma deformação plástica volumétrica. A literatura disponível sobre o uso do ensaio de compressão de anel na avaliação quantitativa do atrito em processos de conformação é revista a seguir.

3.2 Fundamentação teórica da avaliação do atrito no ensaio de compressão de anel

A primeira análise teórica da compressão de anéis é a feita por Kunogi⁽⁷⁾ pelo método de equilíbrio de força na divisão por elementos, propondo a possibilidade de se usar o forjamento de anéis para avaliar lubrificantes para extrusão. Contudo caberá a Kudo⁽⁸⁻⁹⁾ a primeira análise teórica do limite superior para o ensaio de compressão de anel, descrevendo o fluxo de material com um campo de velocidade paralelo, com as

superfícies interna e externa permanecendo cilíndricas durante a deformação, isto é, sem embarrilhamento. A minimização da potência total consumida em relação a um posicionamento do raio neutro levou a uma predição das alterações dimensionais resultantes da compressão do anel. Para simplificar a abordagem analítica e reduzir a mão de obra de cálculo, é introduzido o conceito de “região deformada cilíndrica unitária”. O fluxo dentro de cada região foi descrito tanto por campos de velocidades paralelos ou triangulares. Usando duas regiões de deformação, cada uma contendo um campo de velocidades paralelo, foi calculado um limite superior para a pressão necessária para forjar por recalque um anel ou disco ôco.

Após a proposição original do ensaio de compressão de anel por Kunogi, e o trabalho de Kudo, Male e Cockroft⁽¹⁰⁻¹¹⁾ realizaram ensaios de compressão de anéis com uma proporção geométrica 6:3:2 ($R_e:R_i:T$), usando uma ampla gama de materiais. Os experimentos foram conduzidos sob condição de atrito com aderência completa (engripamento), atrito intermediário e atrito nulo. No estudo deles os parâmetros fundamentais foram a mudança percentual no diâmetro interno com a quantidade de deformação (redução na altura). Estes resultados foram apresentados em forma de curvas de calibração para diferentes coeficientes de atrito (μ). Eles enfatizam que a curva de calibração obtida aplicava-se somente para anéis com uma proporção geométrica 6:3:2. Alertam também que os coeficientes de atrito afetaria um relacionamento preciso entre a mudança de forma e a quantidade de deformação, ou seja, qualquer variação no coeficiente de atrito durante a deformação alteraria a curva de calibração.

Como na época ainda não tinha-se disponível uma análise teórica ampla para o ensaio de compressão de anéis, para os valores intermediários do coeficiente de atrito, eles usaram a análise de Schroeder e Webster⁽¹²⁾ de forjamento de discos sólidos para fazer uma comparação entre suas curvas experimentais e uma curva teórica dos valores intermediários. Embora, os valores experimentais e teóricos do ensaio de compressão de anéis atingissem fatores de atrito semelhantes, verificou-se que os valores do fator de atrito, m , obtido a partir desta análise teórica do ensaio de anel eram maiores do que os obtidos pelo ensaio de disco sólido por um fator de aproximadamente 1,4 vezes, para valores do fator de atrito menores este podia chegar até 2.

Neste estudo comparações entre anéis com geometrias não padronizadas revelaram que as curvas experimentais e teóricas apresentavam uma boa correlação para

diferentes condições de atrito, indicando que o fator de atrito, m , é um parâmetro de processo que pode certamente ser representativo das condições de atrito interfacial em um processo de conformação plástica.

3.3 Modelagens pelo método do limite superior

O modelagem por meio de uma análise de limite superior, de aplicação prática para o ensaio de compressão de anéis, iniciada por Kudo, é completada por Avitzur⁽¹³⁻¹⁴⁾. Sua análise obtém a posição de uma superfície neutra que divide as regiões de fluxo radial para dentro e de fluxo radial para fora (figura 3.1), a partir de considerações de mínima dissipação de energia e de uma integração passo-a-passo, para prever a mudança na geometria a medida que a deformação procede. Esta modelagem do ensaio de compressão de anel pelo método do limite superior está baseada nas seguintes suposições:

- a deformação do anel é uniforme através de sua espessura, implicando que a tensão de atrito está distribuída uniformemente ao longo da espessura do material, isto é, não ocorrência de embarrilhamento.
- O material que está sendo deformado obedece ao critério de escoamento de von Mises, isto é a deformação se dará sem encruamento, sem deformação elástica e sem mudanças volumétricas.
- existência de um fator de atrito (m) para materiais da peça e da ferramenta sob condições constantes de temperaturas superficiais tais que a tensão de cisalhamento na interface será:

$$\tau = \frac{m.S_y}{\sqrt{3}} \quad (3.1)$$

A análise distingue dois possíveis padrões de escoamento do material (figura 3.1) em uma anel sob compressão. Obtendo, assim, duas expressões matemáticas diferentes, de acordo o tipo de escoamento, resumidas abaixo:

- *Caso 1: Quando $0 < R_n \leq R_i$ (i.e., expansão do raio interno):*

$$m \frac{R_e}{T} \leq \frac{1}{2 \left(1 - \frac{R_i}{R_e}\right)} \cdot \ln \left[\frac{3 \left(\frac{R_e}{R_i}\right)^2}{1 + \sqrt{1 + 3 \left(\frac{R_e}{R_i}\right)^4}} \right] \quad (3.2)$$

$$\frac{P}{S_y} = \frac{1}{1 - (R_i/R_e)^2} \left\{ \sqrt{1 - \frac{1}{3} \left(\frac{R_n}{R_e}\right)^4} - \sqrt{\left(\frac{R_i}{R_e}\right)^4 + \frac{1}{3} \left(\frac{R_n}{R_e}\right)^4} + \frac{2}{3\sqrt{3}} \cdot m \cdot \frac{R_e}{T} \left[1 - \left(\frac{R_i}{R_e}\right)^3 \right] \right\} \quad (3.3)$$

onde:

$$\left(\frac{R_n}{R_e}\right)^2 = \frac{\sqrt{3}}{2} \left\{ \frac{\left[1 - \left(\frac{R_i}{R_e}\right)^4 \cdot X^2 \right]}{\sqrt{X \cdot (X - 1) \cdot \left[1 - \left(\frac{R_i}{R_e}\right)^4 \cdot X \right]}} \right\} \quad (3.4)$$

e

$$X = \left\{ \frac{R_e}{R_i} \cdot \exp \left[-m \cdot \frac{R_e}{T} \cdot \left(1 - \frac{R_i}{R_e} \right) \right] \right\}^2 \quad (3.5)$$

• **Caso 2: Quando $R_i \leq R_n \leq R_e$ (i.e., encolhimento do raio interno):**

$$m \frac{R_e}{T} \geq \frac{1}{2 \left(1 - \frac{R_i}{R_e}\right)} \cdot \ln \left[\frac{3 \left(\frac{R_e}{R_i}\right)^2}{1 + \sqrt{1 + 3 \left(\frac{R_e}{R_i}\right)^4}} \right] \quad (3.6)$$

$$\frac{P}{S_y} = \frac{1}{1 - (R_i/R_e)^2} \left\{ \sqrt{1 - \frac{1}{3} \left(\frac{R_n}{R_e}\right)^4} - \sqrt{\left(\frac{R_i}{R_e}\right)^4 + \frac{1}{3} \left(\frac{R_n}{R_e}\right)^4} + \frac{2}{3\sqrt{3}} \cdot m \cdot \frac{R_e}{T} \left[1 + \left(\frac{R_i}{R_e}\right)^3 - 2 \cdot \left(\frac{R_n}{R_e}\right)^4 \right] \right\}$$

(3.7)

onde (R_n/R_e) é encontrado iterativamente, com aproximações sucessivas da expressão:

$$2 \cdot m \cdot \frac{R_e}{T} \left(1 + \frac{R_i}{R_e} - 2 \frac{R_n}{R_e} \right) + \left[\left(\frac{R_i}{R_e}\right)^2 \cdot \frac{\left(\frac{R_n}{R_e}\right)^2 + \sqrt{3 + \left(\frac{R_n}{R_e}\right)^4}}{\left(\frac{R_n}{R_e}\right)^2 + \sqrt{3 \left(\frac{R_i}{R_e}\right)^4 + \left(\frac{R_n}{R_e}\right)^4}} \right] = 0 \quad (3.8)$$

Nem o limite de escoamento do material, S_y , ou a tensão de cisalhamento interfacial devida ao atrito, τ , aparecem nestas equações em termos de seus valores absolutos, mas sim na forma de uma razão representada pelo fator de atrito, m . A suposição básica nesta análise é que esta razão é constante para um dado material e condições de deformação. Se a análise é feita com pequenos incrementos de deformação, tanto τ quanto S_y podem ser considerados constantes, o que acaba garantindo a hipótese de um fator de atrito, m , constante durante o processo de compressão do anel⁽¹²⁾. Isto justifica a análise ser feita por meio de uma série pequenos incrementos de deformação usando a geometria final do anel de um incremento como a geometria inicial para o incrementos subsequente, e assim sucessivamente.

Sauerwine junto com Avitzur procedem uma análise de limite superior, considerando o efeito do embarilhamento⁽¹⁵⁾. Estes trabalhos são comentados na revisão do ensaio de compressão de anel feita por Avitzur e Kohser⁽¹⁶⁾.

Hwu et alii⁽¹⁷⁾ fazem uma implementação prática deste modelo de limite superior com embarilhamento visando gerar curvas de calibração para avaliação do atrito e do limite de escoamento.

A análise distinguindo os dois possíveis padrões de escoamento do material em uma anel sob compressão, obtém duas expressões matemáticas diferentes, de acordo o tipo de fluxo, resumidas abaixo:

- *Caso 1: Quando $0 < R_n \leq R_i$ (i.e., expansão do raio interno):*

$$\ln \left[\left(\frac{R_e}{R_i} \right)^2 \cdot \frac{1 + \sqrt{1 + 3 \left(\frac{R_i}{R_e} \right)^4 \left(\frac{R_n}{R_e} \right)^4}}{1 + \sqrt{1 + 3 \left(\frac{R_e}{R_n} \right)^4}} \right] + \frac{b^2}{4} \cdot \frac{\left(\frac{R_e}{T} \right)^2}{\sqrt{1 + 3 \left(\frac{R_e}{R_n} \right)^4}} \left\{ \ln \left(\frac{R_e}{R_i} \right) - \frac{1}{4} \left(\frac{R_e}{R_n} \right)^4 \left[1 - \left(\frac{R_i}{R_e} \right)^4 \right] + \frac{\left[3 \cdot \frac{(R_e/R_n)^4}{(R_e/T)} \right]}{\sqrt{1 + 3 \left(\frac{R_e}{R_n} \right)^4}} \cdot D \right\} \quad (3.9)$$

$$-2 \cdot m \cdot \frac{R_e}{T} \left(1 - \frac{R_i}{R_e} \right) \left(1 - \frac{b}{4} + \frac{b^2}{48} - \dots \right) = 0$$

onde:

$$b = \frac{C}{\left(\frac{C}{6} \right) + D} \quad (3.10)$$

$$C = m \cdot \left\{ \frac{1}{3} \left(\frac{R_n}{R_e} \right)^2 \left[1 - \left(\frac{R_i}{R_e} \right)^3 \right] - \left[1 - \left(\frac{R_i}{R_e} \right) \right] \right\} \quad (3.11)$$

$$D = \frac{\left(\frac{R_e}{T}\right)}{\sqrt{1+3\left(\frac{R_e}{R_n}\right)^4}} \cdot \left\{ \frac{1}{4} \left(\frac{R_e}{R_n}\right)^4 \left[1 - \left(\frac{R_i}{R_e}\right)^4 \right] - \left(\frac{R_e}{R_n}\right)^2 \left[1 - \left(\frac{R_i}{R_e}\right)^2 \right] + \ln\left(\frac{R_i}{R_e}\right) \right\} \quad (3.12)$$

- **Caso 2: Quando $R_i < R_n \leq R_e$ (i.e., encolhimento do raio interno):**

$$\ln \left[\left(\frac{R_e}{R_i}\right)^2 \cdot \frac{1 + \sqrt{1+3\left(\frac{R_i}{R_e}\right)^4 \cdot \left(\frac{R_n}{R_e}\right)^4}}{1 + \sqrt{1+3\left(\frac{R_e}{R_n}\right)^4}} \right] + \frac{b^2}{4} \cdot \frac{\left(\frac{R_e}{T}\right)^2}{\sqrt{1+3\left(\frac{R_e}{R_n}\right)^4}} \cdot \left\{ \ln\left(\frac{R_e}{R_i}\right) - \frac{1}{4} \left(\frac{R_e}{R_n}\right)^4 \left[1 - \left(\frac{R_i}{R_e}\right)^4 \right] + \frac{\left[3 \cdot \frac{(R_e/R_n)^4}{(R_e/T)} \right]}{\sqrt{1+3\left(\frac{R_e}{R_n}\right)^4}} \cdot D \right\} \quad (3.13)$$

$$-2 \cdot m \cdot \frac{R_e}{T} \left(1 + \frac{R_i}{R_e} - 2 \frac{R_n}{R_e} \right) \left(1 - \frac{b}{4} + \frac{b^2}{48} - \dots \right) = 0$$

onde:

$$b = \frac{C}{\left(\frac{E}{6}\right) + D} \quad (3.14)$$

$$E = m \cdot \left(\frac{R_n}{R_e}\right) \left\{ \frac{4}{3} + \frac{1}{3} \left(\frac{R_e}{R_n}\right)^3 \left[1 + \left(\frac{R_i}{R_e}\right)^3 \right] - \left(\frac{R_e}{R_n}\right) \left[1 + \left(\frac{R_i}{R_e}\right) \right] \right\} \quad (3.15)$$

Para a construção das curvas de calibração, visando a determinação da posição do raio neutro, substitui-se o valor de R_i para R_n na equações do caso 1 ou do caso 2, resultando na expressão para $R_n=R_i$:

$$G\left(\frac{R_e}{R_i}, \frac{R_e}{T}, m, b_o\right) = \ln \left[\frac{3 \cdot \left(\frac{R_e}{R_i}\right)^2}{1 + \sqrt{1 + 3 \cdot \left(\frac{R_e}{R_i}\right)^4}} \right] + \frac{b_o^2}{4} \cdot \frac{\left(\frac{R_e}{T}\right)^2}{\sqrt{1 + 3 \cdot \left(\frac{R_e}{R_i}\right)^4}}$$

$$\left\{ \ln\left(\frac{R_e}{R_i}\right) + \frac{1}{4} \cdot \left(\frac{R_e}{R_i}\right)^4 + \frac{3 \cdot \left(\frac{R_e}{R_i}\right)^4}{1 + 3 \cdot \left(\frac{R_e}{R_i}\right)^4} \cdot \left(\frac{1}{4}\right) \cdot \left[3 + \left(\frac{R_e}{R_i}\right)^4 \right] - \left(\frac{R_e}{R_i}\right)^2 + \ln\left(\frac{R_e}{R_i}\right) \right\} \quad (3.16)$$

$$-2 \cdot m \cdot \frac{R_e}{R_i} \left(1 - \frac{R_i}{R_e}\right) \left(1 - \frac{b_o}{4} + \frac{b_o^2}{48} - \dots\right) = 0$$

onde:

$$b_o = \frac{C_o}{\left(\frac{C_o}{6}\right) + D_o} = \frac{C_o}{\left(\frac{E_o}{6}\right) + D_o} \quad (3.17)$$

$$C_o = E_o = m \cdot \left[\frac{1}{3} \cdot \left(\frac{R_e}{R_i}\right)^2 + \frac{2}{3} \left(\frac{R_i}{R_e}\right) - 1 \right] \quad (3.18)$$

$$D_o = \frac{\left(\frac{R_e}{T}\right)}{\sqrt{1 + 3 \cdot \left(\frac{R_e}{R_i}\right)^4}} \cdot \left\{ \frac{3}{4} \left[1 - \frac{1}{3} \left(\frac{R_e}{R_i}\right)^4 \right]^2 + \ln\left(\frac{R_e}{R_i}\right) \right\} \quad (3.19)$$

A localização do raio neutro é feita com base nas seguintes condições:

$$G\left(\frac{R_e}{R_i}, \frac{R_e}{T}, m, b_o\right) \geq 0 \quad R_n \leq R_i$$

$$G\left(\frac{R_e}{R_i}, \frac{R_e}{T}, m, b_o\right) < 0 \quad R_n > R_i$$
(3.20)

Uma vez definida a condição prevalescente retorna-se para as equações do casos 1 ou 2, conforme seja o caso, para gerar uma curva de calibração para o ensaio.

Male e De Pierre⁽¹⁸⁾ estudaram a validade dos procedimentos de geração de curvas de calibração para o ensaio de compressão de anéis, verificando que os anéis com proporções geométricas 6:3:1 e 6:3:0,5 apresentavam resultados experimentais mais próximos da curva de calibração teórica de $m = 1$, segundo eles isto devia-se à suposição de que as tensões de atrito retardadoras do escoamento radial estavam distribuída uniformemente, ou seja não havia embarrilhamento, ao longo da espessura do anel, o que é aproxima-se bastante da realidade em anéis menos espessos, concluem entretanto, que apesar da menor sensibilidade de medição dos anéis com proporções geométricas 6:3:2, os ensaios com estes anéis eram mais fáceis de serem realizados. Liu⁽¹⁹⁾ tenta uma ampliação da modelagem analítica usada por Male e De Pierre⁽¹⁸⁾ e usa os resultados experimentais de Kobayashi⁽²⁰⁾. tenta uma partindo da consideração do embarrilhamento em sua análise do ensaio de compressão de anéis, assume um material plástico ideal, ou seja sem encruamento, e prediz as cargas de recalque e as mudanças geométricas no anel.

As análises teóricas do ensaio de compressão de anéis foi sendo posteriormente expandida teórica e experimentalmente também para a predição da tensão de escoamento do material nas condições de atrito vigentes no experimento. Trabalhos mais recentes, como o de Xu et alii⁽²¹⁾, propoem uma predição simultânea do fator de atrito e do limite de escoamento por meio do ensaio de compressão de anéis usando redes neurais artificiais.

Lee e Altan⁽²²⁾, também adotando o método do limite superior, apresentam curvas de calibração para anéis 6:3:2, usando uma tensão de escoamento média \bar{S}_y para cada etapa de deformação durante o recalque do anel. Esta análise teórica tentou ampliar a

aplicabilidade do ensaio para a determinação da tensão de escoamento, também para anéis mais espessos, através da consideração do embarrilhamento.

Nagpal et alii⁽²³⁾ estudaram a interdependência entre a temperatura e o escoamento do metal durante a compressão do anel e desenvolveram uma análise modificada via método do limite superior para prever o escoamento e a temperatura do metal ensaiado. Eles destacam que a maioria das análises do ensaio de anel via limite superior não levavam em conta o efeito da taxa de deformação e da variação da tensão de escoamento com a temperatura ao longo do material deformado. O modelo matemático deles assume uma velocidade axial constante em um plano perpendicular ao eixo do anel deformado. Em outras palavras, no campo de velocidades considerado, a componente axial da velocidade não é uma função da localização radial. Os valores do fator de atrito e o registro do diagrama carga-deslocamento foram usados para a determinação da tensão de escoamento do material usando o procedimento de Lee e Altan⁽²²⁾.

Douglas e Altan⁽²⁴⁾ determinaram a tensão de escoamento para alguns materiais em temperaturas de trabalho a quente por meio de ensaio de compressão de anéis e cilindros, notando que os valores obtidos pelo ensaio de anel eram maiores do que aqueles medidos nos de cilindros e nos de compressão em estado plano de deformação.

De Pierre e Gurney⁽²⁵⁾ tentaram formular uma análise que incluísse a proposta original por Avitzur⁽¹³⁻¹⁴⁾, desenvolvendo um método confiável para o tratamento dos resultados experimentais do ensaio de compressão de anel com e sem embarrilhamento, e de avaliação quantitativa dos fatores de atrito e da tensão de escoamento do material, constantes ou variáveis. Para confirmar sua análise matemática, eles realizaram ensaios com anéis de alumínio, cobre e aço sob várias condições de atrito. É relatada uma excelente concordância entre as curvas tensão-deformação de cada um dos materiais obtidas pelo ensaio de compressão de anéis para determinação simultânea do fator de atrito e da tensão de escoamento do material ensaiado.

Um trabalho posterior de Saul, Male e De Pierre⁽²⁶⁾ empregando uma análise de limite superior sem embarrilhamento, conclui que a determinação da tensão de escoamento à temperatura ambiente era mais efetiva quando ensaiava-se anéis com proporções geométricas 6:3:1 ou 6:3:0,5.

Abdul e Bramley⁽²⁷⁻²⁸⁾ propuseram um procedimento para a avaliação das curvas de tensão deformação em um ensaio de compressão de anéis, usando a análise matemática de Avitzur⁽¹³⁻¹⁴⁾, chegando a uma carta de calibração para a tensão de escoamento baseada num sistema de coordenadas curvo. Para validar sua teoria, eles realizaram ensaios de compressão de anéis 6:3:2 de alumínio com deformações incrementais à temperatura ambiente, além de ensaios de compressão de cilindros e ensaios de tração. A comparação dos resultados indicaram que o ensaio de compressão de anel eram bastante próximos para deformações entre 0,1 e 0,25, enquanto que para deformações menores que 0,1 havia uma tendência de superestimar o limite de escoamento no ensaio de compressão de anéis. Estes pesquisadores consideraram que o ensaio de compressão de anéis independia da espessura dos anéis, desde que mantida uma dada razão R_o/R_i .

Abdul⁽²⁹⁾ desenvolve uma curva de calibração para anéis 6:3:2 baseada na análise de Avitzur⁽¹³⁻¹⁴⁾, não considerando o embarilhamento, usando as sugestões feitas por Male e De Pierre⁽¹⁸⁾ para a realização da análise em pequenas etapas incrementais. Esta análise mostra curvas de calibração com linhas de fator de atrito constantes e linhas de redução de espessura constantes versus um eixo graduado da mudança percentual do raio interno. A comparação entre a curva teórica obtida por Abdul⁽²⁹⁾ e os resultados experimentais de Male e Cockroft⁽¹⁰⁻¹¹⁾ mostram uma concordância muito boa para todas as condições de atrito; segundo o autor as pequenas discrepâncias podiam ser creditadas ao modo indireto de determinação do atrito. Neste trabalho são feitas as seguintes justificativas para sua escolha de uma análise teórica sem embarilhamento:

- suposição de não embarilhamento é verdadeira para corpos de prova com espessura pequena, ou seja, mais finos.
- incapacidade aparente das análises teóricas existentes em levar em conta todos modos possíveis de não homogeneidade de deformação durante a compressão dos anéis.

3.4 Outras modelagens do atrito no ensaio de compressão de anéis

A análise teórica Hawkyard e Johnson⁽³⁰⁾, baseada em considerações de equilíbrio de tensões usando o método de divisão em elementos, determina a posição instantânea da superfície neutra (a partir da qual origina-se o fluxo radial) e por meio dela deduz incrementalmente o padrão de deformação ou taxa de deformação durante qualquer estágio da compressão do anel. A integração das deformações incrementais, tanto na superfície interna quanto na externa, fornecem as mudanças geométricas para a deformação completa. As suposições assumidas são as mesmas da análise de limite superior feitas por Avitzur⁽¹³⁻¹⁴⁾. Eles mencionam que suas curvas teóricas para uma geometria de anel 6:3:2 podiam ser usadas para anéis com outras espessuras desde que se mantivessem os mesmos diâmetros interno e externo e introduzisse um fator de correção para espessuras diferentes.

Burgdorf⁽³¹⁾ apresentou uma análise teórica do ensaio de compressão do anel usando um enfoque de análise de tensões similar ao de Hawkyard e Johnson⁽¹⁵⁾. A maioria das suposições de sua análise são as mesmas feitas por Avitzur e colaboradores^(13-16,32). Contudo, Burgdorf assumiu um coeficiente de atrito, μ , ao invés do fator de atrito assumido na análise de limite inferior proposta por Sauerwine e Avitzur⁽³²⁾. Esta questão é estudada por Male et alii⁽³³⁾, que discutem a validade relativa de um coeficiente de atrito contante, μ , como proposto por Burgdorf ou de um fator de atrito constante, m , como proposto por Avitzur⁽¹³⁻¹⁴⁾, como índices quantitativos para a definição da tensão de atrito existente nas operações de conformação dos metais, por meio do ensaio de compressão de anéis. Male et alii⁽³³⁾ indicam que o conceito de um fator de atrito por cisalhamento interfacial, constante, é mais realístico do que o de um coeficiente de atrito constante, que tende a subestimar a componente de atrito na carga de deformação. Entre outras modelagens do ensaio de compressão de anéis podem ser citadas a modelagem pelo método generalizado de Hill⁽³⁴⁾.

A potencialidade do método de elementos finitos na análise do ensaio de compressão de anéis, não obstante suas potencialidades⁽³⁵⁾, esbarra em alguns obstáculos na formulação de um algoritmo que leve consideração o atrito, e suas conseqüências como a variação da direção e sentido do fluxo de escoamento do material e o contato entre a lateral do anel e a ferramenta.

Estas modelagens de elementos finitos para grandes deformações estão baseadas numa teoria de plasticidade incremental ou na de fluxo. A formulação incremental estabelece uma relação constitutiva entre um incremento de deformação e a tensão desviadora, exigindo um algoritmo computacionalmente intensivo, no qual variáveis de campo são calculadas para um grande número de pequenos incrementos, o que pelos padrões atuais, tem contra si suas exigências de memória e tempo de computação. Já a modelagem mais simplificada, baseada na teoria de deformação da plasticidade, nas quais as equações constitutivas governantes relacionam a deformação total, desenvolvida a partir do estado não deformado até o estado de conformação plástica completa, com a tensão desviadora, também conhecida como teoria de deformação total, só apresenta soluções equivalentes à formulação incremental apenas em alguns casos, sob condições de carregamento proporcional. Outras modelagens tentam simplificar a análise, usando uma técnica de elementos com limite superior de funções de fluxo (Upper-bound flow function elemental technique), tentando combinar as vantagens das funções de fluxo com o método dos elementos finitos, um exemplo da aplicação desta técnica é o trabalho de Lin e Wang⁽³⁶⁾.

Foram feitas diversas tentativas de simular o ensaio de compressão de anel usando o método dos elementos finitos. Nagamatsu et alii⁽³⁷⁾ analisaram o ensaio de compressão de anéis modificando o deslocamento dos pontos nodais da superfície através de um fator de escorregamento que incorporava o efeito do atrito, porém este método exigia a entrada de dados experimentais de compressão do anel em condições específicas. Contudo, algumas destas modelagens de elementos finitos⁽³⁸⁻³⁹⁾ exigem um conhecimento prévio da direção de escoamento do metal. Chen e Kobayashi⁽⁴⁰⁾ simularam a compressão de anéis usando um método matricial rígido-plástico, onde o atrito é considerado através da introdução de uma tensão de cisalhamento interfacial avaliada a partir da consideração de um fator de atrito constante, $\tau = m \cdot \tau_y$, onde τ_y é a tensão de escoamento por cisalhamento puro no elemento no elemento adjacente, direcionada contra o movimento. Porém, este procedimento exigia a suposição inicial da localização da superfície neutra, seguida de um processo iterativo de otimização

Diversas tentativas posteriores visaram um algoritmo que não necessitasse do conhecimento prévio da direção de escoamento. Zienkiewicz et alii⁽⁴¹⁾ introduziram a uma fina camada artificial com uma tensão de escoamento $S_y = \mu \cdot S_m$, onde S_m é uma

tensão média no elemento adjacente. Seguindo esta proposta Hartley et alii⁽⁴²⁾ desenvolvem um método para a introdução do atrito nas análises de elementos finitos. Usando equações elasto-plásticas, isto é feito através da inclusão de uma camada de elementos onde a rigidez é alterada por uma função do fator de cisalhamento interfacial:

$$K = \beta \cdot K_m \quad (3.21)$$

onde:

$$\beta = \frac{m}{1 - m} \quad (3.22)$$

Considerando $m = 0$, na ausência de atrito e $m = 1$, numa condição de atrito máximo com aderência completa, excetuando estas duas condições, o parâmetro de rigidez β não têm um significado físico, ficando todo o algoritmo baseado em um parâmetro β escolhido, na verdade, arbitrariamente.

Ramakrishnan, Ghantasala e Rao⁽⁴³⁾ consideraram o costume de se introduzir parâmetros artificiais tais como forças térmicas na determinação de deformações térmicas ou viscosidade artificial nos estudos de propagação de onda, comum nas análises por elementos finitos. Estes autores, seguindo um raciocínio similar, propuseram um método de rigidez artificial, onde os nós nos quais a força de atrito atuam são enrijecidos artificialmente ao invés de serem submetidos diretamente às forças de atrito como uma condição de contorno. A intenção principal destes trabalho foi facilitar a modelagem teórica do ensaio por meio de programas de elementos finito desenvolvidos em forma de pacote.

Carter Jr. e Lee⁽⁴⁴⁾ realizam um estudo combinado analítico-experimental da mecânica interfacial em ensaios de recalque axissimétricos. Uma curva de calibração para o ensaio de compressão de anéis é construída usando o programa de elementos finitos ADINA incorporando o algoritmo desenvolvido por Bathe e Chaudhary⁽⁴⁵⁻⁴⁶⁾ com base em um coeficiente de atrito, μ , constante. Um contactante e uma superfície alvo, representando respectivamente o material a ser deformado e a matriz, são definidos em termos dos pontos nodais. Durante cada iteração em equilíbrio, é checado a ocorrência de contato entre o contactante e o alvo, definido como a condição onde um nó do contactante penetra dois nós adjacentes do alvo. Quando ocorre contato, assume um

atrito máximo de aderência total, com travamento, e são determinadas as forças normal e tangencial no nó necessárias para o nó retornar à superfície. Quando a força tangencial calculada excede a capacidade da força de atrito, isto é, o coeficiente de atrito vezes a força normal, o estado deste nó é alterado para deslizante na próxima iteração e a força de atrito é assumida como igual ao coeficiente de atrito versus a força normal. O sentido da força tangencial de deslizamento é assumido como sendo o mesmo que o da iteração anterior. A condição dos nós podem mudar de deslizante para travados ou novamente deslizantes durante as iterações, pelo que as condições específicas para as quais a magnitude do coeficiente de atrito determinam a direção e o sentido do escoamento do material puderam ser determinadas. A comparação entre os resultados experimentais e as curvas teóricas obtidas por elementos finitos e os resultados de Male e Cockroft⁽¹⁰⁻¹¹⁾ mostrou várias discrepâncias.

A modelagem de Vertin e Majilessi⁽⁴⁷⁻⁴⁸⁾ desconsidera a história do carregamento durante a compressão do anel ao usar uma formulação de deformação total em estágio único. Não sendo possível, portanto, modelar rigorosamente as mudanças das condições de contorno associadas com o ensaio. Não obstante, a superfície de contorno mudar sob condições extremas quando as laterais do anel, ao sofrerem embarrilhamento, entram em contato com a ferramenta, esta modelagem não considera o efeito do contato entre a ferramenta e a lateral do anel embarrilhado. A simulação usou dois modelos de atrito diferentes, o modelo coulombiano de coeficiente de atrito constante e o modelo de tensão de cisalhamento interfacial constante. No enfoque coulombiano, todos os nós interfaciais deslizavam radialmente a partir de suas posições iniciais conforme a progressão do processo de recalque. Neste caso a força de atrito é calculada pelo produto da força nodal normal vezes o coeficiente de atrito. A força nodal normal é calculada forçando um equilíbrio na configuração assumida. No segundo enfoque uma tensão de cisalhamento interfacial constante é calculada a partir da tensão de escoamento e do fator de atrito, e é independente da pressão normal na superfície interfacial. Esta tensão interfacial é convertida numa força de atrito nodal usando funções de forma dos elementos⁽⁴⁸⁾. Este trabalho destaca a complexidade adicional da modelagem do atrito no ensaio de compressão de anéis representada pelo fato da direção e sentido de escoamento do material serem dependentes das condições do atrito nas interfaces anel-ferramenta. O surgimento de um raio de fluxo neutro para coeficientes de atrito mais

elevados, faz com que o material para dentro do raio neutro escoe em direção ao centro do anel e diminua o furo do anel. Como a análise de Vertin e Majilessi não proporciona um conhecimento da história do carregamento de compressão do anel, não foi possível calcular precisamente a posição do raio neutro, nesse sentido, usa-se uma expressão empírica desenvolvida por Van Sant⁽⁴⁹⁾ para esta estimativa. Os nós interfaciais posicionados para fora do raio neutro tem suas forças nodais de atrito direcionadas radialmente para dentro do anel, em oposição ao fluxo de material. Qualquer nó interfacial remanescente tem sua força nodal de atrito direcionada radialmente para fora. Estas forças interfaciais são montadas em um vetor de forças nodais e usadas no funcional de energia potencial. A comparação entre as predições teóricas da curva de calibração e dos perfis dos anéis deformados com outros trabalhos, mostrou que a modelagem só funcionou bem em condições de atrito muito baixas, $\mu = 0,2$ ou menos, com o desempenho da formulação degradando-se gradualmente com o aumento do atrito e da deformação.

Alguns pesquisadores modelam o recalque isotérmico a quente de anéis como por exemplo Goetz, Jain, Morgan e Wierschke⁽⁵⁰⁾ e Burte⁽⁵¹⁾, usando o programa de elementos finitos ALPID (Analysis of Large Plastic Incremental Deformation) desenvolvido no Batelle Memorial Institute, em Columbus - Ohio nos E.U.A, sob patrocínio da Força Aérea Americana, por Kobayashi, Oh e Altan⁽⁵⁶⁾. Já Cardoso, Lima e Button⁽⁵²⁾ fazem uma análise do recalque a quente de anéis pelo método de elementos finitos através de uma formulação incremental simples para um material rígido-viscoplástico, denominada Deformação Incremental Plástica Simples, DIPS, uma adaptação do programa SPID (Simple Plastic Incremental Deformation) proposto por Kobayashi, Oh e Altan⁽⁵⁶⁾. Conseguindo implementar um método de elementos finitos incremental para análise de processos de conformação plástica a quente de peças axissimétricas em um computador pessoal. A análise realizada simula o forjamento a quente de um anel de alumínio AA 1050-O, ensaiado a 400 °C.

3.5 Influência das condições experimentais no ensaio de compressão de anel

Uma comparação direta entre os resultados é dificultada, em grande parte, pelo grande número de variáveis e parâmetros. Mulc e Kalpakjian⁽⁵³⁾ destacam a maioria dos

trabalhos experimentais enfocam, na maioria das vezes, apenas o efeito individual de cada uma das variáveis que influenciam o ensaio de compressão de anéis, neste sentido sugerem e executam um planejamento de experimentos e análise dos dados, investigando os seguintes fatores: o acabamento superficial da matriz, a deformação, a lubrificação, a velocidade de deformação e a temperatura do corpo de prova, considerando dois níveis de magnitude para cada fator investigado.

A questão da sensibilidade do ensaio de compressão de anel é discutida por Avitzur et alii⁽⁵⁴⁾, destacando a maior sensibilidade da variação do raio interno, como parâmetro de determinação do atrito, e por Bhattacharyya e colaboradores⁽⁵⁹⁻⁶⁰⁾ que fazem uma avaliação experimental da sensibilidade do ensaio, seu trabalho destaca o aparecimento de perfis cônicos do furo do anel, e a influência do aparecimento de serrilhado na curva tensão-deformação, efeito Portevin-Le Chatelier, no ensaio de compressão de anéis de ligas de alumínio-magnésio-silício.

A questão das proporções geométricas do corpo de prova e seus modos de deformação, ou seja seu perfil após o recalque, são discutidos por Janardham e Biswas⁽⁵⁷⁾, Sivaram e Rao⁽⁵⁸⁾ e Hartley et alii⁽⁵⁹⁻⁶⁰⁾.

A influência da temperatura sobre o comportamento do atrito é estudada por Male⁽⁶¹⁻⁶²⁾ mostrando que o coeficiente de atrito (μ) muda com a temperatura e também com a deformação. Com o aumento da temperatura foi observado por Male⁽⁶¹⁾ que μ podia aumentar até um atrito máximo com aderência total ou podia também até diminuir. Segundo ele, em temperaturas mais baixas, o filme contaminante absorvido na interface peça-ferramenta é de grande importância para o comportamento de atrito, enquanto que para temperaturas mais elevadas, a natureza do filme óxido produzido na superfície do metal seria o fator mais importante. Alguns destes filmes óxidos são considerados como possuidores de boas propriedades de lubricidade.

Observações semelhantes são feitas por Davenpeck e Rigo⁽⁶³⁾, em um estudo detalhado do efeito das condições da interface peça-ferramenta na magnitude do fator de atrito, usando anéis de aço. A temperatura do anel durante a compressão foi estimada entre 865 e 880 °C. A execução do ensaio com uma taxa de compressão constante, resultou numa taxa de deformação média de 30 s⁻¹. Estes autores investigam o efeito das diferentes condições interfaciais, tais como carepas, óleos automotivos e sintéticos,

lecitina e grafite. Para 55 %, o fator de atrito, m , varia entre um valor elevado ($m = 0,92$) para superfícies com carepas não lubrificadas e um valor baixo, $m = 0,16$, para superfícies sem carepa lubrificadas com grafite. Para uma redução de 35 % estes valores caíram 20 %.

Outros estudos indicam um comportamento diferente do atrito em função da temperatura, não havendo uma concordância geral. Venugopal⁽⁶⁴⁾ comprimindo anéis de ferro Armco com espessura de 14 mm e diâmetros de 21 e 42 mm, conclui que a temperatura não apresentara um efeito muito significativo sobre a magnitude do atrito. Em outro estudo, Venugopal et alii⁽⁶⁵⁾ revelaram que numa interface anel ferramenta constituída por anéis de titânio comercialmente puro e uma matriz de aço rápido, o fator de atrito aumentava com o aumento da taxa de deformação e com a temperatura.

Rebello e Kobayashi⁽⁶⁶⁾ tentam fazer uma análise acoplada da deformação viscoplástica e da transferência de calor no ensaio de compressão de anéis.

Male⁽⁶²⁾ verificou experimentalmente que μ mudava com a deformação sob condição não lubrificada (a seco) para vários materiais. O efeito da velocidade de deformação revela que para um lubrificante fluido, uma vez atingida a condição de filme espesso, um aumento na velocidade de deformação não afetou o atrito. Para lubrificantes sólidos, ele relata que a variação na velocidade de deformação teve um efeito desprezível sobre o coeficiente de atrito.

Contudo, trabalhos recentes como o de Wang e Lenard⁽⁶⁷⁾ indicam claramente uma redução do atrito com o aumento da taxa de deformação na compressão a quente de anéis de aço microligado.

