

JUAREZ TÁVORA VEADO.

ASPECTOS DO ENSAIO
DE
MICRODUREZA

Tese de Concurso de
Livre Docência da
Cadeira de Metalur-
gia Física da EEUMG.

Belo Horizonte - Minas Gerais

1 965

A meus pais

e irmãos.

A minha esposa

e filhos.

ÍNDICE

	Páginas
PREFÁCIO	9
SINOPSE	11
0. INTRODUÇÃO	13
0.1 - Ensaio de risco	14
0.2 - Ensaios de penetração	18
0.3 - Relação entre durezas de risco e de penetração	23
1. CONCEITO DE MACRO E MICRODUREZA	27
2. O ENSAIO DE MICRODUREZA	31
2.0 - Introdução	31
2.1 - O aparelho Leitz Durimet	32
2.2 - Erros	36
2.2.0 - Introdução	36
2.2.1 - Erro na carga P	36
2.2.2 - Erro no ângulo α	39
2.2.3 - Erro na determinação da diagonal da impressão	40
2.2.4 - Erro devido à forma em bisel do penetrador	42
2.2.5 - Erro devido à inclinação relativa da superfície e do eixo do penetrador	44
2.2.6 - Erro devido à inclinação do micrômetro em relação à diagonal.	47
2.2.7 - Erro devido a vibrações	50
2.3 - Outros fatores que influem na microdureza. Polimento	54
2.4 - Anisotropia da dureza	61

2.5 - Influência da velocidade e tempo de permanência do penetrador	69
2.6 - Efeitos elásticos	79
2.7 - Distância entre impressões	81
2.8 - Variação da microdureza com a carga	86
2.9 - Diferenças de observadores	96
3. APLICAÇÕES EM METAIS E LIGAS	98
3.0 - Introdução	98
3.1 - Superfícies de pequenas dimensões	99
3.2 - Fenômenos de superfícies	101
3.3 - Estudo de ligas	103
3.4 - Difusão em sólidos	107
4. DANO PELA RADIAÇÃO	119
5. SIGNIFICADO DA MICRODUREZA	127
5.1 - Impressão provocada pelo penetrador	127
5.2 - A dureza dos diversos materiais	131
5.2.1 - Dureza e estrutura	131
5.2.2 - Trabalho a frio. Influência da temperatura	132
5.2.3 - Endurecimento por solução sólida.	133
5.3 - Relações entre os vários ensaios de dureza	135
5.4 - Relações da dureza com outras propriedades físicas e mecânicas	138
6. CONCLUSÕES	144
APÊNDICES	146a
- BIBLIOGRAFIA	155
- ÍNDICE DE AUTORES	165

P R E F Á C I O

O objetivo d'êste trabalho é apresentar, ainda que de forma sucinta, o ensaio de microdureza e discutir alguns aspectos de suas aplicações e de seus fundamentos.

Nos últimos anos, o ensaio de microdureza tem tido crescente aplicação em vários ramos da ciência e da tecnologia. Nossos esforços ficarão plenamente recompensados se esta modesta publicação puder contribuir de algum modo para a difusão d'êste ensaio no nosso meio.

Na exposição de tópicos controvertidos e no relato de experiências mais significativas procurou-se, sempre que possível, indicar a bibliografia original, onde o assunto é tratado com mais minúcia e profundidade.

A fim de facilitar o trabalho do leitor, ao término de cada seção colocou-se um sumário com as idéias fundamentais do que alí se discutiu.

Algumas experiências pessoalmente realizadas continuam em curso, como se menciona em cada oportunidade. Certos aspectos do ensaio foram tratados com detalhe comparativamente excessivo, mas justificável, porquanto se tratava de dados preliminares necessários para experiências subsequentes. Tais foram, por exemplo, as considerações sobre os erros que podem afetar as medidas.

Sou grato ao professor Edio Vieira de Azevedo, Coordenador de Metalurgia Física, pelo estímulo em tôdas as fases do trabalho, aos professores Cassio Mendonça Pinto e Milton Campos, Diretores do Instituto de Pesquisas Radioativas, por terem proporcionado a oportunidade d'êstes estudos.

