

UNESP

Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

EROSÃO POR PARTÍCULAS SÓLIDAS
EM MEIO AQUOSO DO AÇO API 5L X85
NAS CONDIÇÕES COMO FORNECIDO
E TEMPERADO INTERCRITICAMENTE
COM ALTA TAXA DE RESFRIAMENTO

Guaratinguetá
1999



CARO LEITOR NÃO
RISQUE O LIVRO

**EROSÃO POR PARTÍCULAS SÓLIDAS EM MEIO AQUOSO
DO AÇO API 5L X65
NAS CONDIÇÕES**

**COMO FORNECIDO E TEMPERADO INTERCRITICAMENTE
COM ALTA TAXA DE RESFRIAMENTO**

NOELMAR PEREIRA ABBADE

Dissertação apresentada à Faculdade de
Engenharia de Guaratinguetá da
Universidade Estadual Paulista, para a
obtenção do título de Mestre em Engenharia
Mecânica

Orientador: Prof. Dr. Sergio João Crnkovic

Guaratinguetá

1999

387



387



24/5/99
R\$30,00
Doação

Ficha catalográfica preparada na Seção de Aquisição e Tratamento da
Informação da Biblioteca – FEG/UNESP

A122e Abbade, Noelmar Pereira
Erosão por partículas sólidas em meio aquoso do aço API 5L
X65 nas condições como fornecido e temperado intercriticamente
com alta taxa de resfriamento/Noelmar Pereira Abbade. Guaratinguetá, 1999

102f.: il.; 30cm

Bibliografia: f.92-96

Inclui apêndice

Dissertação(mestrado) – Universidade Estadual Paulista,
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, 1999.

Orientador: Prof. Dr. Sérgio João Crnkovic

1. Erosão por partículas sólidas. I. Título

CDU 620.193.13

UNESP UNIVERSIDADE ESTADUAL PAULISTA
Campus de Guaratinguetá

**“EROSÃO POR PARTÍCULAS SÓLIDAS EM MEIO AQUOSO DO AÇO API 5L X65
NAS CONDIÇÕES COMO FORNECIDO E TEMPERADO INTERCRITICAMENTE
COM ALTA TAXA DE RESFRIAMENTO”**

NOELMAR PEREIRA ABBADE

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

**ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: PROJETOS E MATERIAIS**

APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. Luis Rogério de Oliveira Hein
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


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


Prof. Dr. VALDIR ALVES GUIMARÃES
Unesp-Feg


Prof. Dr. CECÍLIA AMÉLIA DE CARVALHO ZAVAGLIA
Unicamp

Fevereiro de 1999



DADOS CURRICULARES
NOELMAR PEREIRA ABBADE

NASCIMENTO: 13. 12. 1957

FILIAÇÃO Nelson Marques Abbade
 Maria Pereira Abbade

1976/1980 Curso de graduação em Engenharia Mecânica

1981/1997 Engenheiro Mecânico da Cia. Siderúrgica Paulista



DEDICATÓRIA

À minha esposa e filhos, Lúcia, Paula e Fernando, pelo incentivo e compreensão.

Ao meu pai Prof. Nelson Marque Abbade (in memorian) e à minha mãe.



AGRADECIMENTOS

- Ao Prof. Dr. Sergio João Crnkovic, pela paciência, dedicação e incentivo ao orientar-me na execução deste trabalho;
- Aos professores da FEG/UNESP pela transmissão, formal e informal, de uma parcela de seus conhecimentos, talvez pequena para eles, porém, grande e de valor inestimável para mim;
- Aos técnicos do DMT/FEG/UNESP pela presteza, atenção e alta qualidade de trabalho dedicada em todos os momentos que estiveram envolvidos neste trabalho;
- A todas as unidades da FEG/UNESP pelo apoio e sessão de seus recursos;
- À COSIPA pelo fornecimento das chapas de aço API 5L X65 ;
- À CONFAB, pela execução dos ensaios de impacto CHARPY;
- AO CTA-AMR, pela execução das microscopias eletrônicas de varredura;
- À CAPES por conceder a bolsa de estudos;
- A todas as demais pessoas que direta ou indiretamente colaboraram com a execução deste trabalho.

SUMÁRIO

TERMO DE APROVAÇÃO	2
DADOS CURRICULARES.....	3
DEDICATÓRIA.....	4
AGRADECIMENTOS	5
SUMÁRIO	6
LISTA DE FIGURAS.....	9
LISTA DE TABELAS.....	14
LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS	15
RESUMO	16
ABSTRACT.....	17
1 INTRODUÇÃO.....	18
1.1 Considerações iniciais.....	18
1.2 Objetivos e justificativas	24
2 REVISÃO DA LITERATURA.....	25
2.1 Aços ferrítico-perlíticos	25
2.2 Aços microligados	25
2.3 Aços de alta resistência e baixa liga bifásicos.....	26
2.4 Tratamentos térmicos intercríticos.....	27
2.5 Desgaste.....	29
2.6 Processo de desgaste erosivo provocado pelo impacto de um fluido contendo partículas sólidas.....	30
2.6.1 Influência do ângulo de impacto do fluxo	31

2.6.2	Influência da velocidade do fluxo	33
2.6.3	Influência da quantidade de partículas impactadas.....	35
2.6.4	Influência da concentração de partículas no fluido.....	37
2.6.5	Influência das características da partícula	37
2.6.6	Influência das propriedades do material alvo	39
2.6.7	Influência da microestrutura do material alvo	41
2.6.8	Mecanismos de erosão.....	42
3	MATERIAIS E MÉTODOS	50
3.1	Materiais.....	50
3.1.1	Aço API 5L X65	50
3.1.2	Liga de alumínio 7075	50
3.1.3	Areia	51
3.2	Corpos de prova	51
3.2.1	Corpo de prova de impacto.....	51
3.2.1	Corpo de prova de tração.....	52
3.2.2	Corpo de prova de erosão	53
3.3	Tratamento térmico	53
3.3.1	Curva de aquecimento e resfriamento	54
3.3.2	Fornos de tratamento térmico	55
3.4	Microscopia ótica.....	55
3.5	Ensaio mecânicos	55
3.5.1	Ensaio de dureza.....	56
3.5.2	Ensaio de impacto.....	56
3.5.3	Ensaio de tração.....	56

3.6	Ensaio de erosão por partículas sólidas em meio aquoso.....	57
3.6.1	Aparelho de ensaio de erosão	57
3.6.2	Parâmetros de ensaio de erosão	59
3.6.3	Metodologia de ensaio de erosão	59
3.7	Microscopia eletrônica de varredura.....	62
4	RESULTADOS E DISCUSSÃO.....	63
4.1	Características microestruturais.....	63
4.1.1	Micrografias	63
4.1.2	Frações volumétricas das fases	64
4.1.3	Microdureza das fases	65
4.2	Propriedades mecânicas	66
4.2.1	Dureza Vickers do aço API 5L X65 nas condições como fornecido e bifásica	66
4.2.2	Resistência ao impacto para os aços API 5L X65 nas condições como fornecida e bifásica	67
4.2.3	Resultados dos ensaios de tração dos aços API 5L X65 nas condições como fornecido e bifásica.....	68
4.3	Resultados dos ensaios de erosão por partículas sólidas em meio aquoso	70
4.3.1	Análise e discussão quanto ao comportamento da taxa volumétrica de erosão em função do ângulo de impacto e correlação com as propriedades mecânicas	74
4.3.2	Análise da superfície desgastada no estágio inicial de erosão.....	80
4.3.3	Análise da superfície desgastada no estágio estável de erosão.....	85
5	CONCLUSÕES	91
6	REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	92
7	SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	97

LISTA DE FIGURAS

Fig. 1.1 - Diagrama de causa e efeito de um processo genérico de erosão por partículas sólidas.....	20
Fig. 1.2 - Diagrama de equilíbrio Fe-C.....	21
Fig. 1.3 - Rotas de tratamentos intercríticos.....	23
Fig. 2.1 - Região intercrítica no diagrama Fe-C.....	28
Fig. 2.2 - Representação do ângulo de impacto do fluxo sobre a superfície atingida.....	30
Fig. 2.3 - Influência do ângulo de impacto sobre a erosão.....	31
Fig. 2.4 - Tipos de comportamento da taxa de erosão por partículas sólidas em meio aquoso em função do ângulo de impacto, para metais dúcteis	32
Fig. 2.5 - Efeito da velocidade sobre a taxa de erosão do aço 1018	34
Fig. 2.6 - Variação da perda de massa com a quantidade de erosivo para uma liga de alumínio	35
Fig. 2.7 - Variação da perda de massa para o vidro e aço sob impacto de 90°.	36
Fig. 2.8 - Influência do tamanho da partícula de quartzo sobre a erosão de diferentes tipos de materiais	38
Fig. 2.9 - Efeito do ângulo de impacto sobre a erosão dos aços 1018 e 4340	39

Fig. 2.10 - Efeito do ângulo de impacto sobre a taxa de erosão do aço 4340 em três tratamentos térmicos. ° - Temperado; Δ - Revenido a 200 °C; □- Esferoidizado.....	40
Fig. 2.11 - Taxa de erosão em função do ângulo de impacto . Linha cheia: real. Linha tracejada: teórica.....	42
Fig. 2.12 - Superfície de cobre impactada por esferas de aço. (a) e (c): cobre recozido, (b) e (d) cobre encruado.....	46
Fig. 2.13 - Cratera formada pelo impacto de uma partícula isolada sobre uma superfície de alumínio 1100-0.....	47
Fig. 2.14 - Desenvolvimento e perda de plaquetas sobre a superfície erodida da liga de alumínio 7075-T6: (a) após 1g de erosivo; (b) após 2g de erosivo	47
Fig. 2.15 - Sequência de impactos provocando a extrusão e forjamento em uma superfície de aço revestida com cobre	49
Fig. 3.1 - Corpo de prova de impacto conforme norma ASTM E23.....	52
Fig. 3.2 - Corpo de prova de tração conforme norma ASTM E8M	53
Fig. 3.3 - Rota de tratamento térmico intercrítico adotada.....	54
Fig. 3.4 -Visão esquemática do aparelho de erosão por partículas sólidas em meio aquoso.....	57
Fig. 3.5 - Conjunto do aparelho de erosão por partículas sólidas em meio aquoso.....	58

Fig. 3.6 - Porta amostras do aparelho de erosão.....	58
Fig. 3.7 - Macro-fluxo do processo de ensaio de erosão por partículas sólidas em meio aquoso.....	61
Fig. 4.1 - Microestruturas do aço API 5L X65. (a) Condição como fornecido. (b) Condição bifásica.....	63
Fig. 4.2 - Taxa volumétrica de erosão, com nível de confiança igual a 95%, do aço API 5L X65 e da liga de alumínio 7075 em função do ângulo de impacto. O tamanho das partículas e velocidade do fluxo são 149 a 297 μm e 4,5 m/s, respectivamente.....	71
Fig. 4.3 - Taxa volumétrica de erosão, com nível de confiança igual a 95%, do aço API 5L X65 na condição bifásica e da liga de alumínio 7075 em função do ângulo de impacto . O tamanho das partículas e velocidade do fluxo são 149 a 297 μm e 4,5 m/s, respectivamente.....	72
Fig. 4.4 - Taxa volumétrica de erosão, com nível de confiança igual a 95%, do aço API 5L X65 como fornecido e na condição bifásica em função do ângulo de impacto. O tamanho das partículas e velocidade do fluxo são 149 a 297 μm e 4,5 m/s, respectivamente.....	73

Fig. 4.5 - Superfícies desgastadas no estágio inicial do processo de erosão sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 15° e erosivo areia com tamanho das partículas entre 149 µm e 297 µm. Direção de impacto: esquerda para a direita. (a) Aço API 5L X65 como fornecido, (b) aço API 5L X65 bifásico e (c) liga de alumínio 7075..... 78

Fig. 4.6 - Superfícies desgastadas no estágio inicial do processo de erosão sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 90° e erosivo areia com tamanho das partículas entre 149 µm e 297 µm. (a) Aço API 5L X65 como fornecido e (b) liga de alumínio 7075..... 80

Fig. 4.7 - Superfície desgastada do aço API 5L X65 como fornecido, no estágio estável de erosão, sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 30° e erosivo areia com tamanho das partículas entre 149 µm e 297 µm..... 82

Fig. 4.8 - Superfície desgastada do aço API 5L X65 na condição bifásica, no estágio estável de erosão, sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 30° e erosivo areia com tamanho das partículas entre 149 µm e 297 µm 83

Fig. 4.9 - Superfície desgastada do aço API 5L X65 como fornecido, no estágio estável de erosão, sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 60° e erosivo areia com tamanho das partículas entre 149 µm e 297 µm 84

- Fig. 4.10 - Superfície desgastada do aço API 5L X65 na condição bifásica, no estágio estável de erosão, sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 60° e erosivo areia com tamanho das partículas entre 149 μm e 297 μm 85
- Fig. 4.11 - Superfície desgastada do aço API 5L X65 como fornecido no estágio estável de erosão sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 90° e erosivo areia com tamanho da partícula entre 149 μm e 297 μm 87
- Fig. 4.12 - Superfície desgastada do aço API 5L X65, na condição bifásica, no estágio estável de erosão sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 90° e erosivo areia com tamanho da partícula entre 149 μm e 297 μm 88

LISTA DE TABELAS

Tabela 4.1 -Fração volumétrica das fases do aço API 5L X65 na condição como fornecido e bifásica.....	64
Tabela 4.2 - Microdureza das fases do aço API 5L X65 nas condições como fornecido e bifásica.....	65
Tabela 4.3 -Dureza Vickers para os aços API 5L X65 nas condições como fornecido e bifásica.....	66
Tabela 4.4 - Resistência ao impacto do aço API 5L X65 nas condições como fornecido e bifásica.....	67
Tabela 4.5 - Resultados dos ensaios de tração do aço API 5L X65 nas condições como fornecido e bifásica.....	68
Tabela 4.6 -Taxa volumétrica de erosão dos aços API 5L X65, nas condições como fornecido e bifásica, e liga de alumínio 7075 em função do ângulo de impacto para uma velocidade de fluxo de 4,5 m/s e erosivo areia com tamanho da partícula na faixa de 149 μm a 297 μm	70

LISTA DE ABREVIATURAS E SÍMBOLOS

A	alongamento medido no ensaio de tração
ABNT	Associação Brasileira de Normas Técnicas
A_{c1}	temperatura na qual inicia a transformação da ferrita em austenita no aquecimento
A_{c3}	temperatura na qual a transformação da ferrita em austenita é completada no aquecimento
API	"American Petroleum Institute"
A_{r1}	temperatura na qual a transformação da austenita em ferrita é completada no resfriamento
A_{r3}	temperatura na qual inicia a transformação da austenita em ferrita no resfriamento
ARBL	alta resistência e baixa liga
ASTM	"American Society for testing and materials"
e	expoente da velocidade na expressão da erosão
Fe α	fase ferrítica no diagrama ferro carbono
Fe β	fase austenítica no diagrama ferro carbono
n	coeficiente de encruamento obtido no ensaio de tração
m_a	massa de areia impactada
m_i	massa inicial do corpo de prova de erosão
m_f	massa final do corpo de prova de erosão
OECD	"Organization for Economic Cooperation and Development"
v	velocidade de impacto do fluxo
θ	ângulo de impacto do fluxo
σ_e	tensão limite de escoamento obtido no ensaio de tração
σ_r	tensão limite de resistência obtida no ensaio de tração

ABBADE, N. P. *Erosão por partículas sólidas em meio aquoso do aço API 5L X65 nas condições como fornecido e temperado intercriticamente com alta taxa de resfriamento.* Guaratinguetá, 1999, 102p. Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

RESUMO

O aço de baixa liga e alta resistência (ARBL) API 5L X65 tem aplicação em tubulações mas nada se conhece em relação à sua resistência à erosão quando o fluido transportado contém partículas sólidas. Os tratamentos térmicos intercríticos dos aços são utilizados para obter microestruturas constituídas de ferrita e martensita dependentes do conteúdo de carbono do aço, tempo de permanência na temperatura intercrítica, da taxa de resfriamento e da microestrutura anterior. Aços ferríticos-perlíticos submetidos a este tratamento são geralmente chamados aços bifásicos. Foram efetuados ensaios de erosão sobre o aço API 5L X65, nas condições como fornecido e bifásica, através de um aparelho de ensaio de erosão por um jato de água contendo partículas sólidas. O aço API 5L X65 na condição bifásica, neste trabalho, apresentou a mesma taxa de erosão que na condição como fornecido, para todos ângulos de impacto testados (15°, 30°, 60° e 90°) e o máximo de erosão ocorreu sob ângulo de impacto de 30°. A análise por microscopia eletrônica de varredura das superfícies desgastadas indicou que o mecanismo de desgaste ocorrente foi o de extrusão e forjamento de plaquetas.

Palavras chave: desgaste; erosão por partículas sólidas em meio aquoso; aço bifásico; tratamento térmico intercrítico.



ABBADE, N. P. *Aqueous slurry erosion of API 5L X65 steel as received and intercritically quenched with high cooling rate.* Guaratinguetá, 1999, 102p.
Dissertação (Mestrado em Engenharia Mecânica) - Faculdade de Engenharia, Campus de Guaratinguetá, Universidade Estadual Paulista.

ABSTRACT

The high strength low alloy steel (HSLA) API 5L X65 steel has application for line pipe but nothing have been known about its slurry erosion resistance. The intercriticals heat treatments of steels have been used to obtain ferrite-martensite microstructures dependent on its carbon content, holding time at intercritical temperature, cooling rate and prior microstructure. The ferrite-pearlite steels that have been heat treated by this method are often called dual-phase steels. Erosion tests of API 5L X65 steel, in the as received and dual-phase conditions, were performed by an aqueous slurry erosion jet tester. The API 5L X65 steel at dual-phase condition, in this work, showed the same erosion rate at its as received condition, for all impact angles tested (15°, 30°, 60° and 90°) and the maximum erosion rate occurred at impact angle of 30°. The scanning electron microscopic analysis of eroded surfaces indicated that current mechanism of wear was by extrusion and forging of platelets.

Keywords: wear; slurry erosion; dual-phase steel; intercritical heat treatment.



1 INTRODUÇÃO

1.1 Considerações iniciais

Verifica-se o interesse da sociedade de consumo por produtos descartáveis onde vida útil longa é fator irrelevante. Para muitos produtos aplicar materiais de longa vida útil pode também não ser desejável pois se tornarão obsoletos, com a rapidez da evolução tecnológica, e serão descartados mesmo funcionando de acordo com as premissas de seu projeto. Não obstante, para muitas aplicações, a longa vida útil de um produto ou seu componente é muito importante por aspectos econômico ou de preservação de meio ambiente.

Entre as principais causas previsíveis que exauzem a vida útil de um componente de um produto encontra-se o fenômeno de desgaste, que é definido como o dano de uma superfície sólida, geralmente envolvendo perda progressiva de material, devido ao movimento relativo entre aquela superfície e uma substância ou substâncias em contato com ela. O desgaste é dito erosivo quando um corpo é desgastado pelas interações mecânicas com um fluido, fluido multicomponente ou impacto de partículas sólidas ou líquidas^{1,2}.

O transporte de partículas de materiais através de tubulações tem sido bastante utilizado principalmente em terminais de carga portuários (transporte de graneis), indústrias de mineração, fundições (transporte de areia), etc. Em alguns sistemas de exaustão industriais o ar transportado contém alta concentração de partículas sólidas. Na indústria siderúrgica existem tipos de altos-fornos onde a escória gerada, granulada e misturada com água, é transportada, através de um sistema de bomba e tubulação, para os tanques de

armazenamento. Nestes sistemas, o principal dano em serviço é o desgaste erosivo por partículas sólidas (o material transportado) em um meio fluido (gasoso ou líquido).

O fenômeno da erosão pode ter aplicações úteis, tais como, operações de corte de materiais, limpeza de superfícies metálicas preparando-as para proteção anti-corrosiva (pintura) e tratamentos superficiais em metais para eliminação de tensões residuais oriundas de processos anteriores bem como impor à superfície um estado de tensões que melhorem sua resistência à fadiga.

Nas últimas décadas, quase todos os aspectos da erosão por partículas sólidas, suas causas e efeitos, tem sido investigados em grandes detalhes. Porém, o efeito das propriedades do material sobre o seu comportamento a erosão está ainda por ser inteiramente esclarecido. O processo de erosão envolve altas taxas de deformação em condições adiabáticas não se conhecendo as propriedades dos materiais nestas condições³.

Foi encontrado na literatura três concepções de aparelhos de ensaio de erosão por partículas sólidas em meio aquoso, cada um com suas vantagens e desvantagens. O primeiro consiste de um líquido, contendo partículas sólidas, em circuito fechado composto de bombas, tubulações, válvulas e outros componentes. O segundo consiste de um pote, contendo uma mistura de um líquido com partículas sólidas, dentro do qual uma amostra, fixada em um eixo motorizado, gira sob velocidade controlada. No terceiro, utilizado neste trabalho, um jato de um líquido contendo partículas sólidas é direcionado contra a superfície de uma amostra⁴.

A Fig. 1.1 mostra o diagrama de causa e efeito para um processo genérico de erosão por partículas sólidas.

