

Mon
620.178
F325c
TES/ME

UNIVERSIDADE FEDERAL DE UBERLÂNDIA
CENTRO DE CIÊNCIAS EXATAS E TECNOLOGIA

CONTRIBUIÇÃO AO ESTUDO DO DESGATE ABRASIVO
DE MATERIAIS POLIFÁSICOS

007800

Dissertação apresentada à Universidade Federal de Uberlândia, por Sinésio Domingues Franco, para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica, aprovada em 11/12/89, pela seguinte banca examinadora:

José Daniel Biasoli de Mello (Orientador)
Alberto Arnaldo Raslan (UFU)
Angelo Fernando Padilha (EPUSP)

620.178 F825c /TES/EU
DIRBI/UFU 00763/90



1000017158

AGRADECIMENTOS

Agradeço ao Prof. José Daniel Biasoli de Mello, orientador desta dissertação, pelo seu constante apoio, entusiasmo e amizade no decorrer do trabalho, tornando-o agradável e gratificante.

Meus agradecimentos aos funcionários da Oficina do Departamento de Engenharia Mecânica e, em particular, aos funcionários José Luis Korckievicz, Reginaldo F. de Sousa e Humberto Divino F. Macedo, pelas valiosas contribuições na construção do esclerômetro pendular.

Agradeço à NORTON S.A. pelo fornecimento das lixas abrasivas utilizadas nos ensaios de desgaste a dois corpos.

Igualmente, agradeço ao Sr. Valentino Mirica da HELIDINAMICA S.A. pelo silício utilizado na produção das ligas Al-Si.

Externo ainda meus agradecimentos ao Sr. Jan Vatajuk, pelo interesse e colaboração, do Centro Tecnológico de Pesquisa de Motores da COFAP, onde os trabalhos de Microscopia Eletrônica de Varredura foram efetuados.

Gostaria de expressar os meus sinceros agradecimentos a todas as pessoas, que direta ou indiretamente, contribuíram no desenvolvimento desta pesquisa.

Finalmente, agradeço ao CONSELHO NACIONAL DE DESENVOLVIMENTO CIENTIFICO E TECNOLÓGICO - CNPq, pelo apoio financeiro de parte deste trabalho.

A memória de minha mãe,
a meu pai, meus irmãos
e minha esposa Vera Lúcia.

FRANCO, S.D.; Contribuição ao Estudo do Desgaste Abrasivo de Materiais Polifásicos. Uberlândia, UFU, 1989.

Resumo: Foi realizado um estudo sobre os efeitos da fração volumétrica da fase de reforço no desgaste abrasivo de materiais polifásicos, bem como os efeitos da configuração mecânica dos ensaios. Ligas binárias Al-Si, com diferentes teores de Silício, foram utilizadas como sistema modelo. Os resultados dos ensaios de desgaste abrasivo a três corpos, apresentaram um mínimo na taxa de desgaste em função da fração volumétrica de Silício, enquanto que os ensaios a dois corpos apresentaram um máximo. A observação das superfícies de desgaste mostraram a importância da configuração mecânica e permitiram identificar os micromecanismos de desgaste atuantes. Adicionalmente, o processo abrasivo a dois corpos foi simulado através de esclerômetro retilíneo, enquanto que o processo a três corpos, foi simulado através de um esclerômetro pendular, especialmente construído. Os resultados obtidos através destas simulações, apresentaram boa correlação com ensaios abrasométricos, evidenciando a potencialidade desta técnica como ferramenta para a análise e compreensão do processo de desgaste abrasivo.

FRANCO, S.D.: Contribution to the Study of Abrasive Wear of Multiphase Materials. Uberlândia, UFU, 1989.

Abstract: The effects of the volume fraction of reinforcing phase on the abrasive wear of multiphase materials are presented. The effects of the mechanical configuration imposed by the test are also analyzed. Binary Al-Si alloys, with Silicon up to 21%, were used as model system. The results of three body abrasive wear tests showed a minimum on the abrasive wear rate as the volume fraction of Silicon varied, while the two body abrasive tests showed a maximum. SEM observation of the abraded surfaces showed the importance of the mechanical configuration of the test and allowed the determination of the micro-mechanisms of wear. In addition, the wear processes were simulated by means of sclerometric techniques using a constant load sclerometer for the two-body and an especially constructed pendulum single pass grooving apparatus for the three-body abrasive wear process. The results of these simulations were in good agreement with the global abrasion tests and showed the potentialities of this technique for the analysis and understanding of the abrasive wear process.

CONTRIBUIÇÃO AO ESTUDO DO DESGATE ABRASIVO DE MATERIAIS
POLIFÁSICOS

SUMÁRIO

1 - INTRODUÇÃO.	01
2 - PRODUÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS Al-Si.	05
2.1 - Introdução.	05
2.2 - Procedimentos Experimentais.	06
2.3 - Resultados e Discussão.	10
2.4 - Conclusões Parciais.	13
3 - DESGASTE ABRASIVO DAS LIGAS Al-Si.	14
3.1 - Introdução.	14
3.2 - Aspectos Teóricos.	17
3.3 - Técnicas e Procedimentos Experimentais.	24
3.4 - Resultados e Discussão.	32
3.4.1 - Abrasometria a Três Corpos.	32
3.4.2 - Abrasometria a Dois Corpos.	40
3.5 - Conclusões Parciais.	57
4 - DESENVOLVIMENTO, CONSTRUÇÃO E AVALIAÇÃO DE UM ESCLERÔMETRO PENDULAR.	59
4.1 - Introdução.	59
4.2 - Desenvolvimento e Construção do Esclerômetro	62
4.3 - Calibração do Protótipo Segundo a ASTM E 23-66.	68

4.4 - Avaliação do Equipamento - Resultados Preliminares.	71
4.5 - Conclusões Parciais.	81
5 - ESCLEROMETRIA PENDULAR APLICADA AS LIGAS Al-Si	83
5.1 - Introdução.	83
5.2 - Aspectos Teóricos.	83
5.3 - Métodos Experimentais.	86
5.4 - Resultados e Discussão.	88
5.5 - Conclusões Parciais.	99
6 - CONCLUSÕES GERAIS.	101
7 - REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS.	104
8 - ANEXOS.	111
8.1 - Anexo I - Desenvolvimento de "Software" para Informatização da Determinação do Atrito Aparente.	111

LISTA DE ABREVIATURAS E SIMBOLOS

- Ap* - Atrito aparente;
- CM* - Centro de massa (mm);
- CP* - Centro de percussão (mm);
- D* - Distância entre duas superfícies sujeitas a abrasão;
- E* - Energia (J);
- Eu* - Eutético;
- EP* - Esclerômetro pendular;
- Fn* - Força normal (N);
- Fnc1* e *Fnc2* - Forças normais de transição dos micromecanismos;
- Ft* - Força tangencial (N);
- H* - Distância vertical do centro de massa, na posição de disparo (mm);
- Hcp* - Distância vertical do centro de percussão na posição de disparo (mm);
- K* - constante característica dos materiais nos ensaios de esclerometria pendular;
- L* - Semi-comprimento do risco no ensaio de esclerometria pendular (mm);
- M* - Massa do pêndulo (Kg);
- MEV* - Microscópio Eletrônico de Varredura;
- P* - Peso do pêndulo tomado no centro de percussão, na horizontal (Kgf);
- Pr* - Primário;
- RCL* - Intervalo de confiança relativo (%);

- S - Desvio-padrão populacional;
 V - Variação volumétrica média no ensaio de esclerometria pendular (mm^3);
 W - Taxa de desgaste (mg/hmm^2);
 W' - Resistência ao desgaste;
 d_a - Diâmetro médio dos abrasivos (μm);
 e - Energia específica (J/mg ou J/mm^3);
 f_v - Fração volumétrica (%);
 g - Aceleração da gravidade (m/s^2);
 h - Profundidade máxima do risco (μm);
 l - Largura do risco (μm);
 p - Período do pêndulo (s);
 q - Constante característica dos materiais nos ensaios de esclerometria pendular;
 r - Coeficiente de correlação;
 r_p - Raio descrito pelo penetrador (mm);
 Δm - Perda de massa devido ao riscamento (mg);
 γ - Deformação plástica de cisalhamento (%);
 θ_1 - Ângulo de disparo do pêndulo ($^\circ$);
 θ_2 - Ângulo máximo de subida, após o riscamento ($^\circ$);
 T - Tensão de cisalhamento (N/m^2).

1 - INTRODUÇÃO.

As falhas e reparos em componentes mecânicos têm, normalmente, suas origens associadas à fadiga, deformação excessiva ou desgaste. Os dois primeiros processos são bem conhecidos, sendo tratados de forma quantitativa em engenharia de projeto. Por outro lado, o desgaste é, usualmente, considerado de forma empírica e qualitativa [1]. Isto se deve, principalmente, ao fato de o desgaste não ser uma propriedade intrínseca do material, mas do sistema atuante. Isto torna delicado o estabelecimento de modelo e a transposição de resultados.

Entretanto, a necessidade de materiais com melhor performance e a elevada soma de valores envolvidos (acredita-se que de 1 a 5% do Produto Interno Bruto dos países desenvolvidos são gastos com desgaste [2,3]), motivaram, nos últimos anos, um avanço considerável nesta área.

Como resultado dessas necessidades, surgiu em 1966 o conceito de tribologia, que caracteriza a ciência e tecnologia de superfícies que se interagem em movimento relativo. A tribologia considera todos os fenômenos associados, ou seja, fricção, desgaste e lubrificação [3].

Sob este novo conceito, passou-se a ter uma melhor compreensão dos processos de desgaste, mediante uma maior aproximação entre os modelos teóricos propostos, as simulações e os resultados práticos, até então, considerados isoladamente. Porém, apesar dos esforços já dispendidos pelos tribologistas e na ausência de leis gerais, a técnica experimental continua

sendo ferramenta básica para o estudo dos diversos tipos de desgaste [4].

A O.E.C.D. (Organization for Economic Cooperation and Development) [5], define o desgaste como sendo a "perda progressiva de matéria da superfície de uma peça, em consequência do movimento relativo de um outro corpo sobre a mesma".

Dentre os vários tipos de desgaste existentes, os mais comumente encontrados são: desgaste abrasivo, adesivo, erosivo, corrosivo e fadiga de contato.

Desses, o desgaste abrasivo é o mais importante, por ser o mais destrutivo e de maior frequência na prática, sendo responsável por 50% dos casos de falha por desgaste, segundo estimativas de EYRE [2].

Por todos esses aspectos, fica evidente a necessidade do desenvolvimento de materiais com maior resistência ao desgaste e, em especial, o desgaste abrasivo.

Com este propósito, a grande maioria dos materiais metálicos usados nos dias atuais são do tipo polifásicos. Eles contém, fundamentalmente, uma fase dura, com características próximas às dos materiais cerâmicos, envolvida por uma matriz dútil.

Muito embora existam na literatura modelos bem desenvolvidos descrevendo o desgaste abrasivo de metais monofásicos [6], o mesmo não acontece com os materiais polifásicos, em particular, aqueles cujas fases apresentam características bem distintas [7]. Consequentemente, muitas das

variáveis tribológicas destes sistemas são tratadas de forma qualitativa [6,8].

O efeito da fração volumétrica de cada uma das fases presentes, tem-se apresentado como uma das principais variáveis. Ela é, frequentemente, modelizada através de leis de misturas ou similares [6,9,10].

O comportamento das ligas com relação ao desgaste abrasivo é função, além da fração volumétrica das segundas fases, do tamanho, da distribuição, da dureza e dutilidade destas [6]. O efeito dessas variáveis sobre a taxa de desgaste tem sido estudado. Contudo, não existe ainda um consenso, pois a tendência de comportamento pode mudar ao passar de um teste para outro [8,11,12,13].

Este trabalho tem como objetivo, fornecer um melhor entendimento dos mecanismos de desgaste abrasivo de materiais polifásicos e, em particular, daqueles cujas fases apresentam características mecânicas bem distintas. Para tal, os micro-eventos do processo abrasivo serão analisados, considerando o tamanho relativo destes com as fases e as respectivas frações volumétricas.

No sistema modelo foram utilizadas ligas binárias Alumínio-Silício, com teores de Silício variando de 0 a 21% (em peso). Analisou-se também, o comportamento do Silício puro. O emprego destas ligas se justifica pelo fato de que as mesmas apresentam fases com características reológicas bem distintas, além das facilidades de produção e modificação.

No Capítulo 2, serão apresentadas as técnicas e procedimentos para a obtenção das ligas-teste, bem como suas características metalúrgicas.

O comportamento das ligas será avaliado no Capítulo 3, através de ensaios abrasométricos a dois e três corpos, onde um comportamento inverso foi detectado na taxa de desgaste em função da fração volumétrica de Silício. A simulação do processo abrasivo a dois corpos foi efetuada através de esclerometria retilínea.

A literatura sobre esclerometria pendular, mostra a possibilidade de se simular algumas situações de desgaste, que podem ser classificadas como abrasão a três corpos. Através desta técnica, pode-se inclusive obter bons resultados na classificação dos materiais submetidos a este tipo de desgaste [14]. Com base nestas verificações, foi projetado e construído um esclerômetro pendular, apresentado no Capítulo 4.

Finalmente, no Capítulo 5, serão mostrados os resultados obtidos a partir das ligas do sistema-modelo, ensaiadas no equipamento desenvolvido.

2 - PRODUÇÃO E CARACTERIZAÇÃO DAS LIGAS Al-Si

2.1 Introdução

Além de preencher os requisitos já anunciados no Capítulo 1, as ligas Al-Si têm sido utilizadas como componentes tribológicos, em contatos secos e lubrificados, em vários tipos de equipamentos. Uma aplicação típica das ligas hipereutéticas são os pistões dos motores de combustão interna, devido às várias vantagens destas ligas, tais como: boa resistência mecânica, baixo peso específico, alta condutividade térmica e boa resistência ao desgaste [13,15]. Além disso, a adição do Silício reduz o coeficiente de expansão térmica e aumenta a fluidez, facilitando o processo de fundição. Assim, justifica-se duplamente a escolha das ligas Al-Si. Por um lado, por preencher os requisitos de sistema-modelo e, por outro lado, pelo seu alto interesse tecnológico.

As ligas Al-Si são relativamente fáceis de serem produzidas e, em particular, as ligas de composição próxima da eutética. Isto se deve à redução da temperatura de início de solidificação, cujo mínimo ocorre a 12,6% de Silício e 577 °C [16]. As ligas hipoeutéticas e ligeiramente hipereutéticas, podem ser produzidas pela fusão direta da carga contendo o Alumínio e o Silício. Já as ligas com composição superior a 20% de Silício, requerem a utilização de liga-mãe de composição intermediária.

Nas seções que se seguem, apresentam-se as várias etapas do processo de fundição e caracterização das ligas binárias Al-Si utilizadas neste trabalho.

2.2- Procedimentos Experimentais

As ligas Alumínio-Silício foram obtidas a partir de Alumínio (99,9%), e Silício com 99,99% de pureza. A figura 2.1 mostra a infra-estrutura utilizada, sendo constituída de: forno de fusão com atmosfera controlada por purga inicial através de vácuo moderado e varredura de argônio, descrito em publicação recente [17] e forno tipo poço para o controle da temperatura de vazamento. Este forno foi desenvolvido especialmente para este trabalho.

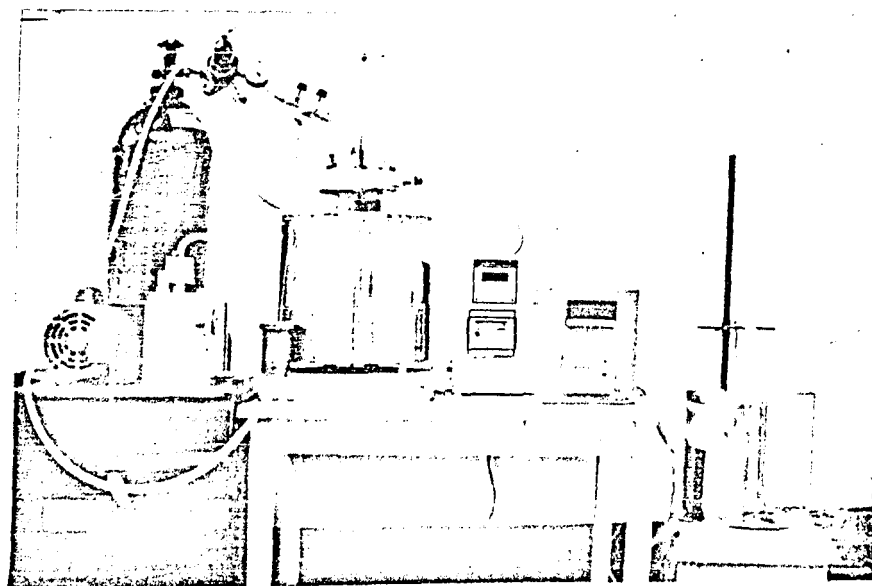


Figura 2.1 - Infraestrutura utilizada na produção das ligas Al-Si.

Antes da produção definitiva das ligas, várias corridas foram efetuadas, para obter os tempos e temperaturas de fusão para cada liga. A tabela 2.1 sumariza os parâmetros de fusão para as várias ligas produzidas, contendo 0,5, 9, 12, 16 e 21% de Silício (% em peso).

Tabela 2.1- Parâmetros de fundição das ligas Al-Si.

Liga	Al	Al-5%Si	Al-9%Si	Al-12%Si	Al-16%Si	Al-21%Si
Temp. Forno Fusão(°C)	800	890	900	900	900	900
Temp. Vazamento(°C)	710	685	655	630	690	755

Os tempos de elaboração utilizados variavam entre 3 e 5 horas, dependendo da composição.

Com o objetivo de minimizar a contaminação das corridas, tanto os cadinhos como os elementos de manuseio do fundido, foram revestidos com Firit 5 da Foseco, mostrados na figura 2.2.

Para se eliminar as escórias formadas durante o processo de fusão, foi adicionado à carga metálica (350g) 1g do escorieificante Degaser 201, também da Foseco.

Após a fusão, o material fundido era transferido para o cadinho do forno tipo poço, com temperatura ligeiramente abaixo da estipulada para o vazamento e contendo 0,6% da carga do degaseificador hexafluoretano. A seguir, a temperatura de

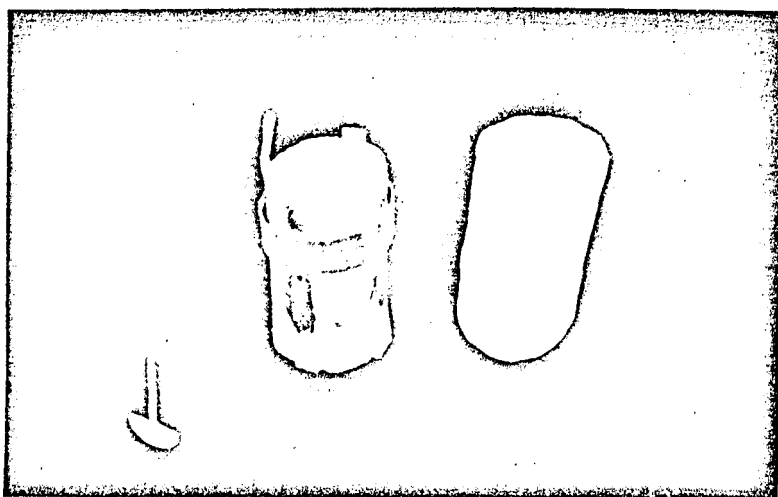


Figura 2.2- Espátulas e cadinhos utilizados no manuseio das ligas fundidas.

vazamento da corrida foi monitorada com termopar de Cromel-Alumel. A corrida foi vertida em moldes de areia com superaquecimento de 50° C. A cada corrida foram produzidos 5 lingotes. A figura 2.3 apresenta o modelo e molde utilizados.

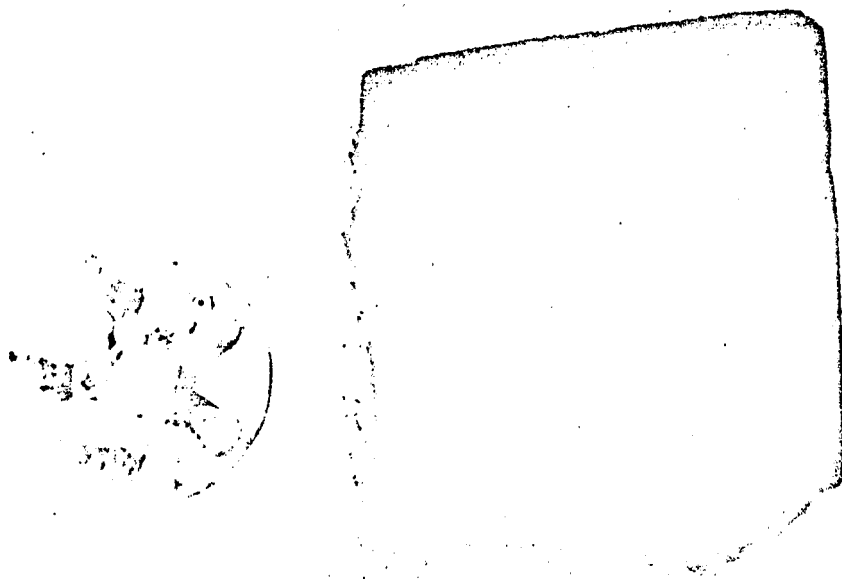


Figura 2.3- Molde e modelo utilizados na produção das ligas Al-Si.

A figura 2.4 mostra as dimensões dos lingotes obtidos. Adicionalmente, são mostradas nesta figura as dimensões e posições de retirada de corpos-de-prova para os ensaios abrasométricos a dois e três corpos.

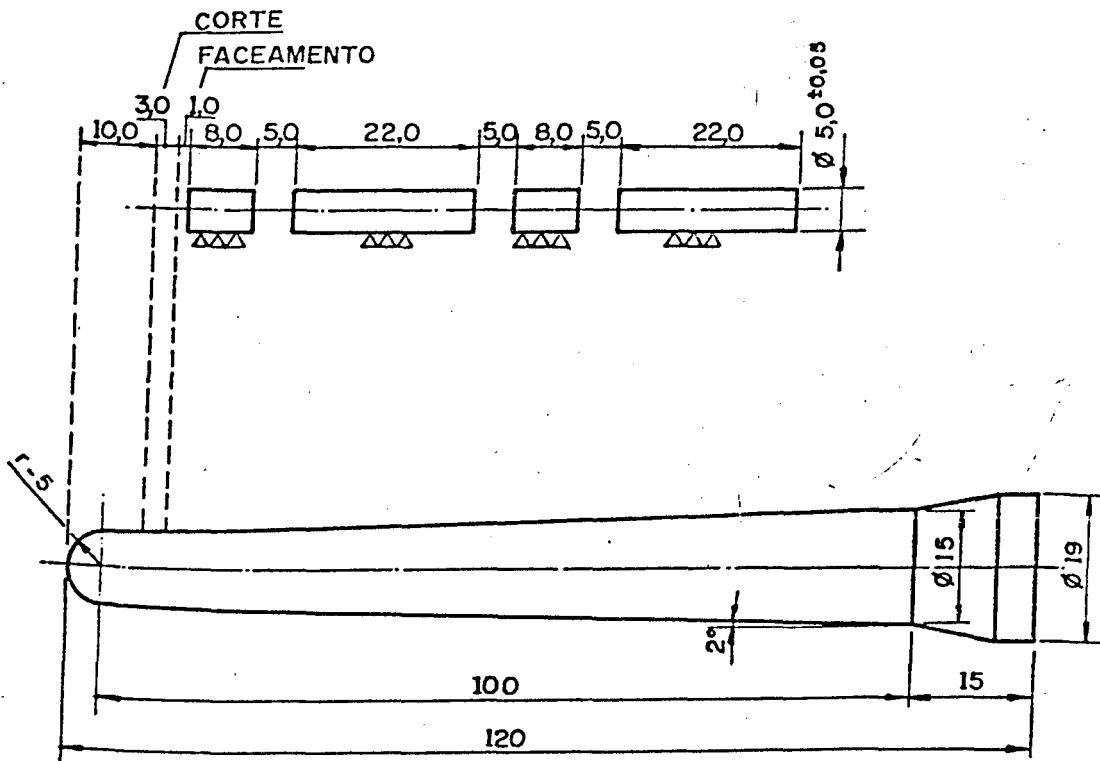


Figura 2.4- Dimensões do modelo dos lingotes.

Dos cinco lingotes obtidos, três foram utilizados na confecção de corpos-de-prova para os ensaios abrasométricos. Os outros dois foram utilizados na produção de amostras para análises metalográficas e corpos-de-prova para a esclerometria pendular.

2.3 - Resultados e Discussão

A figura 2.5, mostra o aspecto micrográfico das ligas obtidas.

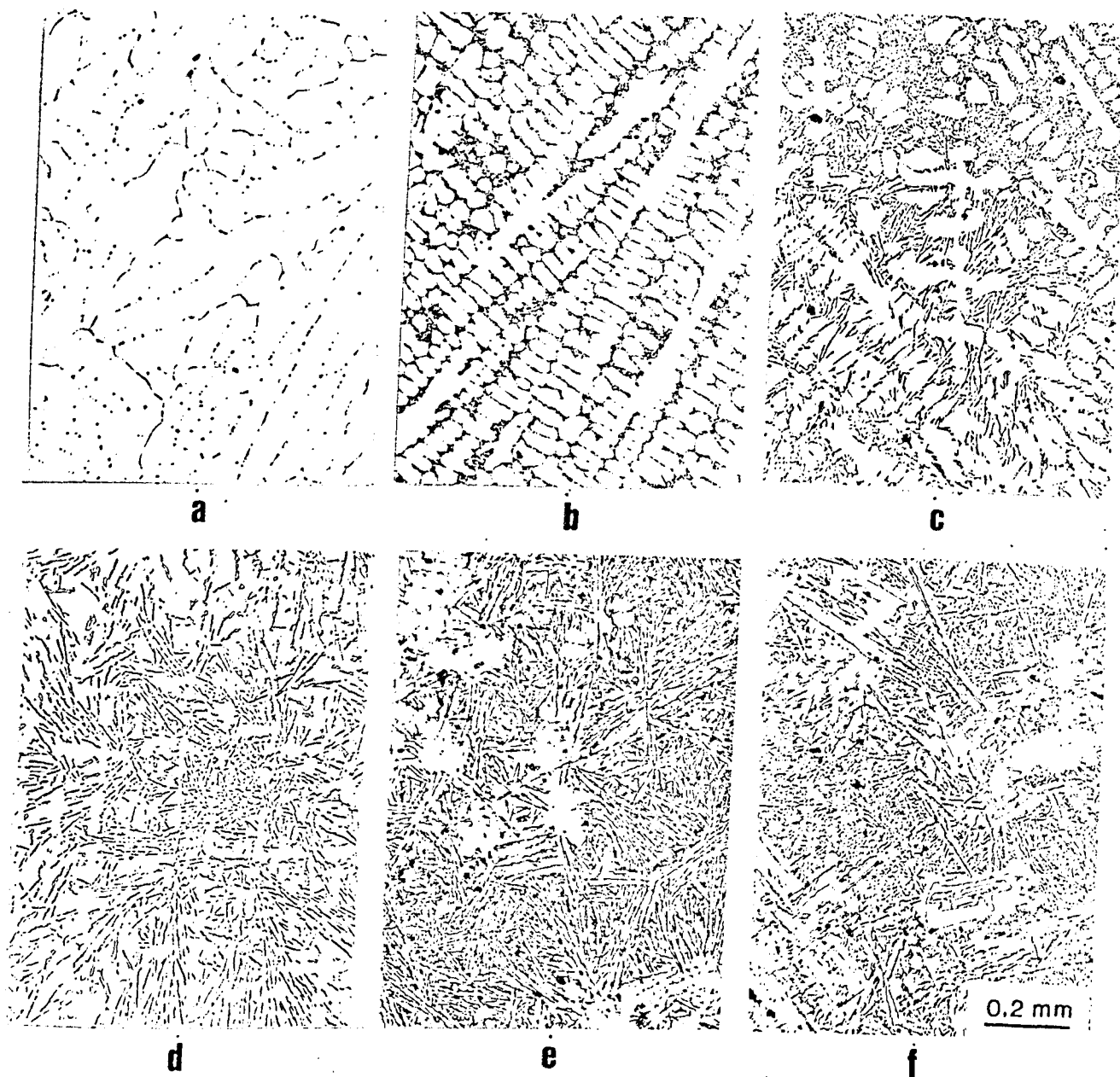


Figura 2.5- Aspecto micrográfico das ligas Al-Si. a) Al; b) Al-5% Si; c) Al-9% Si; d) Al-12% Si; e) Al-16% Si; f) Al-21% Si. Ataque: solução de HF a 0,5%. a) Sem ataque.

Na figura 2.5, observa-se que as ligas correspondentes às micrografias de *a* a *d* são do tipo hipoeutéticas, contendo diferentes porcentagens de dendritas de solução sólida de Silício em Alumínio e eutético Al-Si. As outras ligas, contendo 16 e 21% de Silício, apresentam-se hipereutéticas, com Silício primário majoritariamente do tipo letra chinesa.

Além das fases de Alumínio e Silício, nenhuma outra foi detectada em porcentagem significativa.

A porcentagem volumétrica f_v , tanto do Silício eutético quanto do Silício primário, foram determinadas utilizando uma rede quadrada contendo 36 pontos [18]. Os resultados foram analisados estatisticamente através de programa computacional específico. As contagens foram limitadas a um intervalo de confiança relativa menor ou igual a 5%. Nos casos de convergência mais lenta, as porcentagens de Silício foram avaliadas sob 13.000 pontos de rede. Os resultados obtidos são apresentados na tabela 2.2.

Na tabela 2.2, observa-se um significativo desvio-padrão dos dados relativos à liga Al-21%Si, resultando em um maior intervalo de confiança relativo. Isto indica uma menor homogeneidade com relação ao Silício primário.

A dureza Vickers das ligas foram também avaliados (RCL < 5%). Os resultados são apresentados na figura 2.6 em função da fração volumétrica total de Silício. Observa-se nesta figura,

Tabela 2.2- Porcentagem volumétrica de Silício eutético *Eu* e primário *Pr* das ligas.

Composição nominal	fv(%)	S	RCL(%)
Al	-	-	-
Al-5% Si	4,07	1,29	9,31
Al-9% Si	7,07	1,58	5,30
Al-12% Si	11,08	1,93	4,90
Al-16% Si	Eu 12,76 Pr 5,25	2,11 1,35	4,84 5,40
Al-21% Si	Eu 12,33 Pr 10,76	2,40 6,87	5,38 17,77

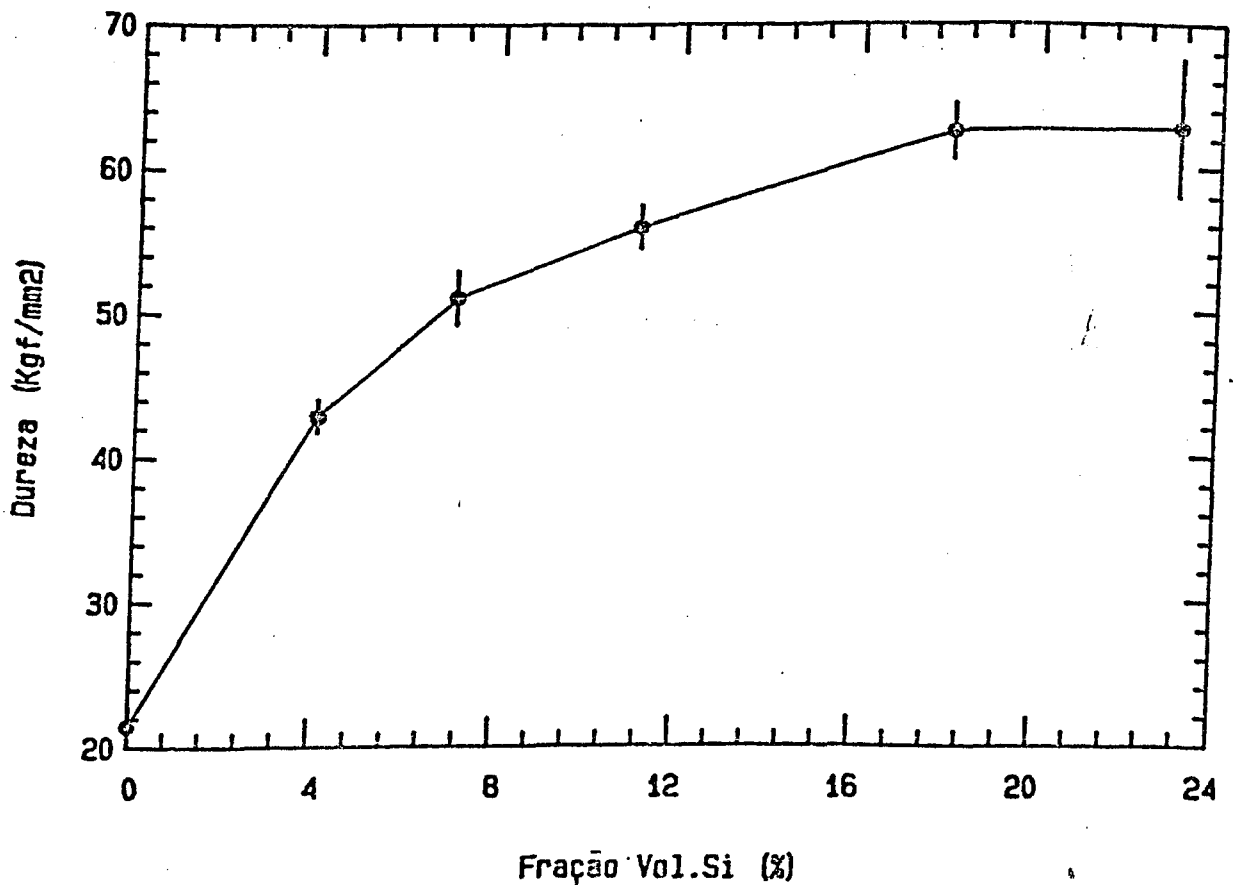


Figura 2.6- Variação da dureza Vickers das ligas Al-Si em função da fração volumétrica total de Silício.

que a dureza cresce consideravelmente com a adição de Silício. Há entretanto, uma tendência à estabilização nas ligas hipereutéticas. Percebe-se ainda, um maior desvio-padrão na dureza da liga Al-21% Si. Isto pode ser explicado pela redução da homogeneidade do silício primário, constatado através dos resultados de metalografia quantitativa.

2.4- Conclusões Parciais

Ligas Al-Si, com porcentagens crescentes até 23% de Silício, foram fundidas em forno elétrico com atmosfera controlada. As ligas foram caracterizadas metalograficamente, tendo-se constatado a presença dos seguintes microconstituintes: solução de Silício em Alumínio, eutético Alumínio-Silício e Silício primário. Nenhum outro constituinte microestrutural foi detectado em porcentagem significativa.

O aumento do teor de Silício nas ligas hipoeutéticas, resultaram em considerável acréscimo na dureza. Há, contudo, uma tendência à estabilização a partir das ligas próximas à eutética.

