

**ANÁLISE DO DESGASTE EROSIVO POR PARTÍCULA SÓLIDA
EM SUPERLIGAS À BASE DE NÍQUEL**

ROGÉRIO LAGO MAZUR

Dissertação apresentada à Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista - UNESP, para obtenção do título de Mestre em Engenharia Mecânica.

Orientador: Prof. Dr. Sérgio João Crnkovic

Guaratinguetá

2004



UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
CAMPUS DE GUARATINGUETÁ

“ANÁLISE DO DESGASTE EROSIVO POR PARTÍCULA SÓLIDA EM
SUPERLIGAS À BASE DE NÍQUEL”

ROGÉRIO LAGO MAZUR

ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
“MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA”

PROGRAMA: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA: PROJETOS E MATERIAIS

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO



Prof. Dr. João Andrade de Carvalho Júnior
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:



Prof. Dr. SÉRGIO JOÃO CRNKOVIC
Orientador / Unesp-Feg



Prof. Dr. JOSÉ GERALDO TRANI BRANDÃO
Unesp-Feg



Prof. Dr. NECESIO GOMES COSTA
UNIFEI

Novembro de 2004

DADOS CURRICULARES

ROGÉRIO LAGO MAZUR

NASCIMENTO: 15.02.1965 – Recife - PE

FILIAÇÃO: Julio Mazur
Velêda Lago Mazur

1987/1991: Curso de graduação em Engenharia Mecânica
Universidade Estadual Paulista - UNESP
Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá

2002/2004: Mestre em Engenharia Mecânica
Universidade Estadual Paulista – UNESP
Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá

DEDICATÓRIA

Dedico este trabalho ao meu pai Julio, pela compreensão e apoio que vem me dando nestes últimos anos e de modo especial, a minha mãe Velêda, pela dedicação, carinho e amor incondicional que ela sempre me deu durante toda a sua vida.

E acima de tudo, a Deus, que me concedeu o milagre da vida.

AGRADECIMENTOS

Ao meu orientador Prof. Dr. Sérgio João Crnkovic pela paciência, confiança e incentivo durante a execução deste trabalho.

Aos professores da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá, que participaram direta e indiretamente na realização deste trabalho e, em especial ao Prof. Dr. Luiz R. Carroci, Prof. Dr. Marcelo S. Pereira, e ao Prof. Dr. Tomás M. Hashimoto.

A todos os funcionários da Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá e, especialmente aos técnicos do departamento de materiais e tecnologia, pela ajuda na execução dos principais componentes do dispositivo de ensaio.

A todos os colegas do campus de Guaratinguetá e, especialmente ao M. Edgar P. Perez, pela ajuda na construção do bico injetor.

A Villares Metals, pelo fornecimento da barra da superliga 'Inconel 600'.

Ao IPT (Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo), pelo fornecimento da partícula erosiva (areia) utilizada no experimento.

Ao CTA (Centro Técnico e Aeroespacial), pela realização das análises químicas.

A CAPES (Coordenação de Aperfeiçoamento de Ensino Superior), pela concessão de bolsa de estudo.

A todas as demais pessoas que direta ou indiretamente colaboraram na execução deste trabalho.

EPÍGRAFE

“Qualquer caminho é apenas um caminho e não constitui insulto algum - para si mesmo ou para os outros - abandoná-lo, quando assim ordena o seu coração.(...) Olhe cada caminho com cuidado e atenção. Tente-o tantas vezes quanto julgar necessário... Então, faça a si mesmo e apenas a si mesmo uma pergunta: possui esse caminho um coração? Em caso afirmativo, o caminho é bom. Caso contrario, esse caminho não possui importância alguma”.

“Os ensinamentos de Don Juan, Carlos Castañeda”, citado no livro “O Tão da Física, Fritjof Capra”.

SUMÁRIO

Folha de rosto	01
Folha de aprovação	02
Dados curriculares	03
Dedicatória	04
Agradecimento	05
Epígrafe	06
Sumário	07
Lista de figuras	10
Lista de tabelas	14
Lista de abreviaturas e símbolos	15
Resumo	16
Abstract	17
1.0 INTRODUÇÃO	18
1.1 – Considerações iniciais.....	18
1.2 – Objetivo.....	21
2.0 REVISÃO DA LITERATURA	22
2.1 – Superligas	22
2.1.1 - Introdução.....	22
2.1.2 - Classificação das superligas	23
2.1.3 - Superligas à base de níquel.	23
2.1.4 - Microestrutura.....	24
2.1.5 - Superliga ‘Nimonic 80 A’.....	25
2.1.6 - Superliga ‘Inconel 600’.....	26
2.2 – Tipos de desgaste	27
2.3 – Erosão por partícula sólida.....	28
2.4 – Influência das características de impacto.....	30

2.4.1 - Efeito do ângulo de impacto da partícula sobre a taxa de erosão	30
2.4.2 - Efeito da velocidade de impacto da partícula sobre a taxa de erosão	31
2.4.3 - Efeito do fluxo da partícula sobre a taxa de erosão.....	32
2.5 – Influência das características da partícula.....	33
2.5.1 - Efeito da forma da partícula sobre a taxa de erosão	33
2.5.2 - Efeito do tamanho da partícula sobre a taxa de erosão.....	33
2.5.3 - Efeito da dureza da partícula sobre a taxa de erosão.....	36
2.5.4 - Efeito da friabilidade da partícula sobre a taxa de erosão	36
2.6 – Influência das características do material	36
2.6.1 – Efeito de alguns mecanismos de aumento de resistência sobre a taxa de erosão	36
2.6.2 – Efeito das propriedades mecânicas sobre a taxa de erosão	39
2.7 – Mecanismos de erosão em materiais dúcteis	42
2.7.1 - Mecanismo de erosão por corte ou microusinagem	42
2.7.2 - Mecanismo de erosão por fadiga	44
2.7.3 - Mecanismo de erosão por fratura	45
2.7.4 - Mecanismo de erosão por fusão	46
2.7.5 - Mecanismo de erosão por deformação plástica.....	46
2.8 – Mecanismos de erosão em materiais frágeis.....	50
2.9 – Dispositivo de ensaio de erosão por partícula sólida em meio gasoso.....	51
2.10 – Dispositivo medidor de velocidade de impacto da partícula erosiva	52
3.0 MATERIAIS E MÉTODOS	54
3.1 – Materiais.....	54
3.1.1 - Superligas ‘Nimonic 80 A’ e ‘Inconel 600’.....	54
3.1.2 - Partícula erosiva.....	54
3.2 – Corpos de prova	54
3.2.1 - Corpo de prova de tração	54
3.2.2 - Corpo de prova de erosão.....	55
3.3 – Ensaio mecânicos	55

3.3.1 - Ensaio de dureza	55
3.3.2 - Ensaio de tração	55
3.4 – Ensaio de erosão por partícula sólida em meio gasoso.....	56
3.4.1 - Sistema de ensaio de erosão por partícula sólida em meio gasoso do tipo jato de impacto	56
3.4.2 - Descrição dos componentes do dispositivo de ensaio de erosão	58
3.4.3 - Dispositivo duplo disco.....	64
3.5 – Parâmetros do ensaio de erosão.....	66
3.6 – Metodologia do ensaio de erosão	67
3.7 – Microscopia óptica.....	68
4.0 RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	69
4.1 – Caracterização dos materiais	69
4.1.1 - Análise química	69
4.1.2 - Micrografias.....	71
4.1.3 - Tamanho de grão	73
4.1.4 - Forma das partículas erosivas.....	73
4.1.5 - Ensaio de dureza	74
4.1.6 - Ensaio de tração.....	75
4.2 – Ensaio de erosão por partículas sólidas em superligas à base de níquel	76
4.2.1 - Estado estacionário	76
4.2.2 - Velocidade média de impacto das partículas erosivas.....	77
4.2.3 - Análise do ensaio de erosão por partículas sólidas em função do ângulo de impacto e correlação com as propriedades mecânicas	78
5.0 CONCLUSÃO.....	90
6.0 SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	92
7.0 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	93

LISTA DE FIGURAS

FIGURA 1.1 - Desgaste erosivo sobre as palhetas da turbina de uma aeronave.....	19
FIGURA 2.1 - Evolução microestrutural das superligas à base de níquel. No retângulo à esquerda, a microestrutura da superliga ‘Nimonic 80 A’.....	26
FIGURA 2.2 - Perda e ganho de massa de um material (alumínio), em função massa de partículas impactadas.....	28
FIGURA 2.3 - Ângulo de impacto da partícula erosiva (θ) sobre a superfície do material alvo.....	30
FIGURA 2.4 - Taxa de erosão em função do ângulo de impacto para um material dúctil (AL 1100-O) e para um material frágil (Al_2O_3).....	31
FIGURA 2.5 - Taxa de erosão de uma liga de cobre em função da velocidade de impacto, para dois ângulos testados 20° e 90°	32
FIGURA 2.6 - Taxa de erosão de um aço com 11% de Cromo (Cr), em função do tamanho de partículas de quartzo, em diferentes velocidades, no ângulo de impacto de 90°	34
FIGURA 2.7 - Efeito do tamanho da partícula sobre o modo de desgaste erosivo.....	35
FIGURA 2.8 - Resistência ao desgaste erosivo ($1/E$) em função da dureza Vickers (HV). Parâmetros: velocidade 76m/s, ângulo 20° , tamanho da partícula $250\mu m$	40
FIGURA 2.9 - Taxa de erosão em função do ângulo de impacto. Linha cheia: curva real, Linha tracejada: curva teórica.....	43
FIGURA 2.10 - Representação esquemática da explicação dada por Bitter.....	44
FIGURA 2.11 - Representação esquemática do mecanismo de erosão por fadiga.....	45

FIGURA 2.12 - Representação esquemática do mecanismo de erosão por fratura.....	45
FIGURA 2.13 - Representação esquemática do mecanismo de erosão por fusão.....	46
FIGURA 2.14 - Superfície de cobre impactada por esfera de aço. As fotos (a) e (c) mostram cobre recozido e as fotos (b) e (d) mostram cobre encruado.....	47
FIGURA 2.15 - Cratera formada pelo impacto de uma única partícula sobre uma superfície de alumínio 1100-O.....	48
FIGURA 2.16 - Seqüência de micrografias mostrando o processo de remoção de material na erosão da liga de alumínio 7075-T6.....	49
FIGURA 2.17 - Seqüência de impactos mostrando o mecanismo de extrusão: (1) formação de plaquetas, (2) remoção de plaquetas.....	49
FIGURA 2.18 - Representação esquemática do dispositivo de ensaio de erosão por partícula sólida em meio gasoso do tipo jato de impacto.....	52
FIGURA 2.19 - Representação esquemática do dispositivo duplo disco, para a medição da velocidade média de impacto das partículas erosivas.....	53
FIGURA 3.1 - Representação esquemática do sistema de ensaio de erosão por partícula sólida em meio gasoso do tipo jato de impacto.....	56
FIGURA 3.2 - Na imagem central, o dispositivo de ensaio de erosão por partícula sólida em meio gasoso do tipo jato de impacto. Nas laterais, os seus respectivos detalhes: secador (D), controlador de pressão (E), bico injetor (F), alimentador de partículas e vibrador (G), bocal (H), amostra (I) e o dispositivo duplo disco.	57
FIGURA 3.3 - Representação esquemática do funcionamento de um secador regenerativo por adsorção com sílica gel.....	59
FIGURA 3.4 - Secador regenerativo por adsorção com sílica gel.....	60

FIGURA 3.5 -	Controlador de pressão e vazão do dispositivo de ensaio de erosão do tipo jato de impacto.....	61
FIGURA 3.6 -	Representação esquemática do bico injetor com efeito venturi....	62
FIGURA 3.7 -	Bico injetor utilizado para se introduzir um segundo componente (partícula erosiva) dentro do sistema.....	62
FIGURA 3.8 -	Alimentador de partículas e vibrador (motor com uma massa excêntrica).....	63
FIGURA 3.9 -	Bocal e suporte da amostra do dispositivo de ensaio, para um ângulo de impacto de 90°	64
FIGURA 3.10 -	Representação esquemática do dispositivo duplo disco para determinação da velocidade de impacto das partículas erosivas..	65
FIGURA 3.11 -	Representação esquemática do disco (2). A 1ª marca foi feita em uma condição estática, enquanto que a 2ª marca foi feita em uma condição dinâmica.....	65
FIGURA 3.12 -	(a) Dispositivo duplo disco; (b) detalhes do dispositivo	66
FIGURA 4.1 -	Micrografia da superliga ‘Nimonic 80 A’ na condição como fornecida (aumento de 500x).....	71
FIGURA 4.2 -	Micrografia da superliga ‘Inconel 600’ na condição como fornecida (aumento de 500x).....	71
FIGURA 4.3 -	Micrografia do aço baixa liga ‘PS 67’, tratado termicamente (aumento de 100x).....	72
FIGURA 4.4 -	Micrografia das partículas erosivas de forma angular (aumento de 60x).....	74
FIGURA 4.5 -	Volume removido de material em função da massa de partículas erosivas impactadas. Superliga ‘Nimonic 80 A’ (◆) e aço baixa liga ‘PS 67’ (■).....	77

- FIGURA 4.6 - Taxa de erosão no estado estacionário, em função do ângulo de impacto do fluxo de partículas sólidas em meio gasoso, das superligas ‘Nimonic 80 A’ (◆), ‘Inconel 600’ (▲) e do aço baixa liga PS 67 (■)..... 81
- FIGURA 4.7 - Taxa de erosão em função do ângulo de impacto do fluxo de partículas sólidas, da superliga ‘Inconel 600’ e do aço baixa liga ‘PS 67’, para um nível de confiança de 95%..... 82
- FIGURA 4.8 - Taxa de erosão em função do ângulo de impacto do fluxo de partículas sólidas, da superliga ‘Nimonic 80 A’ e do aço baixa liga ‘PS 67’, para um nível de confiança de 95%..... 84
- FIGURA 4.9 - Taxa de erosão em função do ângulo de impacto do fluxo de partículas sólidas, das superligas ‘Nimonic 80 A’ e ‘Inconel 600’, para um nível de confiança de 95%..... 86

LISTA DE TABELAS

TABELA 2.1 -	Principais parâmetros que influenciam o desgaste erosivo a temperatura ambiente.....	29
TABELA 4.1 -	Composição química em peso das superligas ‘Nimonic 80 A’, ‘Inconel 600’ e do aço baixa liga ‘PS 67’.....	69
TABELA 4.2 -	Tamanho de grão (ASTM-G/E-112) das superligas ‘Nimonic 80 A’, ‘Inconel 600’ e do aço baixa liga ‘PS 67’.....	73
TABELA 4.3 -	Dureza Vickers das superligas ‘Nimonic 80 A’, ‘Inconel 600’ e do aço baixa liga ‘PS 67’.....	74
TABELA 4.4 -	Resultados dos ensaios de tração das superligas ‘Nimonic 80 A’, ‘Inconel 600’ e do aço baixa liga ‘PS 67’.....	75
TABELA 4.5 -	Perda volumétrica das superligas ‘Nimonic 80 A’, ‘Inconel 600’ e do aço baixa liga ‘PS 67’, em função dos ângulos de impacto do fluxo de partículas sólidas.....	79
TABELA 4.6 -	Taxa de erosão das superligas ‘Nimonic 80 A’, ‘Inconel 600’ e do aço baixa liga ‘PS 67’, em função dos ângulos de impacto do fluxo de partículas sólidas.....	80

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

A	Alongamento
ASTM	American Society for Testing and Materials
b	Expoente da velocidade
D	Densidade
E	Taxa de erosão
g	Gramma
h	Profundidade
HV	Dureza Vickers
IPT	Instituto de Pesquisas Tecnológicas
k	Constante
LDV	Laser Doppler Velocímetro
mm ³	Milímetro cúbico
M	Diferença entre massa inicial e final do corpo de prova de erosão
M _i	Massa inicial do corpo de prova de erosão
M _f	Massa final do corpo de prova de erosão
M _p	Massa de partículas impactadas
n	Coefficiente de encruamento
PIB	Produto interno bruto
r	Raio
V	Velocidade de impacto das partículas
Vol	Volume removido
x	Distância entre as 1ª e 2ª marcas no disco (2)
θ	Ângulo de impacto do fluxo de partículas sólidas
σ_e	Tensão limite de escoamento
σ_t	Tensão limite de resistência à tração
(1/E)	Resistência ao desgaste erosivo
γ	Gama

MAZUR, R. L. “**Análise do desgaste erosivo por partícula sólida em superligas à base de níquel**”. 95 páginas; Guaratinguetá - São Paulo; 2004; Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica; Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá; Universidade Estadual Paulista – UNESP.

RESUMO

As superligas à base de níquel são aplicadas nos mais diversos e complexos sistemas de engenharia, entretanto há poucos dados sobre o comportamento erosivo destas superligas frente ao impacto de partículas sólidas em um fluxo gasoso. A erosão por partícula sólida é um fenômeno complexo e caracteriza-se pela deformação e remoção de material durante o impacto das partículas, gerando elevadas temperaturas. As superligas à base de níquel ‘Nimonic 80 A’ e ‘Inconel 600’, são materiais que possuem ótimas propriedades mecânicas em elevadas temperaturas, por este motivo, as suas características quanto à erosão em temperatura ambiente, serão medidas e analisadas, em vista da perda das propriedades mecânicas dos aços em temperaturas mais altas durante o impacto das partículas. Os ensaios de erosão foram realizados em um dispositivo do tipo jato de impacto ar-areia, onde as partículas erosivas foram introduzidas em um sistema à alta pressão e aceleradas ao longo de um bocal antes de impactar a superfície do material, permitindo simular os principais parâmetros do desgaste erosivo. Os ensaios realizados apresentaram pequenas diferenças para todos ângulos de impacto testados (15°, 30°, 60° e 90°), porém os intervalos de confiança se superpõem para quase todos eles, apesar da marcante diferença entre as propriedades mecânicas das superligas ‘Nimonic 80 A’ e ‘Inconel 600’, não sendo possível estabelecer alguma correlação com a resistência à erosão.

Palavras-chave: desgaste; erosão por partículas sólidas; jato de impacto ar-areia; superligas.

MAZUR, R. L. “**Solid particle erosion in Ni-base superalloys**” 95 p.; Guaratinguetá - São Paulo; 2004; Dissertação de Mestrado em Engenharia Mecânica; Faculdade de Engenharia do Campus de Guaratinguetá; Universidade Estadual Paulista – UNESP.

ABSTRACT

The Ni-base superalloys are applied in several and complex engineering systems, however there are few data about the erosive behaviour of these superalloys regarding the impact of solid particles in a gaseous flow. The solid particle erosion is a complex phenomenon and it is characterized by the deformation and material removal during the impact of the particles generating high temperatures. The Ni-base superalloys ‘Nimonic 80 A’ and ‘Inconel 600’, have excellent mechanical properties in high temperatures, by this reason, their characteristics in erosion at room temperature, will be measured and analyzed, in view of the losses of the mechanical properties of the steels in higher temperatures during the impact of the particles. The erosion tests have been performed in air-sand jet impingement device, where the erosive particles were introduced in a system with high pressure and accelerated along a nozzle before impact the surface of the material, allowing to simulate the main parameters of the erosion wear. The results showed small differences for all impact angles tested (15°, 30°, 60° e 90°), however the reliable intervals have been superimposed for almost all of them, in spite of the great differences among the mechanical properties of the superalloys ‘Nimonic 80 A’ and ‘Inconel 600’, it was not possible to establish some correlation with the erosion resistance.

Keywords: Wear; solid particle erosion; air-sand jet impingement; superalloys

1.0 - INTRODUÇÃO

1.1 – CONSIDERAÇÕES INICIAIS

Com a globalização da economia novos paradigmas foram criados, tendo a competitividade se tornado um fator primordial para a sobrevivência das empresas. A necessidade de respostas mais rápidas ao mercado pela agilização de processos produtivos e diminuição de custos, colocou o desgaste dos materiais como um importante tema para discussões e debates.

A ciência que estuda o desgaste dos materiais é conhecida como Tribologia, este termo foi pronunciado pela primeira vez em 1966, no relatório do Departamento Britânico de Educação e Ciência. Estudos realizados nos últimos anos com o desgaste dos materiais no Reino Unido, têm mostrado que a economia estimada de cerca de 1% do produto interno bruto (PIB) foi significativamente subestimada, agora a Tribologia recebe uma maior atenção, especialmente na educação, pesquisa e aplicação, gerando economias da ordem de 1,3 a 1,6% do produto interno bruto (PIB). O mais importante, é que os primeiros 20% de economia podem ser normalmente obtidos sem investimentos significativos.

O desgaste é definido pela OECD “Organization for Economic Cooperation and Development”, como o dano a uma superfície sólida, geralmente envolvendo perda progressiva do material devido ao movimento relativo entre aquela superfície e uma ou mais substâncias em contato com ela. Dentre todas as formas de desgaste, destaca-se a erosão, que é responsável por 8% de todo o desgaste dos materiais, e ocorre quando um corpo é submetido a interações mecânicas com um fluido, com um ou mais componentes, ou pelo impacto sucessivo de partículas sólidas ou líquidas.

Muitos sistemas de engenharia são severamente afetados pelo desgaste erosivo, que é um importante mecanismo de degradação de materiais. A ação erosiva de partículas movendo-se em altas velocidades, tem produzido muitos danos em tubos e conexões de equipamentos de transporte pneumático de sólidos, podendo citar como exemplo o transporte pneumático de cimento. Trocadores de calor podem sofrer perfurações na extremidade dos tubos, geralmente chamadas de ataque por choque. Nas turbinas hidráulicas, as partículas provenientes do leito do rio também podem ocasionar remoção de material. A erosão causada por partículas sólidas carregadas pelo ar em terrenos poeirentos, pode ser um problema extremamente grave na operação de veículos acionados por turbinas a gás, pois os danos nas pás do compressor podem causar uma redução na vida útil destes componentes da ordem de dez vezes, assim como em hélices de helicóptero, que também sofrem com o mesmo problema. A Figura 1.1 ilustra a erosão nas palhetas de uma turbina, provocadas pelo impacto de gotículas d'água.

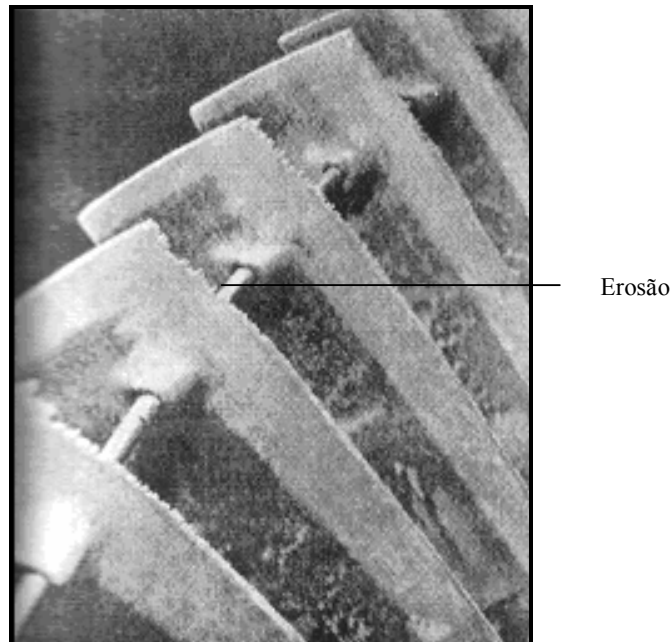


Figura 1.1 – Desgaste erosivo sobre as palhetas da turbina de uma aeronave (BLOCK, 1996).