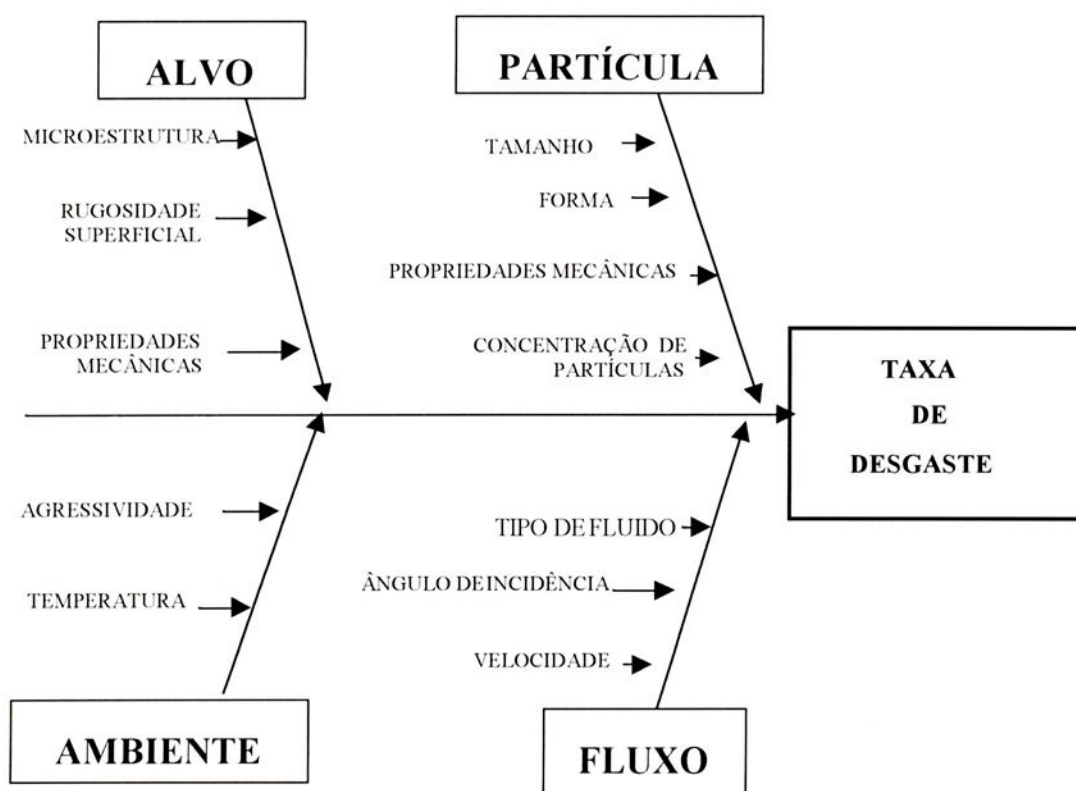


Fig. 1.1 - Diagrama de causa e efeito de um processo genérico de erosão por partículas sólidas.

Qualquer material é passível de sofrer erosão porém a classe dos aços merece particular atenção pelo seu vasto uso face às suas propriedades mecânicas e custo. Esta classe de material, apesar de ser uma das mais antigas e tradicionais, ainda permite inserções de vantagens consideráveis através de variações de composição química e aperfeiçoamento dos processos de fabricação que compensam os custos de pesquisa e desenvolvimento. Os estudos sobre a erosão dos aços caminham em paralelo às melhorias de propriedades mecânicas obtidas sobre os aços. Com relação à composição química, a tendência mundial é

no sentido de diminuir drasticamente a quantidade dos elementos de liga e o teor de carbono.

Os aços com baixo teor de carbono podem ser parcialmente endurecidos através de têmpera a partir de temperaturas intercríticas situadas entre as temperaturas de transformação A_{r1} e A_{r3} do diagrama de equilíbrio Fe-C mostrado na Fig. 1.2⁵.

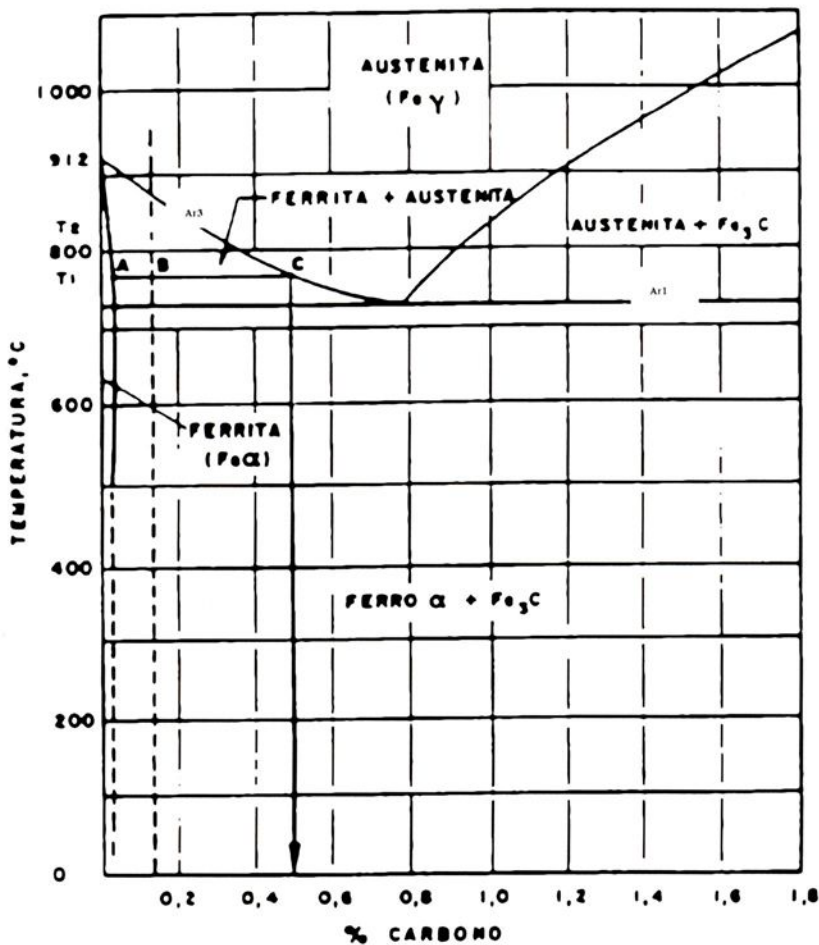


Fig. 1.2 - Diagrama de equilíbrio Fe-C⁵

Neste contexto, o aço bifásico pode ser definido como um aço de baixo carbono que através de um tratamento térmico, conhecido como têmpera

intercrítica, adquire uma microestrutura formada de ferrita e martensita. A ferrita é responsável pela ductilidade e conformabilidade e a martensita lhe confere características de dureza e resistência. Na realidade os aços bifásicos podem conter microestruturas mais complexas como bainita, austenita retida e perlita.

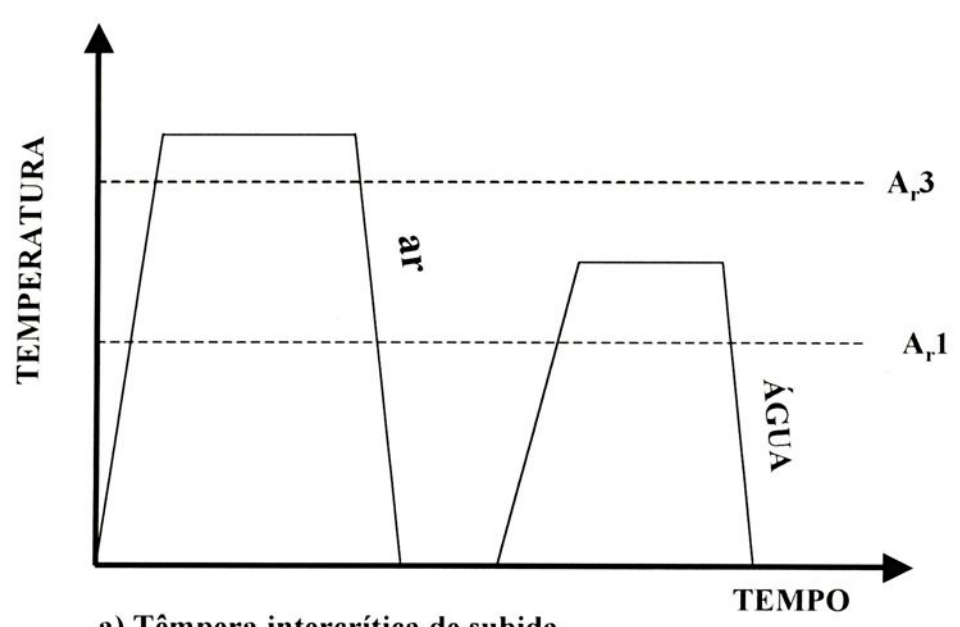
Os tratamentos térmicos intercríticos podem ser subdivididos em dois grupos:

- a) Têmpera intercrítica de subida: aquecimento do aço até a zona intercrítica e permanência nesta temperatura até o estabelecimento do equilíbrio, seguido de têmpera;
- b) Têmpera intercrítica de descida: aquecimento do aço até a austenitização, resfriamento até a zona intercrítica e permanência nesta temperatura até o estabelecimento do equilíbrio, seguido de têmpera.

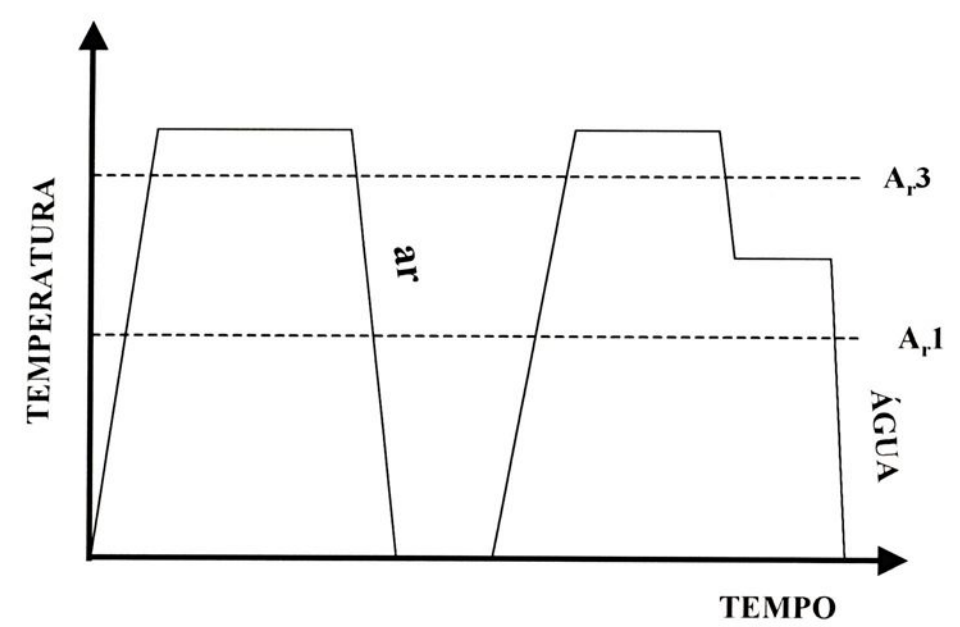
Estes dois tratamentos intercríticos, cujas rotas estão ilustradas na Fig. 1.3, resultarão em dois modelos morfológicos distintos de microestruturas, ou seja, no primeiro uma rede de martensita envolvendo a ferrita e no segundo uma matriz ferrítica com ilhas de martensita. Dois outros fatores influenciam a microestrutura final do aço bifásico: a porcentagem de carbono e a temperatura intercrítica aplicada.

De uma maneira geral, pode-se dizer que as propriedades mecânicas típicas dos aços bifásicos incluem baixa tensão de escoamento, escoamento contínuo, alta taxa de encruamento inicial, alto limite de resistência à tração, boa ductilidade e boa conformabilidade.





a) Têmpera intercrítica de subida



b) Têmpera intercrítica de descida

Fig. 1.3 - Rotas de tratamentos intercríticos

O senso comum da maioria das pessoas é que quanto maior a resistência mecânica maior a resistência a qualquer um dos tipos de desgaste. A literatura indica que isto nem sempre é verdadeiro, particularmente quanto aos fenômenos de erosão por partículas sólidas. No Brasil, a quantidade de pesquisadores envolvidos com o estudo de desgaste erosivo por partículas sólidas é de uma forma geral muito pequena.

1.2 Objetivos e justificativas

Este trabalho visa analisar a influência dos parâmetros de resistência mecânica e microestrutura na resistência à erosão, por partículas sólidas em meio aquoso, do aço API 5L X65, por meio da taxa volumétrica de erosão, nas condições como fornecido e temperado intercriticamente com alta taxa de resfriamento e identificar os mecanismos de desgaste erosivo.

As análises citadas se concentrarão em uma das rotas de tratamento intercrítico, onde o aço será aquecido até a austenitização, resfriado até a região, intercrítica, permanecendo nesta temperatura até o estabelecimento do equilíbrio, e posteriormente temperado em água à temperatura ambiente, que proporcionará uma alta taxa de resfriamento (50 °C/s).

Desta forma, será possível verificar qual o comportamento do aço API 5L X65, bem como o benefício do tratamento térmico intercrítico adotado, em aplicações onde ocorre o fenômeno de erosão por partículas sólidas em meio aquoso.



2 REVISÃO DA LITERATURA

2.1 Aços ferrítico-perlíticos

Uma particular e homogênea distribuição de ferrita e cementita ocorre em um aço com porcentagem de carbono igual a 0,8% e é denominada perlita. Abaixo deste valor a microestrutura apresenta uma fração de ferrita e uma fração de perlita e os aços nesta condição são denominados ferrítico-perlíticos sendo produzidos através de um tempo, relativamente longo, de permanência a alta temperatura e resfriados lentamente. Tratamentos térmicos deste tipo, como recozimento, normalização e esferoidização, são utilizados para produzir uniformidade na microestrutura, melhorar a ductilidade, reduzir as tensões residuais e/ou melhorar a usinabilidade destes aços⁶⁻⁸.

2.2 Aços microligados

Os aços denominados microligados são aços ao carbono-mangânês com pequena quantidade de elementos de liga, como o vanádio, nióbio ou titânio. O vanádio é um dos elementos mais utilizados para promover o endurecimento por precipitação nos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL). O principal benefício da adição de nióbio está na sua capacidade de promover substancial refino de grão, durante o tratamento termo-mecânico. O titânio nos aços microligados é caracterizado, principalmente, pela redução do crescimento de grão austenítico durante a laminação. Apesar da reduzida quantidade de elementos de liga (menor ou igual a 0,15%) possuem alto limite de escoamento

(maior ou igual a 275 Mpa) e por isso encontram-se dentro da classe dos aços de alta resistência e baixa liga (ARBL)^{9,10}.

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL), geralmente com menos de 0,2% de carbono, caracterizam-se pelo baixo conteúdo de elementos de liga com melhor controle microestrutural e, conseqüentemente, ganhos em termos de propriedades mecânicas. A resistência ao escoamento mínima para esta classe encontra-se na faixa de 293 MPa a 560 MPa, dentro de certas limitações de espessura, e são usualmente empregados devido à sua maior resistência e/ou tenacidade do que os aços ao carbono comuns e conseqüentemente menor será o peso da estrutura com ele produzida. Entre outras propriedades, os aços ARBL exibem melhor conformabilidade, boa resistência à fadiga e boa resistência à abrasão. Estes aços possuem microestrutura ferrítico-perlítica e suas propriedades são determinadas pela granulometria da estrutura (principalmente a ferrita) e pelas fases dispersas ou discordâncias na ferrita^{6,9}.

Os aços de alta resistência e baixa liga (ARBL) microligados foram desenvolvidos durante as décadas de 60 e 70 e desde então tem encontrado aplicabilidade na substituição de aços convencionais face a uma considerável redução de peso proporcionada pela sua maior resistência⁸.

2.3 Aços de alta resistência e baixa liga bifásicos

Aços de alta resistência e baixa liga bifásicos são aços de baixo teor de carbono microligados com pequena quantidade de elementos, como o vanádio, nióbio ou titânio, caracterizados por uma microestrutura de ilhas de uma fase martensítica dura em uma matriz ferrítica mais mole. Tecnicamente, esta estrutura consiste de ferrita e de 5 a 50% de martensita⁹. Entretanto, as condições



de processamento podem acarretar o surgimento de outros microconstituintes como austenita retida, perlita e bainita¹¹.

Os aços de alta resistência e baixa liga convencionais não podem ser conformados tão facilmente quanto os aços ao carbono, porém os aços ARBL bifásicos oferecem algumas das melhores propriedades dos aços ao carbono e aços ARBL convencionais¹⁰.

A microestrutura e propriedades mecânicas de um aço ARBL bifásico são muito sensíveis à quantidade de carbono, de forma que, um aumento no conteúdo de carbono implicará no aumento da quantidade de martensita e bainita granular. O resultado será uma maior resistência à tração e menor ductilidade. Esta microestrutura pode ser obtida através de tratamento térmico intercrítico após a laminação ou diretamente durante o processo convencional de laminação a quente. De uma maneira geral, um aço bifásico, comparativamente ao seu estado laminado original, possui menor resistência ao escoamento, escoamento contínuo, maior alongamento, maior resistência à tração e maior coeficiente de encruamento^{8,9}.

2.4 Tratamentos térmicos intercríticos

O tratamento térmico intercrítico consiste no aquecimento de um aço ferrítico-perlítico até uma temperatura situada entre as linhas A_{c1} e A_{c3} do diagrama de equilíbrio Fe-C, que delimita a região intercrítica onde o aço é constituído pelas fases ferrítica e austenítica em equilíbrio, mantido nesta por um determinado período, seguido de resfriamento controlado. A Fig. 2.1⁵ mostra a

região intercrítica. Quanto maior a temperatura de aquecimento maior a quantidade de austenita formada a qual com posterior resfriamento pode se transformar em diferentes microestruturas dependentes da velocidade de resfriamento e da capacidade de endurecimento da austenita^{6, 12}.

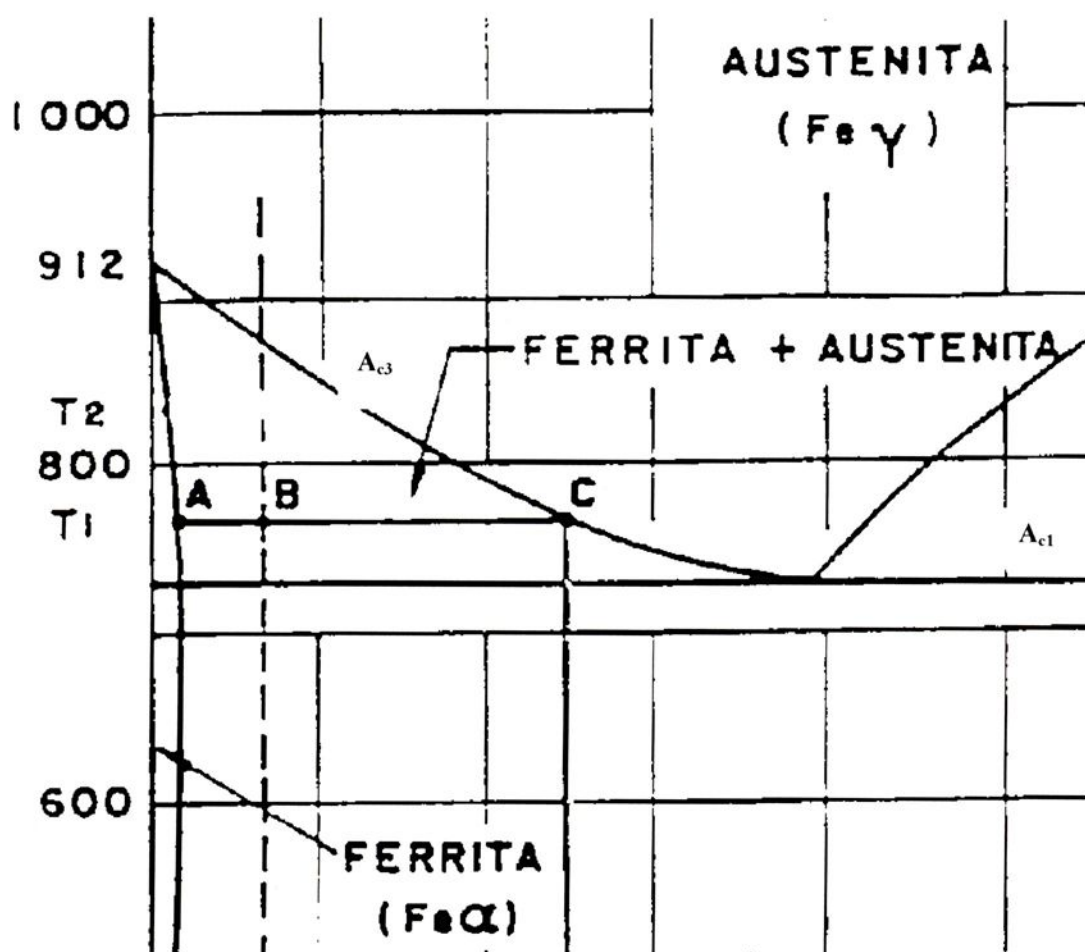


Fig. 2.1 - Região intercrítica no diagrama Fe-C⁵.

2.5 Desgaste

Segundo a OECD - "Organization for Economic Cooperation and Development", desgaste é o dano de uma superfície sólida, geralmente envolvendo perda progressiva de material, devido ao movimento relativo entre aquela superfície e uma ou mais substâncias em contato com ela¹. Segundo a norma ASTM G40², desgaste é a perda progressiva de substância a partir de operação na superfície de um corpo ocorrendo como resultado de movimento relativo naquela superfície.

As duas definições acima são praticamente iguais exceto que a da OECD não necessariamente exclui o dano superficial sem a ocorrência de perda de substância.

Os principais processos de desgaste encontrados na literatura classificam-se em :

a) Adesivo: ocorre pela transferência de material de uma superfície para outra durante o movimento relativo, devido à formação de junções na fase sólida¹.

b) Abrasivo: ocorre pela retirada de material devido a partículas duras ou protuberantes forçadas contra uma superfície sólida e em movimento relativo com ela².

c) Erosivo: ocorre quando um corpo é desgastado pelas interações mecânicas com um fluido, com um ou mais componentes, ou pelo impacto sucessivo de partículas sólidas ou líquidas².

d) Por fadiga: ocorre através da remoção de partículas devido a variações cíclicas de carga².



- e) Corrosivo: . ocorre quando as reações químicas ou eletroquímicas com o meio predominam² .

2.6 Processo de desgaste erosivo provocado pelo impacto de um fluido contendo partículas sólidas

Os principais parâmetros envolvidos no desgaste erosivo, quando um fluxo de fluido, líquido ou gasoso, contendo partículas sólidas, é direcionado contra uma superfície sólida são o ângulo (θ) de impacto do fluxo, a velocidade (v) de impacto do fluxo, as características da partícula e do material alvo, a quantidade de partículas impactadas ou tempo de exposição ao impacto e a concentração de partículas no fluido. O ângulo de impacto (θ) é o ângulo interno formado pela direção do fluxo e a superfície atingida pelo impacto, conforme ilustra a Fig. 2..2.