3 - DESGASTE ABRASIVO DAS LIGAS Al-Si

3.1- Introdução

A abrasão é um fenômeno interfacial complexo, no qual partículas ou asperidades duras, penetram na superfície do material mais mole, gerando perda de matéria, quando da movimentação relativa entre as superfícies. Os vários fatores [19] que intervêm neste processo são apresentados na figura 3.1.

Esse grande número de variáveis intervenientes nos sistemas tribológicos, têm gerado dificuldades quanto à classificação dos diversos tipos de desgaste abrasivo. A classificação mais aceita e que foi assumida neste trabalho,

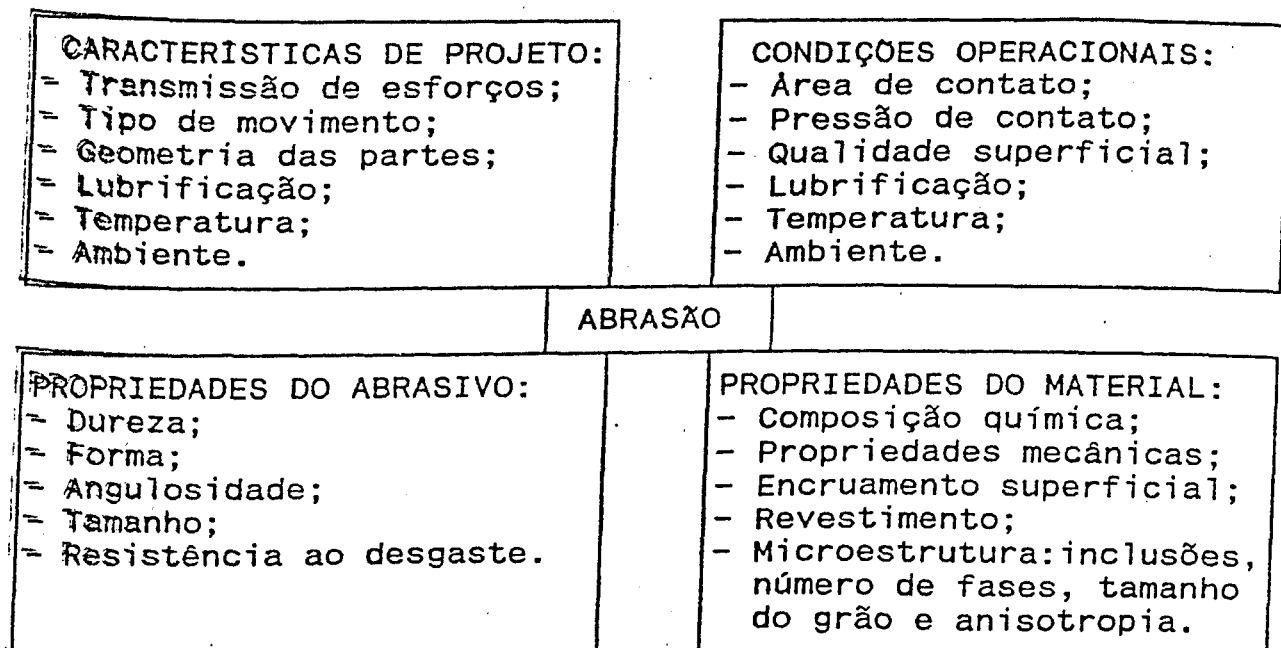


Figura 3.1 - Principais parâmetros tribológicos associados ao desgaste por abrasão [19].

baseia-se na configuração mecânica atuante no sistema. Neste caso, os processos são subdivididos em:

- a - Abrasão a dois corpos e
- b - Abrasão a três corpos.

O desgaste abrasivo a dois corpos é produzido quando partículas abrasivas fixas ou asperidades duras, são colocadas em movimento relativo em relação à superfície em estudo (figura 3.2 a). A abrasão a três corpos caracteriza-se pela presença de abrasivos livres entre as duas superfícies submetidas a abrasão (figura 3.2 b). Neste caso, se a distância D entre as duas superfícies for equivalente ao diâmetro médio das partículas

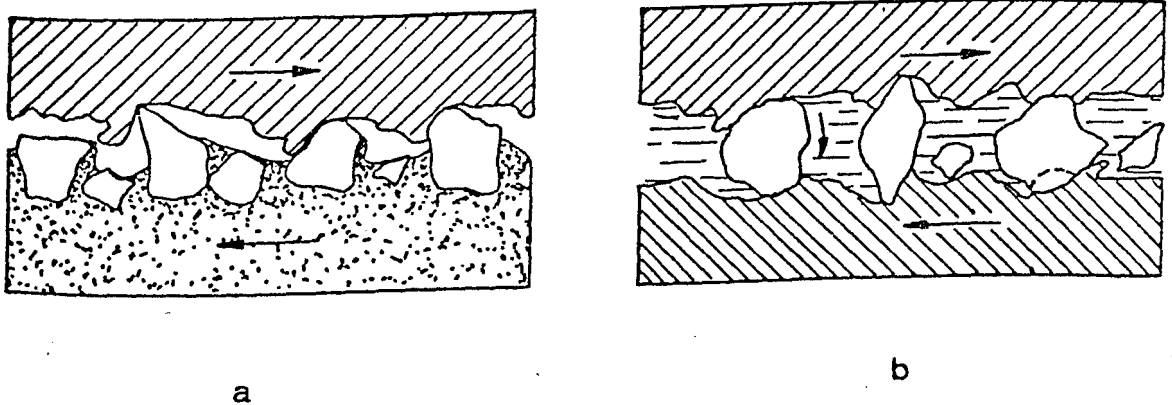


Figura 3.2 - Configurações mecânicas do processo abrasivo
a) dois corpos; b) três corpos.

abrasivas *da*, as duas superfícies são igualmente solicitadas, mas o comportamento de uma é refletido sobre a outra. Assim, a incrustação de partículas abrasivas na superfície menos dura ou o ancoramento em defeitos superficiais, podem levar ao deslizamento de partículas em relação à outra superfície e transformar o processo em uma abrasão a dois e três corpos.

Por outro lado, se $D > d_a$, as características de uma superfície não interferem significativamente no desgaste da sua opositora e os choques, caso existam, são amortecidos pelo rearranjo das partículas abrasivas.

Em geral, o fenômeno pode ser estudado de forma GLOBAL, onde se procura reproduzir em laboratório alguma configuração de desgaste. O fenômeno pode ser estudado também, de forma LOCAL. Neste caso, procura-se simular, localizadamente no material, os efeitos de cada partícula.

A abordagem GLOBAL utiliza a abrasometria como técnica principal de caracterização do processo abrasivo. A observação por microscopia eletrônica de varredura é sempre útil e, muitas vezes, imprescindível. Nesta abordagem, o sistema é examinado antes e após o ensaio abrasométrico. As diferenças observadas são atribuídas ao fenômeno abrasivo [20]. A taxa de desgaste é, normalmente, determinada através do método gravimétrico interrompido.

A abordagem LOCAL, através da técnica esclerométrica, procura simular o processo abrasivo pela ação de penetradores duros, de geometria simples, sobre o material em estudo.

Os efeitos de parâmetros físico-químicos e mecânicos, atuantes em um determinado tribosistema, podem ser avaliados através desta técnica. Apesar das idealizações associadas, a técnica permite uma melhor compreensão do fenômeno abrasivo em seus aspectos mais fundamentais [21]. Como exemplo, pode-se citar: o efeito da geometria do contato [22]; morfologia da deformação plástica [19]; mudanças dos mecanismos de desgaste

abrasivo [23]; interação lubrificante/partícula abrasiva [24], etc..

3.2.2- Aspectos Teóricos.

Durante a movimentação da partícula abrasiva, surgem tensões junto à região de contato que, em função das condições geométricas, reológicas e físico-químicas do contato, podem resultar nos seguintes mecanismos de remoção de material (figura 3.3):

a - **Microsulcamento** - o material deforma-se plasticamente sem perda de matéria, gerando um sulco com acúmulos frontais e laterais. Mediante sucessivas deformações plásticas, microfragmentos podem ser formados na superfície, devido à formação de trincas e/ou delaminação de regiões deformadas;

b - **Microcorte** - caracteriza-se pela formação de microcavacos e,

c - **Microlascamento** - caracteriza-se pela formação de grandes partículas de abrasão, devido à nucleação e interação de fissuras. Este tipo de mecanismo surge quando as tensões impostas superam as tensões críticas para a formação e propagação de trincas. Este mecanismo é restrito aos materiais frágeis.

Em função das variáveis atuantes no tribosistema, mais de um destes micromecanismos podem atuar simultaneamente.

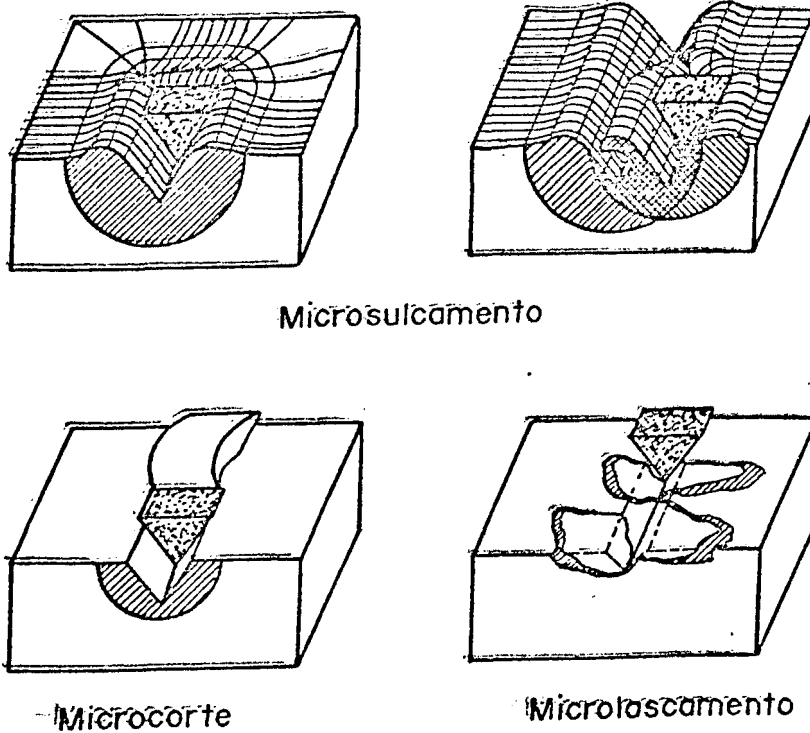


Figura 3.3 - Representação esquemática dos micromecanismos de desgaste [25].

No processo abrasivo, devem ser considerados também os efeitos de escala dos eventos que podem resultar em mudanças nos micromecanismos de desgaste [26,27]. MATHIA e colaboradores [28], mostram de forma clara, estes efeitos sobre a transição abrasão dútil-frágil em vidro, com carga variável. A figura 3.4 apresenta, esquematicamente, a variação da largura do risco em função da carga, evidenciando a transição de micromecanismos.

O domínio de $F_n > F_{nc2}$, caracteriza a zona de abrasão frágil, com grande fissuração e microlascamentos. As larguras dos riscos variam consideravelmente.

Em cargas menores, $F_n \approx F_{nc2}$, o processo se caracteriza por um compromisso entre a fissuração e a deformação. Neste caso, a abrasão é definida como dútil-frágil.

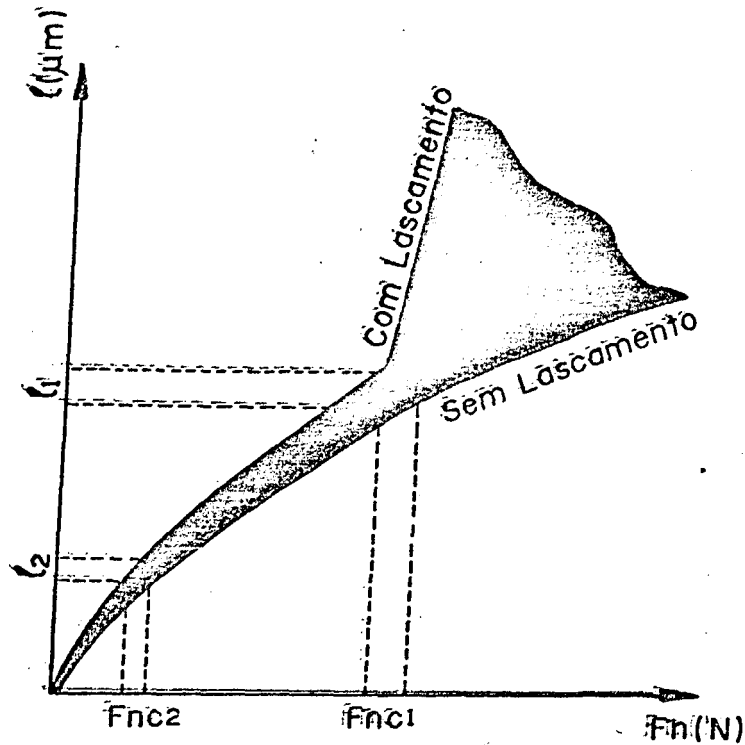


Figura 3.4 - Variação da largura do risco em função da carga aplicada, esquemático [27].

Para cargas situadas entre F_{nc1} e F_{nc2} , o processo é controlado apenas pela deformação, caracterizando uma abrasão tipicamente dútil. Os micromecanismos atuantes são o microcorte e o microsulcamento.

Vários trabalhos evidenciam ainda, a existência de um ângulo de ataque crítico, que governa a transição entre o sulcamento e o microcorte [29,30]. Esta transição é também significativamente afetada pelo coeficiente de atrito entre a face ativa da partícula e a superfície afetada [29,30].

Em cargas menores que F_{nc1} , o fenômeno é de natureza dútil e bastante complexo, devido ao efeito de escala dos microeventos [32].

A grande maioria dos materiais utilizados em aplicações que requerem elevada resistência ao desgaste são do tipo polifásicos, contendo altas porcentagens de precipitados ou fases dispersas, com dureza igual ou superior à dos abrasivos.

Estas microestruturas podem ser obtidas através de [33]: a) solidificação ou reações de estado sólido; b) reações de sinterização ou c) métodos especiais de produção de materiais compostos, como por exemplo, a deposição a vapor, etc..

De uma maneira geral, as fases duras destas microestruturas são responsáveis por um substancial incremento na resistência ao desgaste. A matriz assegura a necessária tenacidade e ligação entre as fases [34].

O estudo do comportamento destes materiais, deve levar em consideração aspectos microestruturais, tais como: fração volumétrica das fases presentes; contornos de grão e interfaces; tipos de microestrutura (dispersão, duplex, celular, etc.); anisotropia [34], etc..

Sob um sistema tribológico definido, uma dada fase i apresenta mecanismos e taxa de desgaste que são controlados por suas propriedades individualmente [35]. Assim, em um material polifásico, espera-se que o comportamento seja tributário das contribuições de cada uma das fases presentes. Baseado nesta suposição, KRUSCHOV [36] descreveu a resistência ao desgaste como uma função linear das frações volumétricas de cada uma das fases, dada por:

$$W^{-1} = \sum_{i=1}^n f_{V_i} W_i^{-1} \quad (3.4)$$

onde W^{-1} representa a resistência ao desgaste do material polifásico, f_{V_i} a fração volumétrica da i -ésima fase, n o número de fases e W_i^{-1} é a resistência ao desgaste da i -ésima fase. Este modelo é denominado de lei inversa das misturas.

Resultados obtidos por ZUM GAHR [37], em composto de fibras de aço revenido/poliéster, correlacionam-se bem com a lei de misturas da equação 3.4. Foi usado como elemento de desgaste, uma roda abrasiva. Neste mesmo trabalho, o autor apresenta resultados de ensaio a dois corpos de amostras de ferrita/martensita que mostram também, boa correlação com o modelo proposto por KHUSHOV. Outros exemplos podem ser encontrados na literatura, envolvendo compostos de époxi/bronze e WC/NiCrBSi, usando abrasômetros do tipo pino-sobre-disco [35].

Em se tratando de materiais com fases e/ou microconstituintes fortemente ligados e com propriedades similares, do tipo metal-metal, a lei direta das misturas apresenta melhores índices de correlação, sendo definida por:

$$W = \sum_{i=1}^n f_{V_i} W_i \quad (3.5)$$

Neste caso, o comportamento global não é dominado por apenas uma das fases [37].

Resultados encontrados por ZUM GAHR [37], em aços de microestrutura ferrítica/perlítica, ilustram este comportamen-

to.

Em se tratando de compostos do tipo metal/cerâmico, que compõem os revestimentos anti-desgaste, as leis de mistura não se aplicam satisfatoriamente [10]. Resultados obtidos por KRUSCHOV [36], em compostos de WC/Co, mostram uma resistência ao desgaste 2,5 vezes superior à encontrada, utilizando as leis de mistura. HOVIS e colaboradores [38], trabalhando com ligas Al-Si, verificaram discrepâncias de até 200% na taxa de desgaste erosivo, usando estas leis.

Segundo GARRISON [10], estas discrepâncias surgem, provavelmente, devido a diferenças de comportamento das diversas fases presentes. Este autor propõe, então, uma lei baseada na não linearidade entre a taxa de desgaste, a carga aplicada e a área de contato, dadas por:

$$W^{-1} = \frac{A_1}{At_1 F_n^{\alpha_1} / A^{\beta_1}} + \frac{A_2}{At_2 F_n^{\alpha_2} / A^{\beta_2}} \quad (3.6)$$

onde α_1 , β_1 e α_2 , β_2 representam constantes associados às fases 1 e 2; A a área total de desgaste; A_1 e A_2 as áreas de contato das fases 1 e 2, respectivamente e t_1 e t_2 funções das propriedades do material e do abrasivo.

De uma maneira geral, os metais apresentam um desgaste proporcional à carga aplicada F_n e, independente da área, isto é, $\alpha_1 = \alpha_2 = 1$ e $\beta_1 = \beta_2 = 0$, tendo-se, assim:

$$W^{-1} = f v_1 W_1^{-1} + f v_2 W_2^{-1}$$

que representa a lei de KRUSCHOV.

Por outro lado, se o desgaste for considerado proporcional à pressão F_n/A , que resulta em $\alpha_1 = \alpha_2 = 1$, e se $\beta_1 = \beta_2 = 1$, tem-se:

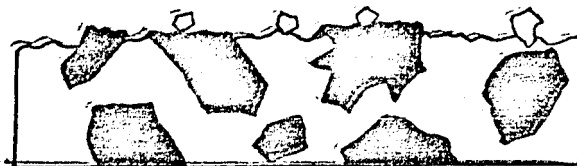
$$W^{-1} \cong fV_1^2 W_1^{-1} + fV_2^2 W_2^{-1} \quad (3.7)$$

ou

$$W^{-1} \cong \sum_{i=1}^n fV_i^2 W_i^{-1} \quad (3.8)$$

A equação 3.8 representa situações intermediárias entre as equações 3.4 e 3.5 das leis de mistura, tendo sido evidenciada por ZUM GAHR [37], em ferros fundidos brancos.

Além dos parâmetros tribológicos já mencionados, o tamanho dos eventos, associados aos mecanismos de desgaste, em relação aos microconstituintes afetam também, a resposta do sistema



a



b

Figura 3.5 - Representação esquemática do tamanho relativo dos eventos com os microconstituintes. a) Eventos menores que os microconstituintes; b) eventos iguais ou superiores aos microconstituintes.

tribológico [35,38]. Essa diferença relativa do tamanho dos eventos com os microconstituintes é mostrada, esquematicamente, na figura 3.5.

No caso de eventos iguais ou superiores aos microconstituintes, os fenômenos interfaciais passam a ser importantes, devendo ser considerada a resistência da interface matriz/fase dura [35].

Nas seções seguintes, são apresentados os resultados obtidos nas ligas Al-Si, através de técnicas abrasométricas (abordagem GLOBAL).

3.3- Técnicas e Procedimentos Experimentais

Entre os equipamentos descritos na literatura com relação à abordagem GLOBAL do processo abrasivo, os abrasômetros do tipo pino-sobre-disco e do tipo roda-de-borracha são os mais difundidos, sendo os responsáveis pela maioria dos resultados encontrados na literatura [1,39,40]. As configurações mecânicas caracterizadas por estes abrasômetros são, respectivamente, dois e três corpos.

A caracterização abrasométrica das ligas Al-Si foi efetuada em abrasômetro múltiplo, dotado de configurações a dois corpos (pino-sobre-disco) e três corpos ($D \cong da$), via úmida. A figura 3.6 mostra, de forma esquemática, o abrasômetro utilizado [21].

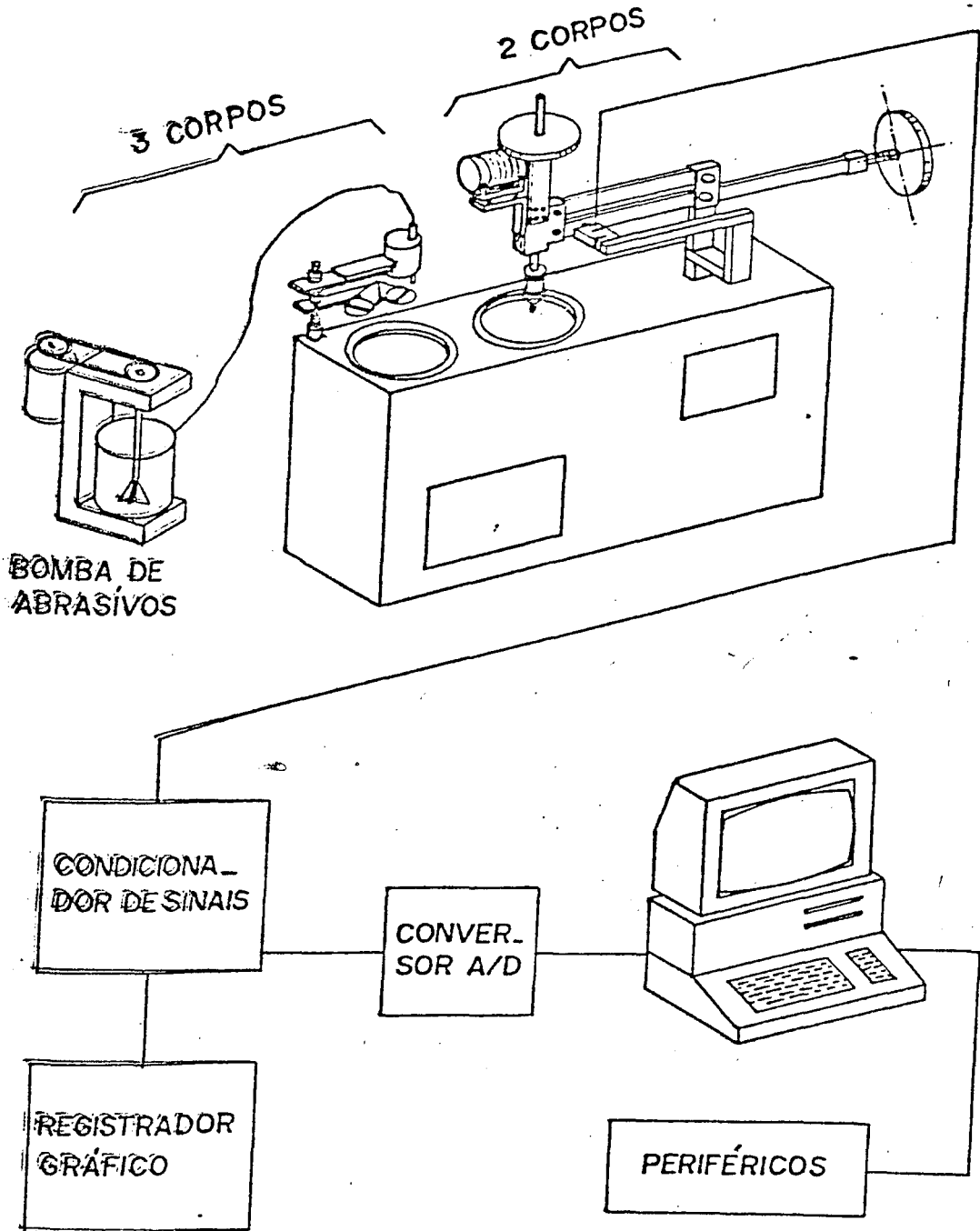


Figura 3.6 - Representação esquemática do abrasômetro utilizado.

Com o intuito de dotar este equipamento de maior eficiência e precisão, algumas modificações foram introduzidas. Pode-se destacar, a informatização do ensaio a dois corpos, através da aquisição e tratamento do esforço tangencial atuante no pino, Anexo I. A figura 3.7 mostra o equipamento utilizado.

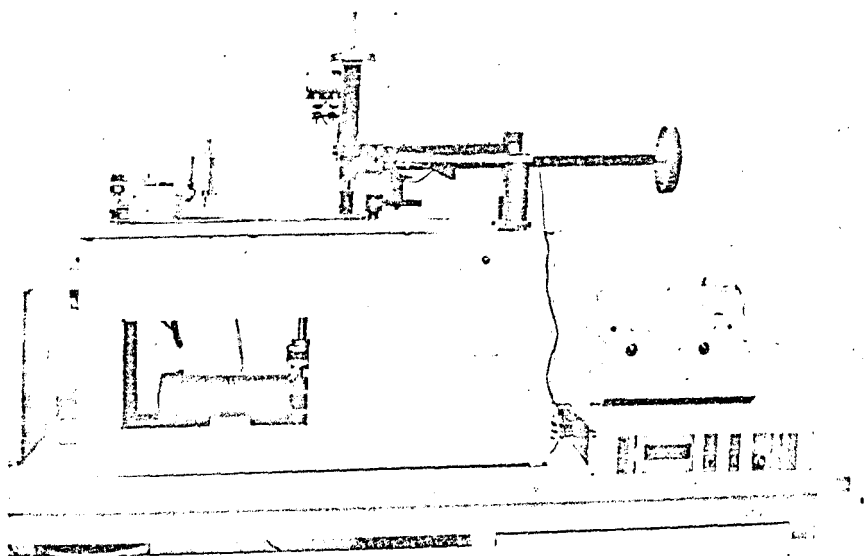


Figura 3.7 - Vista geral do abrasômetro múltiplo.

A trajetória descrita pela amostra nos ensaios a dois corpos em relação à lixa abrasiva, representa uma espiral de Arquimedes. Isto assegura sempre, a presença de abrasivo novo no processo, (figura 3.8).

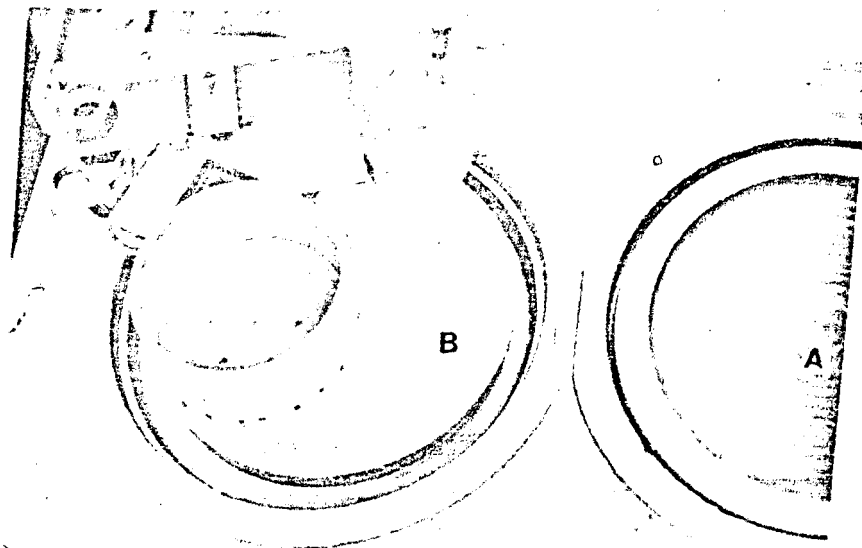


Figura 3.8 - Detalhe dos discos de abrasômetro. A - dois corpos e B - três corpos.

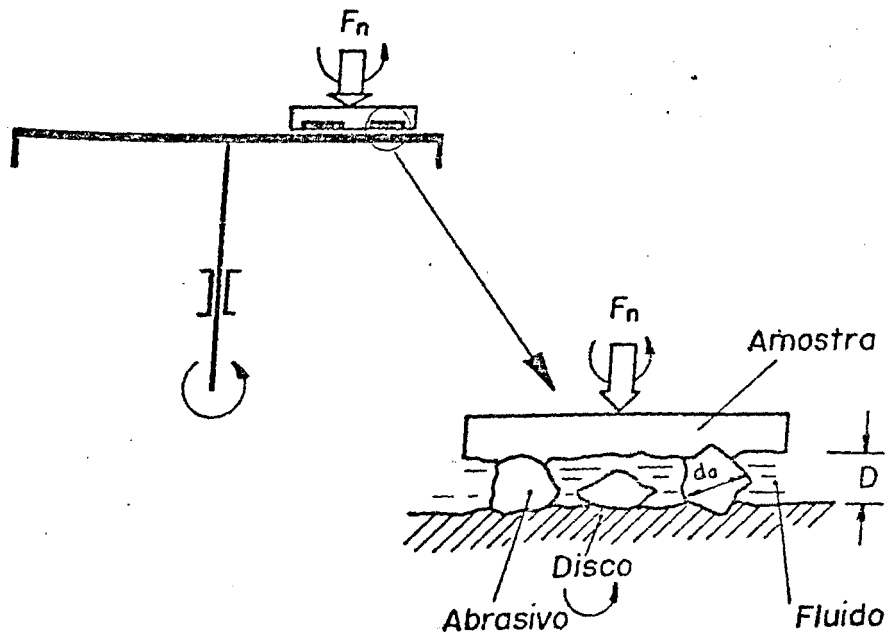


Figura 3.9 - Representação esquemática da configuração a três corpos, via úmida ($D \cong da$) [27].

Na configuração a três corpos, as amostras foram colocadas em um alvéolo com furos de 6,0mm de diâmetro. Os furos eram posicionados a 80mm do centro do alvéolo. As amostras foram, então, pressionadas por pesos mortos, dentro de um tubo cilíndrico, como mostrado na figura 3.8. A figura 3.9 apresenta, de forma esquemática, o princípio de operação do dispositivo desta configuração.

A tabela 3.1 sumariza os parâmetros de teste para as configurações a dois e três corpos.

Tabela 3.1 - Parâmetros de teste dos ensaios abrasométricos.

PARÂMETROS DE TESTE	CONFIGURAÇÃO MECÂNICA	
	DOIS CORPOS	TRES CORPOS
Velocidade de rot. do disco (rpm)	25	25
Vel. de rot. da amostra (rpm)	20	--
Percurso (m)	3,2	--
Abrasivo	Lixa de Al ₂ O ₃ 600; d _a =14,1µm; S= 8,5µm	Pó de Al ₂ O ₃ 600; d _a = 7,0µm; S= 3,4µm
Duração do ensaio (s)	32	480
Dimensões da amostra (mm)	cilíndrica: 5,5 x 22	cilíndrica: 5,5 x 5

Para caracterizar os abrasivos da lixa da configuração a dois corpos, as partículas de Al₂O₃ foram extraídas e recuperadas, segundo critérios e procedimentos estabelecidos

pela norma ABNT MB-481 [41]. O tamanho médio das partículas foi medido diretamente, utilizando um banco metalográfico Carl Zeiss Jena. O histograma de frequência de tamanhos é apresentado na figura 3.10 e correspondente a 220 medidas, feitas aleatoriamente. As características geométricas desses abrasivos podem ser observados através da micrografia na mesma figura.

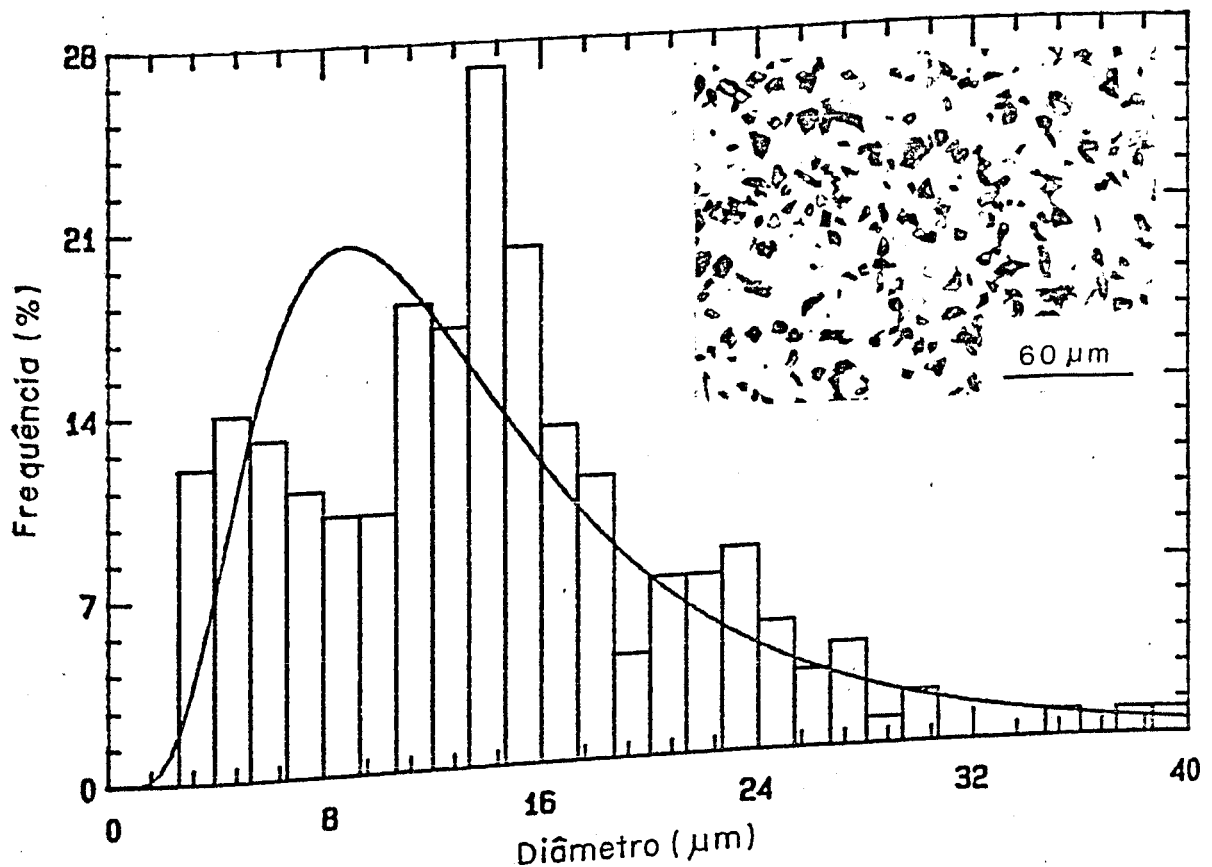


Figura 3.10 - Distribuição de tamanhos e características geométricas da lixa 600, utilizada nos ensaios a dois corpos.

Da mesma forma, as partículas do pó abrasivo utilizadas nos ensaios a três corpos foram avaliadas. A figura 3.11 mostra

a distribuição de tamanho e as características geométricas destas partículas.