Estas indicações são compartilhadas por Pawelski et alii⁽⁶⁸⁾ ao considerarem o efeito do material do anel, camada de óxidos superficiais, condições de lubrificação, taxa de deformação e da temperatura nas mudanças de geometria e respectivos fatores de atrito. São usados anéis de três materiais diferentes: aço carbono, aço inoxidável austenítico e um aço ferramenta. O lubrificante é uma mistura de grafite e um éster sintético. Conclui-se que para os aços ligados, na condição lubrificada, o fator de atrito aumenta com a deformação e com a redução da taxa de deformação. Para o aço carbono não foi constatada uma dependência substancial entre as variáveis.

Felder e Montagut⁽⁶⁹⁾ mediram as mudanças dimensionais ocorridas durante uma velocidade de compressão mais lenta, 0,05 a 1 m/s, e mais altas, 5 m/s, numa temperatura

de 1250 °C, em anéis com proporções geométricas 6:3:1. Eles observam uma redução significativa do fator de atrito quando a velocidade era aumentada. Neste sentido, Martorelli⁽⁷⁰⁾ ao considerar o ensaio de compressão de anéis, conclui que ...” Em princípio, é aceito que exista uma relação entre os parâmetros do processo”, acrescentando a advertência: isto está baseado na suposição de que o fator de atrito não é uma função nem da velocidade ou da posição.

Tentando ampliar a aplicabilidade prática do ensaio de anel as modelagens de Tabata e Masaki⁽⁷¹⁾, Oh e Mun⁽⁷²⁾ e Ketterer⁽⁷³⁾ propoem uma extensão do ensaio de compressão de anel para a avaliação do comportamento de atrito no forjamento de peças sinterizadas produzidas pela metalurgia do pó.

Referências Bibliográficas

- 1 RAO, K. P. e SIVARAM, K., A Review of Ring-Compression Testing and Applicability of the Calibration Curves, *J. Materials Processing Technology*, 37, 1993, p. 295-318.
- 2 LAHOTI, G. D. e ALTAN, T., *Ring and Spike Tests for Evaluating Forging Lubricants*, Topical Report n. 11, Batelle Institut - Columbus Laboratories, Columbus - Ohio - EUA, janeiro de 1982, 64 páginas.
- 3 SAIDA, Y., LEE, C. H. e KOBAYASHI, S., Some Aspects of Friction in Forging Problems, *Proc. II Inter-American Conference on Materials Technology*, Cidade do México - México, agosto de 1970, p. 308-20.
- 4 SCHEY, J. A., *Tribology in Metalworking: Friction, Lubrication and Wear*, ASM, - Ohio-EUA, 1983. item 9.1.2 - Ring Compression: pp. 450-1.
- 5 SCHEY, J. A., The Validity of Simulating Tests in Evaluating Lubricants for Deformation Process, In: *Metal Forming Interrelations Between Theory and Practice*, ed.: A. L. Hoffmanner, Ed. Plenum Press, N. Iorque -EUA, 1971, pp. 293-306.
- 6 FREDERIKSEN, N. e WANHEIM, T., Development of Friction Tests for Lubrication in Model-Material Experiments, *J. Mechanical Working Technology*, v. 12, n. 2, dezembro de 1985, pp. 261-8.
- 7 KUNOGI, M., Sobre a Deformação Plástica de Cilindros Ôcos sob Carga Compressiva Axial, (em japonês com resumo em inglês), *Reports of the Institute of Physics and Chemistry Research*, Tóquio-Japão, n. 30, 1954, pp. 63-92.
- 8 KUDO, H., An Analysis of Plastic Compressive Deformation of Lamella Between Rough Plates by Energy Method, *Proc. 5th Japan National Congress for Applied Mechanics*, 1955, p. 75-78.
- 9 KUDO, H., Some Analytical and Experimental Studies of Axisymmetric Cold Forging and Extrusion - I/II, *International Journal of Mechanical Science*, v. 2, 1960, p. 102-27 e v. 3, 1961, p. 91-117.
- 10 MALE, A. T., *The Friction of Metals Undergoing Plastic Deformation at Elevated Temperatures*, Birmingham, 1964, Tese (Doutoramento), Department of Industrial Metallurgy, University of Birmingham. 90 p.
- 11 MALE, A. e COCKROFT, M., A Method for Determination of the Coefficient of Friction of Metals under Conditions of Bulk Plastic Deformation, *J. of the Institute of Metals*, v. 93, 1964-65, pp. 38-46.

- 12 SCHROEDER, W. e WEBSTER, D., Press-Forging Thin Sections: Effect of Friction Area and Thickness on Pressures Required, *ASME - Journal of Applied Mechanics*, v. 16, 1949, pp. 289-94.
- 13 AVITZUR, B. Forging of Hollow Discs, *Israel Journal of Technology*, v. 2, n. 3, 1964, p. 295-304.
- 14 AVITZUR, B., *Metal Forming: Process and Analysis*, Ed. Tata-McGraw-Hill, Nova Delhi - India, 1977, Capitulo 7, p. 77-152: Forging of Disks.
- 15 AVITZUR, B. e SAUERWINE, F., Limit Analysis of Hollow Disk Forging - Part 1: Upper Bound, *Trans. ASME - J. of Engineering for Industry*, v. 100, agosto 1978, p. 340-6.
- 16 AVITZUR, B. e KOHSER, R. A., Disk and Strip Forging for the Determination of Friction and Flow Strength Values, *ASLE Trans.*, v. 21, n. 2, 1978, p. 143-51
- 17 HWU, Y.-J., HSU, C.-T. e WANG, F., Measurement of Friction and the Flow Stress of Steels at Room and Elevated Temperatures by Ring-Compression Tests, *J. Materials Processing Technology*, 37, 1993, p. 319-335.
- 18 MALE, A. T. e DePIERRE, V., The Validity of Mathematical Solutions for Determining Friction From the Ring Compression Test, *Trans. ASME - J. of Lubrication Technology*, v. 92, n. 2, 1970, p. 389-97.
- 19 LIU, J. Y., An Analysis of Deformation Characteristics and Interfacial Friction Conditions in Simple Upsetting of Rings, *Trans. ASME - J. of Engineering for Industry*, v. 94, novembro de 1972, p. 1149-1156.
- 20 KOBAYASHI, S., Deformation Characteristics and Ductile Fracture of 1040 Steel in Simple Upsetting of Solid Cylinders and Rings, *Trans. ASME - J. of Engineering for Industry*, serie B, v. 92, n. 2, maio de 1970, p. 391.
- 21 XU, W. L., RAO, K. P., WATANABE, T. e HUA, M., Analysis of Ring Compression Using Artificial Neural Network, *J. Mater. Process. Technol.*, 44, 1994, pp. 301-308.
- 22 LEE, C. H. e ALTAN, T., Influence of Flow Stress and Friction Upon Metal Flow in Upset Forging of Rings and Cylinders, *Trans. ASME - J. of Engineering for Industry*, v. 94, agosto de 1972, p. 775-82.
- 23 NAGPAL, V., LAHOTI, G. D. e ALTAN, T., A Numerical Method For Simultaneous Prediction of Metal flow and Temperatures in Upset Forging of Rings, *Trans. ASME - J. of Engineering for Industry*, v. 100, novembro de de 1978, p. 413-20.
- 24 DOUGLAS, J. e ALTAN, T., Flow Stress Determination for Metals at Forging Rates and Temperatures, *ibid*, v. 97, agosto de 1975, p. 66-76.

- 25 De PIERRE, V. e GURNEY, F., A Method for Determination of a Constant and Varying Friction Factors During Ring Compression Tests, *Trans. ASME - J. of Lubrication Technology*, v. 96, julho de 1974, p. 482-8.
- 26 SAUL, G., MALE, A. e De PIERRE, V., A New Method for the Determination of Material Flow Stress Values Under Metalworking Conditions, In: *Metal Forming Interrelations Between Theory and Practice*, ed.: A. L. Hoffmann, Ed. Plenum Press, Nova Iorque -EUA, 1971, pp. 293-306.
- 27 ABDUL, N. A. e BRAMLEY, A. N., Flow Strength Determination of Materials Under Hot Working Conditions, *Proc. of the 3rd. International Conference on the Strength of Materials and Alloys*, Institute of Metals, Cambridge - Inglaterra, agosto de 1973, paper n. 79, p. 386.
- 28 ABDUL, N. A. e BRAMLEY, A. N., Stress-Strain Curves from Ring Test, *Proc. of the 15th. International Machine Tool Design and Research Conference (MTDR)*, Institute of Metals, Cambridge, agosto de 1973, paper n. 79, p. 386.
- 29 ABDUL, N. A., Friction Determination During Bulk Plastic Deformation of Metals, *Annals CIRP*, 30, 1, 1981, p. 143-6.
- 30 HAWKYARD, J. B. e JOHNSON, W., An Analysis of the Changes in Geometry of a Short Hollow Cylinder During Axial Compression, *International Journal of Mechanical Science*, v. 9, 1967, pp. 163-182.
- 31 BURGDORF, M., Über die Ermittlung des Reibwertes für Verfahren der Massivumformung durch den Ringstauchversuch (sobre a avaliação do coeficiente de atrito por meio do ensaio de recalque de anéis), *Industrie-Anzeiger*, v. 89, n. 5, maio de 1967, pp. 15-20.
- 32 SAUERWINE, F. e AVITZUR, B., Limit Analysis of Hollow Disk Forging - Part 2: Lower Bound, *Trans. ASME - J. Eng. for Industry*, 100, 1978, p. 347-55.
- 33 MALE, A., De PIERRE, V e SAUL, G., The Relative Validity of the Concepts of Coefficient of Friction and Shear Friction Factor for Use in Metal Deformation Studies, *ASLE Transactions*, v. 16, 1973, pp. 177-84.
- 34 LAHOTI, G. D. e KOBAYASHI, S., On Hill's General Method of Analysis for Metal-Working Processes, *Int. J. Mechanical Science*, 16, 1974, p. 521-40.
- 35 GOMES, E. e BRESCIANI F^o, E., Projeto e Análise da Conformação Plástica dos Metais pelo Método dos Elementos Finitos Não Lineares, In: *Anais do IV Simpósio de Conformação Plástica dos Metais*, EPUSP/UNICAMP, São Paulo-SP, 26 a 28 de novembro de 1990, pp. 193-207.
- 36 LIN, Y.-T e WANG, J.-P., An Investigation into the Constant Friction Factor with the Upper-Bound Flow Function Elemental Technique, *J. of Material Processing Technology*, v. 25, 1992, p. 57-68.

- 37 NAGAMATSU, A., MUROTA, T e JIMMA, T., *Bull. J.S.M.E.*, v. 15, 1972, 1139. Apud (42).
- 38 ODELL, E. J., *Trans. ASME -J. Eng. for Industry*, 100, 1978, pp. 31. (Apud 42)
- 39 DUNG, N. L., Finite Element Analysis of Ring Compression Considering the Influence of Friction, *Zeitschrift für angewandt Mathematik und Mechanik*, v. 61, 1981, pp. 114-8.
- 40 CHEN, C. C. e KOBAYASHI, S., Rigid Plastic Finite Element Analysis of Ring Compression, In: *Applications of Numerical Methods to Forming Processes*, ASME-AMD, Nova Iorque - NY/EUA, 1978, pp. 163-74.
- 41 ZIENKIEWICZ, O. C., JAIN, P. C. e ONATE, E., *Int. J. Solids Structure*, v. 14, 1978, pp. 15.
- 42 HARTLEY, P., STURGES, C. E. e ROWE, G. W., Friction in Finite-Element Analyses of Metal Forming Processes, *Int. J. Mechanical Science*, v. 21, 1979, pp. 301-11.
- 43 RAMAKRISHNAN, N., GHANTASALA, S. e RAO, V. V., An Algorithm to Incorporate Friction in Finite Element Analysis (FEM) of Metal Working, *J. of Material Processing Technology*, v. 23, 1990, p. 311-9.
- 44 CARTER Jr., W. T. e LEE, D., Further Analysis of Axisymmetric Upsetting, *Trans. ASME - J. of Eng. for Industry*, v. 108, agosto de 1986, pp. 198-204.
- 45 BATHE, K. J. e CHAUDHARY, A., A Solution Method for Planar and Axisymmetric Contact Problems, *International Journal of Numerical Methods in Engineering*, Apud (48).
- 46 BATHE, K. J. e CHAUDHARY, A., On Finite Element Analysis of Large Deformation Frictional Contact Problems, In: *Proc. of the 7th Invitational Symposium on Unification of Finite Elements, Finite Differences, and Calculus of Variations*, maio de 1984. Apud (44).
- 47 VERTIN, K. D. e MAJILESSI, S. A., Finite Element Analysis of the Axisymmetric Upsetting Process Using the Deformation Theory of Plasticity, *Trans. of the ASME - J. of Engineering for Industry*, v. 115, novembro de 1993, p. 450-8.
- 48 VERTIN, K. D., *Finite Element Analysis of the Axisymmetric Upsetting Process Using the Deformation Theory of Plasticity*, Houghton-MI/EUA, 1990, Dissertação (Mestrado) - Engineering Mechanics Department, Michigan Technological University.
- 49 VAN SANT, O. J., Mathematical Analysis for Axial Compression of a Flat Ring, *J. of the Institute of Metals*, v. 95, 1967, p. 125-7.

- 50 GOETZ, R., JAIN, V. K., MORGAN, J. T. e WIERSCHKE, M. W., Effects of Material and Processing Conditions upon Ring Calibration Curves, *Wear*, 143, 1991, p. 71-86.
- 51 KOBAYASHI, S., OH, S. I. e ALTAN, T., *Metal Forming and the Finite Element Method*, 1. ed., Oxford University Press, Oxford-Inglaterra, 1989.
- 52 SILVA, E. C., LIMA, F. A. e BUTTON, S. T., Simulação do Recalque a Quente pelo Método de Elementos Finitos, *Anais do XII Congresso Brasileiro de Engenharia Mecânica*, Brasília-DF, dezembro de 1993, p. 1611-4.
- 53 MULC, A. e KALPAKJIAN, S., Analysis of Friction in Ring Compression: A Factorial Experiment, *Trans. ASME - J. Engineering for Industry*, 94, 1972, p. 1189-92.
- 54 AVITZUR, B., VAN TYNE, C. e UMAÑA, C., Analytical Determination of Sensitivity of the Ring Test as an Experimental Study of Friction, *Proc. 18th Int. Machine Tool Design and Research Conference (MTDR)*, Birmingham - Inglaterra, 14-6 setembro de 1977, ed. B. J. Davies, Ed. MacMillan, p. 305-13.
- 55 BHATTACHARYYA, D. e BROWN, R. H., Sensitivity of the Ring Test, In: *Metalworking Lubrication - Proc. of the International Symposium Metalworking Lubrication - Century 2 Emerging Technology Conferences*, São Francisco-EUA, 18-19 de agosto de 1980, Ed. S. Kalpakjian e S. Jain, American Society of Mechanical Engineers, 1980, p. 23-30.
- 56 BHATTACHARYYA, D., Influence of Specimen Orientation on the Deformation of Rings, *Annals of the CIRP*, v. 30, n. 1, 1981, p. 139-42.
- 57 JANARDHAN, M. N. e BISWAS, S. K., Models of Deformation in Aluminium Rings Subjected to Static Axial Compression, *Int. J. Mechanical Science*, v. 21, n. 12, 1979, pp. 699-703.
- 58 SIVARAM, K. e RAO, K. P., Influence of Ring Geometry in the Determination of Lubricity at Different Temperatures Using Ring Compression Tests, *Journal of Engineering Production*, v. 7, 1984, p. 71-9.
- 59 HARTLEY, P., STURGES, C. E. e ROWE, G. W., Influence of Friction on the Prediction of Forces, Pressure Distributions and Properties in Upset Forging, *Int. J. Mechanical Science*, v. 22, 1980, pp. 743-53.
- 60 HARTLEY, P., STURGES, C. E. e ROWE, G. W., The Static Axial Compression of Tall Hollow Cylinders with High Interfacial Friction, *Int. J. Mechanical Science*, v. 23, 1981, pp. 473.
- 61 MALE, A. T., The Effect of Temperature on the Frictional Behaviour of Various Metal during Mechanical Working, *J. Inst. of Metals*, v. 93, 1964, p. 489-94.

- 62 MALE, A. T., Variations in Friction Coefficients of Metals during Compressive Deformation, *J. Inst. of Metals*, v. 94, 1966, p. 121-5..
- 63 DEVENPECK, M. e RIGO, J., Hot Ring Compression Tests for Evaluating Friction, In: *Compression Testing of Homogeneous Materials and Composites*, ASTM STP 808, R. Chait e R. Papirno (ed.), ASTM, 1983, pp. 64-77.
- 64 VENUGOPAL, S., SRINIVASAN, G., VENKADESEN, S. e SEETHARAMAN, V., A Note on the Determination of Friction Factor by Means of the Reduction Capacity Test, *J. Mechanical Working Technology*, v. 19, 1989, pp. 261-6.
- 65 VENUGOPAL, P., VENUGOPAL, S. e SEETHARAMAN, V., Influence of Strain and Temperature on the Friction Factor of Commercially Pure Titanium, *J. of Material Processing Technology*, v. 22, 1990, p. 91-7.
- 66 REBELO, N. e KOBAYASHI, S., A Coupled Analysis of Viscoplastic Deformation and Heat Transfer - II : applications, *International Journal of Mechanical Science*, 22, 1980, pp. 707-18.
- 67 WANG, F. e LENARD, J. G., An Experimental Study of Interfacial Friction-Hot Ring Compression, *Trans. ASME - J. of Engineering Materials and Technology*, v. 114, janeiro de 1992, p. 13-8.
- 68 PAWELSKI, O., RASP, W. e HOERSTER, C., The Ring Compression Test as Simulation Test for the Investigation of Friction in Hot Metal Forming, *Steel Research*, v. 60, n. 9, 1989, p. 395-402.
- 69 FELDER, E. e MONTAGUT, Y., Friction and Wear during Hot Forging of Steels, *Tribology International*, v. 13, 1980, pp. 61.
- 70 MARTORELL, I. A., On the Ring Compression Test, In: *Compression Testing of Homogeneous Materials and Composites*, ASTM STP 808, R. Chait e R. Papirno (eds.), A.S.T.M, 1983, pp. 78-94.
- 71 TABATA, T. e MASAKI, S., Determination of the Coefficient of Friction in Forging of Porous Metals from Ring Compression, *Int. J. Mechanical Science*, v. 20, 1978, pp. 505-12.
- 72 OH, N. K. e MUN, J. H., An Analysis of the Ring Upsetting of Sintered Materials, *J. Mechanical Working Technology*, v. 9, 1984, p. 279-90.
- 73 KETTERER, R. A., P/M Hot Forming Lubricant Evaluation Using the Ring Compression Test, In: *ASME Lubrication Symposium*, Key Biscayne -Florida EUA, 1974, ASME Publication 74-LubS-11.

4 FUNDAMENTOS DA ANODIZAÇÃO DO ALUMÍNIO

4.1 Introdução

O alumínio mesmo já tendo uma camada natural de óxido sobre sua superfície, pode ainda ser submetido a oxidações artificiais posteriores, através de tratamentos por conversão química, térmica ou por anodização. Estes processos de oxidação convertem as camadas superficiais do metal base em uma camada óxida coerente e aderente. Conquanto, os tratamentos de oxidação por conversão química desempenhem um papel importante nas operações de acabamento do alumínio e suas ligas, eles não se comparam aos processos anodização, nem na qualidade de acabamento nem na faixa de aplicação, devido à maior resistência mecânica e elevada resistência à corrosão e ao desgaste das camadas anodizadas. A estrutura, composição química e propriedades físicas e químicas da camada anodizada são determinadas pelo tipo e concentração do eletrólito e pelas condições operacionais de anodização, isto é: densidade de corrente, temperatura do eletrólito, tensão no anodo e tempo de anodização; a resposta às condições operacionais de anodização e as propriedades da camada anodizada dependem também da composição da liga. De acordo com a variante do processo utilizada, podem surgir camadas anodizadas indicadas para diferentes aplicações, como por exemplo, camadas de anodização dura, muito resistente ao desgaste; camadas que aceitam pigmentações ou pinturas, para fins decorativos; ou ainda camadas compactas, porém flexíveis sujeitas a deformações posteriores. Já em alguns tipos de camada anodizada destaca-se sua funcionalização tribológica⁽¹⁻¹¹⁾. Este capítulo faz uma revisão resumida dos fundamentos da anodização do alumínio e da microestrutura e propriedades da camada anodizada, revisões mais amplas podem ser encontradas nas referências⁽¹²⁻²⁸⁾.

4.2 Natureza do processo de anodização

Na anodização, como em todo processo de conversão, existe uma relação entre a reação de dissolução do metal, considerada como uma reação de início do processo, e a de formação da camada anodizada, uma reação resultante. Assim, a formação da camada anodizada pode ser considerada como resultante da dissolução do substrato metálico.

Por ser um metal anfótero, o alumínio pode dissolver-se tanto em soluções ácidas quanto alcalinas. Entretanto, como pode ser visto no diagrama de Pourbaix, da figura 4.1, isto ocorreria dentro de uma faixa específica de pH, na qual a superfície é revestida com uma camada óxida estável.

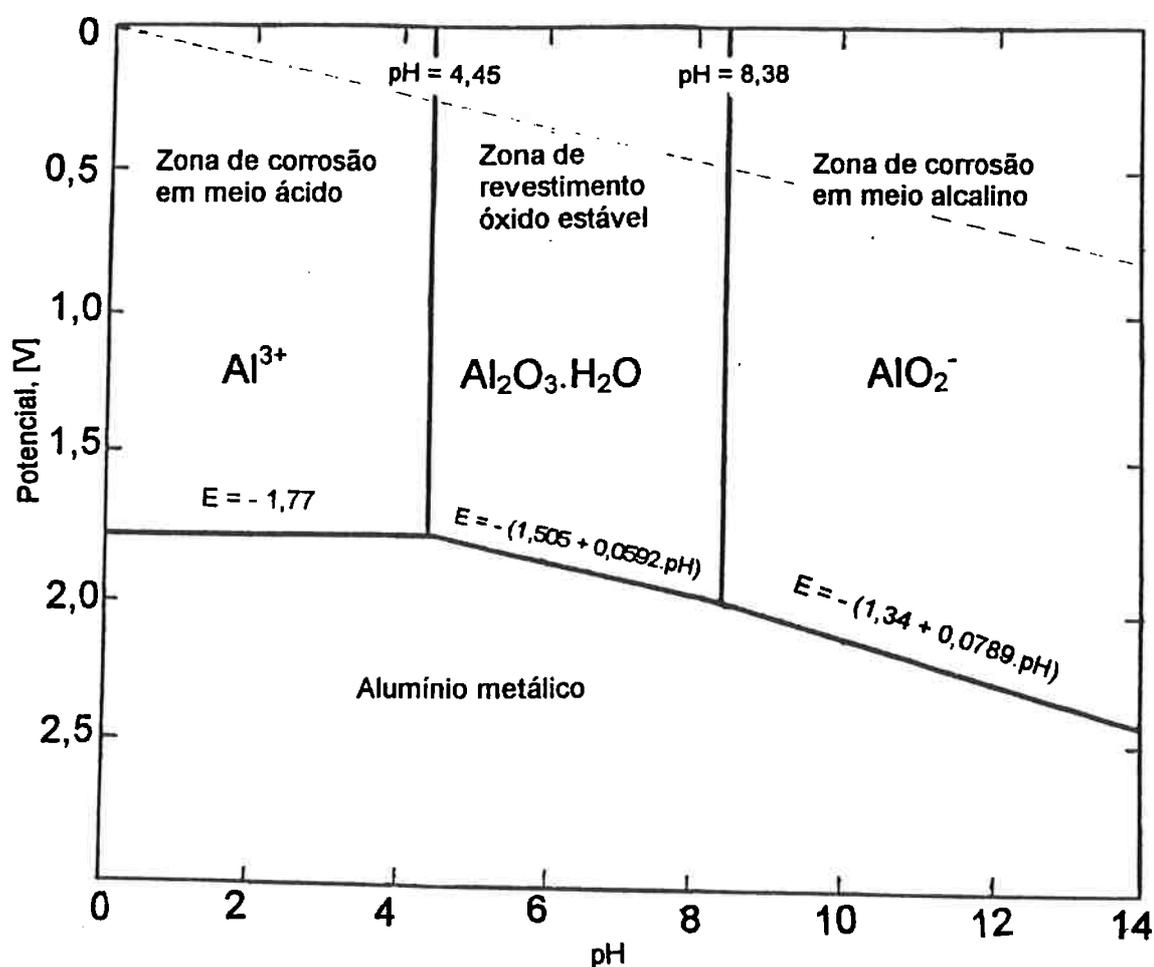


Figura 4.1 Diagrama de Pourbaix mostrando a relação potencial-pH para o alumínio a 25 °C⁽¹²⁾.

O espessamento artificial da camada óxida natural sobre o alumínio pode, em princípio, ser realizado dentro da faixa de pH indicada na figura 4.1, podendo ser conduzido tanto em eletrólitos alcalinos quanto ácidos, sendo os primeiros menos empregados na prática.

O processo de produção de revestimento óxido também pode ser produzido pela ação prolongada do vapor d'água (processo boehmita), porém apenas num grau muito menor (Tabela 4.1). A razão para isto é que a reação de dissolução sob tais condições, em vista da formação de um hidróxido $\text{AlOOH-}\gamma_L$ solúvel e sem valor protetor, ocorre numa velocidade muito baixa e sua transição para $\text{AlOOH-}\gamma_S$ insolúvel, um revestimento mais apropriado, acontece ainda mais lentamente. Esta transição é que determina a taxa global do processo como um todo. Desse modo, para obter um revestimento óxido mais espesso torna-se necessário proceder um processo de corrosão controlada em um meio oxidante, por ser essencial uma destruição, em pequena ou larga escala, da camada óxida natural antes do início do anodização.

Tabela 4.1 Espessuras dos diferentes filmes óxidos produzidos no alumínio⁽¹²⁾.

Método de formação	Espessura, μm
filme natural	$\approx 0,05$
alumínio recozido	0,20
método Boehmita	1-2
método MBV	2-3
anodização	8-20
anodização dura	30-50

Tendo em vista os conceitos de pH e de capacidade de dissolução do eletrólito, os revestimentos com camadas anodizadas formadas sobre o alumínio podem ser divididos em duas classes principais:

- **revestimentos com camada anodizada de barreira** - produzidos por anodização em soluções neutras ou alcalinas de boratos, tartaratos ou fosfatos. A espessura deste tipo de camada é limitada pela tensão máxima aplicada durante a anodização. O interesse comercial em camadas anodizadas deste tipo deve-se principalmente a suas propriedades dielétricas, usadas principalmente em capacitores eletrolíticos.
- **revestimentos com camada anodizada porosa** - este é o tipo de camada anodizada mais importante; estas camadas são produzidas em soluções ácidas, tais como: ácido sulfúrico, oxálico, crômico e fosfórico. A espessura e a densidade deste tipo de camada de oxidação anódica são proporcionais à quantidade de eletricidade transportada durante a sua formação e limitadas pela solubilidade química parcial do óxido no eletrólito ácido. As espessuras típicas de revestimentos deste tipo variam conforme a composição do eletrólito, condições de anodização e liga escolhida, adaptando-se às aplicações.

4.3 Formação e morfologia da camada anodizada

O mecanismo de formação da camada anodizada ainda não está completamente explicado, as teorias existentes frequentemente diferem, não levando em conta todos os aspectos da anodização, ou as propriedades, composição e microestrutura da camada. Em princípio é difícil até falar em mecanismos, já que envolve um enfoque formal que não considera a complexidade dos fenômenos físicos, químicos e eletroquímicos envolvidos. Neste sentido o termo mecanismo é usado mais para facilitar uma classificação das teorias e simplificar a descrição do processo de formação da camada anodizada.

4.3.1 Teorias sobre a formação e morfologia da camada anodizada

Analisando as diversas tentativas de se explicar teoricamente o processo de anodização e buscando classificá-las pelo modo como explicam o mecanismo de anodização, podem ser diferenciados os seguintes grupos:

- teorias envolvendo um mecanismo “frontal”.
- teorias envolvendo um mecanismo “frontal” e partição da camada anodizada.
- teorias envolvendo um mecanismo “local” e partição da camada anodizada.

As *teorias do primeiro grupo* têm apenas valor histórico. Elas visam apenas uma explicação do mecanismo atuante no processo primário, isto é, a formação da camada de óxido sobre o anodo de alumínio. O óxido formado é considerado como um constituinte único do revestimento, produzido de modo contínuo sobre a superfície do anodo. A porosidade é considerada como resultante de um processo secundário relacionado com a ação de dissolução do eletrólito ou de uma influência do campo elétrico. O crescimento da camada anodizada é considerado “frontal”, o que significa que o processo ocorreria todo de uma vez apenas, em paralelo com a superfície do anodo. Uma melhor discussão das teorias incluídas neste grupo pode ser encontrada na referência⁽¹²⁾.

As *teorias do segundo grupo* apesar de não levarem em conta a microestrutura intrínseca e a complexidade da composição da camada anodizada, fazem tentativas de prever a natureza de partição do fenômeno. Teorias deste grupo assumem uma camada anodizada dividida em duas: uma fina, compacta e aderente ao metal constituída de óxido de alumínio ligeiramente hidratado e a outra mais espessa, “dúctil” e fortemente hidratada, como proposto por Setoh e Miyata⁽²⁹⁾. Não obstante não englobarem todos os fenômenos envolvidos, estas teorias foram úteis na resolução de problemas tecnológicos, tais como, desenvolver camadas anodizadas mais espessas e na aceleração de processos.

As *teorias do terceiro grupo* incluem opiniões mais recentes, baseadas em observações de microscopia eletrônica de transmissão e outras técnicas de microanálise mais modernas. Estas teorias assumem a partição microestrutural da camada anodizada, a complexidade da composição, uma estrutura celular e a dependência da microestrutura da camada anodizada em função microestrutura do substrato metálico.

Neste grupo destacam-se o modelo de Keller, Hunter e Robinson⁽³⁰⁾ e os estudos do grupo de pesquisadores da Universidade de Manchester⁽³¹⁻³⁷⁾, usando condições adequadas de eletrólito, com uma tensão elevada de formação da camada anodizada, possibilitaram a formação de camadas anodizadas com camadas de barreira e estruturas

porosas observáveis em detalhes em réplicas e microscopia de transmissão, os quais contribuíram definitivamente para um melhor compreensão da estrutura da camada anodizada. Não obstante um enfoque equivocado da questão dos poros, não deve ser esquecida a contribuição das teorias de precipitação coloidal, tais como o modelo de Murphy-Michelson⁽³⁸⁾.

Em resumo as teorias deste terceiro grupo, assumem a formação num primeiro estágio da chamada “camada de barreira”, seguido de um segundo estágio, com a formação por dissolução local de uma camada porosa de estrutura celular intrínseca. A formação e morfologia destas duas regiões da camada anodizada são discutidas a seguir.

4.3.2 Camada de barreira

A camada de barreira é formada inicialmente, em valores de tensão mais elevados. Sua espessura aumenta com o aumento da tensão e decresce com o aumento da capacidade de dissolução da camada anodizada pelo eletrólito. Nas anodizações em condições industriais, onde a capacidade de dissolução é bastante elevada, a camada de barreira é bem fina, da ordem de 0,05 μm , enquanto que nos eletrólitos de baixa dissolução, a camada de barreira engloba quase toda a camada anodizada.

A camada de barreira é não porosa e conduz eletricidade apenas nos pontos de menor espessura ou com irregularidades. Sua parte mais externa pode apresentar microporosidades e uma estrutura colunar. A espessura da camada de barreira é uma função da tensão aplicada. Uma espessura específica típica situa-se em cerca de 140 nm/V, na ausência de dissolução da camada pelo eletrólito. Nos processos industriais a espessura final desta camada de barreira dependerá principalmente do composição do substrato e do tipo de eletrólito empregado. A temperatura do eletrólito afeta a espessura da camada de barreira, uma vez que a taxa de dissolução secundária aumenta com a temperatura, já a tensão de anodização teria um efeito menos pronunciado na espessura da camada de barreira.

Vale ressaltar o efeito indireto da temperatura através da tensão e da densidade de corrente na espessura da camada de barreira. Um aumento na temperatura reduziria a tensão mínima na qual ocorre um aumento mais nítido da densidade de corrente.

4.3.3 Camada de anodizada com estrutura celular porosa.

A concepção atual da microestrutura e mecanismo de formação de uma camada de anodizada porosa e com estrutura celular fundamenta-se no trabalho clássico de Keller, Hunter e Robinson⁽³⁰⁾, os quais postulam uma camada anodizada portando uma espessa camada externa com poros finos, regulares, quase cilíndricos, de paredes paralelas e perpendiculares à superfície macroscópica do substrato, penetrando uma estrutura celular hexagonal densamente empacotada, separada do substrato metálico por uma fina camada de óxido de barreira, compacta e escalopada com células cujo tamanho são aproximadamente o dobro da espessura da camada de barreira (Figura 4.2) e que se mostraram proporcionais à tensão aplicada (Figura 4.3). Este estudo afirma que as dimensões dos poros independem da tensão de anodização e variavam em função do tipo e concentração do eletrólito.

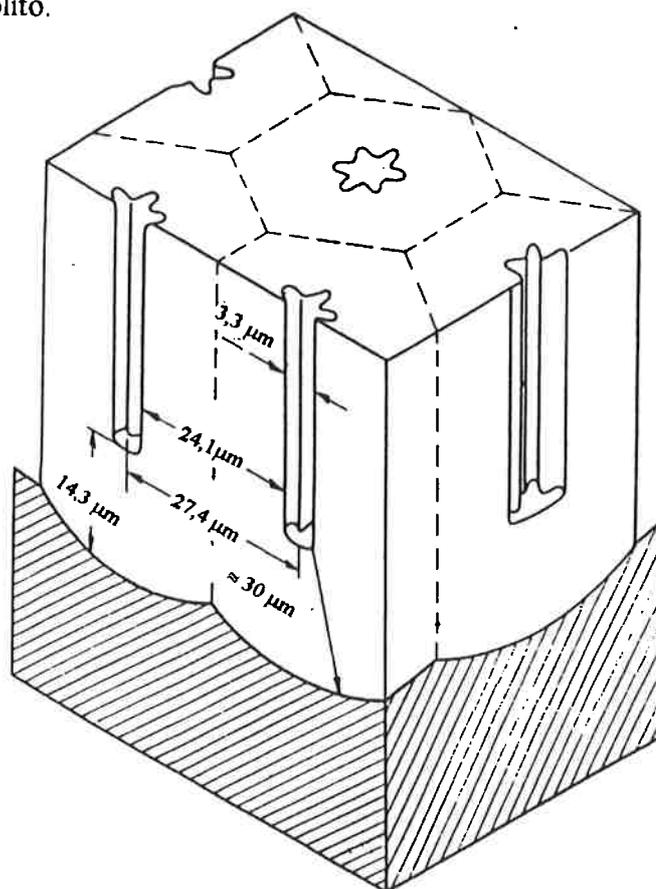


Figura 4.2 Modelo microestrutural de uma camada de anodizada com estrutura celular porosa, formada em um eletrólito com 4% de ácido fosfórico a 120 °C, mostrando as dimensões do poro, célula, parede celular, espessura e raio de curvatura da camada de barreira escalopada. Segundo Keller et alii⁽³⁰⁾.

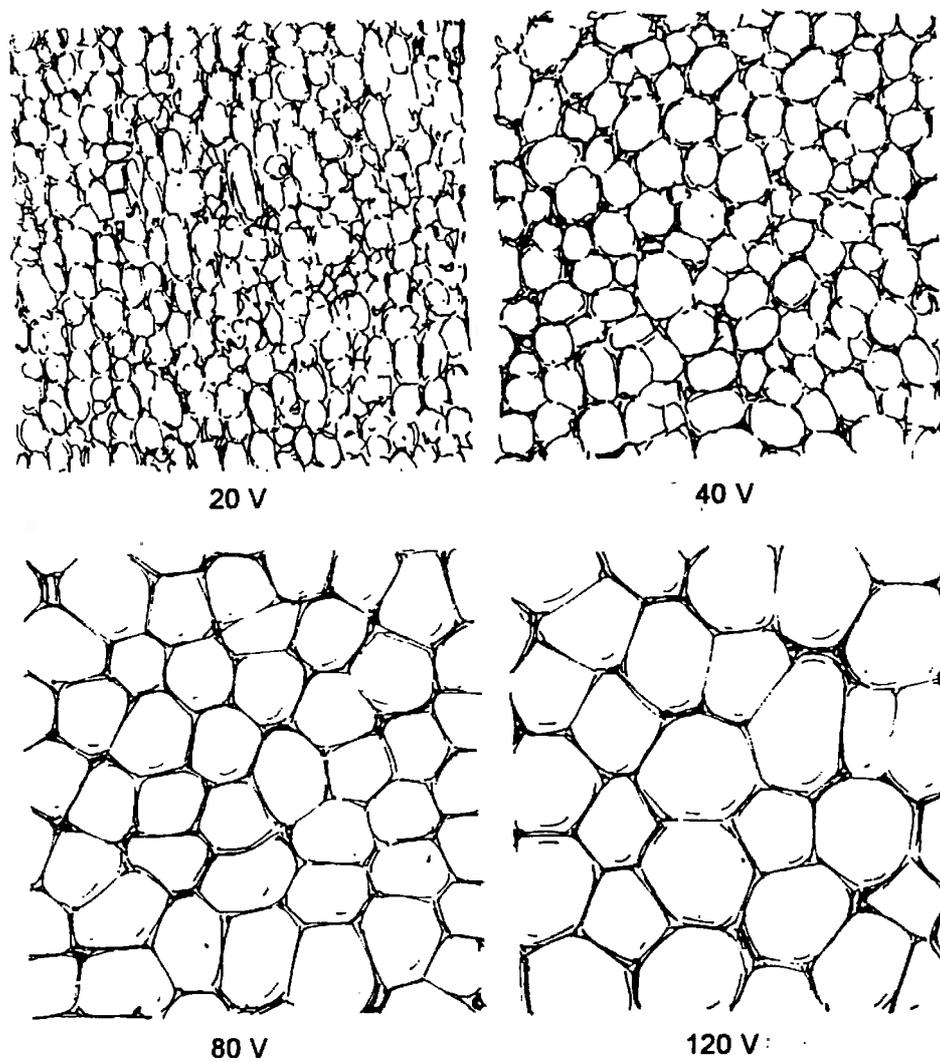


Figura 4.3 Morfologia esquematizada da estrutura celular porosa de uma camada anodizada, formada em um eletrólito com 4% de ácido fosfórico a 120 °C, para quatro níveis diferentes de tensão. Segundo Keller et alii⁽³⁰⁾.

Certos refinamento e críticas ao modelo de Keller et alii⁽³⁰⁾ apareceram subsequenteiramente. Hoar e Yahalom⁽³⁹⁾ indicaram ser desnecessário postular um eletrólito ácido aquecido e concentrado na base dos poros, pois as altas taxas de dissolução podiam ser explicadas também em termos de uma dissolução auxiliada pelo campo elétrico, sugerindo que, numa anodização em tensão constante, uma ação local dos prótons retardados pelo campo elétrico na camada de barreira poderia explicar o arranjo dos poros, mais satisfatoriamente do que um ataque ácido específico em centros celulares pré-existentes, mais ricos em alumina amorfa do que as regiões mais externas.