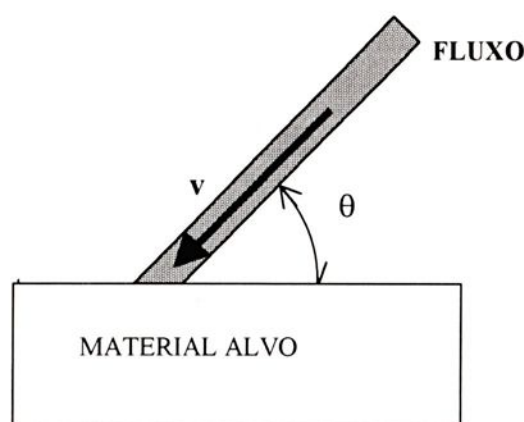


Fig. 2.2 - Representação do ângulo de impacto do fluxo sobre a superfície atingida.

2.6.1 Influência do ângulo de impacto do fluxo

Quando o fluido transportador de partículas é gasoso, há concordância entre vários autores, quanto ao comportamento da taxa de erosão em função do ângulo de impacto. Há um comportamento típico para materiais dúcteis e outro típico para materiais frágeis, isto é, os materiais dúcteis apresentam uma taxa de erosão crescente até um máximo, localizado sob um ângulo de impacto entre 15° e 30° e posteriormente decrescente até o ângulo de impacto de 90° . Os frágeis apresentam um crescimento contínuo até um máximo localizado sob ângulo de impacto de 90° . Estas duas curvas estão exemplificadas na Fig. 2.3¹³. Há uma variedade de curvas entre estes dois extremos e em alguns casos o mesmo material pode exibir comportamento que vai de um extremo a outro, dependendo das condições de erosão¹⁴⁻²¹.

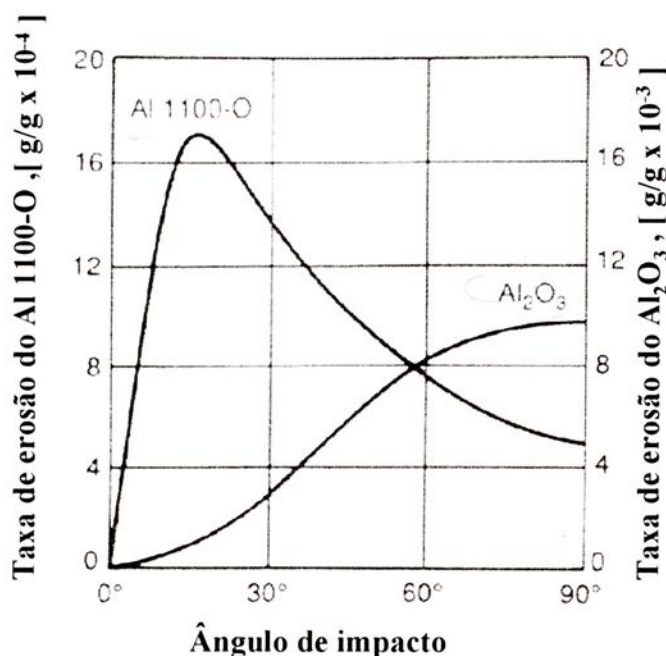


Fig. 2.3 - Influência do ângulo de impacto sobre a erosão em meio gasoso¹³.

Porém, quando o fluido transportador é líquido não há plena concordância entre vários trabalhos encontrados na literatura, nem quanto ao comportamento nem quanto ao ângulo de impacto para o qual a taxa de erosão é máxima. Encontra-se na literatura obtida, três modelos, para metais dúcteis, de comportamento da taxa de erosão em função do ângulo de impacto conforme ilustrado na Fig. 2.4²²⁻²⁵.

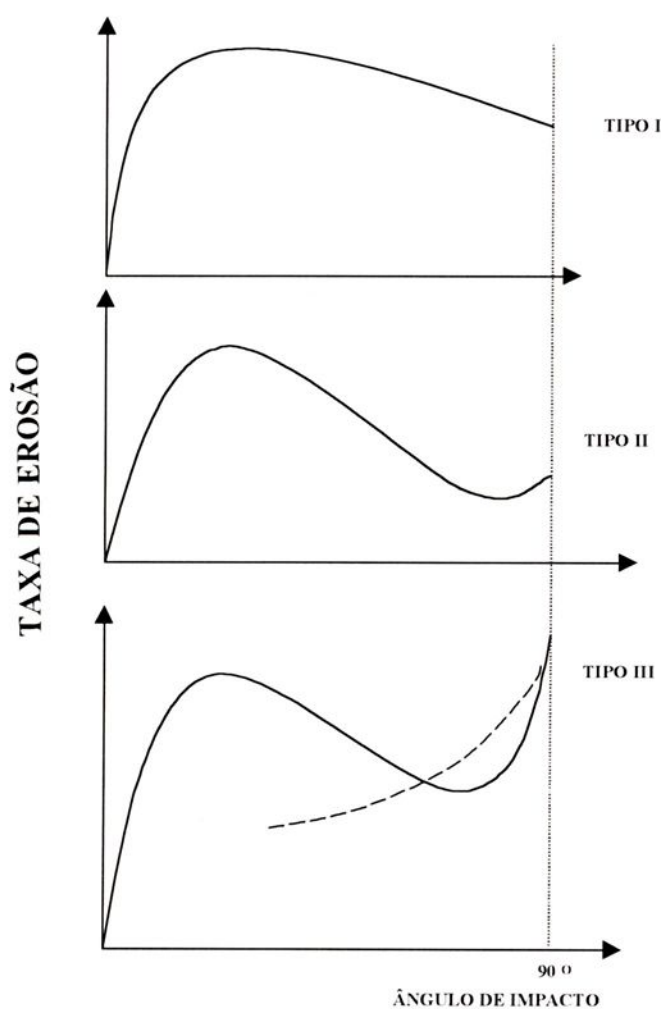


Fig. 2.4 - Tipos de comportamento da taxa de erosão por partículas sólidas em meio aquoso em função do ângulo de impacto, para metais dúcteis²²⁻²⁵.

Conforme ilustrado na Fig. 2.4 , o comportamento do tipo I é caracterizado por um crescimento até um máximo localizado entre 30° e 60° seguido por um decréscimo contínuo até 90° ²². No tipo II após a máxima taxa de erosão, entre 30° e 60° , ocorre um decréscimo até um ângulo de impacto próximo de 80° seguido por um pequeno crescimento até o ângulo de 90° ²³. O tipo III é também caracterizado por dois picos na taxa de erosão, isto é, crescimento até um ângulo de impacto localizado entre 40° e 60° (primeiro pico) e posterior decréscimo seguido por um novo crescimento até o ângulo de impacto de 90° (segundo pico), onde a taxa de erosão é máxima^{24,25}.

Embora não explicada, uma variação do tipo III foi determinada por LI et al⁴, vide linha tracejada na Fig. 2.4, qual seja, o comportamento foi muito similar ao comportamento de materiais frágeis em meio gasoso.

2.6.2 Influência da velocidade do fluxo

A energia necessária para remoção de material está concentrada na energia cinética das partículas ao se impactarem contra a superfície. Considerações sobre a velocidade das partículas de areia são encontradas no trabalho de WOOD et al²⁶ onde é definida uma expressão matemática geral, estabelecida empiricamente, para a taxa de erosão dependente exponencialmente da velocidade de fluxo cujo expoente encontra-se entre 2 e 3, dependendo do erosivo e material erodido.

LI, HUMPHREY & LEVY⁴ ao estudar a erosão, em meio líquido, do aço 1018 e liga de alumínio 6061-T6 determinaram que as taxas de erosão, sob ângulo de impacto de 30° , variaram com o quadrado da velocidade do fluxo, confirmando o importante papel desempenhado pela energia cinética das partículas no processo de erosão.



LEVY & YAU²⁴ encontraram que, para o aço 1018, a taxa de erosão, em meio líquido, variou exponencialmente com a velocidade. O expoente geralmente diminuiu com o aumento do ângulo de impacto e variou entre 1,62 para $\theta=90^\circ$ e 2,01 para $\theta=20^\circ$, conforme ilustração na Fig. 2.5²⁴. Estes autores comentaram que o expoente encontrado é menor que o medido quando a erosão ocorre em meio gasoso.

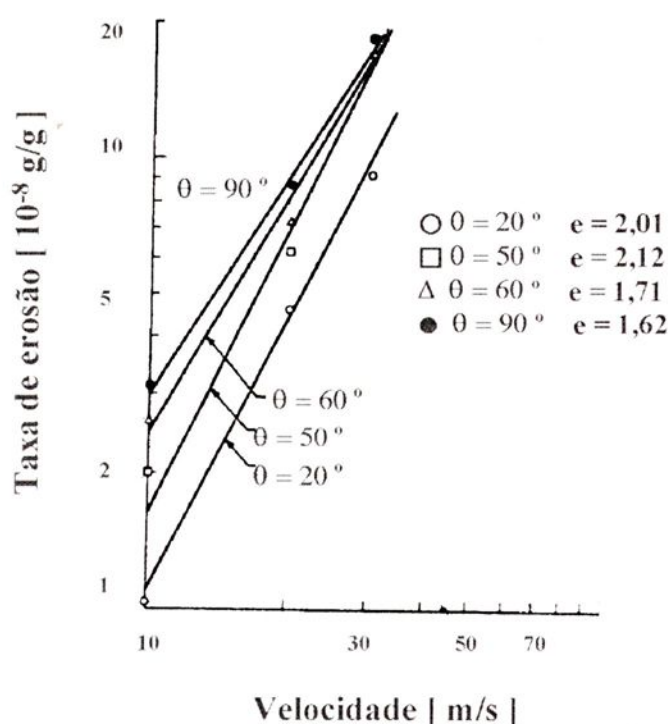


Fig. 2.5 - Efeito da velocidade sobre a taxa de erosão do aço 1018²⁴.

Quando o fluido é gasoso, uma expressão matemática para a taxa de erosão dependendo exponencialmente da velocidade também foi determinada e um expoente variando entre 2 e 3 foi observado^{27, 28}.

2.6.3 Influência da quantidade de partículas impactadas.

Nos estágios iniciais do processo de erosão por partículas sólidas em meio gasoso, sob ângulo de impacto normal, pode ocorrer um pequeno período de incubação, isto é, algumas partículas se embutem no material alvo de tal forma que a massa ganha é maior que a massa perdida. A tendência é o processo se estabilizar rapidamente pois o processo de embutimento estabiliza, ou seja a massa embutida permanece constante, e a perda de massa continua aumentando linearmente com a quantidade de partículas. Inicia-se então o estágio estável de erosão^{15, 17-19}. Vide ilustração na Fig. 2.6¹⁷ para o caso de uma liga de alumínio.

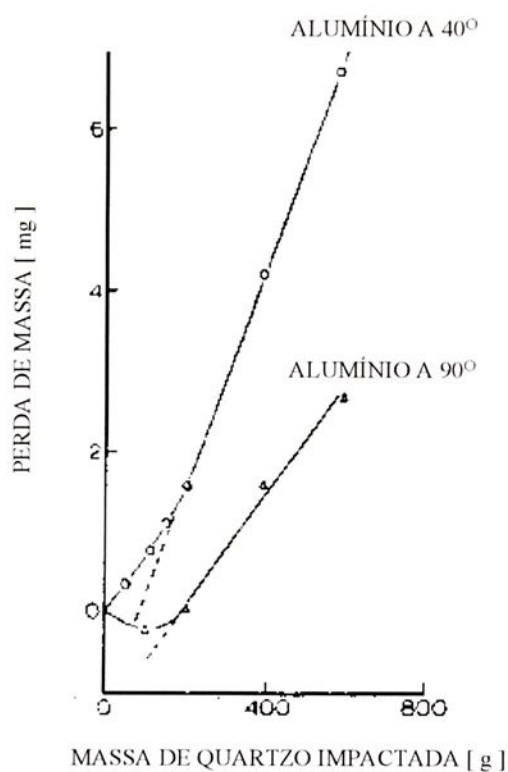


Fig. 2.6 - Variação da perda de massa com a quantidade de erosivo para uma liga de alumínio¹⁷

Um dos estudos de TILLY¹⁷ observou que para o vidro e um aço cromo 2% não ocorreu o fenômeno de incubação, conforme ilustra a Fig. 2.7¹⁷.

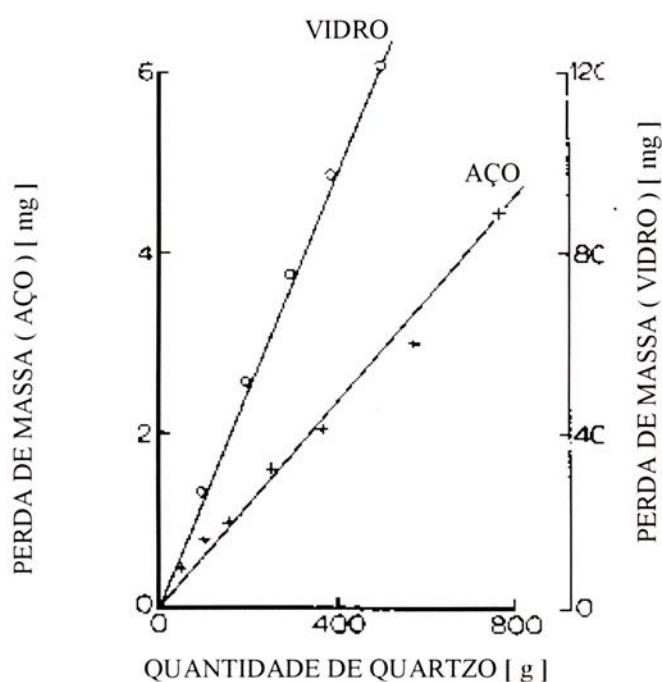


Fig. 2.7 - Variação da perda de massa para o vidro e aço sob impacto de 90°¹⁷.

Em um estudo comparativo entre a erosão por partículas sólidas em queda livre e a erosão por partículas sólidas, em meio aquoso, do alumínio revelou que a mais importante função desempenhada pela água é inibir o embutimento de fragmentos de partículas na superfície metálica, ou seja, em meio aquoso não ocorreu embutimento²⁹.

2.6.4 Influência da concentração de partículas no fluido

Para concentrações de areia em água menores que 13%, em peso, a erosão aumenta com a concentração. Acima deste valor a eficiência da erosão, definida como a razão entre massa removida e a concentração, torna-se independente da concentração. Isto indica que a maior interação entre as partículas impede a erosão. Além disso, o fluxo laminar de partículas em meio fluido torna-se turbulento próximo à superfície formando uma cobertura de partículas reduzindo a eficiência da erosão. A taxa de erosão foi encontrada depender exponencialmente da concentração em volume com expoente igual a aproximadamente $0,33^{30}$.

2.6.5 Influência das características da partícula

Em um dos estudos de LIN & SHAO²³, a taxa de erosão por partículas sólidas em meio líquido aumentou linearmente com o tamanho da partícula e quanto maior este tamanho menor foi o ângulo de impacto onde a taxa de erosão é máxima. Esta variação linear foi também verificada por LEVY & HICKEY³¹.

Estudos da influência do tamanho da partícula sobre erosão por partículas sólidas em meio gasoso indicam que, para a maioria dos plásticos elásticos e ligas de engenharia, a erosão aumenta com o tamanho da partícula até um valor igual a $100\text{ }\mu\text{m}$ sendo então independente de tamanho, conforme exemplificado na Fig. 2.8^{16,28,32}.



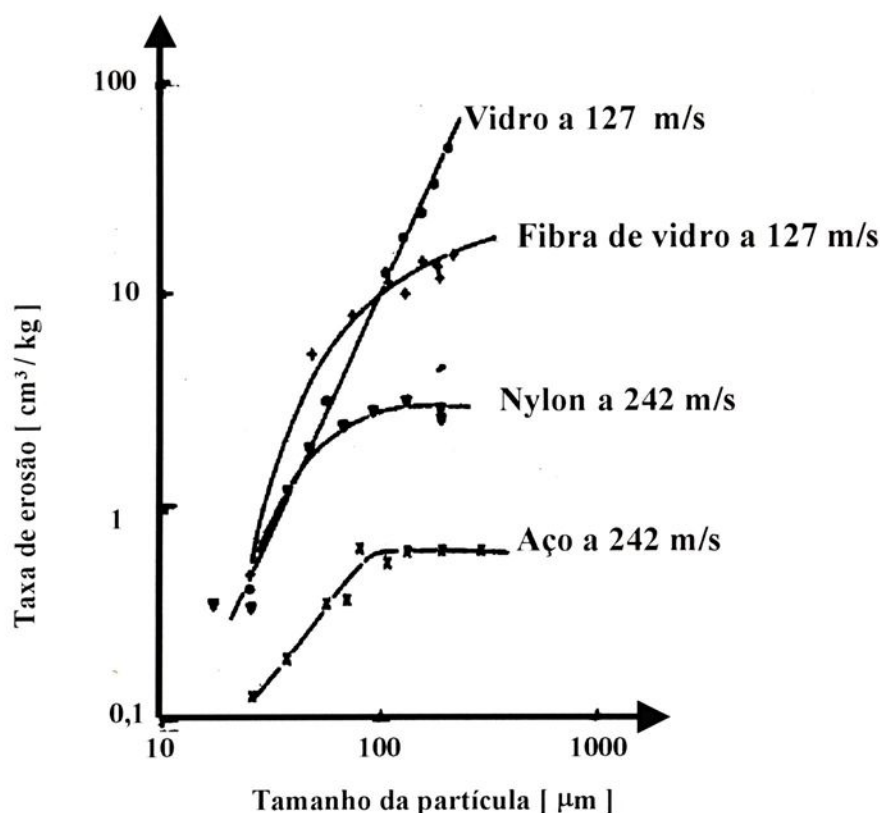


Fig. 2.8 - Influência do tamanho da partícula de quartzo sobre a erosão de diferentes tipos de materiais²⁸.

A dureza da partícula pode influenciar a erosão. A erosão cai dramaticamente quando a dureza do erosivo é menor que a dureza do material erodido¹⁴. Estudo sobre a erosão de partículas de carvão (294 HV) em meio líquido indica que os principais responsáveis pela sua erosividade são as partículas minerais com alta dureza nele contidas, como SiO_2 (700 - 1500 HV) e Al_2O_3 (1900 HV), portanto, quanto menor a quantidade destas partículas menor será a erosividade do carvão²⁴.

Conforme a relação de durezas entre as partículas e o material alvo estas podem se fragmentar sob impacto e mudar drasticamente a forma da curva de

volume removido em função do ângulo de incidência, isto é, esta curva para um material dúctil pode apresentar comportamento típico de um material frágil^{15,16,17}.

2.6.6 Influência das propriedades do material alvo

Quando a erosão é provocada por um fluxo líquido contendo partículas sólidas, diferentes autores, e até os mesmos, apresentaram diferentes resultados e alguns deles serão apresentados a seguir.

LEVY, WOOD et al^{25,26} não observaram, para os aços 1018 e inóx 316, correlação entre a taxa de erosão e a resistência mecânica. LEVY & YAU²⁴ observaram que para ângulos de impacto menores que 60° a taxa de erosão do aço 1018 foi pouco menor que a do aço 4340 e para ângulos de impacto maiores as taxas de erosão foram praticamente iguais conforme pode ser observado na Fig. 2.9²⁴.

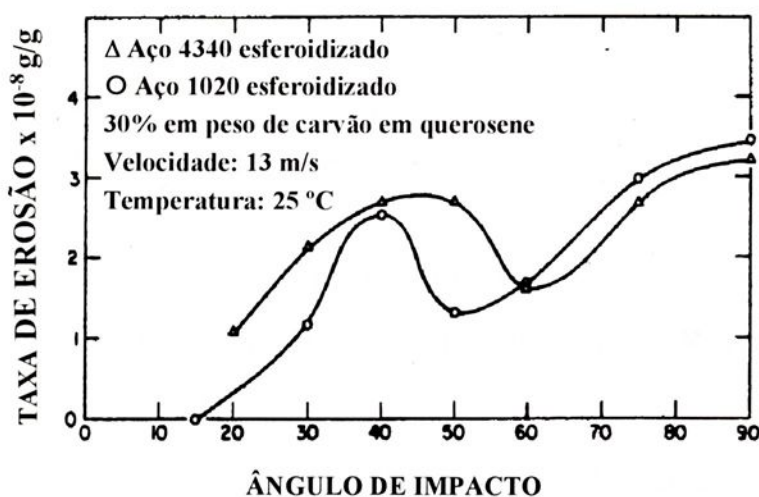


Fig. 2.9 - Efeito do ângulo de impacto sobre a erosão dos aços 1018 e 4340²⁴.

WANG & GENG³³ observaram que o aumento da dureza, através de tratamento térmico, não influenciou na taxa de erosão. Porém os estudos de LEVY, LI et al^{4, 25, 34} apresentam que a taxa de erosão, para vários aços, cobre e alumínio, diminuiu com o aumento da dureza mas não na mesma proporção.

Quanto à ductilidade, o trabalho de WANG & GENG³³ concluiu pela não influência desta propriedade na taxa de erosão, concordando com os estudos de LEVY et al^{24, 25, 30}. A Fig. 2.10 apresenta a variação da taxa de erosão em função do ângulo de impacto para o aço 4340 em três condições de tratamento térmico, fluxo de 30% de carvão (200 mesh) em querosene, velocidade de 13 m/s e à temperatura de 25 °C²⁴.

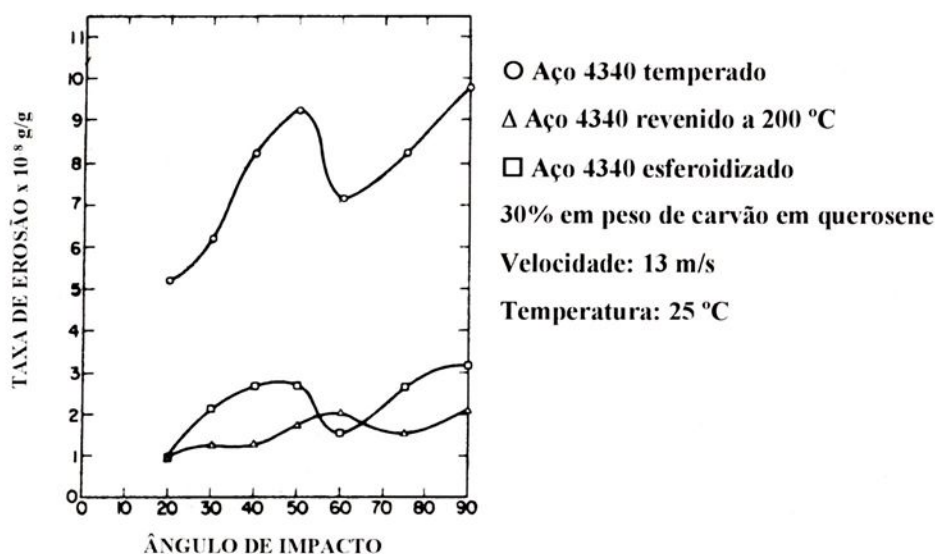


Fig. 2.10 - Efeito do ângulo de impacto sobre a taxa de erosão do aço 4340 em três tratamentos térmicos. ° - Temperado; Δ - Revenido a 200 °C; □ - Esferoidizado²⁴.