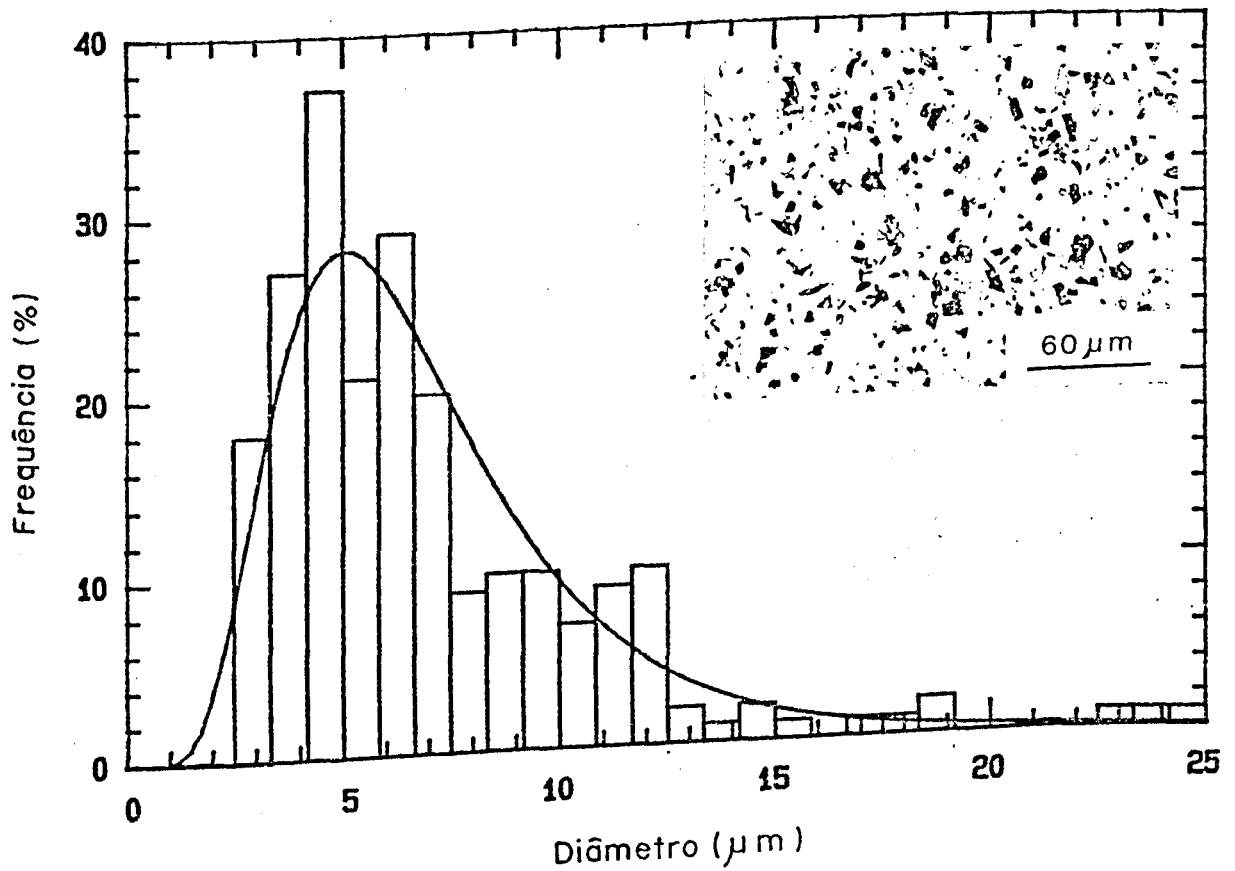


Figura 3.11 - Distribuição de tamanho e características geométricas das partículas abrasivas de Al_2O_3 do pó 600.

O transporte das partículas do pó de Al_2O_3 nos ensaios a três corpos, foi efetuado através de óleo de lapidação com as seguintes características [42]:

- . Ponto de fulgor ($^{\circ}\text{C}$ mín.) = 85
- . Cinzas sulfatadas (% máx.) = 0,05
- . Viscosidade a 40°C (cS) = 3,4

. Densidade média a 20 °C (g/cm^3) = 0,82

A concentração utilizada foi de 10% (em peso) de abrasivo, para 90% de óleo.

Para avaliar a taxa de desgaste, foi utilizado o método gravimétrico interrompido, acrescido de limpeza ultrasonora em acetona, após os testes (40khz, 1 min).

A balança utilizada era do tipo analítica, com resolução de 10^{-4} g.

A observação das superfícies de desgaste foi realizada com microscópio eletrônico de varredura marca JEOL, a 25KV.

Adicionalmente, foram realizados ensaios em esclerômetro retilíneo, dotado de célula de carga tridimensional e monitoração dos esforços, via microcomputador. O sistema é mostrado, esquematicamente, na figura 3.12 [43,44].

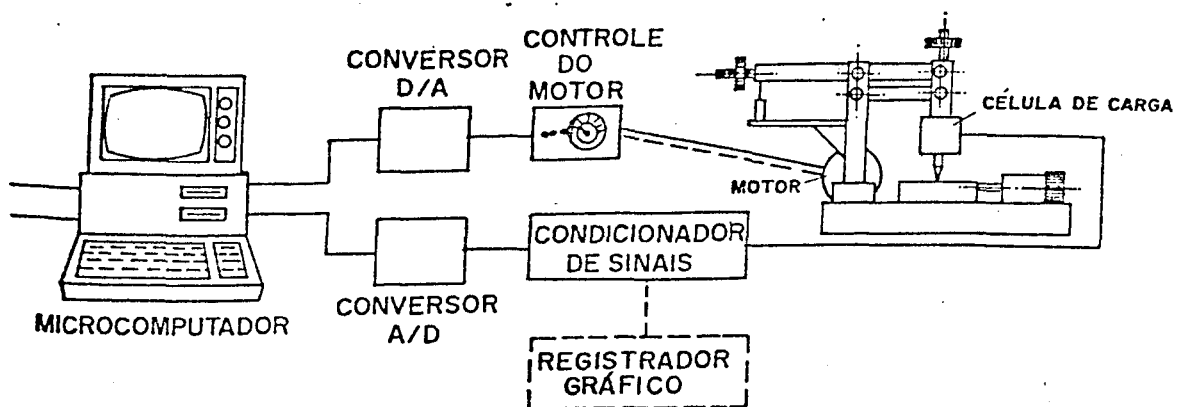


Figura 3.12 - Diagrama esquemático do esclerômetro [43].

Os ensaios foram realizados com um penetrador Vickers, com ângulo de ataque de 22° e ângulo lateral de 0° . A velocidade de riscamento foi mantida constante em $600 \mu\text{m/s}$, e as cargas variando de 0,3 a 2,0 N, aproximadamente.

3.4- Resultados e Discussão

3.4.1- Abrasometria a três corpos

Antes da realização dos testes a três corpos, as amostras tiveram suas superfícies lixadas até lixa d'água de granulometria 600. A figura 3.13 mostra a evolução da taxa de desgaste do Alumínio, a partir desse lixamento.

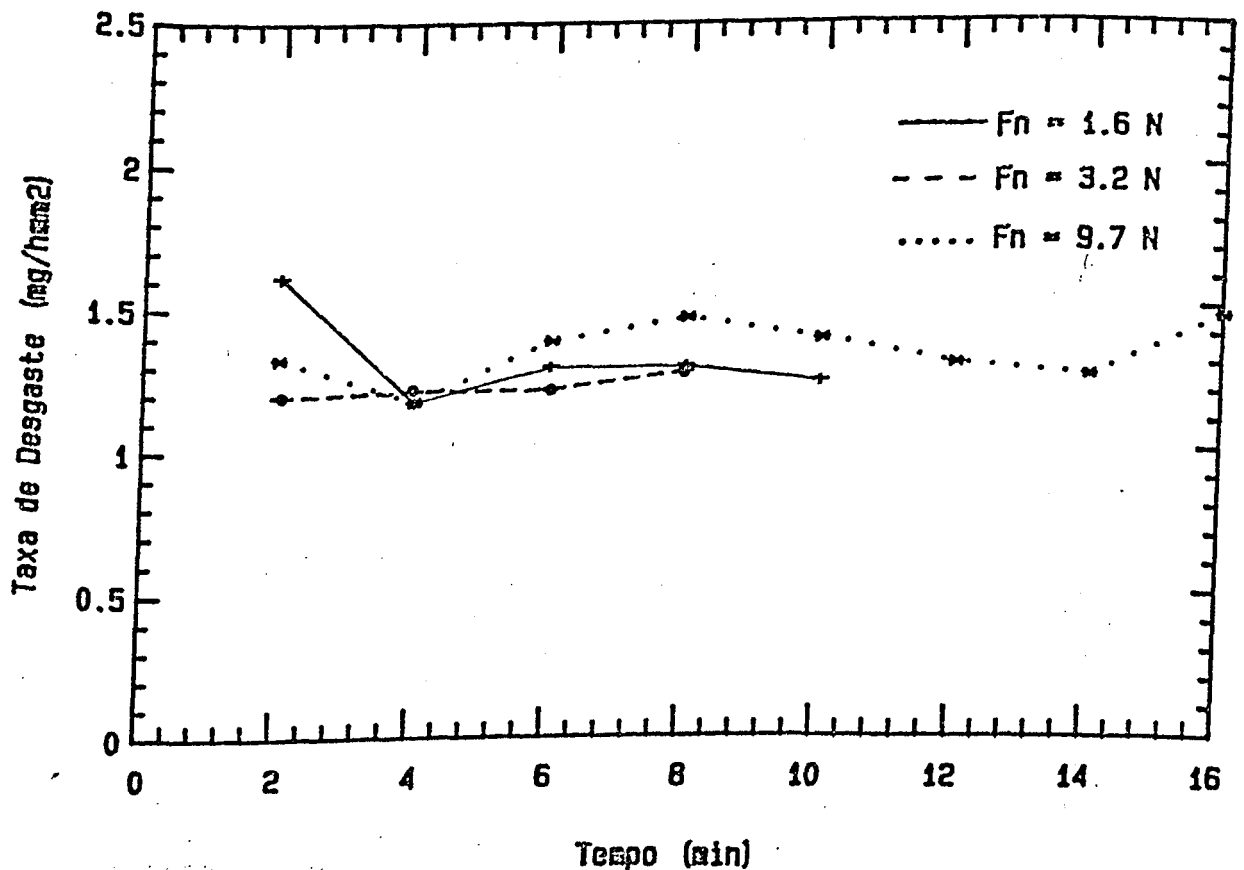


Figura 3.13- Evolução da taxa de desgaste no ensaio a três corpos para o Alumínio.

A figura 3.14 mostra a evolução do desgaste do Silício.

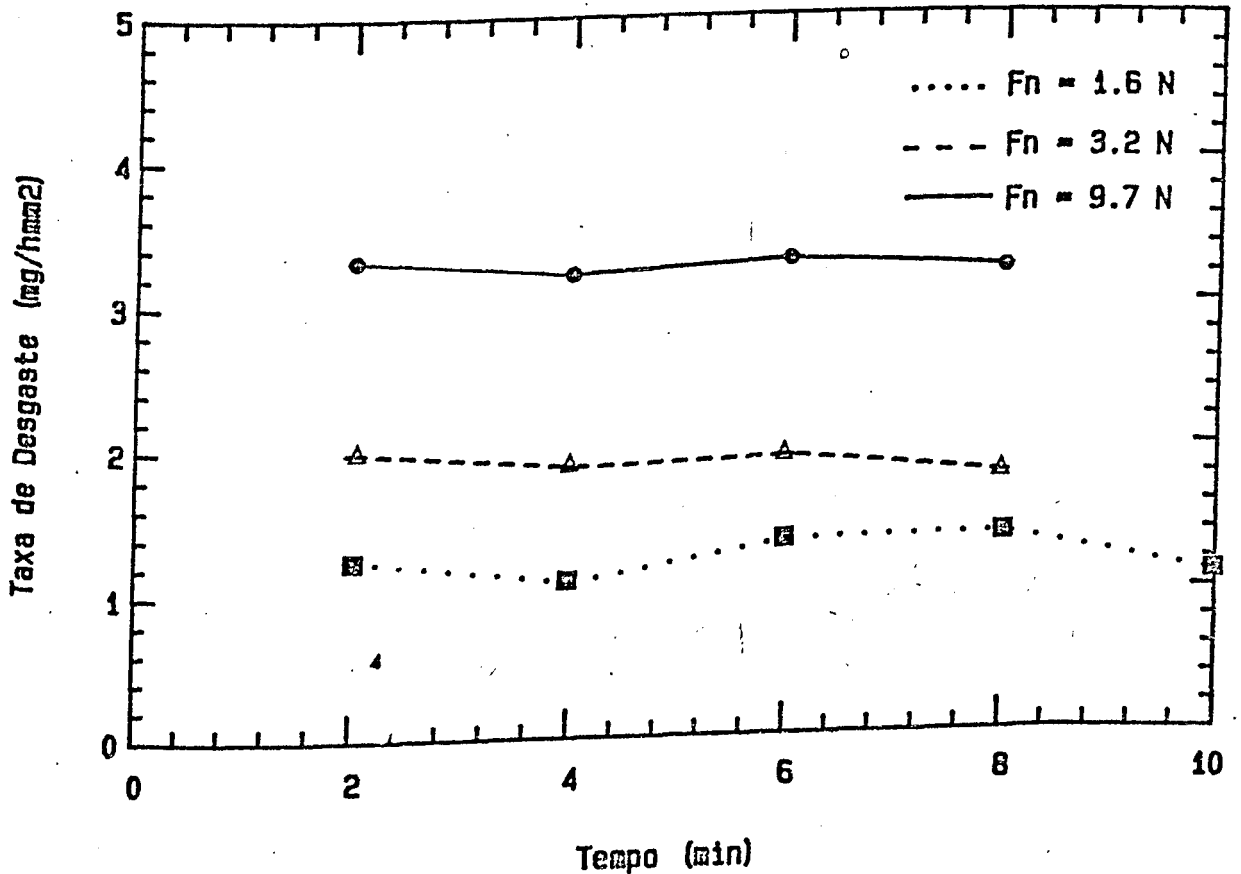


Figura 3.14 - Evolução do desgaste abrasivo a três corpos para o Silício.

Observa-se, tanto da figura 3.13 quanto da figura 3.14, que o pré-lixamento utilizado na preparação das amostras, praticamente elimina o regime transitório inicial da taxa de desgaste e, após 8 minutos de teste, esta já se encontra estabilizada.

Desta forma, adotou-se como procedimento de ensaio, a realização de pré-testes de 8 minutos para todas as amostras.

Em seguida, eram avaliadas as taxas de desgaste através de ensaios de 8 minutos de duração. Os resultados obtidos são apresentados na figura 3.15. Neste gráfico, cada ponto corresponde à média de três ensaios. Os desvios padrões foram calculados de acordo com a estatística de amostragem reduzida [45].

Nota-se na figura 3.15 que, à medida que a força normal vai aumentando, o comportamento das ligas é alterado. Para a força de 1,6 N, a resistência ao desgaste cresce ligeiramente com a porcentagem de Silício, passando por um máximo em torno da composição eutética. Em seguida, a resistência ao desgaste volta a diminuir, permanecendo entretanto, nos mesmos níveis encontrados para o Alumínio.

Utilizando-se cargas maiores, 3,2 e 9,7 N, a resistência ao desgaste diminui consideravelmente a partir da composição eutética, com o aparecimento de Silício primário.

Uma melhor compreensão dos aspectos fundamentais associados a este tipo de desgaste, é apresentada por SZUDER [46], que obteve informações importantes ao observar o fenômeno "in situ", na interface entre as duas superfícies.

Neste tipo de desgaste, as partículas abrasivas se deslocam e rolam entre as duas superfícies, podendo eventualmente se incrustar na superfície antagonista. Este comportamento pode gerar indentação múltipla, devida ao rolamento e ao caráter anguloso do abrasivo ou riscos formados pelo deslizamento, produzidos pela incrustação [46].

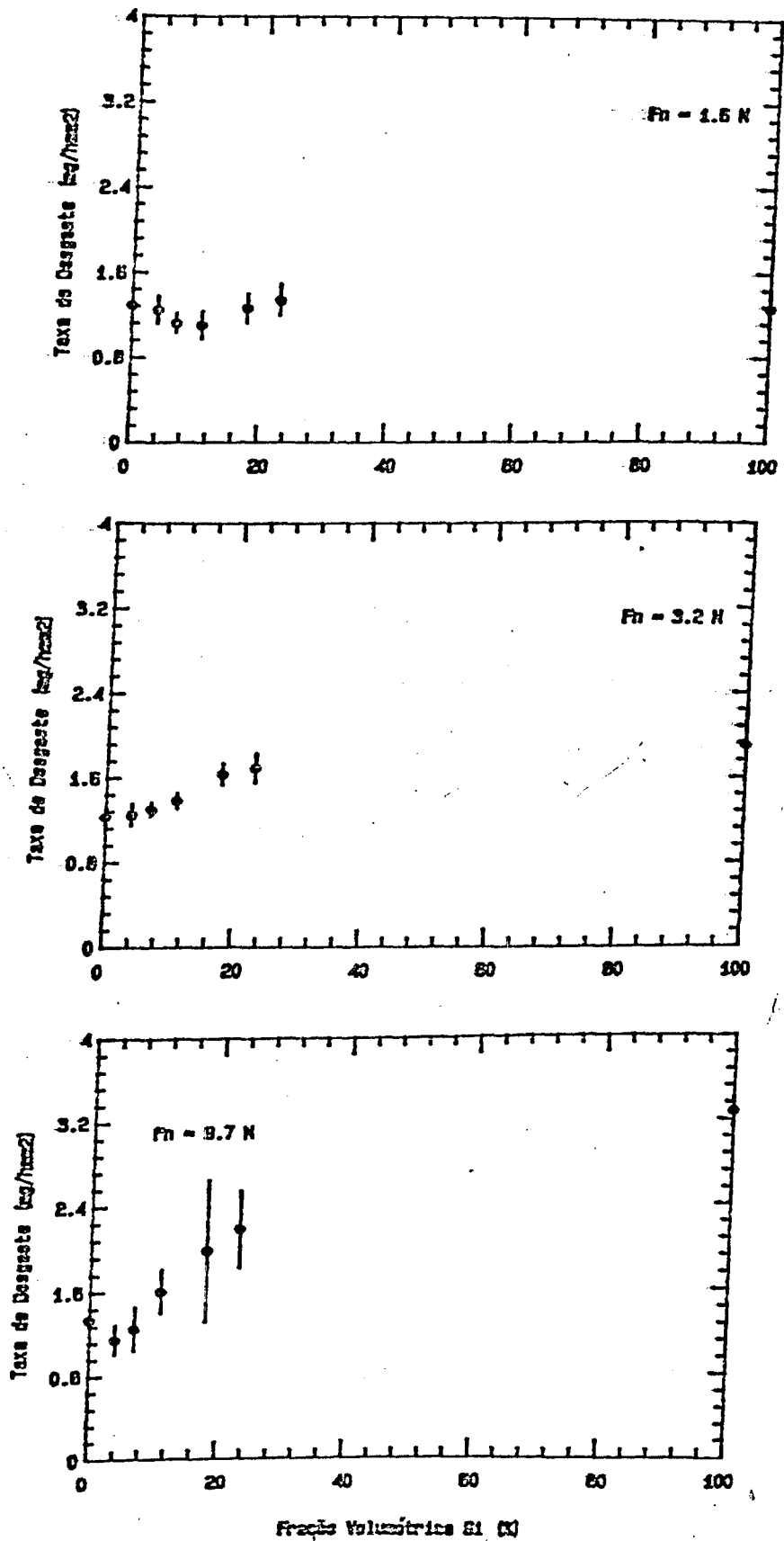


Figura 3.15 - Taxa de desgaste abrasivo a três corpos em função da fração volumétrica de Silício.

A figura 3.16 apresenta o aspecto típico das superfícies de desgaste das amostras ensaiadas com 3,2 N de força normal.

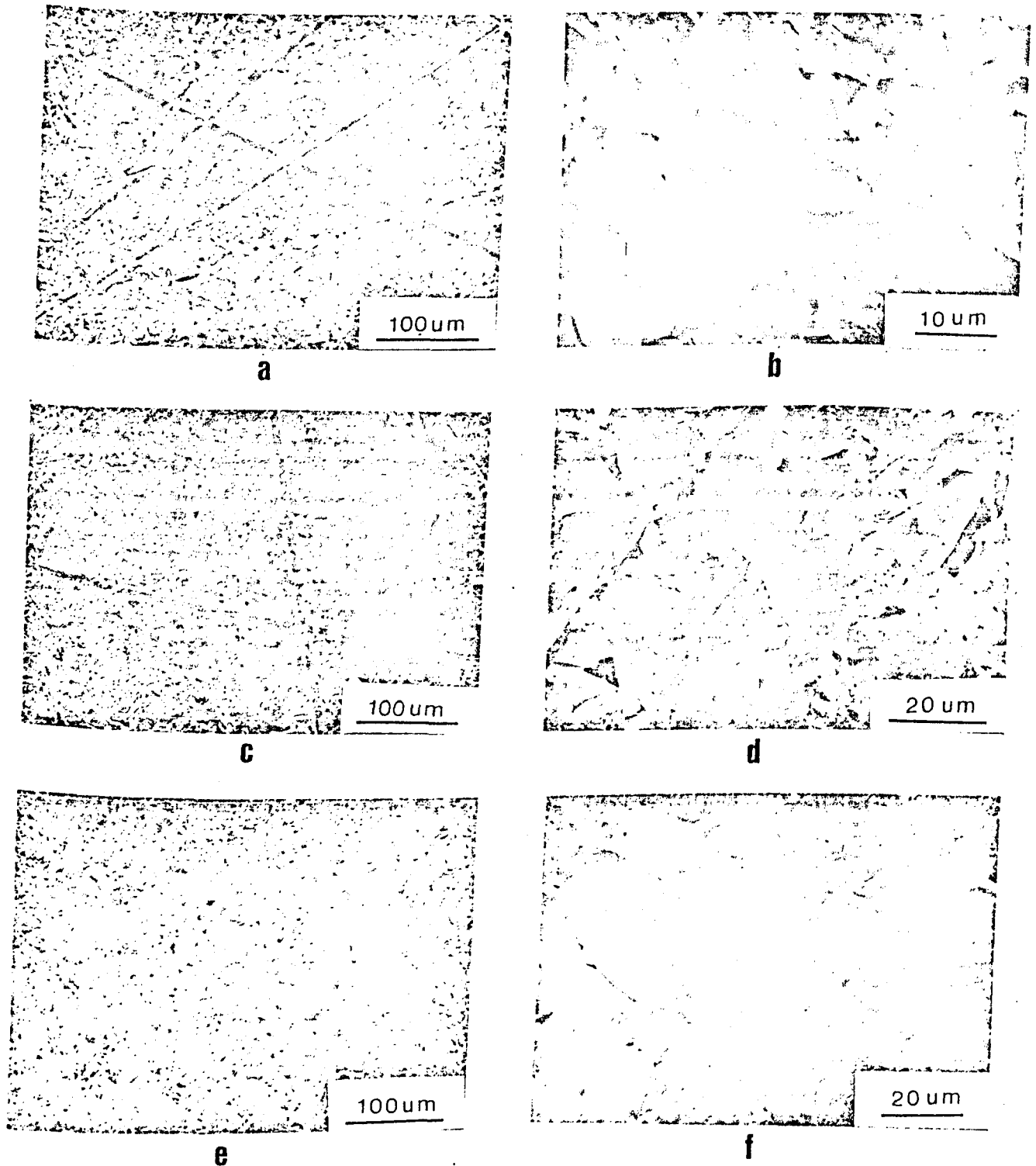


Figura 3.16 - Aspecto típico da superfície das amostras Al-Si, ensaiadas a três corpos com 3,2 N de força normal. a e b) Alumínio puro; c e d) Al- 12% Si; e e f) Silício puro. MEV.

Observa-se claramente os efeitos da indentação múltipla e do riscamento das partículas abrasivas.

Nota-se da figura 3.16, que a porcentagem relativa riscos/indentação é reduzida à medida que a fração volumétrica de Silício cresce. Da mesma forma, a intensidade de deformação plástica parece diminuir com a fração volumétrica de Silício, como mostrado nas figuras 3.16 b,d,f.

Devido à baixa resistência mecânica e elevada ductilidade, o Alumínio em contato com os grãos abrasivos é intensamente deformado pela indentação e sulcamento (figura 3.16 b). Assim, o material é removido diretamente através da interação de microeventos e/ou após sucessivas deformações plásticas.

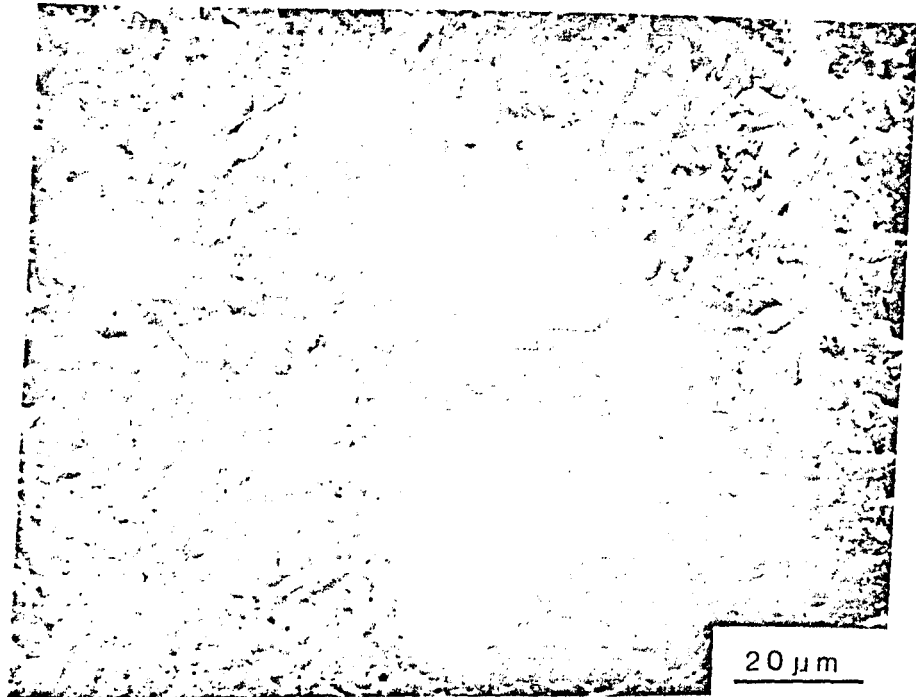
Com a presença do eutético Al-Si, figura 3.16c,d, a deformação plástica parece ser reduzida, devido à menor movimentação de material junto às indentações e riscos. DE MELLO [27] trabalhando com ferros fundidos brancos ao Cr-Mo, constatou um efeito semelhante, onde o eutético M_7C_3 - austenita apresentava um aspecto superficial mais liso e menos deformado plasticamente, quando comparado com a superfície de desgaste da austenita.

A menor relação riscos/indentação na microestrutura eutética, pode ser justificada pela maior facilidade desta deslocar ou retirar as partículas abrasivas de seus pontos de ancoragem. Considerando que o deslizamento destas partículas é muito mais eficiente na remoção de material do que o rolamento [47], pode-se então, explicar a ligeira melhoria da resistência ao desgaste das ligas Al-Si até a composição eutética.

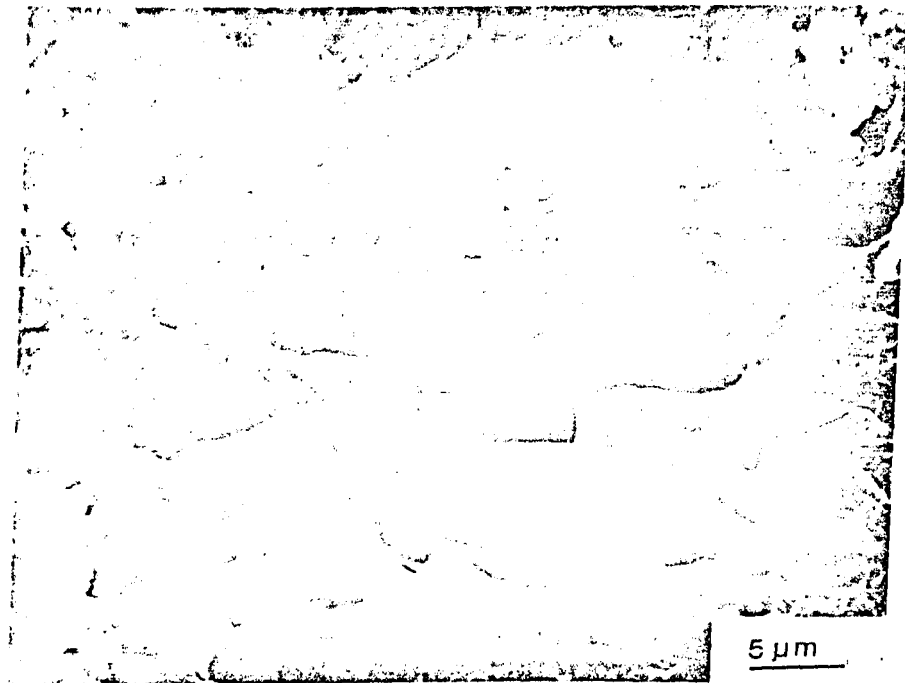
Acredita-se que o efeito do espaçamento entre as lamelas não deva ser muito significativo na eficiência do processo de liberação das partículas abrasivas, haja visto que, os maiores espaçamentos interlamelares foram verificados ser da mesma ordem dos microeventos. Resultados obtidos através de metalografia quantitativa mostraram que o espaçamento médio entre os lamelas situa-se na faixa de 4 a 6 μm .

O Silício primário, figuras 3.16 e 3.17a, devido à sua elevada resistência mecânica e baixa tenacidade, apresenta reduzida deformação plástica. A abrasão, neste caso, conduz a um processo de fissuração e lascamento. A menor resistência ao desgaste desta fase pode ser verificada através das figuras 3.17 a e b, onde o Silício apresenta-se lascado. Portanto, o eutético Al-Si é o responsável pela resistência ao desgaste. O processo de fissuração e formação de microcrateras é acelerado à medida que, os esforços sobre as partículas abrasivas é aumentado. Isto resulta em maiores taxas de desgaste, como mostrado na figura 3.15.

Resultados semelhantes foram encontrados por ZUM GAHR [48], ao estudar ferros fundidos brancos ao Cromo, contendo diferentes frações volumétricas de carbonetos ricos em Cr do tipo M_7C_3 e dispersos em matriz austenítica. Os resultados obtidos em ensaios a três corpos ($D \cong da$), apresentaram um mínimo na perda de massa em função da fração volumétrica f_v de carbonetos. O aumento da perda de massa com a f_v de carboneto para as ligas hipereutéticas foi atribuído ao microlascamento dos carbonetos primários. Posteriormente, FULCHER



a



b

Figura 3.17 - Aspecto típico da superfície das amostras com 21% de Silício ensaiadas a três corpos ($F_n = 3,2 \text{ N}$).

e co-autores [8], estudando a mesma família de ferros fundidos, verificou comportamento similar, utilizando o mesmo tipo de teste, com SiO_2 , via úmida. Novamente, o aumento da perda de massa com a porcentagem de M_7C_3 , para as ligas hipereutéticas, foi causada pela fissuração e crateramento dos carbonetos primários.

Portanto, os resultados obtidos nos ensaios a três corpos em ligas binárias Al-Si, apresentam comportamento semelhante ao verificado por alguns autores em ferros fundidos brancos.

A literatura mostra ainda, através de trabalhos realizados por BRYGGMAN [14], a existência da possibilidade de se utilizar a esclerometria pedular, com o intuito de avaliar os materiais e os micromecanismos atuantes em sistemas que apresentam características da configuração a três corpos.

Assim, os Capítulos 4 e 5 encontram-se voltados para esta técnica. O Capítulo 4 descreve a construção e avaliação de um esclerômetro pendular e, finalmente, no Capítulo 5 este equipamento é utilizado para avaliar as ligas Al-Si.

3.4.2- Abrasão a Dois Corpos

Os ensaios de desgaste abrasivo a dois corpos foram efetuados considerando, também, a evolução da taxa de desgaste. Inicialmente, as amostras foram lixadas até a lixa d'água de granulometria 600 e ensaiadas nas lixas de Al_2O_3 . Dos

resultados obtidos, constatou-se que, a partir do terceiro teste, a taxa de desgaste já se encontrava estabilizada.

A figura 3.18 apresenta o efeito da força normal F_n sobre a taxa de desgaste a dois corpos, para forças de 2 a 15 N, aproximadamente.

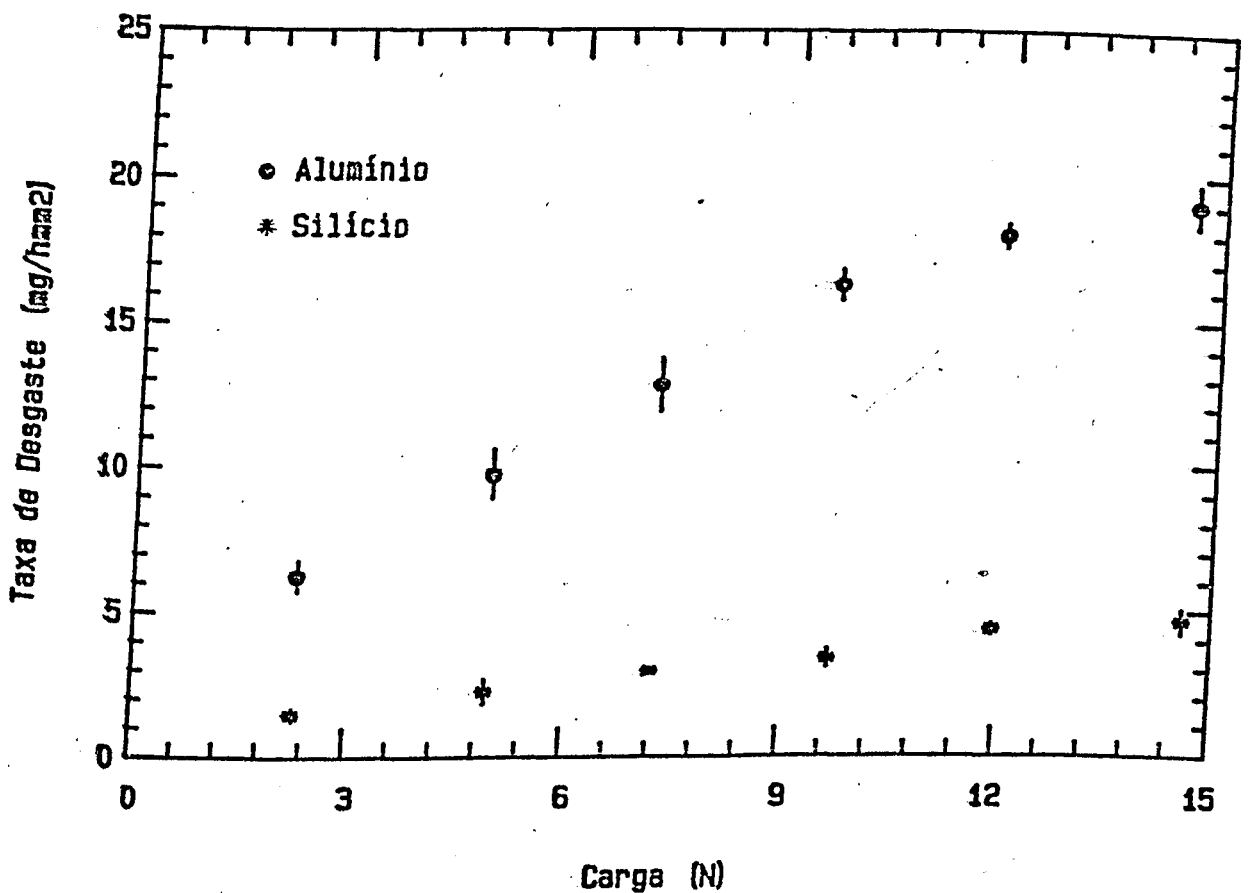


Figura 3.18- Variação da taxa de desgaste a dois corpos em função da força normal, para o Alumínio e o Silício.