Erosão por partícula sólida pode ocorrer em meio líquido ou gasoso. Quando o fluxo é constituído por uma mistura de partículas erosivas com um meio líquido, é conhecido como erosão por pasta aquosa. Outros tipos de desgaste erosivo em meio líquido, tais como erosão por cavitação ou erosão por impacto de gotículas d'água também são muito encontrados. Mas quando o fluxo é constituído por uma mistura de partículas erosivas em um meio gasoso, objeto de estudo deste trabalho, é conhecido somente como erosão por partícula sólida. Alguns tipos de filtros são utilizados para tentar separar as partículas sólidas do fluxo, mas grandes quantidades de partículas ainda conseguem passar e adentrar nos sistemas, ocasionando grandes estragos.

Por outro lado, o fenômeno da erosão pode ter aplicações úteis, tais como no corte de materiais, retiradas de incrustações para limpeza de superfícies metálicas e para tratamentos superficiais em metais, tais como o shot-peening, que impõe à superfície um estado de tensões compressivas que melhora a resistência à fadiga.

A indústria aeroespacial é muito afetada pelo desgaste erosivo, principalmente componente de turbinas a gás para aeronaves, como pás, discos e várias partes de compressores e difusores. Há, portanto, uma demanda industrial para materiais adequados que resistam com eficiência à erosão por partículas sólidas e as superligas à base de níquel, vêm sendo utilizadas devido à sua combinação de elevadas propriedades mecânicas a altas temperaturas (acima de 540°C), resistência à corrosão e erosão a quente. As propriedades físicas, químicas e mecânicas de ligas à base de níquel estão satisfatoriamente documentadas, entretanto há poucos dados sobre o comportamento erosivo destas ligas.

A erosão por partícula sólida nos materiais metálicos se caracteriza por um processo de impacto com grande deformação plástica, gerando elevadas temperaturas e podendo ocasionar possíveis alterações microestruturais sobre a superfície do material. As superligas à base de níquel, 'Nimonic 80 A' e 'Inconel 600', são materiais

que possuem ótimas propriedades mecânicas em elevadas temperaturas de trabalho, por este motivo, as suas características quanto à erosão em temperatura ambiente, serão medidas e analisadas, em vista das possíveis perdas das propriedades mecânicas dos aços em temperaturas mais altas durante o impacto das partículas.

1.2 - OBJETIVOS

Os objetivos deste trabalho de pesquisa são:

- (a) Desenvolvimento de um dispositivo de ensaio de erosão por partícula sólida em meio gasoso do tipo jato de impacto.
- (b) Determinar o comportamento da taxa de erosão das superligas ‘Nimonic 80 A’ e ‘Inconel 600’, em função dos ângulos de impacto do fluxo de partículas sólidas.
- (c) Determinar o desempenho por meio da taxa de erosão da superliga ‘Nimonic 80 A’ em relação à superliga ‘Inconel 600’, a temperatura ambiente.
- (d) Determinar o desempenho por meio da taxa de erosão das superligas ‘Nimonic 80 A’ e ‘Inconel 600’, em relação ao material de referência, o aço baixa liga ‘PS 67’, a temperatura ambiente.
- (e) Determinar a influência das propriedades mecânicas na resistência à erosão das superligas ‘Nimonic 80 A’ e ‘Inconel 600’, a temperatura ambiente.

2.0 - REVISÃO DA LITERATURA

2.1 - SUPERLIGAS

2.1.1 - Introdução

O termo superligas foi utilizado pela primeira vez logo após a Segunda Guerra Mundial, para descrever um grupo de materiais que foram desenvolvidos para serem utilizados em turbinas de aeronaves que necessitavam de alto desempenho em elevadas temperaturas. As superligas, portanto, são definidas como um grupo de materiais que foram projetados para funcionar por longos períodos de tempo, em atmosferas altamente oxidantes e corrosivas, submetidas a temperaturas acima de 540°C, mantendo suas ótimas propriedades mecânicas (DONACHIE, 1985; MEI; SILVA, 1988; BRADLEY, 1988).

Atualmente, as aplicações para as superligas são muito extensas, além de turbinas a gás para aeronaves, incluem-se turbinas a vapor, processamento de metais, veículos espaciais, sistemas nucleares, indústrias químicas e petroquímicas. O ótimo desempenho em temperaturas elevadas é proveniente da alta temperatura de fusão de seus principais elementos básicos, que são: ferro, níquel e cobalto além do cromo e outros elementos, utilizados respectivamente para melhorar a resistência à oxidação e corrosão, como também a resistência mecânica (DONACHIE, 1985; MEI; SILVA, 1988; BRADLEY, 1988).

As superligas contêm uma variedade de elementos, em um grande número de combinações, para proporcionar um ou mais dos seguintes efeitos: resistência a altas temperaturas através do mecanismo de endurecimento por solução sólida (molibdênio, tântalo, tungstênio e rênio), resistência à oxidação (cromo e alumínio), fase estável (níquel), aumento das frações volumétricas de precipitados secundários favoráveis

(cobalto). Outros elementos são adicionados para formar precipitados resistentes, como a fase gama primária (alumínio e titânio) e a fase gama secundária (nióbio), além do carbono para a formação de carbonetos (DONACHIE, 1985; MEI; SILVA, 1988; BRADLEY, 1988).

2.1.2 – Classificação das superligas

As superligas são classificadas, geralmente a partir do elemento que se apresenta em maior quantidade na liga, denominado elemento base. São elas: superligas à base de ferro-níquel, à base de cobalto e à base de níquel (DONACHIE, 1985; MEI; SILVA, 1988; BRADLEY, 1988).

2.1.3 – Superligas à base de níquel

As superligas à base de níquel, objeto de estudo deste trabalho, contém de 30 a 75% de níquel. O níquel é utilizado por apresentar alta tolerância a elementos de liga em solução e também pelo seu alto ponto de fusão (1453°C). Uma de suas principais propriedades é a elevada resistência à corrosão e oxidação associada à mecânica, em meios químicos normalmente agressivos a muitos outros metais. O níquel, se for utilizado como elemento único de revestimento ou de constituição de peças, ou empregado como elemento básico de uma liga, dispensa totalmente a necessidade de tratamento superficial de proteção. O teor de níquel deve ser suficiente para garantir a estabilidade da austenita a temperaturas elevadas. O níquel na condição recozida é suficientemente dúctil para poder ser trabalhado mecanicamente, e na condição encruada apresenta dureza de nível elevado a ponto de garantir uma razoável resistência ao desgaste (BRESCIANI, 1997).

Além da classificação pela composição básica, os materiais metálicos à base de níquel podem ainda ser reunidos em dois grupos (DONACHIE, 1985; MEI; SILVA, 1988; BRADLEY, 1988):

- (a) ligas de níquel endurecidas pelo tratamento térmico de solubilização e precipitação, podendo citar como exemplo a superliga ‘Nimonic 80 A’.
- (b) ligas de níquel endurecidas pela formação de solução sólida, podendo citar como exemplo a superliga ‘Inconel 600’.

As superligas à base de níquel, também empregam o cromo para obter resistência à corrosão e oxidação, através da formação de uma película protetora. Adições de alumínio também são favoráveis na resistência à oxidação, especialmente a temperaturas elevadas (acima de 1000°C), quando a película protetora de óxido de cromo (Cr_2O_3) se torna menos protetora, devido à volatilização e a contribuição da alumina passa a ser crítica. Além disto, o alumínio desempenha papel fundamental nas reações de precipitação (DONACHIE, 1985; MEI; SILVA, 1988; BRADLEY, 1988).

2.1.4 – Microestrutura

As superligas consistem de uma matriz austenítica de fase gama (γ), mais uma variedade de fases secundárias. As principais fases secundárias são: fase gama primária (γ'), ordenada do tipo $\text{Ni}_3(\text{Al,Ti})$, nas ligas de níquel e ferro-níquel e carbonetos MC , M_{23}C_6 , M_6C , M_7C_3 (raro), em todos tipos de ligas, onde o M significa um ou mais tipos de átomos de metal. Em algumas ligas o nióbio é utilizado, formando gama secundário (γ''), podendo citar como exemplo a superliga Inconel 718. Em adição àqueles elementos, que produzem endurecimento por solução sólida e promovem a formação de carbonetos e gama primária (γ'), outros elementos como boro, zircônio, háfnio e cério são adicionados para aumentar as propriedades mecânicas ou químicas (DONACHIE, 1985; MEI; SILVA, 1988; BRADLEY, 1988).

Com a adição de alumínio e titânio, ocorre o endurecimento pela precipitação da fase gama primária (γ'), em uma matriz gama (γ). A resistência aumenta, com o aumento da fração volumétrica de gama primária (γ'). A baixa quantidade de fração volumétrica da fase gama primária (γ'), é encontrada nas primeiras gerações de superligas à base de níquel, onde a fração volumétrica do gama primário estava abaixo de 25% do volume. A fase gama primária (γ'), é comumente esférica nas ligas com baixas frações volumétricas de gama primária (γ'), mas freqüentemente cúbica em ligas à base de níquel, com maiores frações volumétricas do gama primário (γ') (DONACHIE, 1985; MEI; SILVA, 1988; BRADLEY, 1988).

Carbonetos são importantes constituintes de superligas, eles podem proporcionar um certo aumento de resistência a matriz, diretamente (através de endurecimento por segunda fase) ou geralmente, indiretamente (pela estabilização nos contornos de grãos contra excessivo cisalhamento), proporcionando ductilidade desejada. O mais importante carboneto nas superligas é o $M_{23}C_6$, quando corretamente formado nos contornos de grão durante o envelhecimento, aumenta a resistência do contorno de grão (BRADLEY, 1988). O controle do tamanho do grão, é de vital importância, para que se tenha um balanço entre grãos excessivamente finos, que decrescem a resistência à ruptura e fluência; e grãos excessivamente grandes, que reduzem as propriedades de tração e fadiga (DONACHIE, 1985; MEI; SILVA, 1988; BRADLEY, 1988).

2.1.5 – Superliga ‘Nimonic 80 A’

Para aplicações aeroespaciais, onde estão sujeitas à severa sollicitação mecânica e aplicadas em situações onde uma estabilidade superficial é freqüentemente exigida, as superligas à base de níquel, endurecidas pelo tratamento térmico de solubilização e precipitação, geralmente são preferidas, podendo citar como exemplo a superliga ‘Nimonic 80 A’. À esquerda, no retângulo da Figura 2.1, observa-se a microestrutura

da superliga ‘Nimonic 80 A’, onde se observa a precipitação da fase gama primária (γ'), de forma esférica, em uma matriz austenica de fase gama (γ), além da presença do carboneto $M_{23}C_6$ nos contornos de grãos. A partir do retângulo, à medida que se caminha para a direita, verifica-se ao longo da microestrutura, o crescimento da fração volumétrica da fase gama primária (γ'), da forma esférica para a forma cúbica, observável em ligas de última geração. O tratamento térmico para o endurecimento por precipitação de ligas à base de níquel, consiste de um tratamento de solubilização de 970 a 1175°C, seguido por um ou mais tratamento de envelhecimento, entre 600 a 815°C (DONACHIE, 1985; MEI; SILVA, 1988; BRADLEY, 1988).

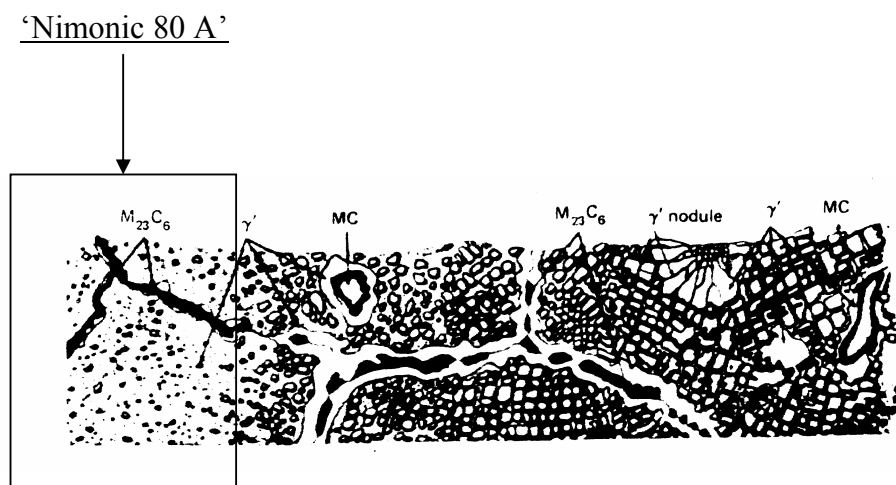


Figura 2.1 – Evolução microestrutural das superligas à base de níquel. No retângulo à esquerda, a microestrutura da superliga ‘Nimonic 80 A’ (DONACHIE, 1985; BRADLEY, 1988).

2.1.6 – Superliga ‘Inconel 600’

A superliga ‘Inconel 600’, base do sistema níquel cromo, é uma solução sólida austenítica, com aproximadamente 76% de níquel, cerca de 15% de cromo e 8% de ferro. Ligas endurecidas pela formação de solução sólida como a ‘Inconel 600’, Inconel 601 e RA 333, são freqüentemente usadas em partes de fornos, equipamentos

de tratamento térmico, equipamentos de processo químico a alta temperatura e usinas nucleares. Hasteloy X, Inconel 601, Inconel 617 e Inconel 625 são usadas em aplicações aeroespaciais. Geralmente estas ligas são tratadas termicamente através de tempera e revenimento, de acordo com as propriedades desejadas. Uma classe adicional de superligas à base de níquel é as ligas endurecidas por dispersão de óxidos, como IN MA 754 ou IN MA 6000E. (DONACHIE, 1985; BRADLEY, 1989; BRESCIANI, 1997).

2.2 –TIPOS DE DESGASTE

Os tipos de desgaste classificam-se em:

- (a) Desgaste por deslizamento: ocorre pela transferência de material de uma superfície para outra durante o movimento relativo, devido à formação de junções na fase sólida (BLAU, 1995).
- (b) Desgaste abrasivo: ocorre pela retirada de material devido a partículas duras ou protuberantes, forçadas contra uma superfície sólida e em movimento relativo com ela (BLAU, 1995).
- (c) Desgaste por fadiga: ocorre através da remoção de partículas por formação e propagação de trincas, devido a variações cíclicas de tensões abaixo da superfície (BLAU, 1995).
- (d) Desgaste por Corrosão: ocorre quando as reações químicas ou eletroquímicas com o meio predominam (BLAU, 1995).
- (e) Desgaste erosivo: ocorre quando um corpo é submetido a interações mecânicas com um fluido, com um ou mais componentes, ou pelo impacto sucessivo de partículas sólidas ou líquidas (BLAU, 1995).

2.3 – EROSÃO POR PARTÍCULA SÓLIDA

Erosão por partícula sólida em meio gasoso se caracteriza pela remoção de material de uma superfície, devido a sucessivos impactos de partículas sólidas em grandes velocidades e de duração muito curta (SUNDARARAJAN; ROY, 1997). Durante o desgaste erosivo em meio gasoso, as partículas podem ser embutidas na superfície e causar inicialmente um ganho de massa, denominado período de incubação. Depois do período de incubação, que é observado principalmente em materiais dúcteis e que tende ser mais pronunciada em altos ângulos de impacto, a remoção de material mostra um comportamento linear com a massa de partículas impactadas, denominado erosão no estado estacionário, conforme ilustra a Figura 2.2. Para a maioria dos materiais dúcteis, o período de incubação é desprezível e a perda de massa da amostra é proporcional à massa de partículas erosivas que impactam à superfície (TILLY, 1969).

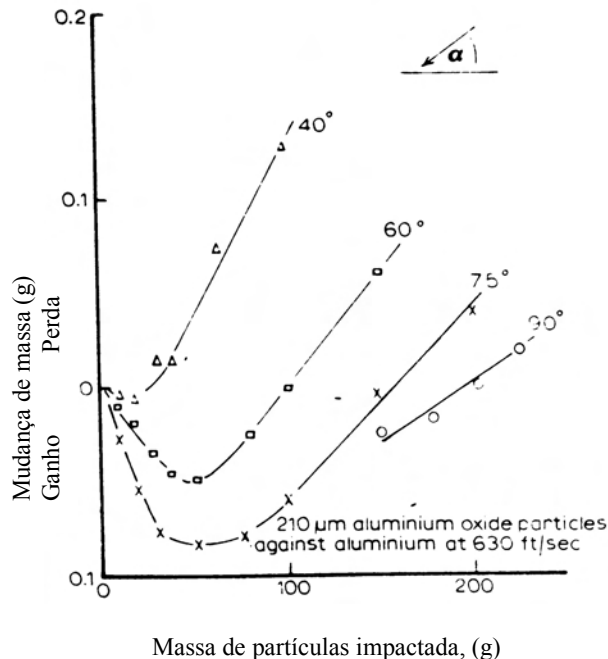


Figura 2.2 – Perda e ganho de massa de um material (alumínio), em função massa de partículas impactadas (TILLY, 1969).

A relação linear observada, entre a remoção de material e a massa de partículas impactadas, permite uma simples definição da taxa de erosão (E) no estado estacionário (comportamento linear), que é dada em termos de massa (g) ou volume (mm^3) de material removido, por unidade de massa de partículas impactadas (g). A unidade de volume (mm^3) geralmente é preferida, pois permite a comparação entre materiais de densidades diferentes (KOSEL, 1995).

Estudos iniciais sobre a erosão por partícula sólida em meio gasoso indicam que é um fenômeno complexo, e o conhecimento dos principais parâmetros é extremamente importante para o entendimento e desenvolvimento de modelos. Os principais parâmetros que afetam o desgaste erosivo em ambiente inerte estão descritos na Tabela 2.1 (FINNIE, 1995; KOSEL, 1995).

Tabela 2.1 – Principais parâmetros que influenciam o desgaste erosivo a temperatura ambiente (FINNIE, 1995; KOSEL, 1995).

<i>Características</i>	<i>Principais Parâmetros do Desgaste Erosivo</i>
<i>Impacto</i>	<i>Ângulo, Velocidade, Fluxo</i>
<i>Partícula</i>	<i>Tamanho, Forma, Dureza, Friabilidade</i>
<i>Material</i>	<i>Mecanismos de aumento de resistência dos materiais e Propriedades mecânicas</i>

A seguir uma descrição detalhada dos principais parâmetros do desgaste erosivo.

2.4 – INFLUÊNCIA DAS CARACTERÍSTICAS DE IMPACTO

2.4.1 – Efeito do ângulo de impacto da partícula sobre a taxa de erosão

O ângulo de impacto da partícula (θ) é definido como o ângulo entre a superfície do material alvo e a trajetória da partícula erosiva, imediatamente antes do impacto, conforme ilustra a Figura 2.3 (FINNIE, 1980; KOSEL, 1995).

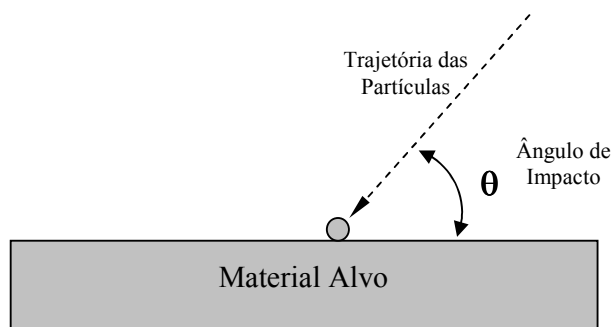


Figura 2.3 – Ângulo de impacto da partícula erosiva (θ) sobre a superfície do material alvo (FINNIE, 1980; KOSEL, 1995).

No desgaste erosivo, quando o fluido transportador de partículas é gasoso, há um comportamento típico para materiais dúcteis e outro típico para materiais frágeis, denominados modos de desgaste erosivo. Os materiais dúcteis, tais como metais puros, apresentam uma taxa de erosão (E) crescente até um máximo, localizado entre os ângulos de impacto de 15° e 30° , com posterior decréscimo até o ângulo de impacto de 90° , enquanto que os materiais frágeis, tais como cerâmicos, apresentam um crescimento contínuo da taxa de erosão até um valor máximo, localizado no ângulo de impacto de 90° (FINNIE, 1980; KOSEL, 1995). Estes dois comportamentos estão ilustrados na Figura 2.4.

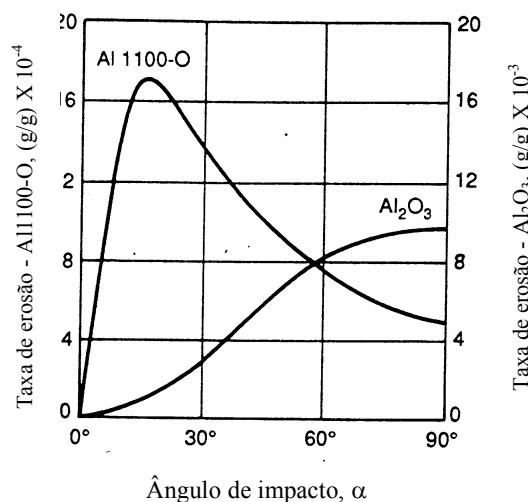


Figura 2.4 – Taxa de erosão em função do ângulo de impacto para um material dúctil (Al 1100-O) e para uma material frágil (Al₂O₃) (FINNIE, 1980; KOSEL, 1995).

2.4.2 – Efeito da velocidade de impacto da partícula sobre a taxa de erosão

Considerações iniciais sobre a velocidade de impacto das partículas são encontradas no trabalho de Finnie¹ (1960 apud TILLY, 1969), com aço SAE 1020, onde é definida uma expressão matemática que mostra um grande efeito da velocidade “V” sobre a taxa de erosão “E”, conforme mostra a equação (1).

$$E = kV^b, \quad (1)$$

Onde “k” é uma constante e “b” é o expoente da velocidade que geralmente depende das condições da erosão e do material. Para metais dúcteis e baixos ângulos de impacto o valor de “b”, freqüentemente está por volta de 2,4. Há algumas sugestões de que altos valores de “b” estão associados com a inclinação do ângulo de impacto, conforme ilustra a Figura 2.5 (HUTCHINGS, 1992).

¹ Finnie, I. Erosion of surfaces by solid particles. *Wear*, v..3, p. 87, 1960; apud; TILLY G..P. Sand erosion of metals and plastics: A brief review. *Wear*, v.14, p. 241-248, 1969.

Outros pesquisadores também observaram o mesmo fenômeno e concluíram que o valor de “b”, freqüentemente situa-se entre 2,0 a 2,5 para materiais metálicos e entre 2,5 a 3 para materiais cerâmicos, embora haja valores fora deste intervalo (KOSEL, 1995; STACHOWIAN; BATCHELOR, 1993).

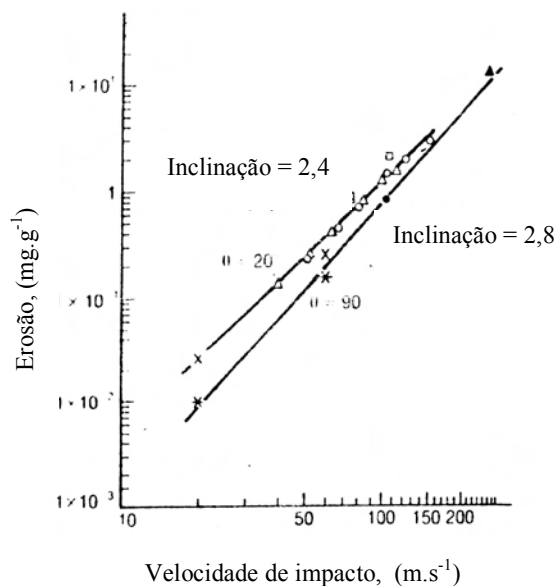


Figura 2.5 –Taxa de erosão de uma liga de cobre em função da velocidade de impacto, para dois ângulos testados 20° e 90° (HUTCHINGS, 1992).