O aço 4340 no estado esferoidizado (25% de alongamento) teve quase a mesma taxa de erosão que no estado revenido a 200 °C (11% de alongamento).

Se a ductilidade tivesse um maior efeito, a taxa de erosão do estado revenido a 200 °C seria próxima do estado temperado (8% de alongamento)²⁴.

A resistência ao impacto do aço 4340 na condição temperada é bem menor que na condição revenida a 200 °C³⁵, porém observa-se pela Fig. 2.10²⁴ que a taxa de erosão foi maior para a condição com menor resistência ao impacto.

ENDO & NAGAE³⁶, determinaram uma maior resistência à erosão para um aço com maior coeficiente de encruamento, porém LEVY³⁷ apresenta que maior coeficiente de encruamento implicará em ser atingido o estado estável de erosão mais cedo mas não implicará na magnitude da taxa de erosão.

2.6.7 Influência da microestrutura do material alvo

A erosão, por partículas sólidas em meio líquido, de um aço 1018 pode estar correlacionada com a microestrutura constituída de ferrita e perlita. Estes microconstituintes possuem diferentes durezas e características de deformação. Não é difícil entender que durante a penetração da partícula a região da ferrita (mais mole) forma depressões e deixa porções de perlita (mais dura) expostas aos impactos subseqüentes, levando à sua remoção³⁸.

WANG & GENG³³ determinaram que a taxa de erosão para um aço 1018 na condição recozida foi igual à taxa de erosão para a condição temperada, constituída por uma mistura de ferrita e martensita de baixo carbono.

Estudos sobre a erosão, por partículas sólidas em meio gasoso, dos aços 1020 e 1075 em diferentes condições microestruturais mostraram que, dentro de limites, quanto mais contínua a matriz dúctil menor foi a taxa de erosão. A matriz ferrítica pareceu se romper deixando as placas de cementita expostas³⁹.

2.6.8 Mecanismos de erosão

Uma série de mecanismos foram propostos para a remoção de material de uma superfície metálica pelo impacto de partículas sólidas. FINNIE^{16, 40} sugeriu, para metais dúcteis, um mecanismo similar ao ocorrente no processo de corte de metais, onde a ponta da partícula atua como se fosse uma ferramenta de corte. Propôs uma equação teórica para a erosão, com algumas simplificações, baseada nas equações de movimento da ponta da partícula em contato com a superfície e assumindo que o volume de metal removido era igual ao produto da área varrida pela ponta da partícula e a profundidade de corte. Conforme ilustra a Fig. 2.11⁴¹,

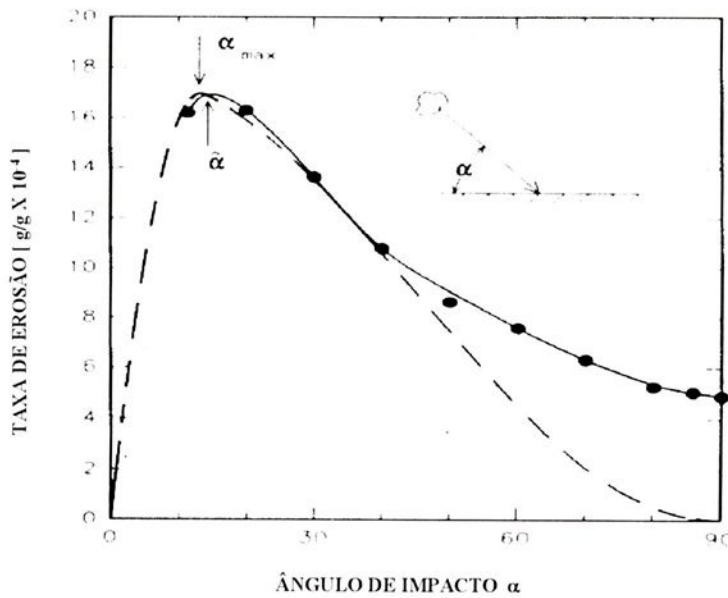


Fig. 2.11 - Taxa de erosão em função do ângulo de impacto . Linha cheia: real. Linha tracejada: teórica⁴¹

as curvas, teóricas e reais, de erosão em função do ângulo de impacto possuem excelente concordância para metais dúcteis e baixos ângulo de impactos mas

torna-se pobre quando o ângulo impacto se aproxima de 90° . FINNIE⁴¹ expôs três razões para a discrepância entre as linhas cheia (real) e tracejada (teórica) .

- a) Uma vez que a superfície é rugosa, as partículas atingem localmente a superfície com uma variedade de ângulos de impacto e com baixos ângulos há remoção de material,
- b) Os múltiplos impactos eventualmente provocam fratura por fadiga de baixo ciclo,
- c) Para a curva teórica, foi desprezado o fato de que as partículas possuem rotação inicial.

Outros autores tentaram explicar a discrepância entre as linhas cheias e tracejadas na Fig. 2.11 invocando dois mecanismos simultâneos para a remoção de material. Por exemplo, BITTER^{18,19} considerou a ocorrência de dois mecanismos denominados "erosão por corte", que prevalece para baixos ângulos de impacto e "erosão por deformação", para altos ângulos de impacto. A rigor, estes dois mecanismos ocorrem simultaneamente. Quando um corpo esférico apenas deformável elasticamente toca um corpo plano são geradas concentrações de tensões resultantes da deformação elástica. A máxima concentração de tensão ocorre no centro da área de contato a uma profundidade aproximadamente igual à metade do raio da projeção da área de contato sobre a superfície. Contanto que esta tensão máxima não atinja o limite elástico do material apenas ocorrerá deformação elástica e diz-se que a colisão é perfeitamente elástica. Além do possível dano por fadiga a freqüente repetição dos impactos elásticos ainda não deve causar desgaste. Se, contudo, durante a colisão o limite elástico é excedido, ocorre deformação plástica na região de máxima tensão e as repetidas colisões de uma grande quantidade de partículas formarão uma camada superficial plasticamente deformada. O endurecimento por deformação resultante aumenta

com o limite elástico, e com deformação plástica adicional, este limite pode eventualmente se tornar igual à resistência do material. A camada superficial torna-se, então, relativamente dura e frágil e não pode mais se deformar plasticamente. Se, subsequente, com o aumento da carga, o limite elástico do material é excedido, a camada superficial é destruída provocando a remoção de fragmentos. Esta explanação resume a base do mecanismo de erosão por deformação e explica a erosão a 90° .

NEILSON & GILCHRIST²⁰, considerando a ocorrência simultânea dos mecanismos de corte e deformação proposto por BITTER^{18,19}, procuraram simplificar seu entendimento e apresentaram, baseados em seus resultados experimentais e nas análises de FINNIE^{16,40} e BITTER^{18,19}, fizeram as seguintes considerações:

- a) A componente normal da velocidade das partículas impactadas é absorvida pela superfície do material e é responsável pelo desgaste por deformação.
- b) Para certos materiais duros, sujeitos principalmente ao desgaste por deformação, há um limite da componente da velocidade normal à superfície, abaixo do qual não ocorre erosão. Este valor limite é dependente do tamanho da partícula.
- c) A componente da energia cinética paralela à superfície está associada com o desgaste por corte.
- d) Para desgaste por corte e grandes ângulos de impacto as partículas repousam sobre a superfície e o total da componente da energia cinética, paralela à superfície, contribui para o desgaste por corte. Para pequenos ângulos de impacto, contudo, as partículas podem apenas

tocar levemente a superfície e finalmente deixá-la com uma quantidade residual de energia cinética.

Isto posto, NEILSON & GILCHRIST²⁰ estabeleceram um modelamento matemático para a erosão em função do ângulo de impacto cujas equações são compostas por uma parcela correspondente ao desgaste de deformação e outra parcela correspondente ao desgaste por corte.

O estudos realizados por WINTER & HUTCHINGS⁴² sobre o impacto oblíquo de uma esfera de aço, com diâmetro de 3 mm e velocidade da ordem de 250 m/s, sobre uma superfície metálica plana mostraram que o mecanismo de remoção de material é de cisalhamento da camada superficial do material alvo na direção do movimento do projétil. Desta forma uma borda saliente pode ser formada e removida, conforme ilustra a Fig. 2.12⁴². A remoção pode ser resultante da adesão entre a borda e a esfera ou da extrusão do material da borda entre a esfera e o metal subjacente. 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 à formação da borda saliente. Em metais recozidos, a energia de deformação se distribui sobre um grande volume de material.



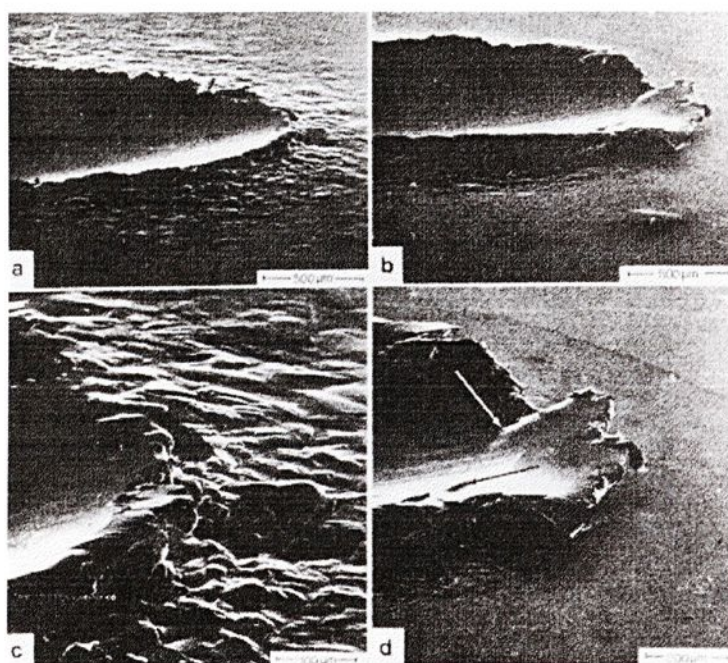


Fig. 2.12 - Superfície de cobre impactada por esferas de aço. (a) e (c) : cobre recozido, (b) e (d) cobre encruado⁴².

Como notado por vários pesquisadores, as bordas salientes podem ser vulneráveis à posterior remoção ou serem empurradas contra a superfície tornando-se uma plaqueta extrudada que pode ser removida por fratura dúctil ou outro mecanismo¹⁴

LEVY³⁷ expôs um conjunto de evidências que suportam um mecanismo de erosão baseado na extrusão e forjamento colocando dúvidas a respeito do mecanismo de corte. A Fig. 2.13³⁷, obtida por microscopia eletrônica de varredura, apresenta o resultado do impacto de uma partícula isolada sobre uma superfície de alumínio 1100-O onde se observa extenso acúmulo de material à frente da cratera formada na direção de impacto. LEVY³⁷ chamou este acúmulo de plaquetas.

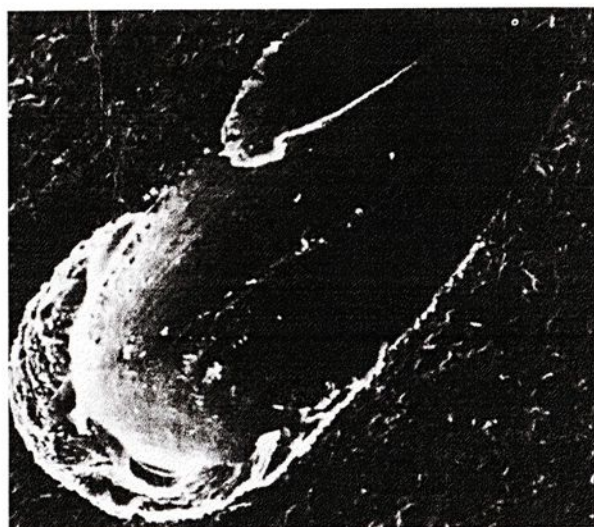


Fig. 2.13 - Cratera formada pelo impacto de uma partícula isolada sobre uma superfície de alumínio 1100-O³⁷.

As Fig. 2.14 (a) e (b) mostram uma região da superfície desgastada, no estágio estável de erosão, da liga de alumínio 7075-T6 após dois impactos subsequentes de partículas.

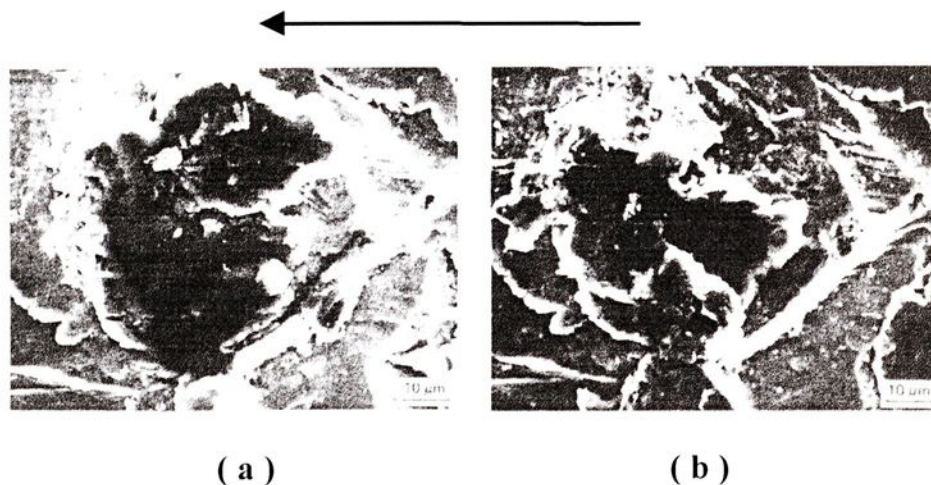


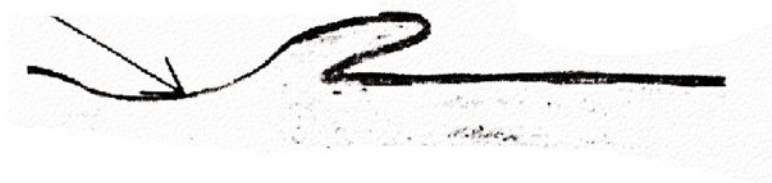
Fig. 2.14 - Desenvolvimento e perda de plaquetas sobre a superfície erodida da liga de alumínio 7075-T6: (a) após 1g de erosivo; (b) após 2g de erosivo³⁷.

As plaquetas presentes na primeira seqüência estão mostradas na Fig. 2.14 (a). A Fig. 2.14 (b) apresenta marcantes mudanças que ocorreram após a próxima seqüência. Novas plaquetas foram extrudadas a partir da área principal das plaquetas, vide lado esquerdo da Fig. 2.14 (b) . Estas observações formaram a base do desenvolvimento do mecanismo de formação de plaquetas desenvolvido por LEVY³⁷ .

A perda de metal de uma superfície erodida parece ocorrer por um mecanismo combinado de extrusão e forjamento. Evidências indicam que as plaquetas são inicialmente extrudadas a partir das crateras rasas produzidas pelo impacto da partícula. Uma vez formadas, as plaquetas são forjadas e ficam expostas, como pode ser visto pela Fig. 2.14 , sendo vulneráveis de serem despreendidas da superfície em um ou mais pedaços pelos impactos subsequentes. Esta explanação, ilustrada pelo esquema de uma seqüência de impacto de partículas mostrado na Fig. 2.15, sintetiza o mecanismo de erosão por plaquetas de metais dúcteis³⁷ .



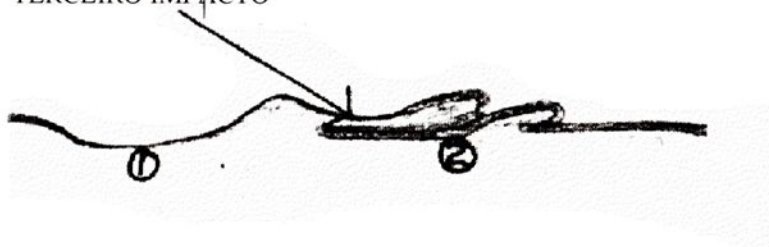
PRIMEIRO IMPACTO



SEGUNDO IMPACTO



TERCEIRO IMPACTO



QUARTO IMPACTO

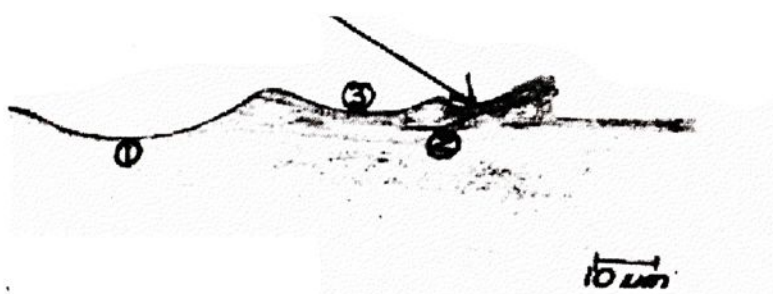


Fig. 2.15 - Sequência de impactos provocando a extrusão e forjamento em uma superfície de aço revestida com cobre³⁷.

3 MATERIAIS E MÉTODOS

3.1 Materiais

3.1.1 Aço API 5L X65

O material estudado é um aço baixo-carbono, laminado a quente com espessura de 11 mm, microligado ao nióbio-titânio (Nb-Ti), conforme norma API specification 5L⁴³, denominado API 5L X65, que especifica como valores mínimos para o limite de escoamento e resistência à tração 448 Mpa e 530 Mpa. O máximo conteúdo de carbono é igual a 0,26% em peso. No presente caso as amostras preparadas continham 0,098% C, 1,63% Mn, 0,33% Si, 0,02% P, 0,002% S, 0,01% Cr, 0,02% Ni, menos que 0,01% V, 0,022% Ti, 0,04% Nb e 0,051% Al.

3.1.2 Liga de alumínio 7075

Com o único propósito de servir como material de referência foi utilizada a liga de alumínio 7075, laminada em barras com 100 mm de diâmetro, por ser um material tipicamente dúctil.



3.1.3 Areia

Areia, geralmente utilizada na construção civil, obtida por peneiramento seletivo, após secagem em estufa (quantidade de 10 kg, a 150 °C durante 6 horas), com peso específico igual a 2,59 g/cm³ e granulação definida na faixa de 149 µm a 297 µm .

3.2 Corpos de prova

3.2.1 Corpo de prova de impacto

Os corpos de prova de impacto foram fabricados a partir da chapa de aço API 5L X65, de acordo com a norma ASTM E23⁴⁴ , conforme geometria apresentada na Fig. 3.1. O comprimento dos corpos de prova teve a mesma orientação da direção de laminação. O corte foi feito com serra de fita com posterior usinagem por operação de fresamento em todas as suas faces. O entalhe também foi efetuado com ferramenta (fresa) com perfil apropriado.



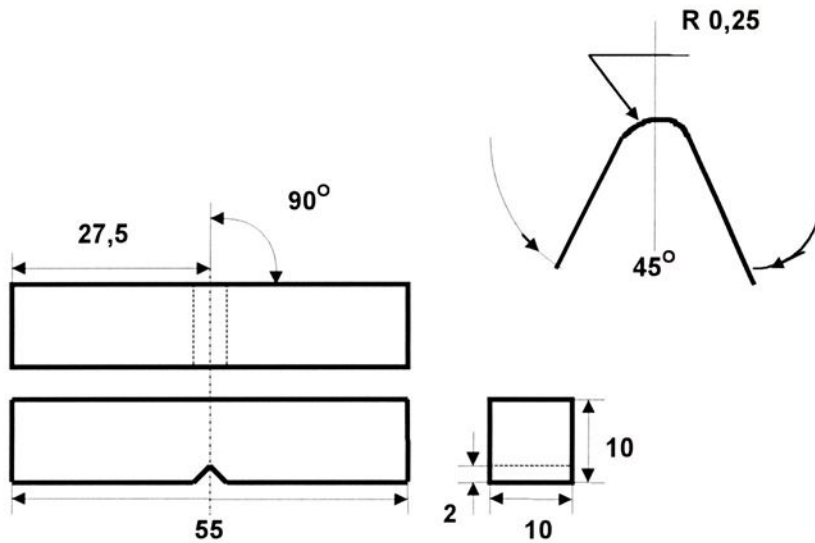


Fig. 3.1 - Corpo de prova de impacto conforme norma ASTM E23⁴⁴.

3.2.2 Corpo de prova de tração

A chapa de aço API 5L X65 foi cortada com serra de fita em barras de seção quadrada com 12 mm de lado por 130 mm de comprimento. Inicialmente foram pré usinados, em barras cilíndricas com 11 mm de diâmetro, através de operação de torneamento convencional. Os corpos de prova foram fabricados de acordo com a norma ASTM E8M⁴⁵, conforme geometria apresentada na Fig. 3.2, através de torneamento em máquina com comando numérico computadorizado. A simbologia adotada para os parâmetros de ensaio foi baseada na norma ABNT NBR 6152⁴⁶. Antes do tratamento térmico foi deixado 0,6 mm de sobremetal em todos os diâmetros, para eliminação da camada decarbonetada, e o acabamento final foi feito com sequência de lixas de granulometrias 220, 320, 400 e 600 para melhoria da rugosidade superficial.