Observa-se na figura 3.18, que a taxa de desgaste W correlaciona-se linearmente com a força normal, para o caso do Silício, na faixa de 2,0 a 15,0 N. Nota-se ainda, que o

Alumínio tem comportamento similar. O Alumínio, entretanto, mostra uma tendência de estabilização da taxa de desgaste para cargas superiores a 10 N, aproximadamente.

Essa não linearidade da taxa de desgaste com a carga foi verificada também por NATHAN E JONES [49], em Ferro e latão, com papel abrasivo de alumina de diâmetros 125 e 70 μm . Segundo esses autores, esses desvios de linearidade podem ser atribuídos à degradação da superfície abrasiva à medida que a carga aumenta. Esta hipótese é também apresentada por MOORE [40], que sugere ainda a existência de uma saturação no poder de desgaste da lixa.

Na figura 3.19 são apresentados os atritos aparentes (F_t/F_n) para o Alumínio e Silício em função da carga aplicada. Pode-se notar nesta figura, que as relações de força ou atrito aparente, são praticamente constantes para os dois materiais. Entretanto, um ligeiro aumento pode ser observado nas cargas menores.

Vários são os fatores que intervêm no atrito, podendo-se destacar: a) a geometria da partícula [50], b) mecanismo de remoção de matéria [43,51], c) velocidade de riscamento [52], etc.

As taxas de desgaste abrasivo a dois corpos das ligas Al-Si são mostradas na figura 3.20. Cada ponto da curva correspondente à média de 5 testes. Foram realizados ensaios nas cargas de 4,9 e 9,7 N. Os testes realizados com carga de 9,7 N mostram claramente a presença de um máximo na taxa de desgaste, para composições próximas à eutética. Há assim, uma

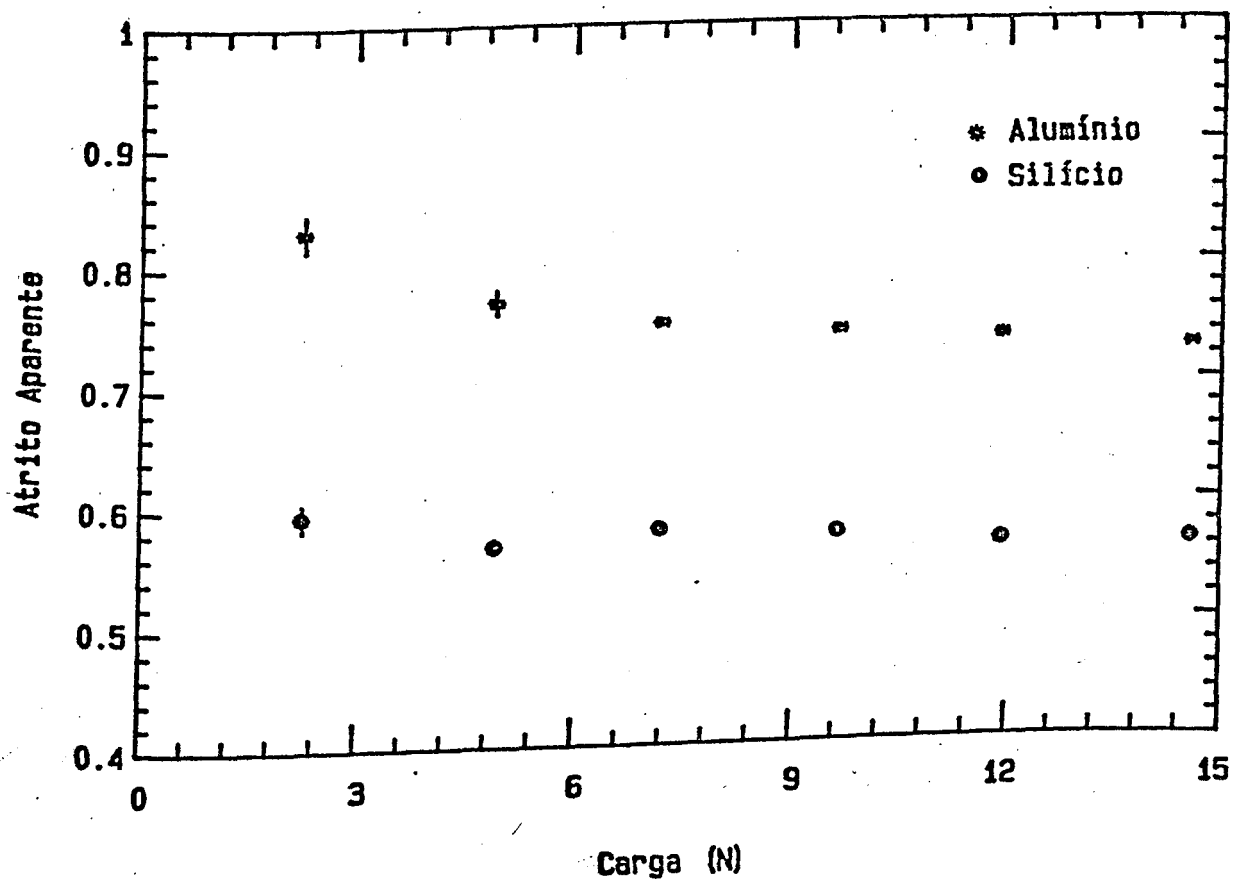


Figura 3.19- Variação do atrito aparente para Alumínio e o Silício com a carga.

total inversão do comportamento tribológico das ligas Alumínio-Silício na mudança do ensaio de dois para três corpos

Os ensaios efetuados com carga de 4,9 N apresentam comportamento similar. Contudo, pode-se observar um ligeiro aumento da taxa de desgaste, até às proximidades da liga eutética, a partir da qual a taxa começa a diminuir.

Comparativamente, as taxas de desgaste nos ensaios a dois corpos são uma ordem de grandeza superiores aos resultados dos ensaios a três corpos. Esses níveis de diferenças foram verificadas também por MISRA e FINNIE [53], em amostras de

Cobre. Outros autores [25], fazem referência a diferenças entre abrasão a dois e três corpos de até duas ordens de grandeza.

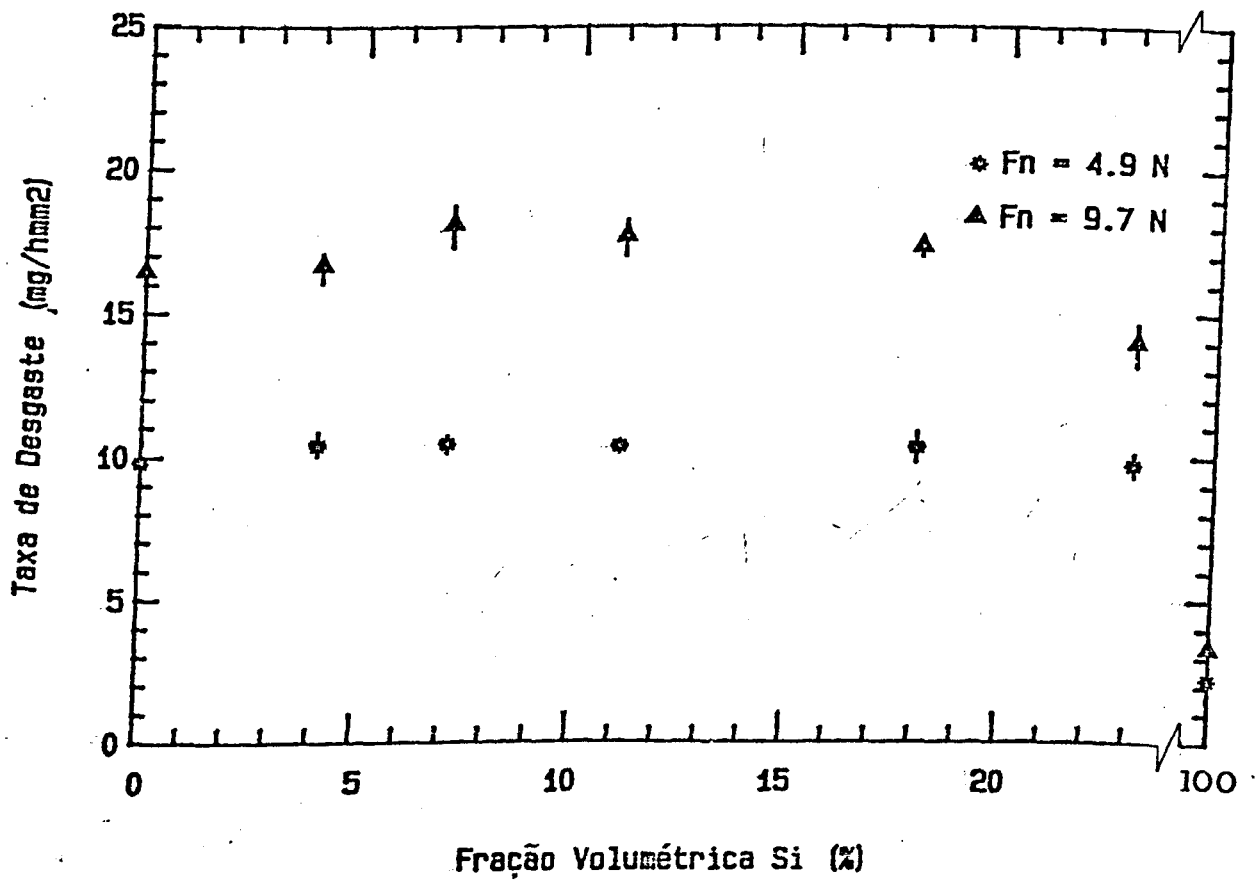


Figura 3.20- Efeito da fração volumétrica de Silício na taxa de desgaste abrasivo a dois corpos.

As relações de forças foram também avaliadas e são apresentadas na figura 3.21, em função da composição da liga.

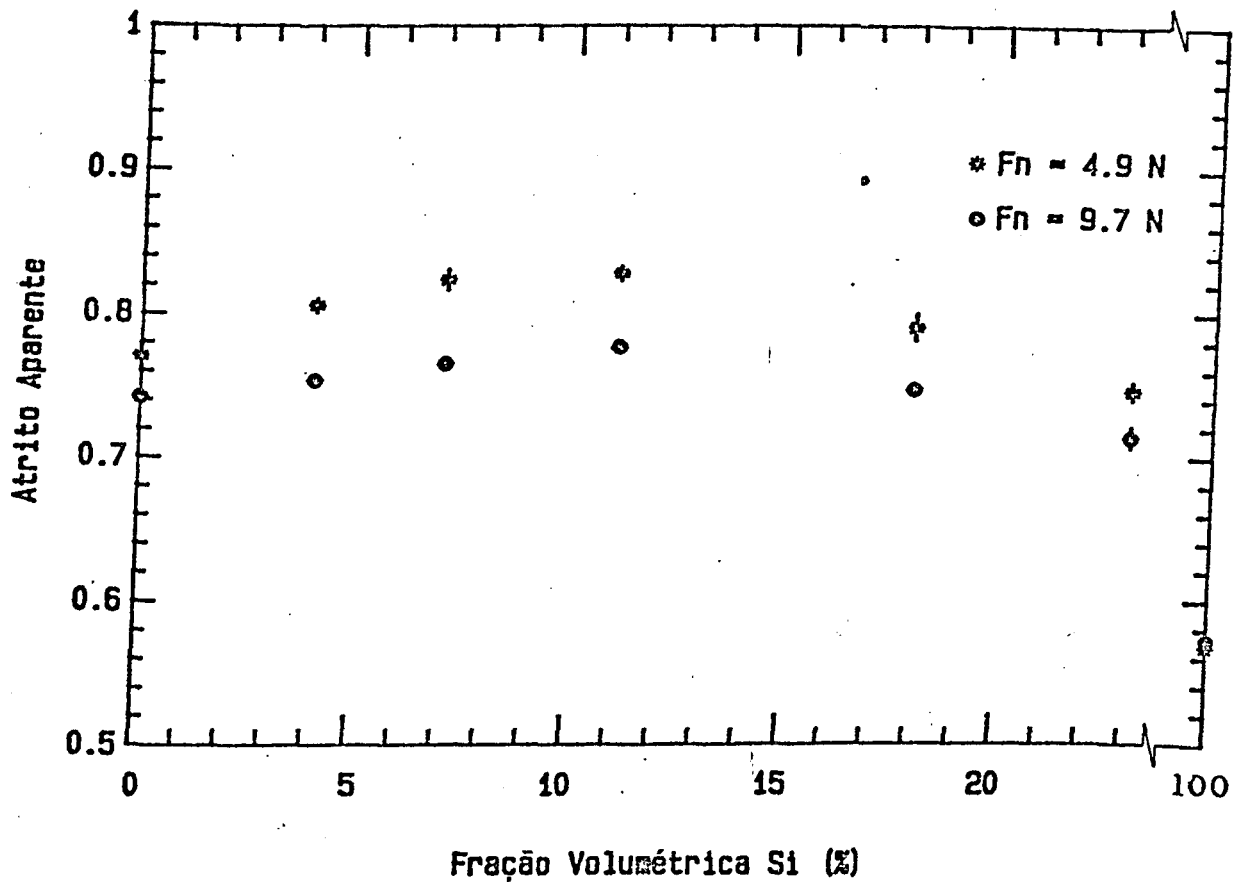
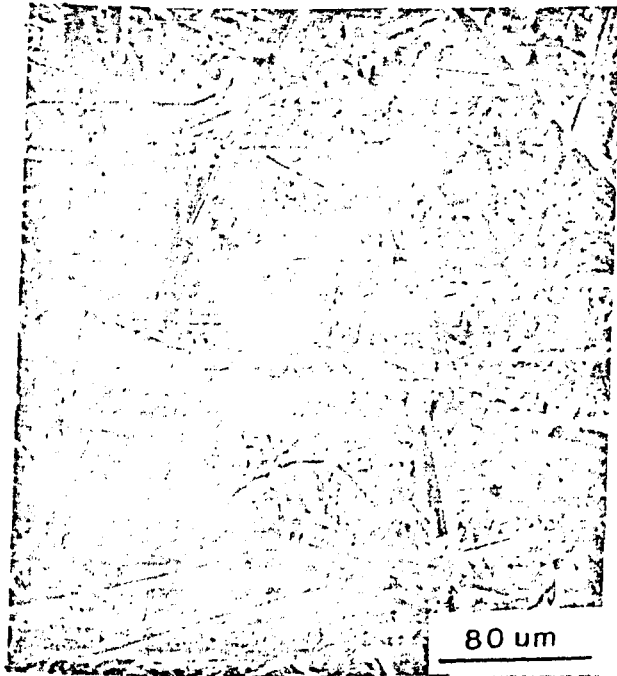


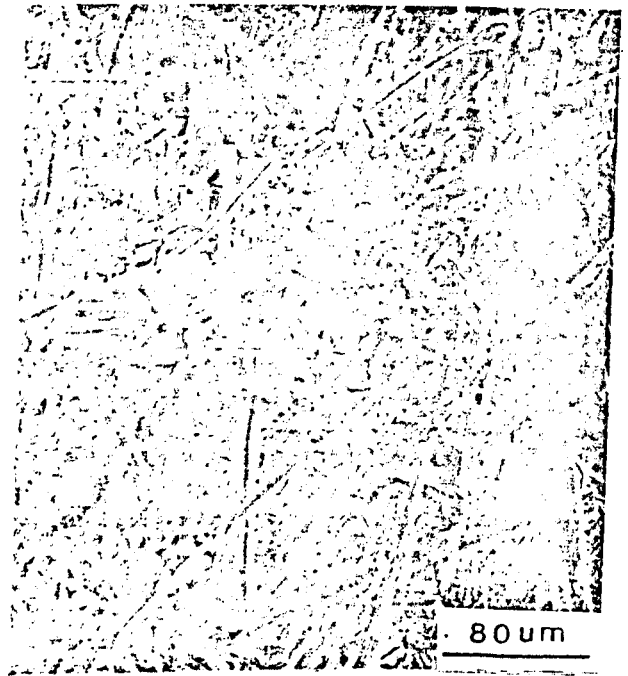
Figura 3.21- Variação das relações de forças F_t/F_n em função da fração volumétrica de Silício.

Nota-se na figura 3.21, a presença de um máximo nos coeficientes de atrito aparente, semelhante ao verificado nas taxas de desgaste. Observa-se também, uma alteração da relação de forças das ligas com a carga, sendo as maiores diferenças verificadas nas ligas de composição próxima à eutética.

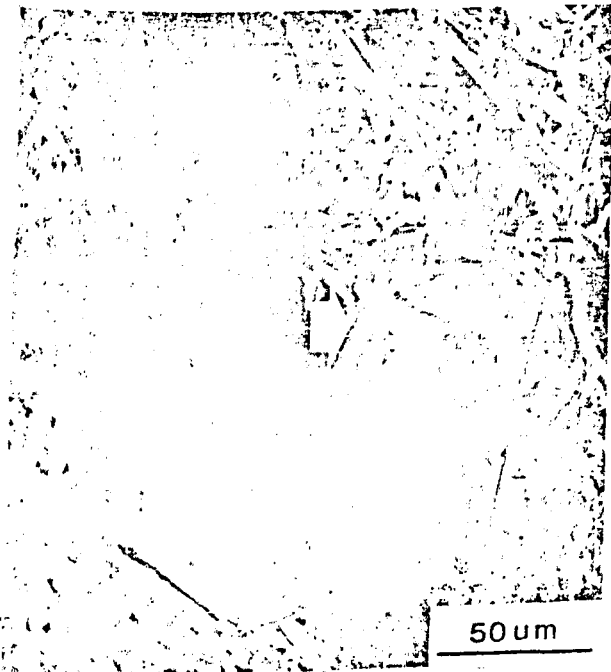
Os aspectos superficiais de desgaste a dois corpos das ligas Al-Si, são apresentados na figura 3.22.



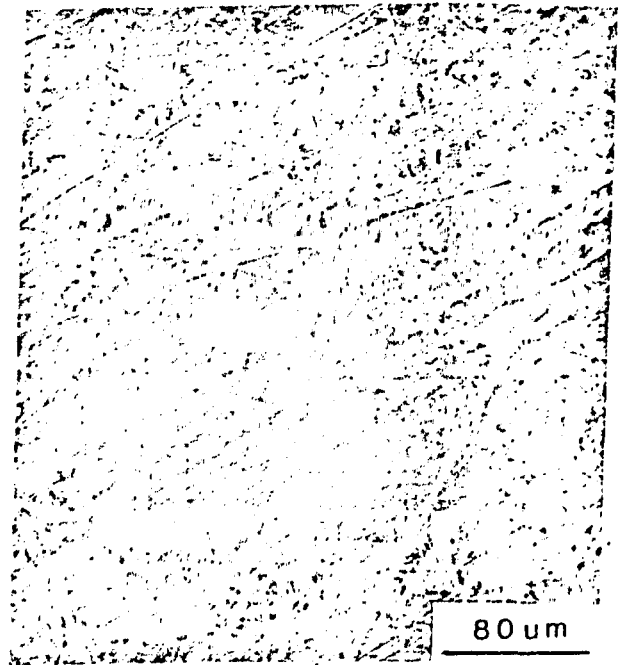
a



b



c



d

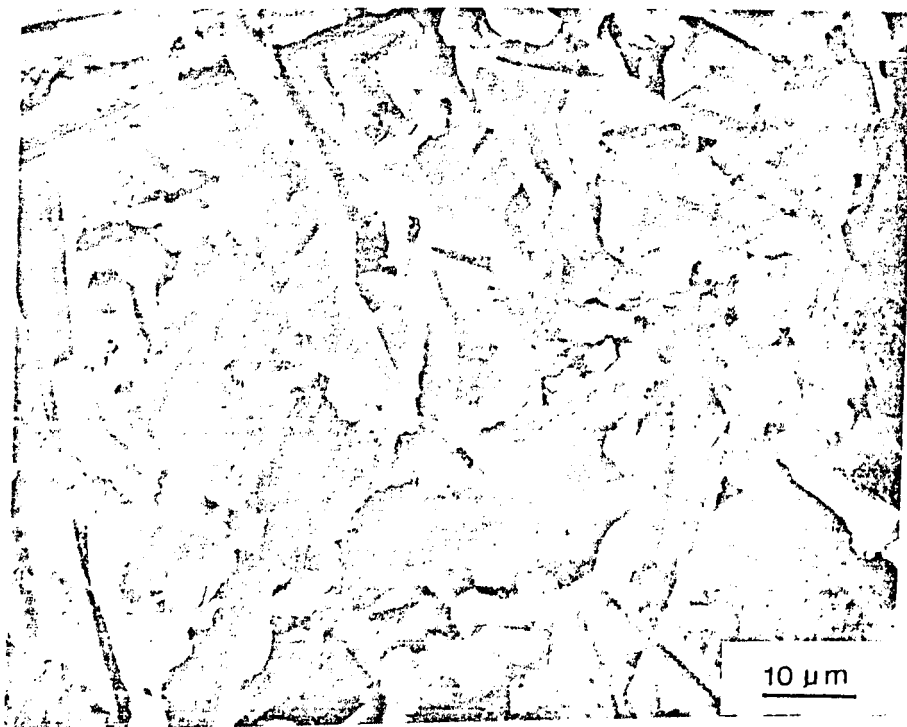
Figura 3.22- Aspecto típico das superfícies de desgaste a dois corpos das ligas Al-Si, obtido em MEV. a - Alumínio; b - Al-12%Si; c - Al-21%Si d - Silício.

Observa-se na figura 3.22 que, tanto o Alumínio como a liga Al-12%Si (figuras a e b), apresentam considerável deformação plástica. O microsulcamento e o microcorte, são os mecanismos responsáveis pelo desgaste. Nas ligas hipereutéticas, o Silício primário apresenta-se menos deformado plasticamente. Os riscos observados são menos largos quando comparados com os riscos do Alumínio puro ou do eutético, como indicado pela seta. A maior resistência ao riscamento do Silício primário explica, portanto, as menores taxas de desgaste verificadas nas ligas hipereutéticas na figura 3.20. Neste caso, os microeventos são menores que o Silício primário, correspondendo à situação b da figura 3.5.

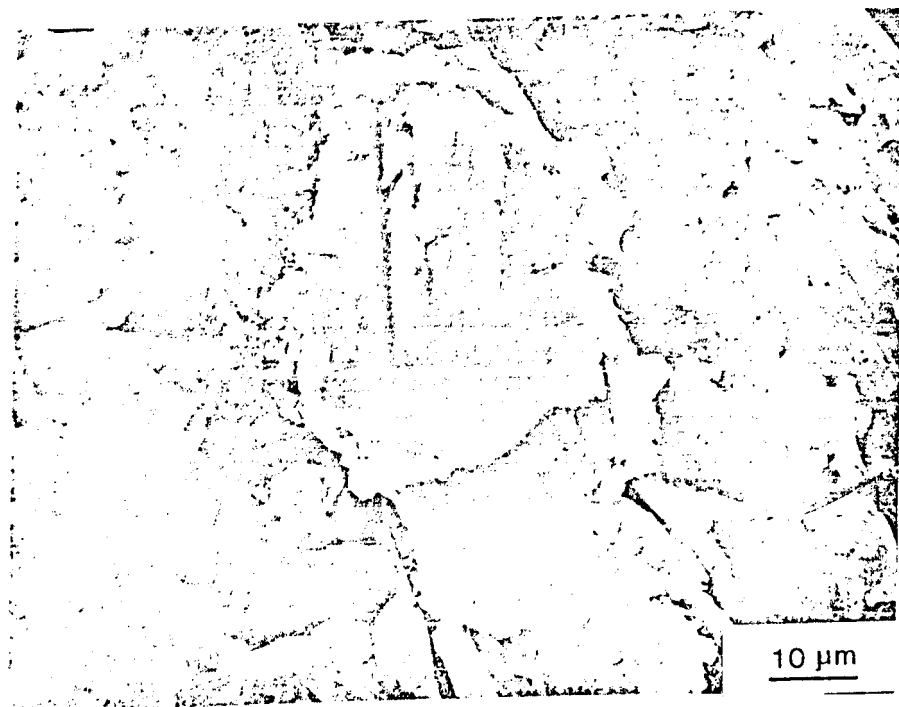
A figura 3.22d mostra, de forma mais nítida, a maior resistência ao riscamento do Silício. Nota-se ainda nesta figura, a presença de microlascamentos. Isto resulta, portanto, em uma abrasão do tipo dútil-frágil.

Por outro lado, os microeventos relativos ao eutético Al-Si apresentam-se maiores do que esta microestrutura, haja visto que, os espaçamentos interlamelares médios foram verificados estar entre 4 e 6 μm . Na figura 3.23b, correspondente à região enquadrada da figura 3.22b da Liga Al-12% Si, nota-se que o Silício na forma eutética não representa uma barreira efetiva aos micromecanismos de sulcamento e corte.

Entretanto, percebe-se das figuras 3.23a e b, diferenças com relação ao aspecto topográfico. Pode-se destacar, a menor deformação plástica da superfície do Alumínio em relação à liga Al-12% Si.



a



b

Figura 3.23- Superfícies de desgaste a dois corpos, $F_n = 9,7N$, Al_2O_3 600. a) Alumínio puro; b) Al-12% Si. MEV.

Apesar das informações obtidas a partir das figuras 3.22 e 3.23, o aumento da taxa de desgaste com a fração volumétrica de Silício nas ligas hipoeutéticas não fica evidente.

SIMM e FRETI [35], trabalhando com desgaste abrasivo a dois corpos em revestimentos de NiCrBSi, com diferentes porcentagens de precipitados duros ricos em Cromo, detectaram também uma redução progressiva da deformação plástica com a porcentagem dos precipitados, com microeventos maiores que as fases. Porém, os resultados encontrados por esses autores apresentam uma considerável redução da taxa de desgaste com o acréscimo da porcentagem de precipitados. Este comportamento é contrário ao verificado nas ligas hipoeutéticas de Al-Si.

Por outro lado, MUSCARA [54] apresenta resultados de desgaste, onde a taxa de desgaste aumenta com a fração volumétrica de carbonetos M_7C_3 , em ligas hipoeutéticas de ferros fundidos brancos ricos em Cromo. Este comportamento foi atribuído à baixa capacidade de retenção de trincas pelos carbonetos.

Desta forma, os resultados encontrados na literatura ilustram comportamentos distintos da taxa de desgaste com a porcentagem da fase dura. Fica evidente assim, a necessidade de maiores informações sobre o processo da deformação e arrancamento de matéria nestes materiais, durante o processo abrasivo. Neste sentido, foram realizados ensaios de esclerometria retilínea em amostras de Alumínio, Al-5% Si, Al-9% Si e Al-21% Si.

A figura 3.24 apresenta o aspecto típico dos riscos obtidos em Alumínio e Al-9% Si.

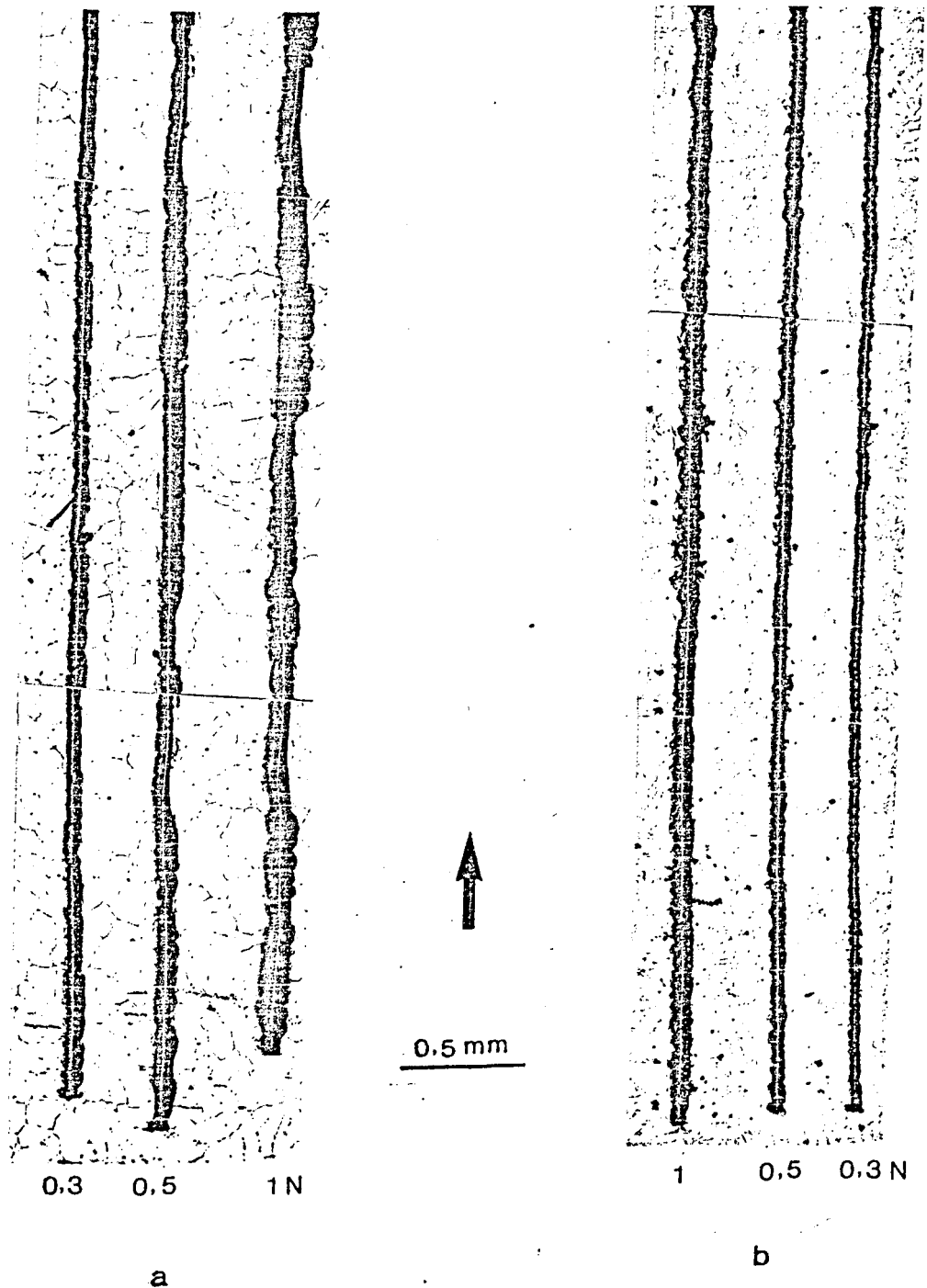


Figura 3.24- Aspecto de riscos produzidos com velocidade de $600 \mu\text{m/s}$. a) Alumínio puro, polido eletroliticamente; e b) Al-9% Si, polido com diamante, sem ataque. A direção de deslocamento e as forças normais aplicadas são indicadas na figura. Microscopia Ótica.

Na figura 3.24, observam-se comportamentos distintos das fases presentes. Nos riscos produzidos em Alumínio, ocorrem consideráveis deformações plásticas junto às bordas, sendo bem

evidenciadas as linhas de deslizamento. Estes efeitos são menores nos riscos da liga Al-9% Si. Esta liga apresenta também, alguma tendência à formação de microcavacos junto às bordas dos riscos. A figura 3.25 mostra, com um maior aumento, esses detalhes. Portanto, o aumento da fração volumétrica de Silício nas ligas hipoeutéticas, reduz a deformação plástica

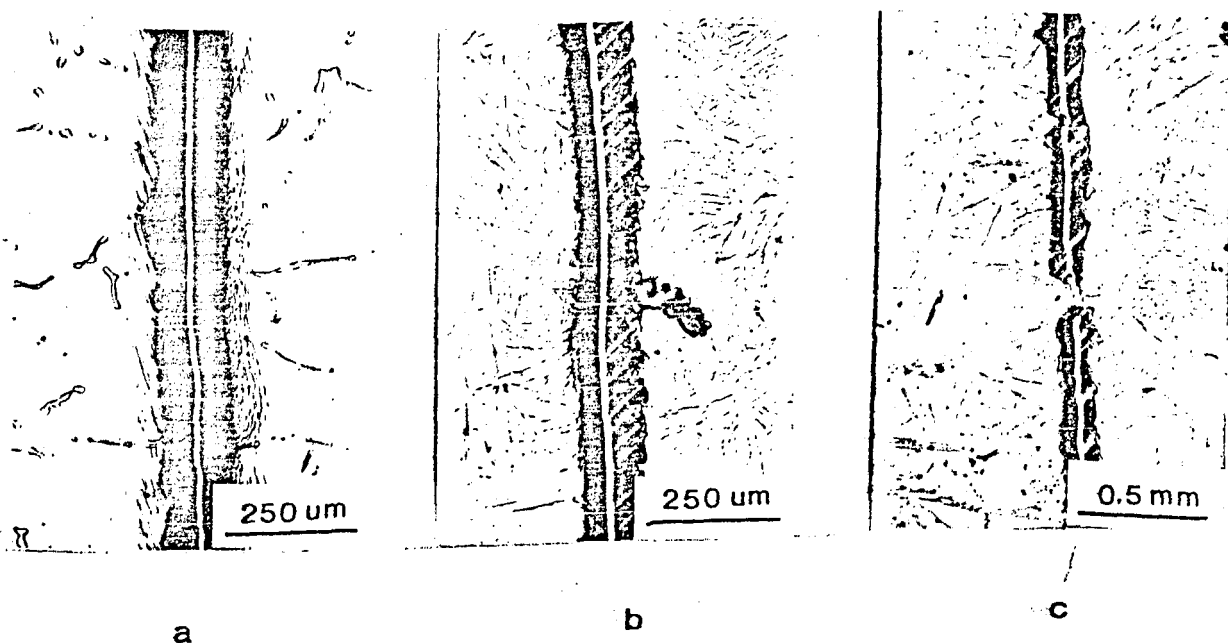


Figura 3.25- Aspecto típico do comportamento das ligas Al-Si nos ensaios esclerométricos. a) Alumínio; b) Al-9% Si; e, c) Al-21% Si.

do material e, favorece a formação de microcavacos. Intensifica-se, desta forma, o mecanismo de microcorte no processo. Isto acarreta, finalmente, a ocorrência de maiores taxas de desgaste. Esse comportamento confirma as observações extraídas das figuras 3.22 e 3.23.

A figura 3.25 mostra ainda, um comportamento dútil do Silício primário na carga de 0,27 N, que conduz a uma drástica

redução da largura do risco ao passar da matriz eutética para o Silício primário. Isto reduz, conseqüentemente, a taxa de desgaste. Nota-se ainda, na figura 3.25c, a presença de algumas trincas laterais, evidenciando o início do microlascamento.