2.4.3 – Efeito do fluxo de partículas sobre a taxa de erosão

O fluxo de partículas (concentração), ou massa de material impactante por unidade de área e tempo ($\text{kg/m}^2\text{s}$) não tem muita influência sobre a taxa de erosão, entretanto quando a concentração de partículas está muita alta pode ocorrer interferência entre as partículas que estão impactando e as que estão ricocheteando, protegendo a superfície e ocorrendo um decréscimo da taxa de erosão (ANAND et al, 1987; ARNOLD; HUTCHINGS, 1989).

2.5 – INFLUÊNCIA DAS CARACTERÍSTICAS DA PARTÍCULA

2.5.1 – Efeito da forma da partícula sobre a taxa de erosão

Materiais metálicos quando erodido por partículas angulares, mostram taxas de erosão significativamente maiores do que aquelas proporcionadas por partículas esféricas (LEVY; CHIK, 1983; KOSEL, 1995; SUNDARARAJAN; ROY, 1997). Maji e Sheldon (1979), observaram que em uma liga de alumínio 6061-T6, com ângulo de impacto de 70° a uma velocidade de 20m/s, a erosão aumenta por um fator de 5 para partículas angulares de aço com tamanho de 270µm se comparadas com partículas esféricas de mesmo tamanho.

Materiais dúcteis como cobre e ligas a base de cobre, quando erodidos por partículas esféricas de aço, apresentaram uma máxima taxa de erosão em um ângulo de impacto de 90°, porém quando foram usadas partículas angulares de SiC, os mesmos materiais exibiram uma máxima taxa de erosão em baixos ângulos de impacto. Desta forma, podemos observar que quanto maior a angularidade da partícula erosiva, maior o aumento da taxa de erosão e mais pronunciado é o comportamento dúctil do material (REDDY; SUNDARARAJAN, 1986).

2.5.2 – Efeito do tamanho da partícula sobre a taxa de erosão

De uma maneira geral, observa-se que o tamanho das partículas erosivas tem pouco ou nenhum efeito sobre a taxa de erosão em materiais metálicos quando está acima de 100µm, mas a taxa de erosão decresce rapidamente quando o tamanho da partícula está abaixo de 100µm, como pode ser observado pela Figura 2.6. Este fato, conhecido como “efeito tamanho”, também pode ser encontrado no desgaste abrasivo (TILLY; 1973; KOSEL, 1995). Misra e Finnie (1981), estudando este efeito, sugeriram que pequenas regiões, com o decréscimo do tamanho da indentação,

mostram uma maior tensão de escoamento, mas ainda não existe consenso sobre esta explicação.

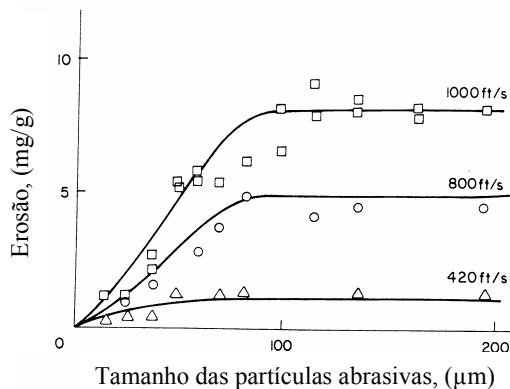


Figura 2.6 – Taxa de erosão de um aço com 11% de Cromo (Cr), em função do tamanho de partículas de quartzo, para diferentes velocidades, no ângulo de impacto de 90° (TILLY, 1973).

Um outro aspecto interessante sobre o tamanho das partículas é a transição de comportamento frágil para dúctil e vice-versa. Materiais frágeis, tais como cerâmicos, vidros e alguns polímeros, apresentam uma máxima taxa de erosão em um ângulo de impacto de 90°, entretanto quando partículas muito pequenas impactam a superfície de um material frágil, estes podem apresentar um comportamento dúctil, ou seja uma máxima taxa de erosão em baixos ângulos de impacto, ou seja entre 15 e 30° (FINNIE, 1995; HUTCHINGS, 1992).

Esta transição de comportamento entre frágil e dúctil, esta ilustrada na Figura 2.7, onde se observa que para grandes partículas de carbeto de silício (127 μm de diâmetro), o comportamento da resistência ao desgaste erosivo para alguns materiais está na seguinte ordem: alumínio recozido > aço endurecido > alumina de alta densidade > magnésio de alta densidade > vidro > grafite. Quando alteramos o tamanho das partículas erosivas para 8,75 μm de diâmetro, a resistência ao desgaste

erosivo passa a ser da seguinte ordem: alumina de alta densidade > alumínio recozido > vidro > magnésia de alta densidade > grafite > aço endurecido. Destas observações, verifica-se que os materiais mais duros e menos tenazes como o grafite, mostram resistência à erosão inferior (SHELDON; FINNIE, 1966).

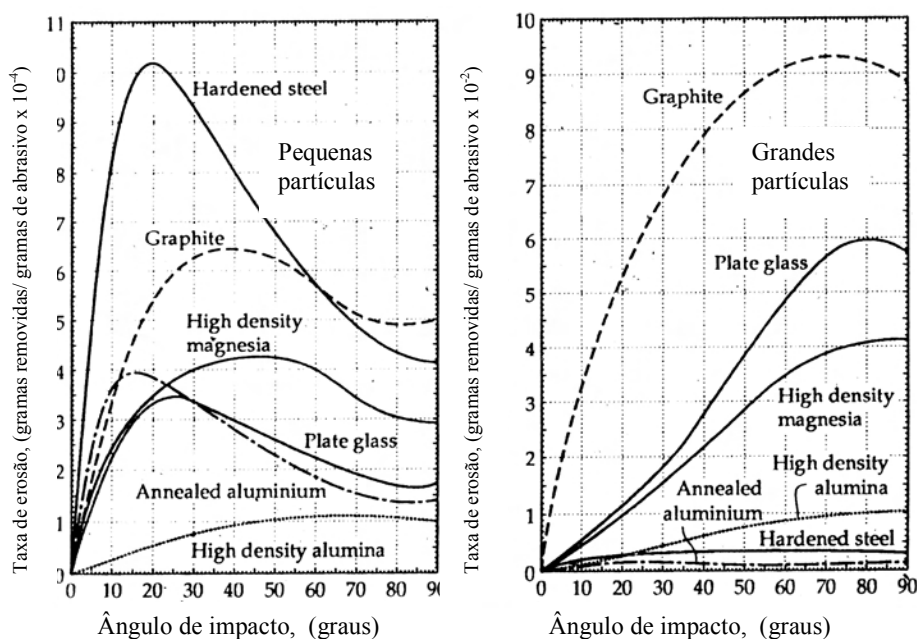


Figura 2.7 – Efeito do tamanho da partícula sobre o modo de desgaste erosivo (SHELDON; FINNIE, 1966).

Esta mudança no comportamento do desgaste erosivo pode estar relacionada com o espaçamento médio de defeitos, ou seja, vazios ou trincas no sólido. Quando partículas muito pequenas impactam a superfície de um material, há uma menor probabilidade destas atingirem os defeitos e a deformação plástica que ocorre é o modo predominante de remoção de material. Para grandes partículas, o defeito está quase sempre presente no local de impacto e o material é removido pelo processo frágil. Desde que a formação de trincas seja rápida, o modelo de erosão frágil pode ser uma forma de desgaste muito destrutiva (SHELDON; FINNIE, 1966).

2.5.3 – Efeito da dureza da partícula sobre a taxa de erosão

A relação de durezas entre a partícula erosiva e a superfície do material é um importante parâmetro da erosão. A taxa de erosão cai dramaticamente quando a dureza da partícula erosiva é menor que a dureza do material erodido, fato este também observado no desgaste abrasivo (LEVY, 1995; KOSEL,1995). Estas e outras similaridades entre os desgastes erosivo e abrasivo também foram feitas por Misra e Finnie (1981).

2.5.4 – Efeito da friabilidade da partícula sobre a taxa de erosão

Estudos conduzidos por Tilly (1970) com partículas angulares de quartzo e esféricas de vidro, de mesmo tamanho (125 a 150 μ m), sobre uma superfície de alumínio, constataram que as partículas esféricas podem se fragmentar durante o impacto, alterando drasticamente a forma da curva da taxa de erosão em função do ângulo de impacto, mostrando uma taxa máxima de erosão a 90° e comportamento típico de material frágil. O mesmo efeito, chamado de erosão secundária, foi encontrado por Maji e Sheldon (1979).

2.6 – INFLUÊNCIA DAS CARACTERÍSTICAS DO MATERIAL

2.6.1 – Efeito de alguns mecanismos de aumento de resistência sobre a taxa de erosão

(A) Solução sólida

O cobre ligado com zinco e alumínio fornece um modelo para investigação da influência do aumento da resistência por solução sólida sobre a taxa de erosão. O comportamento do cobre (Cu), cobre ligado com zinco (Cu-20Zn) e cobre ligado com alumínio (Cu-5,3Al), quando erodidos por partículas angulares de SiC a uma

velocidade de 26m/s e 63m/s, mostra uma maior resistência à erosão para o cobre puro (Cu), enquanto que o cobre ligado com alumínio (Cu - 5,3Al), mostra uma menor resistência. Desta forma, o aumento da resistência do material por solução sólida não melhora a performance do material em relação à erosão. Porém, para as ligas à base de níquel com 20% de cromo (Ni - 20Cr), foi observado um aumento da resistência à erosão, mostrando um grande contraste com a afirmação anteriormente feita de que a solução sólida degrada a resistência à erosão (ROY; TIRUPATAIAH; SUNDARARAJAN, 1993).

(B) Precipitação

O endurecimento por precipitação em ligas metálicas resulta em melhoria de resistência às expensas da ductilidade, de maneira diferente do aumento de resistência por solução sólida ou tamanho de grão. A erosão de um aço inoxidável e de uma liga de alumínio fornece um modelo para investigação da influência do aumento da resistência por precipitação sobre a taxa de erosão. Ambas as ligas foram ensaiadas em solução tratada nas condições “peak aged” e superenvelhecida, e foram utilizadas partículas de carvão de silício em ambos casos. O comportamento da liga de alumínio e lítio (Al-Li), mostra maior resistência à erosão na condição superenvelhecida. Em contraste, no caso do aço inoxidável (17-4PH), o efeito do tratamento térmico sobre a taxa de erosão é marginal na melhor das hipóteses. Apesar disto, pode ser que para este material, as condições de superenvelhecimento não propiciem à melhor resistência à erosão. Os resultados acima são consistentes com os encontrados na literatura, já que dependendo da liga, a mais alta resistência à erosão foi obtida na condição de solução tratada ou superenvelhecida (ROY; SUBRAMANIYAN; SUNDARARAJAN, 1992; SUNDARARAJAN, 1995).

(C) Tamanho de grão

Estudos com o refinamento do tamanho do grão do cobre (CFC), ferro (CCC) e titânio (HC), tratados termicamente para obter uma variedade de tamanhos de grãos, mostraram que nenhuma correlação existe entre a taxa de erosão e o tamanho de grão para cobre (Cu) e ferro (Fe), mas no caso do titânio (Ti) a taxa de erosão decresce com o aumento do tamanho do grão. Estudos adicionais, mostraram que este decréscimo é em grande parte devido ao endurecimento intersticial pelo ingresso de oxigênio e nitrogênio empregado durante o tratamento térmico para os vários tamanhos de grãos. Assim pode ser concluído que o tamanho de grão não tem influência sobre a taxa de erosão (REDDY; SUNDARARAJAN, 1986; SUNDARARAJAN, 1995).

(D) Transformação

O exemplo clássico de endurecimento por transformação em ligas metálicas é o endurecimento dos aços pela transformação da austenita em martensita, geralmente obtido por têmpera e revenimento, aumentando consideravelmente a resistência ao desgaste abrasivo e por deslizamento, entretanto parece não ser efetivo na melhoria da resistência ao desgaste erosivo (SUNDARARAJAN, 1995).

Em relação a várias microestruturas estudadas, a microestrutura esferoidizada exibe a máxima resistência à erosão, enquanto que a microestrutura martensítica mostra mínima resistência. Aços com maior quantidade de carbono mostram uma menor resistência à erosão. Os aços, independentemente da microestrutura, exibem um comportamento dúctil. A única exceção, são os aços com microestrutura martensítica, eles exibem um comportamento frágil em altas velocidades de impacto (MCABE; SARGENT; CONRAD; 1985).

(E) Ligas multifase

Ferros fundidos são exemplos conhecidos de ligas multifase. A matriz destes ferros fundidos, dependendo do tratamento térmico empregado, pode ser perlítica (Fe_3C em forma de lamelas em uma matriz ferrita), ou cementita esferoidizada (Fe_3C em matriz ferrítica). A grafita, que representa uma segunda fase mole, pode estar presente na forma de flocos, rosetas ou nódulos. O ferro fundido nodular exibe a mais baixa taxa de erosão e os ferros fundidos cinzentos tem a mais alta taxa de erosão. Em termos de microestrutura da matriz, a esferoidizada geralmente exibe uma baixa taxa de erosão quando comparado com ferro fundido de microestrutura perlítica ou martensítica. (BALAN et al, 1991).

Taxas de erosão em uma série de ligas de titânio de segunda fase, foram comparadas com as de uma liga de titânio comercialmente puro. Estas ligas foram erodidas com carbetto de silício (SiC), com velocidade de 63m/s e ângulo de impacto de 30 e 90°. As ligas baseadas em Ti_3Al exibiram uma menor taxa de erosão sempre que suas durezas (resistência ao escoamento), foram substancialmente mais baixas do que aquelas mostradas em outras ligas de titânio (SUNDARARAJAM, 1995).

2.6.2– Efeito das propriedades mecânicas sobre a taxa de erosão

(A) Dureza

No estudo das propriedades mecânicas do material a dureza da superfície é o parâmetro mais freqüentemente escolhido para descrever a variação da taxa de erosão em função do ângulo de impacto. Vários pesquisadores, entre eles Finnie (1960; 1967; 1972; 1980; 1995) e Tilly (1969; 1970), analisando o desgaste erosivo para vários materiais, observaram que materiais dúcteis (metais), exibem uma maior taxa de erosão em baixos ângulos de impacto e uma menor taxa de erosão em altos ângulos de

impacto, o oposto, é verdadeiro para materiais frágeis (cerâmicos), conforme observado anteriormente na Figura 2.4.

A Figura 2.8 ilustra o comportamento da resistência ao desgaste erosivo ($1/E$), em função da dureza Vickers (HV), nas mesmas condições de ensaio, para vários metais puros recozidos e encruados além de aços com e sem tratamentos térmicos. Conforme observado, os metais puros recozidos mostram uma boa correlação entre resistência ao desgaste erosivo ($1/E$) e a dureza Vickers (HV), embora haja exceções, tais como molibdênio e tungstênio (FINNIE; WOLAK; KABIL, 1967; KOSEL, 1995). Uma observação interessante a respeito dos metais puros recozidos é que sua dureza também é proporcional a seu ponto de fusão (SUNDARARAJAN, 1995).

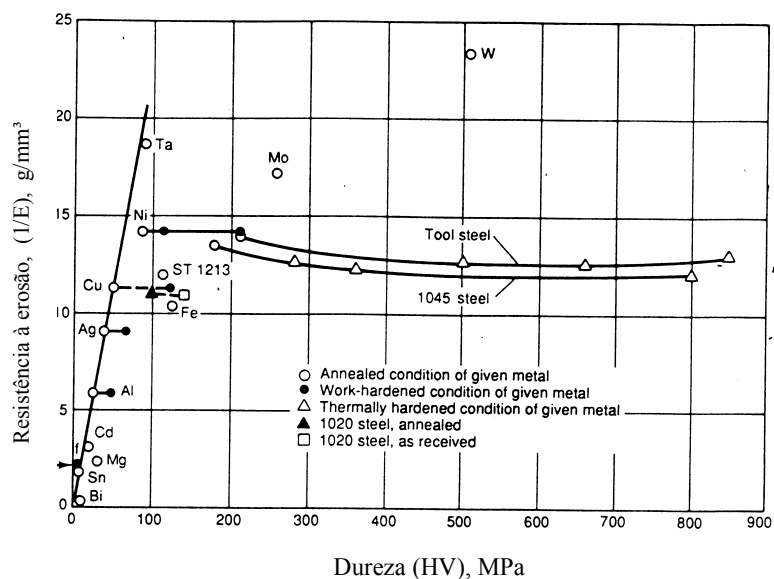


Figura 2.8 – Resistência ao desgaste erosivo ($1/E$) em função da dureza Vickers (HV). Parâmetros: velocidade 76m/s, ângulo 20°, tamanho da partícula 250 μ m (FINNIE; WOLAK; KABIL, 1967).

O tratamento térmico para endurecimento dos aços (aço ferramenta e 1045) também se mostrou ineficaz na melhoria da resistência ao desgaste erosivo ($1/E$). Este

efeito pode ser explicado da seguinte maneira, à medida que a dureza dos aços aumenta, a reação ao ângulo não é mais típica de materiais dúcteis e eventualmente mostra algum comportamento frágil (FINNIE; WOLAK; KABIL, 1967).

(B) Encruamento

Os metais puros encruados conforme se observa na Figura 2.8, mostram um aumento na dureza Vickers (HV), sem o conseqüente aumento da resistência ao desgaste erosivo ($1/E$). O trabalho a frio anterior, embora aumente a dureza, não tem efeito sobre a taxa de erosão, o que é razoável, durante a erosão a superfície do material fica completamente endurecida pela deformação plástica que ocorre durante o impacto das partículas (FINNIE; WOLAK; KABIL, 1967; KOSEL, 1995). Entretanto Sundararajan (1995), encontrou alguma correlação entre o expoente 'n' (coeficiente de encruamento) e a taxa de erosão 'E', nas mesmas condições de ensaio, para os sistemas Ni, Ni-Cr, Ma 754 e 17-4 PH SS. Em contraste, no caso dos aços inox e sistemas de cobre o material com coeficiente de encruamento mais alto não exibe a melhor resistência à erosão.

(C) Ductilidade

É geralmente esperado que quanto maior a ductilidade de um material em um dado sistema de liga, maior deverá ser sua resistência à erosão. A afirmação acima parece válida somente para o caso do sistema cobre (Cu, Cu-Zn e Cu- Al), liga de Al-Cu reforçado com fibra de alumina e para algumas faixas de ferro fundido. No entanto, em sistemas endurecidos por precipitação (Al-Li e 17-4 PH SS), ligas de titânio e aço inox, o material com baixa ductilidade exibe as melhores propriedades de erosão (SUNDARARAJAN, 1995).

(D) Resistência mecânica

Sundararajan (1995), relata que apenas no caso dos metais puros, aços inox (304, 316, e 410 SS) e ferro fundido, foram feitas uma clara correlação entre resistência do material e resistência à erosão, isto é, maior resistência do material maior resistência à erosão. No entanto, na maioria dos sistemas de ligas, o material com resistência mais baixa (Cu, Cu-Zn, Cu-Al e 17-4 PH SS), ou com resistência intermediária (Al-Li, Ni, Ni-Cr, MA 754 e Ti), exibiu a melhor resistência à erosão. Os vários mecanismos de aumento de resistência de metais, dentre eles, transformação de fases, solução sólida, precipitação e tamanho de grão, mostram não haver uma correlação entre as propriedades mecânicas e taxa de erosão (KOSEL, 1995).

2.7 – MECANISMOS DE EROSÃO EM MATERIAIS DÚCTEIS

Analisando a literatura, encontramos uma série de mecanismos que foram propostos para explicar a erosão em materiais dúcteis, tais como metais. Dentre eles, destacam-se o mecanismo de corte ou microusinagem e o de deformação plástica do material, além de outros como, fadiga de baixo ciclo, fratura e fusão do material. É provável, que mais do que um mecanismo ocorra conjuntamente em variáveis proporções (FINNIE, 1960; KOSEL, 1995; STACHOWIAN; BATCHELOR, 1993).

2.7.1 – Mecanismo de erosão por corte ou microusinagem

Finnie (1960) introduziu a teoria do corte ou microusinagem, onde explica muitos aspectos da erosão em materiais dúcteis sob a ação de um fluxo de partículas angulares. Ele sugeriu para metais, um mecanismo similar ao processo de corte de materiais, onde a ponta de uma partícula angular dura, atua como se fosse uma ferramenta de corte em contato com a superfície, e propôs uma equação teórica baseada no movimento da ponta de uma partícula, assumindo que o volume de metal removido era igual ao produto da área percorrida pela ponta e profundidade de corte da

partícula. A Figura 2.9 ilustra a curva teórica e real para a taxa de erosão em função do ângulo de impacto, elas possuem excelente concordância para baixos ângulos de impacto, entretanto apresentam valores bastante discrepantes dos resultados experimentais, quando o ângulo de impacto começa a se ampliar.

Finnie (1972) expôs algumas razões para tentar explicar a discrepância entre as linhas cheias (curva real) e tracejada (curva teoria) para ângulos de impacto maiores:

- (a) Uma vez que a superfície é rugosa, as partículas atingem localmente a superfície com uma variedade de ângulo de impacto e com baixos ângulos há remoção de material.
- (b) Para a curva teórica, foi desprezado o fato de que as partículas possuem rotação inicial.
- (c) Durante o impacto, a partícula pode se fragmentar em pequenos pedaços, removendo material no sentido radial.

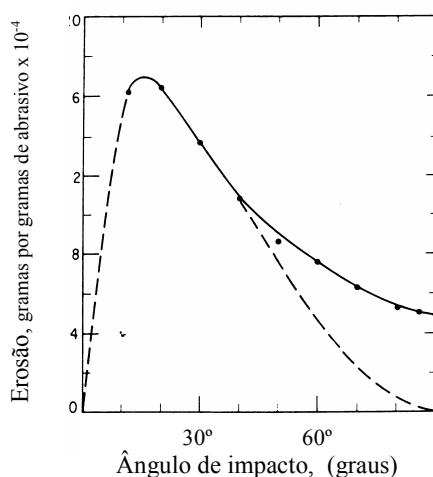


Figura 2.9 - Taxa de erosão em função do ângulo de impacto. Linha cheia: curva real. Linha tracejada: curva teórica (FINNIE, 1972).

Bitter (1963) tentando explicar a discrepância entre as linhas cheias e tracejadas da Figura 2.9, decompôs a trajetória da partícula em duas componentes, uma horizontal e outra vertical, e considerou a ocorrência simultânea de dois mecanismos, denominados erosão por corte, que prevalece para baixos ângulos de impacto, e erosão por deformação, que prevalece para altos ângulos de impacto, conforme ilustra a Figura 2.10.

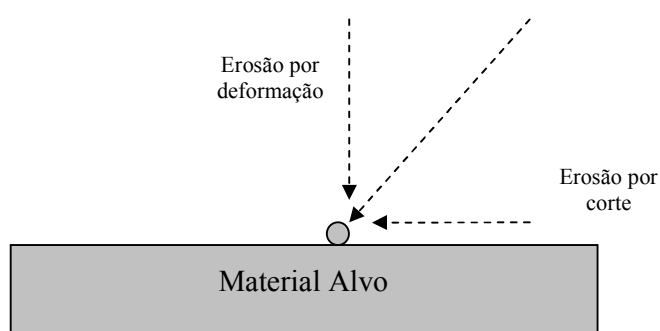


Figura 2.10 – Representação esquemática da explicação dada por Bitter (1963).

Outros mecanismos também foram propostos para tentar explicar a remoção de material:

2.7.2 – Mecanismo de erosão por fadiga

Se a velocidade de impacto das partículas erosivas é baixa, as tensões de impacto são insuficientes para que ocorram deformações plásticas, entretanto podem produzir nucleação e propagação de trincas sub-superficiais, ocorrendo o processo de desgaste por fadiga de baixo ciclo, como ilustra a Figura 2.11 (STACHOWIAN; BATCHELOR, 1993).