Trabalhos mais recentes⁽⁴⁰⁻⁴⁸⁾ também destacam a dissolução da camada óxida de barreira por um mecanismo ativado pelo campo elétrico e auxiliado pelos prótons (Figura 4.4). No modelo de Parkhutik e Shershulsky⁽⁴²⁾ a cinética de crescimento da camada anodizada porosa é detectada através de uma monitoração da tensão (regime galvanostático) e da corrente (regime potencioestático), acompanhada de estudos de microscopia eletrônica de transmissão. Estes estágios estão representados na Figura 4.5. No caso do regime potencioestático, em um estágio inicial da formação da camada anodizada, a intensidade de corrente começa decrescer e a tensão aumentar (estágio I), correspondendo a um espessamento da camada de barreira seguido de trilhas muito finas nas regiões externas da camada de barreira, até cair a um valor mínimo (estágio II), antes de uma efetiva formação de poros. A continuação do processo de anodização resulta na propagação de cada uma destas trilhas individualmente através da zona de óxido de barreira com seus topos se alargando (estágio III). Finalmente, uma estrutura porosa de regime permanente é formada por células cilíndricas densamente empacotadas, cada uma portando um poro no centro e separada do metal base por uma camada escalopada de óxido de barreira (estágio IV).

Apesar do consenso das evidências experimentais diretas da estrutura celular e das dimensões dos poros da camada anodizada, ainda não surgiu uma explicação razoável para o surgimento de uma distribuição espacial regular dos poros e de como ela relaciona-se com a tensão de anodização. Algumas teorias levam em conta detalhes dos arranjos iônicos na interface camada / eletrólito, baseados no fenômeno de recuperação no qual, quando uma tensão de anodização V_1 é reduzida bruscamente para um valor mais baixo V_2 , a corrente sofre uma redução e gastando um tempo alguns minutos, até voltar a um regime permanente característica desta segunda tensão⁽¹³⁾, (Figura 4.6).

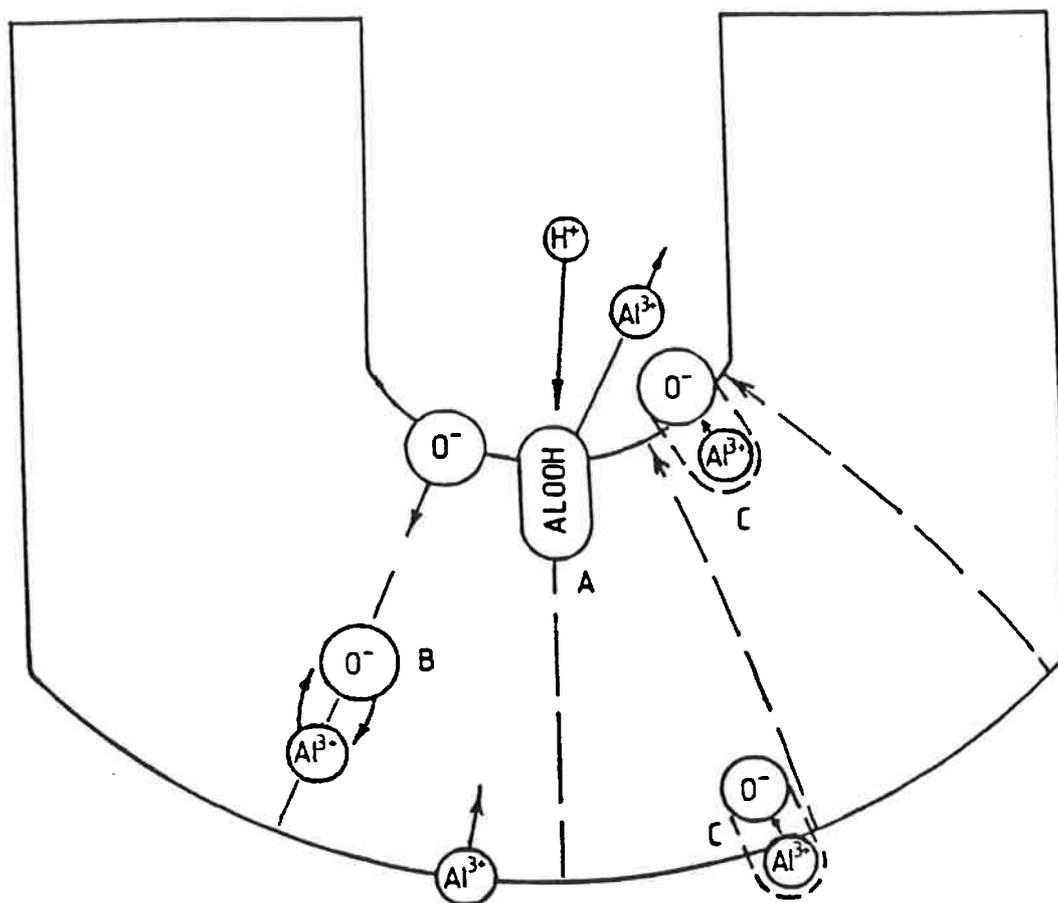


Figura 4.4 Processos básicos envolvidos no crescimento da camada anodizada porosa, segundo Parkhutik e Shershulsky⁽⁴²⁾.

- (a) dissolução do óxido de barreira por um mecanismo ativado pelo campo elétrico e auxiliado pelos prótons.
- (b) movimento dos ânions de oxigênio e dos cátions através da zona de óxido de barreira por um mecanismo estimulado pelo campo elétrico.
- (c) crescimento do óxido nas interfaces interna e externa do óxido como resultado da movimentação das espécies iônicas.

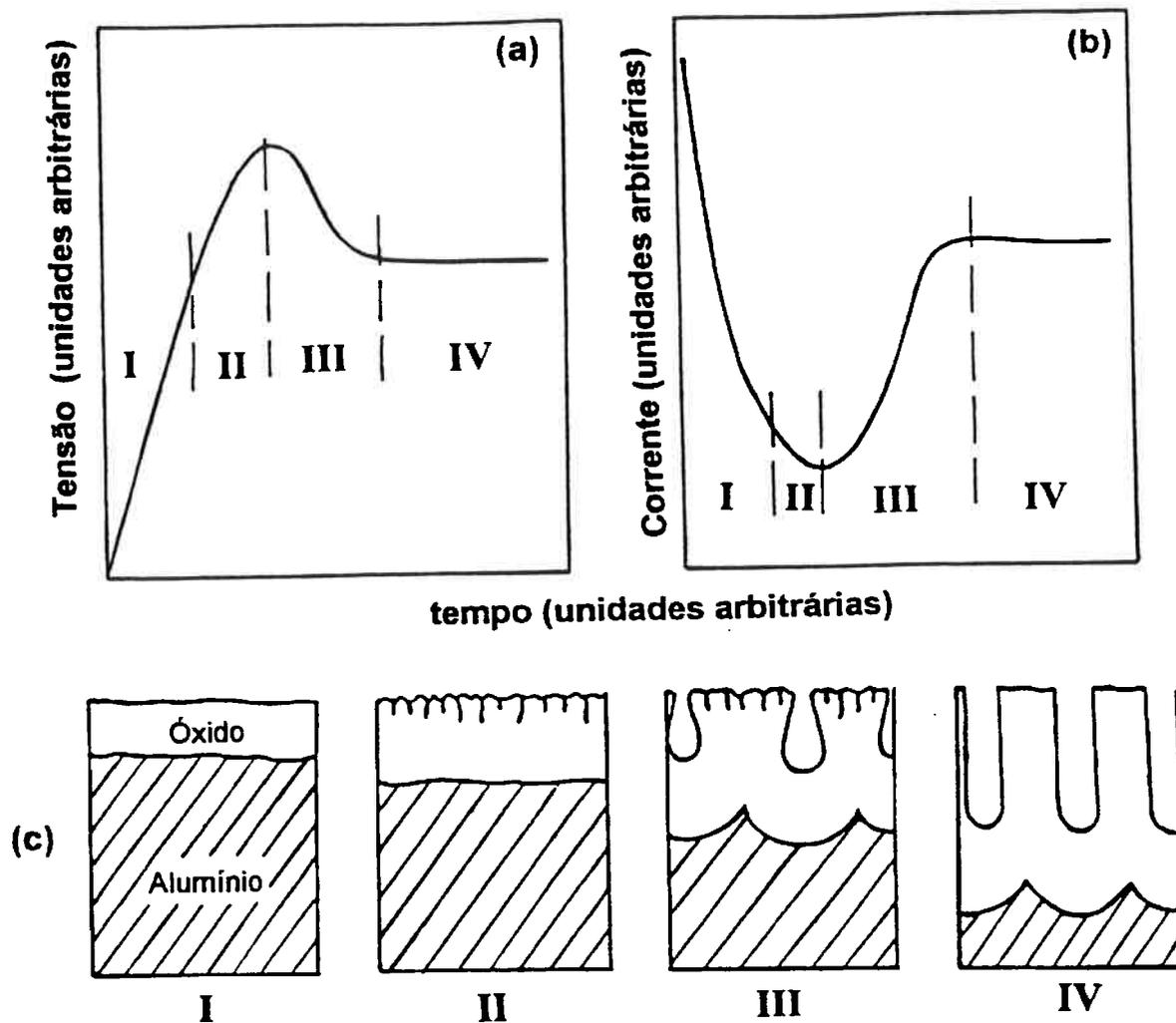


Figura 4.5 Diagrama esquemático da cinética de crescimento de uma camada óxida porosa sobre o alumínio, segundo Parkhutik e Shershulsky⁽⁴²⁾.

(a) regime galvanostático.

(b) regime potencioestático.

(c) estágios de desenvolvimento de uma estrutura porosa.

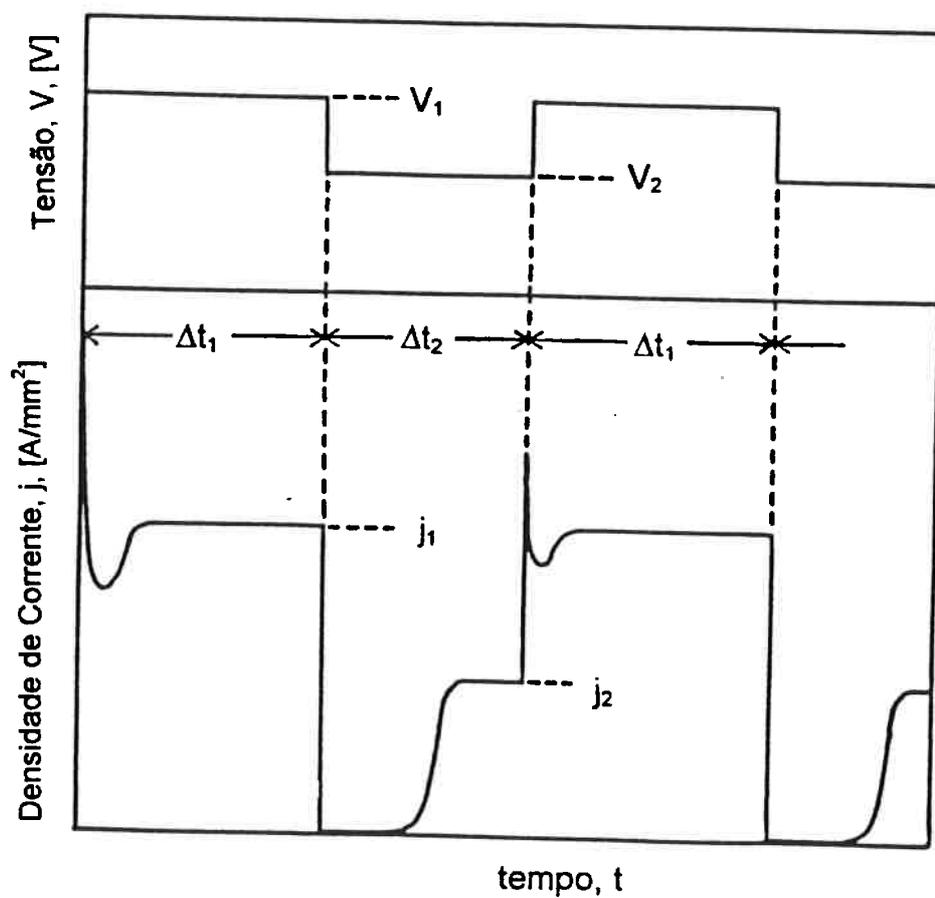


Figura 4.6 Fenômeno de recuperação da corrente em função da variação da tensão durante a anodização⁽¹³⁾.

Os efeitos da recuperação também foram estudados por Takahashi et alii⁽⁴⁹⁾. Exame das camadas anodizadas produzidas deste modo, usando observações diretas de secções ultramicrotomadas, mostraram como a estrutura dos poros mudava durante o período de recuperação (Figura 4.7). Isto é um exemplo de que, não obstante a notável regularidade dos poros já ser parte de um amplo consenso, alguns pesquisadores ainda registraram opiniões diversas e outras mudanças na microestrutura da camada anodizada.

Murphy e Michelson⁽³⁸⁾ atribuem um papel secundário aos poros, enfatizando a importância de regiões portadoras de ânions do ácido, arranjadas mais aleatoriamente, separando regiões cristalinas não hidratadas submicrométricas de óxidos, os quais determinavam a estrutura a condução da camada anodizada.

Uma hipótese de crescimento da camada anodizada ocorrendo em uma região transição entre a camada de barreira e a camada porosa aparece em trabalhos onde também foram observadas estruturas fibrosas na camada anodizada⁽¹²⁻¹³⁾. Nos trabalhos de Csókan⁽⁵⁰⁾ e de Ginsberg e Weffers⁽⁵¹⁾, a microestrutura da camada anodizada é descrita como contendo as fibras, imaginadas como cilindros ôcos de alumina contendo água e ânions do ácido.

Outro aspecto do mecanismo de crescimento da camada anodizada são os estudos da influência da topografia superficial do substrato, experimentos de anodização sobre superfícies escalopadas de dimensões controladas, mostra um espessamento inicial uniforme, seguido de espessamentos locais sobre os picos da superfície⁽⁴¹⁾, como mostrado na Figura 4.9. Efeitos semelhantes foram observados em substratos arranhados, com polimento mecânico ou ataque químico⁽³²⁾.

Um grande avanço no estudo da anodização, científico e tecnológico, foi o conhecimento detalhado da estrutura da parede da estrutura celular porosa da camada anodizada. Aspectos tais como o grau de ataque e dissolução na superfície da parede dos poros e a incorporação de ânions do eletrólito, tornam-se possíveis de serem estudados, através de novas técnicas de microanálise superficial atualmente disponíveis, tais como: espectrometria de massa de íons secundários (SIMS) e a análise de dispersão de energia de raios-X em microscópios analíticos de transmissão-varredura (STEM-EDAX). Estes aspectos são discutidos no próximo item.

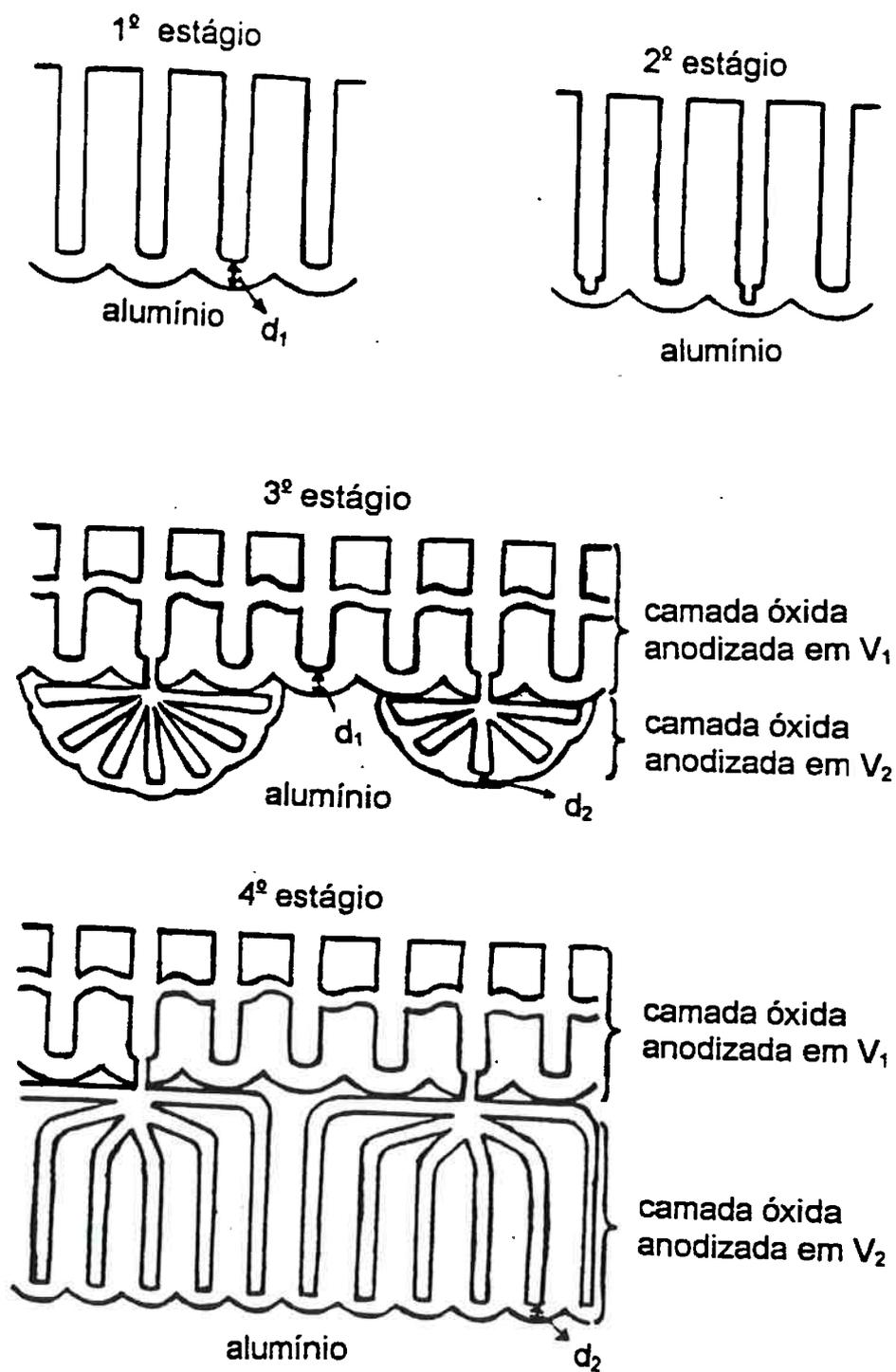


Figura 4.7 Modelo de mudança microestrutural de uma camada anodizada celular porosa durante o período de recuperação da corrente, em uma variação da tensão de anodização. Segundo Takahashi et alii⁽⁴⁹⁾.

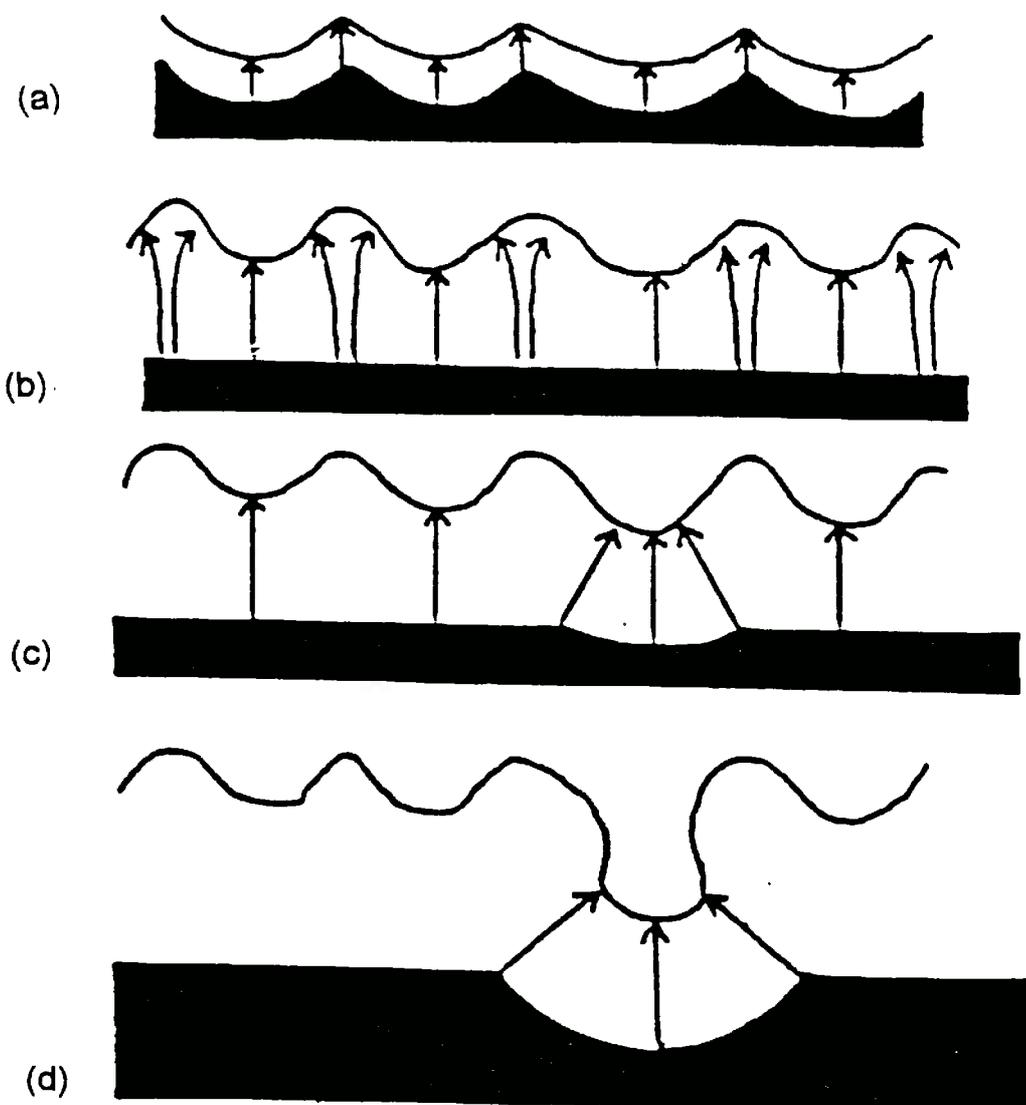


Figura 4.8 Ilustração esquematizada do crescimento não uniforme do filme óxido e distribuição de corrente durante a formação da camada de anodizada, Segundo Thompson e Wood⁽³⁶⁾.

4.4 Composição e estrutura da camada de oxidação anódica

A composição da camada anodizada depende do tipo e concentração do eletrólito e das condições operacionais do processo de anodização. Muitos autores são da opinião que a camada anodizada consiste de Al_2O_3 amorfa, não hidratada, com a estrutura $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\gamma$ ou $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\gamma'$, estes dois óxidos diferem no grau de orientação dos cátions na rede cristalina; a $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\gamma$ é uma forma de transição entre as duas formas de $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\alpha$ (*), enquanto $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\gamma'$ surge no aquecimento da $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\gamma\cdot\text{H}_2\text{O}$ até 650 °C.

Usando ensaios de difração de raios-X, alguns autores atribuem às camadas anodizadas em ácido oxálico ou bórico, uma estrutura de óxido cristalino $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\gamma$, enquanto as camadas anodizadas em ácido sulfúrico, fosfórico ou oxálico, teriam uma estrutura amorfa⁽¹²⁾. Alguns trabalhos registram que a anodização em tensões mais elevadas e maiores diluições do eletrólito favoreciam a formação de uma estrutura cristalina de $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\gamma$ ⁽¹³⁾, o mesmo ocorrendo em camadas anodizadas sob corrente alternada e em temperaturas mais elevadas⁽¹³⁻⁵²⁾. Trilliant et alii⁽⁵³⁾, usando difração de elétrons, descobriram que a região externa em camadas anodizadas em um eletrólito com 20% de H_2SO_4 era cristalina, consistindo de uma mistura de monohidrato e $\text{Al}_2\text{O}_3\text{-}\gamma$ e de monohidrato e uma forma de transição não classificada, enquanto as camadas mais internas eram amorfas. Destaque-se contudo que, sob a ação da umidade a camada óxida anódica amorfa transforma-se gradualmente em alumina monohidratada.

Parece existir atualmente uma grande concordância de que a proporção de óxido cristalino na camada anodizada aumente com a espessura do revestimento, enquanto que os efeitos de pre-tratamentos ainda não estão bem estabelecidos⁽⁵⁴⁾. Contudo, alguns estudos relacionados com a estrutura das camadas de anodização dura indicam a presença Al_2O_3 amorfa⁽⁵⁰⁾.

A camada anodizada pode incluir ânions do eletrólito adsorvidos ou quimicamente ligados. Níveis típicos de incorporação de íons na camada anodizada para diversos eletrólitos apresentados na literatura^(13,28) estão na faixa de: 0,1 a 0,7 % de cromato para ácido crômico, 2,4 % de oxalato para ácido oxálico, 7,6 % de fosfato para

(*) - uma revisão sobre a nomenclatura usada na denominação dos óxidos de alumínio pode ser encontrada na referência⁽⁵⁵⁾.

ácido fosfórico e 13 a 20 % para ácido sulfúrico. Contudo, a natureza e a distribuição dos ânions incorporados não apresenta-se tão certa. Treverton e Davies⁽⁵⁶⁾ descobriram, usando análise de espectrometria XPS, que tanto sulfatos quanto sulfetos estavam presentes nas camadas anodizadas em ácido sulfúrico sob corrente contínua e sob corrente alternada. A presença de sulfeto em camada anodizadas em ácido sulfúrico sob corrente alternada já é bem documentada⁽⁵⁸⁾, porém a presença de sulfetos em camadas anodizadas sob corrente contínua é novidade. Alguns trabalhos usam espectrometria de infra-vermelho para estudar a incorporação dos ânions, considerado-os como estando na forma de sulfatos⁽¹³⁾.

Enquanto que valores globais da incorporação de íons são relativamente fáceis de serem obtidos, a distribuição dos ânions é muito mais difícil de ser estabelecida. Considera-se que o material da célula consistiria de três regiões em termo de incorporação de íons. A primeira está na região da parede do poro, com concentração relativamente alta de ânions. Surge então uma região intermediária como uma incorporação de ânions ainda mais elevada e a região final na extremidade da célula, onde os ânions estão presente em níveis relativamente baixos. A extensão destas regiões pode variar com o eletrólito empregado⁽¹³⁾.

A primeira indicação de variações de concentração de íons na parede das células, do que denomina-se atualmente bandas de contorno das células, aparece nos trabalhos de Thompson et alii⁽³⁵⁻³⁸⁾, segundo eles, as bandas aumentariam nesta ordem:

ácido crômico > ácido fosfórico > ácido oxálico > ácido sulfúrico

Uma representação esquemática das estruturas dos poros e células mostrando as regiões de alumina pura e as regiões contaminadas com íons, como sugerido por Thompson e Wood⁽³⁶⁾, é mostrada na figura 4.9.

Thompson et alii⁽³⁵⁻³⁷⁾ sugerem a existência de uma transição do material sólido para gelatinoso ao se deslocar da parede da célula em direção à superfície da parede dos poros, e que o ânion do ácido estabiliza as partículas coloidais carregadas negativamente, que são mantidas em solução sob a influência da incorporação dos ânions do ácido e do pH baixo do meio. Sob a influência do campo são depositados na camada de alumina relativamente pura para gerarem uma camada externa de microscristalitos finos.

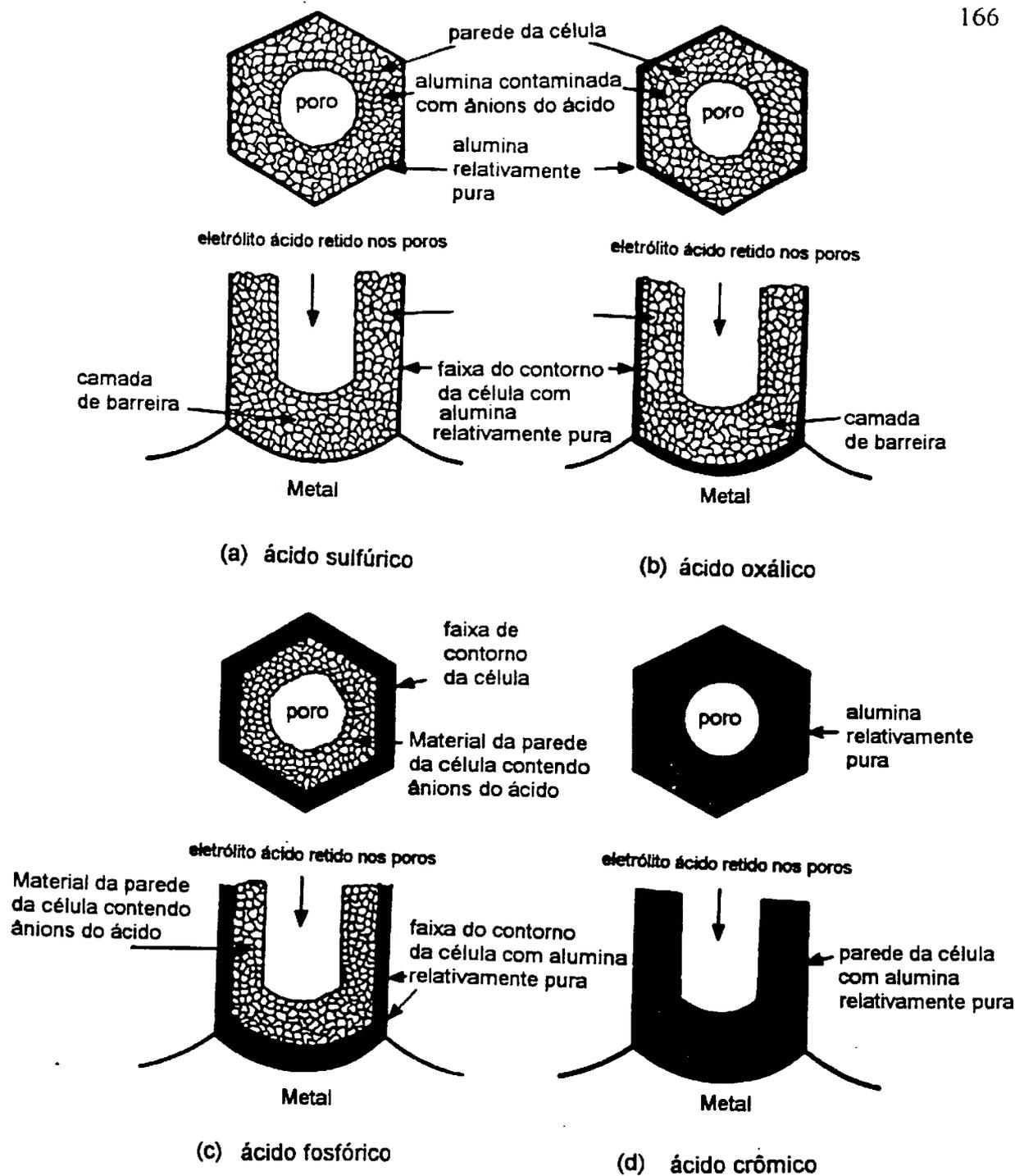


Figura 4.9 Cortes esquemáticos mostrando o poro, adjacências da unidade celular e os limites de incorporação de ânions nas camadas anodizadas dos principais eletrólitos ácidos usados na anodização do alumínio⁽³⁶⁾.

- (a) ácido sulfúrico.
- (b) ácido oxálico.
- (c) ácido fosfórico.
- (d) ácido crômico

Enquanto esta situação estiver ligeiramente estável na estrutura da parede dos poros, a camada pura deve transformar-se num material de forma gelatinosa, portando os ânions, na região da camada de barreira da camada anodizada. Estes estudos mostram também que as intensidades do campo através das regiões da camada de barreira da camada anodizada nos quatro tipos de eletrólito, e as taxas de formação de uma camada anodizada típica aumentam nesta ordem:

ácido sulfúrico > ácido oxálico > ácido fosfórico > ácido crômico

ou seja, a ordem observada de aumento da espessura das bandas de contorno de células (figura 4.9). Estes autores, consideram que a formação da camada óxida anódica de estrutura celular porosa está relacionada com a distribuição dos ânions do eletrólito ácido dentro da camada de barreira e com a intensidade efetiva do campo elétrico através das regiões de alumina relativamente pura.

Outro aspecto da formação da camada anodizada porosa de grande significado prático é o grau de ataque e dissolução que ocorre nas superfícies das paredes dos poros, que ao causar afilamentos da parede dos poros⁽⁵⁸⁾ e eventual quebra da estrutura da camada anodizada, acaba estabelecendo uma espessura limite da camada anodizada para qualquer arranjo particular de condições operacionais de anodização. Neste caso, uma vez mais, o grau de incorporação de íons influencia bastante a dissolução. Este efeito é representado esquematicamente na figura 4.10.

Destacam-se três estágios para o mecanismo de ataque na superfície da parede dos poros de uma camadas anodizada celular porosa e altamente contaminada com ânions do eletrólito ácido⁽¹³⁾.

- o eletrólito ataca o material da parede do poro através da dissolução da matriz intercrystalina hidratada entre os microcristalitos de alumina- γ .
- o dano máximo ocorre nas regiões em que o material da parede do poro está em contato direto com o eletrólito. Zonas de dissolução, onde a matriz intercrystalina é dissolvida e os grãos cristalinos desagregados removidos da estrutura, são movimentadas continuamente conforme procede-se a dissolução, resultando em um aumento do diâmetro dos poros e na porosidade da camada anodizada.

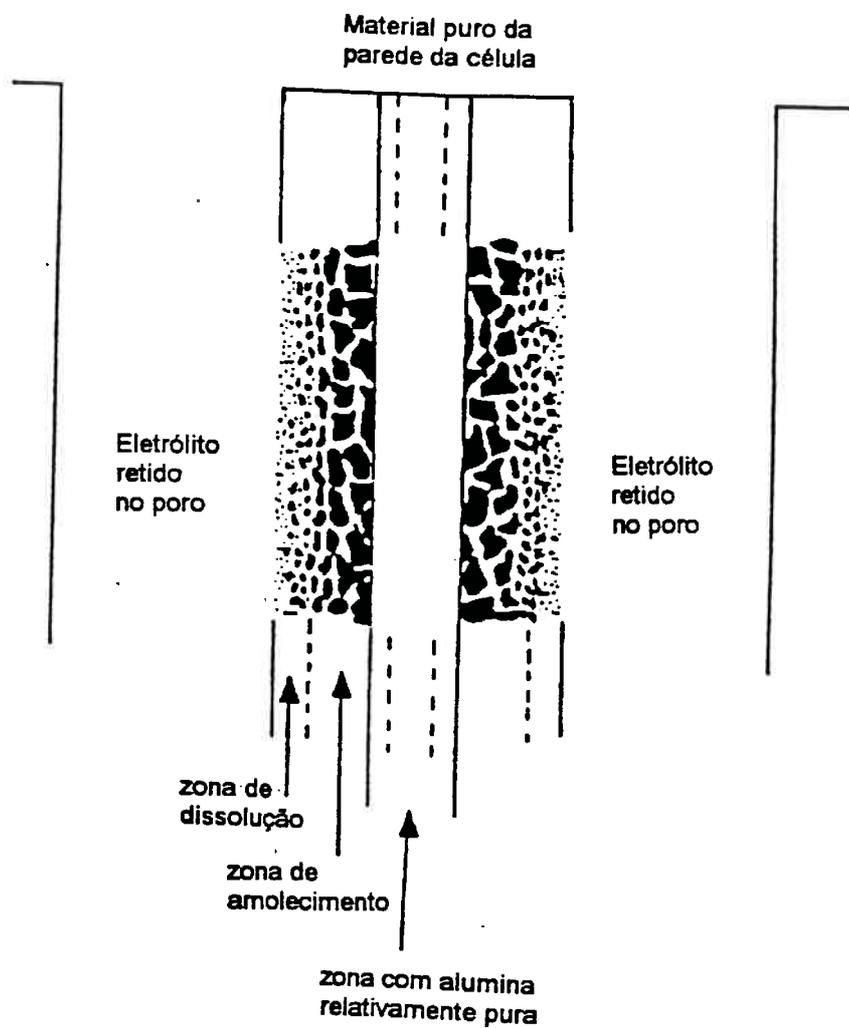


Figura 4.10 Ilustração esquematizada do efeito da dissolução química na estrutura da parede dos poros e material adjacente da unidade celular⁽²²⁾.

- Durante o processo de dissolução, o eletrólito penetra no material da parede do poro além da zona de dissolução, entrando e dissolvendo as regiões intercristalinas, ou sendo filtrado através das descontinuidades ou falhas na camada anodizada. Esta dissolução interna produz microporos que permeiam o material da parede dos poros e promove microporosidades e amolecimento na camada anodizada.

A extensão deste ataque dependerá do eletrólito e das condições de anodização. Eletrólitos mais agressivos, como os de ácido sulfúrico favorecem o ataque da camada anodizada, com baixas taxas de formação da camada anodizada (densidade de corrente muito baixas), concentrações elevadas e temperaturas mais elevadas do eletrólito.

Tanto a espessura quanto a porosidade variam com a velocidade de dissolução e a taxa de crescimento da camada anodizada, as quais dependerão das condições operacionais, tensão, temperatura e densidade de corrente, tipo e concentração do eletrólito. Estudos mais recente tentam generalizar que a espessura da camada de barreira, o tamanho das unidades celulares, o diâmetro dos poros e o número de poros dependeriam apenas da tensão de anodização, sendo independentes da temperatura e concentração do eletrólito.

Um aumento dos valores da tensão de anodização, ao aumentarem a espessura da camada de barreira, o tamanho das unidades celulares e diâmetro dos poros, acabam diminuindo o número de poros. Pelo que a porosidade, tomada como a razão entre o volume dos poros e o volume aparente da camada anodizada, diminui com o aumento da tensão de anodização.

4.5 Propriedades da camada anodizada

As propriedades da camada anodizada podem variar dentro de uma ampla faixa, dependendo do modo de formação, composição e estrutura do metal base e tipo de pós-tratamento. As várias possibilidades de se variar as propriedades da camada anodizada estão resumidas na tabela 4.2.