Os efeitos do Silício primário podem ser percebidos também através da variação do atrito aparente durante o deslocamento do penetrador, como mostrado na figura 3.26. Ao encontrar o

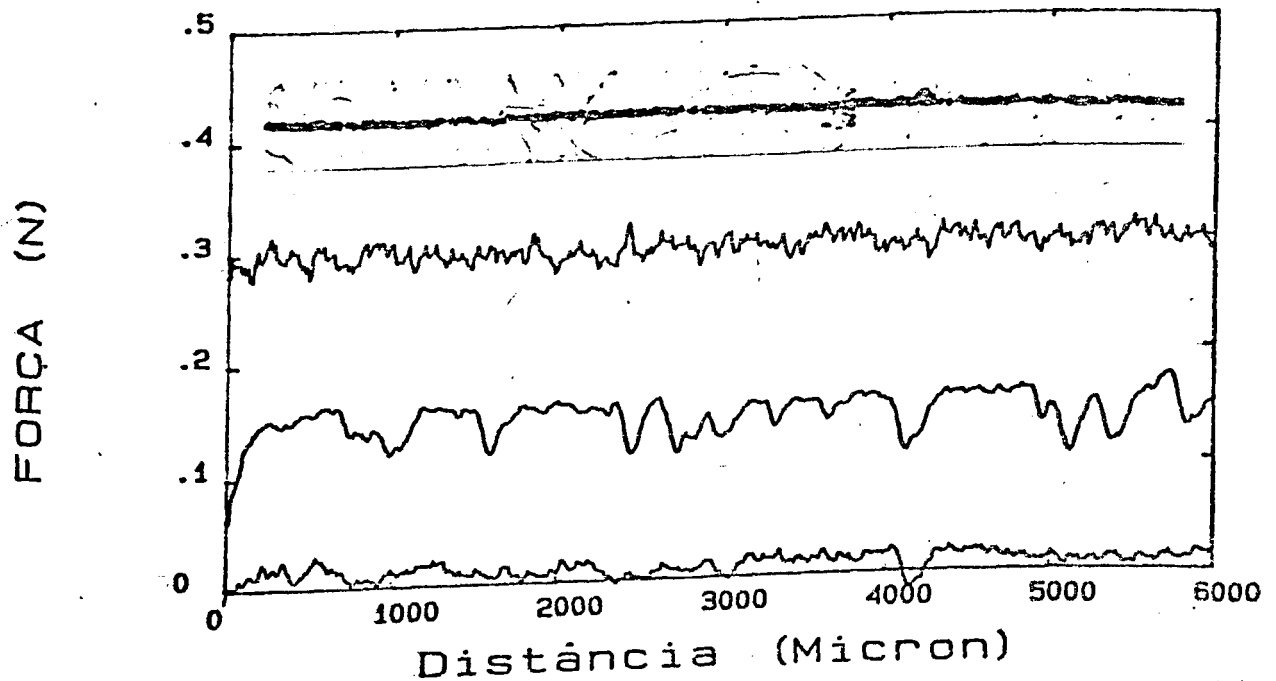


Figura 3.26- Variação dos esforços atuantes em função da posição para a liga Al-21% Si. Força normal de 0,27 N.

Silício primário, a força tangencial é significativamente reduzida. Desta forma, na média, o atrito aparente é reduzido.

A evolução do atrito aparente para algumas ligas e cargas foram também avaliados. Os resultados são apresentados na

figura 3.27, onde se observa a presença de um máximo no atrito aparente em função da fração volumétrica de Silício.

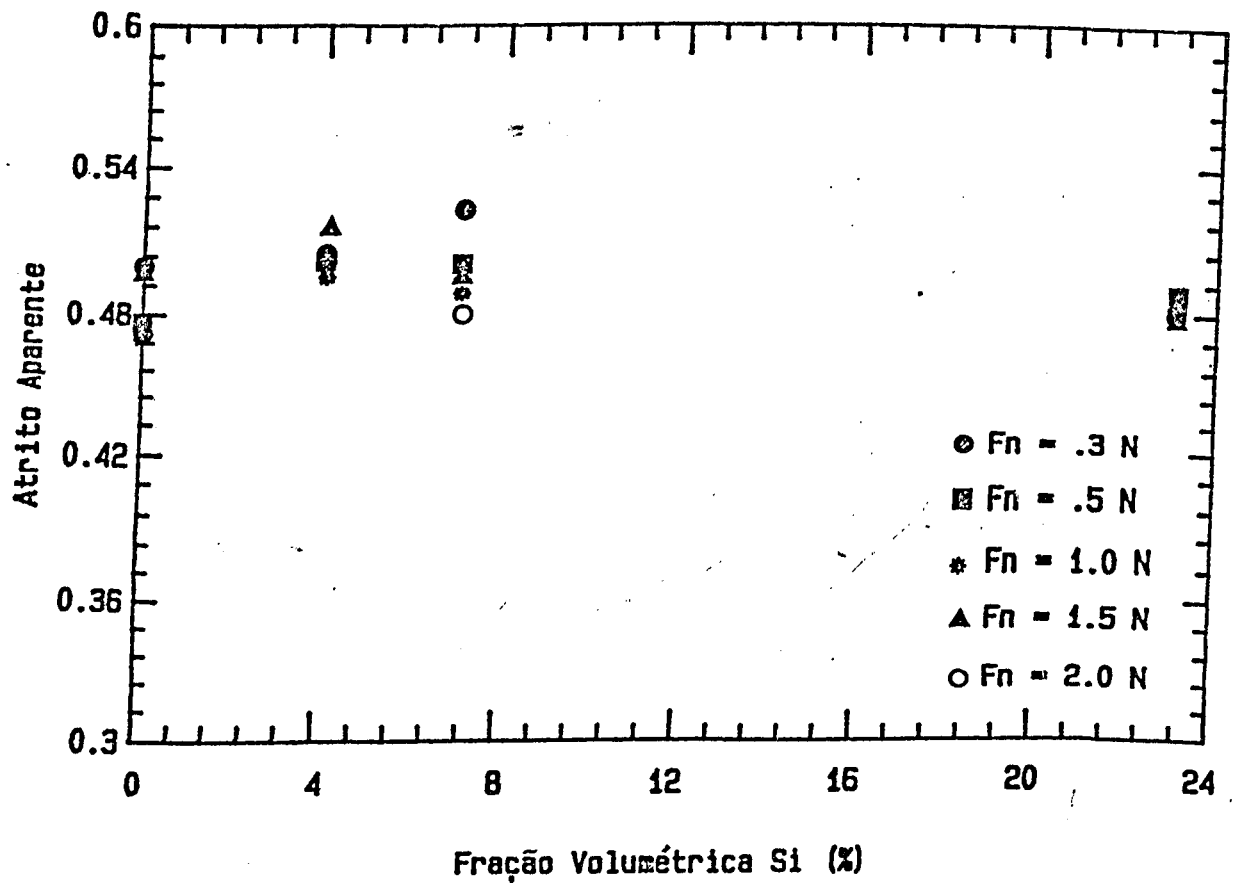


Figura 3.27- Variação do atrito aparente com a fração volumétrica de Silício, obtida nos ensaios esclerométricos.

Esse comportamento é idêntico ao observado nos ensaios a dois corpos, mostrado anteriormente na figura 3.21.

Efeito semelhante foi verificado também por SPURR [55], que sugere uma relação diretamente proporcional entre a taxa de desgaste e o atrito aparente, aplicável a uma ampla faixa de metais e polímeros.

A variação da taxa de desgaste das ligas Al-Si com o atrito aparente nos ensaios a dois corpos foram correlacionadas, sendo mostrada na figura 3.28 para as cargas de 4,9 e 9,7 N. Assumindo uma regressão do tipo linear entre estes parâmetros, as seguintes equações foram obtidas:

$$F_n = 4,9 \text{ N}; \quad W = -15,6 + 32,5A_p; \quad r = 0,739$$

$$F_n = 9,7 \text{ N}; \quad W = -38,8 + 73,9A_p; \quad r = 0,9944.$$

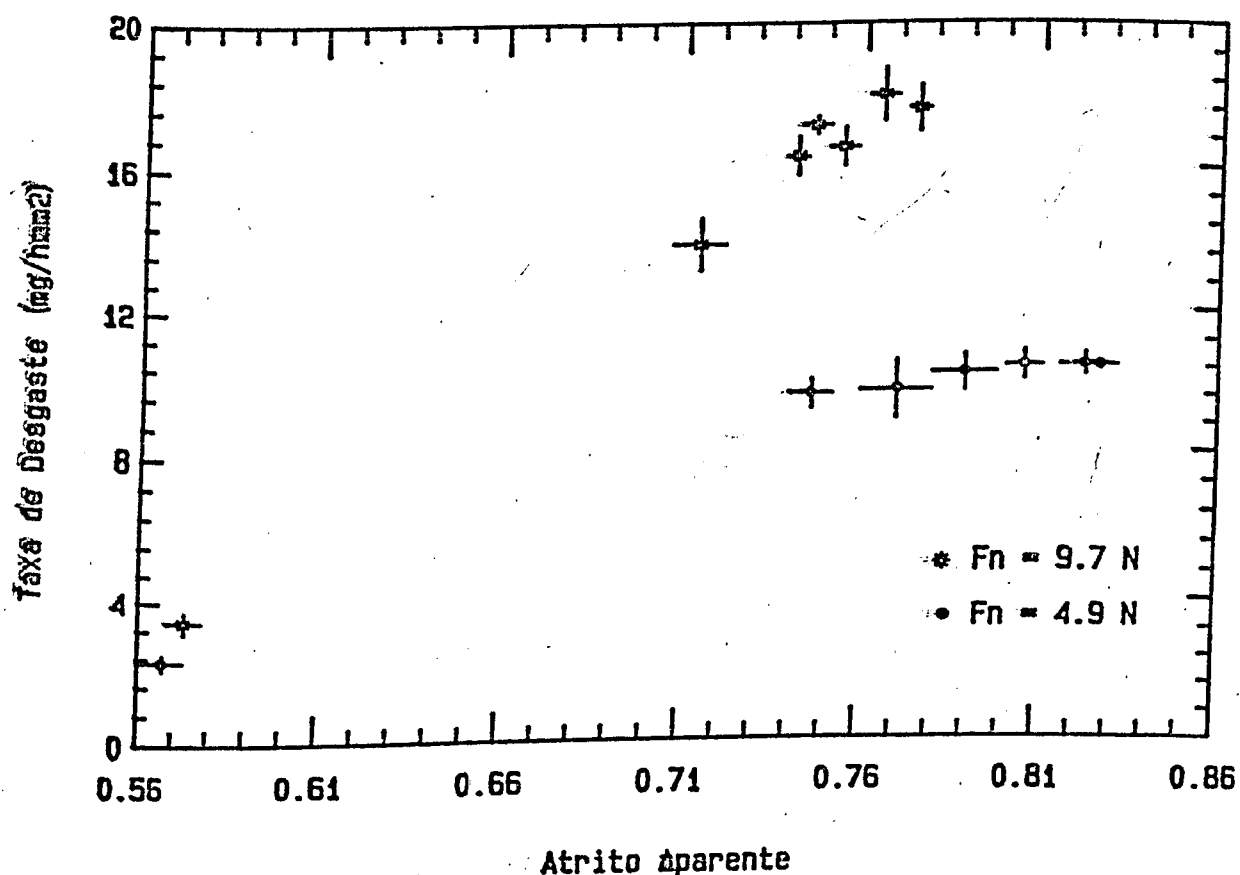


Figura 3.28- Variação da taxa de desgaste com o atrito aparente nos ensaios de desgaste a dois corpos.

Observa-se na figura 3.28 que a taxa de desgaste a dois corpos com força normal de 9,7 N, apresenta um comportamento linear com o atrito aparente. Entretanto, nos ensaios com F_n de 4,7 N, esse tipo de regressão não apresenta uma boa correlação.

Devido à complexidade dos fenômenos envolvendo o atrito nenhuma definição precisa pôde ser extraída, permanecendo este campo em aberto, para posteriores investigações.

Finalmente, procurou-se correlacionar os resultados dos ensaios a dois e três corpos com as leis de mistura, descritas através das equações 3.4 e 3.5 e a equação sugerida por GARRISON [10].

As figuras 3.29 e 3.30 mostram os resultados experimentais e as curvas de previsão baseadas nos modelos citados.

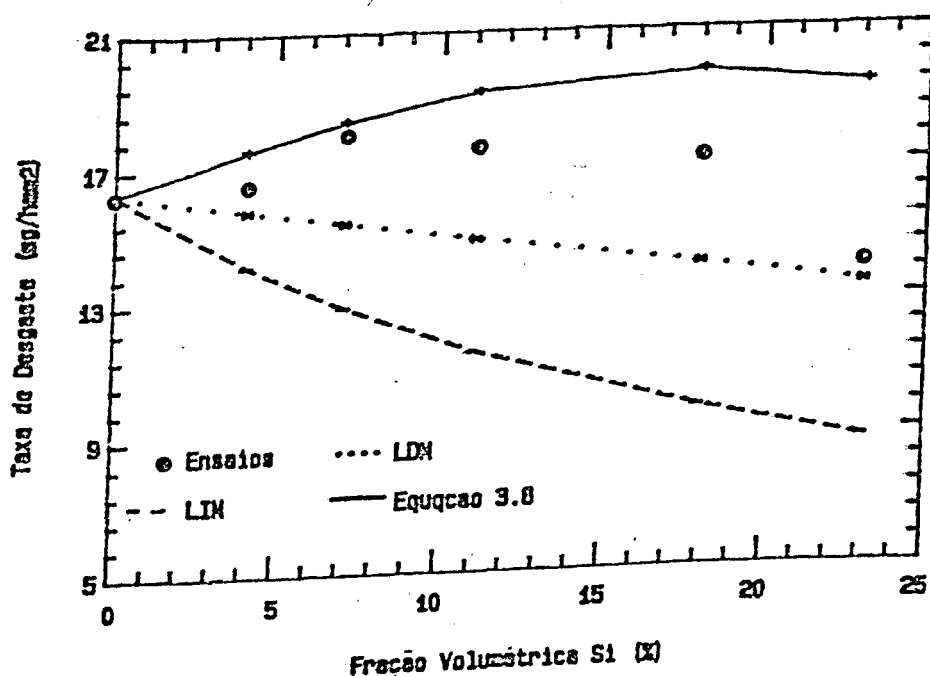


Figura 3.29 - Taxa de desgaste em função da fração volumétrica de Silício, $F_n = 9.7$ N, nos ensaios a dois corpos. LIM - lei inversa de misturas, e LDM - lei direta de misturas.

Nesta figura, nota-se que tanto a lei direta como a inversa, não detectam o aumento da taxa de desgaste à medida que a fração volumétrica de Silício aumenta. O comportamento da equação 3.8 é semelhante ao verificado experimentalmente, mas significativos desvios ocorrem nas ligas hipereutéticas.

Aplicando esse mesmo conjunto de modelos nos ensaios de desgaste abrasivo a três corpos, nenhum resultado satisfatório foi detectado, figura 3.30.

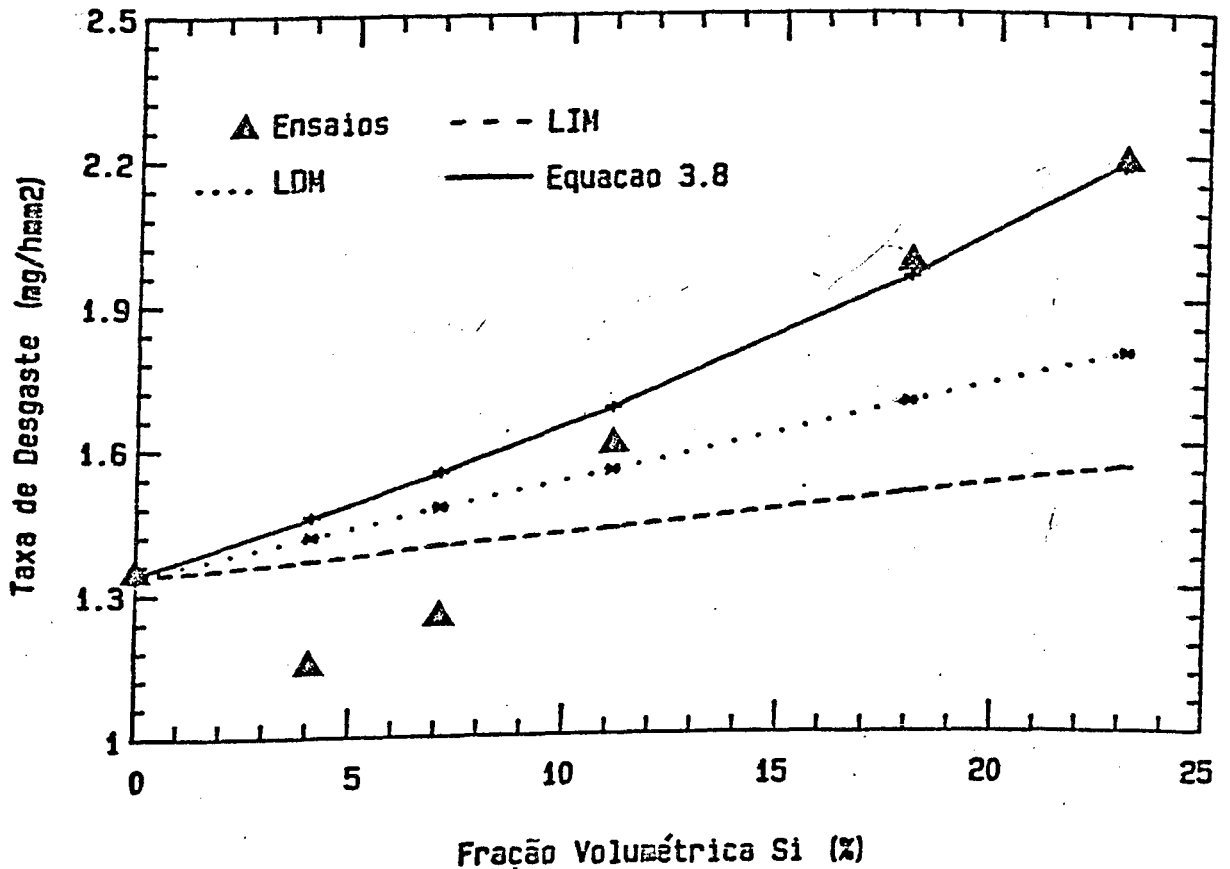


Figura 3.30 - Taxa de desgaste em função da fração volumétrica de Silício, $F_n = 9.7$ N, nos ensaios a três corpos. LIM - lei inversa de misturas, e LDM - lei direta de misturas.

Esses resultados reforçam a idéia de que o desgaste é um fenômeno de sistema. O desgaste não pode, portanto, ser modelizado somente através de propriedades dos materiais.

Desta forma, outros parâmetros tribológicos devem ser considerados, tais como: tamanho relativo dos microeventos de desgaste em relação às fases e as características da interação "partícula abrasiva/superfície de desgaste", como evidenciado neste capítulo.

3.5- Conclusões Parciais

Em vários ensaios abrasométricos efetuados, pode-se concluir que, no sistema tribológico associado ao ensaio de desgaste abrasivo a três corpos ($D \approx da$), as ligas Al-Si apresentam um mínimo na taxa de desgaste próximo à composição eutética.

Nas ligas hipoeutéticas, o microriscamento e a indentação múltipla são os principais responsáveis pela degradação das ligas. A redução da relação riscos/indentação com a fração volumétrica de Silício conduz a uma ligeira melhoria na resistência ao desgaste.

Nas ligas hipereutéticas, a fissuração e o microlascamento do Silício primário são responsáveis pela redução da resistência ao desgaste.

Nos ensaios a dois corpos, a evolução da taxa de desgaste apresenta um máximo, que pode ser atribuído à transição microsulcamento - microcorte, nas ligas hipoeutéticas. A

redução da taxa de desgaste das ligas hipereutéticas resulta de uma maior resistência do Silício primário.

Os resultados do atrito aparente verificados, correlacionam-se de forma direta com os resultados dos ensaios a dois corpos. Entretanto, devido ao grande número de variáveis associadas ao processo, nenhuma conclusão genérica pode ser estabelecida. Fica assim, em aberto, como sugestão para futuros trabalhos.

Finalmente, com relação à aplicação dos modelos de misturas e similares sugeridos por GARRISON [10], verificou-se que nenhum desses, correlaciona-se satisfatoriamente com os resultados dos ensaios de desgaste abrasivo a dois e três corpos. Essas discrepâncias se justificam pela não consideração de outras variáveis do sistema tribológico, como por exemplo, o efeito de tamanho relativo entre os microeventos e as fases do material, e o tipo de ensaio, como verificado neste capítulo.

4 - DESENVOLVIMENTO, PROJETO, CONSTRUÇÃO E AVALIAÇÃO DE ESCLEROMETRO PENDULAR.

4.1 - INTRODUÇÃO.

A seleção de materiais resistentes ao desgaste abrasivo, para um determinado tribosistema, requer testes que simulem, de forma razoável, as condições reais de serviço. Esse fato, levou ao desenvolvimento de inúmeros equipamentos e procedimentos de teste.

Paralelamente, foram desenvolvidas as técnicas esclerométricas, que fornecem parâmetros capazes de caracterizar a resistência à abrasão dos materiais [27].

Dentre os diversos métodos esclerométricos existentes, desacam-se os seguintes tipos: retilíneo, rotativo e pendular.

O primeiro tipo caracteriza-se, fundamentalmente, pelo movimento retilíneo da amostra em relação à partícula dura. Em geral, este movimento ocorre com o uso baixas velocidades e permite, através do dispositivo porta-penetrador, a variação dos ângulos laterais e de ataque da partícula. Esta metodologia, devido às suas características, que se encontram descritas em artigo recente [43], é particularmente adaptada à determinação e monitoração dos esforços atuantes nas partículas abrasivas.

O segundo tipo, consiste na fixação do penetrador em um volante que, sob rotação, produz sucessivos riscos na amostra. Este tipo de esclerômetro é, normalmente, utilizado em estudos de usinagem por abrasão [56].

Finalmente, o terceiro tipo, objeto deste capítulo, utiliza um penetrador fixado à extremidade de um pêndulo que percute sobre uma amostra plana. Essa técnica é particularmente adaptada às situações dinâmicas, onde a remoção de matéria ocorre com elevadas deformações e sob altas taxas de deformação plástica [57].

A figura 4.1 esquematiza o princípio de funcionamento de um esclerômetro pendular. Com a liberação do pêndulo, o penetrador irá gerar na amostra, fixa na parte inferior da trajetória, um risco de comprimento $2L$, cuja geometria depende da forma do penetrador utilizado.

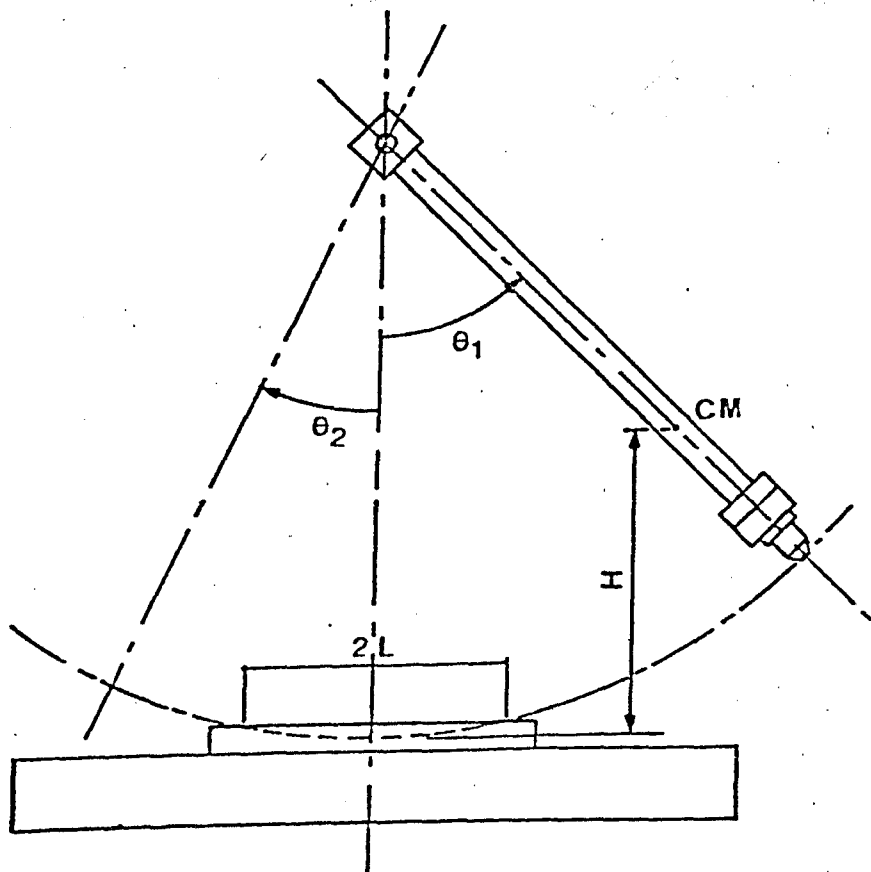


Figura 4.1 - Representação esquemática de um esclerômetro pendular.

A energia dissipada para produzir o risco é determinada pela variação da energia potencial do pêndulo, de maneira análoga à utilizada nos ensaios clássicos de resistência ao impacto. Assim, na figura 4.1, tem-se:

$$E = M.g.H \quad (4.1)$$

onde M representa a massa do pêndulo, g a aceleração da gravidade, e H a distância vertical do centro de massa CM até a origem.

Define-se a energia específica de riscamento como sendo a relação entre a energia de riscamento e a perda de massa produzida Δm :

$$e = E/\Delta m \quad (4.2)$$

A energia específica de riscamento e é um parâmetro representativo da resistência à abrasão dos materiais [56,57], apresentando uma boa correlação com ensaios globais, inclusive no que concerne à camada sub-superficial [14]. Desta forma, um material com elevada energia específica de riscamento, deve apresentar uma boa resistência ao desgaste.

Adicionalmente, a esclerometria pendular permite, através de interrupções instantâneas, a análise dos diversos mecanismos de formação e remoção de cavacos no material durante a abrasão.

Assim, devido às grandes potencialidades desta técnica, foi desenvolvido, projetado, construído e avaliado um esclerômetro pendular, com o objetivo de estudar o comportamento das ligas Al-Si. Neste capítulo, são descritas as

etapas de construção e caracterização do esclerômetro e, no Capítulo 5, apresentam-se os resultados obtidos com as ligas Al-Si.

4.2 - Desenvolvimento e Construção do Esclerômetro.

4.2.1 - Considerações Iniciais de Projeto.

Muito embora os pêndulos de impacto tenham sido utilizados, desde as primeiras décadas deste século, para se avaliar a usinabilidade de metais [58], apenas a partir do princípio dos anos 80 apareceram referências de sua utilização no estudo do processo de desgaste abrasivo [14,24,56,57,59]. Apenas alguns poucos instrumentos são descritos na literatura. Na sua maioria, esses se constituem em modificações de instrumentos comerciais, do tipo Charpy. Como consequência, estes dispositivos apresentam uma alta energia associada (300J), além de uma baixa funcionalidade e grandes dificuldades de operação.

Procurou-se então, desenvolver e construir um esclerômetro que, além de grande funcionalidade, apresentasse uma pequena energia de percussão, de forma a ser mais representativo das situações reais. Dentre as suas principais características, destacam-se:

a - possibilidade de avaliar as energias específicas associadas a microriscos;

- b - possibilidade de variar os ângulos de disparo e a massa do pêndulo, permitindo a utilização de várias escalas de energia;
- c - variação contínua, precisa e simples da profundidade do risco;
- d - possibilidade de mais de um ensaio por amostra através de deslocamento lateral da amostra;
- e - variação do ângulo lateral;
- f - possibilidade de execução de interrupções instantâneas do processo, com vistas ao estudo dos mecanismos de perda de matéria.

A figura 4.2 mostra uma vista geral do protótipo construído. O mesmo constitui-se de uma base e uma coluna, fabricadas em aço ABNT 1020, unidos com a utilização de solda por arco elétrico. Este conjunto reúne o pêndulo propriamente dito, ligado através de mancais de rolamento, bem como as escalas e o sistema porta-amostra.

A figura 4.3 mostra, com detalhes, o conjunto porta-amostra, que comporta amostras de comprimento e largura máximas de 50 e 12mm, respectivamente. A espessura pode variar de 5 a 15mm.

A translação da amostra é assegurada através de parafusos laterais, mostrados na figura 4.3, permitindo a realização de vários ensaios por face de amostra.

O conjunto porta-amostra acopla-se à base do esclerômetro através de guias prismáticas, que asseguram o posicionamento grosseiro da amostra em relação ao penetrador. Por outro lado,

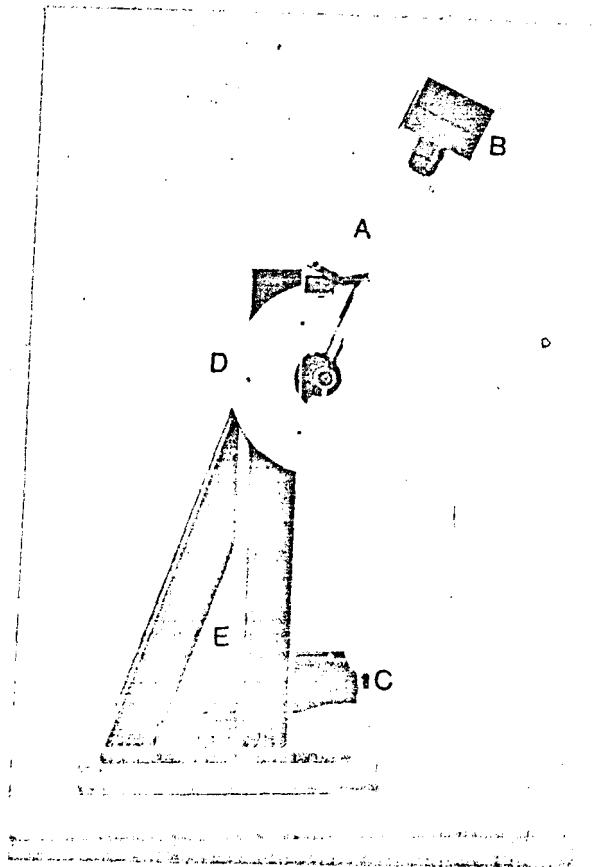


Figura 4.2 - Vista geral do protótipo desenvolvido. A - pêndulo; B - porta-penetrador; C - conjunto porta-amostra; D - escalas e E - base e colunas.

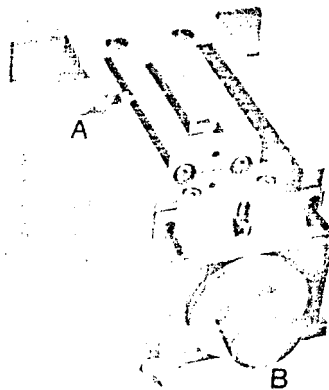


Figura 4.3 - Conjunto porta-amostras. A - parafuso de translação horizontal, e B - parafuso de ajuste da profundidade.

a cabeça recartilhada, também mostrada na figura 4.3, garante o posicionamento preciso da amostra (± 1 micron). Uma rotação deste mecanismo resulta no deslocamento de 0,5 mm em um elemento tipo cunha, de aproximadamente 2° de inclinação, garantindo assim, um deslocamento na vertical de $23,9 \pm 0,9 \mu\text{m}$, com intervalo de confiança relativo *RCL* igual a 1,28%.

Com base nestes dados, foi acoplado um anel divisor que permite variações de 1 micron de profundidade. Destaca-se ainda nesta figura, o dispositivo em forma de "T" que garante, em conjunto com o porta-penetrador, a interrupção instantânea do risco, utilizando pinos de aço temperado de diâmetro 1,25 mm. A figura 4.4 mostra, esquematicamente, o princípio de operação destas interrupções.

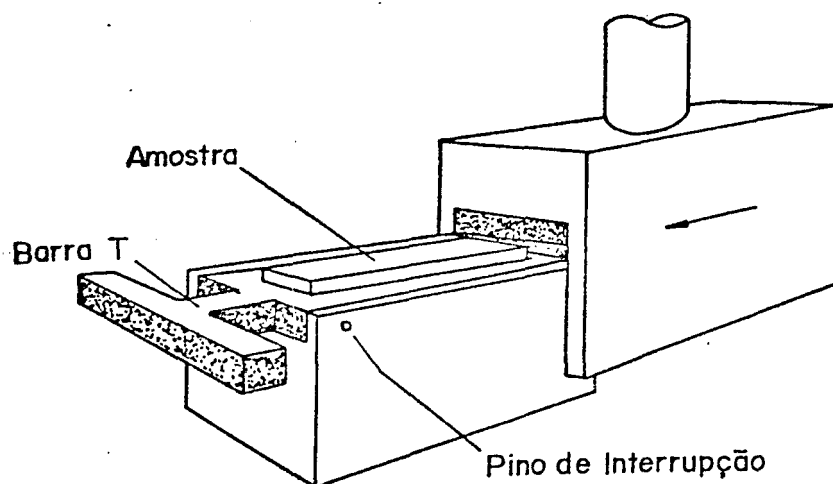


Figura 4.4 - Princípio de funcionamento das interrupções no processo de riscamento.

O pêndulo propriamente dito, consiste de um braço cilíndrico, do dispositivo porta-penetrador em uma das

extremidades e do conjunto de mancais na outra extremidade. O braço foi construído em tubo de aço, de diâmetros externo e interno 21,4 e 16,5 mm, respectivamente.

O porta-penetrador, por sua vez, foi projetado de forma a levar o centro de percussão do pêndulo o mais próximo possível da ponta do elemento riscante, minimizando assim, os esforços horizontais nos mancais durante o riscamento [60], figura 4.5a. A figura 4.5, mostra a extremidade do pêndulo do protótipo, cujo centro de percussão *CP*, encontra-se a 389 mm do centro de rotação. Nesta configuração, o raio da trajetória do penetrador *rp* é igual a 400 mm.

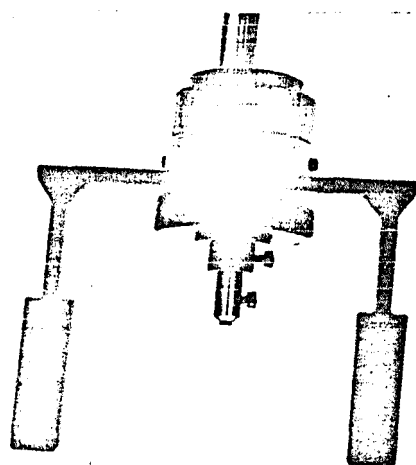


Figura 4.5 - Pêndulo. Detalhes do porta-penetrador.

Procurando-se dar ao equipamento uma maior versatilidade, sob o ponto de vista de energia, o porta-penetrador foi construído de forma a permitir a remoção do elemento em forma

de "U" (figura 4.5b). Assim, o pêndulo desenvolvido apresenta duas versões: uma simples, cuja massa é de 0,877 Kg, e outra de massa igual a 2,860 Kg.

A figura 4.5b mostra, além do anel de fixação da massa adicional, detalhes do anel de ajuste do ângulo lateral e da fixação do penetrador. O travamento do ângulo lateral é assegurado por parafusos diametralmente opostos.