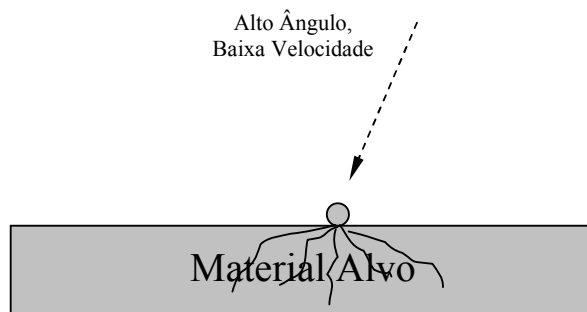


Figura 2.11 – Representação esquemática do mecanismo de erosão por fadiga (STACHOWIAN; BATCHELOR,1993).

2.7.3 – Mecanismo de erosão por fratura

Para velocidades maiores, se o limite elástico do material é excedido durante o impacto das partículas, ocorre deformação plástica na região de máxima tensão e as repetidas colisões formarão uma camada superficial deformada. Esta camada superficial relativamente dura e frágil (encruada) não pode se deformar mais plasticamente, e com os impactos subseqüentes esta camada é destruída, provocando a remoção por fragmentos, conforme ilustra a Figura 2.12 (STACHOWIAN; BATCHELOR,1993).

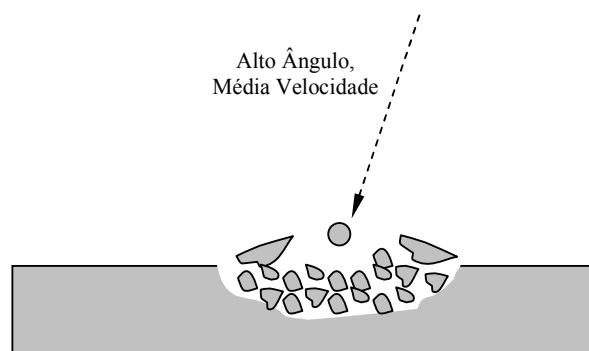


Figura 2.12 – Representação esquemática do mecanismo de erosão por fratura, (STACHOWIAN; BATCHELOR, 1993).

2.7.4 – Mecanismo de erosão por fusão

Para grandes velocidades e altos ângulos de impacto, podem ocorrer grandes deformações ocasionando aumento da temperatura no local do impacto até a fusão do material, conforme ilustra o mecanismo da Figura 2.13 (STACHOWIAN; BATCHELOR, 1993).

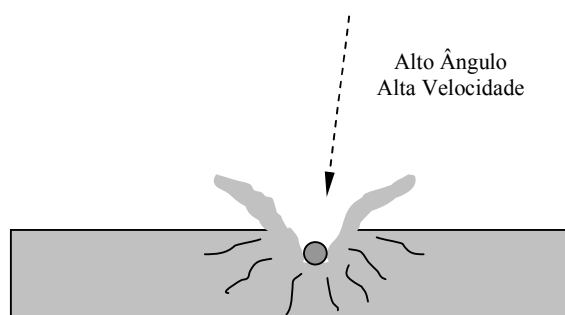


Figura 2.13 – Representação esquemática do mecanismo de erosão por fusão (STACHOWIAN; BATCHELOR, 1993).

2.7.5 – Mecanismo de erosão por deformação plástica

Para médias e altas velocidades de impacto das partículas erosivas, onde estão muitos problemas práticos de engenharia, o mecanismo de erosão atualmente mais aceito é o de deformação plástica do material com formação de plaquetas (LEVY, 1989; HUTCHINGS, 1992; FINNIE, 1995; KOSEL, 1995).

Estudos conduzidos com partículas esféricas de 3mm de diâmetro e velocidade de 250m/s, sobre uma superfície de cobre recozida e encruada, mostraram que ocorre intenso cisalhamento na camada superficial do material, na direção do movimento do projétil. Desta forma uma borda saliente pode ser formada pela adesão entre a borda e

a esfera ou pela extrusão do material entre a esfera e o metal subjacente, conforme ilustra a Figura 2.14. O material é mais facilmente removido a partir de metais encruados do que recozidos, pois as tensões se concentram na camada superficial, e ocorre intenso cisalhamento localizado levando a formação da borda saliente. Em metais recozidos, a energia de deformação se distribui sobre um grande volume de material. Como notado por vários pesquisadores, as bordas salientes podem ser removidas pelos impactos subseqüentes ou serem empurradas contra a superfície, tornando uma plaqueta extrudada, que pode ser removida por fratura dúctil ou outro mecanismo (HUTCHINGS; WINTER, 1974; HUTCHINGS; LEVY, 1989).

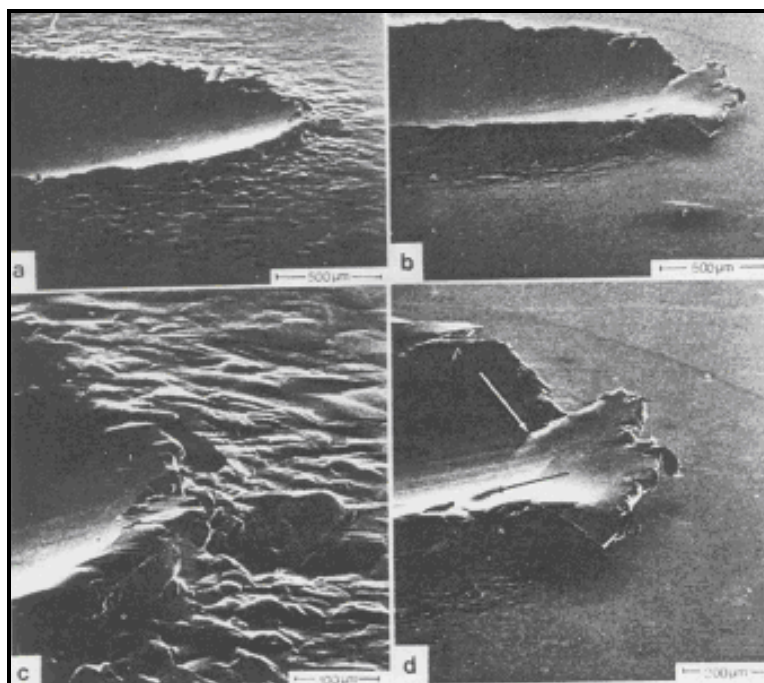


Figura 2.14 – Superfície de cobre impactada por esferas de aço. As fotos (a) e (c) mostram cobre recozido, e as fotos (b) e (d) mostram cobre encruado (HUTCHINGS; WINTER, 1974).

Levy² (1986 apud HUTCHINGS; LEVY, 1989), analisando por microscopia eletrônica de varredura a superfície de uma amostra erodida de uma liga de alumínio

(Al 1100-O), pelo impacto de uma única partícula, observou extenso acúmulo de material à frente da cratera formada na direção do impacto, chamando este acúmulo de plaquetas, conforme ilustra a Figura 2.15.



Figura 2.15 – Cratera formada pelo impacto de uma única partícula sobre a superfície de alumínio 1100-O (LEVY, 1986 apud HUTCHINGS; LEVY, 1989).

A Figura 2.16 mostra a micrografia de uma superfície erodida de alumínio 7075-T6, a 30°, com SiC a 30,5m/s, por uma pequena quantidade de partículas erosivas. A primeira micrografia mostra uma grande cratera ocupando a parte central com pequenas reentrâncias. Na segunda e terceira micrografia, após impactos subsequentes de uma e duas gramas de partículas erosivas, sobre a mesma região, o metal é removido da parte inferior da amostra, formando plaquetas que cobrem o lado esquerdo da cratera. Na última micrografia, com os impactos subsequentes, as plaquetas são finalmente removidas, podendo observar algumas marcas que são identificadas na primeira micrografia (HUTCHINGS; LEVY, 1989).

² LEVY A.V., The platelet mechanism of erosion of ductile metals, 1984 (Berkeley, CA, USA); apud; HUTCHINGS; LEVY, 1989; Thermal effects in the erosion of ductile metals, Wear, 131 (1989) 105-121

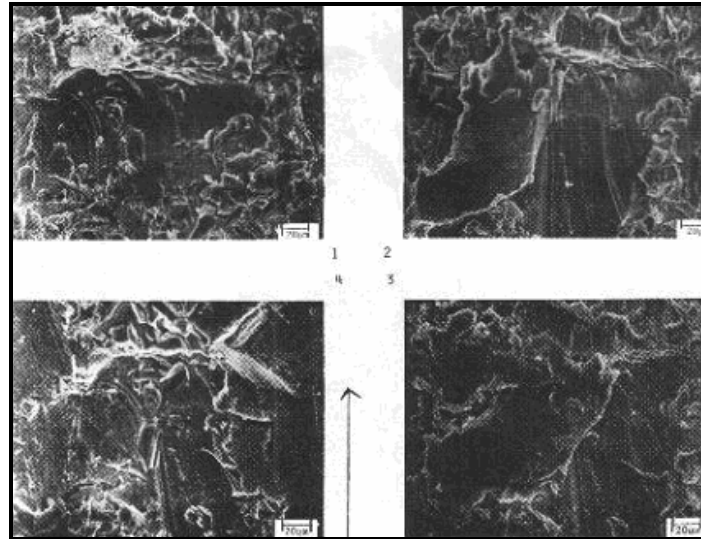


Figura 2.16 – Seqüência de micrografias mostrando o processo de remoção de material da liga de alumínio 7075-T6 (HUTCHINGS; LEVY, 1989).

As evidências mostram que as plaquetas são formadas durante o impacto de partículas sobre a superfície do material, e se acumulam nos finais e laterais da cratera. Uma vez formada as plaquetas, elas ficam vulneráveis de serem desprendidas da superfície pelos impactos subseqüentes. A seguir na Figura 2.17, uma representação esquemática do mecanismo de extrusão proposto por Levy² (1986).

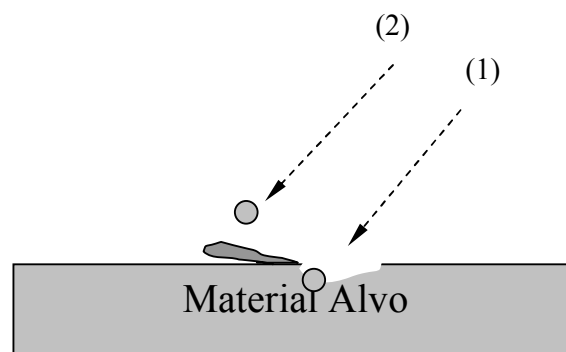


Figura 2.17 – Seqüência de impactos mostrando o mecanismo de extrusão: (1) formação da plaqueta, (2) remoção da plaqueta (HUTCHINGS; LEVY, 1989).

2.8 – MECANISMOS DE EROSÃO EM MATERIAIS FRÁGEIS

O mecanismo de erosão em materiais frágeis, tais como cerâmicos, ocorre pela propagação e intersecção de trincas produzidas pelo impacto de partículas. Os mecanismos propostos são baseados no modelo de fratura, produzido quando uma partícula impacta a superfície do material em um ângulo de 90° (FINNIE, 1995).

Os primeiros estudos com materiais frágeis, conduzidos por Sheldon e Finnie (1966), mostraram que o crescimento de trincas ocorreu como resultado de tensões Hertzianas durante o impacto das partículas. Utilizando indentadores esféricos, a uma carga ou velocidade de impacto suficientemente alta, uma trinca circular aparece ao redor da área de contato e com o aumento do carregamento, a trinca aflora para formar um tronco cônico. O aumento do carregamento leva a um aumento de trincas concêntricas. O volume removido pelo impacto da partícula, foi tomado como proporcional ao volume limitado entre uma trinca circular e outra, e a profundidade da trinca circular inicial.

No modelo proposto por Evans e Wilshaw³ (1977 apud FINNIE, 1995), a maneira de abordar adotada envolveu comportamento elasto-plástico. No carregamento a zona deformada plasticamente, é formada abaixo do indentador e eventualmente para uma carga limite, uma trinca mediana se propagara para baixo da zona plástica. Esta trinca não remove material, mas reduz a resistência. O volume removido (V) por uma única partícula, é então dada como proporcional ao volume cilíndrico, definido pelo raio da trinca lateral (r) e sua profundidade (h), conforme mostra a equação 2.

$$\text{Vol} = \pi r^2 h \quad (2)$$

³ EVANS A. G.; WILSHAW T.R.; Dynamic solid particle damage in brittle materials, J. Mater. Sci , 12 (1977) 97; apud; Finnie I.; Some reflections on the past and future of erosion; Wear 186-187, (1995), 1-10

2.9 – DISPOSITIVO DE ENSAIO DE EROSÃO POR PARTÍCULA SÓLIDA EM MEIO GASOSO

Para uma boa confiabilidade dos resultados, as condições de impacto, tais como ângulo, velocidade e fluxo das partículas, devem estar bem definidas e o dispositivo de ensaio bem calibrado. Encontramos na literatura, três dispositivos de ensaio de erosão, por partícula sólida, em meio gasoso (SCATTERGOOD, [1990]; WOOD; WHEELER, 1998).

O primeiro, chamado de acelerador centrífugo, utiliza um movimento circular em um tubo para gerar um contínuo fluxo de partículas. As partículas erosivas são introduzidas pelo centro do rotor e lançadas para fora pela força centrífuga, onde as amostras estão localizadas estaticamente em um determinado ângulo, ocorrendo à remoção de material. O segundo dispositivo, consiste de duas amostras, cada uma fixada na ponta de um braço giratório. As amostras girando a grande velocidade, em um determinado ângulo, impactam com uma quantidade de partículas erosivas caindo sobre elas, ocorrendo à remoção de material (TILLY; SAGE, 1968; UEMOIS; KLEIS, 1975; SCATTERGOOD, [1990]).

No terceiro, utilizado neste trabalho, representado esquematicamente na Figura 2.18, chamado de jato de impacto (ASTM, G76-95), funciona da seguinte maneira: um fluxo de ar vindo do compressor alimenta o bico injetor que, provoca uma sucção da areia que cai no funil, vinda do alimentador de partículas. As partículas introduzidas no sistema e misturadas ao fluxo, são aceleradas pela alta velocidade do ar que passa através de um bocal antes de impactar a amostra. Este dispositivo de ensaio de erosão permite simular as principais condições de impacto do desgaste erosivo, tais como ângulo, velocidade e fluxo (concentração das partículas), bem como, integrar as características das partículas e da amostra, entretanto dificuldades podem ser encontradas para se determinar à velocidade de impacto das partículas e o comportamento no estado estacionário. Há também, alta probabilidade de interações

adversas entre as partículas e o fluxo gasoso, se o dispositivo foi mal projetado (SCATTERGOOD, [1990]; WOOD; WHEELER, 1998).

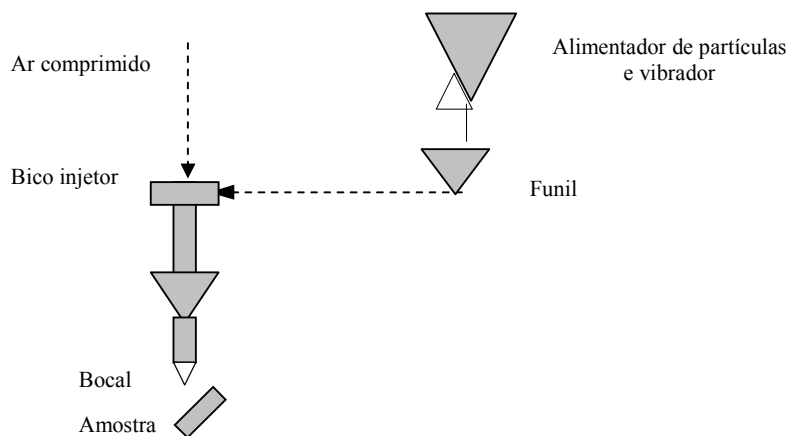


Figura 2.18 – Representação esquemática do dispositivo de ensaio de erosão por partícula sólida em meio gasoso do tipo jato de impacto (ASTM G76 95).

2.10 – DISPOSITIVO MEDIDOR DE VELOCIDADE DE IMPACTO DA PARTÍCULA EROSIVA

Um dos fatores mais importantes na erosão dos materiais, é a velocidade de impacto das partículas erosivas, por isso é importante que a velocidade seja constante e conhecida durante o ensaio. Encontramos na literatura três métodos utilizados para se medir a velocidade de impacto da partícula erosiva: Laser Doppler Velocímetro (LDV), fotografia a alta velocidade e o método duplo disco (LEVY; MAN, 1986; RUFF; IVES, 1975). Por razões econômicas, o método duplo disco, utilizado neste trabalho, ilustrado na Figura 2.19, geralmente é o mais utilizado (HUTCHINGS, 1992).

Em uma condição estática na Figura 2.19, um jato de partículas (ar + areia) passa através de uma abertura no disco (1) e faz uma pequena marca no disco (2). Já

em uma condição dinâmica, com os discos (1) e (2) girando a alta velocidade sobre o mesmo eixo e procedendo-se ao jateamento (ar + areia), uma segunda marca é feita em um outro ponto no disco (2). Com a distância da primeira para a segunda marca e, sabendo-se a rotação dos discos, determina-se o tempo médio que as partículas levam para atravessar o disco (1) e atingir o disco (2). Como a velocidade média é uma razão entre espaço (distância entre os discos) e tempo, determina-se a velocidade média de impacto das partículas erosivas (RUFF; IVES, 1975).

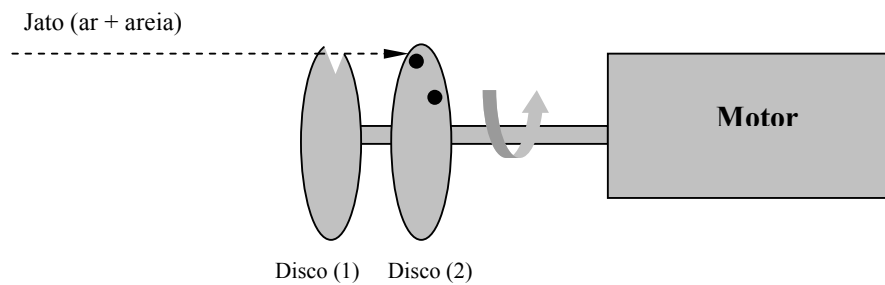


Figura 2.19 – Representação esquemática do dispositivo duplo disco, para a medição da velocidade média de impacto das partículas erosivas (RUFF; IVES, 1975).

3.0 - MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 - MATERIAIS

3.1.1 - Superligas ‘Nimonic 80 A’ e ‘Inconel 600’

Os materiais estudados foram às superligas recozidas à base de níquel, subdivididas em dois grupos: as que podem ser endurecidas pelo tratamento térmico de solubilização e precipitação (‘Nimonic 80 A’) ou pela formação de solução sólida (‘Inconel 600’). Com o propósito de servir como material de referência, foi utilizado o aço de baixa liga SAE J1081 ‘PS 67’, utilizado geralmente para beneficiamento (ex.: peças, parafusos, etc.).

3.1.2 - Partícula erosiva

Foi utilizada como partícula erosiva, areia fina comum, obtida no Instituto de Pesquisas Tecnológicas do Estado de São Paulo (IPT), conhecida como areia normal brasileira, Norma – NBR 7214, com densidade de 2,65g/cm³ e granulação entre as faixas de 150 a 300µm.

3.2 – CORPOS DE PROVA

3.2.1 - Corpo de prova de tração

Os corpos de prova de tração foram fabricados de acordo com a norma ASTM E8M-85, através de torneamento em máquina de comando numérico computadorizado.

3.2.2 - Corpo de prova de erosão

Os corpos de prova de erosão foram fabricados no Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP, com um torno CNC, e possuem as seguintes dimensões: diâmetro de 25mm e espessura de 3mm. Como a rugosidade do material é um fator importante na erosão, o acabamento superficial foi obtido com uma seqüência de lixas de 100, 220, 320, 400, 600 e 1000, obtendo uma homogeneidade nas superfícies das amostras.

3.3 - ENSAIOS MECÂNICOS

3.3.1 - Ensaio de dureza

A dureza superficial dos corpos de prova de erosão foi determinada na escala Vickers (HV) segundo a norma ASTM E92, em uma máquina medidora de dureza da marca Wolpert, com uma carga de 15,625kgf durante 20 segundos.

3.3.1 - Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina EMIC, segundo a norma ASTM E8M-85, determinando-se os valores da tensão limite de escoamento (σ_e), tensão limite de resistência à tração (σ_t) e alongamento total (A). Para a determinação dos coeficientes de encruamento de cada material ensaiado foi utilizada a curva tensão x deformação convencional.

3.4 – ENSAIO DE EROSÃO POR PARTÍCULA SÓLIDA EM MEIO GASOSO

3.4.1 – Sistema de ensaio de erosão por partícula sólida em meio gasoso do tipo jato de impacto

O ensaio de erosão por partícula sólida em meio gasoso foi realizado num dispositivo do tipo jato de impacto (ASTM G76-95), desenvolvido no Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP, permitindo simular os principais parâmetros do desgaste erosivo, tais como ângulo de impacto, velocidade e fluxo das partículas. A Figura 3.1 ilustra esquematicamente o sistema de ensaio de erosão do tipo jato de impacto, que consiste dos seguintes componentes: compressor (A), controlador de pressão e vazão (B), filtro (C), secador (D), controlador de pressão e vazão (E), bico injetor (F), alimentador de partículas e vibrador (G), bocal (H) e amostra (I).

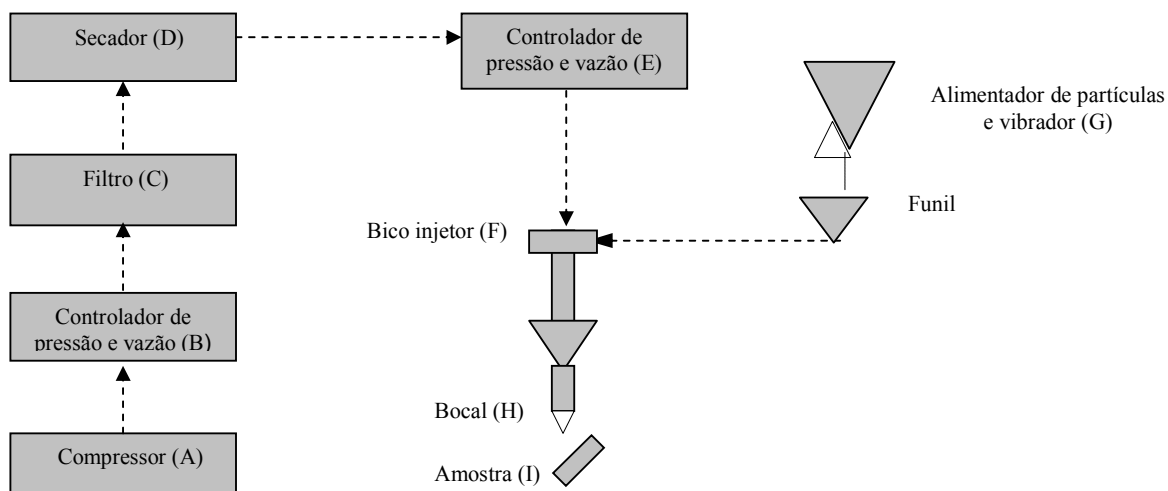


Figura 3.1 – Representação esquemática do sistema de ensaio de erosão por partícula sólida em meio gasoso do tipo jato de impacto (ASTM G76-95).