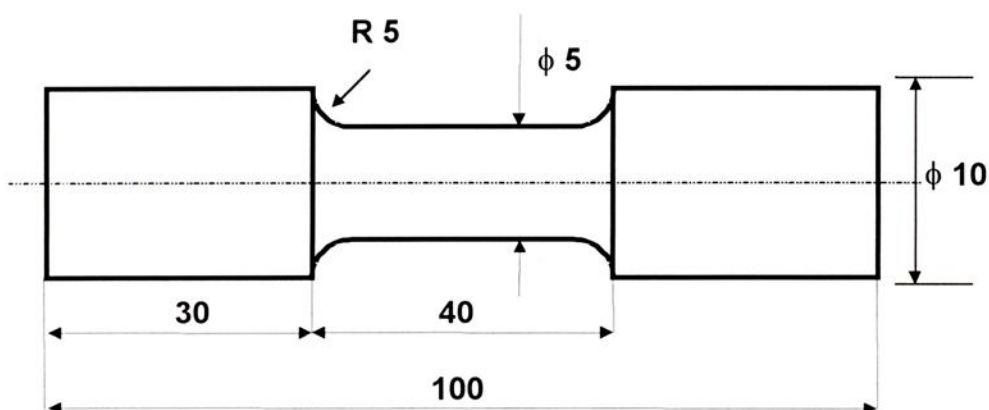


Fig. 3.2 - Corpo de prova de tração conforme norma ASTM E8M⁴⁵.

3.2.3 Corpo de prova de erosão

Os corpos de prova de erosão foram fabricados em placas quadradas com 40 mm de lado por 10 mm de espessura. Após tratamento térmico foram usinados em uma máquina retificadora plana retirando no máximo 0,5 mm em cada face. O acabamento final foi obtido utilizando-se uma seqüência de lixas 100, 220 e 320, sendo a última lixa aplicada no máximo 2 horas antes do ensaio.

3.3 Tratamento térmico

Os corpos de prova de tração, impacto e de erosão foram tratados termicamente numa mesma carga de forno formando um único lote para minimizar efeitos devido a diferenças de curvas de aquecimento e resfriamento.

Este lote foi disposto sobre um suporte , onde a distância mínima entre um corpo de prova e outro foi de 9 mm.

3.3.1 Curva de aquecimento e resfriamento

A rota de tratamento térmico é ilustrada pela Fig. 3.3, consistindo em uma austenitização a 920 °C durante 40 minutos, resfriamento até a temperatura de 770 °C com manutenção nesta temperatura durante 40 minutos, e resfriamento à taxa de 50 °C/s.

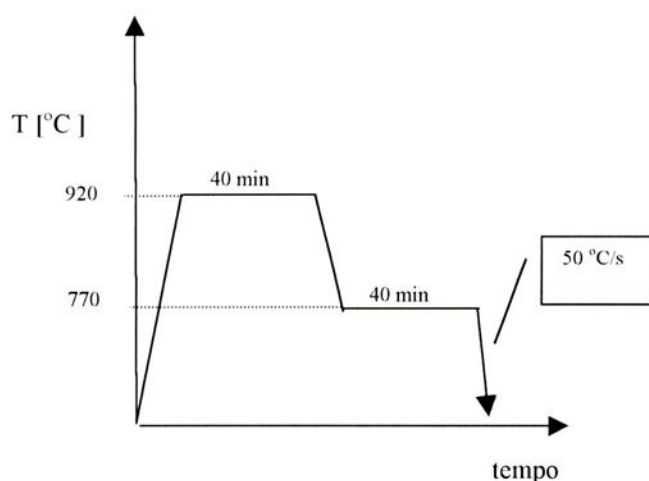


Fig. 3.3 - Rota de tratamento térmico intercrítico adotada.

Os corpos de provas foram resfriados em um volume de aproximadamente 100 litros de água, à temperatura de 22 °C e sem agitação. GUIMARÃES⁵ determinou experimentalmente um valor de 50 °C/s para a taxa média de resfriamento deste meio.

3.3.2 Fornos de tratamento térmico

Os tratamentos térmicos foram realizados em dois fornos. A austenitização (aquecimento a 920°C), primeiro patamar, foi realizada em um forno elétrico (QUIMIS) com controle de temperatura. O aquecimento intercrítico, ou seja, o resfriamento até 770°C seguido de patamar nesta temperatura, foi realizado em um forno elétrico (EDGCON 3P - 7000) com controle programável de tempo e temperatura.

3.4 Microscopia ótica

Amostras de material, na condição como fornecido e tratado termicamente, foram embutidas, lixadas numa seqüência de granulometria de 100, 220, 320 e 600, dentro do procedimento convencional. O polimento fino foi realizado com pasta de alumina seguido por pasta de diamante. As superfícies em análise foram atacadas com o reagente nital 2 %.

As observações das fases e determinação das suas frações volumétricas e valores microdureza foram efetuadas em um microscópio ótico (NEOPHOT) associado a um microcomputador para digitalização das imagens selecionadas.

3.5 Ensaios mecânicos



3.5.1 Ensaios de dureza

A dureza superficial dos corpos de prova de erosão foram determinados na escala Vickers segundo as recomendações da norma ASTM E92⁴⁷ em uma máquina medidora de dureza da marca WOLPERT com uma carga de 15,625 kgf e tempo de aplicação de 20 segundos.

Os ensaios foram conduzidos efetuando-se 5 impressões em cada um dos 9 corpos de prova utilizados para ensaios de erosão.

3.5.2 Ensaios de impacto

Os ensaios foram realizados de acordo com a norma ASTM E23⁴⁴ em um equipamento de impacto da marca WOLPERT AMSLER TIPO PW 3015K, N. 1671 e à temperatura ambiente.

3.5.3 Ensaios de tração

Os ensaios de tração foram realizados de acordo com a norma ASTM E8M⁴⁵ em uma máquina MTS, determinando-se os valores dos parâmetros limite de escoamento (σ_e), limite de resistência à tração (σ_t) e alongamento total (A).

Com a fixação de extensômetro ao corpo de prova, a máquina de ensaio forneceu os valores de alongamento e carga aplicada em intervalos de tempo iguais e sucessivos de 1 segundo. Estas tabelas de valores foram utilizadas

para a determinação dos coeficientes de encruamento de cada material ensaiado,, conforme exemplo no apêndice A.

3.6 Ensaios de erosão por partículas sólidas em meio aquoso

3.6.1 Aparelho de ensaio de erosão

Um aparelho de ensaio de erosão por partículas sólidas em meio aquoso foi projetado, fabricado e montado de acordo com a visão esquemática mostrada na Fig. 3.4

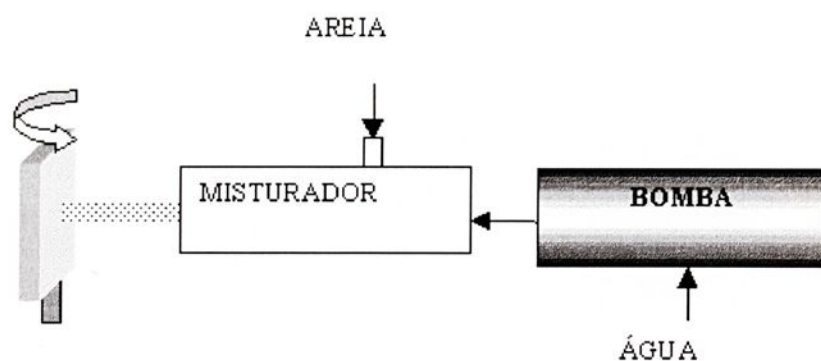


Fig. 3.4 -Visão esquemática do aparelho de erosão por partículas sólidas em meio aquoso.

O porta amostra, câmara de erosão e a base do aparelho foram projetados e construídos no Departamento de Materiais e Tecnologia do Campus da UNESP-GUARATINGUETÁ. A bomba é de pistões e foi adquirida juntamente com o misturador. As figuras 3.5 e 3.6 apresentam, respectivamente, uma visão do conjunto e porta amostras.

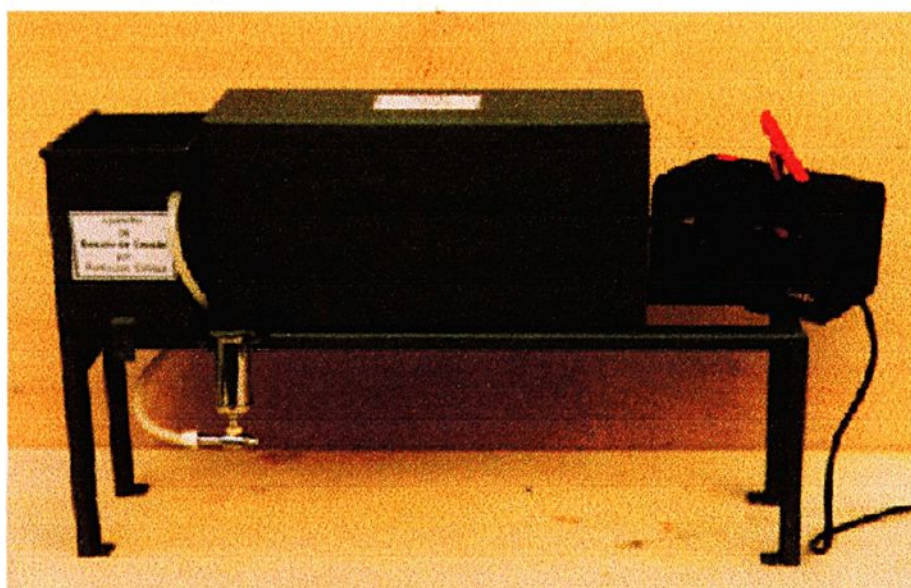


Fig. 3.5 - Conjunto do aparelho de erosão por partículas sólidas em meio aquoso.

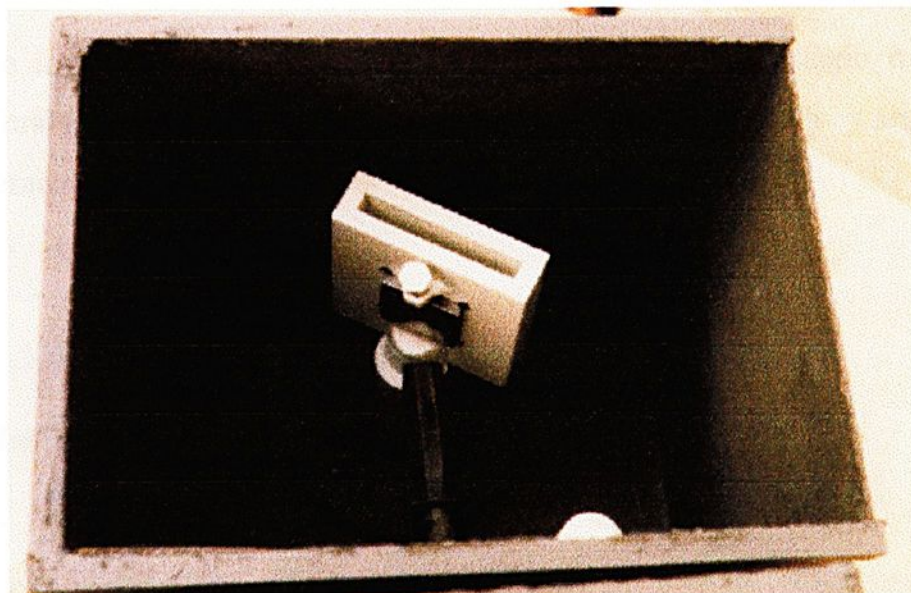


Fig. 3.6 - Porta amostras do aparelho de erosão

3.6.2 Parâmetros de ensaio de erosão

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

- a) velocidade do fluxo: 4,5 m/s
- b) ângulo de incidência do fluxo: 15, 30 , 60 e 90 graus,
- c) tamanho da partícula de erosão : 149 a 297 μm ,
- d) distância entre o orifício de saída do fluxo e a superfície alvo: 12 mm,
- e) quantidade de areia impactada: 250 g, de forma a garantir a realização do ensaio no estágio estável de erosão.
- f) temperatura: a do ambiente.

No intuito de observar as superfícies desgastadas no estágio inicial de erosão, foram executados ensaios com cerca de 5 mg de areia sob os ângulos de 15 e 90 graus.

3.6.3 Metodologia de ensaio de erosão

O ensaio de erosão por partículas sólidas em meio aquoso foi desenvolvido conforme metodologia definida a seguir :



- a) Limpeza dos corpos de prova com acetona para retirada da gordura e sujeira proveniente do manuseio.
- b) Pesagem do corpo de prova de erosão determinando-se a massa inicial, ou seja, antes do processo de erosão. A precisão da balança utilizada foi de 1 mg.
- c) Ensaio de erosão com os parâmetros anteriormente fixados.
- d) Limpeza e posterior pesagem do corpo de prova de erosão determinando-se a massa final, ou seja, após o ensaio de erosão .
- e) Proteção de determinadas amostras com esmalte incolor para posterior observação por microscopia eletrônica de varredura.

O resultado dos ensaios de erosão por partículas sólidas em meio aquoso efetivamente medido foi a perda de massa do corpo de prova através da diferença de massas antes e depois do ensaio e os valores encontrados estão no apêndice B. Todas as perdas de massa foram normalizadas para levar em conta a diferença de peso específico entre a liga de alumínio 7075 e o aço API 5L X65. Isto resultou na determinação da perda volumétrica de material. A taxa volumétrica de erosão utilizada resultou da relação entre a perda volumétrica de material e a quantidade de partículas impactadas (250 g).

A Fig. 3.7 apresenta o macro fluxo do processo de ensaio de erosão realizado.



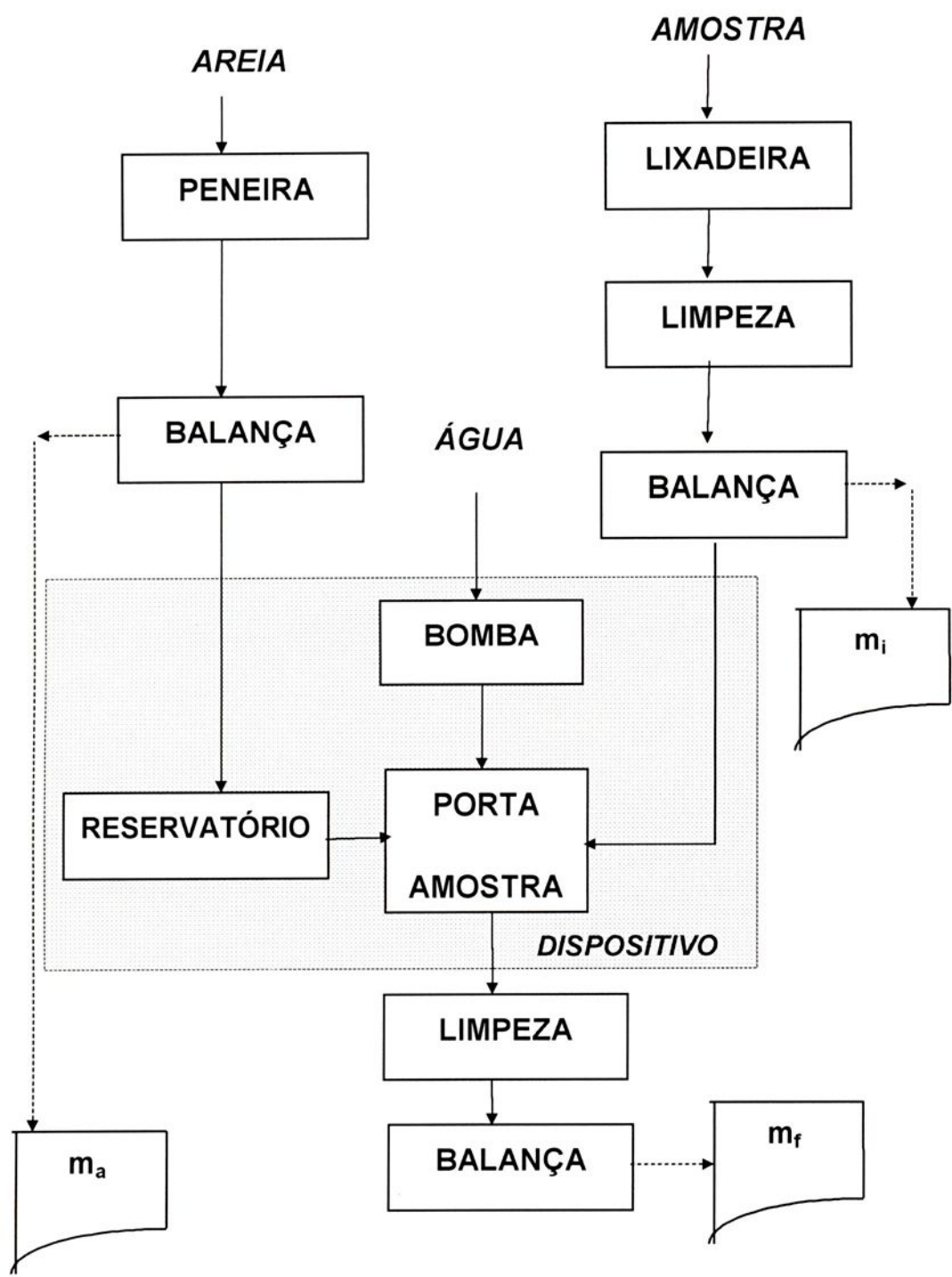


Fig. 3.7 - Macro-fluxo do processo de ensaio de erosão por partículas sólidas em meio aquoso .

3.7 Microscopia eletrônica de varredura

As superfícies desgastadas com 250 g, isto é, no estágio estável de erosão, foram observadas, por microscopia eletrônica de varredura com ampliações de 2000 e 5000 vezes, no centro da cratera. Para as superfícies desgastadas no estágio inicial de erosão, ou seja, por apenas algumas partículas, as ampliações utilizadas foram de 500 e 1000 vezes.

Os microscópios eletrônicos de varredura utilizados foram:

- a) LEO, modelo 435 VPI,
- b) ZEISS, modelo DSM 950.

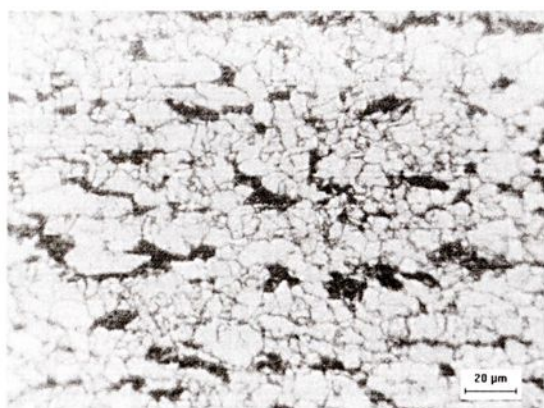


4 RESULTADOS E DISCUSSÃO

4.1 Características microestruturais

4.1.1 Micrografias

As figuras 4.1 (a) e (b) mostram as microestruturas do aço API 5L X65 na condição como fornecido e na condição bifásica, respectivamente.



(a)



(b)

Fig. 4.1 - Microestruturas do aço API 5L X65. (a) Condição como fornecido, regiões claras: ferrita; regiões escuras: perlita. (b) Condição Bifásica, regiões claras: ferrita; regiões escuras: martensita.

Conforme observa-se pela Fig. 4.1 (a) a microestrutura do aço API 5L X65 como fornecido é tipicamente ferrítico-perlítica, com tamanho de grão relativamente pequeno e com textura de laminação bem definida. Após o

tratamento térmico intercrítico, qual seja, aquecimento à temperatura de austenitização (920 °C), resfriamento até a temperatura de 770 °C, entre as linhas A_{r1} e A_{r3} , e novo resfriamento, até a temperatura ambiente, à taxa de 50 °C/s, observa-se uma maior uniformidade da microestrutura e uma menor definição dos contornos de grão, típica da têmpera convencional dos aços de baixo carbono.

4.1.2 Frações volumétricas das fases

A tabela 4.1 apresenta a fração volumétrica das fases dos aços API 5L X65 nas condições como fornecido e bifásica. Dos resultados obtidos, pode-se constatar que houve pouca variação das frações volumétricas de ferrita, ou seja, o tratamento térmico intercrítico realizado aumentou em apenas 2% a fração volumétrica da ferrita.

Tabela 4.1 - Fração volumétrica das fases do aço API 5L X65 na condição como fornecido e bifásica

FASE	AÇO API 5L X65	
	FRAÇÃO VOLUMÉTRICA %	
	CONDIÇÃO COMO FORNECIDO	CONDIÇÃO BIFÁSICA
Ferrita	75	77
Perlita	25	-
Martensita	-	23

4.1.3 Microdureza das fases

Tabela 4.2 - Microdureza das fases do aço API 5L X65 como fornecido e na condição bifásica

FASE	AÇO API 5L X65			
	MICRODUREZA [HV]			
	CONDIÇÃO		CONDIÇÃO	
	COMO FORNECIDO		BIFÁSICA	
	MÉDIA	DESVIO PADRÃO	MÉDIA	DESVIO PADRÃO
Ferrita	231	18	253	29
Perlita	#	#	-	-
Martensita	-	-	355	50

Conforme tabela 4.2, verifica-se que o aço API 5L X65 na condição bifásica apresentou microdureza da ferrita de 253 HV, sendo um pouco maior que a microdureza de 231 HV apresentada na condição como fornecido.

4.2 Propriedades mecânicas

4.2.1 Dureza Vickers do aço API 5L X65 nas condições como fornecido e bifásica

A tabela 4.3 mostra os valores médios e respectivos desvios padrão determinados para a dureza Vickers do aço API 5L X65 nas condições como fornecido e bifásica .

Tabela 4.3 - Dureza Vickers para os aços API 5L X65 nas condições como fornecido e bifásica

MATERIAL	DUREZA [HV]	
	MÉDIA	DESVIO PADRÃO
AÇO API 5L X65 COMO FORNECIDO	226	9
AÇO API 5L X65 NA CONDIÇÃO BIFÁSICA	275	18

O material na condição como fornecido apresentou uma dureza de 226 Vickers e na condição bifásica apresentou uma dureza de 275 Vickers, ou seja, 21% acima do valor obtido para a condição como fornecido.

4.2.2 Resistência ao impacto para os aços API 5L X65 nas condições como fornecida e bifásica

A tabela 4.4 apresenta os resultados da resistência ao impacto, dada pela energia absorvida, do aço API 5L X65 nas condições como fornecido e bifásica.

Tabela 4.4 - Resistência ao impacto do aço API 5L X65 nas condições como fornecido e bifásica

MATERIAL	ENERGIA ABSORVIDA [J]	
	MÉDIA	DESVIO PADRÃO
AÇO API 5L X65 COMO FORNECIDO	266	6
AÇO API 5L X65 NA CONDIÇÃO BIFÁSICA	64	2

Conforme observa-se na tabela 4.4 , o aço API 5L X65 na condição bifásica apresentou resistência ao impacto sensivelmente menor do que na condição como fornecido.