Tabela 4.2 Possibilidades de modificação das propriedades de camadas anodizadas⁽¹²⁾

Propriedade	Modificações possíveis	Fatores que afetam as possibilidades de modificação	Aplicação	observações
Transparência	- transparente - pouco ou muito fosco - opaco	<i>Metal base:</i> composição, método de produção e condição. <i>Eletrolito:</i> composição <i>Pós-tratamentos:</i> pigmentação, coloração e selagem.	propósitos decorativos: transparente- para obter uma aparência metálica opaco brilhante- simular esmaltado ou porcelana	Em eletrólitos de H ₂ SO ₄ (CC) são a maioria das camadas, transparentes; um maior teor metais de liga resulta em camadas foscas. Pigmentos de TiO ₂ e ZnO dão um aspecto leitoso, camadas opacas podem ser obtidas adicionando ingredientes apropriados às soluções de pós-tratamento.
Coloração	- incolor - efeito metálico - multicolor - branco, opaco - preto	<i>Metal base:</i> composição e condição. <i>Eletrolito:</i> composição <i>Pós-tratamento:</i> pigmentos e coloração em soluções adequadas	propósitos decorativos; resistente a luz - principalmente pigmentos inorgânicos, cores branco preto ou metálicas)	são obtidos em eletrólitos de ácido oxálico camadas de amarelo a castanho; Pigmentos de TiO ₂ e ZnO conferem uma coloração cinzenta; a cor intrínseca da camada depende bastante da composição do metal; Mn, Fe e Si produzem uma coloração cinza ou castanho.
Reflexão de luz	muito alta com todos estados intermediários possíveis até a difusão.	<i>Metal base:</i> composição método de produção e condição. <i>Preparação superficial:</i> polimento mecânico e anódico, escovagem, decapagem, jateamento com areia, retífica. <i>Tempo de anodização</i>	propósitos decorativos; revestimentos brilhantes ou difusos para superfície refletiva	Quando deseja-se um acabamento brilhante o metal base não deve conter Fe; os melhores resultados são obtidos com alumínio 99,99%; O polimento eletrolítico dá melhores resultados que o mecânico; acabamento fosco sobre superfícies atacadas, jateadas ou escovadas.
Emissão de luz	- de fraca a muito forte ('corpo negro')	<i>Metal base:</i> composição, método de produção e condição. <i>Preparação superficial:</i> brilhante ou fósca <i>Espessura anodizada</i> <i>Pós-tratamento:</i> coloração	como trocadores de calor, radiadores ou como proteção contra radiação térmica forte.	A emissividade do Al pode aumentar pela anodização para até 80% daquela obtida em um corpo negro.

Tabela 4.2 Possibilidades de modificação das propriedades da camada anodizada (cont...)

Propriedade	Modificações possíveis	Fatores que afetam as possibilidades de modificação	Aplicação	observações
Espessura	- comercialmente: 4 a 250 μm - laboratório até 600 μm	<i>Metal base:</i> composição, método de produção e condição. <i>Tempo de anodização</i> <i>Eletrólito:</i> composição e temperatura <i>Corrente elétrica:</i> CC ou CA ou CA superposta sobre CC <i>Densidade de corrente</i>	proteção de superfícies brilhantes contra o fosqueamento; prevenção da corrosão, isolamento elétrico, acabamentos resistentes ao desgaste (anodização dura)	-eletrólitos de H_2SO_4 máx. 30 μm ; -ácido oxálico: máx 100 μm -na anodização dura em eletrólitos de H_2SO_4 até 250 μm . A estabilidade dimensional para camada convencional é de cerca de + 10 μm , em casos especiais até + 2 μm
Dureza e elasticidade	-frágil e muito dura (7 a 8 na escala de Mohs) -menos dura e com alguma elasticidade.	<i>Metal base:</i> composição, método de produção e condição. <i>Tempo de anodização</i> <i>Eletrólito:</i> composição e temperatura <i>Corrente elétrica:</i> CC ou CA. <i>Densidade de corrente</i>	Revestimento duro anti corrosivo (500 a 530 HV) aumentando a resistência ao desgaste de peças deslizantes. Revestimento menos duro e mais flexível para fios de bobina	A dureza refere-se à camada propriamente dita e não ao metal de base; propicia alta resistência ao riscamento; a camada anodizada está sujeita a micro trincas superficiais.
Micro porosidade	- camada celular porosa com muita absorção. - camada compacta de barreira, sem poros.	<i>Metal base:</i> composição, método de produção e condição. <i>Eletrólito:</i> composição e temperatura <i>Densidade de corrente</i> <i>Pós-tratamento:</i> selagem	Revestimentos de alta absorção para placas sensíveis à luz e como substrato para laca e lubrificantes; Revestimentos para fins gerais, não poroso, vítreo, de proteção anti corrosão e isolamento elétrico.	Estes revestimentos são usados para fins especiais uma vez que os poros abertos não protegem o metal base contra um meio corrosivo
Potencial de descarga dielétrica	- 100 - 350 V para camadas anodizada comuns. - até 2000 V em camadas especiais.	<i>Metal base:</i> composição, método de produção e condição. <i>Eletrólito:</i> composição e temperatura <i>Pós-tratamento:</i> selagem	Revestimentos finos e flexíveis em fios de bobinas motores elétricos e de transformadores. Revestimentos de maior espessura para bobinas com requisitos de maior isolamento térmico.	Por conta da flexibilidade necessária da camada anodizada dos fios de bobinas, elas não podem ter resistência de ruptura dielétrica muito alta, sinal de fragilidade e dureza, e dificuldades à deformação.

Complementando as informações da tabela 4.2, podem ser feitas ainda as seguintes observações sobre as propriedades da camada de anodizada:

- **densidade:** a densidade do óxido de alumínio, na forma de corundum natural é de $3,97 \text{ Mg/m}^3$. As camadas anodizada produzidas nos eletrólitos ácidos mais comuns têm densidades aparentes que variam com o tempo de anodização, liga anodizada e os outros fatores de influência sobre a porosidade já discutidos nos itens anteriores. Nos estágios iniciais da anodização de alumínio de elevada pureza a 20°C , chega próximo a $2,6 \text{ Mg/m}^3$, caindo monotonicamente até cerca de $2,44 \text{ Mg/m}^3$ após uma hora de anodização, Estes valores podem ser ligeiramente maiores ou menores dependendo da liga de alumínio anodizada, nunca atingindo a densidade téorica do corundum.
- **espessura:** A composição da liga a ser anodizada têm um efeito significativo sobre a qualidade e espessura da camada de oxidação anódica, como demonstra o estudo das espessuras de revestimentos obtido por anodização em ácido sulfúrico mostrado na Figura 4.11. Diversas normas técnicas cuidam da questão da avaliação da espessura da camada de oxidação anódica, dentre estas: as normas NBR 12610, ASTM B-244 e ISO 2360, pelos métodos de corrente parasita e as normas NBR-12611, ASTM B-487 e ISO 1463, por métodos metalográficos. O assunto é tratado também nas normas MIL-A.8625C, ASTM B-580 e MIL-S-5002C.
- **dureza:** a dureza da camada anodizada depende bastante dos parâmetros operacionais e da composição do eletrólito. O óxido de alumínio por si mesmo já é um dos materiais mais duros conhecidos ($\approx 2000 \text{ HV}$), porém a dureza da camada anodizada porosa é bem menor, ficando numa faixa de 100 a $300 \text{ HV}_{0,5/30}$, dependendo da espessura do revestimento e das condições de formação, podendo chegar até 1200 HV a na anodização dura. Os valores de microdureza de seções transversais da camada anodizada são difíceis de serem relacionados com o desempenho da camada anodizada na prática; a dureza varia ao longo da espessura da camada, sendo influenciada pela carga de indentação e dureza do metal base. Uma discussão sobre avaliação de dureza em revestimentos pode ser vista no trabalho de Engel et alli⁽⁵⁹⁾.

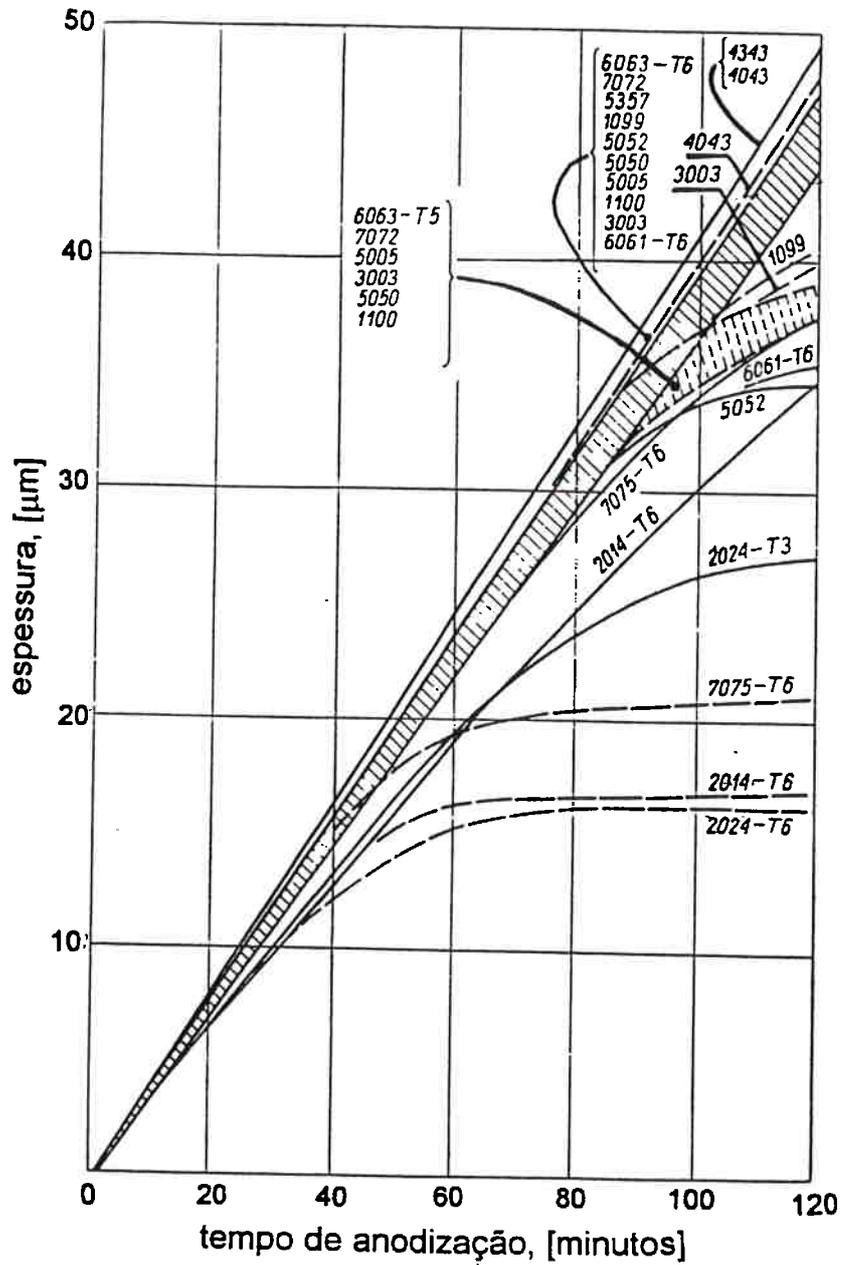


Figura 4.11 Espessuras da camada anodizada sobre diferentes ligas de alumínio, anodizadas em um eletrólito de 15% de H_2SO_4 sob $1,2 A/dm^2$ e tempos de 0 a 120 minutos; linhas cheias para $20\text{ }^\circ C$ e linhas tracejadas para $25\text{ }^\circ C$ ⁽¹³⁾.

tratamento mais completo considerando uma interpretação da microdureza de um revestimento como um composto pode ser encontrada na referência⁽⁵⁹⁾

- **Resistência ao desgaste:** privilegia-se as camadas mais espessas e de maior dureza, porém a resistência ao desgaste é uma propriedade sistêmica, e não depende apenas da dureza da camada anodizada. Vários métodos de ensaio partem de comparações empíricas da resistência ao desgaste geral, à abrasão ou à erosão. Mede-se o tempo ou número de ciclos, até a penetração da revestimento por um material abrasivo aplicado sob pressão controlada, ou técnicas com abrasivos impingentes⁽⁶⁰⁾. A resistência à abrasão parece variar linearmente com a densidade aparente do camada anodizada⁽¹³⁾. Parâmetros de anodização que aumentem a densidade da camada anodizada em geral aumentam a resistência à abrasão.
- **Propriedades mecânicas:** As medições do módulo de elasticidade do camada anodizada não têm sido bem sucedidas; os poucos resultados significativos foram obtidos com revestimentos finos de camada de barreira⁽²⁶⁾. Algumas estimativas do módulo de elasticidade da camada anodizada o situam entre 350 e 520 GPa⁽⁶¹⁾. A resistência à tração de ligas de alumínio anodizadas com revestimentos com espessuras da ordem de 25 μm ou menos sofrem apenas uma ligeira redução, já revestimentos mais espessos induzem perdas moderadas no limite de resistência à tração⁽⁶³⁾. O efeito do aumento da espessura da camada anodizada pode reduzir a ductilidade. Atualmente são pesquisados novos processos de anodização que permitam camadas anodizada mais dúcteis, e uma maior deformação da peça⁽¹¹⁾. Para propósitos práticos é mais comum o interesse na capacidade de dobramento, flexão e aderência da camada de oxidação anódica. Como a camada anodizada, cresce a partir do metal base, ela adere tão firmemente ao substrato que não é possível separá-la por meios mecânicos, alguns ensaios vão basear-se numa inspeção visual do aparecimento de trincas numa amostra anodizada dobrada em torno de um mandril com raio decrescente.

- **Tensões internas:** técnicas de medição das tensões internas das camadas anodizada requerem uma grande habilidade e são controversas⁽⁶³⁻⁶⁵⁾. Fica claro que podem ter características completamente diferentes conforme os diversos tipos de camadas anodizadas. Alguns estudos descobriram camadas de barreira sob estado de tração, enquanto que filmes muito finos estavam sob compressão⁽²²⁾. Por outro lado, camadas anodizadas de estrutura celular porosa produzidas em eletrólitos ácidos estavam sob tensões de compressão na medida em que se aumentava a espessura do revestimento. Densidade de corrente mais elevadas durante a formação da camada anodizada estão sob tensões de compressão, enquanto que as de maior espessura estão sob tração.
- **Dilatação térmica:** um coeficiente de dilatação térmica linear de camadas anodizada típico está na faixa de $5 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$, cerca de um quinto do valor para o alumínio puro, de aproximadamente $23 \cdot 10^{-6} \text{ }^\circ\text{C}^{-1}$, dentro da faixa de temperatura ambiente⁽²⁶⁾. Esta diferença justifica a suscetibilidade da camada anodizada a microtrincamentos quando exposta a variações de temperatura⁽⁶⁵⁾.
- **Resistência à fadiga:** Em geral, revestimentos anodizada de pequena espessura já causam uma perda significativa na resistência à fadiga do alumínio e suas ligas. A maioria dos dados estão relacionados com ligas de alta resistência das séries: 2000, 5000 e 7000. As camadas anodizadas produzidas por anodizações sulfúrica ou crômica, com espessuras menores que $5 \text{ } \mu\text{m}$ tem pouco ou nenhum efeito sobre a resistência a fadiga em 10^8 ciclos. Espessuras maiores diminuem a resistência à fadiga. Uma queda marcante, de cerca de 20 % ocorre para camadas de anodização crômica de $10 \text{ } \mu\text{m}$ não seladas. Contudo, camadas de anodização sulfúrica não seladas perdem apenas cerca de 5 % com $25 \text{ } \mu\text{m}$ de espessura. Perdas ainda maiores são induzidas pela selagem do revestimento em água; camadas de anodização sulfúrica de $25 \text{ } \mu\text{m}$ seladas induzem a perdas de 35 % na resistência à fadiga a 10^8 ciclos. O efeito dos revestimentos de anodização dura, mais espessos, são ainda maiores. Camadas de 25 até $125 \text{ } \mu\text{m}$ de alguns processos de anodização dura reduzem a tensão de falha sob fadiga em 10^7 ciclos em mais de 50 %⁽²⁶⁻¹³⁾.

4.6 Influência da composição do metal nas propriedades da camada anodizada

A composição da liga a ser anodizada além de alterar significativamente a espessura da camada produzida (Figura 4.11), entre outros efeitos, ao afetar a tensão de anodização acaba influenciando a microestrutura e propriedades da camada anodizada^(61,66-77). A Figura 4.12 destaca como exemplo a influência do cobre e do magnésio na microestrutura da camada anodizada, vendo-se que após a anodização das ligas de alumínio-cobre as regiões de Cu_2Al precipitado no contorno de grão passam a contar com contornos de grão com cobre solubilizado; já, nas ligas de alumínio-magnésio as regiões com precipitados de Al_3Mg_2 ou Al_5Mg_8 no contorno de grão, após a anodização passam conter outros compostos de magnésio.

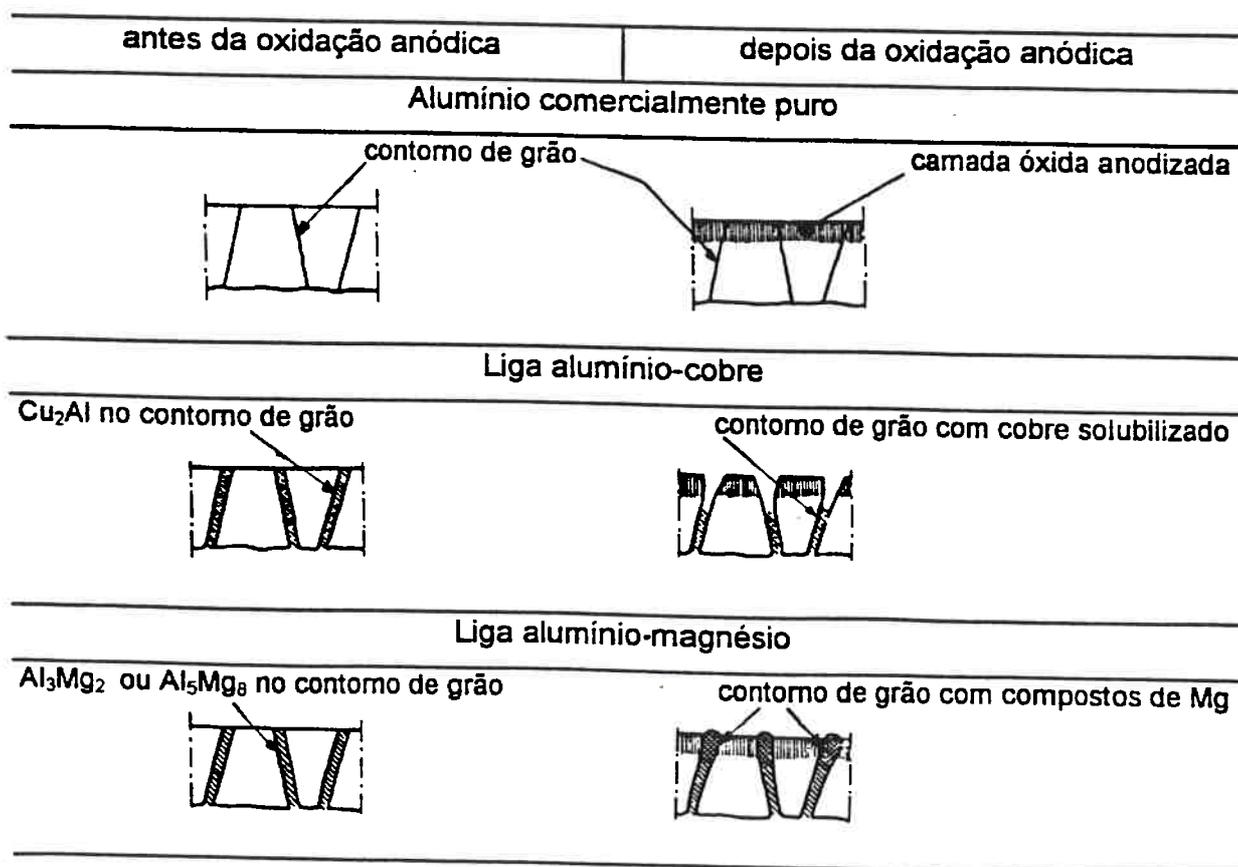


Figura 4.12 Influência do cobre e do magnésio elementos de liga na microestrutura da camada anodizada de ligas de alumínio⁽⁶¹⁾.

4.7 Processos de anodização do alumínio

Dentre os diversos eletrólitos encontrados na literatura, muito pouco são de importância industrial. Da lista dos processos mais conhecidos colocada na Tabela 4.3, podem ser destacados três principais tipos de processos de anodização⁽⁷³⁻⁷⁷⁾: *crômico*, no qual o agente ativo é o ácido crômico; *sulfúrico*, no qual o agente ativo é ácido sulfúrico e *anodização dura*, que usam ácido sulfúrico apenas ou com aditivos.

Na lista dos processos mais conhecidos da Tabela 4.3, deve ser lembrado que as condições operacionais variam dentro de uma faixa ampla, e que os valores são de procedimentos padrões normalmente em uso para alumínio de pureza comercial. Dados mais completos sobre os parâmetros e condições operacionais de todos os possíveis processos de anodização e sua adequação às diferentes ligas de alumínio possíveis de serem anodizadas bem como de pós-tratamentos de coloração por pigmentação e a selagem, fogem do escopo desta tese, podendo ser encontrado nas referências⁽⁷³⁻⁷⁷⁾.

O primeiro processo de anodização a ser introduzido, e ainda muito usado, foi a anodização crômica de Bengough-Stuart desenvolvido em 1923 para a proteção de hidroaviões feitos de duralumínio. Atualmente, a anodização crômica emprega uma solução com maior concentração de ácido crômico operando numa tensão constante.

Os processos de anodização de maior uso atualmente são os que usam ácido sulfúrico, cuja primeira patente, inglesa, data de 1927. A ampla gama de condições operacionais dá uma grande versatilidade ao processo, um dos mais baratos. A tabela 4.4 mostra alguns processos de dura, dentre estes destaca-se a processo Martin, com camadas anodizada relativamente densas e bem mais resistentes ao desgaste e à abrasão do que as camadas anodizada dos processos convencionais.

Processos de ácido oxálico, mostrados na tabela 4.3, apesar de produzirem camadas espessas e duras, a porosidade da camadas produzidas levam à fragilidade e pouca flexibilidade. seu custo elevado, quase o dobro do processo sulfúrico e cerca de 50 % mais caro que o processo crômico.

Os processos de anodização em eletrólitos de ácido fosfórico, usados como tratamento preliminar para a obtenção de camadas de eletrodeposição aderentes sobre o alumínio, vêm sendo substituídos por tratamentos de superfícies por conversão química.

Tabela 4.3 Processos de anodização

Processo	Eletrólito [% em peso]	T [°C]	tempo [min]	Tensão [Volts]	Densidade de corrente [A/dm ²]	Espessura [µm]	Aparência	Observações
Ácido sulfúrico	ácido sulfúrico 10%	18	15-30	14-18	1-2	5-17	incolores transparentes	Duro, impróprio para coloração.
	água 90%							
Alumilite	ácido sulfúrico 15%	21	10-60	12-16	1,3	4-23	incolores transparentes	Boa proteção contra corrosão
	água 85%							
Oxidal	ácido sulfúrico 20%	18	30	12-16	1-2	15-20	incolores transparentes	Boa proteção contra corrosão, coloração dourada e varicor
	água 80%							
Anodal e Anoxal	ácido sulfúrico 20%	18	50	12-16	1-2	20-30	incolores transparentes	Para coloração em tons escuros, brnze e preto.
	água 80%							
Bengough-Stuart (original)	ácido crômico 3%	40	60	0-50	0,3	5	incolores até castanho escuro	Boa resistência química, resistência à abrasão ruim, indicado para peças com cavidades estreitas, já que o eletrolito residual não é prejudicial.
	água 97%							
Ácido crômico (comercial)	ácido crômico 5-10%	40	30-60	0 até uma tensão limite, controlada pela corrente elétrica	0,5-1,0	4-7	cinzas a iridescente	Boa resistência química, resistência à abrasão ruim, indicado para peças com cavidades estreitas, já que o eletrolito residual não é prejudicial.
	água 95-90%							

Tabela 5.3 (cont...) Processos de anodização

Processo	Eletrólito [% em peso]	T [°C]	tempo [minutos]	Tensão [Volts]	Densidade de corrente [A/dm ²]	Espessura [µm]	Aparência	Observações
Eloxal GX	ácido oxálico..2-10 % água.....98-90 %	20-80	30-80	20-80	0,5-30	5-60	incolor até castanho escuro	Filmes duros, resistente à abrasão, alguns com auto coloração, dependendo da liga, 4410-1710 N/mm sob tração
Oxal GX	ácido oxálico..2-10 % água.....98-90 %	20-22	10-240	60	1,5	10-20 (30 min) 30-40 (50 min)	incolor até castanho escuro	Filmes duros, resistente à abrasão, alguns com auto coloração, dependendo da liga,
Ematal	ácido oxálico....1,2 % sal de titânio.....40 g ácido cítrico....1 g ácido bórico.....8 g água.....4 l	50-70	30-40	120	3	12-17	não transparente, cinza opaco tipo esmaltado	filme do tipo duro e denso dotado de extrema resistência à abrasão.

Tabela 4.4 Processos e condições operacionais de anodização dura

Processo	Eletrólito [% em peso]	T [°C]	tempo [min]	Tensão [Volts]	corrente [A/dm ²]	Espessura [µm]	Aparência	Observações
Martin (MHC)	ácido sulfúrico.. 15 % água.....85 %	- 4 a-0	80	20 - 75	2,7	50	cinza claro a escuro ou bronze	camada bastante dura e resistente à ao desgaste.
Alumilite 225 e 226	ácido sulfúrico..12 % ácido oxálico..... 1 % água.....87 %	10	20 - 40	10 - 75	28	25 - 50	cinza claro a escuro ou bronze	camada bastante dura e resistente à ao desgaste. Permite temperaturas de operação maior que a do processo MIIC.
Alcanodox	ácido oxálico --- em água	2 - 20	(a)	(a)	(a)	20-35	dourado a bronze	---
Hardas	ácido oxálico 6 % em água..... 94 %	4	(a)	60 V (CC) + CA superposta	2,0	---	amarelo claro a marron	---
Sanford	ácido sulfúrico com aditivos orgânicos	---	0-15	15-150 V (CC)	1,2 - 1,5	---	cinza claro a escuro ou bronze	---
Kalcolor	ác. sulfosalicílico..7-15% ácido sulfúrico...0,3 - 4 % água restante	18-24	--	---	1,5 - 4	15 -35	amarelo claro passando a marron ou preto	processo de auto-coloração , com as cores dependendo da liga escolhida.
Lasser	ácido oxálico 0,75 % em água..... 99,25 %	1-7	até 20	50-500 rampa crescente	controle pela tensão	700	incolor	camada espessa e dura, produzida por meio de refinamento especial

(a) Informações do proprietário disponíveis apenas para licenciados. Caso também do processo Toro.

Referências Bibliográficas

- 1 ONO, S. e BABA, N., Trend of Anodizing Technology and its Functionalization, *J. Jpn. Inst. Light Met.*, v. 40, n. 10, 1990, pp. 729-36.
- 2 TAJIMA, S., Recenti Sviluppi nei trattamenti superficiali dell'alluminio in Giappone, *Ossidare e verniciare oggi - Aluminium Finishing*, 1991, p. 8-24.
- 3 HITCHCOCK, R., Anodizing Coating in Engineering, *Aluminium Industry*, v. 9, n. 2, 1990, pp. 21-3.
- 4 BRACE, A., Aluminium Finishing Future Perspectives, *Aluminium Industry*, v. 11, n. 3, 1992, pp. 29-31.
- 5 TREVERTON, J.; BALL, J. e FAIRLIE, M., The Reactions of Oxidised Aluminium Surfaces with Lubricants Additives and Related Compounds, *Applied Surface Science*, v. 52, 1991, pp. 107-24.
- 6 HEDENQVIST, P. e ROOS, A., Wear of Pyrolitic Tin Oxide and Anodized Coatings on Aluminium, *Surface and Coatings Technology*, v. 48, 1991, pp. 41-9.
- 7 ABBOTT, J. S., Hardcoat Anodizing: Low-Cost Coating for Aluminum, *Advanced Materials & Process*, 9, 1994, pp. 29-33.
- 8 WRIGHT, K. H. R., The Frictional Behaviour of Anodised Aluminum Surfaces, *Light Metals*, setembro de 1956, p. 275-6, /Resumo A2/11, *6th. International Engineering Congress*, Federation des Industries Mecaniques et Transmattiques des Metaux, Paris-França, 4-9 de junho de 1956/.
- 9 LIU, Y. H., Selection of Low-Friction Coating for Anodized Aluminum Components, *Lubrication Engineering - Journal of the American Society of Lubrication Engineers*, v. 38, 8, p. 497-8, 507-9
- 10 BRACE, A. W. e FAUL, M. G., The Use of Solid Film Lubricants with Hard Anodized Aluminium, *Trans. Inst. Met. Finish.*, 66,(4), nov. 1988, p. 133-5
- 11 STRAWBRIDGE, A.; GABE, D. R. e DOWELL, A. J. Anodizing of Aluminium at Elevated Temperatures, *Trans. Inst. Met. Finish.*, 69,(2), 1990, p. 69-74
- 12 BIESTEK, T. e WEBER, J., *Electrolytic and Chemical Conversion Coatings - A Concise Survey of their Production, Properties and Testing*, 1 ed., Portcullis Press Ltd., Surrey - Inglaterra, 1976, Capitulo 4 - Anodic Oxidation of Aluminium: pp. 225-305.
- 13 WERNICK, S., PINNER, R. e SHEASBY, P., *The Surface Treatment and Finishing of Aluminium and its Alloys*, v. 1 e 2, 5th ed., ASM International e Finishing Publications Ltd., Grã Bretanha, 1990.

- 14 LELONG, P., SEGOND, R. e HERENGUEL, J., L'Oxydation Anodique de l'Aluminium et de ses Alliages, In: L'Oxydation des Métaux, v. II, Org. Jacques Bériard, Gauthier-Villars & Cie Editeur, Paris, pp.385-463.
- 15 PEARLSTEIN, F., Anodic Coatings for Aluminium, Plating and Surface Finishing, fevereiro de 1979, pp. 30-8.
- 16 VAN HORN, K., Aluminum, v.3: Fabrication and Finishing, ASM, Ohio-EUA, 1967, capítulos 16-19.
- 17 BRACE, A. W., The Technology of Anodizing Aluminum, Teddington, Grã-Bretanha, Robert Draper Ltd., 1968.
- 18 HUEBNER, W. e SCHILTKNECHT, A., The Practice of Anodic Oxidation of Aluminium, Aluminium-Verlag GmbH, Dusseldorf, Alemanha, 1961, 461 pp.
- 19 FEDOTEV, N. e GRILIKHES, S., Eletropolishing, Anodizing and Electrolitic Pickling of Metals, Teddington, Grã-Bretanha, Robert Draper Ltd., 1959.
- 20 JENNY, A., The Anodic Oxidation of Aluminum and its Alloys, traduzido por W. Lewis, 42 Drury Lane, Londres Grã Bretanha, Ed. Charles Griffin & Co Ltd., 1950 (2a. impressão), 231 pp.
- 21 DIGGLE, J., DOWNIE, T. e GOULDING, C., Anodic Oxide Films on Aluminum, Chemicals Reviews, v. 69, n. 3, junho de 1969, 365-406.
- 22 TAJIMA, S., Anodic Oxidation of Aluminum, Advances in Corrosion Sciences and Technology, v. 1, Ed. Plenum Press, 1970, pp. 229-362.
- 23 WOOD, G., Porous Anodic Films on Aluminum, In: Oxide and Oxide Films, v. 2, Nova Iorque-EUA, Ed. Marcel Decker Inc., 1973, pp. 167-279.
- 24 -, Anodized Aluminum, ASTM STP n. 388, Philadelphia-PA/EUA, ASTM, 1965.
- 25 KISSIN, G., The Finishing of Aluminum, N. Iorque- Reinhold Publishing., 1963.
- 26 KISSIN, G., Anodic Coatings on Aluminum, In: The Properties of Electrodeposited Metals and Alloys, 2nd. ed., org. William Safranek, American Electroplaters and Surface Finishers Society, Nova Iorque-EUA, 1986, pp. 29-34
- 27 SCHENK, M., Werkstoff Aluminium und seine anodische Oxydation (o material alumínio e sua oxidação anódica), A. Francke AG Verlag, Berna-Suíça, 1948.
- 28 HENLEY, V. F., Anodic Oxidation of Aluminium and Its Alloys, Ed. Pergamon Press, Nova Iorque - EUA, 1982.
- 29 SETOH, S. e MIYATA, A., Scientific Pap. Inst. Phys. Chem. Research, Tokyo, v. 17, 1932, p. 189-236. Apud (12).

- 30 KELLER, F., HUNTER, M. e ROBINSON, D., Structural Features of Oxides Coatings on Aluminium, *Journal of Electrochemical Society*, v. 100, n. 9, pp. 411-9.
- 31 O'SULLIVAN, J. e WOOD, G., The Morphology and Mechanism of Formation of Porous Anodic Films on Aluminium, *Proc. Royal Society London A*, v. 317, 1970, pp. 511-43.
- 32 THOMPSON, G. E., FURNEAUX, R. C. e WOOD, G., Electron Microscopy of Anodic Films Formed on aluminium in Sulfuric Acid, *Trans. of the Institute of Metal Finishing*, v. 55, 1977, p. 117-28.
- 33 THOMPSON, G. et alii., Nucleation and Growth of Porous Anodic Films on Aluminium, *Nature*, v. 272, 1978, pp.433-5.
- 34 THOMPSON, G. et alii., Porous Anodic Formation on Aluminium Substrate in Phosphoric Acid, *Trans. of the Institute of Metal Finishing*, 1978, v. 56, pp. 159-67.
- 35 THOMPSON, G., SHIMIZU, K. e WOOD, G., Observation of Flaws in Anodic Films on Aluminium, *Nature*, v. 286, 1980, pp. 471-2.
- 36 THOMPSON, G. e WOOD, G., Porous Anodic Film Formation on Aluminium, *Nature*, v. 290, 1981, pp.230-2.
- 37 THOMPSON, G., XU, Y. SKELDON, P. SHIMIZU, K., HAN, S. e WOOD, G. C., Anodic Oxidation of Aluminium, *Philosophical Magazine B*, v. 55, n. 6, 1987, pp. 651-67.
- 38 MURPHY, J. e MICHELSON, C., A Theory for the Formation of Anodic Formation of Anodic Coatings on Aluminum, *Proc. Aluminum Development Assoc. Conference on Anodizing*, Nottingham, 1961, preprint n. 6, p. 83.
- 39 HOAR, T. e YAHALOM, J., The Initiation of Pores in Anodic Oxide Films Formed on Aluminum in Acid Solution, *Journal of Electrochemical Society*, v. 110, n. 6, pp. 614-21.
- 40 SOERENSEN, K., MOLLER, P. e ALTLING, L., Mechanismen bei der Anodischen Oxidation von Aluminium in saurer Loesung (mecanismos da oxidação anódica do alumínio em soluções ácidas), *Galvanotechnik*, v. 81, n. 9, 1990, pp. 3106-11.
- 41 LOHRENGEL, M. M., Thin Anodic Oxide Layers on Aluminium and other Valve Metals: High-Field Regime, *Materials Science and Engineering*, R11, n. 6, Dezembro 15, 1993, pp. 243-94.
- 42 PARKHUTIK, V. e SHERSHULSKY, V., Theoretical Modelling of Porous Oxide Growth on Aluminium, *J. Phys. D: Appl. Phys.*, v. 25, 1992, pp. 1258-63.

- 43 PARKHUTIK, V. et alii., Study of Aluminium Anodization in Sulphuric and Chromic Acid Solutions - I: Kinetics of Growth and Composition of Oxides, *Electrochimica Acta*, v. 35, n. 6, 1990, pp. 955-60.
- 44 PARKHUTIK, V., BELOV, V. e CHERNYCKH, M., Study of Aluminium Anodization in Sulphuric and Chromic Acid Solutions - II: Oxide Morphology and Structure, *Electrochimica Acta*, v. 35, n. 6, 1990, pp. 961-6.
- 45 PATERMARAKIS, G., LENAS, P., KARAVASSILIS, C. e PAPAYIANNIS, G. Kinetics of Growth of Porous Anodic Al₂O₃ Films on Al Metal, *Electrochimica Acta*, v. 36, n.3/4, 1991, p. 709-725.
- 46 PATERMARAKIS, G. e PAPANDREADIS, N., Study on the Kinetics of Growth of Porous Anodic Al₂O₃ Films on Al Metal, *Electrochimica Acta*, v. 38, n. 15, 1993, p. 2351-61.
- 47 KNIEP, R., LAMPARTER, P. e STEEB, S., Structure of Anodic Oxide Coatings on Aluminium, *Advanced Materials*, n. 7, 1989, .p.229-31.
- 48 KONNO, H., Pulsed Anodic Reactions, In: *Theory and Practice of Pulse Plating*, (org.) Jean Claude Philippe e Frank Leaman, (ed.) American Electroplaters and Surface Finishers Society, Orlando-Flórida-EUA, 1986, pp. 209-19.
- 49 TAKAHASHI, H., NAGAYAMA, M., AKAHORI, M. e KITAHARA, A., *J. Electon Microscopy*, v. 22, n. 2, 1973, pp. 149-157.(Apud 13)
- 50 CSÓKAN, P. e HOLLO, M., *Werkstoffe und Korrosion*, v. 12, n. 5, 1961, pp. 288-95. (Apud 13)
- 51 GINSBERG, H. e WEFFERS, K., *Metall*, v. 17, n. 31, 1963, pp 202-8.(Apud 12)
- 52 TREVERTON, J.; BALL, J., JOHNSON, D., VICKERMAN, J. e WEST, R., SSIMS, XPS and Microstructural Studies of AC-Phosphoric Acid Anodic Films on Aluminium, *Surface and Interface Analysis*, v. 15, 1990, pp. 369-76.
- 53 TRILLANT, J. e TERTIAN, R., Etude par Diffraction de l'oxidation d'Aluminium, *Rev. Aluminium*, v. 26, 1949, pp. 315-9.
- 54 TERRY, H., VERECKEN, J. e LANDUYT, J., Influence of Aluminium Pretreatment on the Growth of Porous Oxide Films, *Trans. Inst. of Metal Finishing*, v. 68, 1, 1990, pp. 33-7.
- 55 GITZEN, W. H., *Alumina as a Ceramic Material*, Columbus-Ohio-EUA, The American Ceramic Society Inc., 1970. Cap. 2, p.3-6: Nomenclature.
- 56 TREVERTON, J. A. e DAVIES, N. C., *Electrochimica Acta*, v. 25, 1980, pp. 1574.(apud 52)

- 57 BARBOSA, M.; GABE, D.; ROSS, D. e SUTHERLAND, I, A Contribution to the Understanding of A.C. Anodizing of Aluminium, Journal of Applied Electrochemistry, v. 19, 1989, pp. 829-38.
- 58 MANHART, J. H. e MOZELEWSKI, F. A., Evidence for Tapered Pores in Anodic Oxides, Plating and Surface Finishing, fevereiro de 1979, p. 54-8.
- 59 ENGEL, P. A., HSUE, E. Y. e BAYER, R. G., Hardness, friction and wear of multiplated electrical contacts, Wear, 162-164, 1993, pp. 538-51.
- 60 HITCHCOCK, R., Testing of Hard Anodic Oxidational Coatings, Trans. Inst. of Metal Finishing, v. 69, 3, 1991, pp. 100-6.
- 61 BARRAND, P. e GADEAU, R., Enciclopedia del Aluminio - Procesos de Conformado e los tratamientos de la superficie del aluminio y sus aleaciones, Bilbao, Ed. Urmo, 1969, Cap.3, p. 221-87: El anodizado.
- 62 PANAGOPOULOS, C. e PANAGIOTAKIS, A., The effect of Strain Rate on the Tensile Behaviour of Anodized Aluminum, Materials Letters, v. 11, n. 3-4, 1991, pp. 70-3.
- 63 KLEINKE, M., CASTRO, J. e TESCHKE, O., In Situ Determination of the Mechanical Stress in Anodic Aluminum Films, X CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, Águas de Lindóia-SP, dezembro de 1992, Anais, Unicamp, pp. 640-3.
- 64 CSOKÁN, P., Structure Deformation in the Anodic Oxide Coating on Aluminium Caused by Internal Stress, Transactions of the Institute of Metals Finishing, v. 52, 1974, p. 92-4.
- 65 ALWITT, R. e McClung, R. C., Cracking of Anodized Coatings on Aluminum, Plating and Surface Finishing, agosto 1993, pp. 48-51.
- 66 BRACE, A. W., La Metallurgia dell'alluminio, Ossidare e verniciare oggi - Aluminium Finishing, 1990, p. 13-21.
- 67 AKERET, R. et alii., The Influence of Chemical Composition and Fabrication Procedures on the Properties of Anodised Aluminium Surfaces, Trans. Inst. of Metal Finishing, v. 68, 1, 1990, pp. 20-8.
- 68 SHARMA, T. L., Structural Studies of the Anodic Oxide Films Formed on Aluminium and Its Alloys, NML Technical Journal, 32, 1-4. Fev-Nov. 1990, pp. 18-28.
- 69 ZHANG, J. et alii, Research for the Properties of Anodized Film on Aluminium, In: CORROSION CONTROL - 7th APCCC, v. 2, China, 1991, Anais, International Academic Publishers, Beijing, China, 1991, pp. 1011-12.