O sistema funciona da seguinte maneira: a alimentação do dispositivo é feita por um fluxo de ar vindo do compressor (A), que passa através de um controlador de

pressão e vazão (B), estabilizando o fluxo; logo após, o ar recebe um tratamento de limpeza e secagem através do filtro (C) e do secador (D), que retiram respectivamente impurezas e umidade do ar. Depois de tratado, o fluxo de ar passa novamente por um controlador de pressão e vazão (E), que alimenta o bico injetor (F), provocando uma sucção da areia vinda do alimentador de partículas (G). As partículas introduzidas no sistema à alta pressão são aceleradas pela alta velocidade do ar que passam através de um bocal (H), antes de impactar a amostra (I). A Figura 3.2 ilustra o dispositivo de ensaio de erosão por partícula sólida em meio gasoso do tipo jato de impacto, com seus respectivos detalhes.

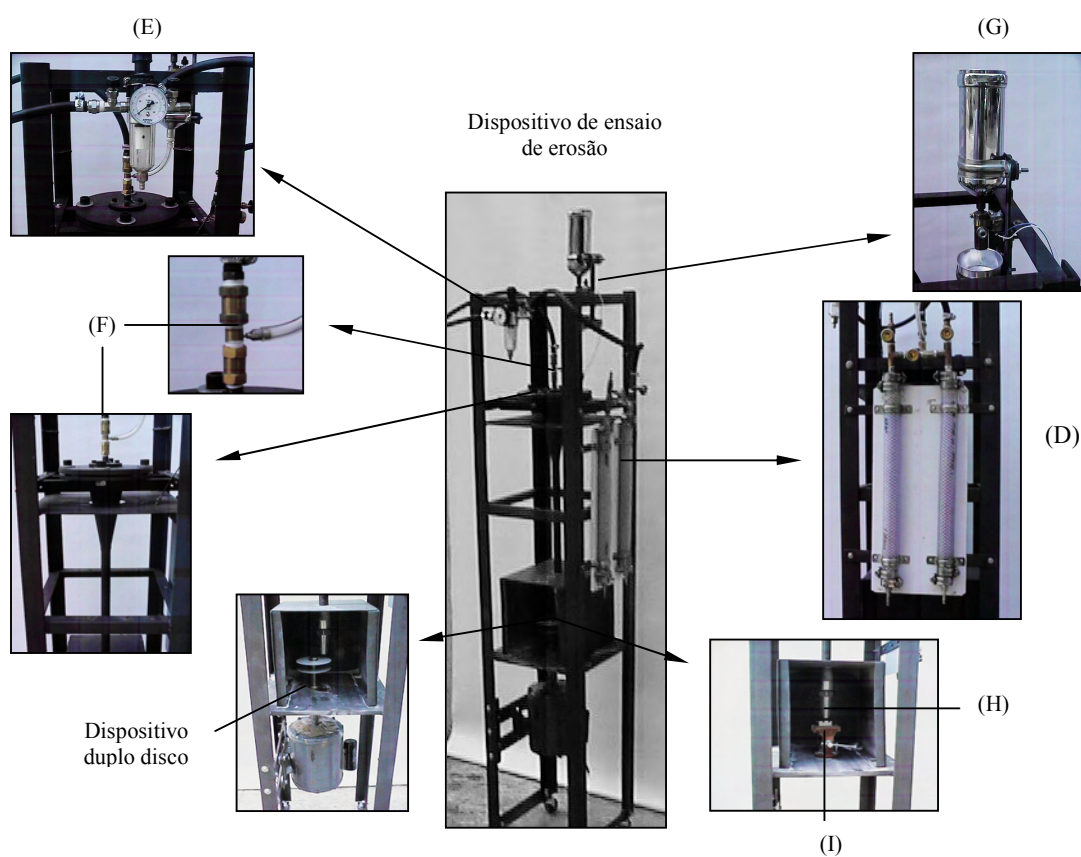


Figura 3.2 – Na imagem central, o dispositivo de ensaio de erosão por partícula sólida em meio gasoso do tipo jato de impacto. Nas laterais, os seus respectivos detalhes: secador (D), controlador de pressão e vazão (E), bico injetor (F), alimentador de partículas e vibrador (G), bocal (H), amostra (I) e o dispositivo duplo disco.

3.4.2 – Descrição dos componentes do dispositivo de ensaio erosão

A seguir, uma descrição detalhada dos principais componentes do dispositivo de ensaio de erosão por partícula sólida em meio gasoso do tipo jato de impacto:

(A) Compressor

Um compressor é responsável pelo fornecimento de ar comprimido necessário para realizar o experimento. Com as seguintes especificações: potência de 1CV, capacidade de armazenagem de 36 litros e vazão máxima de 115 l/min.

(B) Controlador de pressão e vazão

Para que não haja variação de pressão e vazão entre o compressor e o dispositivo de ensaio, tornou-se necessário instalar um controlador de pressão e vazão para manter a pressão (6 atm) e vazão (30 l/min) constantes.

(C) Filtro

O ar comprimido utilizado no experimento é inicialmente filtrado para retirada das impurezas mais grosseiras, tais como poeira, óleo e água condensada.

(D) Secador regenerativo por adsorção

Devido à alta umidade do ar, associada a baixas temperaturas presentes na saída do bico injetor, corre-se o risco de formação de gelo e condensação de água dentro do dispositivo de ensaio, podendo prejudicar todo o experimento, por isso o ar precisa estar bem seco. A melhor maneira encontrada para se retirar a umidade do ar foi o método de secagem regenerativa por adsorção, que é o processo de depositar moléculas de uma substância (exemplo: água) na superfície de uma outra substância

geralmente sólida (exemplo: silicagel SiO_2). O processo de adsorção é regenerativo, a substância adsorvente, após estar saturada, permite a liberação de água quando submetida a um contra fluxo de ar seco ou quente. Por isto, foi desenvolvido no Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP, um secador regenerativo por adsorção, composto de duas torres preenchidas com óxido de silício SiO_2 (silicagel), conforme ilustra a representação esquemática da Figura 3.3.

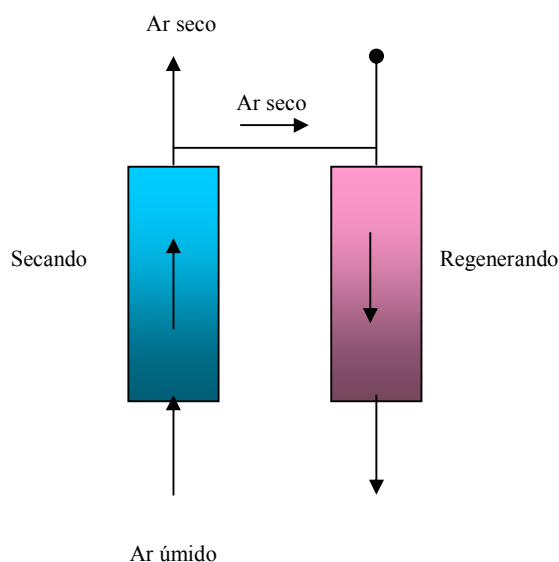


Figura 3.3 - Representação esquemática do funcionamento de um secador regenerativo por adsorção com sílica gel.

O secador regenerativo por adsorção funciona da seguinte maneira: o ar úmido proveniente do compressor é orientado para uma das torres onde ocorre a secagem do ar pelo processo de adsorção, enquanto isto, na outra torre, ocorre a regeneração da substância adsorvente, onde a água em forma de vapor é arrastada para a atmosfera por uma parte do fluxo do ar seco que sai da torre que esta secando o ar. Terminado um período de trabalho preestabelecido, é promovida por controle manual, a inversão das funções das torres, ou seja, a torre que estava secando o ar fica saturada e a que estava sendo regenerada fica seca. A Figura 3.4 ilustra o secador regenerativo por adsorção.

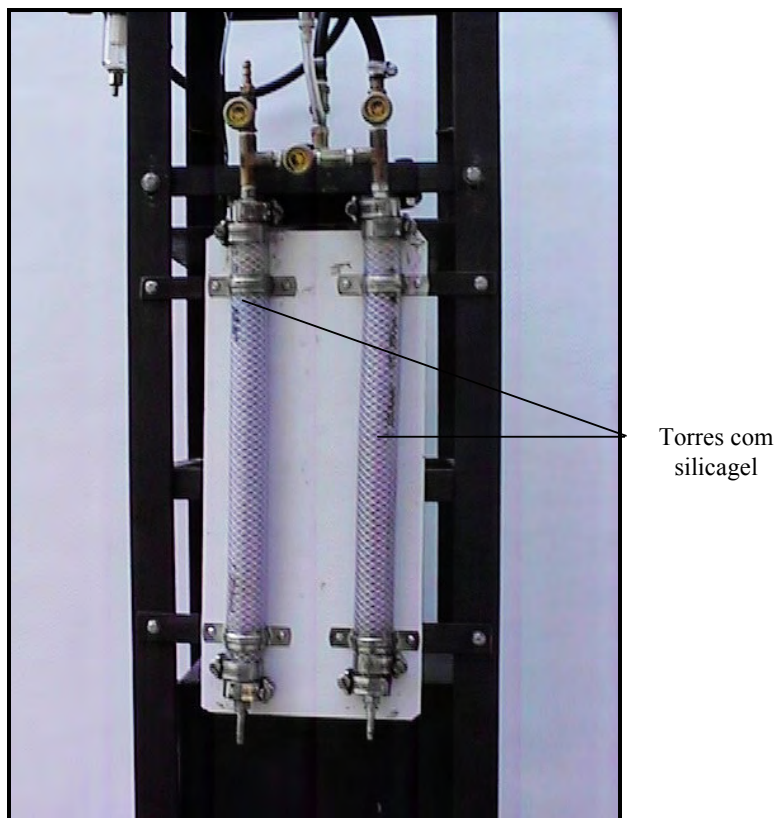


Figura 3.4 - Secador regenerativo por adsorção com sílica gel.

(E) Controlador de pressão e vazão

Com o fluxo de ar estabilizado, limpo e totalmente seco, o segundo controlador de pressão e vazão, mostrado na Figura 3.5, faz o ajuste fino do fluxo de ar que entra dentro do dispositivo de ensaio, de forma a garantir que não haja variação da velocidade de impacto das partículas durante o ensaio de erosão. A pressão e vazão utilizada durante o experimento foi respectivamente de 2 atm e 30 l/min. O filtro acoplado ao controlador de pressão e vazão, tem a função de reter partículas de sílica gel que se desprendem durante a secagem do ar.

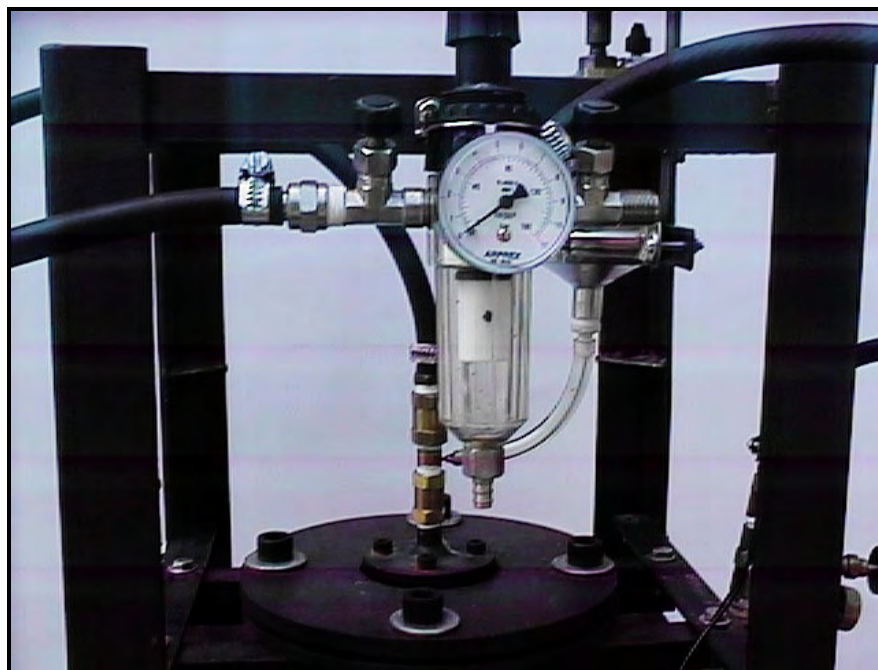


Figura 3.5 – Controlador de pressão e vazão do dispositivo de ensaio de erosão do tipo jato de impacto.

(F) Bico injetor

Com a necessidade de se introduzir um segundo componente (areia) dentro do sistema, a melhor maneira encontrada para atender as nossas necessidades, foi um bico injetor com efeito venturi (APÊNDICE A), que funciona da seguinte maneira: o ar comprimido fluindo a grande velocidade pelo bico injetor, provoca um vácuo parcial no orifício lateral, que conectado ao alimentador de partículas, fará com que as partículas penetrem pelo orifício lateral do bico injetor em direção a massa de ar que flui pelo dispositivo de ensaio, conforme ilustra a representação esquemática da Figura 3.6. A Figura 3.7 ilustra o bico injetor utilizado no experimento.

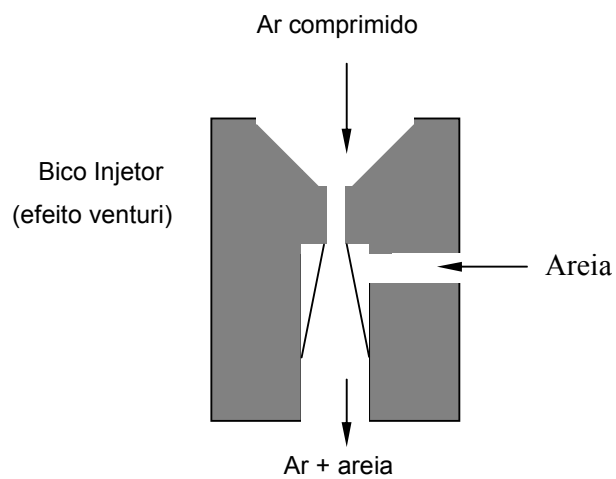


Figura 3.6 – Representação esquemática do bico injetor com efeito venturi (APÊNDICE A).

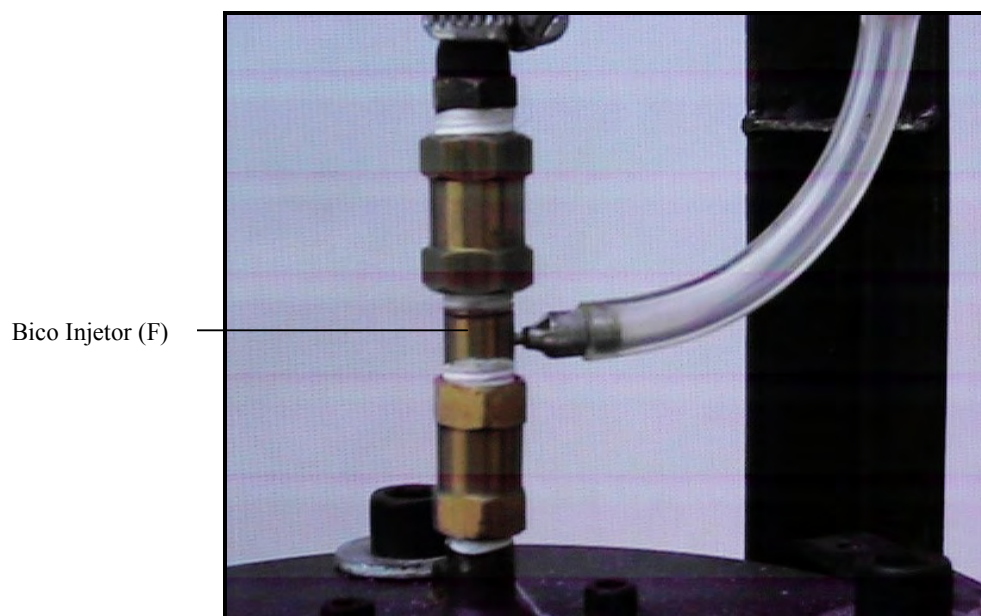


Figura 3.7 - Bico injetor utilizado para introduzir um segundo componente (partícula erosiva) dentro do sistema.

(G) Alimentador de partículas

O alimentador de partículas e vibrador (motor com uma massa excêntrica), mostrado na Figura 3.8, proporciona uma alimentação média ao sistema de 2,8 g/min de partículas erosivas (areia).

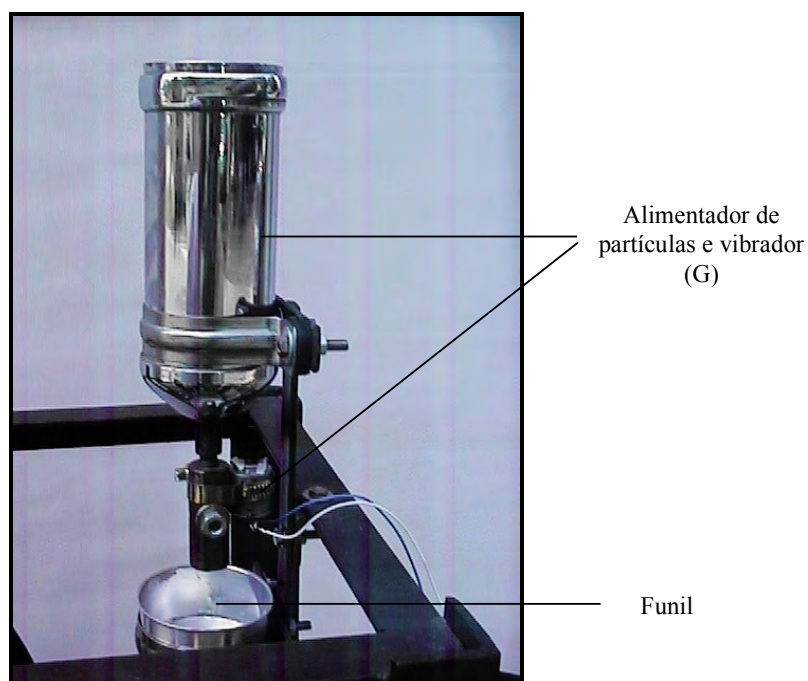


Figura 3.8 – Alimentador de partículas e vibrador (motor com uma massa excêntrica).

(H) Bocal e (I) amostra

As partículas misturadas ao fluxo são aceleradas pela alta velocidade do ar que passa através de um bocal (H) com 2mm de diâmetro antes de impactar a amostra (I), conforme ilustra a Figura 3.9, a distância entre a saída do bocal e a amostra é de

10mm. Uma morça prende o suporte que segura a amostra (I), nos ângulos onde ocorre o jateamento, que são de 15°, 30°, 60° e 90°.

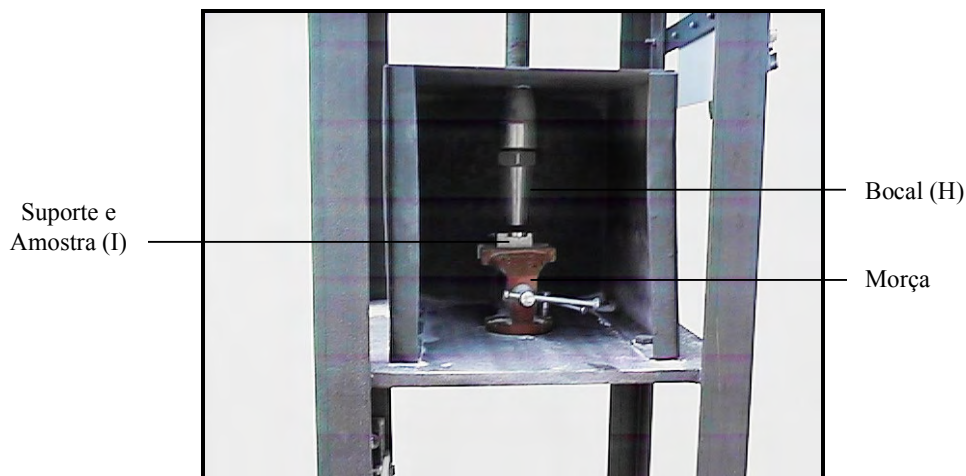


Figura 3.9 – Bocal e suporte da amostra do dispositivo de ensaio, para um ângulo de impacto de 90°.

3.4.3 – Dispositivo duplo disco

Como a velocidade da partícula é um dos principais parâmetros no desgaste erosivo, foi desenvolvido no Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP, um dispositivo do tipo duplo disco, que permite determinar a velocidade de impacto da partícula erosiva sobre a superfície da amostra. A Figura 3.10 ilustra a representação esquemática do dispositivo duplo disco.

O dispositivo consiste de um sistema composto de dois discos montados paralelamente sobre o mesmo eixo a uma distância de vinte milímetros, sendo que o disco (1) tem um pequeno orifício que permite que o jato de ar com partículas erosivas passe através do mesmo, fazendo uma pequena marca no disco (2), em uma condição estática. Colocando-se o sistema em funcionamento e procedendo-se ao jateamento,

uma 2ª marca se forma em um outro ponto do disco (2), devido à rotação do sistema. Com a distância da 1ª para a 2ª marca (dado por x), conforme mostra a Figura 3.11, e sabendo-se a rotação dos discos, determina-se o tempo que partícula leva para atravessar o disco (1) e atingir o disco (2). Como a velocidade média é uma razão entre espaço (distância entre os discos) e tempo, determina-se a velocidade média de impacto das partículas erosivas.

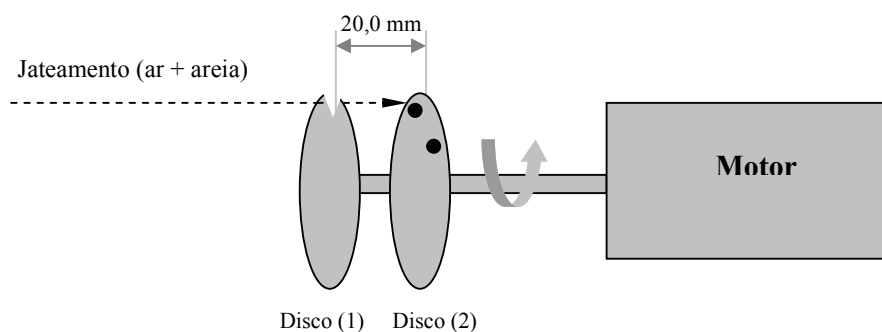


Figura 3.10 – Representação esquemática do dispositivo duplo disco para determinação da velocidade de impacto das partículas erosivas.

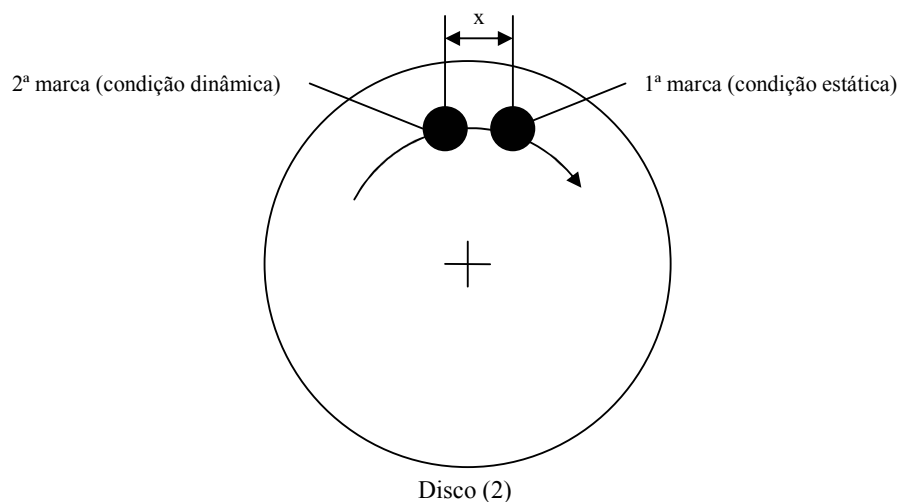


Figura 3.11 – Representação esquemática do disco (2). A 1ª marca foi feita em uma condição estática, enquanto que a 2ª marca foi feita em uma condição dinâmica.