4.2.3 Resultados dos ensaios de tração dos aços API 5L X65 nas condições como fornecido e bifásica

A tabela 4.5 apresenta os resultados dos ensaios de tração do aço API 5L X65 nas condições como fornecido e bifásica.

Tabela 4.5 - Resultados dos ensaios de tração do aço API 5L X65 nas condições como fornecido e bifásica

CONDIÇÃO	AMOS- TRA	σ_e [Mpa]	σ_t [MPa]	A [%]	n	σ_e / σ_t
AÇO API 5L X65 COMO FORNECIDO	1	480	583	27	0,147	0,82
	2	475	580	29	0,174	0,82
	3	470	574	29	0,179	0,82
	4	492	592	29	0,176	0,83
	MÉDIA	479	582	29	0,169	0,82
	DESVIO	9	8	1	0,015	0,01
AÇO API 5L X65 NA CONDIÇÃO BIFÁSICA	1	707	1006	14	0,152	0,70
	2	612	884	8	0,174	0,69
	3	777	1000	3	0,199	0,78
	4	812	993	2	0,197	0,82
	MÉDIA	727	970	8	0,180	0,75
	DESVIO	88	58	6	0,022	0,06



Os resultados dos ensaios de tração apresentados na tabela 4.5 indicam que a resistência mecânica do aço API 5L X65 na condição como fornecido ($\sigma_e = 479$ Mpa; $\sigma_t = 582$ MPa) é menor que na condição bifásica ($\sigma_e = 727$ Mpa; $\sigma_t = 970$ MPa) estando de acordo com os valores mínimos especificados pela norma API 5L⁴³ para a classificação X65 ($\sigma_e \geq 448$ Mpa, $\sigma_t \geq 530$ Mpa).

O coeficiente de encruamento se mostrou pouco afetado pelo tratamento térmico, isto é, 6% a mais para a condição bifásica. O alongamento para o material na condição bifásica ficou bastante reduzido, cerca de 27% do valor encontrado para a condição como fornecido.



4.3 Resultados dos ensaios de erosão por partículas sólidas em meio aquoso

A tabela 4.6 apresenta a taxa volumétrica de erosão do aço API 5L X65, nas condições como fornecido e bifásica, e liga de alumínio 7075. Os valores de perda de massa, originalmente obtidos, encontram-se no apêndice B.

Tabela 4.6 - Taxa volumétrica de erosão dos aços API 5L X65, nas condições como fornecido e bifásica, e liga de alumínio 7075 em função do ângulo de impacto para uma velocidade de fluxo de 4,5 m/s e erosivo areia com tamanho da partícula na faixa de 149 μm - 297 μm .

MATERIAL	TAXA VOLUMÉTRICA [mm ³ / kg]							
	15°		30°		60°		90°	
	MÉDIA	DESVIO	MÉDIA	DESVIO	MÉDIA	DESVIO	MÉDIA	DESVIO
AÇO API 5L X65 COMO FORNECIDO	33	2	41	1	29	1	19	2
AÇO API 5L X65 NA CONDIÇÃO BIFÁSICA	31	3	40	2	31	2	20	1
LIGA DE ALUMÍNIO 7075	99	4	120	6	83	3	50	2

A Fig. 4.2 ilustra o comportamento da taxa volumétrica de erosão, com nível de confiança igual a 95%, em função do ângulo de impacto para aço API 5L X65 e liga de alumínio 7075 para velocidade de impacto de 4,5 m/s e erosivo areia com tamanho das partículas na faixa de 149µm a 297µm ..

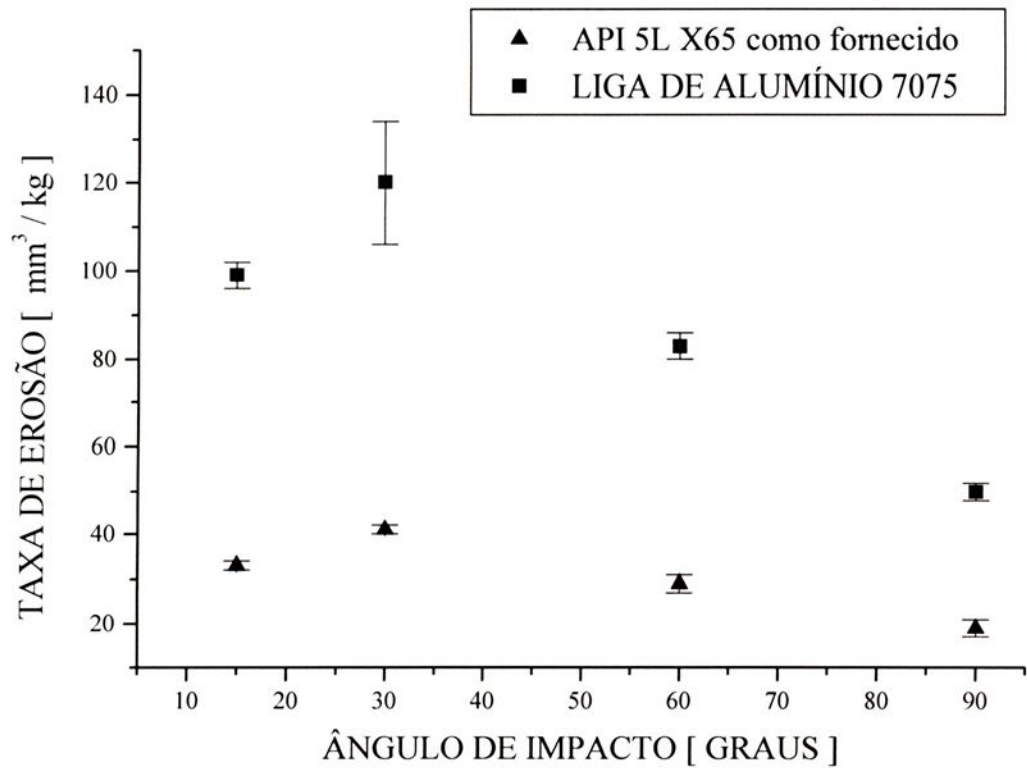


Fig. 4.2 - Taxa volumétrica de erosão, com nível de confiança igual a 95%, do aço API 5L X65 e da liga de alumínio 7075 em função do ângulo de impacto. O tamanho das partículas e velocidade do fluxo são 149 a 297 µm e 4,5 m/s, respectivamente.

A Fig. 4.3 ilustra o comportamento da taxa volumétrica de erosão, com nível de confiança igual a 95%, do aço API 5L X65 na condição bifásica e liga de alumínio 7075 em função do ângulo de impacto para velocidade de impacto de 4,5 m/s e erosivo areia com tamanho das partículas na faixa de 149 μ m a 297 μ m .

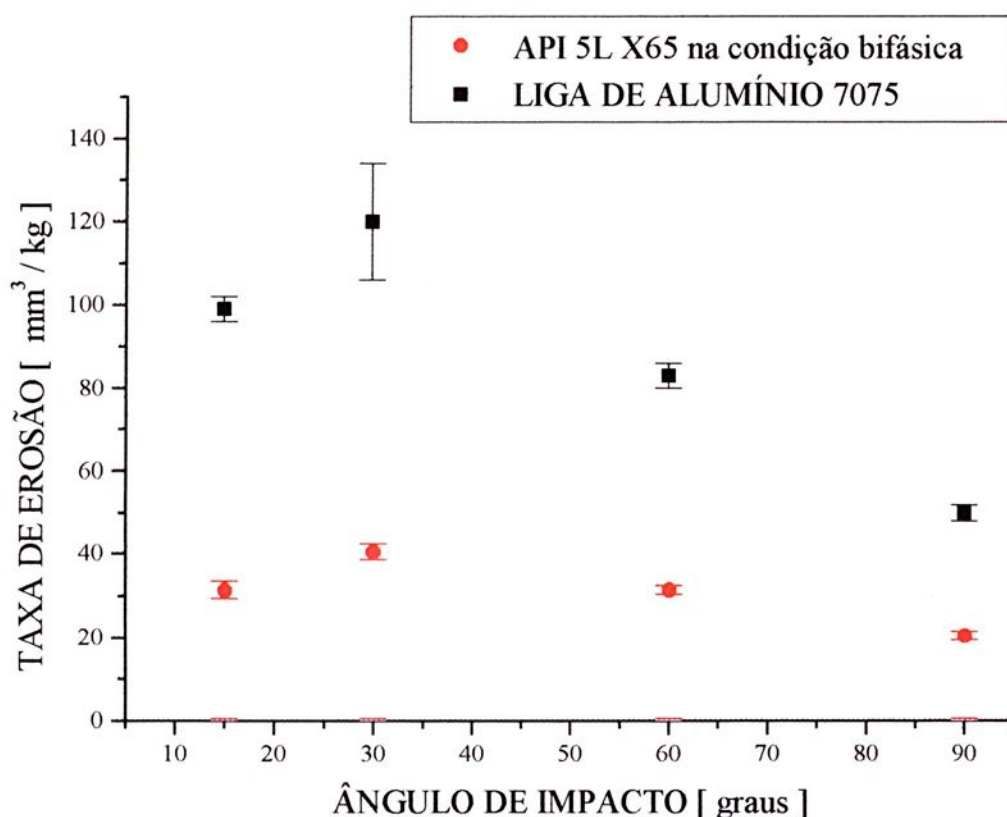


Fig. 4.3- Taxa volumétrica de erosão, com nível de confiança igual a 95%, do aço API 5L X65 na condição bifásica e da liga de alumínio 7075 em função do ângulo de impacto . O tamanho das partículas e velocidade do fluxo são 149 a 297 μ m e 4,5 m/s, respectivamente.

A Fig. 4.4 ilustra os comportamentos da taxa volumétrica de erosão, com nível de confiança igual a 95%, do aço API 5L X65, nas condições como fornecido e bifásica, em função do ângulo de impacto para uma velocidade de impacto de 4,5 m/s e erosivo areia com tamanho das partículas na faixa de 149 μ m a 297 μ m.

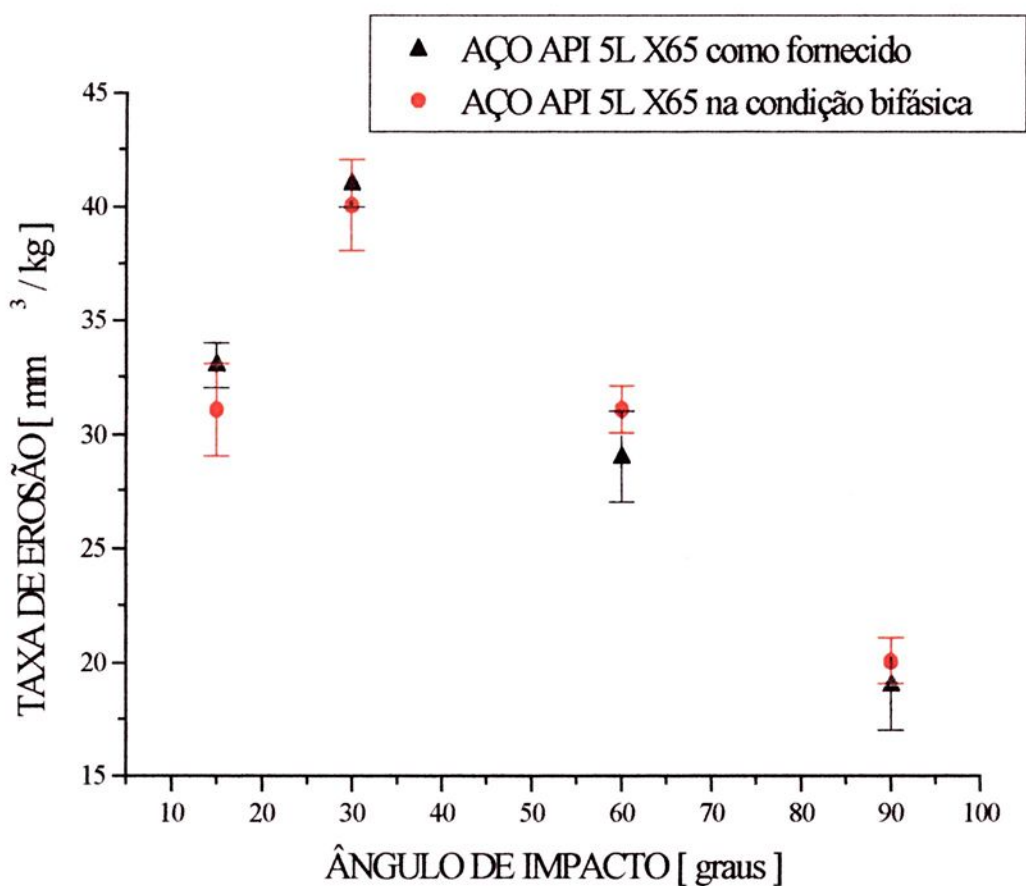


Fig. 4.4 - Taxa volumétrica de erosão, com nível de confiança igual a 95%, do aço API 5L X65 como fornecido e na condição bifásica em função do ângulo de impacto. O tamanho das partículas e velocidade do fluxo são 149 a 297 μ m e 4,5 m/s, respectivamente.

Para a quantidade de erosivo impactado de 250 g, o processo de erosão atingiu seu estado estacionário, isto é, taxa de erosão constante, uma vez que ensaios realizados com 450 g determinaram a mesma taxa de erosão. A baixa concentração de partículas, 3%, não atenuou a velocidade de impacto, visto que a taxa de erosão decresce exponencialmente com a fração em volume partículas com expoente de aproximadamente $1/3^{31}$.

4.3.1 Análise e discussão quanto ao comportamento da taxa volumétrica de erosão em função do ângulo de impacto e correlação com as propriedades mecânicas

Observando-se, nas figuras 4.2, 4.3 e 4.4, o comportamento da taxa volumétrica de erosão, por impacto de partículas sólidas em meio aquoso, do aço API 5L X65, nas condições como fornecido e bifásica, e da liga de alumínio 7075, em função dos ângulos de impacto testados, verifica-se um crescimento até um ângulo de 30° com posterior decréscimo até 90° . Tal comportamento apresenta similaridade com os comportamentos observados por ZU, HUTCHINGS & BURSTEIN²² e por LIN & SHAO²³ (vide tipos I e II anteriormente citados na página 32) embora apresentem uma menor diferença entre o máximo de erosão, que ocorre em torno dos ângulos de impacto de 30° e 40° , e a erosão sob ângulo de impacto de 90° . Não há plena concordância com os trabalhos de LEVY, LI et al.^{4, 24, 25}, onde para os aços, cobre e alumínio, o máximo de erosão ocorreu sob ângulo de impacto de 90° com um máximo secundário ocorrendo sob ângulo de impacto entre 40° e 60° (vide tipo III anteriormente citado na página 32).



Observando-se, na Fig. 4.4, o comportamento da taxa volumétrica média de erosão, por impacto de partículas sólidas em meio aquoso, em função dos ângulos de impacto testados verifica-se, para os ângulos de impacto de 15° e 30°, uma taxa média de erosão ligeiramente maior para o aço API 5L X65 como fornecido em relação à condição bifásica, ao passo que, para os ângulos de impacto de 60° e 90° ocorre o inverso, porém os intervalos de confiança de 95% se superpõe para todos os ângulos de impacto . Por definição, o intervalo de confiança é função da quantidade de ensaios e do desvio padrão em cada ponto, portanto não podemos concluir, a partir dos resultados obtidos, haver diferença entre as taxas de erosão dos dois aços.

Utilizando o método estatístico denominado análise de variância das médias é possível uma análise mais precisa e confiável , pois baseia-se em todos os resultados obtidos e não apenas nos resultados em um ponto, conforme é determinado o intervalo de confiança. O desenvolvimento da análise de variância revelou, para os ângulos de impacto testados, não haver diferença entre as taxas de erosão obtidas para os dois aços. Este resultado é contrastante com as sensíveis diferenças observadas nas propriedades mecânicas e microestruturas.

A igualdade estatística das taxas de erosão, apesar da marcante diferença de resistência mecânica a tração entre os aços API 5L X65 na condição bifásica e como fornecido (aumento da resistência máxima à tração de 582 MPa para 970 MPa e aumento do limite de escoamento de 479 MPa para 727 MPa), está de acordo com estudos realizados por LEVY, WOOD et al^{25,26} , em aços 1018 e inóx 316, onde não foi observada correlação entre resistência mecânica e taxa de erosão.

O aumento de apenas 20% da dureza do aço API 5L X65 na condição bifásica (275 HV) em relação ao aço API 5L X65 como fornecido (226 HV) não implicou em diferença na taxa de erosão e está de acordo com estudos de



WANG & GENG³³, que verificaram a não influência do aumento da dureza, através de tratamento térmico, na taxa de erosão. Porém não está de acordo com os resultados obtidos por LEVY et al²⁵ onde a taxa de erosão variou inversamente com a dureza para vários aços em diferentes condições. Os resultados obtidos por LI et al⁴ ao comparar o cobre, alumínio e aço mostraram que suas taxas de erosão diminuíram com o aumento da dureza, mas não na mesma proporção. Estes resultados merecem uma certa observação, pois a unidade da taxa de erosão utilizada é perda de massa, ora, cobre, aço e alumínio possuem diferentes densidades (relação entre massa e volume), de tal forma que, se compararmos a erosão em termos de perda de volume as diferenças seriam muito pequenas, e poderemos concluir, a partir dos mesmos, não haver influência da dureza na taxa de erosão.

O fato da menor ductilidade do aço API 5L X65 na condição bifásica (alongamento de 8%), em relação ao aço API 5L X65 como fornecido (alongamento de 29%), não ter influenciado suas taxas de erosão concorda com os resultados obtidos por WANG & GENG³³ e LEVY et al^{24,25} onde a ductilidade não influenciou a taxa de erosão.

A resistência ao impacto Charpy sensivelmente reduzida do aço API 5L X65 na condição bifásica (64 J) em relação ao aço API 5L X65 como fornecido (266 J) não se refletiu na alteração das suas taxas de erosão, e estes resultados são diferentes daqueles obtidos por LEVY & YAU²⁴, onde a taxa de erosão de um aço 4340, em duas condições de tratamento térmico, variou inversamente com a resistência ao impacto.

Os coeficientes de encruamento do aço API 5L X65 nas condições como fornecido e bifásica, respectivamente 0,17 e 0,18, praticamente não se alteraram e não implicaram em variação na taxa de erosão dos dois aços, porém ENDO &



NAGAE³⁶ observaram uma diminuição da taxa de erosão para uma significativa elevação do coeficiente de encruamento.

As controvertidas relações, encontradas na literatura, entre as propriedades mecânicas e a taxa de erosão indicam não haver uma regra geral ou pelo menos básica para servir como guia para a seleção de um aço resistente à erosão por partículas sólidas em meio líquido. Da mesma forma, isto foi verificado em vários trabalhos envolvendo a erosão por partículas sólidas em meio gasoso.

Conforme WANG & Geng³³, as discordâncias de resultados encontradas entre os estudos sobre erosão podem provavelmente serem atribuídas aos diferentes aços testados com diferentes microestruturas implicando em diferentes efeitos sobre o mecanismo e taxa de erosão.

4.3.2 Análise da superfície desgastada no estágio inicial do processo de erosão

As figuras 4.5 (a), (b) e (c) apresentam, respectivamente, as superfícies desgastadas do aço API 5L X65, nas condições como fornecido e bifásica, e da liga de alumínio 7075 no estágio inicial do processo de erosão sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 15° e erosivo areia com tamanho das partículas entre 149 μm e 297 μm .



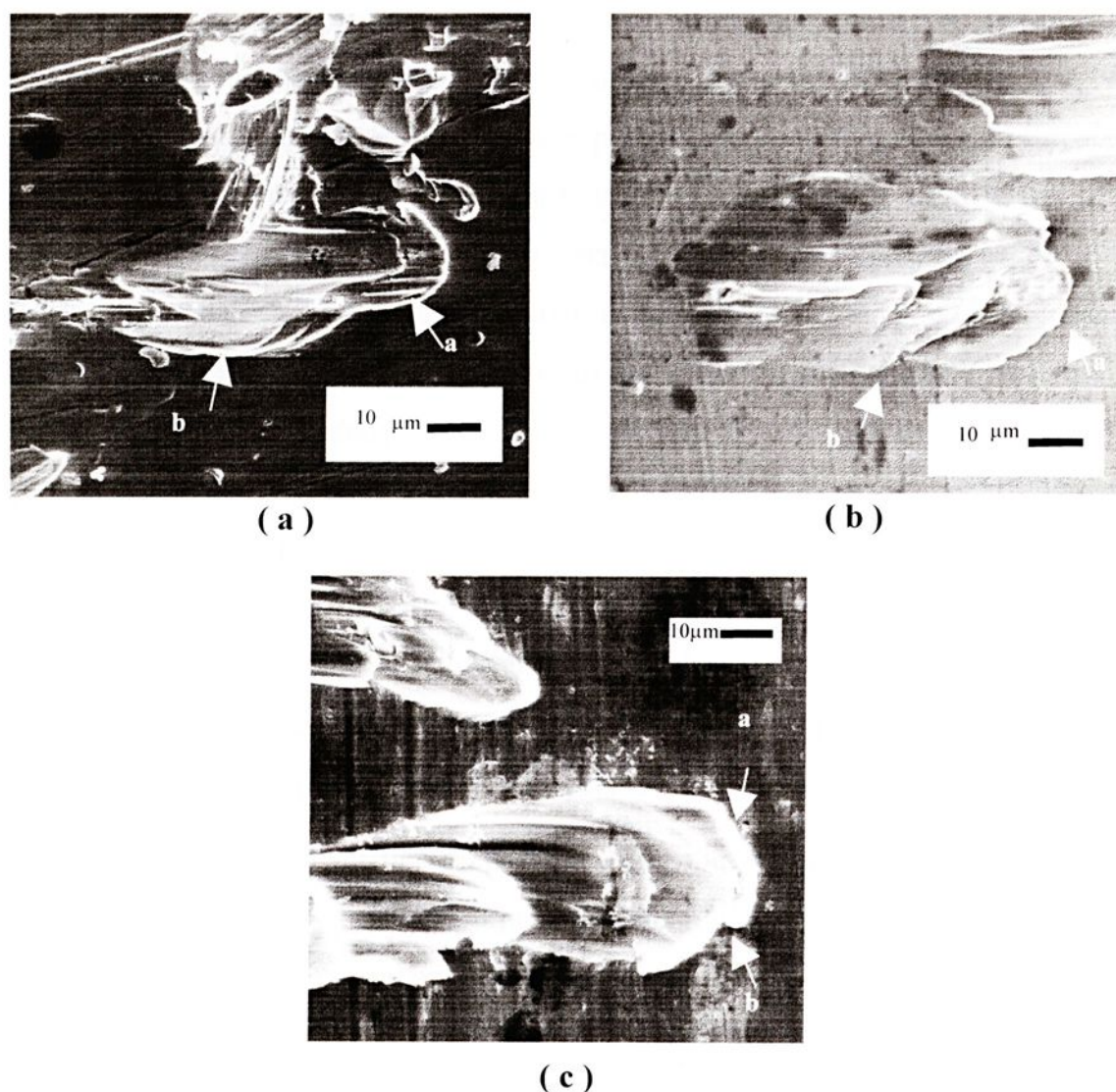


Fig. 4.5 - Superfícies desgastadas no estágio inicial do processo de erosão sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 15° e erosivo areia com tamanho das partículas entre 149 μm e 297 μm. Direção de impacto: esquerda para a direita. (a) Aço API 5L X65 como fornecido, (b) aço API 5L X65 na condição bifásica e (c) liga de alumínio 7075.