- 70 VENTURA, J. A., Structures and Protection of Aluminium, Rev. Iberoam. Corros. Prot., 19, 1, jan.-fev 1988, pp. 19-22.
- 71 EYRE, T. S. e ABDUL-MAHDI, F., Wear of Hard Coatings on Aluminium under both Dry and Lubricated Sliding Conditions, In: II INTERNATIONAL CONFERENCE ON SURFACE ENGINEERING, Stratford-upon-Avon, Inglaterra, junho 1987, Anais, The Welding Institute, Cambridge, 1988, pp. 16-8.
- 72 THOMPSON, G. E., Anodizing of Aluminium and Material Performance, In: SCIENCE AND ENGINEERING OF LIGHT METALS - RASELM '91, Tóquio-Japão, 1991, Anais, Japan Institute of Light Metals, 1991, pp.
- 73 MAZHAR, A., HEAKAL, F. e AWAD, K., Medium Effect on Electrochemical Behaviour of Anodized Aluminium, J. Materials Science, v. 26, 1991, pp. 3307-11.
- 74 KRAFT, P., Variables in the Anodizing Process, Plating and Surface Finishing, abril 1990, pp. 505-12.
- 75 ALMEIDA, A. M., "Qualidade Assegurada" no Processo de Anodização do Alumínio destinado à Arquitetura (ABNT 12609) com Auxílio de Computadores e Selagem Dupla, EBRATS 94, Anais, ABTS, São Paulo, 1994, pp. 169-85
- 76 PATRIE, J., Les Méthodes de Contrôle Applicables à L'aluminium Anodisé en Architecture, Revue de L'aluminium, novembro de 1972, pp. 869-80
- 77 ASM Committee on Finishing of Aluminum, Cleaning and Finishing of Aluminum and Aluminum Alloys, In: METALS HANDBOOK, 9th ed., v.5 - Surface Cleaning, Finishing and Coating, 1982, ASM, Metals Park - Ohio-EUA, 1982.

5 DESENVOLVIMENTO EXPERIMENTAL

5.1 Material, tratamento térmico e preparação dos corpos de provas

Para o estudo experimental da influência de revestimentos óxidos, obtidos pelo processo de anodização, no comportamento de atrito do alumínio, sob deformação volumétrica, foi escolhido como material a ser anodizado e ensaiado: alumínio comercialmente puro ABNT 1050-O. A razão da escolha é a maior facilidade de oxidar anodicamente o alumínio não ligado, além de ser um tipo de material com comportamento mecânico isento de fenômenos indesejáveis, como envelhecimento e efeito Portevin-Le Chatelier, introdutores de perturbações numa avaliação quantitativa do atrito durante um processo de deformação plástica⁽¹⁾. A determinação experimental da curva tensão-deformação foi realizada no Laboratório de Processos de Fabricação do PMC-EPUSP, através de ensaios de compressão de três corpos de prova cilíndricos, segundo a norma ASTM E9-89a (relação altura/diâmetro = 1,5), levou a obtenção da seguinte relação tensão - deformação: $\sigma = 91.\epsilon^{0,30}$, em [MPa], com 95 % de confiabilidade⁽²⁾.

Especificações da composição e propriedades do material estudado podem ser encontradas na literatura⁽³⁻⁵⁾, e estão resumidas nas Tabelas 5.1, 5.2 e 5.3.

Após o processo de manufatura dos corpos-de-prova estes passaram por um lixamento metalográfico em lixa 600 visando uniformizar seu acabamento superficial, seguido de um tratamento térmico de recozimento a 400 °C por 1 hora com resfriamento ao forno, que objetivou destruir o encruamento decorrente das etapas de preparação dos corpos de prova (Tabela 5.4).

A importância do cuidado com a qualidade superficial das amostras e sua influência na avaliação do comportamento mecânico e tribológico, é destacada por Lepecki e Monteiro⁽⁶⁾ e por Gatti, Aoki e Bresciani F² ⁽⁷⁾. Neste sentido, procurou-se manter constante a rugosidade superficial dos corpos-de-prova antes da anodização, tentando-se limitar sua variação àquela inerente do processo de anodização.

Tabela 5.1 - Especificações internacionais do material estudado

País	BRASIL	EUA	EUA	Alemanha	França	Grã-Bretanha	Internacional
Norma	ABNT	ASTM	UNS	DIN	NF	BS	ISO R209
Designação	1050	1050	A91050	Al99,5	A5	1B	Al 99,5

Tabela 5.2 - Composição química do material estudado

Composição, [% em peso]							
Al	Cu	Mg	Si	Fe	Zn	Ti	outros
99,5 min.	0,05 max.	0,05 max.	0,10 max.	0,20-0,35 max.	0,05 max.	0,01 max.	0,03 - máximo individual 0,10 - máximo total

Tabela 5.3 - Propriedades mecânicas do material estudado no estado recozido

Resistência mecânica [MPa]	Resistência ao cisalhamento [MPa]	Limite de escoamento [MPa]	Alongamento [%]	Dureza Brinell [MPa]	Coef. de Poisson [-]	Módulo de Elasticidade [GPa]	Módulo de Rigidez [GPa]
76	62	28	39	20	0,33	69	26

Tabela 5.4 - Tratamento térmico e dimensões dos corpos de prova.

tratamento térmico dos corpos de prova	alumínio ABNT 1050-O, recozido a 400 °C por 1 hora.
dimensões dos corpos de prova	anéis com relação $D_e:D_i:T$: 30 mm x 15 mm x 10 mm (proporções 6:3:2) 30 mm x 15 mm x 5 mm (proporções 6:3:1) tolerâncias dimensionais: $\pm 0,05$ mm e rugosidade na face do anel $R_A = 0,40 \pm 0,05$ μ m.

5.2 Anodização dos corpos-de-prova

Os corpos-de-prova foram submetidos aos processos de anodização em eletrólito de ácido crômico e de anodização convencional e anodização dura em eletrólito de ácido sulfúrico, com a colaboração do setor de tratamentos de superfícies da Empresa Brasileira de Aeronáutica S/A, em São José dos Campos-SP.

5.2.1 Preparação superficial pré-anodização

Antes da anodização as peças foram completamente limpas, visando propiciar um molhamento uniforme pelo eletrólito, removendo óleo, graxa e acima de tudo a camada superficial modificada produzida durante a conformação plástica e/ou tratamento térmico. Estas operações são apresentadas na Tabela 5.5

Tabela 5.5 - Sequência de operações da preparação superficial para a anodização

Operação	Solução	Temperatura	tempo
Desengraxe a vapor	tricloroetano e água	74 a 79 °C.	2 a 5 minutos
Limpeza ácida	Diox 6/16.....5% H ₂ SO ₄5% água.....90%	ambiente	10 minutos
lavagem de imersão em água corrente	água	ambiente	15 a 30 segundos
Tratamento complementar	NaHSO ₃ + Na ₂ CO ₃ pH = 6 a 8.	ambiente	15 a 30 segundos

5.2.2 Anodização crômica

O processo de anodização em eletrólito de ácido crômico foi realizado nas condições operacionais apresentadas na Tabela 5.6:

Tabela 5.6 - Condições operacionais do processo de anodização crômica

Eletrólito	pH	Temperatura	tensão	densidade de corrente	tempo
ácido crômico total..... 87 g/l [livre..... 45 g/l] alumínio..... 6,3 g/l água..... restante	0,5	40 °C	de 0 até estabilizar em 40 V.	0,3 - 0,5 A/dm ²	15, 30 e 45 minutos

5.2.3 Anodização sulfúrica

O processo de anodização convencional em eletrólito de ácido sulfúrico foi realizado nas condições operacionais, apresentadas na Tabela 5.7:

Tabela 5.7 - Condições operacionais do processo de anodização sulfúrica

Eletrólito	Temperatura	Tensão	Densidade de corrente	tempo
ácido sulfúrico total..... 227 g/l alumínio..... 11 g/l água..... restante	18 °C	14 V	1,3 A/dm ²	15 30 e 45 minutos

5.2.4 Anodização dura

O processo de anodização dura em eletrólito de ácido sulfúrico foi realizado nas condições operacionais apresentadas na Tabela 5.8:

Tabela 5.8 - Condições operacionais do processo de anodização sulfúrica

Eletrólito	Temperatura	Tensão	Densidade de corrente	tempos
ácido sulfúrico total..... 240 g/l alumínio..... 10 g/l água..... restante	-3 °C	23-26 V	2,7 A/dm ²	15 30 e 45 minutos

5.3 Caracterização e propriedades da camada anodizada

A avaliação da espessura da camada anodizada foi realizada por intermédio de análise metalográfica de uma seção transversal de um corte radial feita em uma cortadora de disco diamantado Buehler-Isomet, seguido de preparação metalográfica, e observação em um microscópio metalográfico. O procedimento de determinação metalográfica em seção transversal da espessura da camada anodizada é estabelecido pelas normas ABNT 12611, ASTM-B-487 e ISO 1463. Exemplos de registro metalográfico da seção transversal das camadas anodizadas estão representados na Figura 5.1, enquanto os valores obtidos estão representados na Tabela 5.9. Foram preparadas 2 amostras para cada um dos 3 tempos de cada processo e feitas 6 medições em cada amostra.

Estudos da composição química do substrato, da camada anodizada e das inclusões presentes no substrato e na camada anodizada, feitos por espectrometria de dispersão de energia de raios-X, exibidos na Figura 5.2, mostram para a anodização em eletrólito de ácido sulfúrico, uma camada anodizada contaminada com enxofre e um substrato de alumínio puro com inclusões ricas em silício, enxofre, cálcio e ferro.

A rugosidade superficial, representada pelo desvio médio aritmético, R_A , foi determinada com e sem revestimento anodizado, no sentido radial das faces do anel e dos pratos do ferramental de compressão dos anéis, utilizando um rugosímetro marca Taylor Hobson / Talysurf-4, com velocidade de ensaio de 0,1 mm/s, comprimento de ensaio 4 mm, no Laboratório de Controle de Qualidade da Metalpó S/A. Exemplos de registro do perfil de rugosidade para o prato de compressão, para um anel de alumínio não anodizado e para um anel de alumínio submetido a anodização em eletrólito de ácido crômico por 30 minutos estão representados na figura 5.3. Os valores medidos estão na Tabela 5.9. Foram feitas três medidas em duas amostras para cada tempo e processo anodizado.

A influência do tamanho da amostra na significância e precisão dos resultados é resolvida incluindo-se a incerteza das medições para uma confiabilidade de 95 %, avaliada estatisticamente⁽⁹⁻¹⁰⁾.

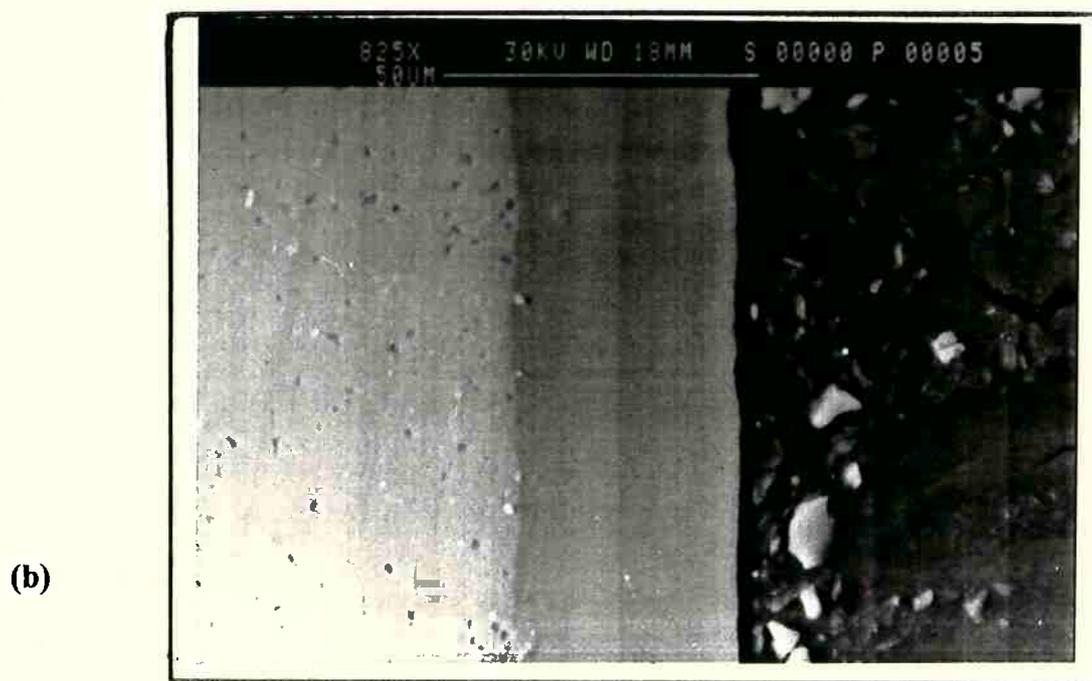
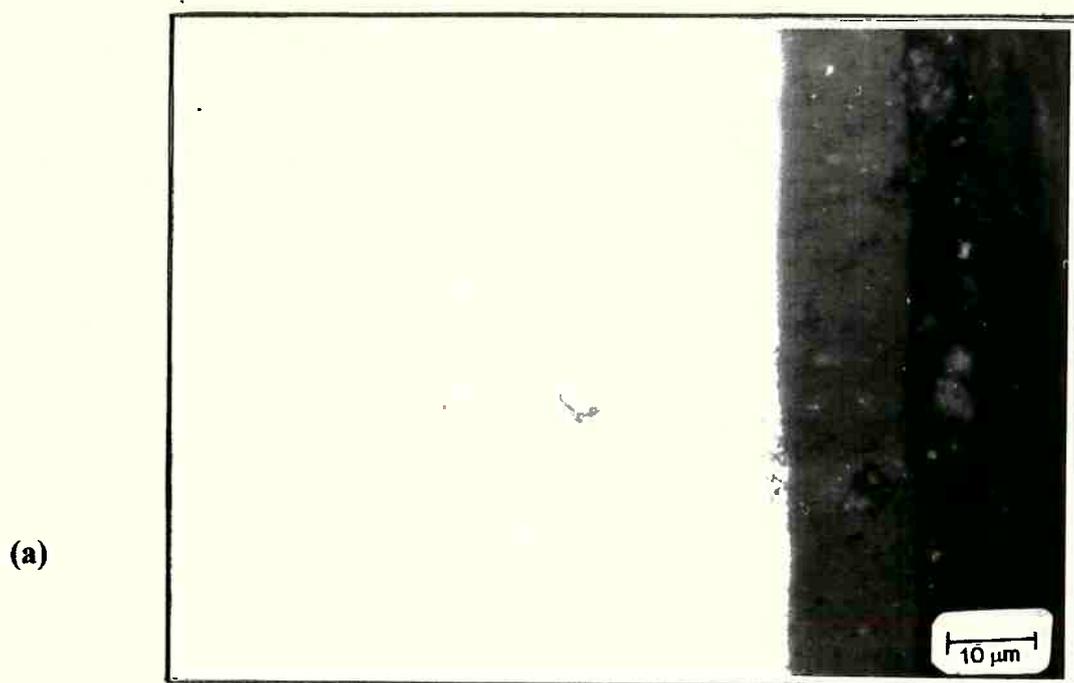
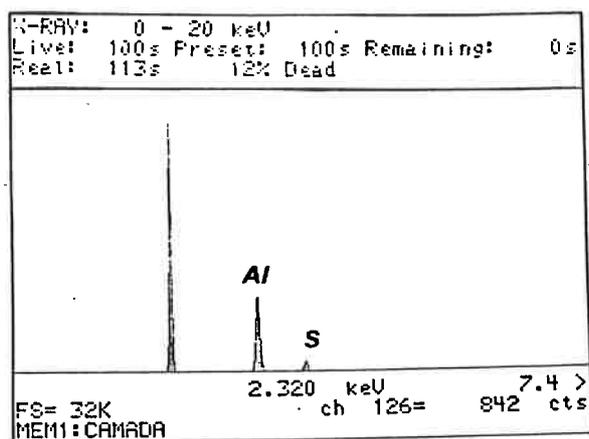
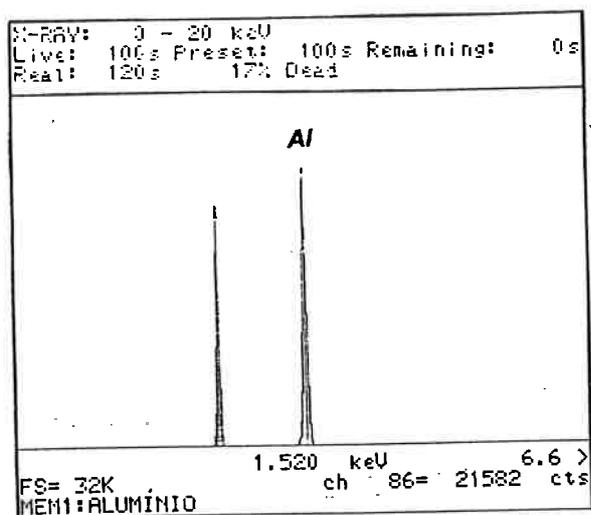


Figura 5.1 Seção transversal da camadas anodizada em alumínio 1050-O.
(a) anodização convencional, eletrólito de ácido sulfúrico, 30 minutos.
(b) anodização dura em eletrólito de ácido sulfúrico em 30 minutos.

(a)



(b)



(c)

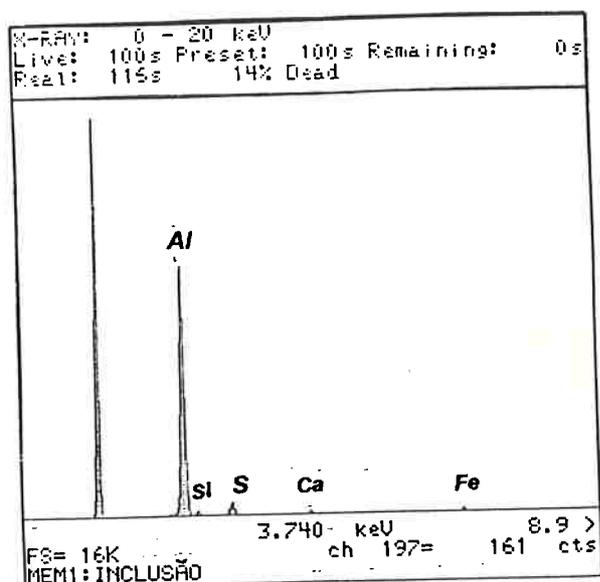
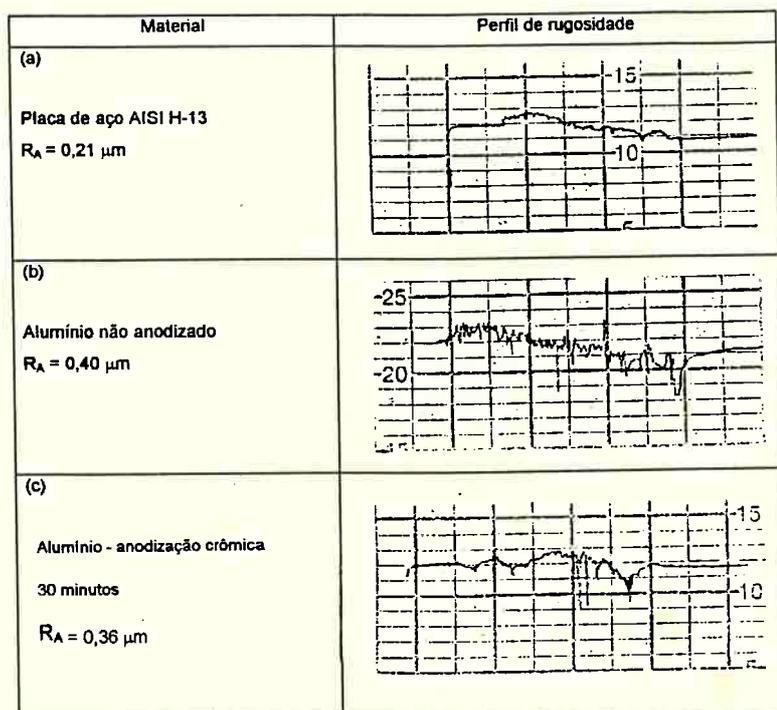


Figura 5.2 Microanálise da composição química, via Espectrometria por dispersão de energia de raios X (EDS), de uma amostra de alumínio ABNT 1050-O submetida a anodização dura. (a) camada anodizada; (b) substrato; (c) inclusão.

Tabela 5.9 - Espessura e rugosidade das camadas anodizadas

Processo	tempo [minutos]	espessura da camada anodizada [μm]	Rugosidade, R_a [μm]
sem anodização	-	-	$0,40 \pm 0,05$
anodização crômica	15	$0,7 \pm 0,4$	$0,40 \pm 0,04$
	30	$1,6 \pm 0,6$	$0,39 \pm 0,05$
	45	$2,5 \pm 0,5$	$0,40 \pm 0,04$
anodização sulfúrica	15	$5,2 \pm 0,8$	$0,42 \pm 0,03$
	30	$15,6 \pm 0,7$	$0,45 \pm 0,04$
	45	$25,2 \pm 0,8$	$0,47 \pm 0,06$
anodização dura	15	$17,2 \pm 0,9$	$0,45 \pm 0,06$
	30	$36,5 \pm 1,0$	$0,50 \pm 0,05$
	45	$50,0 \pm 1,0$	$0,55 \pm 0,05$

Figura 5.3 Perfis de rugosidade e valor do desvio médio aritmético (R_A).(a) Placa do ferramental de compressão de anéis ($R_A = 0,21 \mu\text{m}$);(b) anel de alumínio não anodizado ($R_A = 0,40 \mu\text{m}$);(c) anel de alumínio com anodização crômica, 30 minutos ($R_A = 0,36 \mu\text{m}$).

5.4 Procedimento experimental do ensaio de compressão de anéis

Para assegurar que a compressão ocorresse entre placas perfeitamente paralelas, foi projetado o dispositivo de prensagem mostrado na Figura 5.4. As placas de compressão em contato com os anéis são removíveis para facilitar a limpeza, trocas ou eventual retífica. Entre cada compressão as placas foram limpas com acetona e alternadas a cada 3 ensaios.

As placas de 70 mm de diâmetro e espessura de 15 mm são de aço ferramenta para trabalho a quente AISI H-13 (0,35 % C, 5 % Cr, 1,5 % Mo, 1,0 %V), com uma dureza de 470 HV. O acabamento superficial das faces de trabalho das placas apresentava um padrão circular concêntrico, visando garantir condições simétricas ao longo de todo o raio. A rugosidade superficial da face de trabalho das placas foi de $R_A = 0,21 \mu\text{m}$.

Para a realização dos ensaios, o dispositivo de compressão de anéis (Figura 5.4) foi montado em uma prensa hidráulica para forjamento e estampagem, desenvolvida no Laboratório de Processos de Fabricação do Departamento de Engenharia Mecânica da EPUSP⁽¹⁰⁻¹²⁾, mostrada na Figura 5.5. A velocidade de deslocamento média do travessão foi de 5 mm/min, com uma taxa de deformação média da ordem de 10^{-2} s^{-1} para corpos de prova com espessuras entre 10 e 5 mm.

Devido à presença da camada anodizada, a avaliação do fator de atrito, via medições da variação da espessura e diâmetro interno do anel é feita apenas ao final de cada ensaio, ou seja não foram feitas medidas incrementais durante o processo de compressão do anel, um procedimento não adequado ao objetivo deste estudo, uma vez que uma compressão prévia alteraria o comportamento de atrito do revestimento ao ser submetido novamente à compressão. O controle da deformação durante o recalque dos anéis, foi feito indiretamente via deslocamento do êmbolo e uso padrões com a espessura da redução desejada inseridos nas extremidades entre as placas, os valores da variação percentual de espessura estão entre 12 e 51%, concentrando-se próximo de 20%, correspondente a um valor inferior e com os valores superiores concentrando-se em torno de 40%.

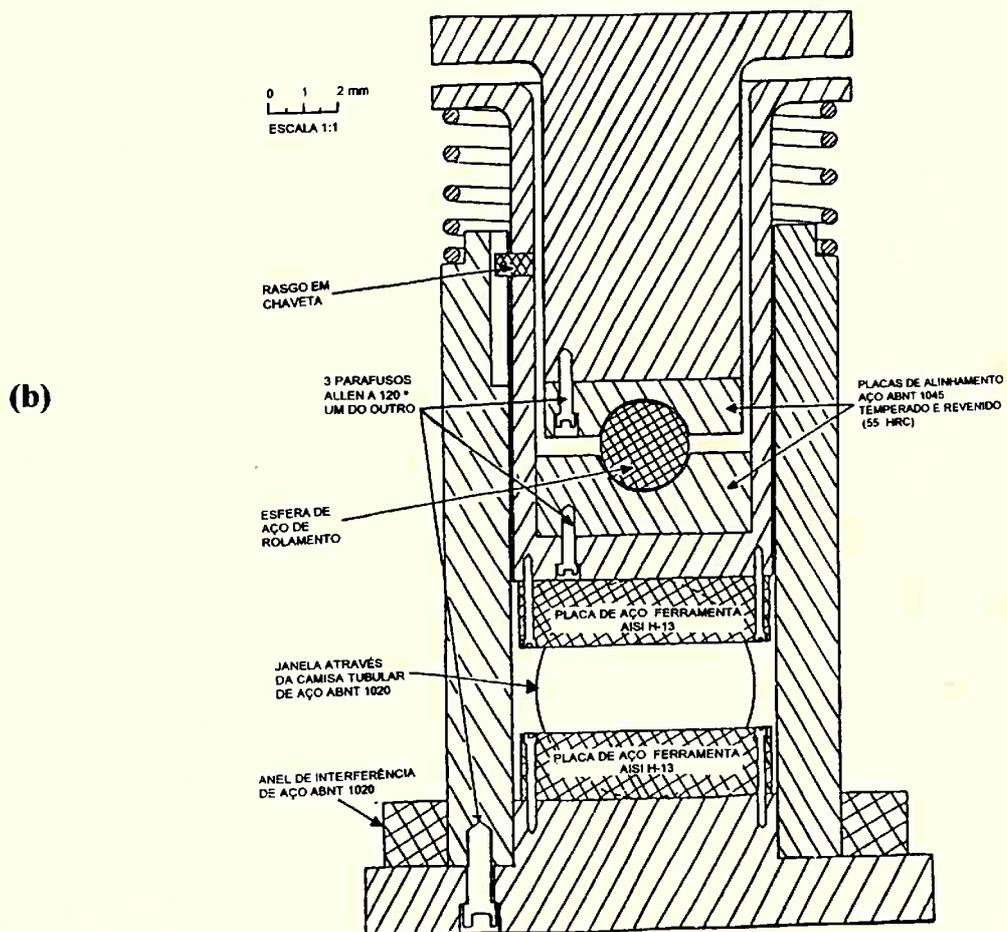
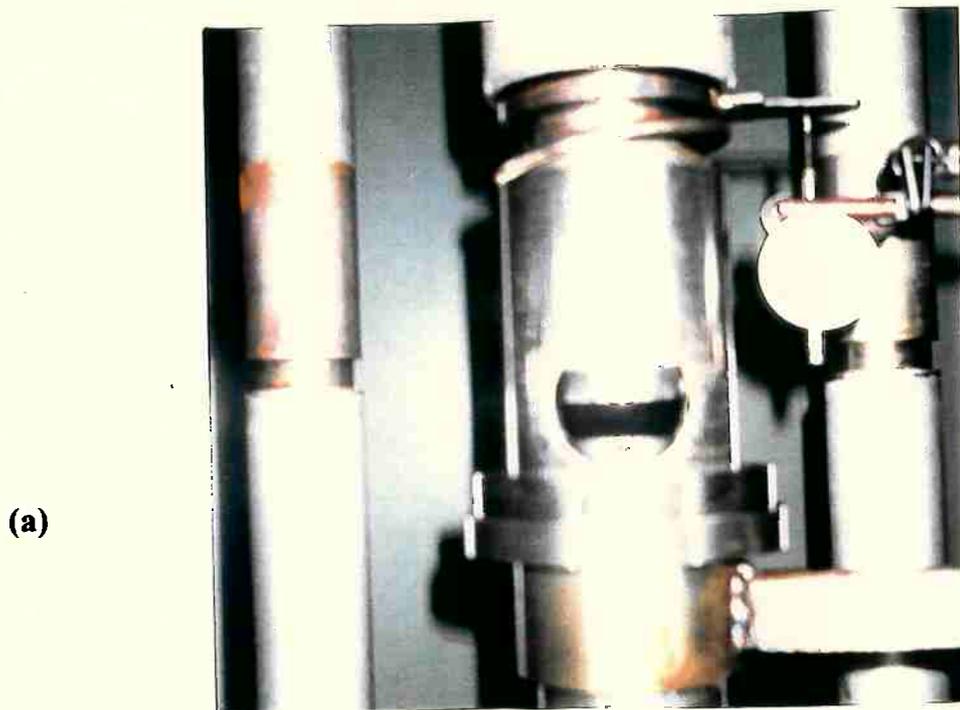


Figura 5.4 Dispositivo de compressão de anéis. (a) dispositivo. (b) esquematização.



Figura 5.5 Prensa hidráulica para forjamento e estampagem, Laboratório de Processos de Fabricação do Departamento de Engenharia Mecânica da EPUSP.

5.5 Planejamento experimental

Como já discutido no Capítulo 2, diversas variáveis podem influenciar o comportamento do atrito durante a deformação plástica volumétrica, dentre elas, o lubrificante, a temperatura, o nível de deformação, a taxa de deformação e a rugosidade superficial.

Devido à complexidade de modelar a influência destas variáveis nas diferentes combinações peça/ferramenta e corpos-de-prova de geometria diferentes⁽¹³⁾, o modo de planejamento de experimentos de medição do atrito proposto na literatura⁽¹⁴⁾ e usado neste trabalho, assume que o atrito mudará monotonicamente na passagem de um nível para outro, as chances de um experimento bem sucedido aumentam conforme a diferença entre os níveis não seja muito exagerada, este modo de planejamento experimental costuma acelerar o processo de compreensão do fenômeno estudado⁽¹⁵⁻¹⁶⁾.

O planilha dos experimentos realizados neste trabalho está representada na Tabela 5.10. Sendo feita uma tentativa incluir as principais variáveis influentes no processo de medição do atrito através do ensaio de compressão de anéis, com um planejamento experimental, seguindo recomendações da literatura.

O ensaios foram realizados à temperatura ambiente, nas condições a seco e com lubrificação. Para os ensaios de compressão de anéis com lubrificação foi usado um lubrificante Molikote A2, uma solução lubrificante a base de MoS₂ em suspensão.

Os ensaios usam anéis com duas classes de proporções geométricas, D_c:D_i:T, ou seja: 6:3:2 e 6:3:1. A primeira, têm a seu favor os seguintes argumentos: é a proporção considerada histórica usada na introdução efetiva deste ensaio na avaliação do atrito⁽¹⁷⁾ e oferece uma maior facilidade de fabricação dos corpos de prova e na realização do ensaio, contrabalanceada por uma tendência ao embarrilhamento para fatores de atrito mais elevados. Já a segunda, é considerada como menos sujeita a erros experimentais e mais fácil de ser modelada pelas curvas de calibração teórica, por outro lado ela representa anéis mais delgados, mais difíceis de serem fabricados e de serem ensaiados⁽¹⁸⁾.

Tabela 5.10 Planilha de planejamento dos experimentos

tratamento	tempo				interface		anel		redução de espessura		n. de c.d.p
	0	15	30	45	seco	lubrificado	6:3:1	6:3:2	≈ 20 %	≈ 40 %	
alumínio não anodizado	x				x		x		x		03
	x				x		x			x	03
	x				x			x	x		03
	x				x			x		x	03
	x					x	x		x		03
	x					x	x			x	03
	x					x		x	x		03
	x					x		x		x	03
anodização crômica		x			x		x		x		03
		x			x		x			x	03
		x			x			x	x		03
		x			x			x		x	03
		x				x	x		x		03
		x				x	x			x	03
		x				x		x	x		03
		x				x		x		x	03
			x		x		x		x		03
			x		x		x			x	03
			x		x			x	x		03
			x		x			x		x	03
			x		x			x	x		03
				x	x		x		x		03
				x	x			x	x		03
				x	x			x		x	03
				x		x	x		x		03
				x		x		x	x		03
				x		x		x		x	03
	anodização sulfúrica		x			x		x		x	
		x			x		x			x	03
		x			x			x	x		03
		x			x			x		x	03
		x				x	x		x		03
		x				x		x	x		03
		x				x		x		x	03
			x		x		x		x		03
			x		x		x			x	03
			x		x			x	x		03
			x		x			x		x	03
			x			x	x		x		03
			x			x		x	x		03
			x			x			x		03
			x			x		x	x		03
			x			x		x		x	03

continua na próxima página

Tabela 5.10 Planilha de planejamento dos experimentos (continuação)

tratamento	tempo . minutos				interface		anel		redução de espessura		n. de c.d.p
	0	15	30	45	seco	lubrificado	6:3:1	6:3:2	≈ 20 %	≈ 40 %	
anodização dura		x			x		x		x		03
		x			x		x			x	03
		x			x			x	x		03
		x			x			x		x	03
		x				x	x		x		03
		x				x	x			x	03
		x				x		x	x		03
		x				x		x		x	03
			x		x		x		x		03
			x		x		x			x	03
			x		x			x	x		03
			x		x			x		x	03
			x			x	x		x		03
			x			x	x			x	03
			x			x		x	x		03
			x			x		x		x	03
				x	x		x		x		03
				x	x		x			x	03
				x	x			x	x		03
				x	x			x		x	03
			x		x	x		x		03	
			x		x		x	x		03	
			x		x		x		x	03	

5.6 Medição das variações de espessura e diâmetro interno dos anéis

As medições do diâmetro interno e da espessura dos anéis submetidos ao ensaio de compressão de anéis para avaliação do fator de atrito foram realizadas em uma máquina de medição tridimensional de coordenadas com controle numérico Mitutoyo (Figura 5.6-b) empregando seu programa GEOPAK⁽¹⁹⁾, cujo registro das medições está mostrado na Figura 5.6-a. A medição do diâmetro interno do anel foi feita em 4 direções, em três alturas, isto é, face inferior, meio e face superior do furo do anel, calculando-se um diâmetro interno médio, enquanto que a espessura foi medida em quatro pontos diferentes. Este procedimento visou auxiliar a modelagem, baseada em um campo de velocidade paralelo para a deformação, considerando um diâmetro interno médio. O padrão de deformação dos anéis foi bastante regular e típico, isento de formas não concêntricas ou elípticas do furo do anel. A metodologia de medição empregada permitiu a avaliação de um raio interno médio do furo anel, assegurando uma correção de eventuais distorções surgidas em função da tendência de embarrilhamento nas condições interfaciais de atrito mais elevado.



(a)

<i>Line</i>	<i>Element</i>	<i>Pts</i>	<i>Z-Coord.</i>	<i>Diameter</i>	<i>Max. Diff</i>
<i>Tolerance</i>	<i>Ref</i>	<i>Z-Angle</i>	<i>Dist/Ang</i>	<i>Dev/Error</i>	<i>mm</i>
		<i>Actual</i>			
<i>diâmetro interno **</i>					
<i>N0009</i>	<i>CIRCLE</i>	<i>4</i>	<i>5.510</i>	<i>14.215</i>	<i>0.0055</i>
<i>N0013</i>	<i>CIRCLE</i>	<i>4</i>	<i>3.010</i>	<i>14.168</i>	<i>0.0353</i>
<i>N0017</i>	<i>CIRCLE</i>	<i>4</i>	<i>1.510</i>	<i>14.092</i>	<i>0.0220</i>
<i>altura **</i>					
<i>N0024</i>	<i>PT.COMP.</i>	<i>1</i>	<i>6.381</i>		
<i>N0028</i>	<i>PT.COMP.</i>	<i>1</i>	<i>6.369</i>		
<i>N0032</i>	<i>PT.COMP.</i>	<i>1</i>	<i>6.369</i>		
<i>(b) N0036</i>	<i>PT.COMP.</i>	<i>1</i>	<i>6.382</i>		

Figura 5.6 Máquina de Medição de Coordenadas do Laboratório de Metrologia do Departamento de Engenharia Mecânica da EPUSP.