Conforme se observa nas Figuras 3.12 (a) e (b), o dispositivo duplo disco é montado quando não se está realizando o ensaio de erosão.

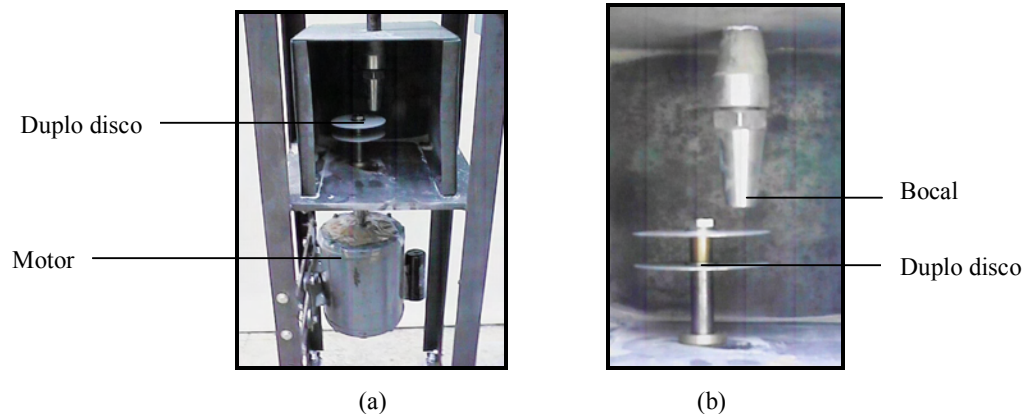


Figura 3.12 – (a) Dispositivo duplo disco, (b) detalhes do dispositivo

3.5 – PARÂMETROS DO ENSAIO DE EROSÃO

Os ensaios de erosão por partículas sólidas em meio gasoso foram realizados com os seguintes parâmetros:

- (a) Velocidade de impacto das partículas (V): 50m/s.
- (b) Ângulo de impacto das partículas (θ): 15°, 30°, 60° e 90°.
- (c) Fluxo das partículas: 2,8g/min.
- (d) Tamanho médio das partículas: 150 a 300 μm .
- (e) Forma das partículas: angular.
- (f) Distância entre a saída do bocal e a superfície do material: 10mm.
- (g) Massa de partículas impactada (M_p): 100g.
- (h) Temperatura: ambiente.

3.6 – METODOLOGIA DO ENSAIO DE EROSÃO

- (a) Calibração do dispositivo de ensaio com os parâmetros anteriormente fixados.
- (b) Limpeza ultra-sônica dos corpos de prova com acetona antes do ensaio, para retirada de impurezas provenientes do ensaio e manuseio.
- (c) Pesagem do corpo-de-prova de erosão antes do ensaio, determinando-se sua massa inicial (M_i), em uma balança de precisão de 0,001g.
- (d) Ensaio de erosão com os parâmetros anteriormente fixados, conforme item 3.5.
- (e) Limpeza ultra-sônica dos corpos de prova em acetona após o ensaio, para retirada de impurezas provenientes do ensaio e manuseio.
- (f) Pesagem do corpo-de-prova de erosão após o ensaio, determinando-se sua massa final (M_f), em uma balança de precisão de 0,001g.
- (g) O resultado do ensaio de erosão efetivamente medido, foi a perda de massa do corpo de prova através da diferença de massas antes (M_i) e após (M_f) o ensaio. Todas as perdas de massa foram normalizadas para levar em conta a diferença de densidade entre as superligas e o aço. A fórmula para o cálculo do volume removido de cada material em cada ângulo é o seguinte:

$$D = M / Vol$$

D = Densidades

$$M = M_i - M_f$$

M_i = Massa inicial

M_f = Massa final

Vol = Volume removido

- (h) A taxa de erosão (E), resulta da relação entre a volume removido do material (Vol) e a massa de partículas impactadas (Mp). A fórmula para o cálculo da taxa de erosão é a seguinte:

$$E = \text{Vol} / M_p$$

E = Taxa de erosão

Vol = Volume removido

Mp = Massa de partículas impactadas

3.7 - MICROSCOPIA ÓPTICA

As amostras do material foram embutidas e lixadas numa seqüência de lixas de 100, 220, 320, 600, 1000 e 1500 dentro do procedimento convencional com um polimento fino realizado com alumina diluída. As superfícies em análise das superligas ‘Nimonic 80 A’ e ‘Inconel 600’, receberam ataque eletroquímico com 20% de HCl e, o aço baixa liga ‘PS 67’, recebeu ataque químico com 2% de nital. As micrografias foram efetuadas em um microscópio óptico (Neophot 32) do Departamento de Materiais e Tecnologia da UNESP, associado a um microcomputador para digitalização das imagens selecionadas.

4.0 - RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 – CARACTERIZAÇÃO DOS MATERIAIS

4.1.1 – Análise química

A Tabela 4.1 ilustra os resultados da composição química das superligas ‘Nimonic 80 A’, ‘Inconel 600’ e do material de referência, o aço baixa liga ‘PS 67’.

TABELA 4.1 - Composição química em peso das superligas ‘Nimonic 80 A’, ‘Inconel 600’ e do aço baixa liga ‘PS 67’.

	‘Nimonic 80 A’ (%)	‘Inconel 600’ (%)	‘PS 67’ (%)
Ni	74,62	74,18	0,14
Cr	19,71	15,35	0,89
Ti	2,66	0,16	-
Al	1,57	0,26	-
Si	0,02	0,21	0,22
C	0,09	0,02	0,43
Mn	0,03	0,26	0,92
Co	0,03	0,02	-
Fe	0,44	8,7	96,51
Cu	0,008	0,004	-
Mo	0,02	-	0,84
P	0,005	-	0,02
S	0,003	0,0003	0,026

Observa-se na Tabela 4.1, que as superligas ‘Nimonic 80 A’ e ‘Inconel 600’, são compostas basicamente pelos elementos níquel (Ni) e cromo (Cr). No presente caso, as amostras recozidas das superligas ‘Nimonic 80 A’ e ‘Inconel 600’, continham uma grande quantidade de níquel (%Ni > 74%). O níquel na condição recozida é suficientemente dúctil para poder ser trabalhado mecanicamente e, na condição encruada apresenta dureza de nível elevado, a ponto de garantir uma razoável resistência ao desgaste, uma excelente resistência à corrosão e oxidação, além de garantir a estabilidade da austenita a temperaturas elevadas. O cromo (Cr), outro elemento presente nas superligas ‘Nimonic 80 A’ (%Cr >19%) e ‘Inconel 600’ (%Cr >15%), também melhora a resistência à corrosão e oxidação pela formação de uma película protetora de Cr_2O_3 , além de ajudar no mecanismo de endurecimento dos materiais pela formação de solução sólida ou carbonetos.

Outros elementos de liga presentes em menores quantidades, também são importantes constituintes das superligas. O carbono presente em pequenas quantidades nas superligas ‘Nimonic 80 A’ e ‘Inconel 600’ é responsável pela formação dos carbonetos. Adições de alumínio (Al) são favoráveis na resistência à oxidação e corrosão, especialmente em temperaturas acima de 1000°C , onde ocorre a vaporização da película protetora de Cr_2O_3 , além de desempenhar juntamente com o titânio (Ti), papel fundamental nas superligas à base de níquel endurecidas pelo tratamento térmico de solubilização e precipitação da fase gama primária (γ') (ex.: ‘Nimonic 80 A’). O molibdênio (Mo) presente na superliga ‘Nimonic 80 A’ é responsável pela formação de carbonetos e endurecimento por solução sólida. O Ferro (Fe), encontra-se presente em pequena quantidade na superliga ‘Nimonic 80 A’ (% Fe = 0,44%) e em maior quantidade na superliga ‘Inconel 600’ (%Fe = 8%), além de ser o principal constituinte do material de referência, o aço baixa liga ‘PS 67’ (%Fe = 96%).

4.1.2 – Micrografias

As Figuras 4.1, 4.2 e 4.3 ilustram respectivamente as micrografias das superligas ‘Nimonic 80 A’, ‘Inconel 600’ e do material de referência, o aço baixa liga ‘PS 67’.

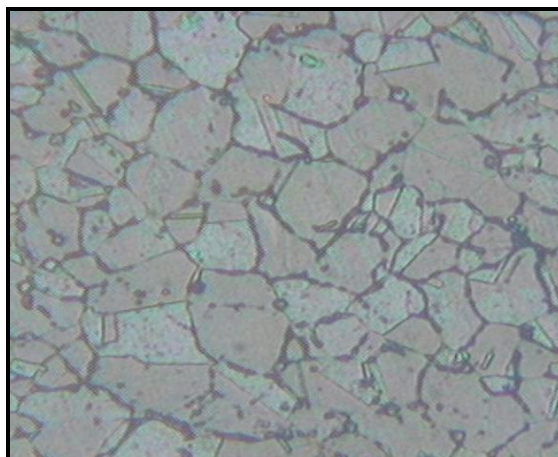


Figura 4.1 – Micrografia da superliga ‘Nimonic 80 A’, na condição como fornecida (aumento de 500x).

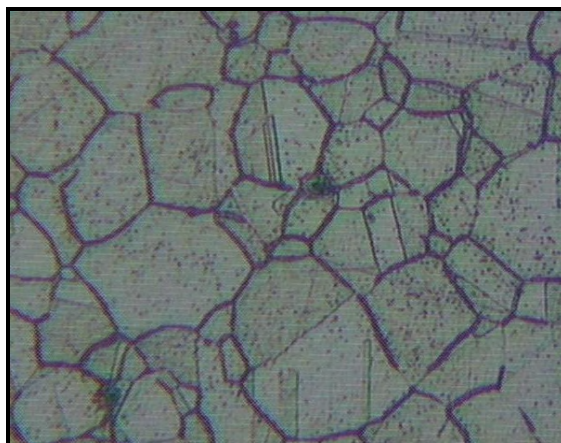


Figura 4.2 – Micrografia da superliga ‘Inconel 600’, na condição como fornecida (aumento de 500x).

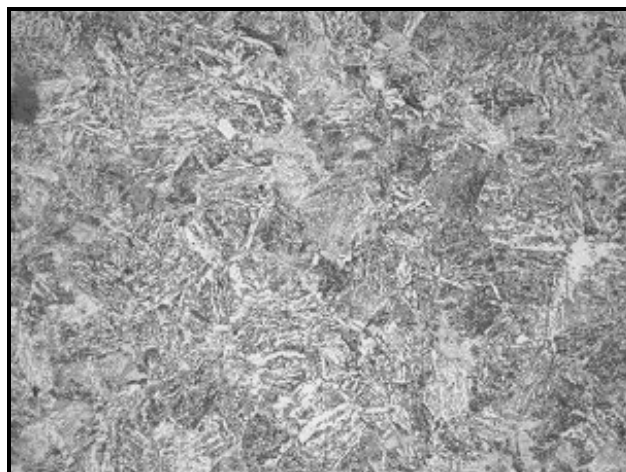


Figura 4.3 – Micrografia do aço baixa liga ‘PS 67’, tratado termicamente (aumento de 100x).

A microestrutura da superliga ‘Nimonic 80 A’ é composta basicamente por uma matriz austenítica de fase (γ), representada pela grande parte clara ilustrada na Figura 4.1, mais algumas fases secundárias: a fase gama primária (γ') e carbonetos. A fase gama primária (γ') tem a forma esférica e está representada pelos pontos escuros presentes no interior da matriz. O carboneto do tipo ($M_{23}C_6$) está representado pela faixa escura presente nos contornos de grãos, além do carboneto (MC), este representado por pequenas esferas presente em alguns pontos do contorno de grão.

A microestrutura da superliga ‘Inconel 600’, é composta basicamente por uma matriz austenítica de fase (γ), representada pela grande parte clara ilustrada na Figura 4.2, mais algumas fases secundárias, tal como carbonetos, presentes no interior da matriz, representado pelos pontos escuros, além do carboneto do tipo ($M_{23}C_6$), que está representado pela faixa escura presente nos contornos de grãos. O aço baixa liga ‘PS 67’, ilustrado na Figura 4.3, tratado termicamente, apresenta uma região clara, composta de ferrita e de uma região escura, composta de perlita e bainita.

4.1.3 – Tamanho de grão

A Tabela 4.2 ilustra os valores dos tamanhos de grãos das superligas ‘Nimonic 80 A’, ‘Inconel 600’ e do aço baixa liga ‘PS 67’, conforme a norma (ASTM-G/E-112). Observa-se que o diâmetro médio do grão do material de referência, o aço baixa liga ‘PS 67’, é aproximadamente três vezes maior que o diâmetro médio do grão da superliga ‘Nimonic 80 A’, e cinco vezes maior que o diâmetro médio da superliga ‘Inconel 600’, sendo que o diâmetro médio do grão da superliga ‘Nimonic 80 A’ é aproximadamente uma vez e meia o diâmetro médio do grão da superliga ‘Inconel 600’.

Tabela 4.2 – Tamanho de grão (ASTM-G/E-112) das superligas ‘Nimonic 80 A’, ‘Inconel 600’ e do aço baixa liga ‘PS 67’.

<i>Material</i>	<i>Tamanho de grão ASTM-G / (diâmetro-mm)</i>
<i>Superliga ‘Nimonic 80 A’</i>	<i>9 / 0,015</i>
<i>Superliga ‘Inconel 600’</i>	<i>11 / 0,009</i>
<i>Aço ‘PS 67’</i>	<i>6 / 0,045</i>

4.1.4 – Forma das partículas erosivas

As partículas erosivas utilizadas no experimento, areia fina comum, possuem a forma angular, conforme ilustra a Figura 4.4. Segundo vários pesquisadores, entre eles Maji e Sheldon (1979), Levy e Chik (1983), Reddy e Sundararajan (1986), partículas angulares são responsáveis por maiores taxas de erosão do que partículas esféricas e,

para baixos ângulos de impacto (15°), atuam como se fossem ferramentas de corte, conforme o mecanismo proposto por Finnie (1960).

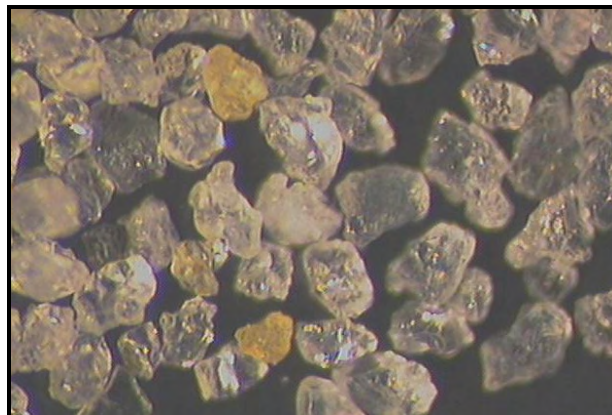


Figura 4.4 – Micrografia das partículas erosivas de forma angular (aumento de 60x).

4.1.5 – Ensaio de dureza

A Tabela 4.3 ilustra o valor médio da dureza e o respectivo desvio-padrão das superligas ‘Nimonic 80 A’, ‘Inconel 600’ e do aço baixa liga ‘PS 67’.

Tabela 4.3 - Dureza Vickers (HV) das superligas ‘Nimonic 80 A’, ‘Inconel 600’ e do aço baixa liga ‘PS 67’.

<i>Material</i>	<i>Dureza (HV)</i>	
	<i>Média</i>	<i>Desvio</i>
<i>Superliga ‘Nimonic 80 A’</i>	325	16
<i>Superliga ‘Inconel 600’</i>	273	9
<i>Aço baixa liga ‘PS 67’</i>	325	9

A superliga ‘Nimonic 80 A’ e o aço baixa liga ‘PS 67’ apresentaram durezas da ordem de 325 (HV), ou seja, valores 19% superiores aqueles obtidos pela superliga ‘Inconel 600’ (273HV).

4.1.6 – Ensaio de tração

A Tabela 4.4 apresenta os resultados dos ensaios de tração das superligas ‘Nimonic 80 A’, ‘Inconel 600’ e do aço baixa liga ‘PS 67’, com as suas respectivas médias e desvio-padrão.

Tabela 4.4 – Resultados dos ensaios de tração das superligas ‘Nimonic 80 A’, ‘Inconel 600’ e do aço baixa liga ‘PS 67’.

<i>Material</i>	<i>Amostra</i>	σ_e (MPa)	σ_t (MPa)	<i>A</i> (%) (30mm)	<i>n</i>
<i>Superliga ‘Nimonic 80 A’</i>	<i>1</i>	<i>680,38</i>	<i>1131,79</i>	<i>22,17</i>	<i>0,22</i>
	<i>2</i>	<i>664,03</i>	<i>1108,89</i>	<i>21,80</i>	<i>0,23</i>
	<i>3</i>	<i>683,65</i>	<i>1118,70</i>	<i>22,00</i>	<i>0,24</i>
	<i>Média</i>	<i>676,02</i>	<i>1119,79</i>	<i>21,99</i>	<i>0,23</i>
	<i>Desvio</i>	<i>10,51</i>	<i>11,49</i>	<i>0,19</i>	<i>0,01</i>
<i>Superliga ‘Inconel 600’</i>	<i>1</i>	<i>418,10</i>	<i>697,88</i>	<i>25,42</i>	<i>0,27</i>
	<i>2</i>	<i>418,10</i>	<i>701,18</i>	<i>25,42</i>	<i>0,24</i>
	<i>3</i>	<i>419,7</i>	<i>704,47</i>	<i>24,88</i>	<i>0,21</i>
	<i>Média</i>	<i>418,63</i>	<i>701,17</i>	<i>25,18</i>	<i>0,24</i>
	<i>Desvio</i>	<i>0,92</i>	<i>3,26</i>	<i>0,27</i>	<i>0,02</i>
<i>Aço ‘PS 67’</i>	<i>1</i>	<i>799,04</i>	<i>997,12</i>	<i>7,01</i>	<i>0,1</i>
	<i>2</i>	<i>711,75</i>	<i>1003,83</i>	<i>7,46</i>	<i>0,1</i>
	<i>3</i>	<i>721,82</i>	<i>987,04</i>	<i>8,68</i>	<i>0,1</i>
	<i>Média</i>	<i>744,20</i>	<i>996,00</i>	<i>7,72</i>	<i>0,1</i>
	<i>Desvio</i>	<i>47,76</i>	<i>8,45</i>	<i>0,86</i>	<i>0,0</i>

Os resultados dos ensaios de tração apresentados indicam que a resistência mecânica da superliga ‘Nimonic 80 A’ ($\sigma_e = 676$ MPa, $\sigma_t = 1120$ MPa) é maior do que a da superliga ‘Inconel 600’ ($\sigma_e = 419$ MPa; $\sigma_t = 701$ MPa). Entretanto, quando comparado ao material de referência, o aço baixo liga ‘PS 67’ ($\sigma_e = 744$ MPa; $\sigma_t = 996$ MPa), a tensão limite de escoamento mostrou-se maior do que a das superligas, enquanto que a tensão limite de resistência à tração mostrou-se com um valor intermediário. As superligas ‘Nimonic 80 A’ (alongamento 22%) e ‘Inconel 600’ (alongamento 25%) apresentaram alta ductilidade em relação ao material de referência, o aço baixa liga ‘PS 67’ (alongamento 8%), como também um alto coeficiente de encruamento (APÊNDICE B), ‘Nimonic 80 A’ ($n = 0,23$) e ‘Inconel 600’ ($n = 0,24$), em relação ao material de referência o aço baixa liga ‘PS 67’ ($n = 0,1$).

4.2 – ENSAIO DE EROSÃO POR PARTÍCULAS SÓLIDAS EM SUPERLIGAS À BASE DE NÍQUEL

4.2.1 – Estado estacionário

A Figura 4.5 ilustra o volume removido de material em função da massa de partículas erosivas impactadas, realizadas a cada 25 gramas (acumulada), da superliga ‘Nimonic 80 A’ e do aço baixa liga ‘PS 67’, para o ângulo de impacto de 30°, onde provavelmente ocorre à máxima remoção de material.

As equações das retas mostradas na Figura 4.5 indicam que o volume removido de material em função da massa de partículas erosivas impactadas, para a superliga ‘Nimonic 80 A’ e para o material de referência, o aço baixa liga ‘PS 67’, são dadas respectivamente por: (a) $y = 0,0216x + 0,0856$ e (b) $y = 0,0256x - 0,0611$, sendo que o coeficiente angular representa a taxa de desgaste erosivo (E) de cada um dos materiais em estudo: $E_{\text{Nimonic 80 A}} = 0,0216$ (mm³/g) e $E_{\text{PS 67}} = 0,0256$ (mm³/g).

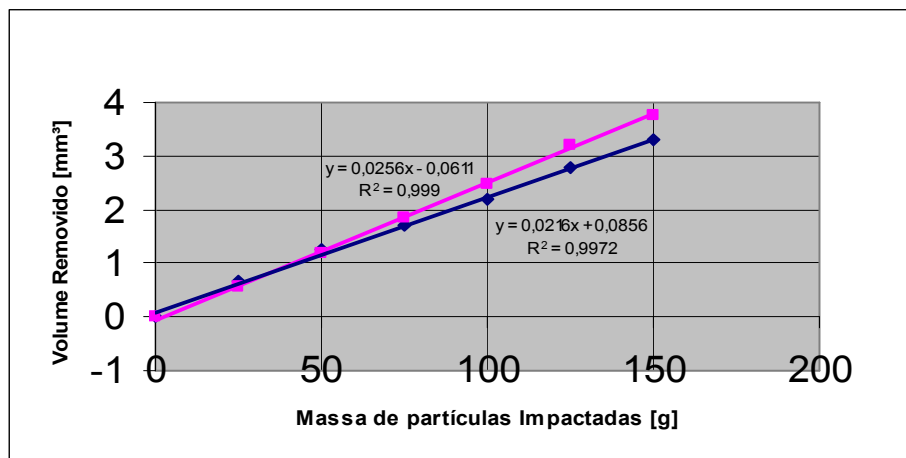


Figura 4.5 – Volume removido de material em função da massa de partículas erosivas impactadas. Superliga ‘Nimonic 80 A’ (◆) e aço baixa liga ‘PS 67’ (■).

Para as regressões lineares mostradas na Figura 4.5, verifica-se que o coeficiente de correlação para a superliga ‘Nimonic 80 A’ ($R^2 = 0,9972$) e para o material de referência o aço de baixa liga ‘PS 67’ ($R^2 = 0,999$) são muito elevados, mostrando que os pontos estão sobre uma reta com confiança de 99,7% e 99,9%, indicando com precisão extremamente elevada de que o desgaste erosivo realizado no dispositivo de ensaio de erosão encontra-se no estado estacionário, não apresentando períodos significativos de incubação, observação esta feita por Tilly (1969), que descreveu que para alguns materiais dúcteis o período de incubação é desprezível e a perda de massa do material é proporcional à massa de partículas erosivas que impactam à superfície do material.

4.2.2 – Velocidade média de impacto das partículas erosivas

O dispositivo duplo disco projetado por Ruff e Ives (1975), conforme mostrado no item 3.4.3, permitiu que se determinasse a velocidade de impacto das partículas erosivas sobre a superfície da amostra, conforme a seqüência utilizada:

(a) A distância “x” (entre a 1ª e 2ª marca no disco 2): 3,5 mm.

(b) Rotação do motor = 3585 rpm = 59,75 rps (rotação por segundo).

(c) A distância percorrida pelo disco (2) no local de impacto em um segundo:

$$59,75 \text{ giros} \times 2\pi r \text{ (r = 24 mm)} = 9010,3 \text{ mm}$$

(d) Determinação do tempo que a partícula leva para atravessar o disco (1) e atingir o disco (2): Como a distância “x” entre a 1ª e 2ª marca no disco (2) foi de 3,5 mm, aplicando-se uma regra de três ao resultado do item (c), determina-se o tempo que a partícula leva para atravessar o disco (1) e atingir o disco (2): $t = 3,88 \times 10^{-4} \text{ s}$.