A determinação da energia associada ao risco é feita através de um sistema simples, utilizando-se dois ponteiros, sendo um de arraste e outro de indicação (figura 4.6). As escalas mostradas, correspondem às quatro faixas de utilização do pêndulo, cada uma delas associada a uma massa e a um ângulo de disparo.

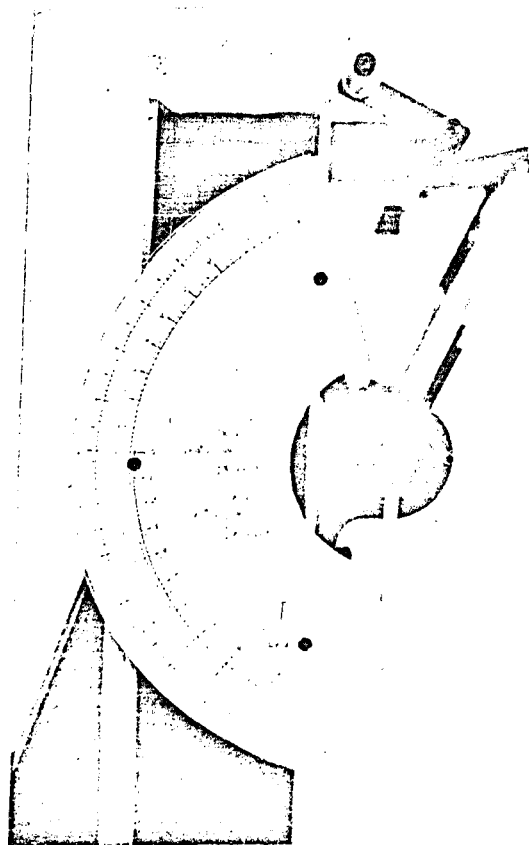


Figura 4.6 - Escalas de energia do esclerômetro.

Estas foram confeccionadas por procedimentos clássicos da dinâmica [60]. A tabela 4.1 mostra os valores de fundo de escala para a energia, bem como as velocidades de percussão para cada versão.

Tabela 4.1 - Energias e velocidades de percussão das diversas versões.

Versão	m = 2,860 Kg		m = 0,877 Kg	
	154°	90°	154°	90°
Energia (J)	19,0	10,0	4,24	2,23
Velocidade de percussão (m/s)	4,1	3,0	4,9	3,5

A leitura nas escalas de energia para as versões sem massa adicional ($M = 0,877 \text{ Kg}$), devem ser multiplicados por 0,223, para se ter o valor de energia.

4.3 - Calibração do Protótipo Segundo a Norma ASTM E23-66.

A norma ASTM E23-66 [61] estabelece normas e procedimentos para ensaios de impacto Charpy e Izod. Entre outros assuntos, esta norma aborda aspectos referentes à descrição do equipamento e critérios para calibração. Embora esta norma tenha sido elaborada para um equipamento de características específicas, vários de seus procedimentos podem ser utilizados na análise de equipamentos similares.

Desta forma, foram obtidas, experimentalmente, as energias potenciais do pêndulo, dadas por:

$$E = P.H_{cp} \quad (4.3)$$

onde P representa o peso do pêndulo, tomado no centro de percussão CP , estando aquele disposto horizontalmente, e H_{cp} a distância vertical entre o CP e a origem (figura 4.1).

O termo H_{cp} pode ser facilmente obtido, conhecendo-se a localização do CP em relação ao centro de rotação do pêndulo, dado por:

$$CP = 284,4.p^2 \quad (4.4)$$

onde p representa o período do pêndulo para pequenas oscilações.

A tabela 4.2 apresenta os valores de E obtidos através de (4.3) e (4.4), bem como as respectivas perdas por atrito nos mancais, resistência do ar e mecanismo de indicação.

Apresentam-se ainda, na tabela 4.2, os erros relativos produzidos. Observa-se que os erros de escala são inferiores a 0,45%. Estes valores, muito embora sejam superiores ao estabelecido pela norma [61] (0,2%), são considerados satisfatórios, tendo em vista as particularidades do esclerômetro em relação aos métodos clássicos de ensaio de

Tabela 4.2 - Resultados obtidos na calibração do protótipo

Versão	m = 2,860 Kg		m = 0,877 Kg	
	154°	90°	154°	90°
E lida (J)	19,00	10,00	4,24	2,23
Ee - ASTM (J)	18,93	9,96	4,23	2,22
Ee/E lida (%)	0,37	0,40	0,23	0,45
Perdas (J)	0,2	0,1	0,13	0,06
Erro (%)	1,0	1,0	3,1	2,5

resistência ao impacto.

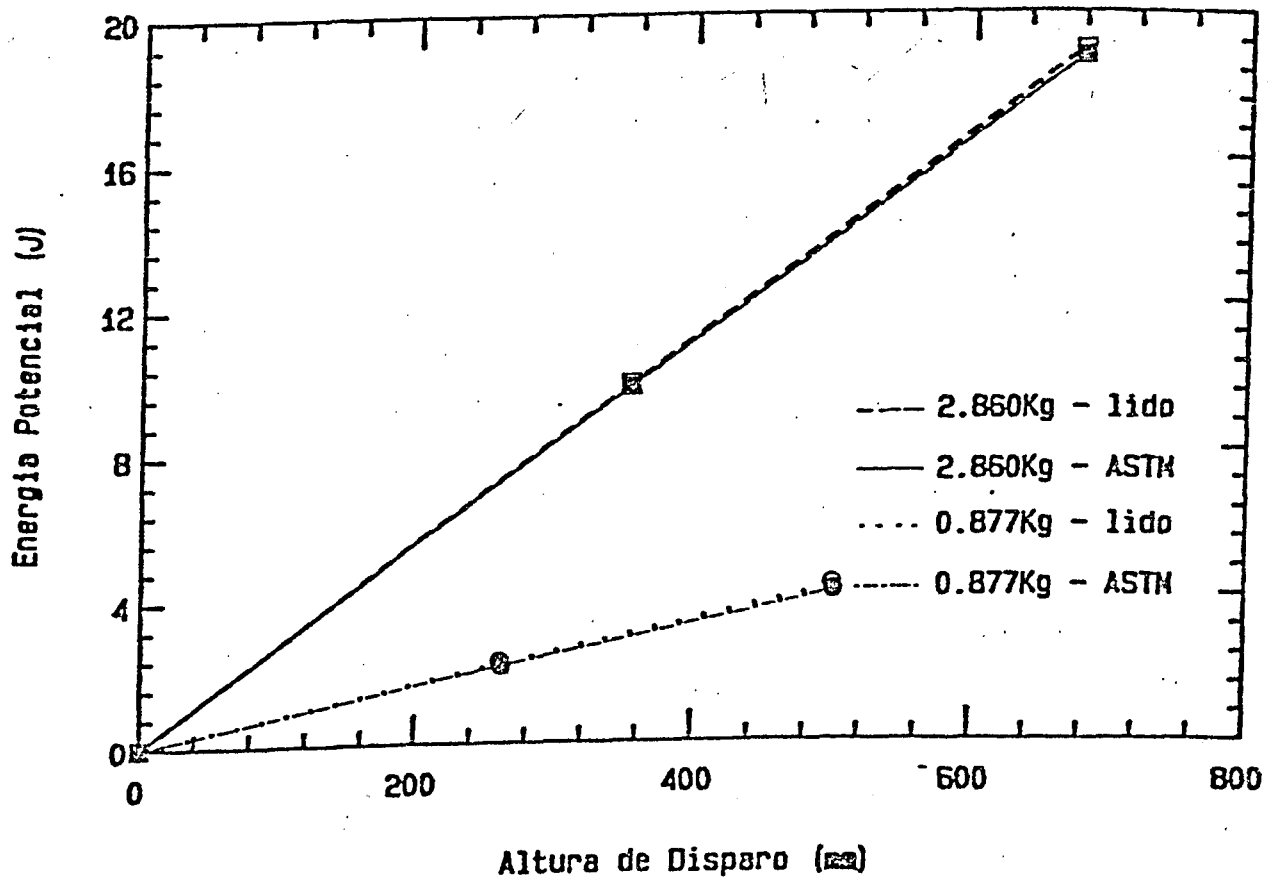


Figura 4.7 - Evolução das perdas por atrito com a altura de disparo.

No que diz respeito às perdas por atrito, a norma estabelece que as mesmas não devem ser superiores a 1% da energia total do pêndulo. Assim, apenas as versões com massa adicional obedecem o estabelecido. Nas versões mais leves, estas perdas podem ser facilmente corrigidas, como ilustra a figura 4.7, pela adequação da altura de disparo, ou pela subtração dos valores pré-estabelecidos para as perdas.

4.4 - Avaliação do Equipamento - Resultados Preliminares

Ensaio preliminares, utilizando um penetrador de diamante do tipo Vickers, mostraram que a perda de massa induzida era inferior ao décimo de miligrama. Isto inviabilizou a utilização deste penetrador, em função da balança disponível (10^{-4} g).

Assim, foram construídos penetradores piramidais de base quadrada e extremidade truncada, com ângulo entre faces de 87° , em metal duro à base de carboneto de Tungstênio (WC), figura 4.8.

Durante a execução dos ensaios, pôde-se constatar o aparecimento de partículas metálicas firmemente aderidas às faces do penetrador, assim como avarias das arestas da pirâmide, conforme ilustra a figura 4.9. Visando minimizar estes efeitos, foram realizados, antes de cada teste, polimentos nas faces com o uso de pasta de diamante de granulometria 3 micra, através de dispositivo específico, mostrado na figura 4.10.

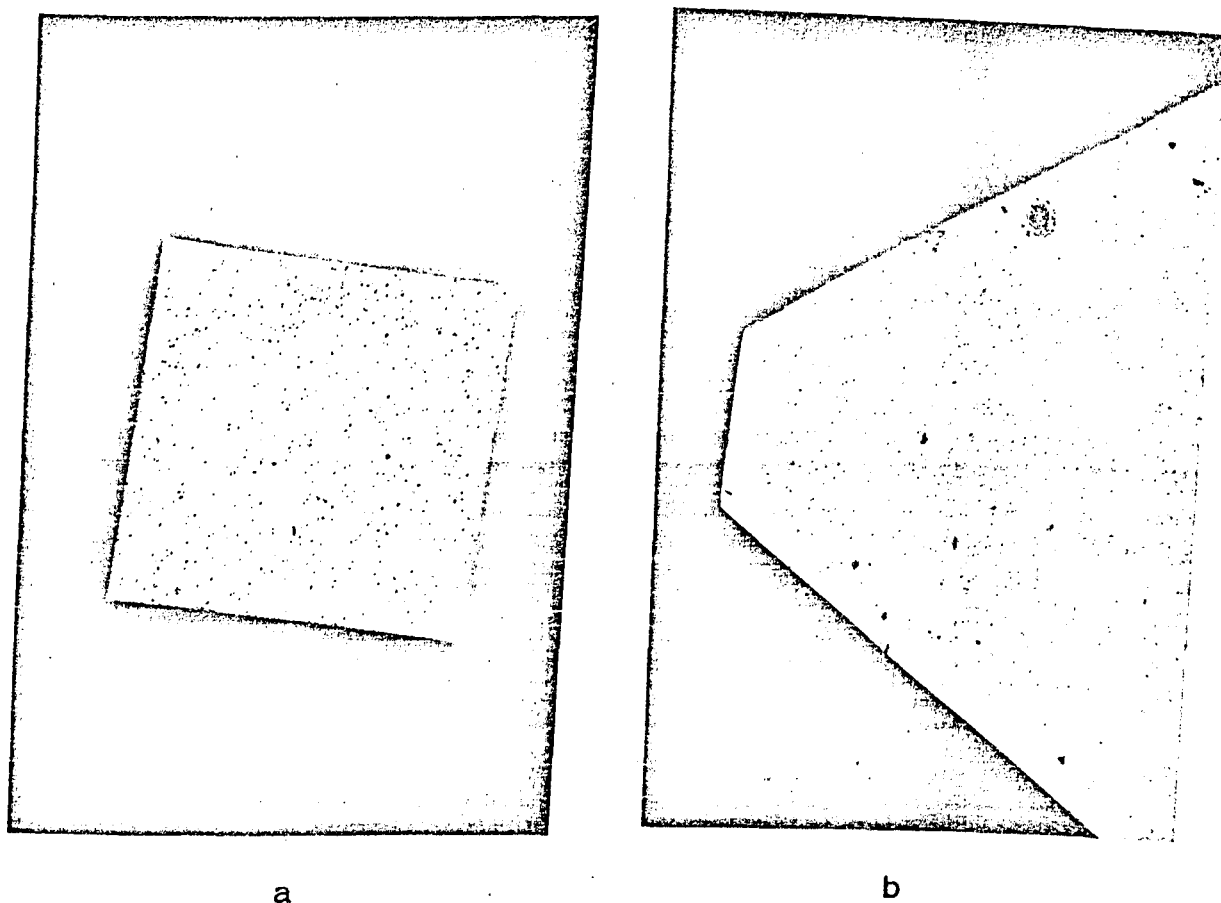


Figura 4.8 - Áreas de contato do penetrador desenvolvido.
a - face de truncamento, e b - face de ataque.

As dimensões e integridade das faces foram acompanhadas por microscopia ótica, aumento de 100 X, sendo as faces truncadas mantidas em $0,58 \pm 0,01$ mm.

Apresenta-se a seguir, alguns resultados preliminares, relativos a ensaios realizados em Alumínio comercialmente puro ($Hv = 21,2 \pm 1,6$), no estado bruto de fusão e em aço ABNT 1020 ($Hv = 122 \pm 1,3$), recozido.

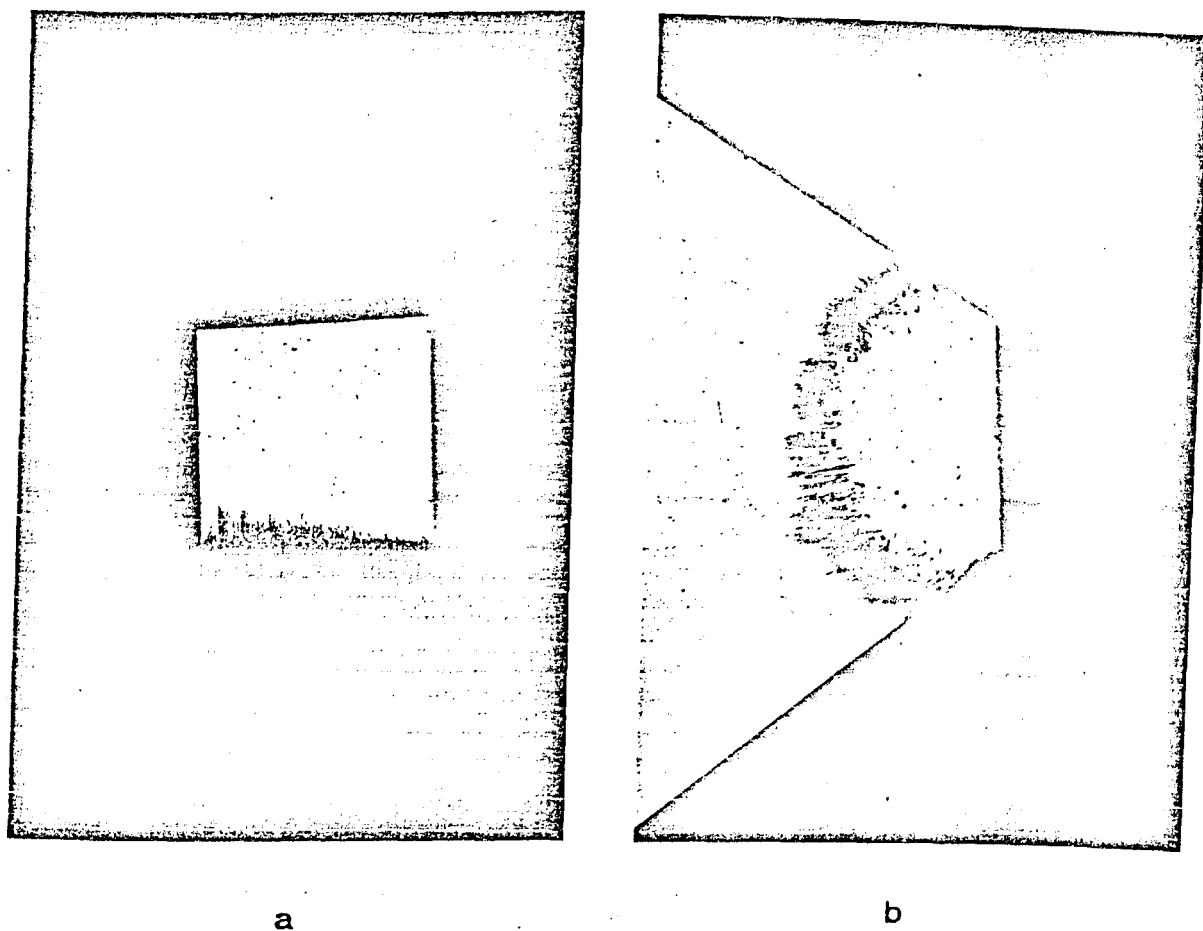


Figura 4.9 - Aspecto do penetrador após ensaio. a - adesão na face truncada e b - adesão e avaria da face de ataque.

Na determinação da energia específica, surgiu uma dificuldade adicional, uma vez que a mesma depende da perda de massa, que por sua vez, depende do mecanismo de formação do cavaco e da metodologia utilizada na sua determinação. Assim, a perda de massa foi determinada através de três procedimentos distintos:

- a - pesagem da amostra, antes e após o ensaio;
- b - pesagem do(s) cavaco(s) produzido(s) e
- c - pesagem da amostra antes e após o ensaio, complementado com limpeza ultrasonora em acetona (40KHz, 1 minuto).

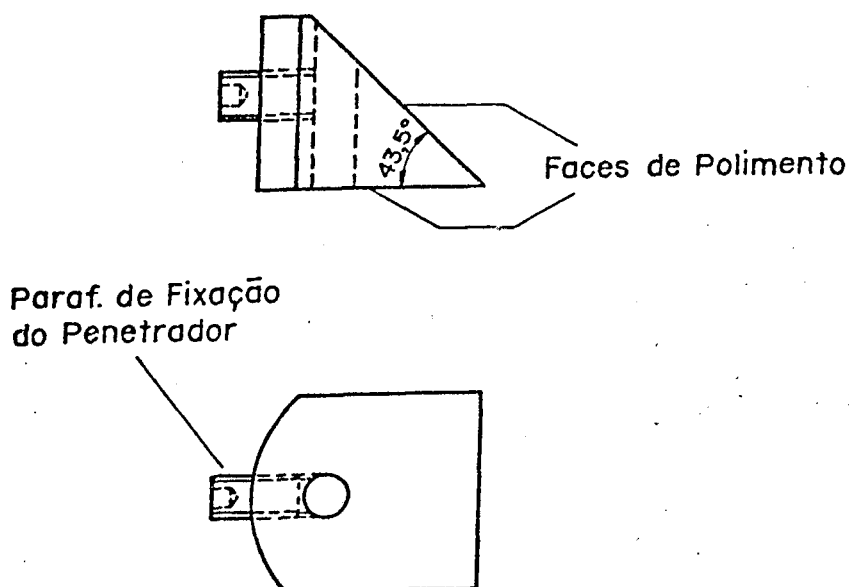


Figura 4.10 - Dispositivo de correção e limpeza do penetrador.

A figura 4.11 ilustra, comparativamente, os resultados encontrados para riscos com 120 micra de profundidade máxima. Observa-se que, em ambos os casos, a massa do cavaco é praticamente igual à diferença de massa encontrada sem a limpeza ultrasonora. Para o aço, pode-se explicar a ligeira diferença pela presença de fragmentos fortemente aderidos ao penetrador, como ilustrado pela figura 4.9.

Resultado semelhante foi encontrado por SODERBERG [57], para o Alumínio e suas ligas, com diferentes tratamentos

térmicos, onde a massa do cavaco é coincidente com a diferença de massa da amostra em praticamente todos os casos.

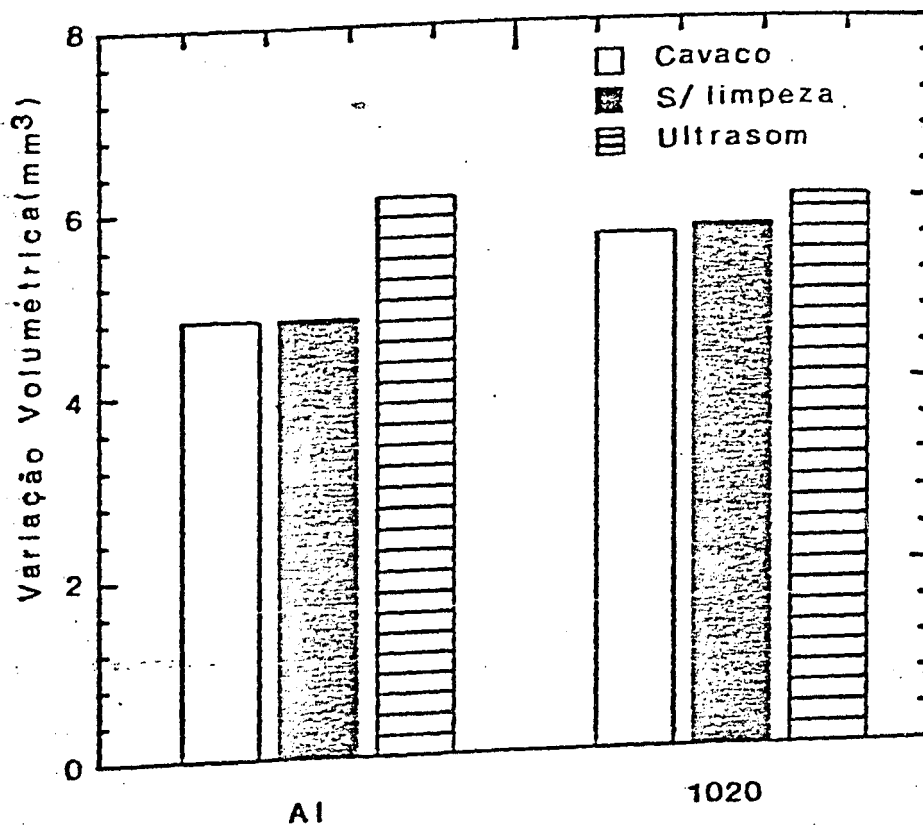


Figura 4.11 - Variação da perda de massa com a metodologia de medida

Com a introdução da limpeza ultrasonora, nota-se uma significativa elevação da diferença de volume das amostras, em particular para o caso do Alumínio. Esta diferença pode ser atribuída à remoção, pela ação do ultrassom, de micro-cavacos laterais parcialmente aderidos à borda do risco, como evidenci-

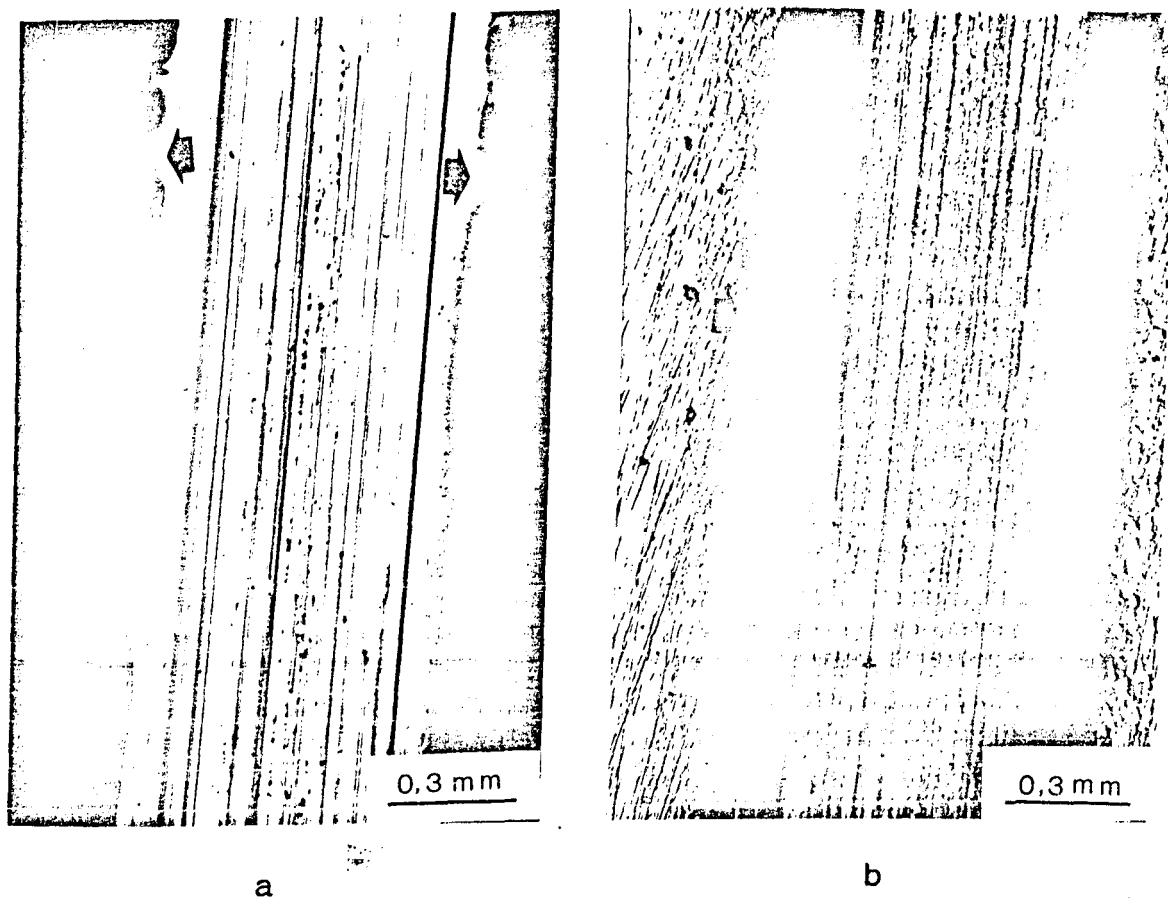


Figura 4.12 - Aspectos típicos dos riscos produzidos em Alumínio e aço ABNT 1020. a - Alumínio, e b - aço.

ado pela figura 4.12. Apesar da pequena profundidade de campo, pode-se notar a presença de micro-cavacos, indicados pelas setas. Evidentemente, a formação destes micro-cavacos semiligados à amostra e a movimentação de material, consomem parte da energia. Entretanto, não ocorre a produção de qualquer perda de massa. Isto, portanto, falseia os resultados encontrados. Da mesma forma, a atuação do ultrassom introduz uma parcela de energia para o arrancamento destes cavacos, alterando também os resultados. Como o fenômeno é fortemente

tributário dos mecanismos atuantes (microsulcamento, microcorte, e microlascamento), a comparação de materiais distintos é bastante delicada. Assim, no presente trabalho, adotou-se como perda de massa, a média entre os valores da massa do cavaco e a variação da massa, após limpeza ultrasonora.

A figura 4.13 apresenta a influência da variação

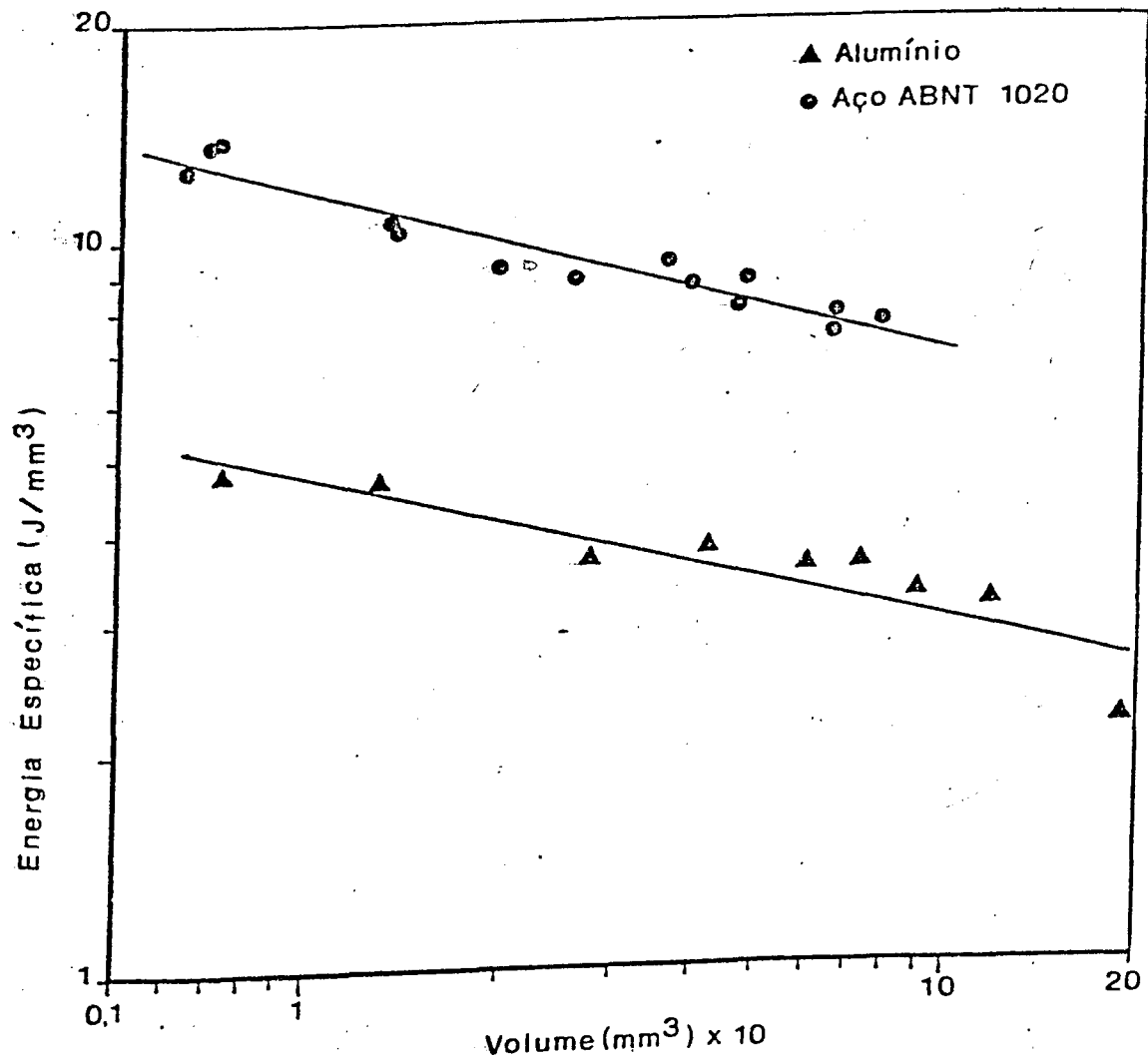


Figura 4.13 - Influência da variação volumétrica na energia específica de riscamento.

volumétrica na energia específica de riscamento, para o caso do aço ABNT 1020 e do Alumínio, utilizando-se a metodologia adotada. Observa-se que a relação é linear, sugerindo um modelo de potência do tipo:

$$e = K.V^q \quad (4.5)$$

onde K e q são coeficientes característicos dos materiais. A tabela 4.3 mostra esses coeficientes e o coeficiente de correlação r .

Tabela 4.3 - Parâmetros característicos.

	K	q	r
Alumínio	3,359	-0,143	0,950
Soderberg [57]	3,920	-0,120	--
ABNT 1020	6,931	-0,227	0,961

Nota-se uma boa correlação destes resultados com o modelo proposto pela equação (4.5) e, apesar da pequena faixa de variação de massa analisada (0,4 - 4,0 mg), os mesmos estão em bom acordo com os resultados reportados pela literatura [14,57], que analisaram uma faixa bem mais ampla (0,1 - 200 mg).

A tabela 4.3 apresenta ainda, os resultados de SODERBERG e co-autores [57], relativos a amostras de Alumínio recozidas por duas horas a 450 °C. A concordância é muito boa, sobretudo se

for levado em consideração as faixas de análise, as diferenças de composição química e a história térmica dos dois materiais.

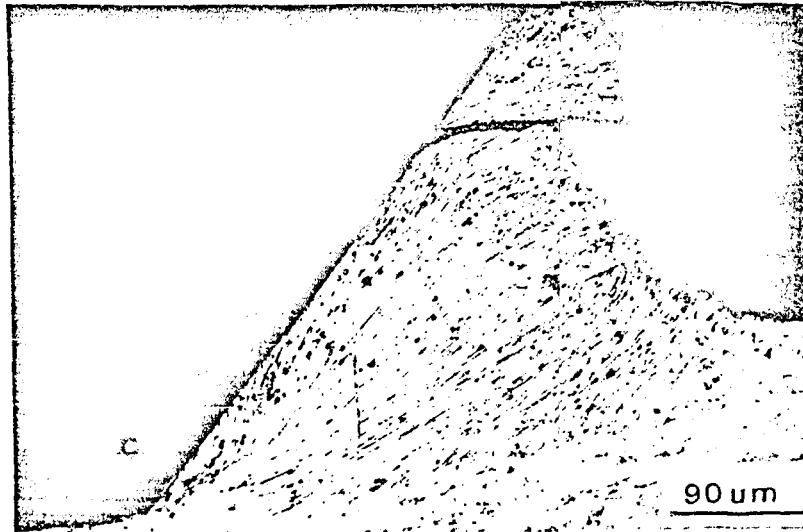
Ressalta-se ainda, o fato de que a energia específica de riscamento aumenta rapidamente com a redução do tamanho do risco. Este comportamento é bastante complexo e tributário de dois fatores principais: a - efeito de escala [32,62] e mecanismos de formação do cavaco [14].

O efeito de escala foi verificado ainda, em ensaios de desgaste abrasivo a dois e três corpos e erosivo, por MISRA e FINNIE [63]. Sob uma análise crítica, esses autores mostraram a existência de várias teorias para explicar este fenômeno. Estes propõem uma outra explicação, associada à zona superficial encruada, que reduz a taxa de desgaste quando os micro-eventos estiverem contidos nesta. Aumentando-se a carga ou o diâmetro das partículas, o fenômeno pode ultrapassar a camada deformada, acelerando assim o processo.

Todavia, a teoria de MISRA e FINNIE [63] pode ser contestada com base em resultados obtidos por GANE e SKINNER [32], que mostraram a existência do efeito escala em micro-riscos realizados em amostras de Cobre e Ouro, sem encruamento. Segundo estes autores, a ativação e colocação em movimento de uma grande quantidade de fontes de discordâncias é dificultada, devido à redução do volume, que aumenta consideravelmente o limite de plasticidade.

Finalmente, a figura 4.14a ilustra as potencialidades adicionais do equipamento desenvolvido. A figura 4.14a ilustra a utilização do mecanismo de interrupção instantânea. Observa-

-se que o cavaco em formação apresenta-se homogeneamente cisalhado, com a formação de pequenas trincas na superfície.



a



b

Figura 4.14 - Ilustração das potencialidades do equipamento. a) interrupção instantânea do corte, aço ABNT 1020; b) camada deformada, Cobre.

Observa-se ainda, o alinhamento da micro-estrutura com as linhas de deslizamento. A figura 4.14b, por sua vez, apresenta a seção longitudinal paralela ao fundo do risco de uma amostra de Cobre. Observa-se nitidamente a região afetada pela deformação, caracterizada pela orientação da micro-estrutura.