(a) vista da máquina. (b) registro de medição pelo programa Geopak

5.7 Modelagem das curvas de calibração para o ensaio de compressão de anéis

As curvas de calibração usadas neste estudo foram obtidas assumindo-se que o anel mantém sua forma cilíndrica durante a deformação. Neste caso, as expressões para o campo de velocidades nas direções radial, axial e circunferencial são respectivamente:

$$\dot{u}_r = -\frac{1}{2} \cdot \frac{\dot{u}}{T} \cdot R \left[1 - \left(\frac{R_n}{R} \right)^2 \right] \quad (5.1)$$

$$\dot{u}_y = \dot{u} \cdot \frac{y}{T} \quad (5.2)$$

$$\dot{u}_\theta = 0 \quad (5.3)$$

correspondentes às taxas de deformação:

$$\dot{\epsilon}_{rr} = \frac{\partial \dot{u}_r}{\partial r} = -\frac{1}{2} \dot{\epsilon}_{yy} \left[1 + \left(\frac{R_n}{R} \right)^2 \right] = -\frac{1}{2} \frac{\dot{u}}{T} \left[1 + \left(\frac{R_n}{R} \right)^2 \right] \quad (5.4)$$

$$\dot{\epsilon}_{\theta\theta} = \frac{\partial \dot{u}_r}{\partial r} = -\frac{1}{2} \dot{\epsilon}_{yy} \left[1 - \left(\frac{R_n}{R} \right)^2 \right] = -\frac{1}{2} \frac{\dot{u}}{T} \left[1 - \left(\frac{R_n}{R} \right)^2 \right] \quad (5.5)$$

$$\dot{\epsilon}_{yy} = \frac{\dot{u}}{T} \quad (5.6)$$

$$\dot{\epsilon}_{r\theta} = \dot{\epsilon}_{\theta y} = \dot{\epsilon}_{yr} = 0 \quad (5.7)$$

A potência interna consumida na deformação é dada por:

$$\dot{W}_i = \frac{2}{\sqrt{3}} \sigma_0 \int_V \sqrt{\frac{1}{2} \dot{\epsilon}_{ij} \cdot \dot{\epsilon}_{ij}} \cdot dV \quad (5.8)$$

Enquanto a potência dissipada pelo atrito é dada pela expressão:

$$\dot{W}_f = \int_s \tau \cdot |\dot{u}_r| \cdot dS = \int_s \left(m \frac{\sigma_o}{\sqrt{3}} \right) \cdot |\dot{u}_r| \cdot dS \quad (5.9)$$

Considerando a energia total dada por:

$$J^* = \dot{W}_i + \dot{W}_f \quad (5.10)$$

O valor do raio neutro, R_n , que minimiza a expressão da energia total é considerado como o valor real; isto é feito derivando J^* em relação com R_n :

$$\frac{\partial J^*}{\partial R_n} = 0 \quad (5.11)$$

Seguindo-se o procedimento usual do método de limite superior⁽²¹⁻²²⁾, chega-se às expressões definidoras do raio neutro, as quais permitiram a obtenção das curvas de calibração.

Para $0 < R_n \leq R_i$, ou seja para uma expansão do raio interno, o raio neutro é calculado pela expressão:

$$\left(\frac{R_n}{R_e} \right)^2 = \frac{\sqrt{3}}{2} \left\{ \frac{\left[1 - \left(\frac{R_i}{R_e} \right)^4 \cdot X^2 \right]}{\sqrt{X \cdot (X - 1) \cdot \left[1 - \left(\frac{R_i}{R_e} \right)^4 \cdot X \right]}} \right\} \quad (5.12)$$

onde:

$$X = \left\{ \frac{R_e}{R_i} \cdot \exp \left[-m \cdot \frac{R_e}{T} \cdot \left(1 - \frac{R_i}{R_e} \right) \right] \right\}^2 \quad (5.13)$$

Para $R_i \leq R_n \leq R_e$, ou seja um encolhimento do raio interno, para chegar-se ao raio neutro, (R_n/R_e) é encontrado iterativamente por aproximações sucessivas, no caso deste estudo através do método de Newton-Raphson:

$$2 \cdot m \cdot \frac{R_e}{T} \left(1 + \frac{R_i}{R_e} - 2 \frac{R_n}{R_e} \right) + \left[\frac{\left(\frac{R_i}{R_e} \right)^2 \cdot \left(\frac{R_n}{R_e} \right)^2 + \sqrt{3 + \left(\frac{R_n}{R_e} \right)^4}}{\left(\frac{R_n}{R_e} \right)^2 + \sqrt{3 \left(\frac{R_i}{R_e} \right)^4 + \left(\frac{R_n}{R_e} \right)^4}} \right] = 0 \quad (5.14)$$

Para o valor inicial usado começar o processo iterativo de cálculo de (R_n/R_e) , tomou-se a expressão:

$$\frac{R_n}{R_e} = \frac{2 \cdot m \cdot \sqrt{3} \cdot \left(\frac{R_e}{T} \right)}{\left(\frac{R_e}{R_i} \right)^2 - 1} \cdot \left\{ \sqrt{1 + \frac{\left[1 + \left(\frac{R_i}{R_e} \right) \right] \left[\left(\frac{R_e}{R_i} \right)^2 - 1 \right]}{2 \cdot m \cdot \sqrt{3} \cdot \left(\frac{R_e}{T} \right)}} - 1 \right\} \quad (5.15)$$

Os cálculos são iniciados assumindo-se um valor para fator de atrito e calculando a posição do raio neutro, correspondente às dimensões do anel sob compressão até aquele instante. Considerando que ΔT simbolize uma mudança incremental da espessura do anel, o raio externo instantâneo é dado por:

$$R'_e = \sqrt{R_e^2 + (R_e^2 - R_n^2) \cdot \frac{\Delta T}{T'}} \quad (5.16)$$

e o raio interno instantâneo representado pela expressão:

$$R'_i = \sqrt{(R'_e)^2 + (R_e^2 - R_i^2) \cdot \frac{T}{T'}} \quad (5.17)$$

Nas expressões acima o valor da espessura do anel a cada incremento de deformação é designado por:

$$T' = T - \Delta T \quad (5.18)$$

Seguindo o procedimento acima, foi feito um programa computacional para gerar os dados das curvas de calibração, em linguagem Turbo-Pascal 5.5, cujo fluxograma está esquematizado nas figura 5.7. As curvas de calibração geradas por este procedimento, para anéis de proporções geométricas $(R_e:R_i:T)$ 6:3:1 e 6:3:2 estão representadas nas figuras 5.8 e 5.9.

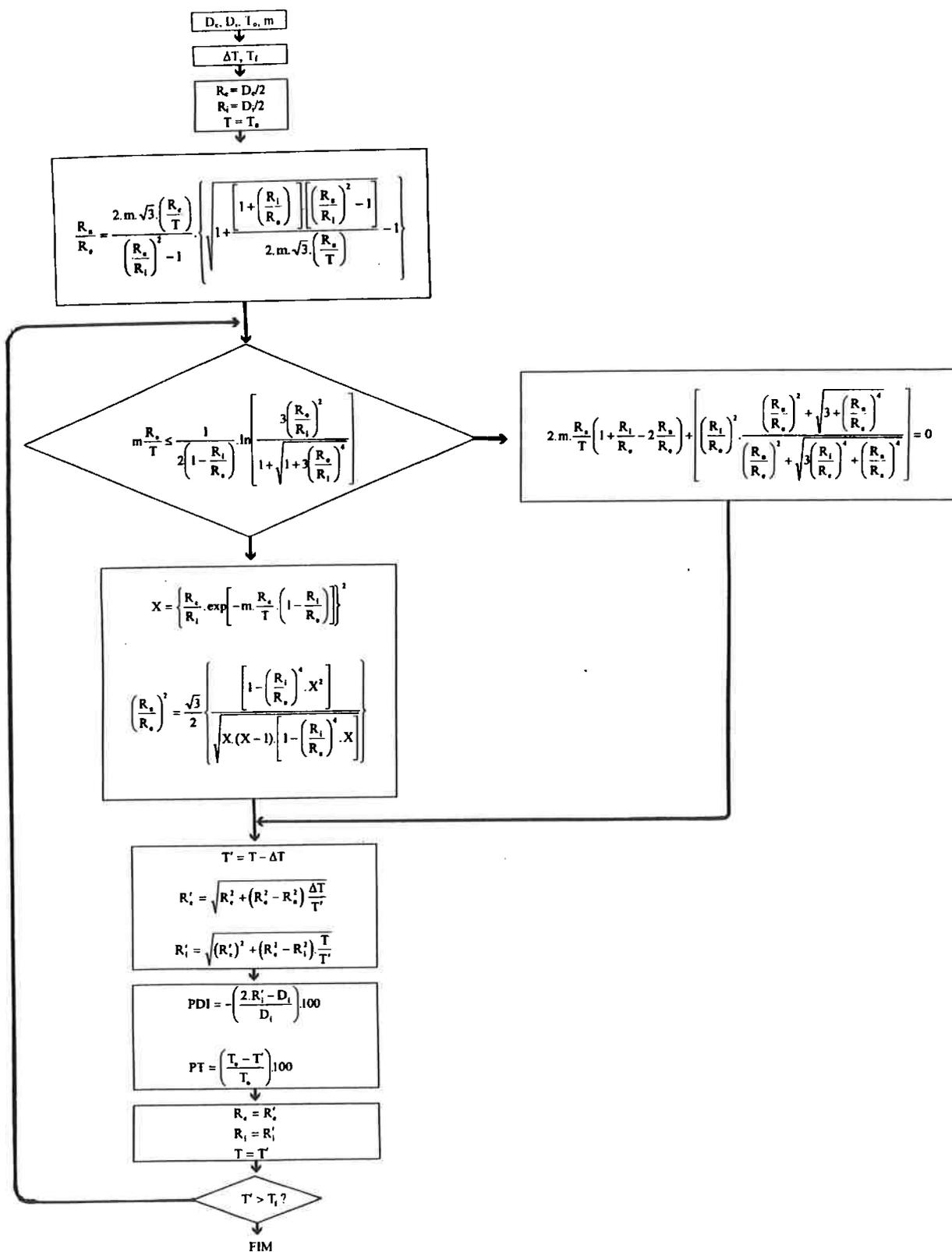


Figura 5.7 Fluxograma simplificado do procedimento de geração das curvas de calibração para o ensaio de compressão de anéis.

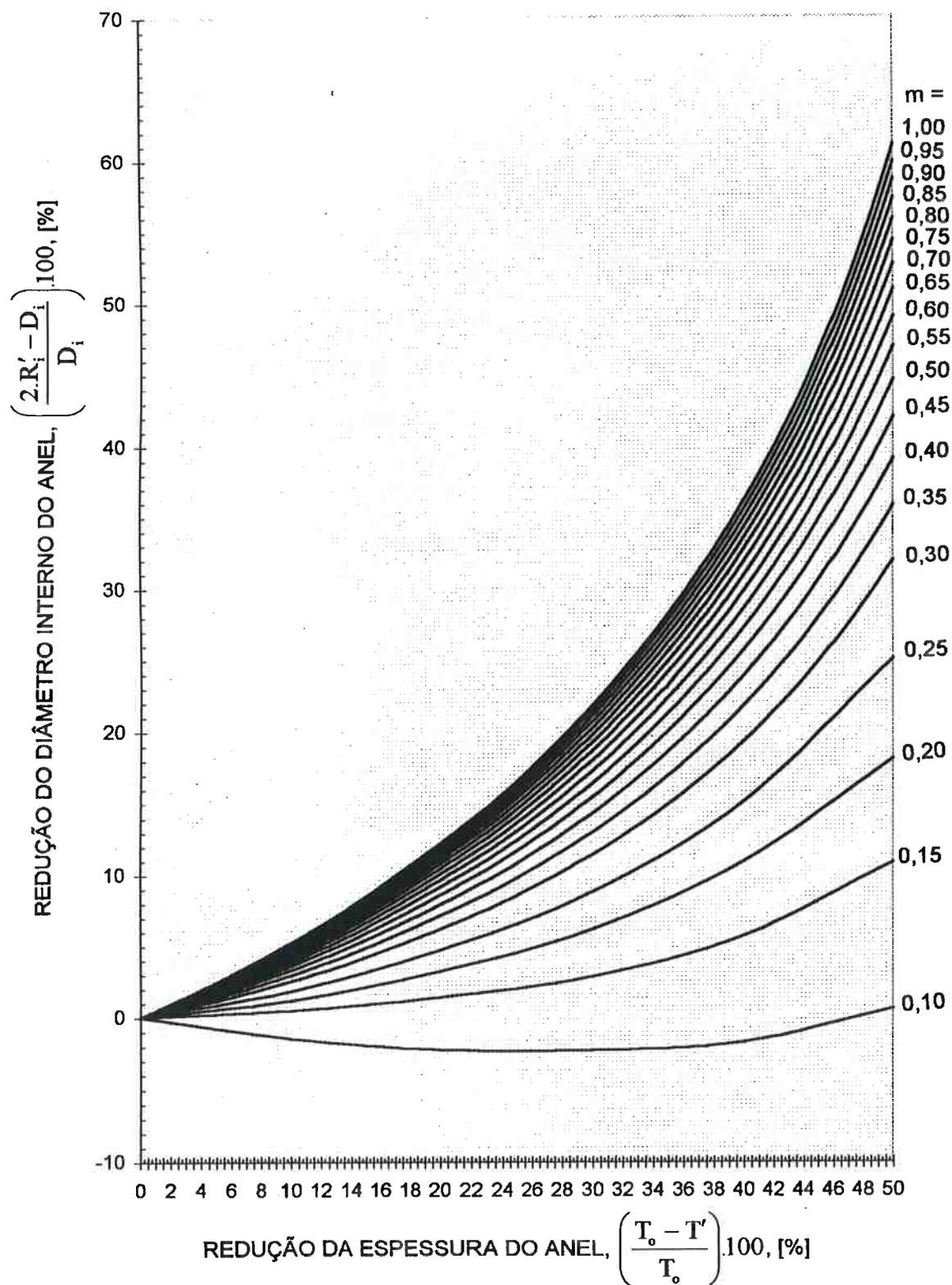


Figura 5.8 Curvas de calibração para o ensaio de compressão de anéis, para proporções geométricas $D_e:D_i:T = 6:3:1$.

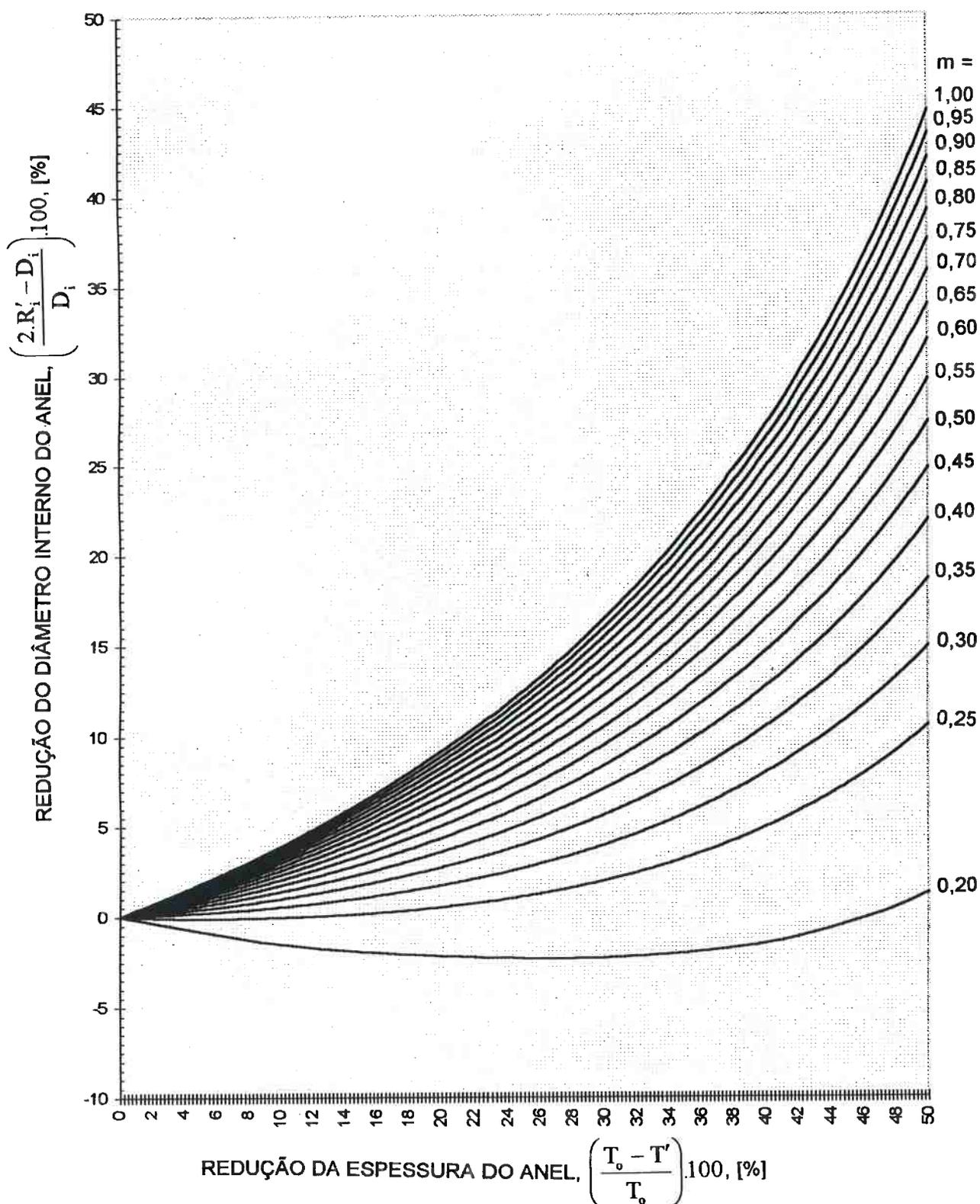


Figura 5.9 Curvas de calibração para o ensaio de compressão anéis com proporções geométricas $D_o:D_i:T = 6:3:2$.

5.8 Resultados do fator de atrito obtidos pelo ensaio de compressão de anéis

Nas tabelas 5.11 a 5.30 são apresentados os valores dos fatores de atrito determinados por meio do ensaio de compressão de anéis, usando a modelagem do limite superior do item 5.7, em função das condições de lubrificação da interface, proporções geométricas e redução percentual da espessura dos anéis. A taxa de deformação e a rugosidade da matriz são consideradas hipoteticamente constantes e não incluídas no estudo. O fator de atrito correspondente a 12 medidas ($n = 12$), tem sua incerteza de resultado corrigida pela distribuição de Student, para uma confiabilidade de 95 % e 11 graus de liberdade^(8-9,22)

5.8.1 Alumínio não anodizado

a) interface a seco

Tabela 5.11 Fator de atrito para alumínio não anodizado, interface a seco

Geometria	redução de espessura [%]	variação do diâmetro interno [%]	fator de atrito,	fator de atrito, (P = 95 %)	fator de atrito (P = 95 %)
6:3:1	16,67	8,87	0,775	0,7800 ± 0,0421	0,7750 ± 0,0281
	28,00	18,05	0,780		
	38,50	31,60	0,830		
	39,50	32,00	0,750		
	40,50	34,82	0,820		
	45,00	41,39	0,725		
6:3:2	20,55	7,92	0,770	0,7700 ± 0,0539	
	21,93	8,95	0,800		
	22,45	8,97	0,760		
	38,75	23,35	0,850		
	39,50	21,28	0,700		
	40,39	22,67	0,740		

b) interface lubrificada

Tabela 5.12 Fator de atrito para alumínio não anodizado, interface lubrificada

Geometria	redução de espessura [%]	variação do diâmetro interno [%]	fator de atrito,	fator de atrito, (P = 95 %)	fator de atrito (P = 95 %)
6:3:1	17,65	6,03	0,350	0,3250 ± 0,0287	0,3300 ± 0,0167
	21,85	7,15	0,310		
	20,50	7,15	0,320		
	38,50	20,24	0,350		
	45,07	27,02	0,340		
	46,00	24,32	0,280		
6:3:2	24,72	3,30	0,320	0,3350 ± 0,0280	
	24,73	3,33	0,330		
	24,78	3,24	0,340		
	38,00	10,40	0,380		
	41,68	11,00	0,340		
	41,82	8,95	0,300		

5.8.2 Alumínio anodizado em eletrólito de ácido crômico

a) anodização crômica com 15 minutos.

a.1) interface a seco, sem lubrificação

Tabela 5.13 Fator de atrito para camada de anodização crômica, 15 minutos, a seco.

Geometria	redução de espessura [%]	variação do diâmetro interno [%]	fator de atrito,	fator de atrito, (P = 95 %)	fator de atrito (P = 95 %)
6:3:1	16,55	8,68	0,750	0,8025 ± 0,0580	0,7996 ± 0,0310
	16,99	9,30	0,825		
	17,00	8,86	0,730		
	42,50	37,98	0,800		
	42,78	40,19	0,880		
	44,25	41,95	0,830		
6:3:2	21,47	9,11	0,850	0,7967 ± 0,0486	
	22,51	8,39	0,750		
	22,50	9,21	0,780		
	37,38	20,60	0,770		
	40,06	24,85	0,860		
	41,20	24,80	0,770		

a.2) interface lubrificada

Tabela 5.14 Fator de atrito para camada de anodização crômica, 15 minutos, lubrificada

Geometria	redução de espessura [%]	variação do diâmetro interno [%]	fator de atrito,	fator de atrito, (P = 95 %)	fator de atrito (P = 95 %)
6:3:1	19,65	7,05	0,350	0,3183 ± 0,0366	0,3308 ± 0,0265
	20,54	5,85	0,330		
	26,51	10,07	0,330		
	47,65	32,17	0,350		
	48,00	26,95	0,280		
	49,50	29,07	0,270		
6:3:2	21,55	4,05	0,400	0,3433 ± 0,0495	
	23,94	4,28	0,380		
	27,07	2,76	0,290		
	36,25	5,61	0,290		
	38,14	10,20	0,370		
	42,56	11,00	0,330		

b) anodização crômica por 30 minutos.

b.1) interface a seco, sem lubrificação

Tabela 5.15 Fator de atrito para camada de anodização crômica, 30 minutos, a seco.

Geometria	redução de espessura [%]	variação do diâmetro interno [%]	fator de atrito,	fator de atrito, (P = 95 %)	fator de atrito (P = 95 %)
6:3:1	16,06	8,73	0,860	0,8500 ± 0,0376	0,8567 ± 0,0273
	18,55	10,25	0,800		
	19,19	10,74	0,820		
	19,80	11,67	0,900		
	20,34	11,86	0,850		
	21,44	12,85	0,870		
6:3:2	17,53	7,08	0,880	0,8633 ± 0,0543	
	20,75	8,16	0,780		
	20,77	9,06	0,900		
	36,45	21,90	0,920		
	39,65	23,96	0,825		
	39,94	25,19	0,875		

b.2) interface lubrificada

Tabela 5.16 Fator de atrito para camada de anodização crômica, 30 minutos, lubrificada

Geometria	redução de espessura [%]	variação do diâmetro interno [%]	fator de atrito,	fator de atrito, (P = 95 %)	fator de atrito (P = 95 %)
6:3:1	20,02	6,19	0,300	0,3100 ± 0,0313	0,3354 ± 0,0258
	20,05	5,65	0,275		
	22,00	7,64	0,325		
	45,60	28,77	0,350		
	49,15	28,55	0,280		
	49,35	32,89	0,330		
6:3:2	24,38	2,56	0,300	0,3608 ± 0,0361	
	18,95	2,50	0,350		
	21,78	3,66	0,380		
	37,88	9,25	0,360		
	41,25	13,59	0,400		
	45,34	15,68	0,375		

c) anodização crômica com 45 minutos.

c.1) interface a seco, sem lubrificação

Tabela 5.17 Fator de atrito para camada de anodização crômica, 45 minutos, a seco.

Geometria	redução de espessura [%]	variação do diâmetro interno [%]	fator de atrito,	fator de atrito, (P = 95 %)	fator de atrito (P = 95 %)
6:3:1	18,96	10,92	0,875	0,8567 ± 0,0409	0,8783 ± 0,0295
	20,22	11,77	0,850		
	20,50	11,73	0,800		
	46,50	46,99	0,825		
	47,10	50,08	0,900		
	48,50	53,62	0,890		
6:3:2	19,75	8,27	0,870	0,9000 ± 0,0482	
	20,28	8,99	0,930		
	21,25	8,79	0,825		
	37,15	22,33	0,900		
	37,94	23,91	0,950		
	38,08	23,76	0,925		

c.2) interface lubrificada

Tabela 5.18 Fator de atrito para camada de anodização crômica, 45 minutos, lubrificada

Geometria	redução de espessura [%]	variação do diâmetro interno [%]	fator de atrito,	fator de atrito, (P = 95 %)	fator de atrito (P = 95 %)
6:3:1	23,65	8,49	0,325	0,3117 ± 0,0294	0,3313 ± 0,0284
	24,02	8,05	0,300		
	24,50	7,61	0,275		
	48,05	30,75	0,330		
	49,00	29,73	0,290		
	50,25	36,28	0,350		
6:3:2	19,77	3,12	0,375	0,3508 ± 0,0544	
	24,25	1,85	0,280		
	29,75	3,65	0,290		
	40,03	11,65	0,380		
	41,65	12,76	0,380		
	43,85	15,67	0,400		

5.8.3 Alumínio anodizado em eletrólito de ácido sulfúrico

a) anodização sulfúrica com 15 minutos.

a.1) interface a seco, sem lubrificação

Tabela 5.19 Fator de atrito para camada de anodização sulfúrica, 15 minutos, a seco

Geometria	redução de espessura [%]	variação do diâmetro interno [%]	fator de atrito,	fator de atrito, (P = 95 %)	fator de atrito (P = 95 %)
6:3:1	12,53	6,18	0,750	0,8458 ± 0,0900	0,8496 ± 0,0486
	13,50	7,12	0,900		
	16,43	8,48	0,725		
	38,50	32,19	0,875		
	39,25	33,72	0,900		
	39,50	34,44	0,925		
6:3:2	20,80	7,95	0,750	0,8533 ± 0,0777	
	21,02	8,54	0,775		
	22,60	9,85	0,860		
	37,16	22,70	0,925		
	38,57	24,11	0,910		
	39,53	25,11	0,900		

a.2) interface lubrificada

Tabela 5.20 Fator de atrito para anodização sulfúrica 15 minutos, lubrificada

Geometria	redução de espessura [%]	variação do diâmetro interno [%]	fator de atrito,	fator de atrito, (P = 95 %)	fator de atrito (P = 95 %)
6:3:1	26,48	9,68	0,325	0,3808 ± 0,0819	C 4300 ± 0,0493
	26,50	11,83	0,400		
	27,00	9,38	0,300		
	47,12	31,02	0,350		
	50,05	38,20	0,390		
	51,00	46,40	0,520		
6:3:2	19,03	4,70	0,500	0,4792 ± 0,0386	
	20,46	4,87	0,475		
	26,74	6,96	0,450		
	37,54	11,96	0,425		
	38,95	16,26	0,525		
	43,56	19,68	0,500		

b) anodização sulfúrica com 30 minutos.

b.1) interface a seco, sem lubrificação

Tabela 5.21 Fator de atrito para camada de anodização sulfúrica, 30 minutos, a seco

Geometria	redução de espessura [%]	variação do diâmetro interno [%]	fator de atrito,	fator de atrito, (P = 95 %)	fator de atrito (P = 95 %)
6:3:1	12,02	6,10	0,825	0,8767 ± 0,0586	0,8983 ± 0,0360
	17,15	9,28	0,800		
	21,19	12,80	0,900		
	40,03	35,66	0,950		
	42,86	41,33	0,910		
	45,90	46,57	0,875		
6:3:2	21,46	9,78	0,950	0,9200 ± 0,0556	
	22,44	9,73	0,860		
	22,13	10,34	0,975		
	36,08	21,95	0,960		
	38,14	23,83	0,925		
	40,32	25,30	0,850		

b.2) interface lubrificada

Tabela 5.22 Fator de atrito para camada de anodização sulfúrica 30 minutos, lubrificada

Geometria	redução de espessura [%]	variação do diâmetro interno [%]	fator de atrito,	fator de atrito, (P = 95 %)	fator de atrito (P = 95 %)
6:3:1	21,35	9,53	0,480	0,5042 ± 0,0717	0,5654 ± 0,0529
	22,02	11,46	0,600		
	26,00	11,98	0,425		
	46,90	38,09	0,500		
	48,25	43,16	0,570		
	48,98	39,12	0,450		
6:3:2	20,49	5,84	0,550	0,6267 ± 0,0418	
	20,72	7,43	0,620		
	21,95	7,26	0,640		
	38,54	19,10	0,650		
	40,29	22,20	0,660		
	41,71	21,40	0,640		

c) anodização sulfúrica com 45 minutos.

c.1) interface a seco, sem lubrificação

Tabela 5.23 Fator de atrito para camada de anodização sulfúrica 45 minutos, a seco

Geometria	redução de espessura [%]	variação do diâmetro interno [%]	fator de atrito,	fator de atrito, (P = 95 %)	fator de atrito (P = 95 %)
6:3:1	12,75	6,80	0,925	0,9567 ± 0,0705	0,9746 ± 0,0339
	16,67	9,35	0,900		
	17,50	9,85	0,875		
	44,00	44,25	1,000		
	44,05	44,97	1,050		
	45,20	46,60	0,990		
6:3:2	22,25	10,42	0,975	0,9925 ± 0,0328	
	22,95	11,46	1,050		
	24,25	11,66	0,960		
	38,38	25,30	0,990		
	36,63	25,10	0,980		
	39,75	26,93	1,000		

c.2) interface lubrificada

Tabela 5.24 Fator de atrito para camada de anodização sulfúrica 45 minutos, lubrificada

Geometria	redução de espessura [%]	variação do diâmetro interno [%]	fator de atrito,	fator de atrito, (P = 95 %)	fator de atrito (P = 95 %)
6:3:1	15,69	6,91	0,530	0,5367 ± 0,0877	0,6083 ± 0,0645
	17,46	8,06	0,550		
	20,60	10,25	0,570		
	46,40	35,67	0,470		
	46,50	34,15	0,430		
	46,67	43,65	0,670		
6:3:2	19,75	6,79	0,680	0,6800 ± 0,0607	
	21,27	6,54	0,625		
	21,34	7,01	0,600		
	37,57	19,42	0,700		
	39,22	22,03	0,750		
	39,62	21,95	0,725		

5.8.4 Alumínio submetido a anodização dura em eletrólito de ácido sulfúrico

a) anodização dura com 15 minutos.

a.1) interface a seco, sem lubrificação

Tabela 5.25 Fator de atrito para camada de anodização dura, 15 minutos, a seco

Geometria	redução de espessura [%]	variação do diâmetro interno [%]	fator de atrito,	fator de atrito, (P = 95 %)	fator de atrito (P = 95 %)
6:3:1	14,80	7,69	0,780	0,8017 ± 0,0458	0,8233 ± 0,0401
	17,00	9,20	0,800		
	18,45	10,33	0,825		
	40,50	33,59	0,750		
	42,68	39,58	0,875		
	44,40	41,19	0,780		
6:3:2	15,78	5,52	0,750	0,8450 ± 0,0796	
	18,25	7,35	0,860		
	19,50	7,30	0,760		
	34,89	19,40	0,860		
	36,40	22,00	0,940		
	41,81	28,07	0,900		

a.2) interface lubrificada

Tabela 5.26 Fator de atrito para camada de anodização dura, 15 minutos, lubrificada.

Geometria	redução de espessura [%]	variação do diâmetro interno [%]	fator de atrito,	fator de atrito, (P = 95 %)	fator de atrito (P = 95 %)
6:3:1	17,35	7,69	0,530	0,5375 ± 0,0869	0,6088 ± 0,0641
	20,50	9,90	0,550		
	22,50	11,50	0,570		
	41,20	28,10	0,475		
	42,65	28,44	0,430		
	45,66	41,64	0,670		
6:3:2	21,25	7,55	0,680	0,6800 ± 0,0607	
	22,20	7,47	0,625		
	23,00	7,56	0,600		
	37,75	19,50	0,700		
	41,45	24,59	0,750		
	43,23	26,23	0,725		

b) anodização dura com 30 minutos.

b.1) interface a seco, sem lubrificação

Tabela 5.27 Fator de atrito para camada de anodização dura, 30 minutos, a seco.

Geometria	redução de espessura [%]	variação do diâmetro interno [%]	fator de atrito,	fator de atrito, (P = 95 %)	fator de atrito (P = 95 %)
6:3:1	9,85	4,85	0,825	0,9458 ± 0,0945	0,9704 ± 0,0484
	16,17	8,83	0,850		
	19,49	11,81	1,000		
	41,41	38,81	1,000		
	43,51	43,58	1,050		
	45,50	46,95	0,950		
6:3:2	17,50	7,55	0,975	0,9950 ± 0,0596	
	19,20	9,15	1,100		
	20,49	9,40	0,990		
	36,29	22,40	0,975		
	38,10	24,90	1,000		
	39,06	24,90	0,930		

b.2) interface lubrificada

Tabela 5.28 Fator de atrito para camada de anodização dura 30 minutos, lubrificada

Geometria	redução de espessura [%]	variação do diâmetro interno [%]	fator de atrito,	fator de atrito, (P = 95 %)	fator de atrito (P = 95 %)
6:3:1	19,75	11,29	0,825	0,8033 ± 0,1332	0,8238 ± 0,0645
	24,65	15,61	0,875		
	27,18	18,18	0,900		
	40,69	32,99	0,700		
	41,16	31,57	0,600		
	43,86	42,79	0,920		
6:3:2	20,67	8,67	0,850	0,8442 ± 0,0782	
	21,75	8,88	0,800		
	19,60	8,20	0,870		
	38,47	23,83	0,900		
	39,50	25,47	0,925		
	40,25	22,65	0,720		

c) anodização dura com 45 minutos.

c.1) interface a seco, sem lubrificação

Tabela 5.29 Fator de atrito para camada de anodização dura, 45 minutos, a seco

Geometria	redução de espessura [%]	variação do diâmetro interno [%]	fator de atrito,	fator de atrito, (P = 95 %)	fator de atrito (P = 95 %)
6:3:1	13,27	7,00	0,875	0,9892 ± 0,0676	1,0129 ± 0,0459
	15,60	9,10	0,980		
	16,10	9,10	0,980		
	45,80	49,02	1,000		
	46,90	52,00	1,050		
	47,92	55,25	1,050		
6:3:2	17,16	7,38	0,980	1,0367 ± 0,0812	
	19,75	9,50	1,100		
	20,50	10,20	1,150		
	38,50	26,20	1,050		
	38,22	24,28	0,950		
	38,58	25,20	0,990		

c.2) interface lubrificada

Tabela 5.30 Fator de atrito para camada de anodização dura, 45 minutos, lubrificada

Geometria	redução de espessura [%]	variação do diâmetro interno [%]	fator de atrito,	fator de atrito (P = 95 %)	fator de atrito (P = 95 %)
6:3:1	19,75	11,83	0,950	0,9025 ± 0,1130	0,9054 ± 0,0635
	24,65	16,25	0,980		
	27,18	18,19	0,990		
	40,69	32,99	0,700		
	41,75	36,70	0,875		
	43,86	43,04	0,920		
6:3:2	20,67	8,67	0,850	0,9083 ± 0,1069	
	21,75	10,10	0,980		
	19,60	8,20	0,870		
	38,47	25,31	1,000		
	39,50	26,60	1,000		
	40,25	23,18	0,750		

Referências bibliográficas

- 1 BHATTACHARYYA, D e BROWN, R. H., Sensitivity of the Ring Test, In: *Metalworking Lubrication - Proc. of the International Symposium Metalworking Lubrication - Century 2 Emerging Technology Conferences*, São Francisco-EUA, 18-19 de agosto de 1980, Ed. S. Kalpakjian e S. Jain, American Society of Mechanical Engineers, 1980, p. 23-30.
- 2 MARCICANO, J. P. P., *Matrizes de Forjamento: Projeto Auxiliado por Computador*. São Paulo, 1995. 143p. Dissertação (Mestrado) - Escola Politécnica, Universidade de São Paulo.
- 3 BRESCIANI F^o, E., *Seleção de Metais Não Ferrosos*. 1.ed. Campinas, SP, Editora da Unicamp, 1992, (Série Manuais). Cap. 2, p. 25-44: alumínio e ligas de alumínio.
- 4 HATCH, J. E., *Aluminum: Properties and Physical Metallurgy*. Metals Park, Ohio - EUA, 1993, American Society for Metals, 424p.
- 5 Norma brasileira NBR 6834 - *Alumínio e suas ligas: classificação*, São Paulo, 1981, Associação Brasileira de Normas Técnicas, 14p.
- 6 LEPECKI, H. J. L. e MONTEIRO, E., Influência da Qualidade Superficial de Amostras de Alumínio 1100 na obtenção de seus parâmetros em compressão plana, In: V CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA MECÂNICA, Campinas - SP, 1979, *Anais*, Associação Brasileira de Ciências Mecânicas, pp. 138-48. / Trabalho Tecnológico n. BT-05/.
- 7 GATTI, J. A. B., AOKI, C. S. C. e BRESCIANI F^o, E., Influência do Acabamento Superficial do Substrato na Qualidade dos Revestimentos Fosfatizados, In: X CONGRESSO BRASILEIRO DE ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS, Águas de Lindóia - SP, 1992, *Anais*, Unicamp, pp. 90-4.
- 8 BOX, G. P., HUNTER, W. G. e HUNTER, J. S., *Statistics for Experimenters*, Nova Iorque - EUA, Ed. John Wiley & Sons Inc., 1978.
- 9 SCHNEIDER, C. A., LÜCKE, H. A. H. e SCHOELER, N., Calibração de Sistemas de Medição, In: ENCONTRO NACIONAL DE ATUALIZAÇÃO TECNOLÓGICA EM ENGENHARIA MECÂNICA, Florianópolis-SC, *Apostila minicurso n. 11*, UFSC / RWTH - Aachen, 1982, 65p. /Apostila/
- 10 BRESCIANI F^o, E., ALVES, V. F. A., NERY, F. A. C., GETSCHKO, N., ASLAN, J. e GOMES, E., Desenvolvimento de uma Máquina de Laboratório de Forjamento e Estampagem de Metais In: I SIMPÓSIO DE CONFORMAÇÃO PLÁSTICA DOS METAIS Campinas, 1984, *Anais*. Campinas - SP, DEMA / FEC - UNICAMP, Campinas - SP, 1984, 12 pp. 10-5.