(e) Como a velocidade média é uma razão entre espaço (distância entre os discos = $19,5 \times 10^{-3} \text{ m}$) e tempo, determina-se a velocidade média de impacto das partículas erosivas pela divisão entre $19,5 \times 10^{-3} \text{ m}$ e $3,88 \times 10^{-4} \text{ s}$, obtendo-se como resultado a velocidade média das partículas erosivas de 50m/s.

4.2.3 – Análise do ensaio de erosão por partículas sólidas em função do ângulo de impacto e correlação com as propriedades mecânicas

A Tabela 4.5 apresenta o volume removido das superligas ‘Nimonic 80 A’, ‘Inconel 600’ e do material de referência, o aço baixa liga ‘PS 67’. As densidades utilizadas para o cálculo do volume removido são: $D_{\text{Nimonic 80 A}} = 8,126 \times 10^{-3} \text{ g/mm}^3$, $D_{\text{Inconel 600}} = 8,434 \times 10^{-3} \text{ g/mm}^3$, $D_{\text{PS 67}} = 7,816 \times 10^{-3} \text{ g/mm}^3$. Como a taxa de erosão é dada pela razão entre o volume removido e a quantidade de partículas impactadas, os valores médios do volume removido da Tabela 4.5 foram divididos pela massa de partículas impactadas durante cada ensaio (100g = 0,1kg).

Tabela 4.5 – Perda volumétrica das superligas ‘Nimonic 80 A’, ‘Inconel 600’ e do aço baixa liga ‘PS 67’, em função dos ângulos de impacto do fluxo de partículas sólidas.

<i>Material</i>	<i>Ensaio</i>	<i>15° (mm³)</i>	<i>30° (mm³)</i>	<i>60° (mm³)</i>	<i>90° (mm³)</i>
<i>Superliga 'Nimonic 80 A'</i>	<i>1</i>	<i>1,476</i>	<i>1,810</i>	<i>1,722</i>	<i>1,476</i>
	<i>2</i>	<i>1,513</i>	<i>1,808</i>	<i>1,476</i>	<i>1,353</i>
	<i>3</i>	<i>1,451</i>	<i>1,808</i>	<i>1,476</i>	<i>1,476</i>
	<i>4</i>	<i>1,534</i>	<i>1,824</i>	<i>1,476</i>	<i>1,353</i>
	<i>Média</i>	<i>1,494</i>	<i>1,813</i>	<i>1,538</i>	<i>1,415</i>
	<i>Desvio</i>	<i>0,037</i>	<i>0,008</i>	<i>0,123</i>	<i>0,071</i>
<i>Superliga 'Inconel 600'</i>	<i>1</i>	<i>1,780</i>	<i>1,720</i>	<i>1,186</i>	<i>1,044</i>
	<i>2</i>	<i>1,780</i>	<i>1,661</i>	<i>1,625</i>	<i>1,044</i>
	<i>3</i>	<i>1,637</i>	<i>1,780</i>	<i>1,483</i>	<i>1,115</i>
	<i>4</i>	<i>1,637</i>	<i>1,780</i>	<i>1,542</i>	<i>1,210</i>
	<i>Média</i>	<i>1,708</i>	<i>1,735</i>	<i>1,459</i>	<i>1,103</i>
	<i>Desvio</i>	<i>0,083</i>	<i>0,057</i>	<i>0,191</i>	<i>0,079</i>
<i>Aço 'PS 67'</i>	<i>1</i>	<i>1,600</i>	<i>2,020</i>	<i>1,536</i>	<i>1,152</i>
	<i>2</i>	<i>1,664</i>	<i>2,049</i>	<i>1,536</i>	<i>1,280</i>
	<i>3</i>	<i>1,613</i>	<i>2,134</i>	<i>1,664</i>	<i>1,280</i>
	<i>4</i>	<i>1,511</i>	<i>1,878</i>	<i>1,410</i>	<i>1,280</i>
	<i>Média</i>	<i>1,597</i>	<i>2,020</i>	<i>1,537</i>	<i>1,248</i>
	<i>Desvio</i>	<i>0,064</i>	<i>0,106</i>	<i>0,104</i>	<i>0,064</i>

A Tabela 4.6 apresenta a taxa de erosão das superligas ‘Nimonic 80 A’, ‘Inconel 600’ e do material de referência, o aço baixa liga ‘PS 67’, com as suas respectivas médias e desvio-padrão.

Tabela 4.6 – Taxa de erosão das superligas ‘Nimonic 80 A’, ‘Inconel 600’ e do aço baixa liga ‘PS 67’, em função dos ângulos de impacto do fluxo de partículas sólidas.

<i>Material</i>	<i>Taxa de Erosão (mm³/kg)</i>							
	<i>15°</i>		<i>30°</i>		<i>60°</i>		<i>90°</i>	
	<i>Média</i>	<i>Desvio</i>	<i>Média</i>	<i>Desvio</i>	<i>Média</i>	<i>Desvio</i>	<i>Média</i>	<i>Desvio</i>
<i>Superliga ‘Nimonic 80 A’</i>	14,9	0,4	18,1	0,1	15,4	1,2	14,1	0,7
<i>Superliga ‘Inconel 600’</i>	17,1	0,8	17,4	0,6	14,6	1,9	11,0	0,8
<i>Aço ‘PS 67’</i>	16,0	0,6	20,2	1,1	15,4	1,0	12,5	0,6

A Figura 4.6 ilustra o comportamento da taxa de erosão em função do ângulo de impacto do fluxo de partículas sólidas, para as superligas ‘Nimonic 80 A’, ‘Inconel 600’ e para o material de referência, o aço baixa liga ‘PS 67’. Destas considerações observadas, verifica-se que a taxa média de erosão é crescente até o ângulo de impacto de 30°, com um posterior decréscimo até o ângulo de impacto de 90°, para os três materiais analisados, mostrando um comportamento típico de materiais dúcteis, ou seja, maiores taxas de erosão para baixos ângulos de impacto e menores taxas de erosão para maiores ângulos de impacto, como observado por vários pesquisadores, entre eles Finnie (1960) e Tilly (1969).

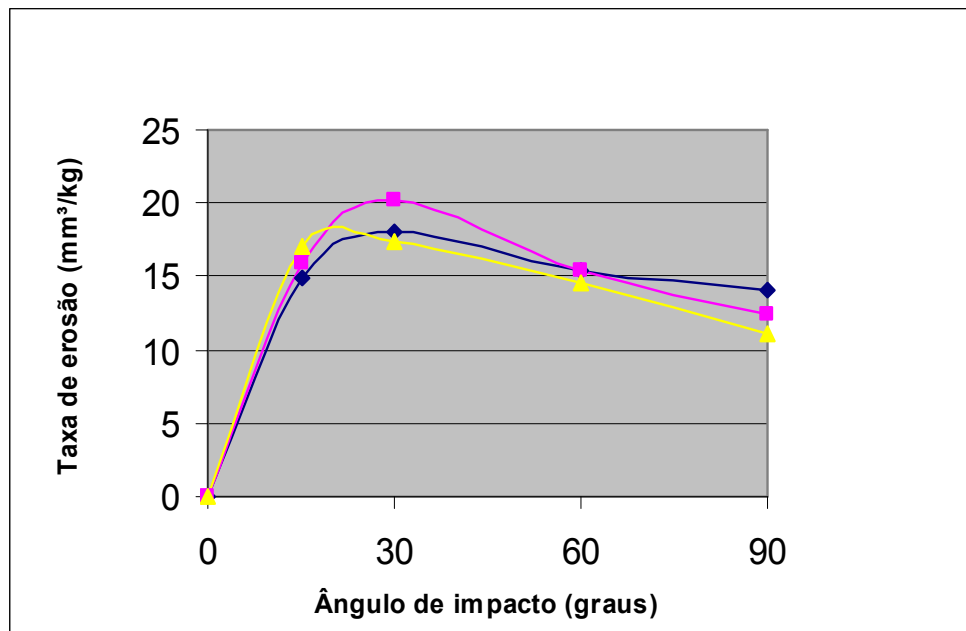


Figura 4.6 - Taxa de erosão em função do ângulo de impacto do fluxo de partículas sólidas, das superligas ‘Nimonic 80 A’ (◆) e ‘Inconel 600’ (▲) e do aço baixa liga ‘PS 67’ (■).

Analisando-se a resistência à erosão da superliga ‘Inconel 600’ em relação ao material de referência, o aço baixa liga ‘PS 67’, na Figura 4.7, em função dos ângulos de impacto do fluxo de partículas sólidas em meio gasoso, para um nível de confiança de 95% (APÊNDICE C), em um ângulo de impacto de 15°, observa-se uma provável inferioridade da resistência à erosão da superliga ‘Inconel 600’. Para o ângulo de impacto de 30°, observa-se uma superioridade da resistência à erosão da superliga ‘Inconel 600’ e uma provável superioridade para os ângulos de impacto de 60° e 90°.

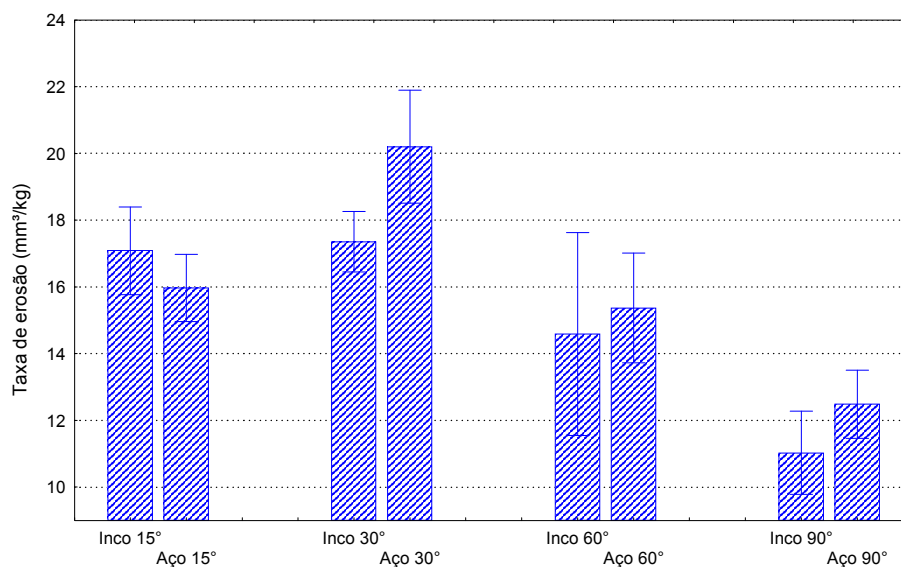


Figura 4.7 – Taxa de erosão em função do ângulo de impacto do fluxo de partículas sólidas, da superliga ‘Inconel 600’ e do aço baixa liga ‘PS 67’, para um nível de confiança de 95%.

Destas considerações observadas na Figura 4.7, baseado no mecanismo de corte proposto por Finnie (1960), esta provável inferioridade da resistência à erosão da superliga ‘Inconel 600’ em um ângulo de impacto de 15°, pode estar relacionada com a menor dureza da superliga ‘Inconel 600’ (273 HV) em relação ao material de referência, o aço baixa liga ‘PS 67’ (325 HV), implicando em uma menor resistência ao corte e, portanto uma menor resistência à erosão da superliga ‘Inconel 600’. Para os ângulos de impacto de 30°, 60° e 90°, este comportamento se inverte, com o aumento do ângulo de impacto, há um aumento da componente vertical responsável pela deformação plástica do material, conforme a teoria proposta por Bitter (1963), produzindo uma fragilização do material de maior dureza, o aço baixa liga ‘PS 67’ (325HV), e desta forma uma menor resistência à erosão.

Apesar da grande ductilidade da superliga ‘Inconel 600’ (A= 25%) em relação ao material de referência o aço baixa liga ‘PS 67’ (A= 8%), na Figura 4.7, a superliga

‘Inconel 600’ mostra uma provável menor resistência à erosão para o ângulo de impacto de 15°, portanto a ductilidade é um fato que não explica a resistência à erosão em baixos ângulos de impacto. Porém, para os ângulos de impacto de 30°, 60° e 90°, a superliga ‘Inconel 600’ mostra uma provável maior resistência à erosão, portanto a ductilidade é um fato que explica a resistência à erosão em maiores ângulos de impacto, pois com uma maior capacidade de deformação é possível reduzir a fragilização do material devido aos sucessivos impactos com a consequente redução do desgaste erosivo.

Apesar da grande diferença entre os coeficientes de encruamento (APÊNDICE B), entre superliga ‘Inconel 600’ ($n= 0,24$) e o aço baixa liga ‘PS 67’ ($n= 0,1$), na Figura 4.7, verifica-se para todos ângulos ensaiados, que um maior coeficiente de encruamento não implica em uma maior fragilização do material devido aos sucessivos impactos, caso contrário ao que ocorre com os materiais acima citados.

Levando-se em consideração as tensões limite de escoamento e limite de tração da superliga ‘Inconel 600’ ($\sigma_e= 418$ MPa, $\sigma_t= 701$ MPa) e do aço baixa liga ‘PS 67’ ($\sigma_e= 744$ MPa, $\sigma_t= 996$ MPa), na Figura 4.7, verifica-se que a superioridade das tensões limite de escoamento e limite de tração do aço baixa liga ‘PS 67’ em relação à superliga ‘Inconel 600’, se reflete em benefícios perceptíveis na resistência à erosão somente para baixos ângulos de impacto (15°), enquanto que para ângulos de 30°, 60°, e 90°, estas propriedades não refletem os resultados encontrados de uma maior resistência ao desgaste erosivo da superliga ‘Inconel 600’ em relação ao aço baixa liga ‘PS 67’. Destas observações, verifica-se que uma maior tensão limite de escoamento e limite de tração, não determina uma maior resistência à erosão. Apenas em baixos ângulos de impacto as tensões limite de escoamento e limite de tração demonstram ser um parâmetro de comparação em relação à resistência à erosão.

Analisando-se a resistência à erosão da superliga ‘Nimonic 80 A’, em relação ao material de referência, o aço baixa liga ‘PS 67’, na Figura 4.8, em função dos

ângulos de impacto do fluxo de partículas sólidas em meio gasoso, para um nível de confiança de 95%, em um ângulo de impacto de 15°, observa-se uma provável superioridade da resistência à erosão da superliga ‘Nimonic 80 A’. Para o ângulo de impacto de 30°, observa-se uma superioridade da resistência à erosão da superliga ‘Nimonic 80 A’, uma provável igualdade para o ângulo de impacto de 60° e uma provável inferioridade para o ângulo de impacto de 90°.

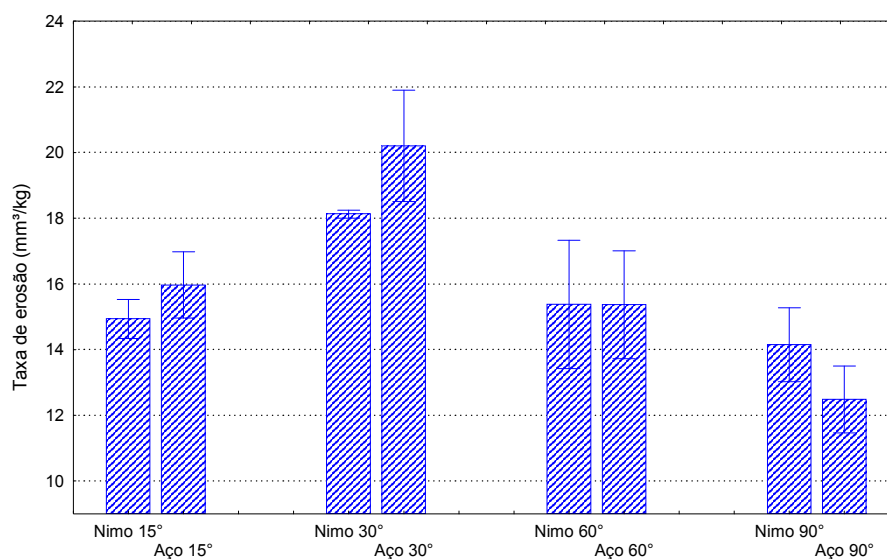


Figura 4.8 – Taxa de erosão em função do ângulo de impacto do fluxo de partículas sólidas, da superliga ‘Nimonic 80 A’ e do aço baixa liga ‘PS 67’, para um nível de confiança de 95%.

Destas considerações observadas na Figura 4.8, em vista da dureza da superliga ‘Nimonic 80 A’ e do material de referência o aço baixa liga ‘PS 67’, serem iguais (325HV), constata-se que a dureza não pode ser considerada um fator que explique a diferença da taxa de erosão para os materiais analisados.

A grande ductilidade da superliga ‘Nimonic 80 A’ (A= 22%) em relação ao material de referência, o aço baixa liga ‘PS 67’ (A= 8%), na Figura 4.8, mostra uma provável maior resistência à erosão para o ângulo de impacto de 15° e 30°, portanto a

ductilidade é um fato que explica a resistência à erosão em baixos e médios ângulos de impacto. Porém, para ângulos de impacto maiores, tais como 60° e 90°, este comportamento começa a se inverter, e a superliga ‘Nimonic 80 A’ começa a mostrar uma provável menor resistência à erosão, portanto a ductilidade é um fato que não explica a resistência à erosão em maiores ângulos de impacto, já que uma maior capacidade de deformação seria possível reduzir a fragilização do material devido aos sucessivos impactos com a conseqüente redução do desgaste erosivo.

O grande coeficiente de encruamento da superliga ‘Nimonic 80 A’ ($n= 0,23$) em relação ao material de referência, o aço baixa liga ‘PS 67’ ($n= 0,1$), na Figura 4.8, mostra uma provável maior resistência à erosão para o ângulo de impacto de 15° e 30°, portanto o encruamento é um fato que pode explicar a resistência à erosão em baixos e médios ângulos de impacto. Porém, para ângulos de impacto de 60° e 90°, este comportamento começa a se inverter, e a superliga ‘Nimonic 80 A’ começa a mostrar uma provável menor resistência à erosão, portanto o encruamento é um fato que também explica a resistência à erosão em altos ângulos de impacto, pois com uma maior capacidade endurecimento ocorre uma fragilização do material pelos sucessivos impactos, ocasionando um aumento do desgaste erosivo.

Levando-se em consideração as tensões limite de escoamento e limite de tração da superliga ‘Nimonic 80 A’ ($\sigma_e= 676$ MPa, $\sigma_t= 1120$ MPa) e do aço baixa liga ‘PS 67’ ($\sigma_e= 744$ MPa, $\sigma_t= 996$ MPa), na Figura 4.8, observa-se que a superliga ‘Nimonic 80 A’ possui uma tensão limite de tração maior do que o aço baixa liga ‘PS 67’, enquanto que a tensão de escoamento se mostra um pouco menor. Destas considerações, observa-se que uma maior tensão limite de tração da superliga ‘Nimonic 80 A’ para os ângulos de impacto de 15°, 30° e 60°, reflete-se em uma provável maior resistência ao desgaste erosivo em relação ao aço baixa liga ‘PS 67’. Porém, a tensão limite de escoamento relativamente maior do aço baixa liga ‘PS 67’, reflete-se em uma maior resistência à erosão para um ângulo de 90°.

Analisando-se a resistência à erosão da superliga ‘Nimonic 80 A’ em relação à superliga ‘Inconel 600’, na Figura 4.9, em função dos ângulos de impacto do fluxo de partículas sólidas em meio gasoso, para um nível de confiança de 95%, em um ângulo de impacto de 15°, verifica-se que a superliga ‘Nimonic 80 A’ exibe uma maior resistência à erosão. Para o ângulo de impacto de 30° e 60°, observa-se uma provável superioridade da resistência à erosão da superliga ‘Inconel 600’ e uma maior resistência à erosão para o ângulo de impacto de 90°.

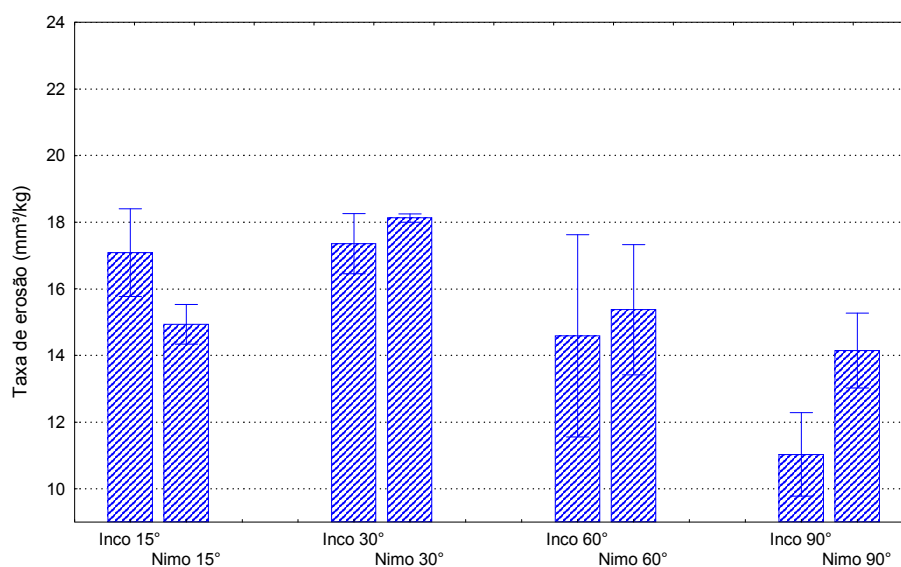


Figura 4.9 – Taxa de erosão em função do ângulo de impacto do fluxo de partículas sólidas, das superligas ‘Nimonic 80 A’ e ‘Inconel 600’, para um nível de confiança de 95%.

Destas considerações observadas na Figura 4.9, baseado no mecanismo de corte proposto por Finnie (1960), esta provável superioridade da resistência à erosão da superliga ‘Nimonic 80 A’ em um ângulo de impacto de 15°, pode estar relacionada com a maior dureza da superliga ‘Nimonic 80 A’ (325 HV) em relação à dureza da superliga ‘Inconel 600’ (273 HV), implicando em uma maior resistência ao corte e, portanto, uma maior resistência à erosão da superliga ‘Nimonic 80 A’. Para os ângulos

de impacto de 30°, 60° e 90°, este comportamento se inverte, com o aumento do ângulo de impacto há um aumento da componente vertical responsável pela deformação plástica do material, conforme a teoria proposta por Bitter (1963), produzindo uma fragilização sobre a superfície do material de maior dureza, a superliga ‘Nimonic 80 A’ (325HV), e desta forma uma menor resistência à erosão.

Apesar da pequena diferença entre os percentuais de alongamento entre as superligas ‘Nimonic 80 A’ (A= 22%) e ‘Inconel 600’ (A= 25%), na Figura 4.9, a superliga ‘Inconel 600’ mostra uma menor resistência à erosão para o ângulo de impacto de 15°, portanto a ductilidade é um fato que não explica a resistência à erosão em baixos ângulos de impacto. Porém, para ângulos de impactos de 30°, 60° e 90°, a superliga ‘Inconel 600’ mostra uma provável maior resistência à erosão, portanto a ductilidade é um fato que explica a resistência à erosão em maiores ângulos de impacto, pois com uma maior capacidade de deformação é possível reduzir a fragilização do material devido aos sucessivos impactos com a consequente redução do desgaste erosivo.

Devido à pequena diferença entre os coeficientes de encruamento das superligas ‘Nimonic 80 A’ (n= 0,23) e ‘Inconel 600’ (n= 0,24), na Figura 4.9, constata-se que o coeficiente de encruamento não pode ser considerado um fator que explique a diferença da taxa de erosão para os materiais analisados.