Essa técnica complementar, presta-se perfeitamente ao estudo da camada deturpada e, em particular, do fluxo plástico, das transformações de fase induzidas por deformação, etc..

4.5 - Conclusões Parciais.

São apresentadas as diversas etapas do desenvolvimento, construção e avaliação de um esclerômetro pendular. A aferição do protótipo, bem como os resultados preliminares apresentados, permitem concluir que:

- 1) - a profundidade do risco pode ser controlada de forma simples, contínua e precisa (± 1 micron);
- 2) -a existência de quatro faixas de operação, tornam o equipamento extremamente versátil, com valores de energia potencial inferiores em até 130 vezes, em relação aos pêndulos convencionais;
- 3) - a calibração do equipamento mostrou que o mesmo apresenta características técnicas satisfatórias, mesmo quando comparado com a norma ASTM E23-66;

4) - os resultados relativos ao aço ABNT 1020 e ao Alumínio, mostraram que a influência da variação da massa na energia específica de riscamento, segue uma lei do tipo potência, podendo classificar os materiais quanto ao comportamento em abrasão. Para o Alumínio, em particular, os resultados apresentados são quantitativamente equivalentes aos apresentados pela literatura [57] e

5) - finalmente, a associação de técnicas adicionais, como interrupção instantânea do corte e cortes metalográficos, constituem-se em ferramentas importantes no estudo do processo abrasivo.

5 - ESCLEROMETRIA PENDULAR APLICADA AS LIGAS Al-Si.

5.1 - Introdução.

Considerando as características associadas ao processo de remoção de matéria na esclerometria pendular, é razoável supor que esta técnica seja adequada ao estudo do desgaste abrasivo a dois corpos. Isso porque a partícula dura riscante se desloca, simplesmente, não havendo rolamento.

BRYGGMAN [14], trabalhando com vários tipos de aços resistentes ao desgaste, na movimentação de minérios granulosos, constatou que a melhor correlação entre os resultados de laboratório e de campo, era obtida através dos resultados de esclerometria pendular. Estes resultados ilustram a possibilidade de se estudar o desgaste abrasivo a três corpos através desta técnica.

Neste capítulo, serão feitas análises com o objetivo de avaliar o comportamento das ligas Al-Si, bem como os mecanismos de desgaste associados. Para tal, utilizar-se-á o esclerômetro pendular desenvolvido e apresentado no Capítulo 4.

5.2 - Aspectos Teóricos

Os aspectos morfológicos da deformação plástica são dependentes de certas propriedades dos materiais como: dureza, módulo de elasticidade e características geométricas e reológicas do contato [64]. Este conjunto de fatores determinam

uma resposta local do material nas zonas de cisalhamento do cavaco, que pode ser caracterizado pela curva de tensão em função da deformação, mostrada na figura 5.1.

Sob pequenas deformações, o encruamento contribui de forma decisiva no diagrama tensão em função da deformação de cisalhamento [65].

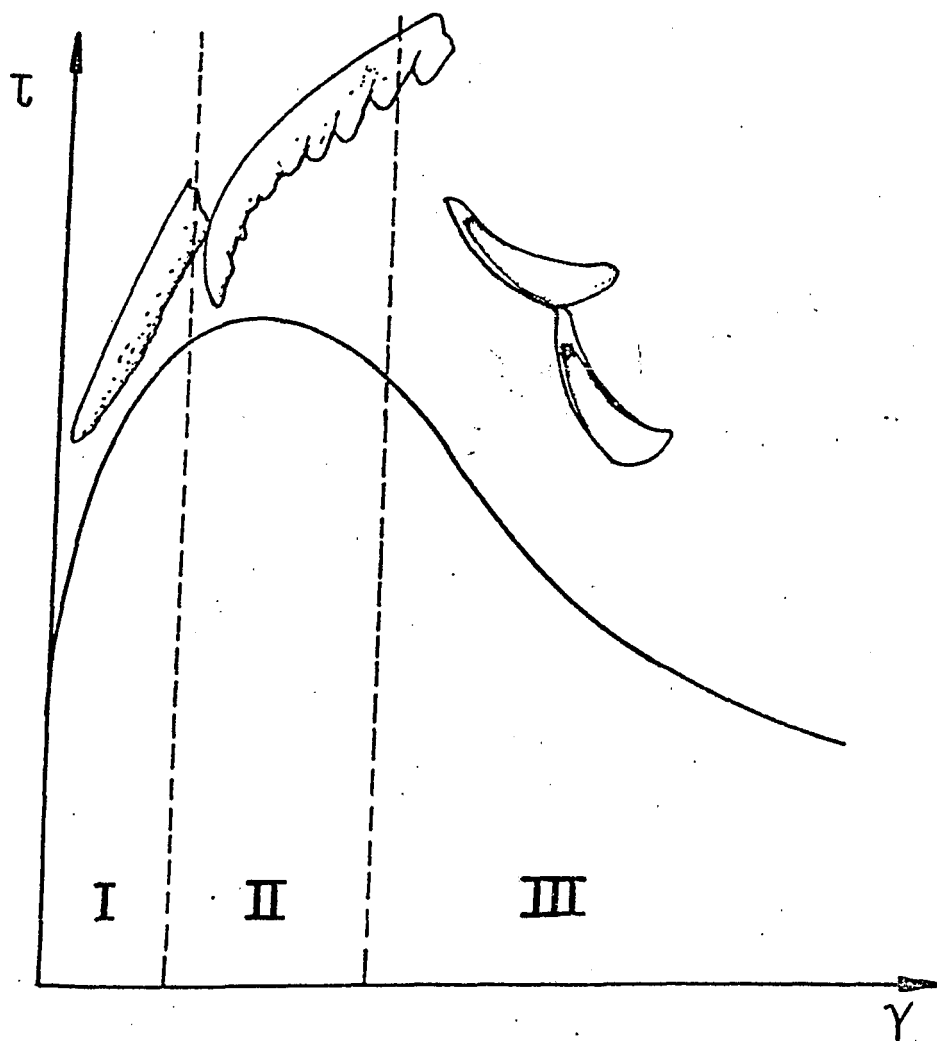


Figura 5.1 - Relação esquemática de τ x γ para as zonas de cisalhamento localizado. Os números I, II e III caracterizam as regiões morfológicas dos cavacos.

Para maiores valores de γ , a temperatura na zona de cisalhamento eleva-se. Isto resulta no início do processo de recristalização dinâmica que, eventualmente, superpõe-se ao encruamento. Desta forma, origina-se um pico na curva $\tau \times \gamma$ (região II). Em locais com excessiva concentração de deformação, altas temperaturas são desenvolvidas. Isto proporciona a dissolução de precipitados, transformações de fase, recristalização dinâmica, etc., que anulam o efeito do encruamento e produzem um amolecimento (região III).

BRYGGMAN [14] e co-autores sugerem uma identidade de comportamento entre o diagrama tensão em função da deformação e o gráfico q em função de k , obtido através do modelo multiplicativo descrito no capítulo anterior, equação 4.5. Segundo estes autores, a variação de temperatura induzida no ensaio esclerométrico (representada por k) seria equivalente ao efeito da deformação, enquanto que as variações estruturais e modificações na morfologia do cavaco (representadas por q), teriam o efeito equivalente ao da tensão de cisalhamento.

Desta forma, a análise do comportamento em abrasão dos materiais seria bastante simplificada: quanto maior os valores de q e, em consequência, da energia específica, melhor o seu desempenho.

Com base nos resultados destes autores, pode-se associar as diferentes morfologias de cavaco descritas com as regiões características do diagrama $\tau(q)$ em função de $\gamma(k)$, como mostrado pela figura 5.1.

Os cavacos apresentam uma morfologia lamelar. Cada lamela contém parte do material praticamente isento de deformação plástica. Entre uma lamela e outra, são observados delgadas zonas com elevada deformação plástica. Na literatura específica de usinagem de metais, estas zonas, extremamente deformadas sob altas taxas de deformação, são denominadas de "zonas de cisalhamento adiabático" [66]. A origem destas "zonas" está ligada a uma elevação rápida da temperatura em um reduzido volume.

A baixas profundidades de riscamento, os cavacos apresentam-se praticamente homogêneos, com zonas de cisalhamento finamente espaçadas (região I). Neste tipo de cavaco, denominado de contínuo, o espaçamento lamelar é bastante pequeno.

O segundo tipo, obtido com maiores profundidades de riscamento, apresenta-se com lamelas mais espaçadas, sendo denominado de serrilhado (região II). Finalmente, o terceiro tipo, chamado de segmentado (região III), é constituído de segmentos, com aproximadamente o mesmo tamanho, ligados uns aos outros por um fino istmo. Nesta região, a deformação é intensa, gerando lamelas finamente espaçadas, enquanto que nos segmentos a deformação é reduzida.

5.3 - Métodos Experimentais

Os ensaios esclerométricos foram efetuados no equipamento descritos no Capítulo 4, na versão com energia potencial de disparo de 19J e velocidade de percussão de 4,1 m/s. Como

elemento riscante, foi utilizado o penetrador descrito na seção 4.4, com ângulo lateral igual a zero grau.

As amostras utilizadas nesta etapa, foram obtidas a partir dos lingotes de Al-Si, cujas metodologia de produção e caracterização são apresentadas no Capítulo 2. De cada lingote, foram retirados dois tarugos de, aproximadamente, 45mm de comprimento. Posteriormente, estes foram torneados e aplainados, resultando em amostras de 43x9x6 mm. Como acabamento final das faces de ensaio, foi adotado polimento com lixas de Al_2O_3 , granulometria 220, 400 e 600.

A determinação da energia específica de riscamento, foi obtida conforme procedimento também apresentado no Capítulo 4. Esta energia foi calculada a partir da média da massa do cavaco e da diferença de massa da amostra com limpeza ultrasonora.

Para cada composição, no mínimo 10 ensaios foram efetuados, proporcionando perdas de massa de 0,2-5mg.

As mudanças morfológicas dos cavacos foram verificadas através de observação das seções transversais dos mesmos, mediante embutimento e polimento com pastas de diamante.

Finalmente, as alterações microestruturais, durante a formação dos cavacos, foram acompanhadas através de interrupções instantâneas, utilizando a barra "T" e pinos temperados, que asseguram a interrupção do processo na máxima profundidade do risco.

5.4 - Resultados e Discussão

A tabela 5.1 apresenta os valores de q e k do modelo potencial sugerido pela equação (4.5), bem como os respectivos coeficientes de correlação r . Estes resultados são mostrados graficamente na figura 5.2.

Tabela 5.1 - Valores de k , q e r das ligas Al-Si.

Material	k	q	r
Al	1,441	-0,130	0,967
Al-05 Si	1,611	-0,159	0,982
Al-09 Si	1,680	-0,192	0,976
Al-12 Si	1,534	-0,162	0,937
Al-16 Si	1,454	-0,153	0,901
Al-21 Si	1,208	-0,115	0,857

Inicialmente, nota-se na figura 5.2 um comportamento, da energia específica em relação à perda de massa, análogo ao apresentado pela figura 4.13, para o Alumínio e o aço ABNT 1020. A energia específica aumenta rapidamente com o decréscimo das dimensões do risco, caracterizando assim o efeito de escala do evento.

Observa-se também que, com o aumento do teor de Silício das ligas, ocorre um significativo acréscimo na energia específica, passando por um máximo na liga Al-9% Si. Acima desta composição, a energia específica começa a diminuir, obtendo-se valores de e para liga Al-21% Si idênticos ou

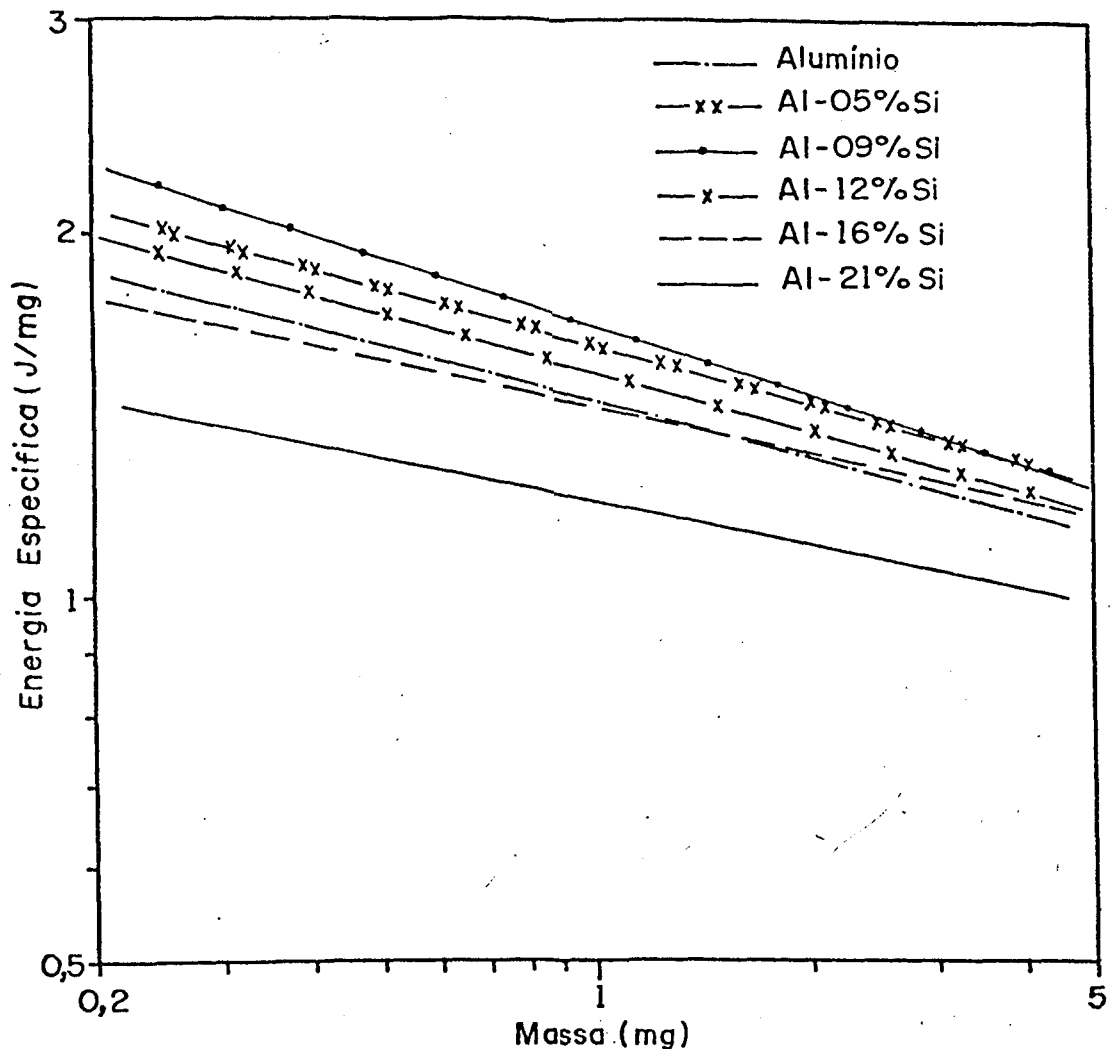


Figura 5.2 - Energia específica e em função da perda de massa .

inferiores ao do Alumínio. Este resultado, pode também ser verificado através da figura 5.3, que mostra a variação de e em função da fração volumétrica de Silício, para uma perda de massa de, aproximadamente, 0,8 mg.

Admitindo a existência de uma relação entre morfologia do cavaco, os parâmetros k e q , e o comportamento dos materiais sob à abrasão, foi obtido o gráfico da figura 5.4.

Neste gráfico, observa-se que os valores de q e k dos seis materiais ensaiados, situam-se dentro da região I da figura

5.1, onde os efeitos da temperatura são pouco significativos. Nota-se ainda, nas ligas hipoeutéticas, que os valores q e k crescem, atingindo o máximo na liga Al-9% Si. A partir desta composição, os valores de q e k decrescem, indicando uma significativa redução na energia de deformação plástica e, conseqüentemente, na energia específica de riscamento.

Com o objetivo de compreender os mecanismos responsáveis pelo comportamento das ligas Al-Si nos ensaios de esclerometria pendular, bem como possíveis semelhanças ou diferenças com os ensaios abrasométricos a três corpos, as superfícies dos riscos e os cavacos foram analisados.

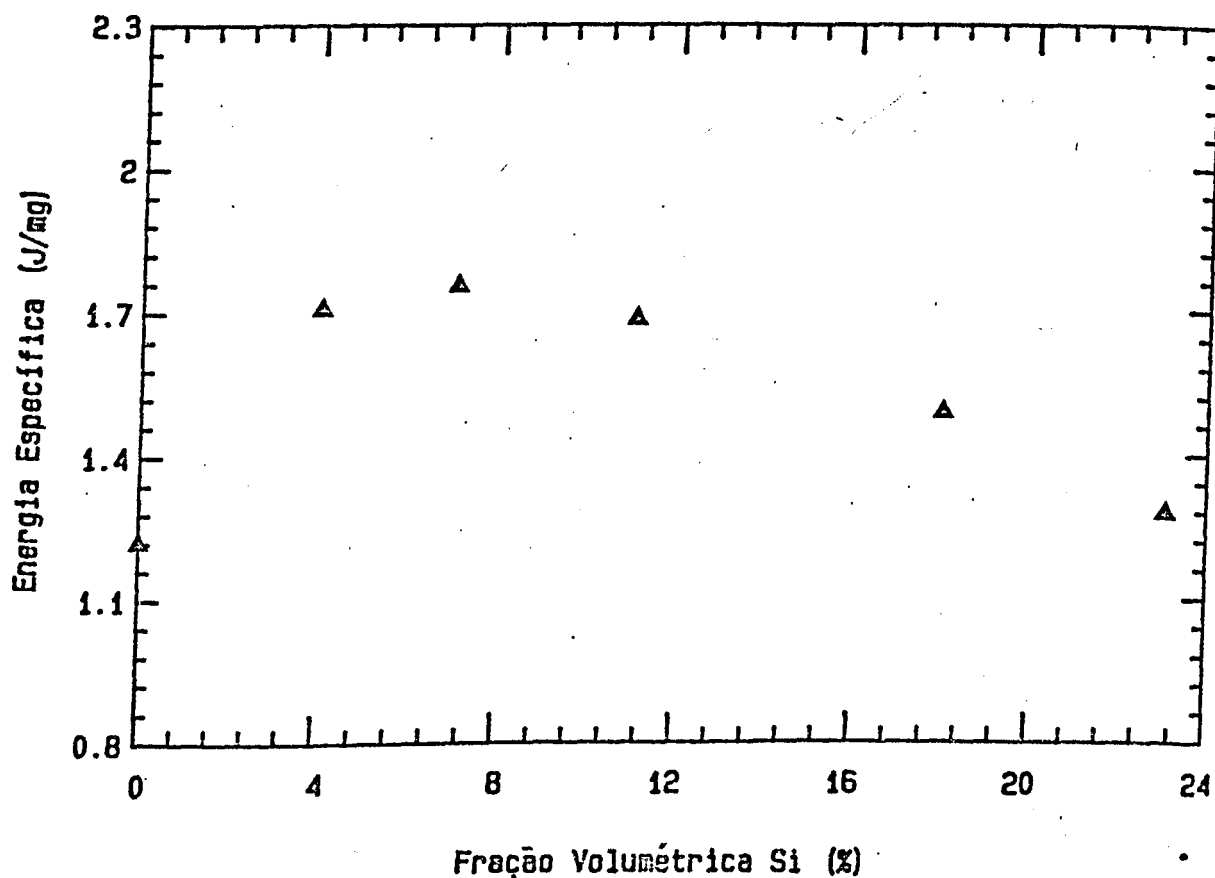


Figura 5.3 - Evolução da energia específica com o teor de Silício, para Δm de, aproximadamente, 0,8 mg.

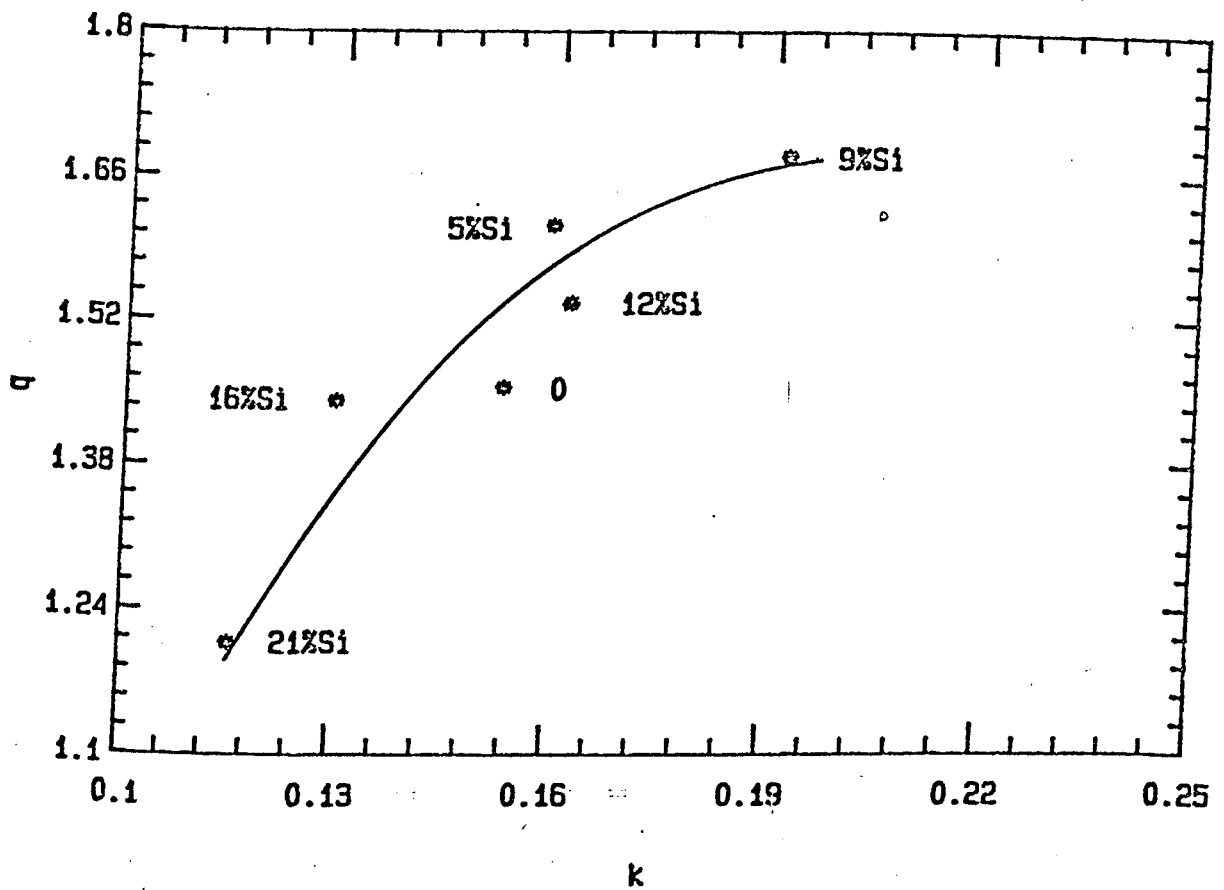
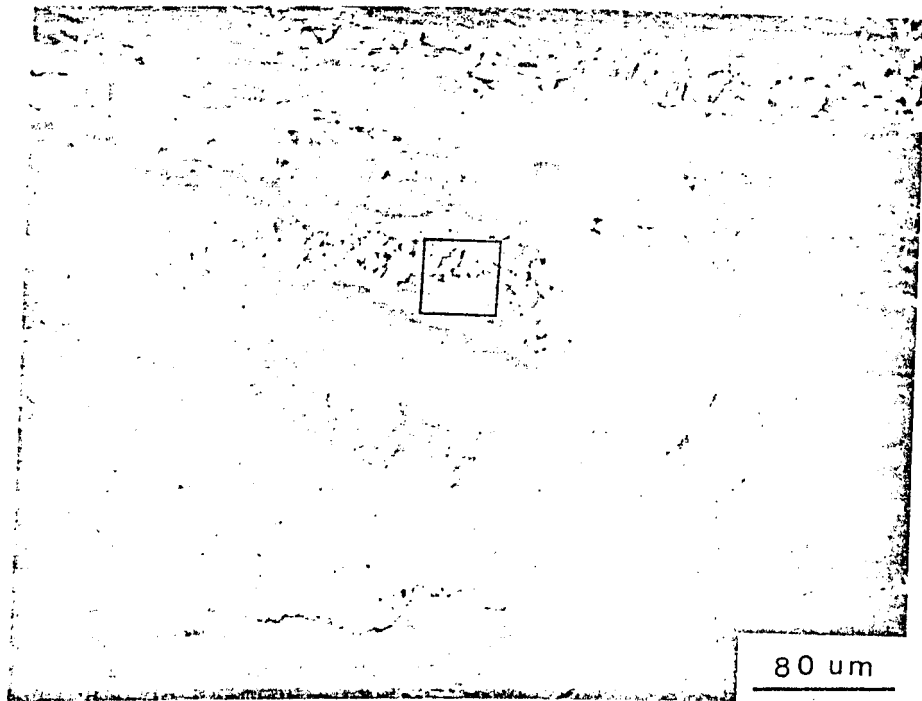
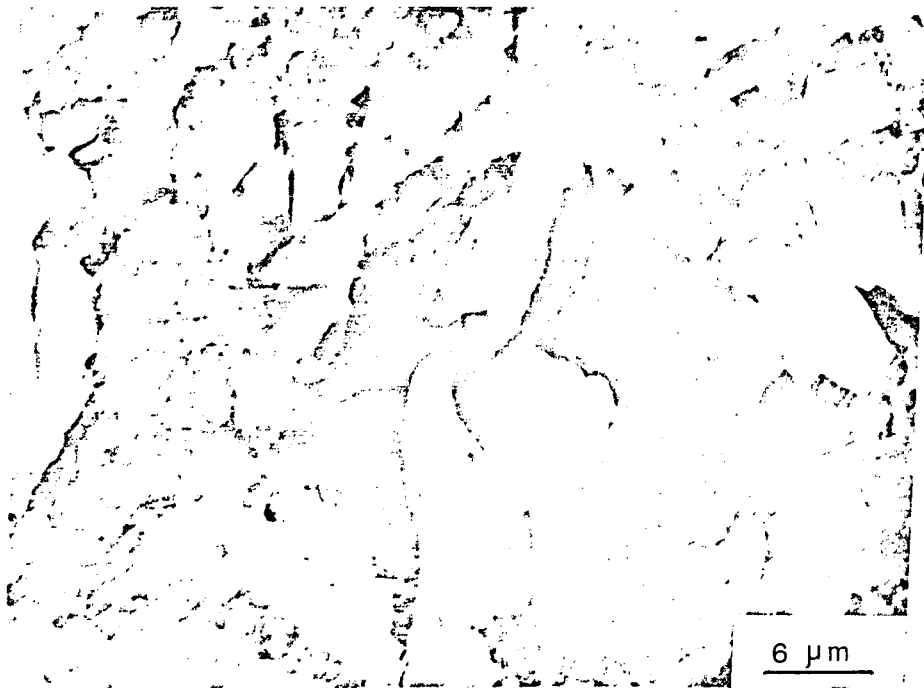


Figura 5.4 - Gráfico de q em função de k , das ligas Al-Si

A figura 5.5 mostra o aspecto topográfico do centro do risco da liga Al-21% Si, com profundidade máxima de 72 μm , onde crateras podem ser observadas, devido à fragmentação e arrancamento do silício primário.



a



b

Figura 5.5 - Aspecto topográfico do centro do risco da liga Al-21% Si. MEV.

A baixa resistência ao riscamento do Silício primário pode também ser detectado nos cavacos (figura 5.6), onde se observa uma intensa fragmentação do mesmo. Portanto, a fragmentação do Silício primário pode ser responsável pela baixa energia específica das ligas hipereutéticas.

Com relação ao Silício do eutético Al-Si, a figura 5.7

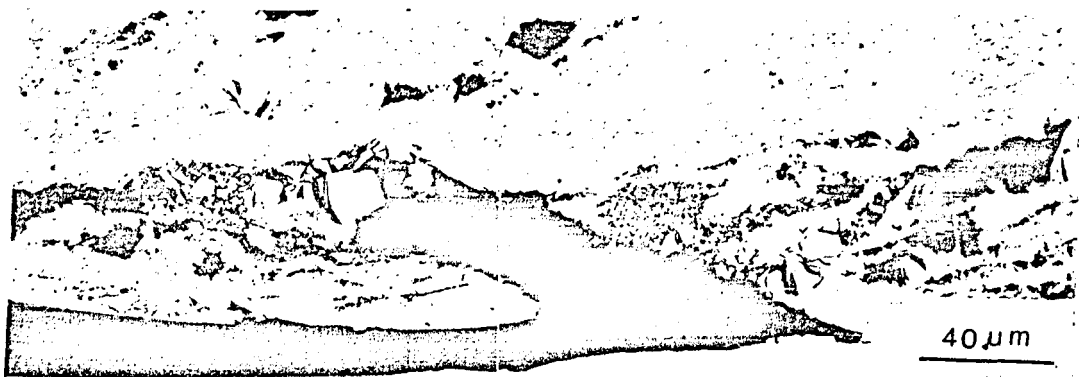


Figura 5.6 - Seção transversal de um cavaco das ligas Al-21% Si, obtido com profundidade h de 190 μm.

mostra uma interrupção instantânea do processo de riscamento. Observa-se que a intensa deformação leva à orientação da estrutura.

Na região não afetada, o eutético Al-Si apresenta-se com morfologia clássica e com relação comprimento/espessura importantes. Na região deformada, no entanto, além da orientação preferencial, esta relação é significativamente reduzida em consequência da diminuição do comprimento. Conclui-se portanto que, em função das altas taxas de deformação e da baixa tenacidade inerente do Silício, estas partículas são

quebradas, separadas e orientadas. É razoável de se supor que este processo leve a um aumento da energia de deformação.

Assim, acredita-se que o aumento da energia específica até a liga Al-9% Si esteja relacionada com o aumento da resistência mecânica, verificada através da curva de dureza em função da fração volumétrica de Silício (figura 2.6, Capítulo 2), devido ao eutético Al-Si, que dificulta o processo de deformação plástica. Entretanto, a partir da liga Al-9%Si, não se detectou uma causa aparente da redução da energia específica. A observação da microestrutura não mostrou nenhuma variação significativa dos mecanismos de arrancamento de matéria. Por outro lado, os valores de energia de riscamento também não sofreram alterações importantes ($< 10\%$), embora os valores relativos à liga Al-12%Si sejam sempre inferiores aos apresentados pela liga Al-9%Si, para uma mesma perda de massa. Assim, a ligeira redução de energia específica apresentada

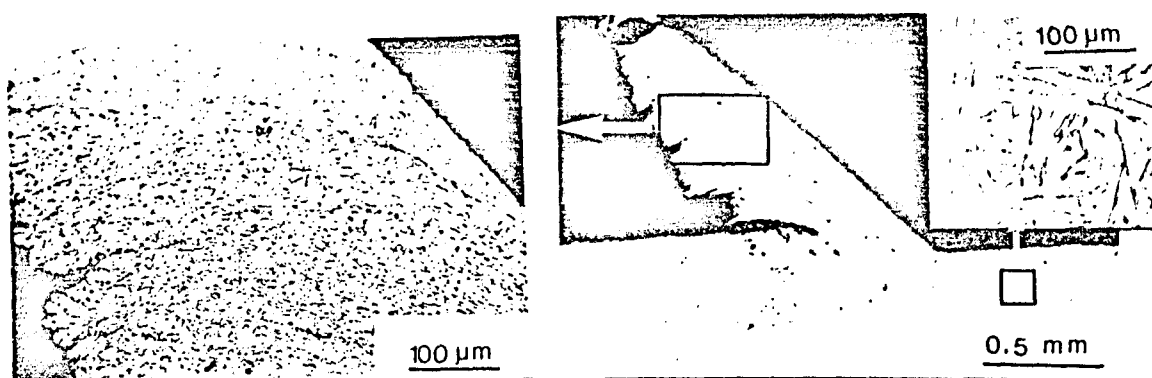


Figura 5.7 - Alterações microestruturais induzidas pela deformação, verificadas através de interrupção instantânea. Liga Al-16% Si. Ataque: solução a 0,5% de HF.

pelas ligas hipoeutéticas, no intervalo 9-12%Si, permanece como uma questão em aberto, merecendo estudos posteriores.

A evolução da morfologia dos cavacos foi também analisada, sendo apresentada na figura 5.8, onde pode-se notar o efeito da composição sobre as características gerais dos cavacos obtidos.

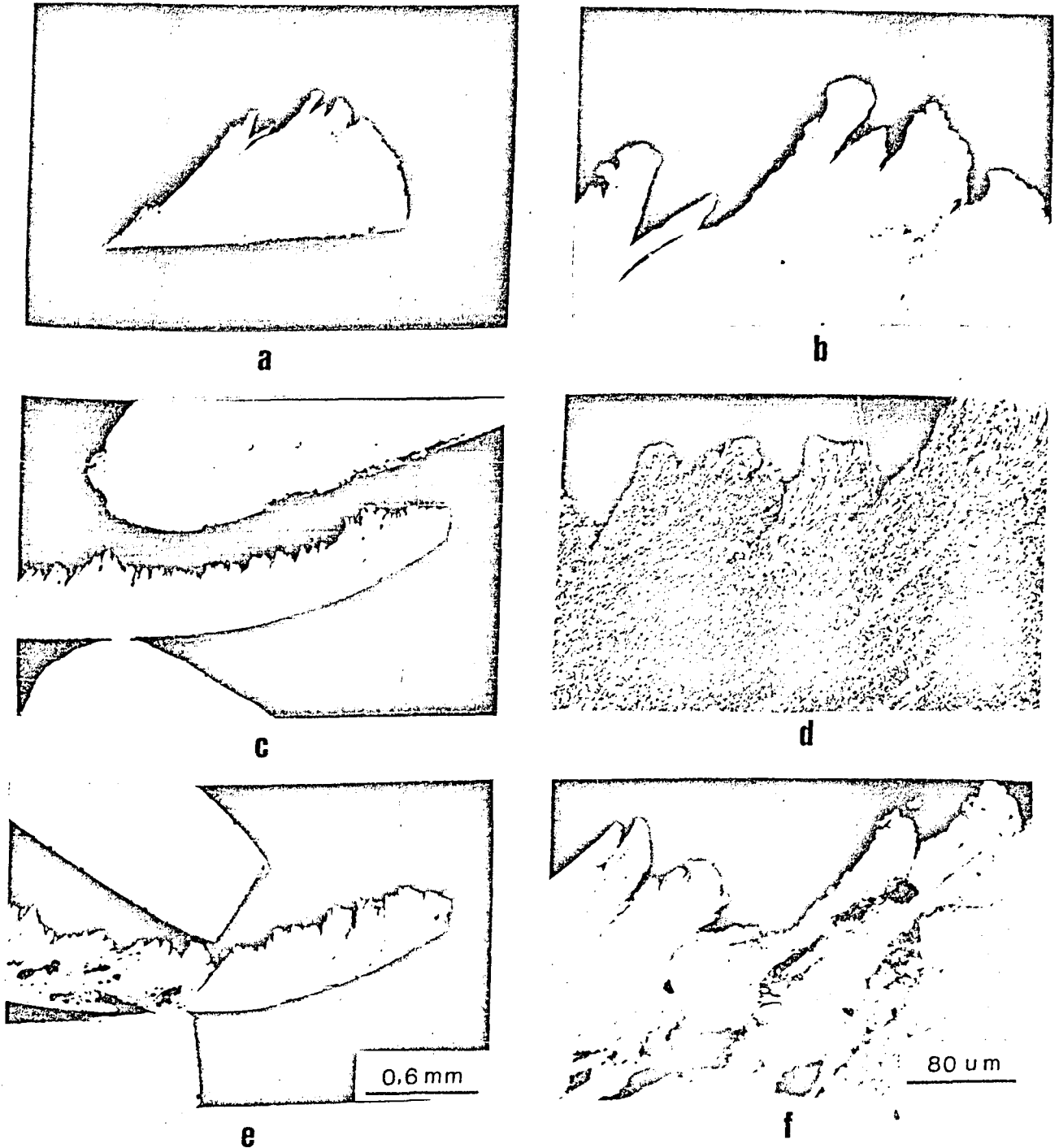


Figura 5.8 - Seção transversal de cavacos obtidos com profundidade máxima h de $196\mu\text{m}$. a,b) Al; c,d) Al-12% Si; e, f) Al-21%Si.