- 11 NERY, F. A. C., GETSCHKO, N. e BRESCIANI F^o, E., Máquina para Ensaio de Forjamento e Estampagem In: 41^o CONGRESSO ANUAL DA ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE METAIS, São Paulo, 1986. Anais, São Paulo, ABM, pp. 411-18.
- 12 GETSCHKO, N., NERY, F. A. C., ALVES, V. F. A., GOMES, E. e BRESCIANI F^o, E. Acionamento e Controle do Sistema Hidráulico da Máquina para Ensaio de Forjamento Estampagem, In: II SIMPÓSIO DE CONFORMAÇÃO PLÁSTICA DOS METAIS. Campinas, 1986, Anais. Campinas-SP, DEMA / FEC - UNICAMP, Campinas - SP, 1987, pp. 132-41.
- 13 BRESCIANI F^o, E., Modelagem e Simulação Física e Matemática (Analítica e Estatística) do Atrito nos Processos de Conformação Plástica dos Metais, Campinas, DEMA/FEM-UNICAMP, 1991. / Notas de aula da disciplina IM-324 - Tópicos de Conformação Plástica dos Metais (Modelagem do Atrito), Curso de Pós-Graduação em engenharia mecânica, FEM-UNICAMP, 1991, anotações pessoais/.
- 14 MULC, A. e KALPAKJIAN, S., Analysis of Friction in Ring Compression: A Factorial Experiment, Trans. ASME - J. of Eng. for Industry, v. 94, 1972, p. 1189-92.
- 15 WHITMAN, C. I., Speeding Technical Solution in Particulate Technology with Design of Experiments and Related Statistical Methods, The International Journal of Powder Metallurgy, v. 30, n. 1, 1994, pp. 31-45.
- 16 DIETER, G. E., Engineering Design - A Materials and Processing Approach, 2.ed., Singapura, Ed. McGraw-Hill Inc., 1991, Cap. 11, p. 462-522: Engineering Statistics.
- 17 MALE, A. T., The Friction of Metals Undergoing Plastic Deformation at Elevated Temperatures, Birmingham, 1964, Tese (Doutoramento), Department of Industrial Metallurgy, University of Birmingham. 90 p.
- 18 MALE, A. T. e DePIERRE, V., The Validity of Mathematical Solutions for Determining Friction From the Ring Compression Test, Trans. ASME - J. of Lubrication Technology, v. 92, n. 2, 1970, p. 389-97.
- 19 HARAGUCHI, M., Máquina de Medir Tridimensional e Programa Universal de Metrologia - Guia de Operação. São Paulo, 1993, 90p. Monografia (Trabalho final da disciplina PMC-574 Estágio Supervisionado). PMC-EPUSP.
- 20 AVITZUR, B., Metal Forming: Process and Analysis, Ed. Tata-McGraw-Hill, Nova Delhi - India, 1977. Capítulo 7, p. 77-152: Forging of Disks.
- 21 AVITZUR, B. Forging of HoLow Discs, Israel Journal of Technology, v. 2, n. 3, 1964, p. 295-304.

6 RESULTADOS E DISCUSSÃO

6.1 Modelo de regressão estatística dos resultados

Os dados experimentais apresentados no capítulo 5, decorrentes dos experimentos de avaliação quantitativa do comportamento do atrito por meio da determinação do fator de atrito, usando um método do limite superior e ensaios de recalque de anéis de alumínio com diferentes espessuras da camada anodizada, são agora estudados considerando uma avaliação quantitativa da significância estatística e da utilidade de um modelo de regressão entre as espessuras das camadas anodizadas, variável explanatória, e os fatores de atrito determinados nas condições a seco e com lubrificação, variável dependente.

A avaliação da significância estatística da interação entre a espessura da camada anodizada e o fator de atrito, é realizada através da análise de variância e comparação entre o valor da razão da distribuição F e seu valor crítico ao nível de 5%. A utilidade do modelo de regressão linear simples é avaliada através do coeficiente de regressão linear, seu erro padrão e da comparação do correspondente valor para o teste de t de Student com o valor crítico ao nível de 5%. Em todos os casos, a avaliação é complementada pela análise do coeficiente de correlação linear, do coeficiente de determinação e do erro padrão da estimativa. Todo o procedimento estatístico foi feito com auxílio do programa Statgraphics 2.7⁽¹⁻²⁾ seguindo as recomendações tradicionais da análise estatística⁽³⁾.

6.1.1 Análise da regressão estatística para a condição interfacial a seco

Os resultados são apresentados considerando individualmente cada um dos três processos de anodização estudados, e finalmente analisando a tendência geral para as faixas de fatores de atrito e espessuras da camada anodizada determinadas pelos dados experimentais, primeiro na condição interfacial a seco e depois sob lubrificação.

6.1.1.1 Regressão estatística entre a espessura da camada de anodização crômica e o fator de atrito determinado sob condição interfacial a seco

Como pode ser visto na Figura 6.1, um aumento na espessura da camada de anodização crômica implicou em uma elevação do fator de atrito, medido sob condição de não lubrificação. A significância estatística desta interação é confirmada pelos dados da análise de variância apresentados na Tabela 6.1. A análise estatística mostra um coeficiente de correlação linear 68 % entre estas variáveis e que 46,26% da variação do fator de atrito poderia ser explicada pela mudança da espessura da camada anodizada, com um erro padrão da estimativa de 0,0452685.

A utilidade de um modelo de regressão linear simples entre a espessura da camada anodização crômica e o fator de atrito, determinado na condição a seco, pode ser avaliada por meio da Tabela 6.2. O aumento do fator de atrito com a espessura da camada anodizada é quantificado pelo coeficiente de regressão linear positivo ($b = + 0,0437029$) que resulta em um valor para o teste de Student, $t = 6,29226$, maior que o valor crítico unilateral $t_{0,05} = 2,013$; comprovando a significância estatística do modelo.

Tabela 6.1 Análise de variância entre a espessura da camada de anodização crômica e o fator de atrito na condição interfacial a seco.

Fontes de Variabilidade	Soma dos Quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado Médio	Valor da razão F	Valor crítico de $F_{(0,05)}$
Modelo	0,081134	1	0,081134	39,59248	4,05
Resíduos	0,094265	46	0,002049		
Total (correlação)	0,175399	47			

Coeficiente de Correlação linear (r)	0,680125
Coeficiente de determinação (r^2)	46,26 %
Erro padrão da estimativa	0,0452685

Tabela 6.2 Análise de regressão linear entre a espessura da camada de anodização crômica (variável explanatória) e o fator de atrito (variável dependente). Interface a seco.

Parâmetro	Estimativa	Erro padrão	Valor de t	Valor crítico de $t_{(0,05)}$
Interceptação	0,774952	0,0105905	73,1744	2,013
Coef. de Regressão	0,0437029	0,0069455	6,29226	2,013

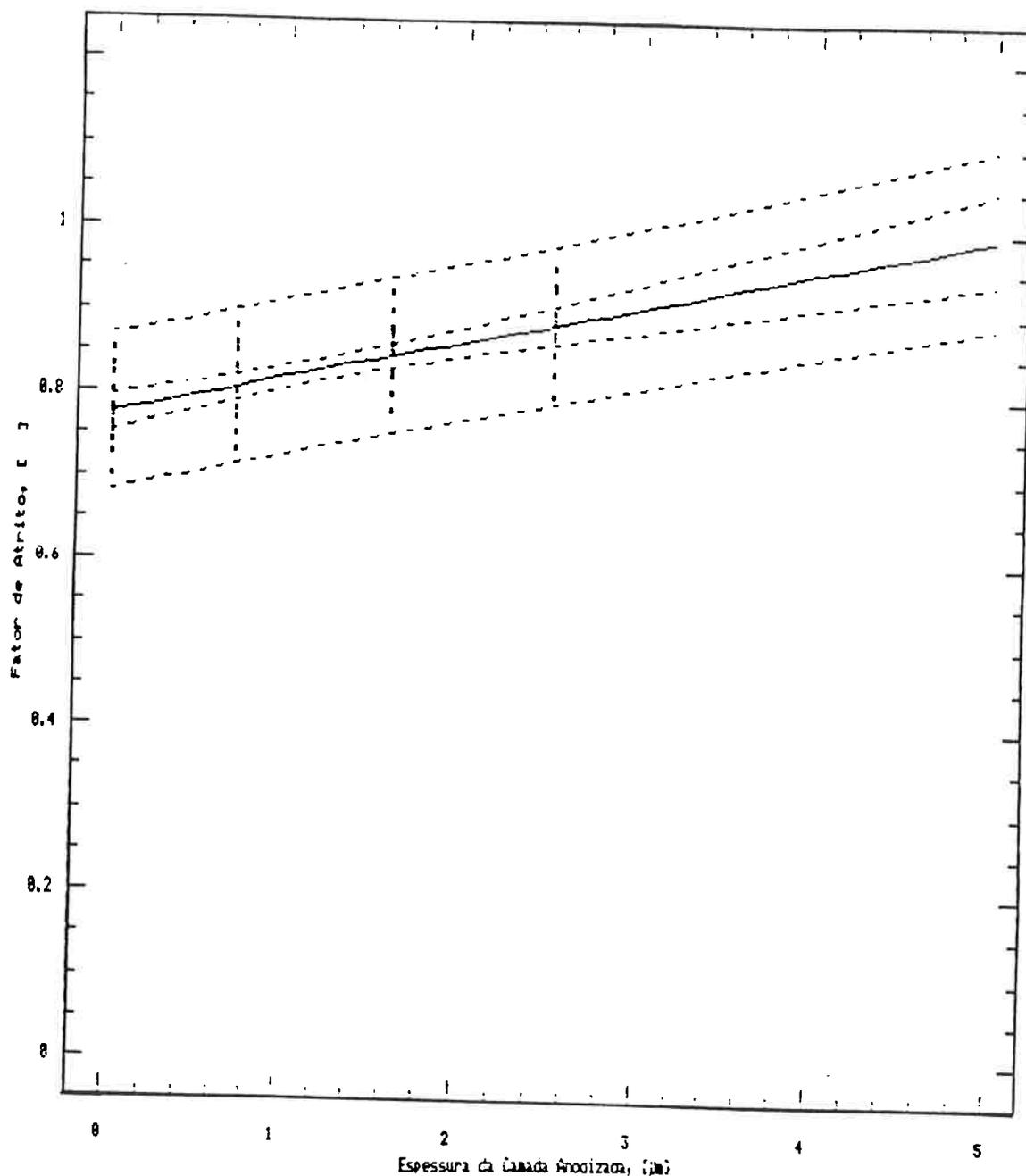


Figura 6.1 Variação do fator de atrito em função da espessura da camada de anodização crômica, na compressão de anéis de alumínio ABNT 1050-O, sob condição interfacial a seco, com intervalos de 95 % para os resultados experimentais (intervalo interno) e para os valores preditos pela análise de regressão linear simples (intervalo externo).

6.1.1.2 Regressão estatística entre a espessura da camada de anodização sulfúrica e o fator de atrito determinado sob condição interfacial a seco.

Como pode ser visto na Figura 6.2, o aumento na espessura da camada de anodização sulfúrica implicou em uma elevação do fator de atrito, determinado sob condição interfacial a seco. A significância estatística desta interação é confirmada pelos dados de análise de variância apresentados na Tabela 6.3. A análise estatística mostra um coeficiente de correlação linear de 77,65 % e que 60,29 % da variação do fator de atrito poderia ser explicada pela mudança da espessura da camada anodizada, com um erro padrão da estimativa de 0,0591834.

A utilidade de um modelo de regressão linear simples entre a espessura da camada anodização sulfúrica e o fator de atrito, determinado na condição a seco, pode ser avaliada por meio da Tabela 6.4. O aumento do fator de atrito com a espessura da camada anodizada é quantificado pelo coeficiente de regressão linear positivo ($b = +0,00735863$), que resulta em um valor do teste de t de Student ($t = 8,35672$) maior que o valor crítico unilateral $t_{0,05} = 2,013$; comprovando a significância estatística do modelo.

Tabela 6.3 Análise de variância entre a espessura da camada de anodização sulfúrica e o fator de atrito na condição interfacial a seco.

Fontes de Variabilidade	Soma dos Quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado Médio	Valor da razão F	Valor crítico de $F_{(0,05)}$
Modelo	0,244608	1	0,244608	69,83474	4,05
Resíduos	0,161123	46	0,003503		
Total (correlação)	0,405731	47			
Coeficiente de Correlação linear (r)			0,776455		
Coeficiente de determinação (r^2)			60,29 %		
Erro padrão da estimativa			0,0591834		

Tabela 6.4 Análise de regressão linear entre a espessura da camada de anodização sulfúrica (variável explanatória) e o fator de atrito (variável dependente). Interface a seco.

Parâmetro	Estimativa	Erro padrão	Valor de t	Valor crítico de $t_{(0,05)}$
Interceptação	0,789751	0,0132483	59,6113	2,013
Coef. de Regressão	0,0073586	0,000880565	8,35672	2,013

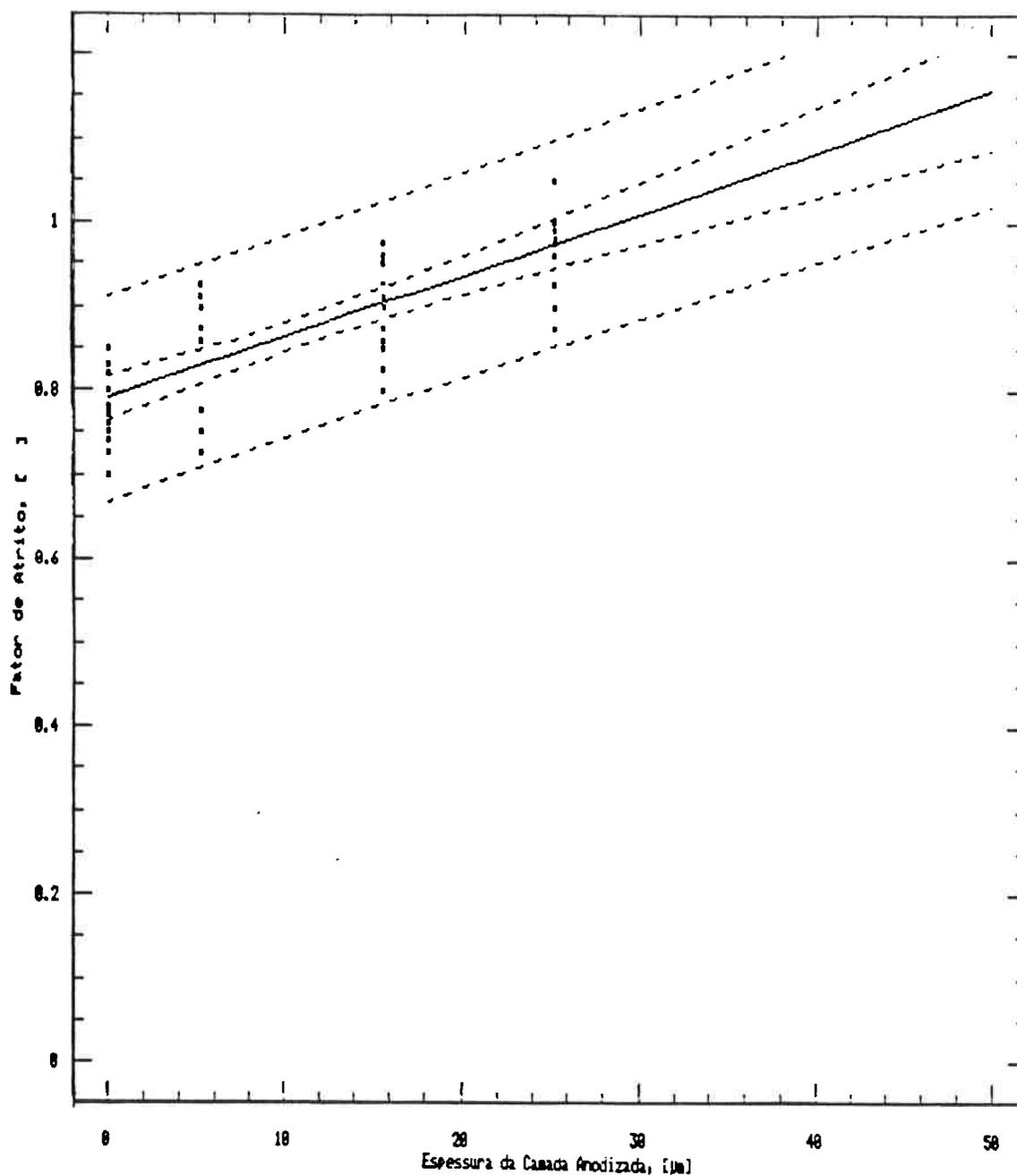


Figura 6.2 Variação do fator de atrito em função da espessura da camada de anodização sulfúrica, na compressão de anéis de alumínio ABNT 1050-O, sob condição interfacial a seco, com intervalos de 95 % para os resultados experimentais (intervalo interno) e para os valores preditos pela análise de regressão linear simples (intervalo externo).

6.1.1.3 Regressão estatística entre a espessura da camada de anodização dura e o fator de atrito determinado sob condição interfacial a seco.

Como pode ser visto na Figura 6.3 o aumento na espessura na camada de anodização dura implicou em uma elevação do fator de atrito, determinado sob condição interfacial a seco. A significância estatística desta interação é confirmada pelos dados de análise de variância apresentados na Tabela 6.5. A análise estatística mostra um coeficiente de correlação linear de 83,09 % e que 69,04 % da variação do fator de atrito poderia ser explicada pela mudança da espessura da camada de anodização dura, com um erro padrão da estimativa de 0,0664665.

A utilidade do modelo de regressão linear simples entre a espessura da camada anodização dura e o fator de atrito, determinado na condição a seco, pode ser avaliada por meio na Tabela 6.6. O aumento do fator de atrito com a espessura da camada de anodização dura pode ser quantificado pelo coeficiente de regressão linear positivo ($b = + 0,0051209$), que resulta em um valor do teste de Student, $t = 10,127$, maior que o valor crítico unilateral $t_{0,05} = 2,013$; comprovando a significância estatística do modelo.

Tabela 6.5 Análise de variância entre a espessura da camada de anodização dura e o fator de atrito na condição interfacial a seco.

Fontes de Variabilidade	Soma dos Quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado Médio	Valor da razão F	Valor crítico de $F_{(0,05)}$
Modelo	0,45307	1	0,45307	102,5564	4,05
Resíduos	0,203219	46	0,004418		
Total (correlação)	0,656292	47			
Coeficiente de Correlação linear (r)			0,830875		
Coeficiente de determinação (r^2)			69,04 %		
Erro padrão da estimativa			0,0664665		

Tabela 6.6 Análise de regressão linear entre a espessura da camada de anodização dura (variável explanatória) e o fator de atrito (variável dependente). Interface a seco.

Parâmetro	Estimativa	Erro padrão	Valor de t	Valor crítico de $t_{(0,05)}$
Interceptação	0,762652	0,0162452	46,9463	2,013
Coef. de Regressão	0,00512109	0,000505686	10,127	2,013

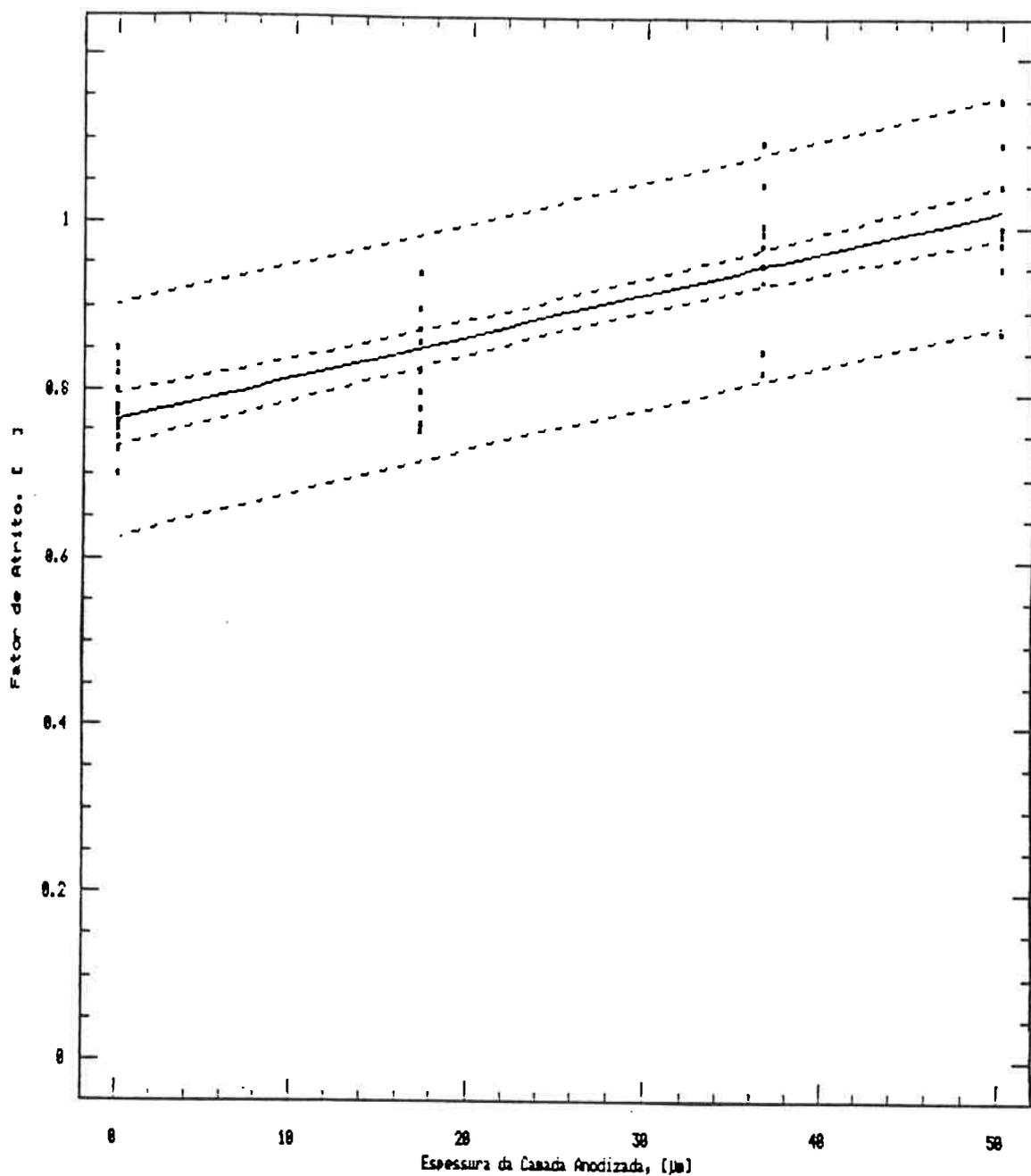


Figura 6.3 Variação do fator de atrito em função da espessura da camada de anodização dura, na compressão de anéis de alumínio ABNT 1050-O, sob condição interfacial a seco, com intervalos de 95 % para os resultados experimentais (intervalo interno) e para os valores preditos pela análise de regressão linear simples (intervalo externo).

6.1.1.4 Regressão estatística entre a espessura da camada anodizada e o fator de atrito determinado sob condição interfacial a seco, considerando uma tendência geral

Como pode ser visto na figura 6.4, numa tendência geral dos resultados dentro da faixa de fatores de atrito e de espessuras englobada por este trabalho, verifica-se que o aumento da espessura da camada anodizada implicou numa tendência geral de aumento do fator de atrito, determinado na condição interfacial a seco. A significância estatística desta interação é confirmada pelos dados de análise de variância apresentados na Tabela 6.7. A análise estatística mostra um coeficiente de correlação linear de 69,89 % e que 48,84 % da variação do fator de atrito pode ser explicada pela variação da espessura da camada anodizada, com um erro padrão da estimativa de 0,0684717.

A utilidade de um modelo de regressão linear simples entre as espessuras das camadas de anodização estudadas e o fator de atrito, determinados na condição a seco, pode ser avaliada por meio da tabela 6.8. O aumento do fator de atrito com a espessura da camada anodizada é quantificado pelo coeficiente de regressão linear positivo ($b = +0,00407107$), que resulta em um valor do teste de Student, $t = 10,6142$ maior que o valor crítico unilateral $t_{0,05} = 1,9803$; comprovando a significância estatística do modelo.

Tabela 6.7 Análise de variância entre as espessuras das camadas anodizadas estudadas e o fator de atrito determinado na condição interfacial a seco.

Fontes de Variabilidade	Soma dos Quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado Médio	Valor da razão F	Valor crítico de $F_{(0,05)}$
Modelo	0,52820	1	0,52820	112,6609	3,93
Resíduos	0,55323	118	0,00469		
Total (correlação)	1,08142	119			

Coeficiente de Correlação linear (r)	0,698875
Coeficiente de determinação (r^2)	48,84 %
Erro padrão da estimativa	0,0684717

Tabela 6.8 Análise de regressão linear entre as espessuras das camadas anodizadas estudadas (variável explanatória) e o fator de atrito (variável dependente). Interface a seco

Parâmetro	Estimativa	Erro padrão	Valor de t	Valor crítico de $t_{(0,05)}$
Interceptação	0,82081	0,0086131	95,2978	1,9803
Coef. de Regressão	0,00407107	0,00038355	10,6142	1,9803

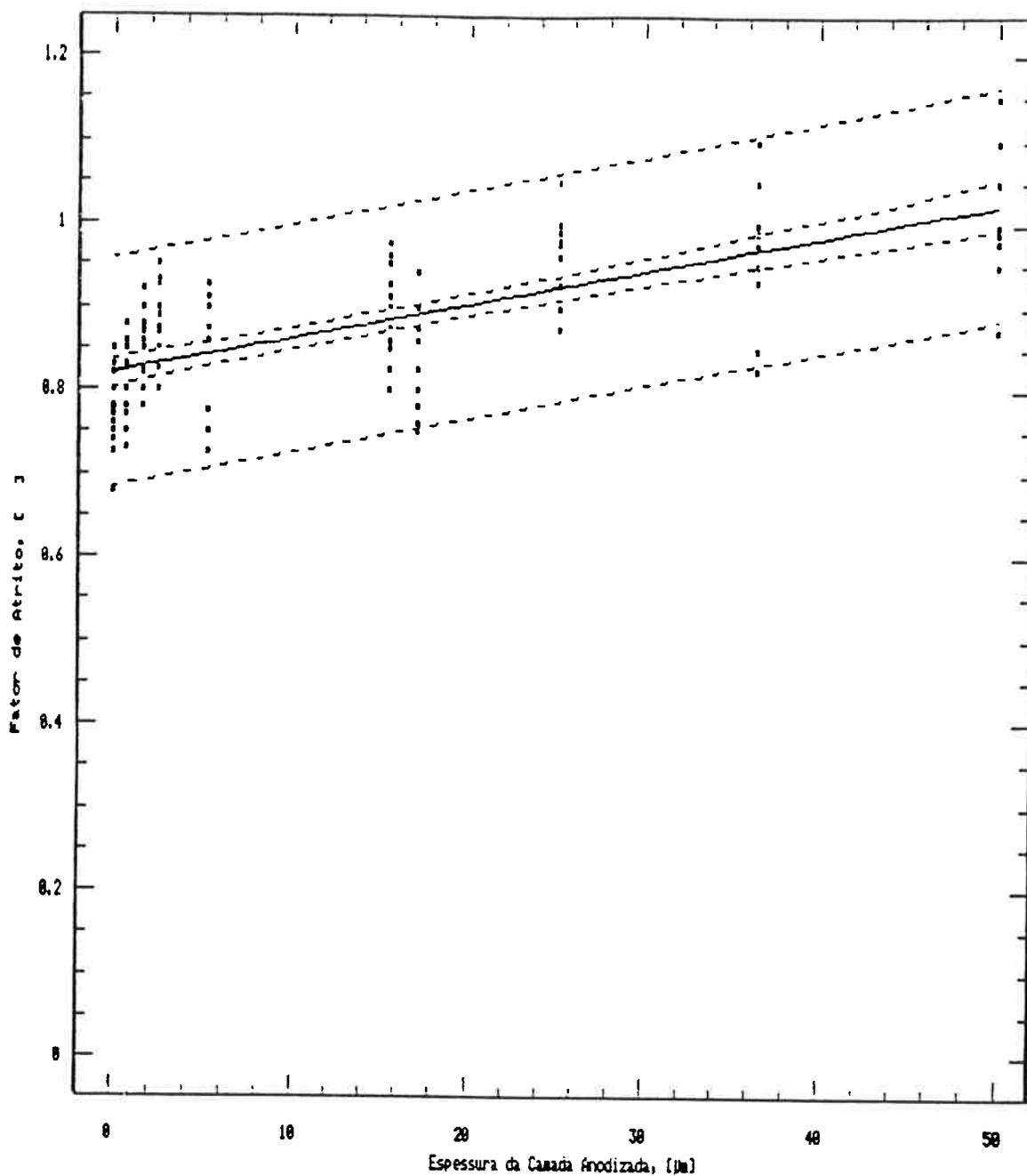


Figura 6.4 Variação do fator de atrito em função das espessuras da camada anodizada, reunindo os processos de anodização estudados, na compressão de anéis de alumínio ABNT 1050-O, sob condição interfacial a seco, com intervalos de 95 % para os resultados experimentais (intervalo interno) e para os valores preditos pela análise de regressão linear simples (intervalo externo).

6.1.2 Análise da regressão estatística para a condição interfacial com lubrificação

6.1.2.1 Regressão estatística entre a espessura da camada de anodização crômica e o fator de atrito determinado sob condição interfacial com lubrificação

Observa-se na Figura 6.5 que o aumento da camada de anodização crômica não implicou em um aumento significativo do fator de atrito, determinado sob condição interfacial com lubrificação. A ausência desta interação é confirmada pela análise de variância, apresentada na Tabela 6.9. A análise estatística mostra um baixo coeficiente de correlação linear de 2,4 % e que apenas 0,06 % variação do fator de atrito poderia ser explicada pela mudança de espessura das camadas de anodização crômica estudadas.

O não estabelecimento de uma regressão linear simples entre as variáveis confirma-se pela análise de regressão da tabela 6.9. Admite-se a independência do fator de atrito, determinado sob condição interfacial com lubrificação, em função da espessura da camada de anodização crômica, pois o coeficiente de regressão linear positivo ($b = 0,00095339$), gera um valor do teste de Student, $t = 0,162888$, menor que o valor crítico unilateral $t_{0,05} = 2,013$; o que implica em um coeficiente de regressão linear nulo.

Tabela 6.9 Análise de variância entre a espessura da camada de anodização crômica e o fator de atrito na condição interfacial sob lubrificação.

Fontes de Variabilidade	Soma dos Quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado Médio	Valor da razão F	Valor crítico de $F_{(0,05)}$
Modelo	0,0000386	1	0,0000386	0,026533	4,05
Resíduos	0,066943	46	0,00145		
Total (correlação)	0,066981	47			
Coeficiente de Correlação linear (R)			0,0240097		
Coeficiente de determinação (R^2)			0,06 %		
Erro padrão da estimativa			0,0381481		

Tabela 6.10 Análise de regressão linear entre a espessura da camada de anodização crômica (variável explanatória) e o fator de atrito (variável dependente). Interface sob lubrificação.

Parâmetro	Estimativa	Erro padrão	Valor de t	Valor crítico de $t_{(0,05)}$
Interceptação	0,330731	0,00892466	37,0581	2,013
Coef. de Regressão	0,00095339	0,00585302	0,162888	2,013

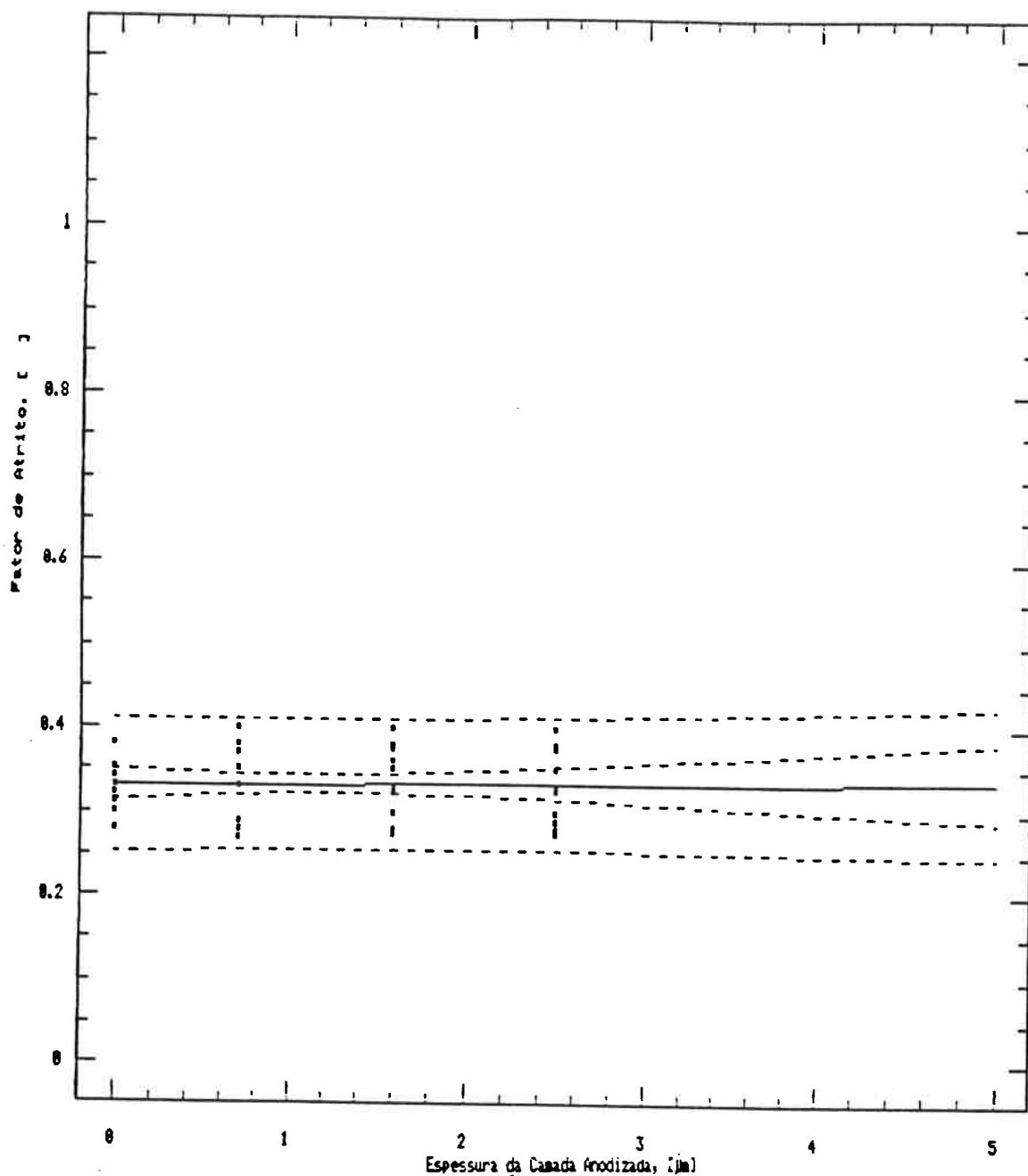


Figura 6.5 Variação do fator de atrito em função da espessura da camada de anodização crômica, na compressão de anéis de alumínio ABNT 1050-O, sob condição interfacial com lubrificante, com intervalos de 95 % para os resultados experimentais (intervalo interno) e para os valores preditos pela análise de regressão linear simples (intervalo externo).

6.1.2.2 Regressão estatística entre a espessura da camada de anodização sulfúrica e o fator de atrito determinado sob condição interfacial com lubrificação

A Figura 6.6 mostra que o aumento na espessura da camada anodização sulfúrica implicou em uma elevação do fator de atrito, determinado sob condição interfacial com lubrificação. A significância estatística desta interação é confirmada pelos dados da análise de variância apresentada na Tabela 6.11. A análise estatística mostra um coeficiente de correlação linear de 81,30 % e que 66,10 % da variação do fator de atrito pode ser explicada pela variação da espessura da camada anodizada, com um erro padrão da estimativa de 0,0728209.

A utilidade de um modelo de regressão linear simples entre a espessura da camada anodização sulfúrica e o fator de atrito, determinado na condição interfacial com lubrificação, pode ser avaliada por meio na tabela 6.12. O coeficiente de regressão linear ($b = + 0,0102618$) resulta em um valor do teste de t de Student ($t = 9,47123$) maior que o valor crítico unilateral $t_{0,05} = 2,013$; comprovando a significância estatística do modelo.

Tabela 6.11 Análise de variância entre a espessura da camada de anodização sulfúrica e o fator de atrito na condição interfacial sob lubrificação.

Fontes de Variabilidade	Soma dos Quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado Médio	Valor da razão F	Valor Crítico de $F_{(0,05)}$
Modelo	0,475692	1	0,475692	89,70427	4,05
Resíduos	0,243933	46	0,005303		
Total (correlação)	0,719624	47			

Coeficiente de correlação linear (r)	0,813036
Coeficiente de determinação (r^2)	66,10 %
Erro padrão da estimativa	0,0728209

Tabela 6.12 Análise de regressão linear entre a espessura da camada de anodização sulfúrica (variável explanatória) e o fator de atrito (variável dependente). Interface sob lubrificação.

Parâmetro	Estimativa	Erro padrão	Valor de t	Valor Crítico de $t_{(0,05)}$
Interceptação	0,360218	0,0163011	22,0978	2,013
Coef. de Regressão	0,0102618	0,00108347	9,47123	2,013

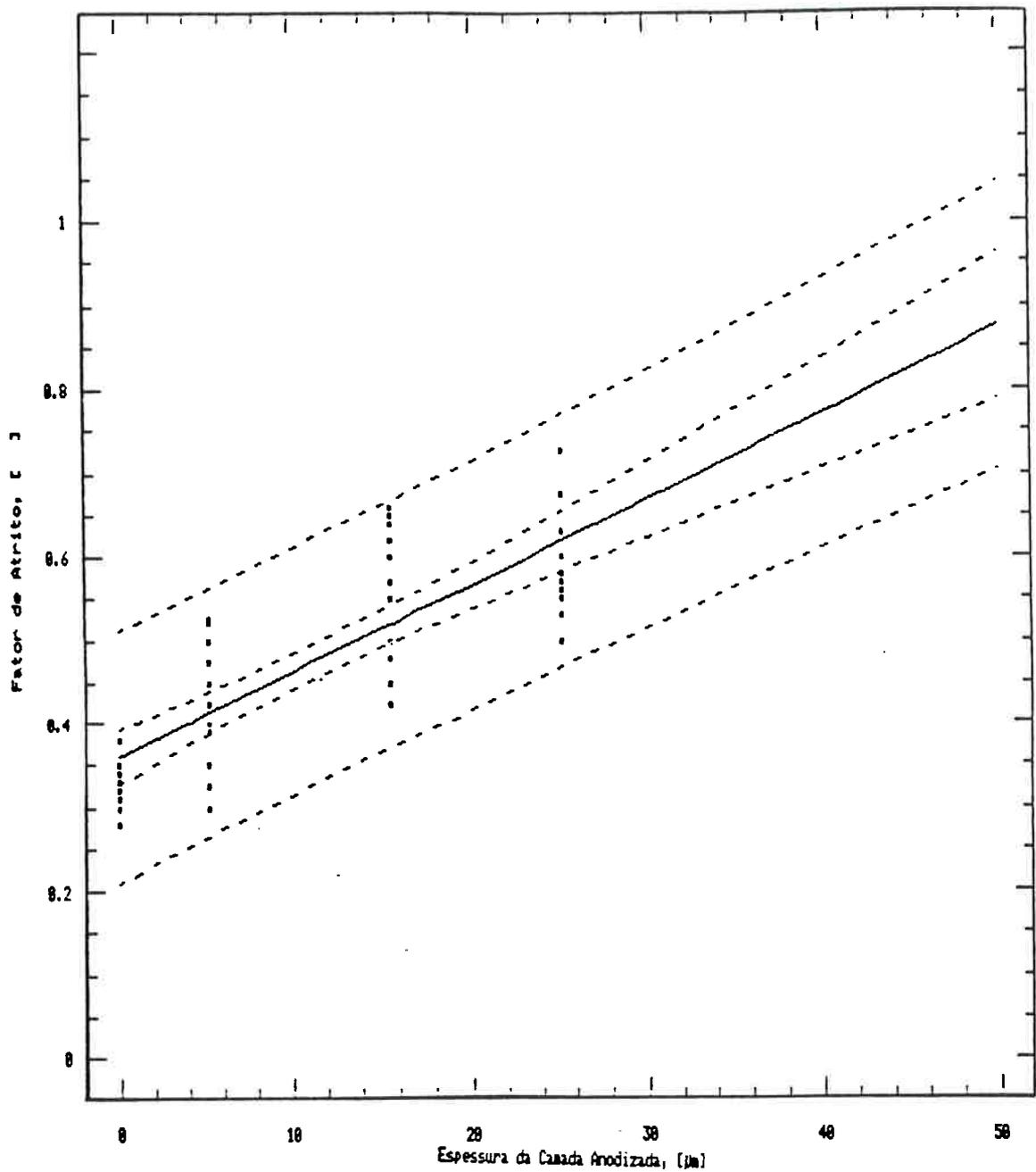


Figura 6.6 Variação do fator de atrito em função da espessura da camada de anodização sulfúrica, na compressão de anéis de alumínio ABNT 1050-O, na condição sob lubrificação, com intervalos de 95 % para os resultados experimentais (intervalo interno) e para os valores preditos pela análise de regressão linear simples (intervalo externo).