Observa-se em cada uma das posições na Fig. 4.5 (a, b, c) uma cratera produzida pelo impacto de uma partícula sólida com material deformado plasticamente na direção do impacto conforme indicado pelo detalhe a. No detalhe b observa-se material superposto, provavelmente proveniente do impacto de outras partículas. O fluxo de partículas foi orientado da esquerda para a direita e estão bem definidas a direção e sentido das crateras provocadas, ou seja, aproximadamente as mesmas do fluxo de partículas. As trajetórias destas partículas, em baixos ângulos de impacto do fluxo, provavelmente não foram modificadas pela mudança das linhas de fluxo que podem ocorrer nas proximidades da superfície atingida. Pode-se claramente observar a ocorrência de extrusão e a cratera formada pela deformação plástica com formação de bordas proeminentes, ou seja, acúmulo de material localizado no ponto onde a partícula deixou de ter contato com o material alvo. A largura da cratera (cerca de 20 μm), menor que o tamanho mínimo das partículas (149 μm), evidencia o fato de que , neste caso, apenas parte da partícula foi responsável pela deformação.

Destas figuras, verifica-se portanto, que mesmo para baixos ângulos de impacto do fluxo, tais como 15° , e provavelmente das partículas sólidas contidas no meio líquido, o mecanismo de deformação plástica é provavelmente um elemento básico de início da erosão da superfície do aço e da liga de alumínio.

A figura 4.6 (a) e (b) apresenta, respectivamente, as superfícies desgastadas do aço API 5L X65 como fornecido e da liga de alumínio 7075 no estágio inicial do processo de erosão sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 90° e erosivo areia com tamanho das partículas entre 149 μm e 297 μm .

Observa-se na Fig. 4.6 (a) e (b) crateras formadas pela deformação plástica do material, assumido forma semelhante a cogumelos, conforme indicado pelo detalhe a, havendo possibilidade de que o material deformado plasticamente

de cada uma das crateras adjacentes se superponha, lateralmente, conforme indicado no detalhe b.

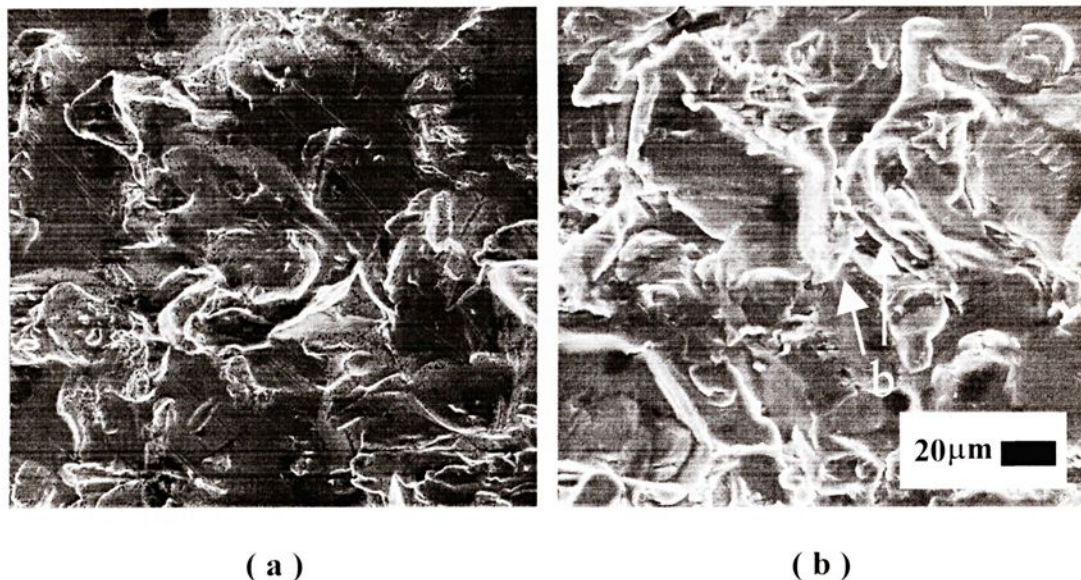


Fig. 4.6 - Superfícies desgastadas no estágio inicial do processo de erosão sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 90° e erosivo areia com tamanho das partículas entre 149 μm e 297 μm . (a) Aço API 5L X65 como fornecido e (b) liga de alumínio 7075

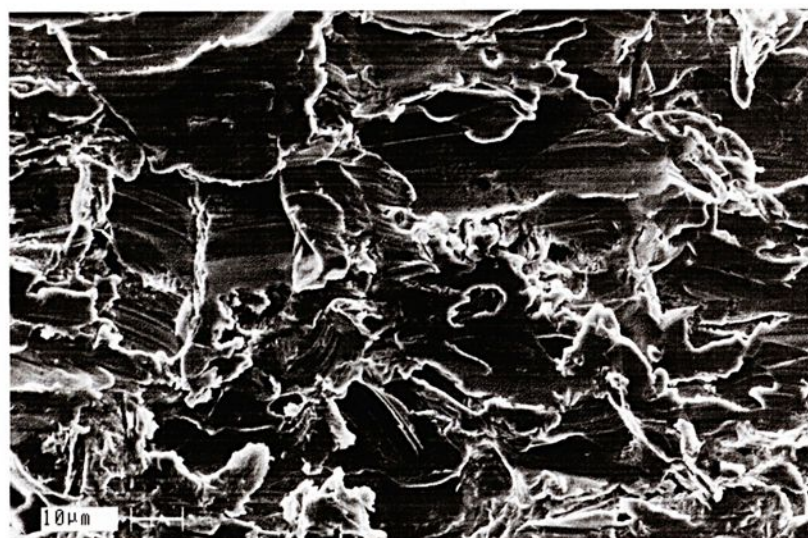
Na Fig. 4.6 (b), para a liga de alumínio 7075, as crateras com formas semelhantes a cogumelos observadas são de dimensões maiores do que aquelas observadas para o aço API 5L X65 .

Considerando o impacto normal do fluxo, verifica-se que, de uma forma geral, as partículas contidas no meio líquido impactam a superfície sob um ângulo de impacto de aproximadamente 90° e prevalece como mecanismo básico a deformação plástica para início do processo de erosão, tanto do aço como da liga de alumínio 7075 .

Das observações das superfícies desgastadas pela erosão em baixo ângulo de impacto, 15° , e ângulo de impacto normal verifica-se que o mecanismo de desgaste erosivo no início dos impactos das partículas sólidas é aquele discutido por LEVY³⁷, onde prevalece o mecanismo de deformação plástica e formação de crateras pela extrusão de material durante o impacto.

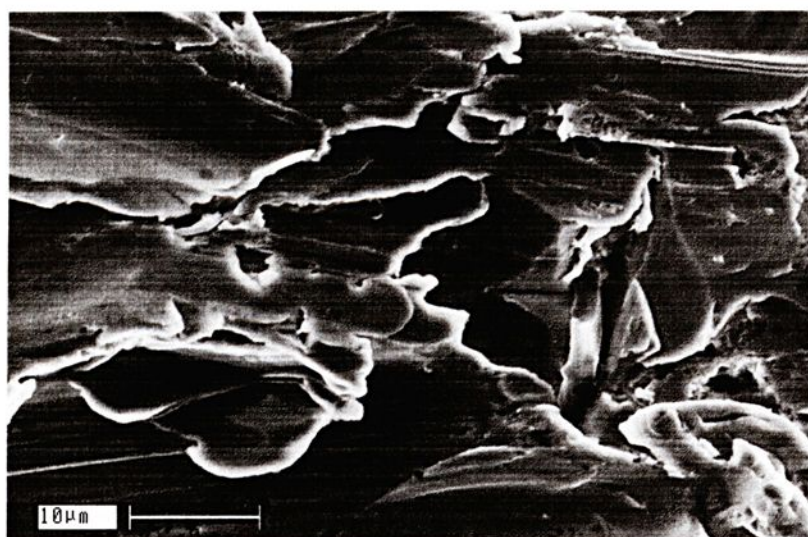
4.3.3 Análise da superfície desgastada no estágio estável do processo de erosão

As figuras 4.7 e 4.8 apresentam, respectivamente, as superfícies desgastadas do aço API 5L X65, nas condições como fornecido e bifásica, no estágio estável do processo de erosão, sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 30° e erosivo areia com tamanho das partículas entre 149 μm e 297 μm . Estas superfícies foram obtidas após impactos de sucessivas partículas sobre o material alvo e o estágio estável de erosão ter sido atingido. O aspecto e tamanho aparente das crateras são praticamente os mesmos para ambos os aços, coerente com a similaridade das suas taxas de erosão. Observa-se nas posições (b) das figuras 4.7 e 4.8 uma superposição de plaquetas de material com várias dimensões, resultante do processo de extrusão e forjamento. Há evidência, portanto, que ocorre um processo contínuo e repetitivo de extrusão e forjamento na forma de plaquetas, que são periódica e parcialmente removidas por novos impactos sobre as mesmas.



(a)

Direção de impacto



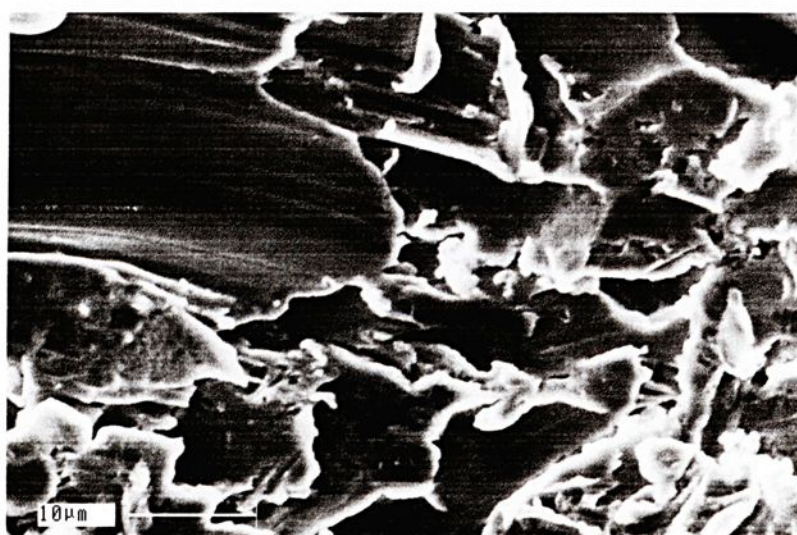
(b) ampliação de (a).

Fig. 4.7 - Superfície desgastada do aço API 5L X65 como fornecido, no estágio estável de erosão, sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 30° e erosivo areia com tamanho das partículas entre 149 μm e 297 μm .



(a)

Direção de impacto



(b) ampliação de (a).

Fig. 4.8 - Superfície desgastada do aço API 5L X65 na condição bifásica, no estágio estável de erosão, sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 30° e erosivo areia com tamanho das partículas entre 149 μm e 297 μm .

As figuras 4.9 e 4.10 apresentam, respectivamente, as superfícies desgastadas do aço API 5L X65 como fornecido e do aço API 5L X65 na

condição bifásica, no estágio estável do processo de erosão sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 60° e erosivo areia com tamanho das partículas entre $149\text{ }\mu\text{m}$ e $297\text{ }\mu\text{m}$.

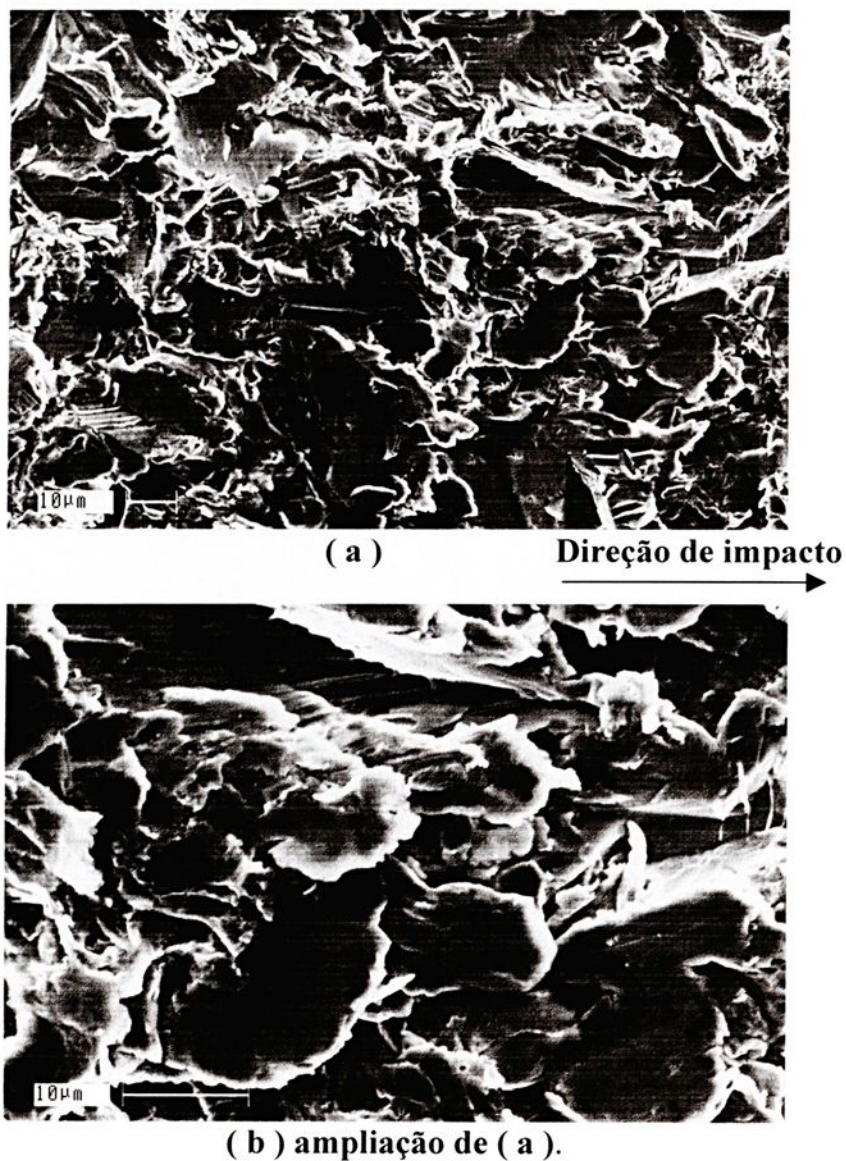
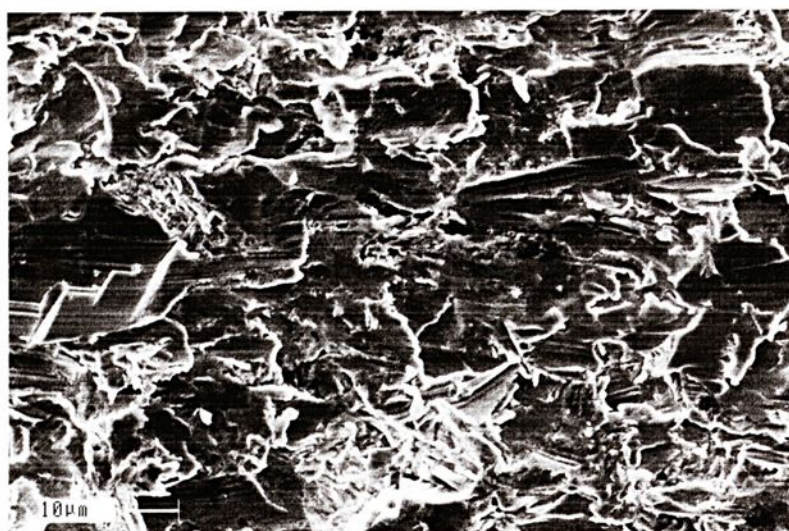
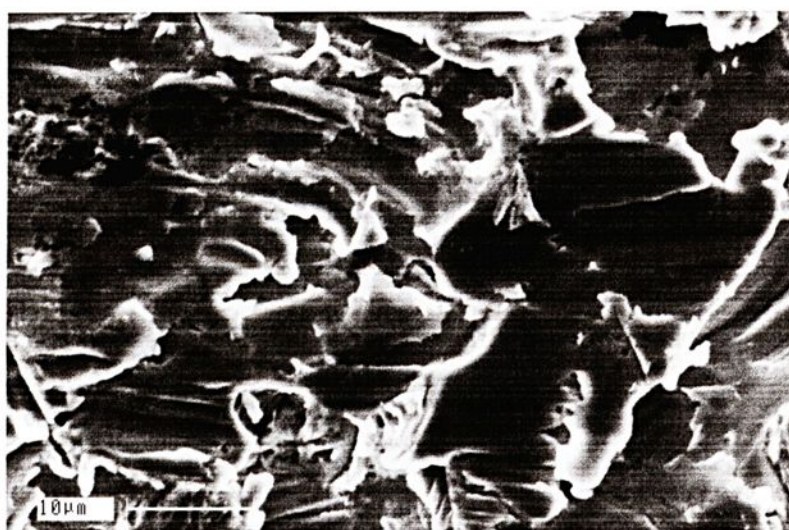


Fig. 4.9 - Superfície desgastada do aço API 5L X65 como fornecido, no estágio estável de erosão, sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 60° e erosivo areia com tamanho das partículas entre $149\text{ }\mu\text{m}$ e $297\text{ }\mu\text{m}$.



(a)

Direção de impacto



(b) ampliação de (a)

Fig. 4.10 - Superfície desgastada do aço API 5L X65 na condição bifásica, no estágio estável de erosão, sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 60° e erosivo areia com tamanho das partículas entre 149 μm e 297 μm .

Observa-se nestas figuras plaquetas idênticas àquelas formadas sob ângulo de impacto de 30° , porém com dimensões inferiores e de certa forma coerente com a menor taxa de erosão encontrada. Parte de material das plaquetas encontra-se precariamente fixas às mesmas, resultante dos impactos sucessivos, conforme detalhe a nas posições (b) das figuras 4.9 e 4.10.

As figuras 4.11 e 4.12 apresentam, respectivamente, as superfícies desgastadas do aço API 5L X65 como fornecido e do aço API 5L X65 na condição bifásica no estágio estável do processo de erosão sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 90° e erosivo areia com tamanho das partículas entre 149 μm e 297 μm . Observa-se nas posições (a) destas figuras material altamente deformado e nas posições (b), no detalhe a, observa-se s (b) partes destacadas em pequenos pedaços, mas ainda fixas aos demais.

As microtexturas das superfícies desgastadas dos aços API 5L X65 nas condições como fornecido e bifásica observadas no estágio estável de erosão são praticamente as mesmas, concordando com as observações de WANG e GENG³³, que não observaram variação nas microtexturas das superfícies desgastadas para materiais com diferentes propriedades mecânicas.

Independente do material alvo, as microtexturas das superfícies desgastadas observadas sob ângulo de impacto de 90° (figuras 4.11 e 4.12) são as mesmas observadas sob ângulo de impacto de 30° (figuras 4.7 e 4.8) e 60° (figuras 4.9 e 4.10), conforme mostrado anteriormente. A 30° e 60° as plaquetas e crateras estão geralmente orientadas na direção de impacto das partículas. A 90° elas estão aleatoriamente orientadas.

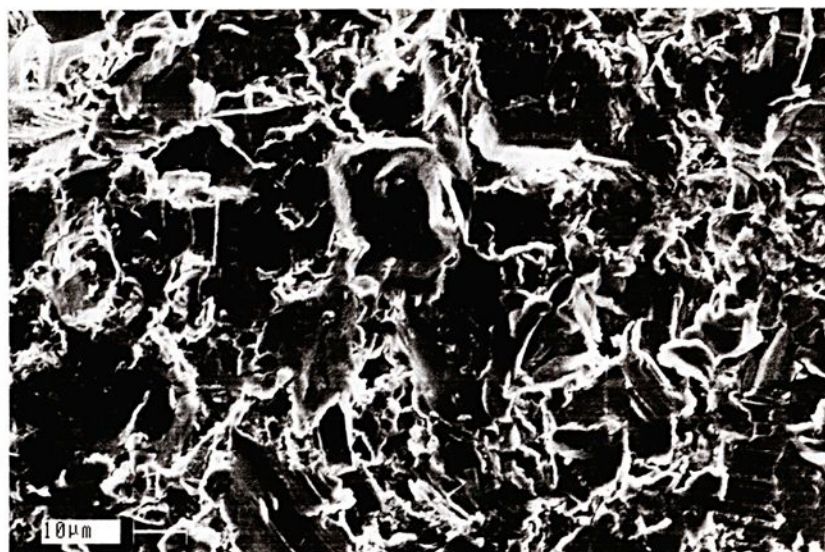


(a)

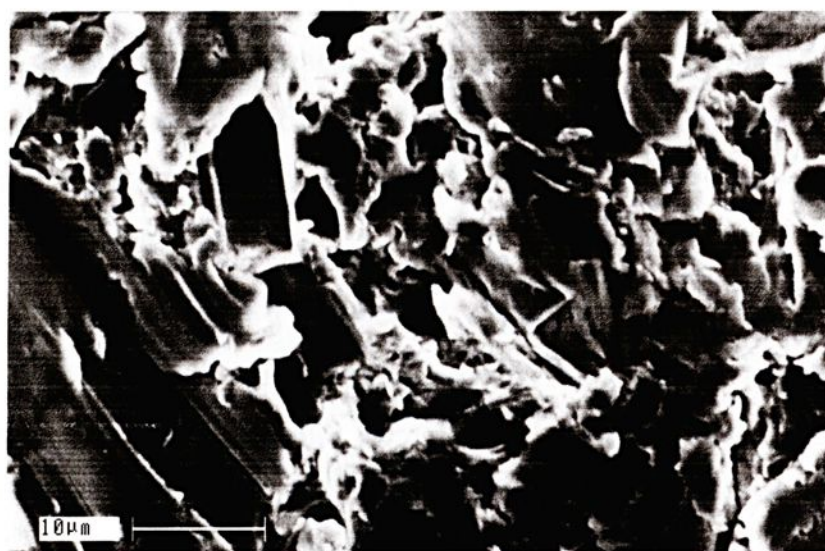


(b) ampliação de (a)

Fig. 4.11 - Superfície desgastada do aço API 5L X65 como fornecido no estágio estável de erosão sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 90° e erosivo areia com tamanho da partícula entre 149 μm e 297 μm.