Levando-se em consideração as tensões de escoamento e tração das superligas ‘Nimonic 80 A’ ($\sigma_e = 676$ MPa, $\sigma_t = 1120$ MPa) e ‘Inconel 600’ ($\sigma_e = 418$ MPa, $\sigma_t = 701$ MPa), na Figura 4.9, verifica-se que a superioridade das tensões de escoamento e tração da superliga ‘Nimonic 80 A’ em relação à superliga ‘Inconel 600’, se refletem em benefícios na resistência à erosão somente para baixos ângulos de impacto (15°), enquanto que para os ângulos de 30°, 60° e 90° estas propriedades não refletem os resultados encontrados de uma maior resistência ao desgaste erosivo da superliga ‘Inconel 600’ em relação à superliga ‘Nimonic 80 A’.

Destas considerações observadas nas Figuras 4.7, 4.8 e 4.9, podemos fazer as seguintes considerações sobre a taxa de erosão e as propriedades mecânicas:

O mecanismo de desgaste erosivo que provavelmente ocorreu nas superligas ‘Nimonic 80 A’ e ‘Inconel 600’, foi o mecanismo de corte proposto por Finnie (1960), onde explica o desgaste erosivo em função da dureza do material para baixos ângulos de impacto (15°), ou seja, material mais duro, mais resistente ao impacto; menos duro, menos resistente ao impacto, porém, esta teoria mostra uma discrepância quando a partícula impacta em altos ângulos. Para os ângulos de impactos maiores, tais como 30° , 60° e 90° , o mecanismo de deformação plástica parece prevalecer, e as propriedades mecânicas tais como ductilidade, coeficiente de encruamento, tensão limite de escoamento e limite de resistência tração podem exercer conjuntamente alguma influência sobre a taxa de erosão, conforme a explicação dada inicialmente por Bitter (1963), e mais tarde corroborado por Hutchings e Levy (1989).

Apesar da grande capacidade de deformação das superligas ‘Nimonic 80 A’ ($A= 22\%$) e ‘Inconel 600’ ($A= 25\%$), a ductilidade não mostrou influência significativa sobre a taxa de erosão para baixos ângulos de impacto (15°), onde opera o mecanismo de corte e a dureza mostra um papel preponderante no mecanismo de erosão. Porém, para maiores ângulos de impacto, tais como 30° , 60° e 90° , onde o mecanismo de deformação plástica começa a prevalecer, a ductilidade mostra uma influência maior sobre a taxa de erosão, fato este observado por Sundararajan (1995) em ligas de cobre, porém, sozinha a ductilidade não explica a resistência à erosão.

Devido à pequena diferença entre os coeficientes de encruamento das superligas ‘Nimonic 80 A’ ($n= 0,23$) e ‘Inconel 600’ ($n= 0,24$), constata-se que o coeficiente de encruamento não pode ser considerado um fato que explique a diferença da taxa de erosão nos materiais analisados. Quando se compara o coeficiente de encruamento das superligas anteriormente citadas, com o do material de referência, o aço baixa liga ‘PS

67' ($n= 0,1$), verifica-se que a grande diferença entre os coeficientes de encruamento também não são suficientes para explicar a resistência à erosão, de acordo com a observação feita por Finnie, Wolak e Kabil (1967); diferentemente de Sundararajan (1995), que encontrou alguma correlação entre o coeficiente de encruamento e taxa de erosão para os sistemas níquel (Ni), níquel-cromo (Ni-Cr), Ma 754 e 17-4 PH SS.

Levando-se em consideração as tensões de escoamento e tração das superligas 'Nimonic 80 A' ($\sigma_e= 676$ MPa, $\sigma_t= 1120$ MPa) e 'Inconel 600' ($\sigma_e= 418$ MPa, $\sigma_t= 701$ MPa), verifica-se que a superioridade das tensões limite de escoamento e limite de resistência a tração da superliga 'Nimonic 80 A' em relação à superliga 'Inconel 600', se refletem em benefícios na resistência à erosão somente para baixos ângulos de impacto (15°). Para os ângulos de 30° , 60° e 90° estas propriedades não refletem os resultados encontrados de uma maior resistência ao desgaste erosivo da superliga 'Inconel 600' em relação à superliga 'Nimonic 80 A', fato este observado por Sundararajan (1995), em que mostra uma melhor resistência ao desgaste erosivo em materiais com resistência mecânica mais baixa.

O diâmetro médio das partículas erosivas esta entre 150 e $300\mu\text{m}$ ($0,15\text{mm}$ e $0,30\text{mm}$), valores muito superiores ao diâmetro médio dos grãos das superligas 'Nimonic 80 A' ($0,015\text{mm}$) e 'Inconel 600' ($0,009\text{mm}$), sendo este parâmetro um fato que também não deve influir de forma decisiva na resistência ao desgaste erosivo pelo 'efeito tamanho', conforme observou Tilly (1973) e Kosel (1995); e nem pela transição dúctil e frágil, conforme observou Sheldon e Finnie (1966).

5.0 - CONCLUSÃO

A análise dos resultados da erosão por partícula sólida em meio gasoso nas superligas à base de níquel ‘Nimonic 80 A’ e ‘Inconel 600’, conforme parâmetros adotados, permitiu concluir que:

- (a) O dispositivo de ensaio de erosão do tipo jato de impacto mostrou uma boa reprodutibilidade dos resultados da taxa de erosão, para um nível de confiança de 95%.
- (b) A taxa de erosão das superligas ‘Nimonic 80 A’ e ‘Inconel 600’, em função dos ângulos de impacto do fluxo de partículas sólidas, apresentou um comportamento típico de materiais dúcteis.
- (c) A superliga ‘Nimonic 80 A’ apresentou uma resistência à erosão superior a da superliga ‘Inconel 600’, em baixo ângulo de impacto (15°), porém em alto ângulo de impacto (90°), uma resistência à erosão inferior. Em ângulos intermediários (30° e 60°), as superligas apresentaram resistências similares.
- (d) A superliga ‘Nimonic 80 A’ apresentou uma resistência à erosão provavelmente superior ao do material de referência, o aço baixa liga ‘PS 67’, em baixo ângulo de impacto (15°), porém uma resistência à erosão provavelmente inferior em alto ângulo de impacto (90°). A superliga ‘Inconel 600’ apresentou uma resistência à erosão provavelmente inferior ao do material de referência, o aço baixa liga ‘PS 67’, em baixo ângulo de impacto (15°), porém uma resistência à erosão provavelmente superior em alto ângulo de impacto (90°). Ambas as superligas apresentaram uma resistência à erosão superior ao do material de referência no ângulo de impacto de (30°).

(e) Para uma mesma família de materiais, caso das superligas ‘Nimonic 80 A’ e ‘Inconel 600’, a dureza é um fator que explica uma maior ou menor resistência à erosão em baixos e altos ângulos de impacto. Já a ductilidade, coeficiente de encruamento e a resistência mecânica, são fatores que mostraram uma influência secundária na resistência à erosão. Em diferentes famílias de materiais, caso das superligas e aço, a dureza também é um fator que explica uma maior ou menor resistência à erosão em baixos e altos ângulos de impacto, porém para o caso de durezas iguais, o encruamento foi o parâmetro que mais se destacou em vista de explicar o comportamento de resistência ao desgaste erosivo da família da superliga em relação à família do aço baixa liga ‘PS 67’.

6.0 - SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

- (a) Analisar o comportamento da resistência à erosão de outros materiais, nas mesmas condições de ensaio, para fins de comparação com os resultados obtidos neste ensaio.

- (b) Medir a temperatura da superfície do material durante o impacto das partículas erosivas, a fim de se determinar alguma influência sobre a sua microestrutura.

- (c) Analisar os mecanismos de desgaste erosivo e sua influência na remoção de material das superligas ‘Nimonic 80 A’ e ‘Inconel 600’, com microscópio eletrônico de varredura.

7.0 - REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM G76-95**. Standard test method for conducting erosion tests by solid particle impingement using gas jet. Philadelphia, 1995, pag.1-5.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E 92**. Standard test methods for Vickers Hardness of Metallic Materials. Philadelphia, 1995, pag.9.

AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS. **ASTM E8M-85**. Standard test Methods for Tension Testing of Metallic Materials. Philadelphia, 1995, pag.21.

ANAND, K.; HOVIS, S.K.; CONRAD H.; SCARTTERGOOD R.O. **Flux effect in solid particle erosion**. North Carolina State University, Raleigh, Wear, 1987, vol. 118, pag.243-257.

ARNOLD, J.C.; HUTCHINGS, I.M. **Flux rate effects in the erosive wear of elastomers**. Journal of Materials Science. 1989, vol. 24, pag.833-839.

ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS. **NBR 7214/82**. Areia normal para ensaio de cimento, Rio de Janeiro, [1990]

BALAN, K. P.; REDDY, A. V.; JOSHI, V.; SUNDARARAJAN, G. **The influence of microstructure on the erosion behaviour of cast iron**. Kanchanbagh, Hyderabad, India, Wear, 1991, vol.145, pag.283-296.

BITTER, J.G.A. **A study of erosion phenomena**, part. I. Shell International Research, Amsterdam, The Netherlands, Wear, 1963, vol.6, pag.5-21.

BITTER, J.G.A. **A study of erosion phenomena**, part.II. Koninklijke/Shell – Laboratorium, Amsterdam, The Netherlands, *Wear*, 1963, vol.6; pag.169-190.

BLAU, P.J. **Glossary of terms and definitions in the field of friction, wear and lubrication**. *In: ASM Handbook - Friction, lubrication and wear technology*. Oak Ridge National Laboratory, 1995, vol.18, pag.1-21.

BLOCH, H. P. **A practical guide to steam turbine technology**. New York, McGraw Hill, 1996, pag.348.

BRADLEY, E. F. **Superalloy, a technical guide**. Metals Park, ASM Internacional, 1988, pag.280.

BRESCIANI, E.F. **Seleção de metais não ferrosos**. Campinas, Editora da UNICAMP, 1997, pag.161.

COSTA NETO, P.L.O. **Estatística**. São Paulo, Editora Edgard Blucher, 7ª reimpressão, 1987, pág. 73.

DONACHIE, M. J. **Superalloys**. *In: Metals Handbook - desk edition - ASM*. Ohio, Metals Park, 1985, pag. 16/5.

FINNIE, I. **Erosion of surface by solid particle**, Emeryville, California, *Wear*, 1960, vol.3, pag.87-103.

FINNIE, I.; WOLAK J.; KABIL, Y. **Erosion of metals by solid particles**, University of California, Berkeley, California, *Journal of Material Science and Engineering*, 1967, vol.2, pag. 682-700.

FINNIE, I. **Some observation on the erosion of ductile metals**, University of California, Berkeley, California, *Wear*, 1972, vol.19, pag.81-90.

FINNIE, I. **The mechanisms of erosive wear in ductile metals. Corrosion erosion behavior of materials**. University of California, Berkeley, California, Ed.TMS-AIME, 1980, pag.118-126.

FINNIE, I. **Some reflections on the past and future of erosion**. University of California, Berkeley, California, *Wear*, 1995, vol.186-187, pag.1-10.

FOX, R.W.; MCDONALD, A.T. **Introdução à mecânica dos fluidos**. Rio de Janeiro, LTC. Livros Técnicos e Científicos Editora S/A, quinta edição, 2001, pág. 402

HUTCHINGS, I. M.; WINTER, R. E. **Particle erosion of ductile metals: A mechanism of material removal**. Cavendish Laboratory, Madingley Road, Cambridge (Gt. Britain), *Wear*, 1974, vol.27, pag.121-128.

HUTCHINGS, I. M.; LEVY, A. V. **Thermal effects in the erosion of ductile metals**. Cambridge, UK; Berkeley, USA, *Wear*, 1989, vol.131, pag.105-121.

HUTCHINGS, I. M. **Tribology friction and wear of engineering materials**. London, Gt. Britain, 1992, pag.273.

KOSEL, T.H. **Solid particle erosion**. *In: ASM Handbook*, University Notre Dame, *Wear*, 1995, vol.18, pag.199-213.

LEVY, A.V.; CHIK, P. **The effects of erodent composition and shape on the erosion of steel**. University of California, Berkeley, California, *Wear*, 1983, vol.89, pag.151-162.

LEVY, A. V.; MAN, Y.F. **Elevated temperature erosion-corrosion of 9Cr – 1Mo steel.** University of California, Berkeley, California, Wear, 1986, vol.111, pag.135-159.

LEVY, A.V. **Solid particle erosion and erosion-corrosion of materials.** Metals Park, Ohio, ASM International , 1995.

MAJI, J.; SHELDON, G.L. **Mechanism of erosion of ductile material by solid particles.** Erosion: Prevention and useful applications, STP 664, ASTM, 1979, pag.136-147.

MCCABE, L. P.; SARGENT G.; CONRAD H. **Effect of microstructure on the erosion of steel by solid particles.** Wilmington, Raleigh, Wear, 1985, vol.105, pag.257-277.

MEI, P. R.; SILVA, A. L. C. **Aços e ligas especiais.** Eletrometal S/A. Metais Especiais, 2ª edição, Sumaré, SP, 1988, pag.528.

MISRA, I.; FINNIE, I. **On the size effect in abrasive and erosive wear.** University of California, Berkeley, California, Wear, 1981, vol.65, pag.359-373.

REDDY, A. V.; SUNDARARAJAN, G. **Erosion behaviour of ductile materials with a spherical non-friable erodent.** Hyderabad, India, Wear, 1986, vol.111, pag.313-323.

ROY, M.; SUBRAMANIYAN, M.; SUNDARARAJAN, G. **Room temperature erosive behaviour of a precipitation hardened stainless steel.** Kamchanbagh, Hyderabad, India, Tribology Internacional, 1992, vol.25, pag.271-280.

ROY, M.; TIRUPATAIAH Y.; SUNDARARAJAN, G. **Effect of particle shape on the erosion of Cu and its alloys.** Kanchnabagh, Hyderabad, India, Materials Science and Engineering A, 1993, vol.165, pag.51-63.

RUFF, A. W.; IVES L. K. **Measurement of solid particle velocity in erosive wear.** Washington, Wear, 1975, vol.35, pag.195-199.

SCATTERGOOD, R.O. **Review of erosion test methodologies,** Department of Material Science and Engineering, North Carolina State University, Raleigh, [1990], pag.5.1 a 5.13.

SHELDON, G. L. e FINNIE, I. **On the ductile behavior of nominally brittle materials during erosive cutting,** transactions, ASME, 1966, vol.88B, pag.387-92.

STACHOWIAN, G.W.; BATCHELOR, A.W. **Engineering tribology,** Amsterdan, New York, Elsevier, 1993, pag.771.

SUNDARARAJAN, G. **The solid particle erosion of metallic materials: The rationalization of the influence of material variables.** Defense Metallurgical Research Laboratory, Kanchaanbagh, Hyderabad 500258, India., Wear, 1995, vol.186-187, pag.129-144.

SUNDARARAJAN, G.; ROY M. **Solid particle erosion behaviour of metallic materials at room and elevated temperatures.** Kanchanbagh, Hyderrabad, India, Tribology International, 1997, vol.30, n.5, pag.339-359.

TILLY, G. P. **Sand erosion of metals and plastic: A brief review.** Pyestok, Farnborough, Hants, Gt Britain, Wear, 1969, vol.14, pag.241-248.

TILLY, G. P.; **A two stage mechanism of ductile erosion.** Crowthorne, Gt Britain, Wear, 1973, vol.23, pag.87-96.

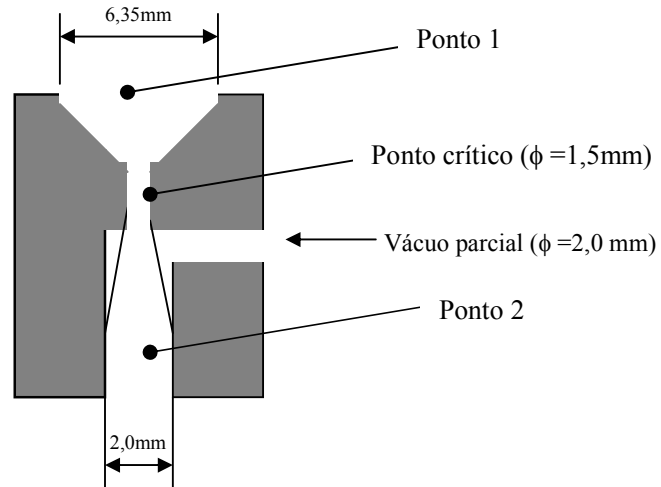
TILLY, G. P.; SAGE W. **The interaction of particle and material behaviour in erosion processes.** Pyestock, Farnborough, Hants, Gt. Britain, Wear, 1970, vol.16, pag.447-465.

UEMOIS, H.; KLEIS, I. **A critical analysis of erosion problems which have been little studied.** Tallinn, URSS, Wear, 1975, vol.31, pag.359.

WOOD, R. J. K.; WHEELER, D. W. **Design and performance of a high velocity air-sand jet impingement erosion facility.** Department of Mechanical Engineering, University of Southampton, Highfield, Southampton, SO17 1BJ, UK. Wear, 1998, vol.220, pag.95-112.

APÊNDICE A

1- Seqüência de cálculos para determinação dos diâmetros do bico injetor com efeito venturi (FOX; MCDONALD, 1988):



Ponto 1:

- Cálculo da área na entrada, $\frac{1}{4}$ de polegada, $A_1 = \frac{\pi \cdot D^2}{4}$
- Cálculo da pressão na entrada, $P_1 = P_{\text{man}} + P_{\text{atm}}$
- Pressão estimada na saída do bico injetor, $P_2 = 0,8 \text{ atm}$ (vácuo parcial).
- Temperatura estimada $T_1 = 25^\circ\text{C} = 298^\circ\text{K}$
- Cálculo da velocidade do som (C_1), $C_1 = \sqrt{K \cdot R \cdot T}$
- Cálculo da densidade (δ_1), $\delta_1 = \frac{P_1}{R \cdot T}$
- Cálculo da velocidade (V_1), $Q_1 = V_1 A_1$
- Cálculo do número de Mach (M_1), $M_1 = \frac{V_1}{C_1}$
- Cálculo da temperatura (T_{01}), $\frac{T_{01}}{T_1} = \left(1 + \frac{K-1}{2} M_1^2\right)$

Ponto 2:

- Cálculo da temperatura (T_2), $\frac{P_2}{P_1} = \left(\frac{T_2}{T_1}\right)^{\frac{K}{K-1}}$
- Cálculo da velocidade do som (C_2), $C_2 = \sqrt{K.R.T_2}$
- $T_{01} = T_{02}$
- Cálculo do Mach (M_2), $\frac{T_{02}}{T_2} = \left(1 + \frac{K-1}{2} M_2^2\right)$
- Cálculo da velocidade (V_2), $M_2 = \frac{V_2}{C_2}$
- Cálculo da densidade (δ_2), $\delta_2 = \frac{P_2}{R.T_2}$
- Cálculo da área de saída (A_2), $\delta_2 \cdot A_2 \cdot V_2 = \delta_1 \cdot A_1 \cdot V_1$
- Cálculo do diâmetro de saída (D_2), $A = \frac{\pi.D_2^2}{4}$

Ponto crítico:

- $T_{0c} = T_{01}$
- Cálculo da temperatura crítica (T_c), $\frac{T_{0c}}{T_c} = \left(1 + \frac{K-1}{2} M^2\right)$
- Cálculo da pressão crítica (P_c), $\frac{P_c}{P_1} = \left(\frac{T_c}{T_1}\right)^{\frac{K}{K-1}}$
- Cálculo da densidade crítica (δ_c), $\delta_c = \frac{P_c}{R.T_c}$

- Cálculo da velocidade do som (C_c), $C_1 = \sqrt{K.R.T}$
- Cálculo da área crítica (A_C), $\delta_c \cdot A_C \cdot V_C = \delta_1 \cdot A_1 \cdot V_1$
- Calcula-se o diâmetro crítico (D_C), $A_C = \frac{\pi \cdot D_c^2}{4}$

Sendo, A_1, A_2, A_C , = área da entrada, saída e crítica; P_1, P_2, P_c = pressão na entrada, saída e crítica; P_{man} = pressão manométrica; P_{atm} = pressão atmosférica; T_1, T_2, T_c = temperatura na entrada, saída e crítica; C_1, C_2, C_c =velocidade do som na entrada, saída e crítica, $\delta_1, \delta_2, \delta_c$ =densidade do ar na entrada, saída e crítica, V_1, V_2, V_c = velocidade na entrada, saída e crítica M_1, M_2, M_c = número de mach na entrada, saída e crítico, D_1, D_2, D_C = diâmetro na entrada, saída e crítico.

APÊNDICE B

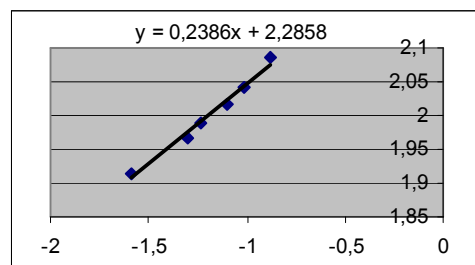
1- Sequência de cálculos para determinação do coeficiente de encruamento :

- a. Obtêm-se seis valores de tensão (σ), entre a tensão limite de escoamento e a tensão limite de resistência à ruptura no gráfico (tensão x deformação convencional).
- b. Calcula-se a deformação para cada valor ($\epsilon = \Delta L / l_0$).
- c. Calcula-se a tensão real para cada valor [$\sigma_{\text{real}} = \sigma (1 + \epsilon)$].
- d. Calcula-se a deformação real para cada valor [$\epsilon_{\text{real}} = \ln (1 + \epsilon)$].
- e. Calcula-se o $\log \epsilon_{\text{real}}$.
- f. Calcula-se o $\log \sigma_{\text{real}}$.
- g. Construir o gráfico $\log \sigma_{\text{real}} \times \log \epsilon_{\text{real}}$.
- h. O coeficiente de encruamento é o coeficiente angular da reta.

Sendo, σ = tensão, ϵ = deformação, σ_{real} = tensão real, ϵ_{real} = deformação real.

2- Exemplo do cálculo do coeficiente de encruamento da superliga ‘Nimonic 80 A’.

Pontos	σ (kgf/mm ²)	ϵ	σ real	ϵ_{real}	$\log \epsilon_{\text{real}}$	$\log \sigma$ real
1	80,1	0,0262	82,19862	0,02586266	-1,5873268	1,91486453
2	88,1	0,051	92,5931	0,04974209	-1,303276	1,96657862
3	92,1	0,06	97,626	0,05826891	-1,2345631	1,9895655
4	96,1	0,083	104,0763	0,07973497	-1,0983512	2,01735184
5	100,1	0,102	110,3102	0,09712671	-1,0126613	2,04261567
6	106,7	0,141	121,7447	0,13190507	-0,8797385	2,08545006



APÊNDICE C

1- Seqüência de cálculos para determinação do intervalo de confiança para a média da população quando o desvio-padrão é desconhecido (COSTA NETO, 1977).

- a. Para pequeno número de amostras ($n < 30$) é necessária a introdução de uma correção, a qual consiste em usar a variável *t-Student* ao invés da normal.
- b. Devemos adotar como estimativa o desvio-padrão da amostra, definido por:

$$s = \sqrt{\frac{\sum_{i=1}^n (x_i - \bar{x})^2}{n-1}}$$

- c. A expressão do intervalo de confiança para a média quando o desvio-padrão

é desconhecido é: $\chi \pm t_{n-1, \alpha/2} \frac{s}{\sqrt{n}}$

sendo, n = tamanho da amostra, s = desvio-padrão, χ = média da população.