6.1.2.3 Regressão estatística entre a espessura da camada de anodização dura e o fator de atrito determinado sob condição interfacial com lubrificação

Observa-se na Figura 6.7 que um aumento na espessura da camada de anodização dura implicou em uma elevação do fator de atrito, determinado sob condição interfacial com lubrificação. A significância estatística desta interação é confirmada pelos dados da análise de variância apresentados na Tabela 6.13. A análise estatística mostra um coeficiente de correlação linear positivo de 92,07 % e que 84,77 % da variação do fator de atrito pode ser explicada pela variação da espessura da camada anodizada, com um erro padrão da estimativa de 0,0949492.

A utilidade do modelo de regressão linear simples entre a espessura da camada anodização dura, determinado na condição interfacial sob lubrificação, pode ser avaliada por meio na tabela 6.14. O aumento do fator de atrito com a espessura da camada anodizada pode ser quantificado pelo coeficiente de regressão linear positivo ($b = + 0,0115599$) que resultam em um valor do teste t de Student ($t = 16,0024$) maior que o valor crítico unilateral $t_{0,05} = 2,013$; comprovando a significância estatística do modelo.

Tabela 6.13 Análise de variância entre a espessura da camada de anodização dura e o fator de atrito na condição interfacial sob lubrificação.

Fontes de Variabilidade	Soma dos Quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado Médio	Valor da razão F	Valor Crítico de $F_{(0,05)}$
Modelo	2,30863	1	2,30863	256,0780	4,05
Resíduos	0,414706	46	0,009015		
Total (correlação)	2,723337	47			

Coeficiente de correlação linear (r)	0,920718
Coeficiente de determinação (r^2)	84,77
Erro padrão da estimativa	0,0949492

Tabela 6.14 Análise de regressão linear entre a espessura da camada de anodização dura (variável explanatória) e o fator de atrito (variável dependente). Interface sob lubrificação.

Parâmetro	Estimativa	Erro padrão	Valor de t	Valor crítico de $t_{(0,05)}$
Interceptação	0,367288	0,0232067	15,8268	2,013
Coef. de Regressão	0,0115599	0,000722386	16,0024	2,013

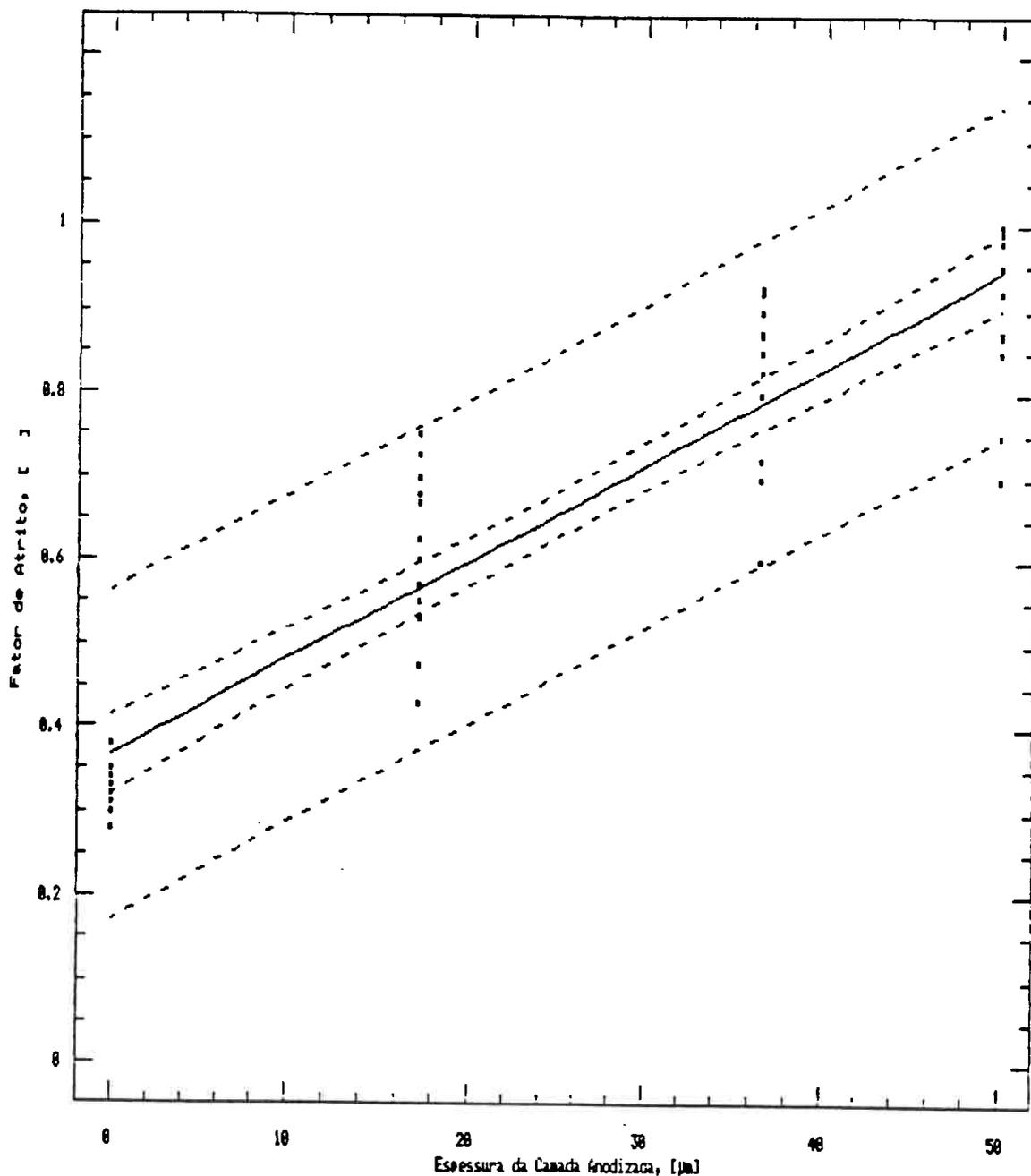


Figura 6.7 Variação do fator de atrito em função da espessura da camada anodização dura, na compressão de anéis de alumínio ABNT 1050-O, na condição sob lubrificação, com intervalos de 95 % para os resultados experimentais (intervalo interno) e para os valores preditos pela análise de regressão linear simples (intervalo externo).

6.1.2.4 Regressão estatística entre a espessura da camada anodizada e o fator de atrito determinado sob condição interfacial com lubrificação, considerando uma tendência geral

Como pode ser visto na Figura 6.15, numa tendência geral dos resultados dentro da faixa de fatores de atrito e espessuras englobada por este trabalho, verifica-se que um aumento da espessura da camada anodizada implicou em uma tendência geral de aumento do fator de atrito, determinado sob condição interfacial com lubrificação. A significância estatística desta interação é confirmada pelos dados da análise de variância apresentados na Tabela 6.15. A análise estatística mostra um coeficiente de correlação linear positivo de 92,70 % e que 85,93 % da tendência geral do fator de atrito pode ser explicada pela variação da espessura da camada anodizada, com um erro padrão da estimativa de 0,0805777.

A utilidade do modelo de regressão linear simples entre as espessuras das camadas das anodizações estudadas e os fatores de atrito, determinados sob lubrificação, pode ser avaliada por meio da Tabela 6.16. O coeficiente de regressão linear positivo ($b = + 0,0121166$) resulta em um valor do teste de Student ($t = 26,8445$) maior que o valor crítico unilateral $t_{0,05} = 1,9803$; comprovando a significância estatística do modelo.

Tabela 6.15 Análise de variância entre as espessuras das camadas anodizadas estudadas e o fator de atrito determinado na condição interfacial com lubrificação.

Fontes de Variabilidade	Soma dos Quadrados	Graus de Liberdade	Quadrado Médio	Valor da razão F	Valor crítico de $F_{(0,05)}$
Modelo	4,67885	1	4,67885	720,6251	3,93
Resíduos	0,76615	118	0,00649		
Total (correlação)	5,44500	119			

Coefficiente de Correlação linear (r)	0,926981
Coefficiente de determinação (r^2)	85,93 %
Erro padrão da estimativa	0,0805777

Tabela 6.16 Análise de regressão linear entre as espessuras das camadas anodizadas (variável explanatória) e o fator de atrito (variável dependente). Interface sob lubrificação.

Parâmetro	Estimativa	Erro padrão	Valor de t	Valor crítico de $t_{(0,05)}$
Interceptação	0,337632	0,0101359	33,3104	1,9803
Coef. de Regressão	0,0121166	0,000451363	26,8445	1,9803

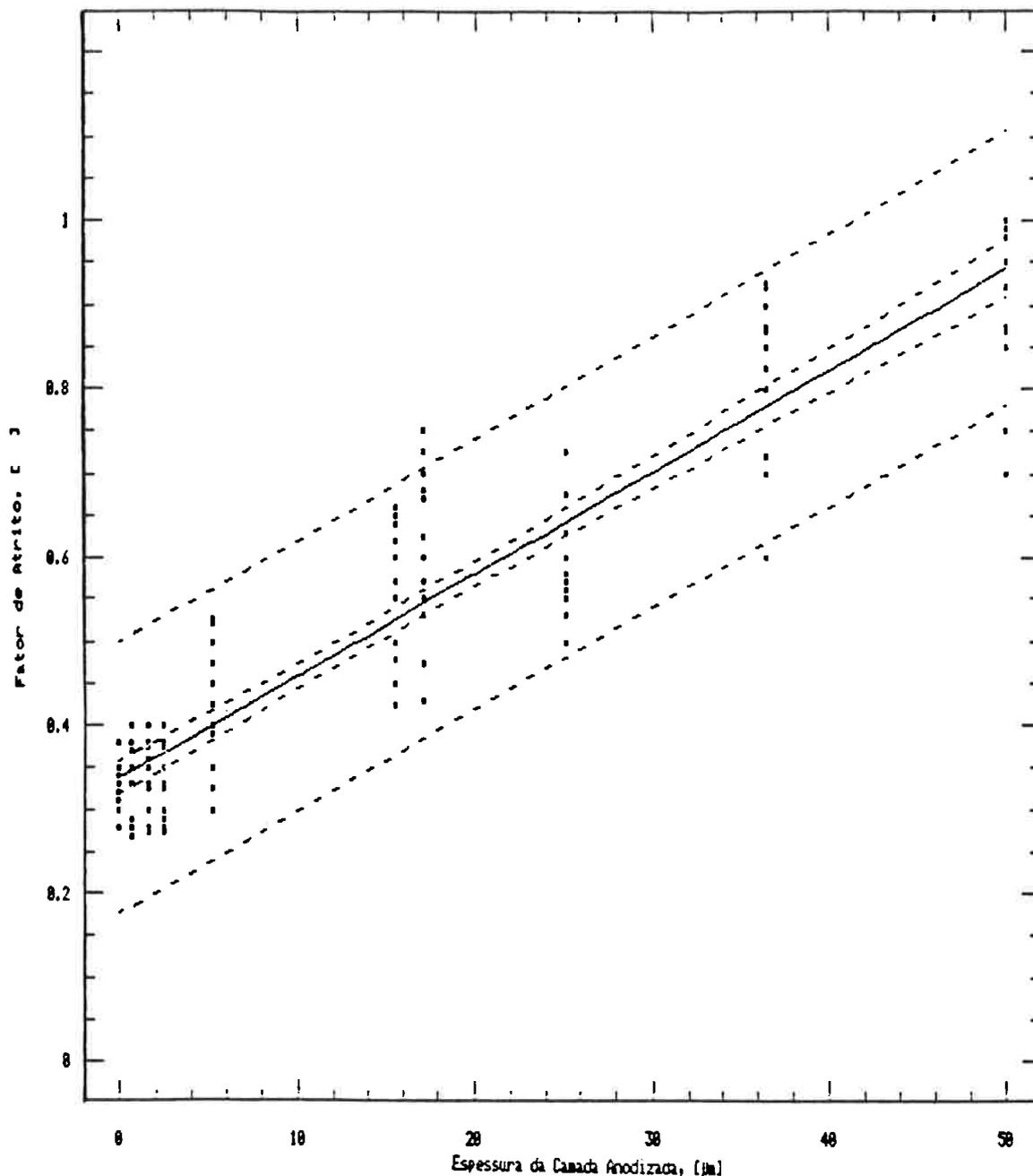


Figura 6.8 Variação do fator de atrito em função das espessuras da camada anodizada, reunindo os processos de de anodização estudados, na compressão de anéis de alumínio ABNT 1050-O, na condição sob lubrificação, com intervalos de 95 % para os resultados experimentais (intervalo interno) e para os valores preditos pela análise de regressão linear simples (intervalo externo).

6.1.3 Influência da rugosidade da camada anodizada sobre o fator de atrito

Ao tentar quantificar uma possível influência da rugosidade em separado ou conjuntamente com espessura da da camada anodizada, variáveis explanatórias, sobre o fator de atrito, variável dependente, por meio de modelos de correlação linear múltipla, $m = a.(\text{espessura}) + b.(rugosidade) + c$ ou ainda $m = a.(\text{espessura}) + b.(rugosidade) + c.(rugosidade).(espessura) + d$, torna-se necessário distinguir dois tipos de enfoques do problema. Em um primeiro enfoque, introduz-se uma variação significativa da rugosidade do substrato, a qual repete-se indiretamente na rugosidade do revestimento sólido, nestes casos a variável explanatória não seria bem a rugosidade do revestimento, mas sim a do substrato. No segundo enfoque, parte-se de um substrato com uma rugosidade relativamente constante e uniforme, e a variação da rugosidade do revestimento superficial é fruto apenas da alteração da rugosidade decorrente dos parâmetros operacionais do processo de revestimento e de uma variação de origem aleatória comum a qualquer processo. No desenvolvimento experimental realizado neste trabalho a variação da rugosidade do revestimento é enfocada como decorrente do processo de anodização seguindo uma tendência muito reduzida de aumento da rugosidade com o aumento da espessura do revestimento, uma vez que todos os substratos tinham superfícies com uma rugosidade inicial em torno de $R_A = 0,40 \mu\text{m}$.

Considerando os dados experimentais obtidos neste trabalho, a variação da rugosidade da camada do revestimento, causada pelo processo de anodização em si, não mostrou-se estatisticamente significativa, a ponto de se poder estabelecer um modelo de regressão estatística múltipla entre a rugosidade e a espessura da camada anodizada, como variáveis explanatórias, e o fator de atrito, como variável dependente, para as condições interfaciais a seco e sob lubrificação. Neste sentido, os resultados experimentais deste trabalho não permitem uma comparação com os resultados da literatura que postulam uma redução do atrito com o aumento da rugosidade do substrato, como nos trabalhos experimentais e de simulação numérica do atrito entre superfícies rugosas contactantes realizados por Roberts e colaboradores⁽⁴⁻⁵⁾ e resultados anteriores de Delijaicov e Brescianni Filho⁽⁶⁾ onde verificou-se que os esforços de extrusão de peças de alumínio anodizado decresciam com aumento da rugosidade inicial do substrato.

6.2 Discussão dos resultados

Analisando os resultados experimentais e os modelos de regressão entre a espessura da camada óxida aplicada pelos processos de anodização crômica, sulfúrica e dura, variável explanatória, e o fator de atrito na conformação plástica do alumínio a frio, na condição a seco, representados nas figuras 6.9 a 6.12, verifica-se o aumento da espessura da camada óxida produzida por anodização, provocou um aumento do fator de atrito em todos os três processos, mantendo uma tendência geral de aumento estatisticamente significativo do fator de atrito ao longo de toda a faixa de espessura estudada neste trabalho. Revendo alguns estudos anteriores sobre os mecanismos de atrito que poderiam justificar fisicamente uma influência da espessura da camada de revestimento óxido sobre o comportamento do atrito na conformação plástica do alumínio ou ligas de alumínio, podem ser destacados os trabalhos de Overfelt et alii⁽⁷⁻⁸⁾, de Edwards et alii⁽⁹⁾, de Sargent Jr.⁽¹⁰⁾, Bair et alii⁽¹¹⁾ e Komvopoulos et alii⁽¹²⁾ afirmando que camadas óxidas mais espessas seriam rompidas mais facilmente, funcionando como uma camada dura e frágil sobre um substrato mole e dúctil, tal qual gelo sobre lama, implicando sua interrupção na formação de pontos de aderência e transferência de material entre a ferramenta e a peça. Komvopoulos et alii⁽¹³⁾ postulam que o aumento do atrito poderia ser creditado também a mecanismos de atrito pela retenção de fragmentos desta camada óxida e/ou seu efeito de sulcagem. Ao postular este efeito de retenção dos fragmentos da camada óxida na interface, o trabalho de Fuji et alii⁽¹⁴⁾ pode fornecer alguns subsídios indiretos ao discutir o efeito de endurecimento por reforços de partículas duras numa matriz de alumínio e seu respectivo efeito sobre o comportamento de atrito, ao aumentar a tensão de escoamento por cisalhamento das superfícies na interface do peça-ferramenta.

O comportamento representado no modelo de regressão entre a espessura da camada de óxidos produzida por anodização crômica e o fator de atrito determinado na condição interfacial a seco, pode ser justificado observando as diferenças de morfologia e estrutura das camadas óxidas produzidas pela anodização em eletrólitos de ácido crômico em relação às produzidas em ácido sulfúrico⁽¹⁵⁻¹⁶⁾, no sentido que as camadas de anodização crômica são mais compactas e estão em um faixa de espessura menor. Podendo conjecturar que apesar de num estágio inicial evitarem um contato metal-metal direto, demonstrariam menor capacidade de deformar em conjunto com o substrato, sob as condições do processo de deformação sem lubrificação na interface peça-ferramenta.

Observando os resultados dos modelos de regressão estatística entre o fator de atrito e a espessura da camada anodizada, para cada um dos processos de anodização estudados e para a tendência geral dos resultados, para a condição interfacial sob lubrificação, representados nas figuras 6.9 e 6.12, nota-se que para todos os casos a presença de um lubrificante na interface entre a superfície do anel de alumínio anodizado e o prato de aço ferramenta, provocou uma redução do fator de atrito ao longo de toda a faixa de espessuras representada pelos dados experimentais. Entretanto, excetuando o caso das camadas de anodização crômica, a taxa de aumento do fator de atrito com o aumento da espessura da camada anodizada, ou seja o coeficiente de regressão, é maior para a condição interfacial com lubrificação em todos os casos. Isto pode ser justificado observando-se que com o aumento da espessura da camada óxida esta romperia com mais facilidade, pois passa a ter maior dificuldade em deformar plasticamente em conjunto com o substrato, e seus fragmentos ao ficarem retido em suspensão no lubrificante aumentam sua viscosidade, diminuindo seu efeito de lubrificação aumentando as tensões na interface peça-ferramenta, que por sua vez provoca uma maior ruptura da camada anodizada, implicando em atrito ainda maior.

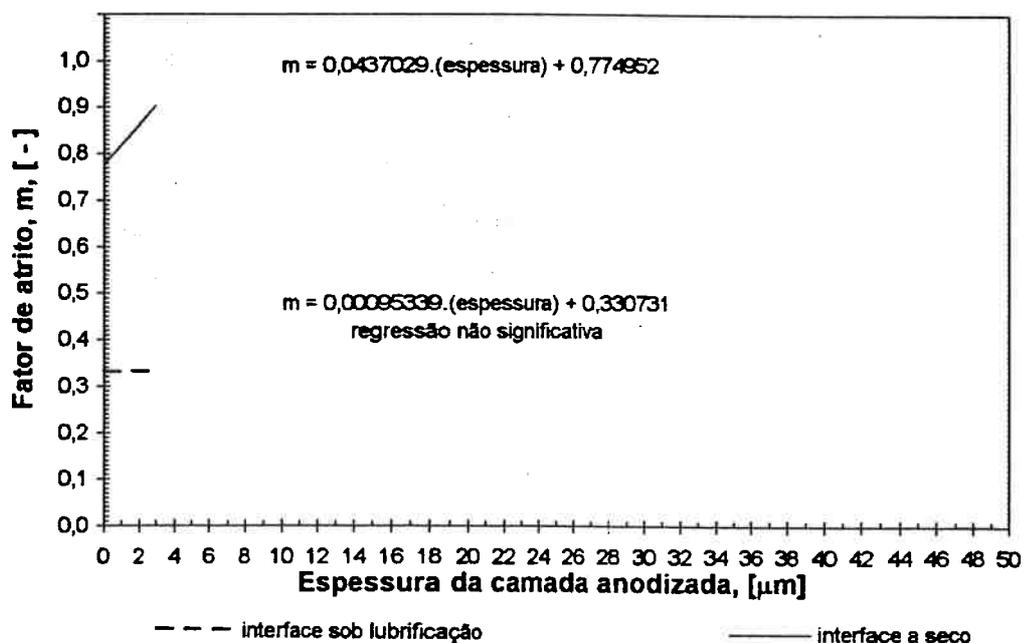


Figura 6.9 Modelos de regressão linear entre o fator de atrito e a espessura da camada de anodização crômica para as condições interfaciais: a seco e sob lubrificação.

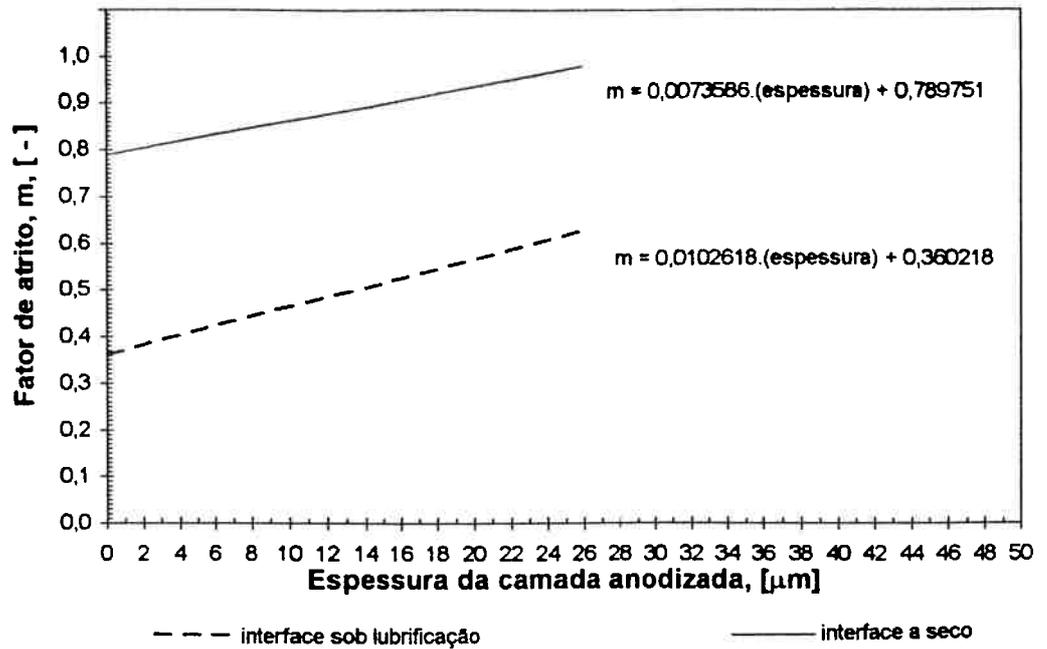


Figura 6.10 Modelos de regressão linear entre o fator de atrito e a espessura da camada de anodização sulfúrica para as condições interfaciais: a seco e sob lubrificação.

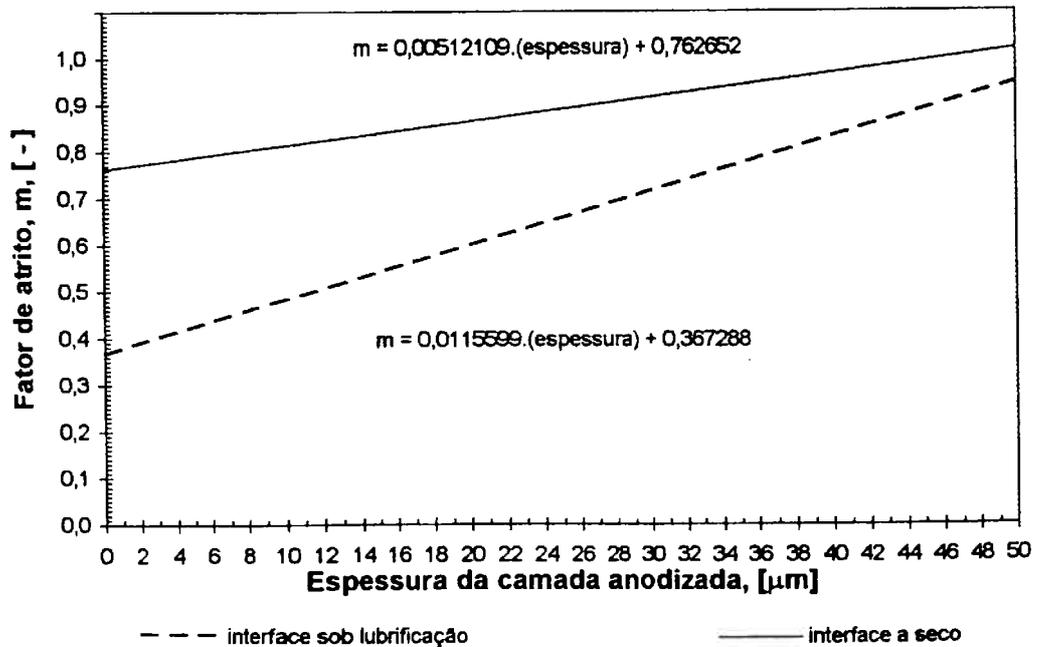


Figura 6.11 Modelos de regressão linear entre o fator de atrito e a espessura da camada de anodização dura para as condições interfaciais: a seco e sob lubrificação.

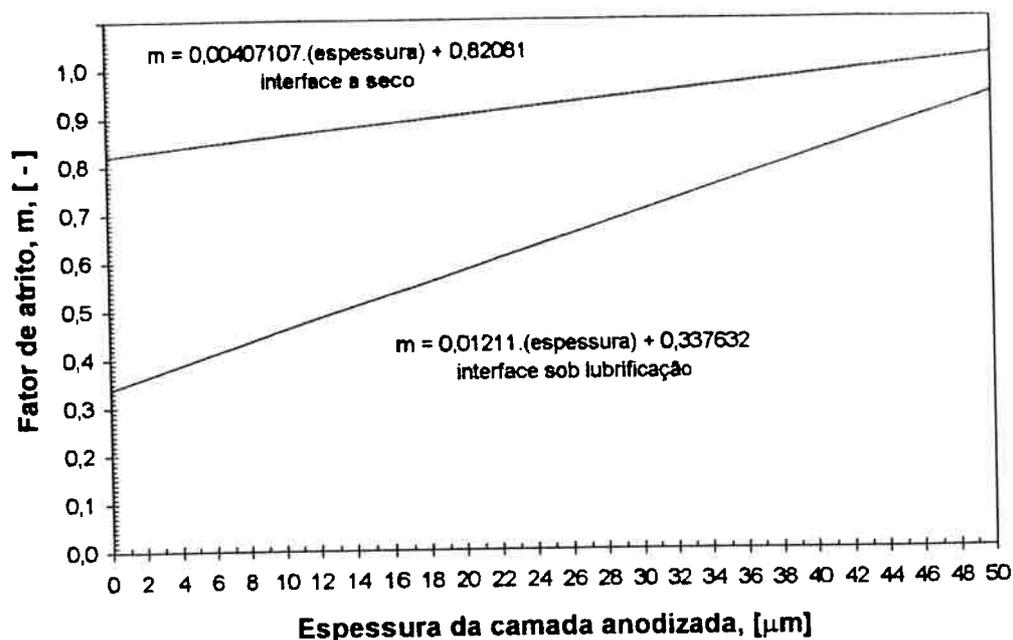


Figura 6.12 Modelos de regressão linear entre o fator de atrito e a espessura da camada anodizada; reunindo os dados dos processos de anodização crômica, sulfúrica e dura, para as condições interfaciais: a seco e sob lubrificação.

Os resultados do modelo de regressão estatística entre a espessura da camada de anodização crômica e o fator de atrito, mostram que a presença de um lubrificante na interface peça-ferramenta foi bastante efetiva na redução do fator de atrito. Verifica-se ainda que o aumento da espessura da camada de anodização crômica não influenciou significativamente o fator de atrito determinado sob condição interfacial com lubrificação. Isto mostra que os possíveis benefícios de uma camada de anodização crômica não implicaram em um aumento indesejável do fator de atrito.

Finalmente, vale considerar que apesar do modelo de deformação plástica empregado no estudo do ensaio de recalque de anéis, não levar em consideração fatores tais como: a natureza dos metais em contato, a natureza do lubrificante, a forma geométrica das superfícies em contato, a temperatura da região de contato, as velocidades relativas das superfícies em contato, dentre outras limitações, ele mostrou-se útil ao propiciar dados experimentais e uma correlação estatisticamente significativa entre a espessura da camada óxida, produzida por anodização, e seus respectivos fatores de atrito, na conformação plástica do alumínio à temperatura ambiente.

Referências Bibliográficas

- 1 STATISTICAL GRAPHICS SYSTEM, STATGRAPHICS: Statistical Graphics System Version 2.7 - Users Guide, Rockville, Maryland, EUA, STSC Inc., 1987.
- 2 PIGATO, J. et alii., Introdução ao Statgraphics, DTU2-CCE-USP, São Paulo - SP, 1989 / Apostila com 209 p./
- 3 BARROS NETO, B., SCARMINIO, I. S. e BRUNS, R. E., Planejamento e Otimização de Experimentos. -- Campinas, SP : Editora da UNICAMP, 1995. (Série Manuais), 299 pp.
- 4 ROBERTS, E. W., WILLIAMS, B. J. e OGILVY, J. A., The Effect of Substrate Roughness on the Friction and Wear of Sputtered MoS₂ Films, J. Phys. D: Appl. Phys., v. 25, 1992, pp. A65-A70.
- 5 CUNNINGHAM, J. M., FORD, I. J., OGILVY, J.A. e ROBERTS, E. W., Interpretation of Friction and Wear of MoS₂ Coated Steel Substrates, Wear, 177, 1994, pp. 93-101.
- 6 DELIJAICOV, S. e BRESCIANI F^o, E., Influência da Anodização sobre o Atrito na Extrusão a Frio de uma Liga de Alumínio, I SIMPÓSIO DE CONFORMAÇÃO PLÁSTICA DOS METAIS, Campinas-SP, 1984, Anais, Unicamp, pp. 1-14.
- 7 OVERFELT, R. A.; WERT, J. J. e HUNT Jr., W. H. , The Influence of Thermal Oxide Characteristics on the Friction Behaviour of Aluminum Auto Body Sheet Alloys, ASLE Trans., v. 24, 2, 1980, p. 175-85.
- 8 OVERFELT, R. A.; WERT, J. J. e HUNT Jr., W. H. , The Role of Oxides on Surface Friction of Aluminum Auto Body Sheet Alloys, Proc. Second Conf. Lubrication Challenges in Metalworking and Processing, IIT Research Inst., Chicago-IL, EUA, 27-29 de junho de 1979, pp. 115-22. (Apud 3).
- 9 EDWARDS, W., BHARGAVA, V., WERT, J.; WEFERS, K. e HUNT, W., The Influence of Surface Oxide Characteristics on the Friction Behavior of Aluminum and Aluminum Alloys, Proc. Int. Conf. on Wear of Materials, São Francisco, Califórnia - EUA, 30 de março a 1 de abril de 1981, Eds. Rhee, S. K., Ruff, A. W. e Ludema, K. C., ASME, Nova York, 1981, pp. 23-30
- 10 SARGENT Jr., L. B., The Influence of Aluminum Oxides on the Transfer of Some Aluminum Alloys to Steel in Sliding Contact, Lubrication Engineering-Journal of the A. S. L. E. v. 38, 10, 1981, p. 615-21.
- 11 BAIR, S., RAMALINGAM, S e WINER, W. O., Tribological Experience with Hard Coats on Soft Metallic Substrates, Wear, v. 60, 1980, pp. 413-9.

- 12 KOMVOPOULOS, K., SAKA, N. e SUH, N. P., The Role of Hard Layers in Lubricated and Dry Sliding, *Transactions of the ASME - Journal of Tribology*, v. 109, n. 2, abril de 1987, pp. 223-31.
- 13 KOMVOPOULOS, K. , SAKA, N. e SUH, N. P., The Significance of Oxide Layers in Boundary Lubrication, *ASME - Journal of Tribology*, v. 108, outubro de 1986, p. 502-12.
- 14 FUJI, K., SUGISHITA, J., EGAMI, N. e TABATA, M., Friction and Wear of Aluminum Alloys Containing Hard Phases, *Transactions of the ASME - Journal of Tribology*, v. 117, abril de 1995, pp. 321-7.
- 15 PARKHUTIK, V., BELOV, V. e CHERNYCKH, M., Study of Aluminum Anodization in Sulphuric and Chromic Acid Solutions - I : Kinetics of Growth and Composition of Oxides, *Electrochimica Acta*, v. 35, n. 6, 1990, pp. 955-60.
- 16 _____, Study of Aluminum Anodization in Sulphuric and Chromic Acid Solutions - II : Oxide Morphology and Structure, *ibid*, pp. 961-6.

7. CONCLUSÕES

À luz dos resultados provenientes dos experimentos e dos modelos de regressão estatística propostos, podem ser estabelecidas as seguintes conclusões quanto à influência de camadas de óxidos, produzidas por anodização e não seladas, sobre o fator de atrito na conformação plástica do alumínio à temperatura ambiente, na faixa de espessuras estudadas:

- O método de determinação quantitativa do comportamento do atrito por meio da determinação do fator de atrito, no ensaio de recalque de anéis, usando cartas de calibração obtidas pelo método do limite superior, proporcionou dados confiáveis para o estabelecimento de uma regressão estatisticamente significativa entre as espessuras das camadas anodizadas e seus respectivos fatores de atrito, na conformação plástica do alumínio à temperatura ambiente.
- O fator de atrito na conformação plástica do alumínio, para condição interfacial a seco, aumentou com o aumento da espessura das camadas anodizadas, produzidas pelos processos de anodização crômica, sulfúrica e dura. O coeficiente de regressão linear simples entre a espessura da camada anodizada e o fator de atrito, para os processos de anodização dura e sulfúrica mostram valores proporcionalmente iguais, e menores que o do modelo para as camadas de anodização crômica.
- O fator de atrito na conformação plástica do alumínio, para condição interfacial com lubrificação, aumentou com o aumento da espessura das camadas anodizadas, produzidas pelos processos de anodização sulfúrica e dura. Para os dois casos, o coeficiente de regressão linear simples entre a espessura da camada anodizada e o fator de atrito mostram valores proporcionalmente iguais e mais elevados que os do modelo de regressão para a condição interfacial a seco, para estes mesmos casos.
- A presença da camada de anodização crômica não influenciou significativamente o fator de atrito na conformação plástica do alumínio, para a condição interfacial com lubrificação.

- A variação da rugosidade da camada anodizada devida apenas ao processo de anodização, descontada aquela da rugosidade inicial do substrato, foi muito pequena, com uma ligeira elevação para o caso das camadas de anodização dura. O efeito desta variação da rugosidade não se mostrou estatisticamente significativo quanto estudado através de modelos de regressão múltipla entre as variáveis explanatórias: espessura e rugosidade da camada anodizada e a variável dependente representada pelo fator de atrito, tanto para a condição interfacial a seco quanto para a condição sob lubrificação.

8. SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

O aprendizado adquirido durante o trabalho de revisão bibliográfica, desenvolvimento experimental, modelagem e análise dos resultados, e finalmente na discussão e estabelecimento das conclusões desta tese, permite sugerir a realização de trabalhos futuros levando em consideração os seguintes aspectos:

- Determinação da influência de camadas de óxidos, produzidas por anodização, sobre o fator de atrito na conformação plástica de peças de alumínio, usando um procedimento experimental que envolva o ensaio de recalque de anéis sob trabalho a quente ou semi-aquecido.
- Desenvolvimento de uma metodologia experimental que envolva a determinações do fator de atrito e do limite do escoamento da peça no ensaio de recalque de anéis, através do uso de redes neurais com retroalimentação, em um processo iterativo onde os valores obtidos do fator de atrito e do limite de escoamento vão servindo para uma atualização mútua e sequencial de seus valores.
- Uso de novas técnicas, tais como emissão acústica ou da técnica de análise diferencial da aplicação de carga em ensaios de microdureza, para compreender o processo de deformação plástica do sistema de superfície formado por um revestimento duro e fino sobre um substrato mole, como no caso do atrito em superfícies de alumínio anodizado.
- Estudo do efeito de revestimentos sólidos, tais como camadas anodizada e de camadas de oxidação térmica, sobre o comportamento tribológico do alumínio, via modelagens e experimentos sob pressão normal baixa e contato Hertziano, sob lubrificação ou a seco.
- Estudo do efeito de outros tipos de revestimentos sólidos duros sobre o alumínio e suas influências sobre o comportamento do atrito no tribossistema formado.