Examinando-se a figura 5.8, observa-se que as ligas do sistema Al-Si apresentam, na maior profundidade testada, cavacos contínuos e ligeiramente serrilhados, de natureza lamelar, com características similares aos obtidos em usinagem [66]. Já o Alumínio puro apresentou, em toda a faixa de profundidade testada ($24 < h < 192 \mu\text{m}$), um cavaco bastante diferente, com características de empilhamento do material à frente do penetrador. Ressalta-se ainda, a presença de algumas trincas adentrando o cavaco, formadas na fase final do ensaio. É razoável supor que, estas trincas estejam relacionados com o aumento do ângulo de ataque no final do teste. Todavia, este tipo de cavaco também se apresenta sob a forma lamelar, como mostrado por SODERBERG [57], no mesmo material

Esse mesmo tipo de cavaco, pode ser também detectado em riscos de menor profundidade nas ligas, como mostrado na figura 5.9.

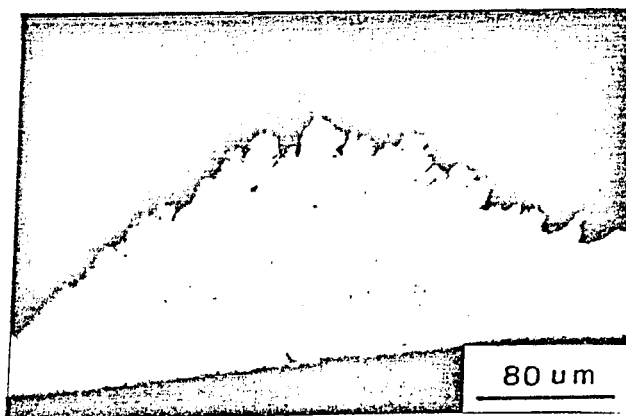


Figura 5.9 - Seção transversal de um cavaco da liga Al-12% Si obtido com h de $92 \mu\text{m}$.

Apesar da baixa nitidez, a figura 5.9b evidencia uma orientação na estrutura eutética, semelhante à mostrada pela figura 5.8d. Isto leva à conclusão de que se trata também de um cavaco do tipo lamelar. Assim, acredita-se que para baixas profundidades de riscamento, o cavaco deve apresentar-se sob a forma do tipo de empilhamento e evoluir, então, com o aumento da profundidade, para as outras formas: contínuo, serrilhado e segmentado.

Finalmente, constata-se que os cavacos obtidos estão em bom acordo com a figura 5.1, pois todos são de característica lamelar, com morfologia evoluindo no máximo até o tipo contínuo ou ligeiramente serrilhado, onde o efeito da temperatura não é percebido.

Com relação às semelhanças de comportamento das ligas Al-Si, nos ensaios abrasométricos a três corpos e a esclerometria pendular, pode-se destacar que, em ambos os casos, o Silício primário apresenta uma baixa resistência à fissuração e lascamento.

Nas ligas hipoeutéticas, os mecanismos de remoção de matéria nos ensaios esclerométricos não estão devidamente elucidados. Há, entretanto, um comportamento similar entre estes resultados e os apresentados nos ensaios a três corpos.

A figura 5.10 ilustra a correlação apresentada pela taxa de desgaste no ensaio a três corpos e o parâmetro q da equação

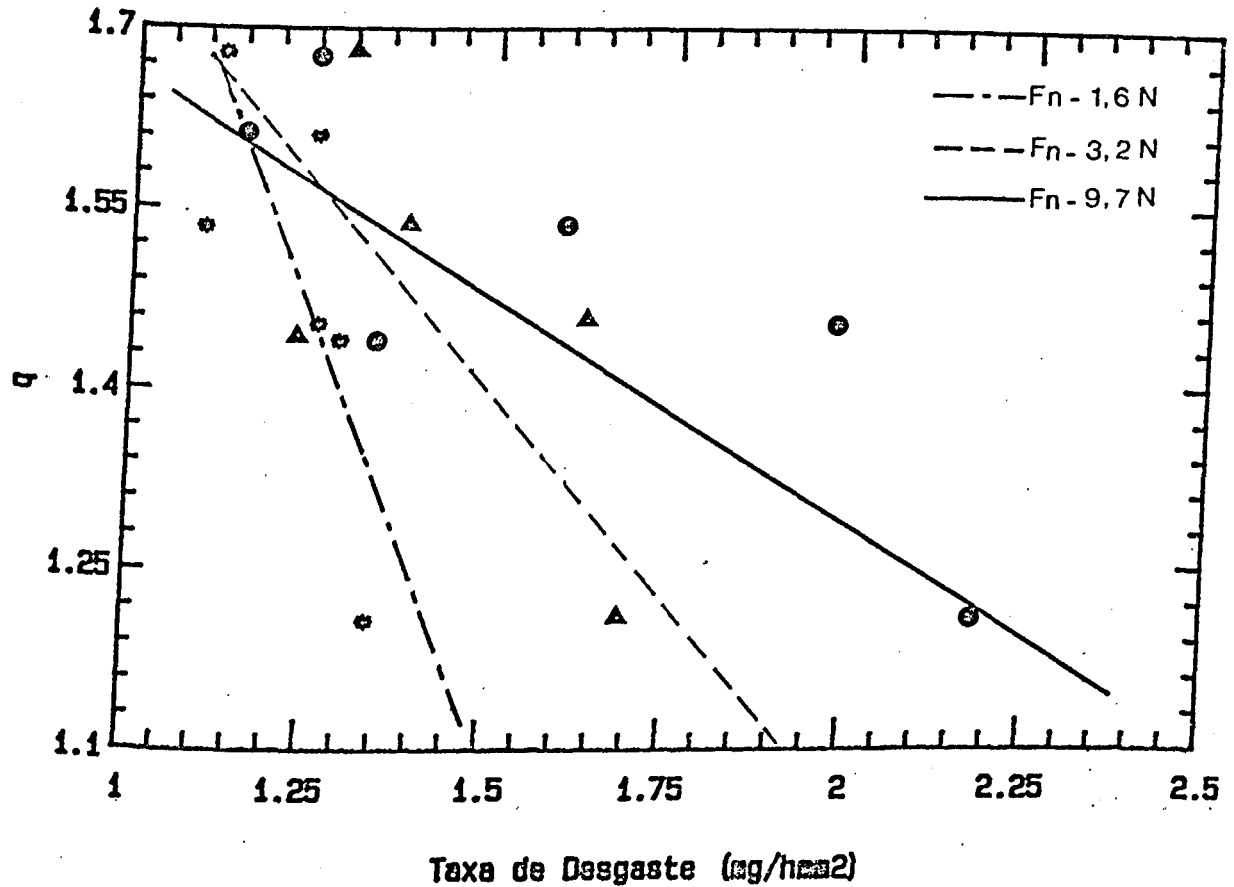


Figura 5.10 - Parâmetro q em função da taxa de desgaste a três corpos das ligas Al-Si.

4.5. Observa-se que, embora exista uma certa dispersão dos resultados em relação ao modelo linear, existe uma proporcionalidade entre estes dois parâmetros. O tratamento estatístico mostrou que esta correlação é tanto melhor quanto maior a carga utilizada nos ensaios a três corpos. Isto é razoável, uma vez que a escala dos eventos tendem a se aproximar.

Assim, considerando-se os resultados obtidos, bem como os apresentados na literatura [14,56], pode-se acreditar que, pelo

menos em algumas situações, os ensaios abrasométricos a três corpos possam ser substituídos por ensaios de esclerometria pendular. Contudo seria interessante a realização destes testes em uma ampla gama de materiais, bem como a redução das dimensões dos riscos produzidos na esclerometria. Assim, poder-se-ia verificar a extensão da correlação entre abrasometria a três corpos e a esclerometria pendular.

5.5 - Conclusões Parciais

As ligas binárias Al-Si foram ensaiadas em esclerômetro pendular, descrito no Capítulo 4. Dos resultados obtidos, pode-se concluir que:

1) Dentro da faixa de matéria removida (0,2 a 4 mg) e nas condições tribológicas utilizadas, os cavacos observados foram do tipo empilhado, contínuo e ligeiramente serrilhado. Entretanto, tais mudanças não conduziram a significativas mudanças no comportamento da energia específica em função da profundidade do risco;

2) A relação de q e k do modelo multiplicativo, apresenta-se bastante útil na análise de resultados de esclerometria pendular, permitindo a classificação dos materiais estudados.

3) Com base no diagrama $q \times k$ e na análise dos mecanismos atuantes, verificou-se que as ligas Al-Si apresentam um comportamento semelhante ao obtido nos ensaios de desgaste abrasivo a três corpos. Estes resultados, embora necessitem de maior volume de dados para serem generalizados, aparece como

-uma alternativa bastante promissora para o estudo do processo de desgaste abrasivo.

6 - CONCLUSÕES

O presente trabalho procurou analisar o efeito de vários parâmetros tribológicos no comportamento em abrasão de materiais polifásicos. Com esta finalidade, várias ligas binárias do sistema Al-Si, adotado como sistema-modelo, foram produzidas e caracterizadas sob o ponto de vista de abrasão. A seguir, são apresentadas as principais conclusões, que se constituem em uma síntese das conclusões parciais dos Capítulos 2,3,4 e 5.

1 - Evidenciou-se, de forma categórica, o caráter sistêmico do processo abrasivo. As ligas estudadas, apresentaram uma inversão de comportamento ao se mudar o sistema tribológico: os ensaios de desgaste abrasivo a dois corpos mostraram a presença de um máximo na taxa de desgaste em função da fração volumétrica de Silício, enquanto que os ensaios de desgaste a três corpos evidenciaram a existência de um mínimo;

2 - Nos ensaios a dois corpos, a perda de resistência ao desgaste das ligas hipoeutéticas foi associada à transição microsulcamento / microcorte. Nas ligas hipereutéticas, o Silício primário conduziu a uma significativa melhoria na resistência ao desgaste, em função de sua maior resistência ao riscamento. Essa diferença de comportamento, entre o Silício eutético e primário, ilustra a importância do tamanho relativo entre os microeventos e as fases. A evolução do atrito aparente, evidenciou uma proporcionalidade direta entre este

parâmetro e a taxa de desgaste. Esta correlação foi confirmada por ensaios de esclerometria retilínea. Entretanto, dada à complexidade deste, nenhuma conclusão genérica pôde ser estabelecida;

3 - Nos ensaios a três corpos, a melhoria da resistência ao desgaste pode ser atribuída à menor relação riscos/identificações. Nas ligas hipereutéticas, o microlascamento conduziu a um acréscimo da taxa de desgaste, reduzindo a resistência destas ligas;

4 - As tentativas de modelizar o comportamento destas ligas a partir das leis já estabelecidas, não conduziram a resultados satisfatórios. Mostrou-se, assim, a necessidade de se considerar outras variáveis associadas ao tribosistema como, por exemplo, o tamanho relativo entre os microeventos e as fases, bem como a natureza das solitações impostas;

5 - Com o propósito de simular o processo de desgaste abrasivo a três corpos, foi projetado, construído e avaliado um esclerômetro pendular, com quatro escalas de energia. Os resultados obtidos na calibração permitiram concluir que o mesmo apresentou características técnicas satisfatórias, mesmo quando comparado com a norma ASTM E23-66;

6 - Os ensaios conduzidos no esclerômetro pendular, apresentaram um comportamento similar ao verificado nos ensaios a três corpos. Nos ensaios de esclerometria pendular, o desempenho das ligas foi facilmente analisado pelos coeficientes q e k , obtidos através do modelo de potência. A boa correlação apresentada por estes dois testes, coloca a

esclerometria pendular como uma alternativa muito promissora para o estudo do processo abrasivo.

SUGESTÕES PARA DESENVOLVIMENTOS FUTUROS

Finalmente, como continuidade deste trabalho, sugere-se:

1 - A realização de uma investigação mais detalhada sobre o processo de atrito relacionado com o desgaste abrasivo a dois corpos.

2 - A realização de testes de esclerometria pendular em uma ampla gama de materiais, de tal forma a obter resultados mais genéricos com relação a esta simulação, bem como sua correlação com ensaios globais. Sugere-se ainda, a realização de ensaios que produzam riscos com menores dimensões, obtendo então uma maior aproximação entre os riscos da esclerometria pendular e os produzidos pela abrasão a três corpos.

7 - REFERENCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 - MISRA, A. e FINNIE, J.; A Review of the Abrasive Wear of Metals, Trans. of the ASME. (104): 94-101, 1982.
- 2 - EYRE, T.S.; Wear Characteristics of Metals, Tribology International. (10): 203-212, 1966.
- 3 - JOST, H. P.; Economic Impact of Tribology, Mechanical Engineering. (97): 26-33, 1975.
- 4 - MATHIA, T.; Journal du Frottement Industriel. (14): 20-26, 1982.
- 5 - ROWE, G.; Friction, Wear and Lubrication Terms and Definitions, O.E.C.D.. Paris 1966.
- 6 - ZUM GAHR, K.H.. Abrasive Wear of Two Phase Metallic Materials With a Coarse Microstructure, Anais da Int. Conf. on Wear of Materials. Canadá, 45-58, 1985.
- 7 - SHIN, Y.W., SARGENTE, G.A. e CONRAD, H.; Effects of Microstructure on the Erosion of Al-Si Alloys by Solid Particles, Met. Trans A. (18A): 437-450, 1987.
- 8 - FULCHER, J.K., KOSEL, T.H., e FIORE, N.F.. The Effect of Carbide Volume Fraction on the Low-Stress Abrasion Resistance of High Cr-Mo White Cast Irons, Anais da Int. Conf. on Wear of Materials. Nova Yorque, 432-438, 1981.
- 9 - SAKA, N. e KARALEKAS, D.P.; Friction and Wear of Particle-Reinforced Metal-Ceramic Composites, Anais da Int. Conf. on Wear of Materials. Canadá, 1985.

- 10 - GARRISON, W.M., Jr.; Khrushchov's Rule and The Abrasive Wear Resistance of Multiphase Solids, Wear. (82): 213-220, 1982.
- 11 - SHIVANATH, R. SENGUPTA, P. K. e EYRE, T. S.; Wear of Aluminium - Silicon Alloys, British Foundryman. (70): 349-356, 1977.
- 12 - ANDREWS, J.B., SENEVIRATNE, M.V., e JETT, T.R.; The Influence of Silicon Content on the Wear Characteristics of Hypereutectic Alloys, Anais da Int. Conf. on Wear of Materials. Canadá, 180-185, 1985.
- 13 - SARKAR, A.D.: Wear of Aluminium - Silicon Alloys, Wear. (31):331- 343, 1975.
- 14 - BRYGGMAN, V., HOGMARK, S. e VINGSBO, O.; Mechanisms of Gouging Abrasive Wear of Steel Investigated With the Aid of Pendulum Single Pass Grooving, Anais da Int. Conf. on Wear of Materials. Canadá, 324-331, 1985.
- 15 - CLARKE, J. e SARKAR, A.D.; Wear Characteristics of As Cast Binary Aluminium-Silicon Alloys, Wear. (54):7-16, 1979.
- 16 - Metals Handbook - Metallography, Structure and Phase Diagrams. Vol 8, XVIII edição, 1973.
- 17 - SIQUEIRA, C.J.M. Desenvolvimento de Equipamento para Análise Térmica Diferencial. Tese de Mestrado - Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 1988, 83p.
- 18 - Norma ASTM E562-76 - Determining Volume Fraction by Systematic Manual Point Count.
- 19 - ZUM GAHR, K.H.; How Microstructure Affects Abrasive Wear Resistance, Metal Progress. Setembro, 46-52, 1979.

- 20 - RABINOWICZ, E.; Friction and Wear of Materials. John Willey and Sons Inc. New York, 1965, 244 p.
- 21 - FRANCO, S.D., ZUMPANO Jr, P. e DE MELLO, J.D.B.; Abordagem Global do Estudo do Processo Abrasivo - Parte II: Desenvolvimento e Avaliação de Abrasômetro a Dois e Três Corpos, Anais do I Seminário Sobre Materiais Resistentes ao Desgaste. São Paulo, 47-62, 1989.
- 22 - DE MELLO, J.D.B.; Relatório Final do Projeto CNPq/PADCT, p.70.01.22/85, LEM/UFU, 1988, 75 p.
- 23 - PRASAD, S.V., ROHATGI, P.K.; Mechanisms of Material Removal During Low Stress and High Stress Abrasion of Aluminium Alloy - Zircon Particle Composites, Materials Science and Engineering. (80): 213-220, 1986.
- 24 - LAMY, B.; Simulation of Two-body Wear Process: Material Removal Visualization, Energetic Approach, Mécanique-Matériaux-Electricité. (365-366): 201-205, Maio-Junho 1980.
- 25 - POHL, M.. Mechanisms of Wear, Seminário-Escola Politécnica da USP-EPUSP, São Paulo, 1989. 67p.
- 26 - MATHIA, T.G. e LAMY, B.; Sclerometric Investigations of Nearly Brittle Materials, Anais da Inst. Conf. on Wear of Materials. Canadá, 485-490, 1985.
- 27 - DE MELLO, J.D.B.; Structures Metallurgiques et Caractérisation de L'Abrasion des Fonte Blanches au Chrome. Tese de Doutorado - Institute National Polytechnique de Grenoble, França, 1983, 141 p.
- 28 - MATHIA, T. e ENCRENAZ, B.; Hysteresis in the Abrasive Wear of Brittle Solids, Wear. (73): 73-77, 1981.

- 29 - SEDRICKS, A.J. e MULHEARN, T.O.; Mechanims of Cutting and Rubbing in Simulated Abrasive Processes, Wear. (16): 457-466, 1963.
- 30 - GRAHAM, D. e BAUL, R.M.; An Investigation into the Mode of Mode Removal in the Grinding Process, Wear. (19): 301-314, 1972.
- 31 - SEDRIKS, A.J. e MULHEARN, T.O.; The Effect of Work-Hardening on the Mechanics of Cutting in Simulated Abrasive Process, Wear (7): 451-459, 1964.
- 32 - GANE, N. e SKINNER, J.; The Friction and Scratch Deformation of Metals on a Microscale, Wear. (24): 207-217, 1973.
- 33 - HORNBOGEN, E.; Description of Wear of Materials With Isotropic and Anisotropic Microstructures, Anais da Int. Conf. on Wear of Materials. Canadá, pp. 477, Abril, 1985.
- 34 - Metals Handbook. 9ª edição, Vol.1, ASM, 1978, p. 597-638.
- 35 - SIMM, W. e FRETI, S. Abrasive Wear of Multiphase Materials, Wear. (129): 105-121, 1989.
- 36 - KHRUSCHOV, M.M.; Principles of Abrasive Wear, Wear. (28): 69-88, 1974.
- 37 - ZUM GAHR, K.H.; Abrasive Wear of Two Phase Metallic Materials With a Coarse Microstructure, Anais da Int. Conf. on Wear of Materials. Canadá, 45.58, Abril, 1985.
- 38 - HOVIS, S.C.; TALIA, J.E. e SCATTERGOOD, R.O.; Erosion in Multiphase Systems, Wear. (108): 139-155, 1986.

- 39 - BORIK, F.; Using Tests to Determine the Influence of Metallurgical Variables on Abrasion, Metal Engineering Quarterly. (12): 33-39, 1972.
- 40 - MOORE, M.A.; A Review of Two - Body Abrasive Wear, Wear (27): 1-17, 1974.
- 41 - Norma ABNT MB-481 - Grãos Abrasivos Aplicados em Lixas.
- 42 - Boletins Técnicos da COBRAL ABRASIVOS E MINÉRIOS LTDA.
- 43 - NOGUEIRA, R.E.F.Q. e DE MELLO, J.D.B.; Esclerometria Aplicada ao Estudo do Desgaste Abrasivo: Potencialidades da Técnica. Construção e Avaliação de Esclerômetro Retilíneo, Anais do XLIII Congresso da ABM. Belo Horizonte, Outubro, 1988.
- 44 - NOGUEIRA, R.E.F.Q.; Esclerometria Aplicada ao Estudo do Desgaste Abrasivo. Tese de Mestrado. Universidade Federal de Uberlândia, Uberlândia, 1988. 80 p.
- 45 - AVERY, H.S.; Classification and Precision of Abrasion Tests, Anais da Int. Conf. on Wear of Materials. 1977, p 148-157.
- 46 - SZUDER, A.; Contribution Experimentale a L'Etude du Rodage Plan. Tese de Doutorado - Universite Claude Bernard - Lyon, França, 1977, 94 p.
- 47 - LARSEN-BADSE, J. e PREMARANTNE, B.; Anais da Int. Conf. on Wear of Materials. 1983, p 161-168.
- 48 - ZUM GAHR, K.H. e ELDIS, G.T.; Abrasive Wear of White Cast Irons, Wear. (64): 175-194, 1980.
- 49 - NATHAN, G.K. e JONES, W.J.D.; The Empirical Relationship Between Abrasive Wear and the Applied Conditions, Wear (9): 300-309, 1966.

- 50 - BASURAY, P.K, MISRA, B.K. e LAL, G.K.; Transition from Ploughing to Cutting During Machining With Blunt Tools, Wear. (43): 341-349, 1977.
- 51 - NOGUEIRA, R.E.F.Q. e DE MELLO, J.D.B.; Abrasão do Quartzo: um Estudo Esclerométrico, Anais do VIII CBCIMAT. Campinas, SP, p 451-456, 1988.
- 52 - BREDELL, L.J. e PRINS, F.J.; Microcutting of Steel Using Pyramidal Diamonds with Different Apex Angles, Wear. (76): 177-189, 1982.
- 53 - MISRA, A. e FINNIE, I.; Correlations Between Two-Body and Three-Body and Erosion of Metals, Wear. (68): 33-39, 1981.
- 54 - MARATRAY, F.; Evolutions des Idées Concernant L'Abrasion Industrie Minérale - Colloque Abrasion. (Número Especial): 17-29, 1972.
- 55 - SPURR, R.T.; The Abrasive Wear of Metals, Wear. (65): 315-324, 1981.
- 56 - BRYGGMAN, V., HOGMARK, S. e VINGSBO, O.; Evaluation of Abrasion by Means of Controlled Grooving, Anais do IV Int. Abrasion Colloquium. Grenoble, 5-1 a 5-14, 1979.
- 57 - SODERBERG, S., BRYGGMAN, V. e CANALES, A.; Influence of Precipitation and Solution Strengthening on Abrasive Wear Resistance, Anais da Int. Conf. on Wear of Materials. Canadá, 645-653, 1985.
- 58 - FERRARESI, D.; Ensaios de Usinabilidade dos Metais. In: FERRARESI., D., Fundamentos da Usinagem dos Metais. São Paulo, Edgard Blücher, 1977. p. 566-645.

- 59 - LAMY, B.; Material Removal and Surface Flow by an Abrasive Smock, Mecanique-Matériaux-Electricité. (673): 27-32, Jan. 1981.
- 60 - MERIAM, J.L.; Dinâmica. Rio de Janeiro, LTC, 1976, 524 p.
- 61 - Norma ASTM E23-66 - Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials
- 62 - BACKER, W.R., MARSHALL, E.R., e SHAW, M.C.; The Size Effect in Metal Cutting, Trans. ASME. (74): 61-72, 1952.
- 63 - MISRA, A. e FINNIE, I.; On the Size Effect in Abrasive and Erosive Wear, Wear. (65): 359-373, 1981.
- 64 - LAMY, B.; Contribution a L'etude Phenomenologique de L'enlevement de Matiere et de la Deformation des Surfaces Antagonistes dans les Process D'abrasion. Tese de Doutoradc - Universite de Haute Alsace, França, 1982, 175 p.
- 65 - HONEYCOMBE, R.W.K.; The Plastic Deformation of Metals. Londres, ed. Edward Arnold, 1968.
- 66 - TRENT, E.M.; Metal Cutting. 2ª. Edição, Londres, Ed. Butterworths.

8 - ANEXOS

8.1 - Anexo I - Desenvolvimento de "Software" para Informatização da Determinação do Atrito Aparente.

Como mencionado no capítulo 3, a necessidade de uma maior eficiência e confiabilidade na obtenção do atrito aparente (F_t/F_n), levou à informatização da determinação da força tangencial F_t do abrasômetro, na sua versão a dois corpos.

O *software* desenvolvido permite a aquisição, tratamento estatístico e armazenamento em disco, do esforço tangencial atuante durante o ensaio. A figura 8.1 mostra a interação entre as várias subrotinas que compõem o programa, desenvolvido em *Basic* compilado.

O programa apresenta-se ao operador de forma conversacional e simplificada, contendo dois níveis de opções a saber: *menu* primário e *menu* secundário.

No primeiro nível de opções, três possibilidades são apresentadas:

AQUISIÇÃO

TRATAMENTO DE DADOS JÁ ADQUIRIDOS

FIM

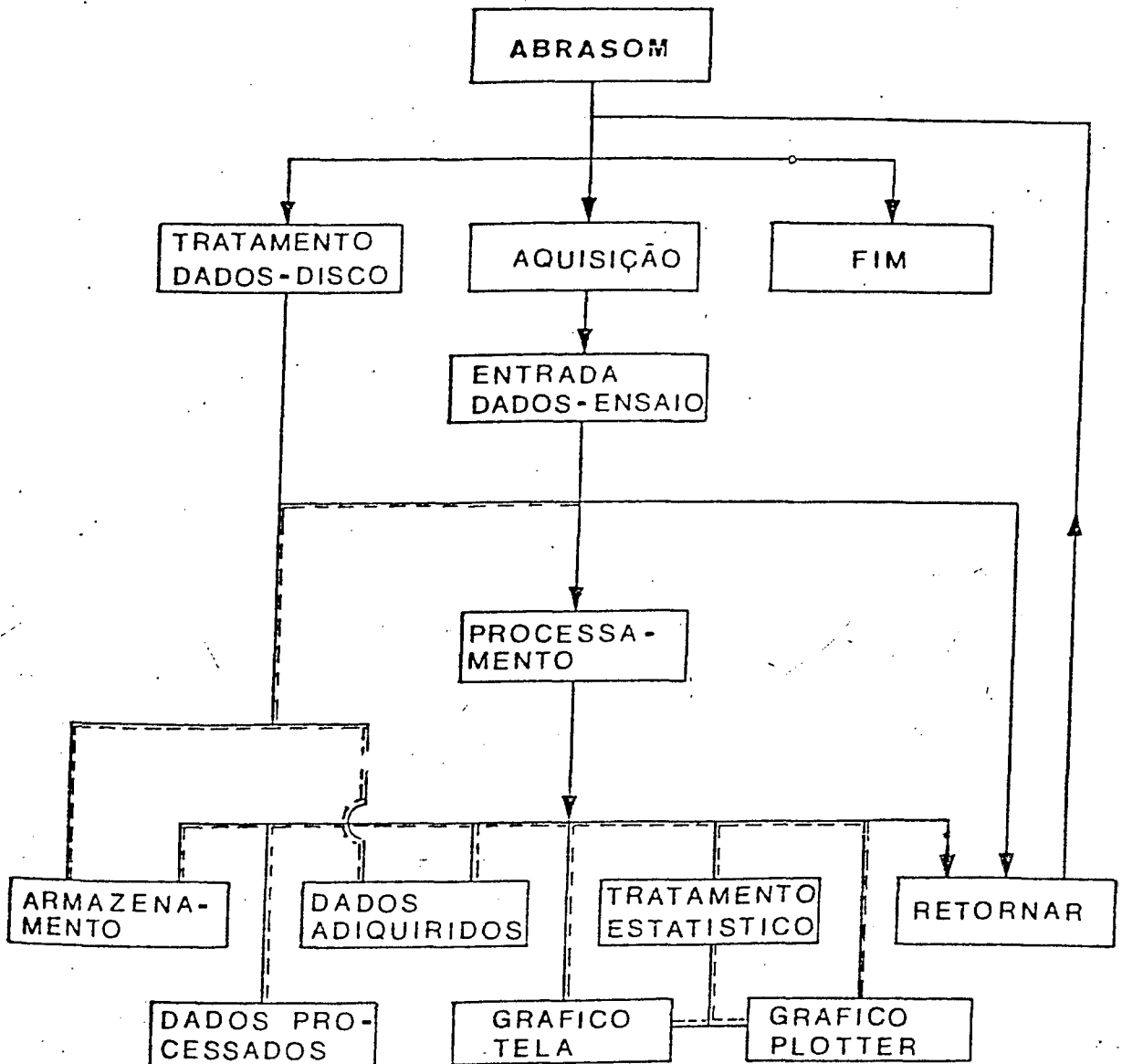


Figura 8.1 - Diagrama explicativo da rotina ABRASOM.

Na opção AQUISIÇÃO, os dados referentes ao ensaio são adquiridos e digitalizados com taxa de amostragem de 140 pontos por segundo. O início e o fim de aquisição são controlados automaticamente pelo microcomputador. Os dados podem ser

obtidos através da segunda opção do *menu* principal, onde os dados são lidos de arquivos.

Após a leitura ou aquisição dos dados, o *menu* secundário é apresentado, permitindo a realização de várias opções, como mostrado abaixo :

DADOS ADQUIRIDOS
PROCESSAMENTO
DADOS PROCESSADOS
GRÁFICO NA TELA
TRATAMENTO ESTATÍSTICO
PLOTAR
ARMAZENAR DADOS
RETORNAR AO MENU PRINCIPAL

As opções DADOS ADQUIRIDOS e ARMAZENAR DADOS, asseguram a observação e armazenamento dos dados adquiridos ou extraídos de arquivos, respectivamente. A seguir, estes dados, ainda sob a forma de tensão, podem ser convertidos em força, via PROCESSAMENTO e suavizados, através de média flutuante.

O fluxo de operações é controlado, de tal forma, que um mesmo arquivo não seja tratado mais de uma vez.

A visualização do esforço tangencial na tela é assegurada através da subrotina GRÁFICO NA TELA, que permite a seleção de regiões para tratamento estatístico localizado, através da opção TRATAMENTO ESTATÍSTICO. A figura 8.2 reproduz resultados obtidos nesta opção, para uma amostra de Al-21% Si ensaiada com carga de 9,7 N.

AMOSTRA : ESPTESE

CARGA(g) = 502.0
 ROTACAO DISCO(rpm) = 25.0
 ROTACAO AMOSTRA(rpm) = 20.0H
 TIPO DE ABRASIVO = AL203
 GRANULOMETRIA ABRASIVO= 600
 NUMERO DE PONTOS = 4579
 TEMPO AQUIS - CAL : MED(s)= 32.7000 32.0000
 TEMPO EFETIVO DE ENSAIO(s)=CORRIGIR A ROT. DISCO
 COMP AMOSTRAGEM(mm) = 3167

PROCESSAM. ESTATISTICO PARA A FAIXA DE : 1000 - 25000 (Miliseg)
 NUMERO PONTOS TRATADOS= 3434

FORCA NORMAL(N) = 4.930

FORCA TANGENCIAL(N) = 3.772

DESVIO PADRAO = 0.406

VALOR MAXIMO = 5.058

VALOR MINIMO = 2.269

AMPLITUDE = 2.789

REL FORCAS(Ftan/Fnor) = 0.765

Figura 8.2 - Resultado típico da opção TRATAMENTO ESTATÍSTICO.

Finalmente, através da opção PLOTAR, o programa permite a apresentação dos resultados em traçador gráfico.

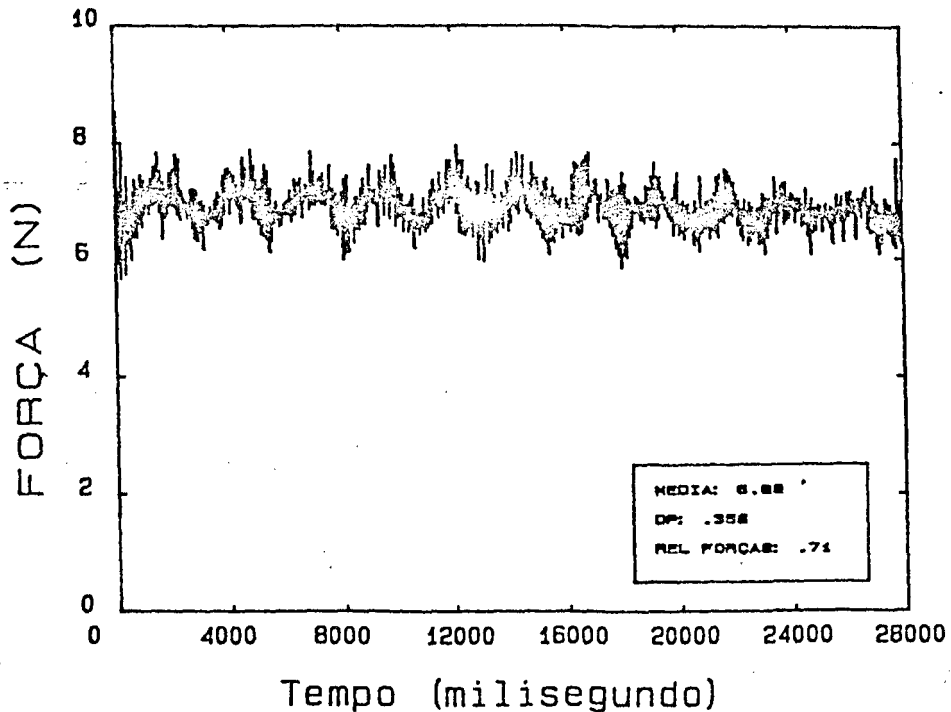
A figura 8.3, apresenta um resultado típico, obtido em amostra de Al-21% Si com carga de 9,7 N. No canto inferior direito, são apresentados também, os resultados do tratamento estatístico da região considerada, contendo os valores da

ABRASOMETRIA

Carga: 9.65 N
Vel Disco: 25 rpm

Amostra: 1AL21S10

Vel Amostra: 20 rpm / H
Abrasivo: AL203 600



LEM/UFU

Figura 8.3 - Gráfico obtido em traçador gráfico utilizando a opção PLOTAR.

média e desvio-padrão da força tangencial, e o valor do atrito aparente. Assim a análise dos esforços tangenciais no ensaio a dois corpos, tornou-se simplificada e confiável.