Igualmente grato aos companheiros da Cadeira de Metalurgia Física e do I.P.R. pela colaboração. Em particular, aos colegas Carlos Alberto Bottrel Coutinho, Clécio Campi Murta e João Batista da Rocha e Silva.

Aos professores Feliciano e Vecchio, da Faculdade de Odontologia, meus agradecimentos pela colaboração quando do uso de aparelhagem daquela escola. A Jamiro Machado e Newton Urias, do laboratório de Metalurgia Física, pelo auxílio na preparação de experiências e à seção gráfica da Escola pela prestimosa cooperação.

Na fase final da coleta bibliográfica, o Instituto Brasileiro de Bibliografia e Documentação foi de grande valia e é dever de justiça ressaltar o auxílio por êle prestado.

A todos que direta ou indiretamente possibilitaram a feitura deste trabalho, a minha gratidão.

Finalmente, agradeço à minha esposa a colaboração ao datilografar o manuscrito, e pela paciência e contínuo encorajamento.

Belo Horizonte, Outubro de 1 965

Juarez Azevedo

S I N O P S E

O trabalho trata do ensaio de penetração de microdureza e suas aplicações.

A microdureza é relacionada à dureza de risco (Introd.) e à macrodureza de penetração (cap. 1). Descreve-se o ensaio e relacionam-se os principais erros que afetam as medidas (cap. 2). Relatam-se experiências em metais e ligas (cap. 3) e dano pela radiação (cap. 4). A microdureza é relacionada a outras propriedades físicas e mecânicas (cap. 5).

O. INTRODUÇÃO

Os ensaios de dureza têm adquirido crescente interesse, tanto técnico como científico, por causa de sua comodidade de execução e suas relações com importantes propriedades dos materiais.

Não obstante ser largamente empregado, com o termo "dureza" não se designa uma propriedade fundamental da matéria e a sua conceituação está comprometida com várias definições, interpretações e métodos de determinação.

Têm-se assim diversos tipos de dureza, compreendida como resistência à penetração, resistência ao corte, resistência à abrasão, resistência à deformação, resistência ao choque (KEHL¹). Os métodos de ensaios de dureza não são porém comparáveis entre si, o que complica a conceituação, pois enfeixam-se num único termo conjuntos de propriedades diferentes que os ensaios põem em jôgo.

Os ensaios de dureza podem ser enquadrados em dois grupos distintos, conforme PLENDL e GIELISSE²:

1. Os que medem quantitativamente a deformação permanente sob efeito de uma carga.

2. Os que medem resistência total contra a destruição mecânica da estrutura.

Têm-se assim no primeiro grupo as durezas do tipo Brinell, Vickers, Rockwell, Knoop. No segundo grupo, o ensaio de risco de Mohs é de largo uso em mineralogia.

0.1 - ENSAIO DE RISCO

No ensaio de risco, experimenta-se a resistência ao risco de um mineral por uma série de outros escolhidos como padrões.

A escala de padrões de Mohs (1 822) começa no 1, terminando no 10, em que, pela ordem crescente, cada mineral risca os precedentes e é riscado pelos que o sucedem.

A escala de Mohs é a seguinte:

- | | |
|-------------|---------------|
| 1. Talco | 6. Ortoclásio |
| 2. Gipsita | 7. Quartzo |
| 3. Calcita | 8. Topázio |
| 4. Fluorita | 5. Córunon |
| 5. Apatita | 10. Diamante |

PIENDL e GIELISSE² rejeitam a crítica segundo a qual na escala de Mohs, construída de modo arbitrário, os espaçamentos não são iguais entre uma e outra unidade, nem têm qualquer significado físico, mesmo qualitativo.

TABOR³ mostrou que as substâncias escolhidas por Mohs formam uma série bem escolhida, pelo menos até o corundon em que cada padrão é aproximadamente 60% mais duro que o precedente. 99% dos materiais conhecidos têm dureza entre 1 e 9.