(a)



(b) ampliação de (a) - 2x

Fig. 4.12 - Superfície desgastada do aço API 5L X65, na condição bifásica, no estágio estável de erosão sob velocidade do fluxo de 4,5 m/s, ângulo de impacto de 90° e erosivo areia com tamanho da partícula entre 149 μm e 297 μm .

Comparativamente, as crateras e o volume de material extrudado observados, para os aços API 5L X65 como fornecido e na condição bifásica, no estágio inicial de erosão são maiores que os observados no estágio estável. Isto foi também observado por LEVY³⁷.

O mecanismo de desgaste observado para os ângulos de impacto de 30°, 60°, e 90° no estágio estável de erosão, é similar ao observado e proposto por LEVY³⁷, onde predomina o processo de desgaste por deformação plástica com formação de crateras pela extrusão de material para a frente da cratera e na direção do impacto. Este material extrudado, chamado por LEVY³⁷ de plaquetas, é posteriormente forjado pelas partículas subsequentes até o ponto em que se desprendem da superfície em uma ou mais partes.

Não foi observado o mecanismo de corte, proposto para a erosão a baixos ângulos de impacto, mas sim o mecanismo de extrusão e formação de plaquetas forjadas e removidas por fratura, devido aos impactos subsequentes, para todos os ângulos de impacto do fluxo.

Uma explicação para a ausência de variação da taxa de erosão, entre a condição como fornecido e a condição bifásica estudada, do aço API 5L X65 pode ser dada pela microestrutura da condição como fornecido, constituída de 75% de ferrita e 25% de martensita, que é pouco diferente da condição bifásica, constituída de 77% de ferrita e 23% de martensita. Estudos de DASGUPTA et al³⁸ consideram que a taxa de erosão é definida pela fração volumétrica da fase mais dúctil e menos dura. Conforme citado anteriormente, a fração volumétrica de ferrita para os aços, API 5L X65 como fornecido e na condição bifásica, deste trabalho, praticamente não se alterou. Durante o processo de erosão a matriz ferrítica provavelmente se deformou e deixou exposta as fases perlítica e martensítica, respectivamente, para o aço API 5L X65 como fornecido e na condição bifásica, conduzindo à mesma taxa de erosão.

Destas observações, podemos verificar que as propriedades mecânicas ou as fases microestruturais de um dado material são insuficientes para definir sua resistência à erosão

Deve haver, portanto, uma combinação de fatores e não apenas um fator individual que caracterize a resistência à erosão de um dado material.



5 CONCLUSÕES

A análise dos resultados da erosão por impacto de partículas sólidas em meio aquoso obtidos para o aço API 5L X65 como fornecido e na condição bifásica, conforme parâmetros de adotados e nas condições proporcionadas pelo tratamento térmico intercrítico efetuado neste trabalho, permitiu concluir que:

- a) A maior resistência mecânica, menor ductilidade e a pequena diferença de dureza do aço API 5L X65 na condição bifásica não implicou na sua maior resistência à erosão.
- b) A manutenção da fração volumétrica da ferrita foi, provavelmente, o fator preponderante para a ausência de variação na taxa de erosão.
- c) A máxima taxa de erosão ocorreu, dentre os ângulos de impacto testados, sob ângulo de 30°.
- d) A microtextura da superfície desgastada não se alterou com o ângulo de impacto.
- e) O mecanismo de desgaste atuante foi o de extrusão e forjamento de plaquetas.

6 REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. BLAU, P. J., Glossary of terms and definitions in the field of friction, wear and lubrication. In: ASM HANDBOOK: Friction, Lubrication and Wear Technology: USA, v.18, p. 1-21, 1995.
2. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. G40, Standard Terminology Relating friction and wear, , 6p., 1988..
3. SUNDARARAJAN, G. ; The solid particle erosion of metallic materials: The rationalization of the influence of materials variables, *Wear*, v. 186, p. 129-144, 1995.
4. LI, S. K., HUMPHREY, J. A. C. & LEVY A. V. , Erosive wear of ductile metals by a particle-laden high velocity liquid -jet , *Wear*, v.73, p. 295-309, 1981
5. GUIMARÃES, V. A. , Influência da taxa de resfriamento nas propriedades mecânicas e no micromecanismo de fratura de um aço microligado com nióbio e titânio. Campinas, 1997. 180p. Tese (Doutorado) - Faculdade de Engenharia Mecânica, Universidade Estadual de Campinas.
6. KRAUSS, G., Steels: heat treatments and processing principles, Fourth printing, Ed. by ASM INTERNATIONAL , Materials Park, USA, 1995.
7. LANCASTER, J. F. Metallurgy of welding, 5ª ed. Chapman & Hall, London, 1993.
8. THELNING, K. E., Steel and his treatment, 2ª ed. Great Britain: Butherworths, 1984. p.430-441.



9. ROBERTS, W, Hot rolling of steel, Manufacturing engineering and materials processing, vol. 10. New York: Marcel Dekker, Inc.. 1983. p. 59-68.
10. Ferrous metals. *MACHINE DESIGN*, v. 61, number 23, p.376-378, 1989 .
11. JARDIM O. R. et al. Influência do revenimento e do envelhecimento nas propriedades mecânicas de aço bifásico ao carbono. *Metalurgia, ABM*, v. 41, n ° 335, p. 553, 1985.
12. MEYERS, M. A., CHAWLA, K. K., Princípios de metalurgia mecânica. 1ª ed. São Paulo: Edgar Blücher Ltda, 1982. Endurecimento por precipitação ou dispersão, p. 353-358.
13. FINNIE, I, Some reflectons on the past and future of erosion, *Wear*, v. 186-187, p. 1-10, 1995
14. KOESEL, T. H. *Solid particle erosion*. In: ASM Handbook. 1995. v.18. p.199-213.
15. TILLY, G. P, Sand erosion of metals and plastics: a brief review, *Wear*, v.14 , p.241-248, 1969.
16. FINNIE, I , Some observations on the erosion of ductile metals, *Wear*, v.19) , p.81- 90, 1972
17. TILLY, G. P., Erosion caused by airborne particles, *Wear*, v.14 63, p. 63-79, 1969.
18. BITTER, J.G.A., A Study of Erosion Phenomena, part I . *Wear*, v.6, p. 5-21 , 1963
19. BITTER, J.G.A., A Study of Erosion Phenomena, part II. *Wear*, v.6, p. 169-190, 1963.



20. NEILSON, J. H. & GILCHRIST, A. , Erosion by a stream of solid particles, *Wear*, v. II, p. 111-122, 1968.
21. HAUGEN, K. et al, Sand erosion of wear-resistant materials: Erosion in choke valves, *Wear*, v.186-187, p. 179-188, 1995.
22. ZU, J. B., HUTCHINGS, I. M. & BURSTEIN, G. T. , Design of a slurry erosion test rig, *Wear*, v.140) 331-334. (1990
23. LIN,F & SHAO H. , The effect of impingement angle on slurry erosion. *Wear* , v.141 p. 279-289, 1991.
24. LEVY, A. V. & YAU, P. , Erosion of steels in liquid slurries, *Wear*, v.98, p. 163-182, 1984.
25. LEVY, A. V. , JEE, N & YAU P. , Erosion of steels in coal-solvent slurries, *Wear* , v.117), p.115-127 1987.
26. WOOD, R. J. K. et al , The performance of marine coatings and pipe materials under fluid-born sand erosion, *Wear*, v. 219 , p. 46-59, 1998.
27. FINNIE, I_ in TILLY, G. P, Sand erosion of metals and plastics: a brief review, *Wear*, v.14, p. 241-248, 1969.
28. TILLY, G. P. & SAGE, The interaction of particle and material behavior in erosion processes, *Wear*, v. 16, p. 447-465, 1970.
29. ZU, J. B. et al. A comparative study of the slurry erosion and free-fall particle erosion of aluminium, *Wear*, v.149, p.73-84 , 1991.
30. TURENE, S. et al. The effect of sand concentration on the erosion of materials by a slurry jet. *Wear*, v.133. p.95-106, 1989 .
31. LEVY, A. & HICKEY, G. , Liquid-solid particle slurry erosion of steels, *Wear*, v.117, p. 129-146, 1987.



32. MISRA, A. & FINNIE, I., On the size effect in abrasive and erosive wear, *Wear*, v.65, p. 359-373, 1981.
33. WANG , B. Q. & GENG, G.Q. , Effect of microstructure on the erosion-corrosion of steels, *Wear*, v.151, p.351-364 1991.
34. LEVY, A. & YAN, J. , Sand-water slurry erosion of carburized AISI 1020 steel, *Wear*, v. 101, p. 117-126, 1985.
35. HUTCHINGS, I. M., Thermal effects in the erosion of ductile metals, *Wear*, v. 131, p. 105-121, 1989 .
36. ENDO S. & NAGAE M., Ferrite-martensite dual phase anti-erosion steel, *ISI International*, v. 36, no 1, p. 95-100, 1996 .
37. LEVI, A. V. , The platelet mechanism of erosion of ductile metals, *Wear*, v. 108, p. 1-21, 1986 .
38. DASGUPTA, R. et al . Wear characteristics of a hardfaced steel in slurry. *Wear*, v. 209, p. 255-262, 1997.
39. LEVY, A. V. .The solid particle erosion behavior of steel as a function of microstructure. *Wear*, v. 68, p. 269-287 , 1981.
40. FINNIE, I, _In WINTER, R., E. & HUTCHINGS, I. M. , Solid particle erosion studies using angular particles, *Wear*, v.29, p. 181-194 , 1974 .
41. FINNIE, I. , et al. The influence of impingement angle on the erosion of ductile metals by angular abrasive particles. *Wear*, v. 152, p. 91-98, 1992 .
42. WINTER, R., E. & HUTCHINGS. I. M. , Solid particle erosion studies using angular particles. *Wear*, v. 29, p. 181-194, 1974 .
43. AMERICAN PETROLEUM INSTITUTE, API 5L ; specification for line pipe. Washington: API, 1995.119p.



44. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, E23 Standard Test Methods for Notched Bar Impact Testing of Metallic Materials. Philadelphia: ASTM, , 1996. 21p.
45. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. E8M Standard Test Methods for Tension Testing of Metallic Materials [Metric]. Philadelphia: ASTM, , 1995. 21p.
46. ASSOCIAÇÃO BRASILEIRA DE NORMAS TÉCNICAS, NBR - 6152; Determinação das propriedades mecânicas à tração de materiais metálicos. Rio de janeiro: ABNT, 1980. 14p.,
47. AMERICAN SOCIETY FOR TESTING AND MATERIALS, Philadelphia. E92, Standard Test Methods for Vickers Hardness of Metallic Materials. Philadelphia: ASTM, , 1995. 9p.



SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

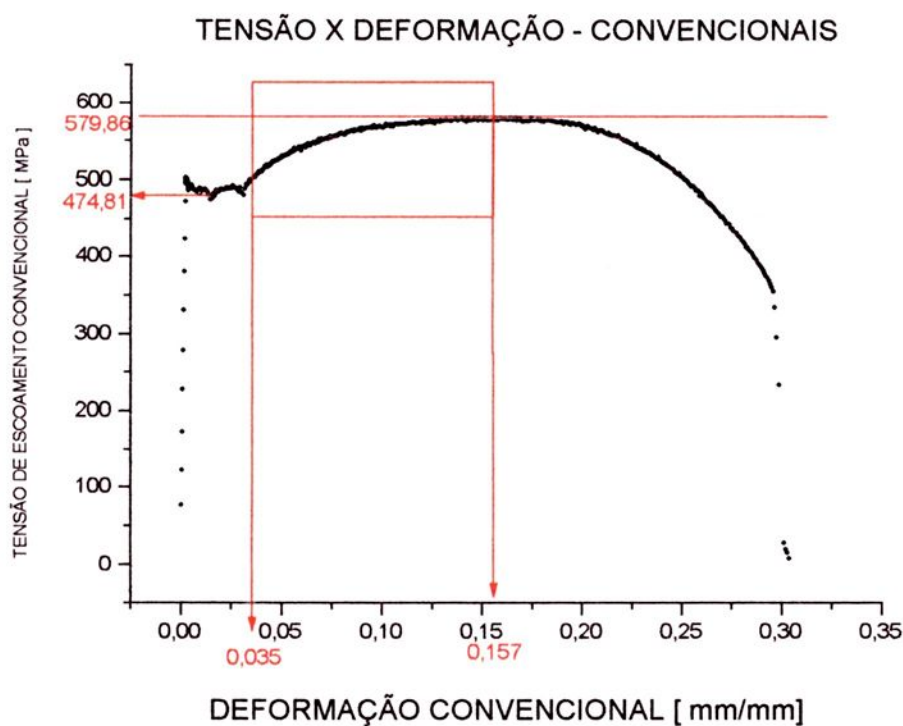
1. Analisar a erosão do aço API 5L X65 tratados termicamente em diferentes temperaturas intercríticas de forma a se variar a fração volumétrica de ferrita.
2. Analisar a influência da distribuição de martensita na matriz ferrítica, obtida por tratamentos térmicos intercríticos na erosão por partículas sólidas em meio aquoso do aço API 5L X65 .
3. Analisar a influência da taxa de resfriamento, aplicada ao tratamento térmico intercrítico, sobre a resistência à erosão por partículas sólidas em meio aquoso do aço API 5L X65 .
4. Analisar a influência do coeficiente de encruamento, obtido por diferentes tratamentos térmicos intercríticos, sobre a resistência à erosão por partículas sólidas em meio aquoso do aço API 5L X65 .
5. Analisar a influência da variação de dureza abaixo da superfície erodida sobre a resistência à erosão por partículas sólidas em meio aquoso do aço API 5L X65 .



APÊNDICE A

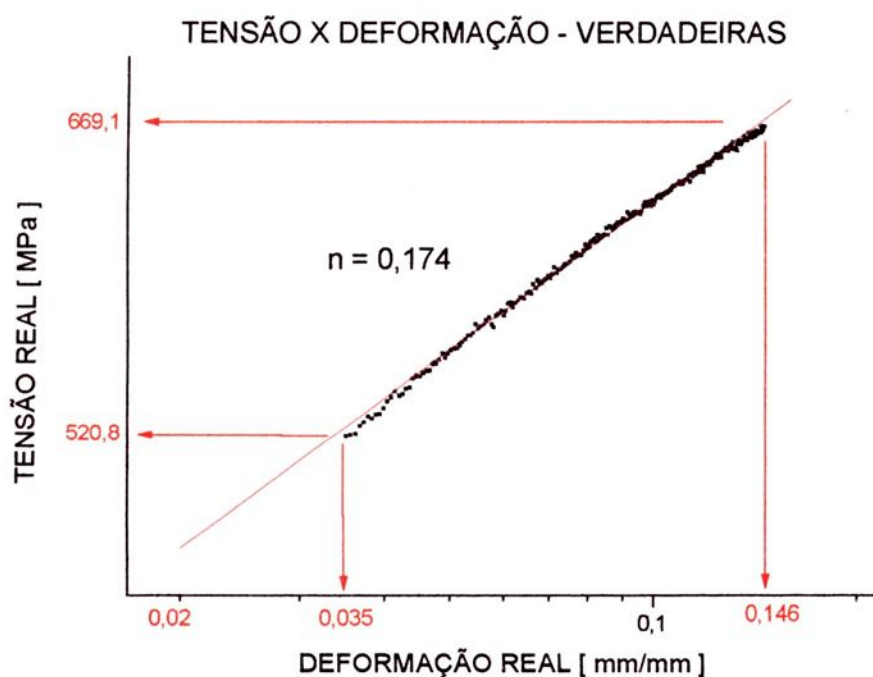
1. DETERMINAÇÃO DO COEFICIENTE DE ENCRUAMENTO DO AÇO API 5L X65 COMO FORNECIDO

a) Curva tensão x deformação convencional.



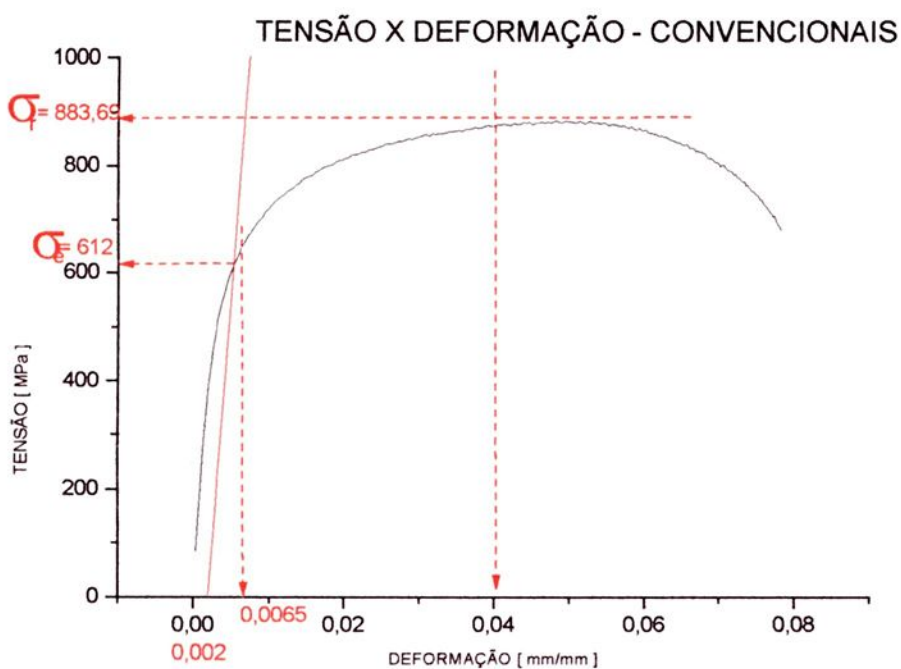
b) Curva tensão x deformação verdadeira, em escala logarítmica

O a inclinação da reta média ajustada sobre os pontos da curva é uma indicação do coeficiente de encruamento.



2) DETERMINAÇÃO DO COEFICIENTE DE ENCRUAMENTO DO AÇO API 5L X65 NA CONDIÇÃO BIFÁSICA

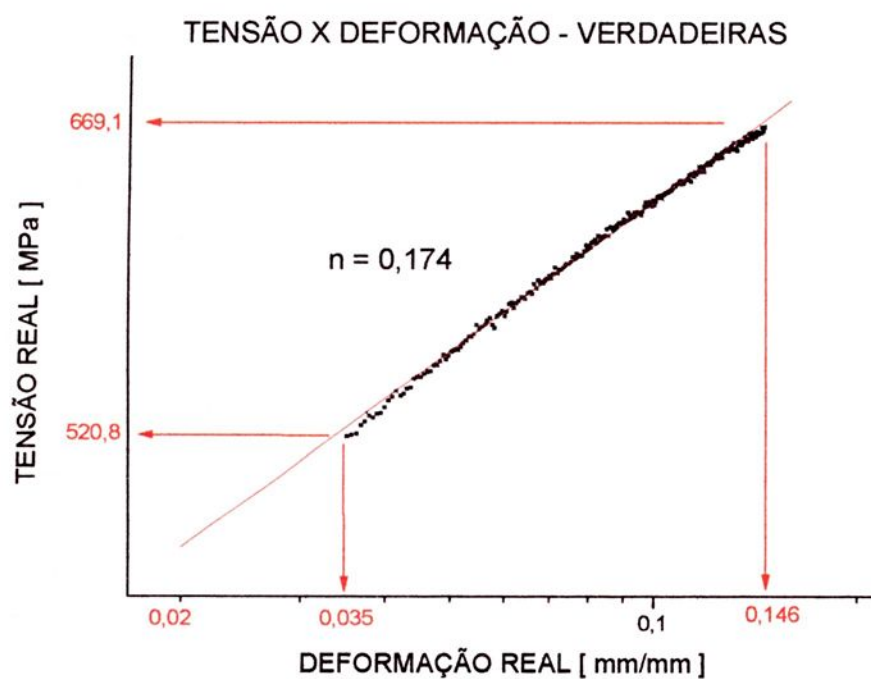
2.1) Curva tensão x deformação convencional



387

b) Curva tensão x deformação verdadeira, em escala logarítmica

O a inclinação da reta média ajustada sobre os pontos da curva é uma indicação do coeficiente de encruamento.



APÊNDICE B

Tabela B - Perda de massa por erosão do aço API 5L X65, nas condições como fornecido e bifásica, e liga de alumínio 7075 em função do ângulo de impacto para uma velocidade de fluxo de 4,5 m/s e erosivo areia com tamanho da partícula na faixa de 149_μm a 297_μm .

MATERIAL	PERDA DA MASSA [mg]							
	15°		30°		60°		90°	
	MÉDIA	DESVIO	MÉDIA	DESVIO	MÉDIA	DESVIO	MÉDIA	DESVIO
AÇO API 5L X65 COMO FORNECIDO	65	3	79	2	56	3	37	4
AÇO API 5L X65 NA CONDIÇÃO BIFÁSICA	60	5	79	5	62	3	40	2
LIGA DE ALUMÍNIO 7075	67	3	81	4	56	2	34	1