Para os metais, a escala não é apropriada, porquanto a maioria situa-se entre os valores 4 e 8, além de a propriedade medida não corresponder às propriedades úteis daqueles elementos.

PLENDL e GIELISSE^{2,4,5} verificaram que, para dielétricos, a dureza de risco está relacionada com a energia da rede cristalina por unidade de volume e a correlação entre essas grandezas leva a uma parábola cúbica:

$$\frac{U}{V} = \frac{1}{2} H^3 \quad (0.1)$$

para $H < 4$, onde U é a energia da rede (kcal/mol), V , volume molar (cm^3/mol), H , a dureza.

Para $H \geq 4$, a curva se bifurca levando à coexistência de sólidos de "núcleo duro" e de "núcleo macio", para os quais valem as relações:

$$\frac{U}{V} = 48 (H - 3,3) \quad (0.2)$$

para cristais de "núcleo macio" e

$$\frac{U}{V} = 24 (H - 2,7) \quad (0.3)$$

para cristais de "núcleo duro". Este grupo é constituído de todos os sólidos de tipo AB, nos quais ao menos um dos componentes não atingiu a configuração eletrônica do neon (Li, Be, B, C, N, O, F). Todos os outros sólidos pertencem ao grupo de "núcleo macio".

Para $H \geq 9$, tem-se

$$\frac{U}{V} = 36 (H - 4,8) \quad (0.4)$$

PLENDL e GIELISSE^{2,5} chegam a uma expressão simples para a dureza H, utilizando energia da rede por unidade de volume, U/V , e o conceito de espectro vibracional da estrutura (PLENDL^{6,7})

$$H = C_{\text{est}} Z \frac{f}{r_0} \quad (0.5)$$

onde Z é a valência, r_0 , distância interatômica, f, constante de força e C_{est} , um fator de estrutura dado por

$$C_{\text{est}} = N \frac{s r_0^3}{2M} \quad (0.6)$$

em que N é o número de Avogadro, s, peso específico, M, peso molecular.

A dureza assim definida tem dimensão de kcal/cm^3

e é interpretada como a energia necessária para arrancar 1 cm³ de material.

No caso de metais, SUTOKI e colaboradores^{8,9}, mostram que a dureza de risco está relacionada com o estado recozido e é independente da "história" do metal. Cristais metálicos, sofrendo deformações a frio de até mesmo 90%, apresentaram alteração de apenas alguns poucos por cento na dureza de risco.

S u m á r i o

Apesar do caráter arbitrário do ensaio, a dureza de risco tem significado físico bem definido: o de resistência ao arrancamento de matéria. No caso de metais, a resistência ao risco independe de do seu estado de deformação.

0.2 - ENSAIOS DE PENETRAÇÃO

Nos ensaios de penetração a dureza é tomada como resistência à deformação produzida quando um penetrador de material duro é pressionado sobre a superfície do material em teste.

No ensaio Brinell (1 900), a dureza é dada pela relação entre a carga (kg) e a área de impressão (mm^2) produzida no material pela penetração de uma esfera de aço temperado. (Fig. 1)

A dureza Brinell, HB, é expressa por

$$HB = \frac{2P}{\pi D \left[D - \sqrt{D^2 - d^2} \right]} \quad (0.7)$$

onde P é a carga (kg), D, diâmetro do penetrador (mm), d, diâmetro da impressão. HB tem dimensão da pressão, kg/mm^2 .

Como as calotas obtidas não são sempre semelhantes para um mesmo material, mas dependem da carga e do tamanho da bola, a dureza Brinell não é uma constante para um dado metal. Para que haja semelhança das impressões, a relação entre a carga e o quadrado do diâmetro da esfera, P/D^2 , deve ser constante.

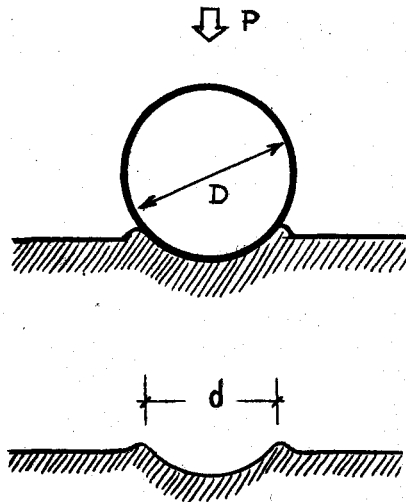


Fig. 1 - Ensaio de dureza Brinell

Meyer (1 908) achou experimentalmente que, para um diâmetro D do penetrador, a carga P relaciona-se com o diâmetro d da impressão:

$$P = ad^n \quad (0.8)$$

n e a são constantes que se determinam por meio de uma série de ensaios em que se faz variar P ; n varia de 2,0 a 2,5.

De (0.8) vem

$$\log P = \log a + n \log d \quad (0.9)$$

n é a inclinação da reta de P versus d lançada em papel log-log.

Meyer propôs outra expressão para a dureza, o quociente da carga P pela área projetada da impressão:

$$HM = \frac{4P}{\pi d^2} \quad (0.10)$$

com dimensões de kg/mm^2 . A dureza de Meyer tem o significado de pressão média entre a superfície do penetrador e a do material.

Na dureza Vickers, introduzida por Smith e Sandland (1925), e que é ainda uma relação entre a carga e a área de contato, o penetrador tem a forma de pirâmide de base quadrada. Os ângulos das faces opostas são de 136° (fig. 2)

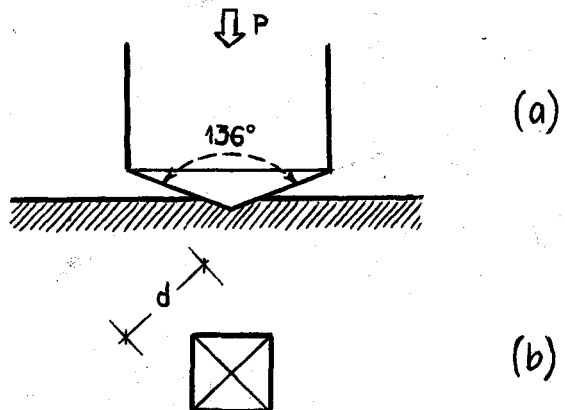


Fig. 2 - (a) Penetrador e (b) impressão Vickers

A dureza Vickers é definida por

$$HV = \frac{P}{\frac{1}{2} d^2 \operatorname{sen} \frac{1}{2} (136^\circ)} \quad (0.11)$$

donde,

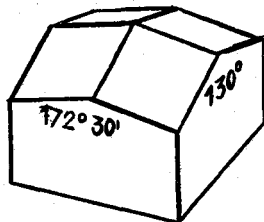
$$HV = 1,8544 \frac{P}{d^2} \quad (0.12)$$

d , diagonal da impressão (mm), P , a carga (kg) e HV tem dimensão de kg/mm^2 .

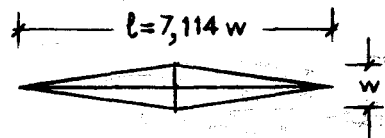
No ensaio Vickers, as impressões são sempre geomêtricamente semelhantes, quaisquer que sejam as cargas.

A profundidade da impressão é $1/7$ da diagonal.

O penetrador Knoop (1 939) tem forma de pirâmide, com ângulos das faces opostas iguais a $172^\circ 30'$ e 130° (fig. 3).



(a)



(b)

Fig. 3 - a) Penetrador e (b) impressão Knoop

A dureza Knoop é então

$$HK = \frac{P}{0,07028 d^2} \quad (0.13)$$

em que P é a carga (kg) e d , a diagonal maior da impressão, (mm). HK tem dimensão de kg/mm^2 . A profundidade da impressão é $1/30$ da diagonal maior.

Na dureza Rockwell (1 922) usa-se um critério diverso dos ensaios citados: mede-se o acréscimo de profundidade de penetração de uma esfera ou cone, pressionada - primeiro por uma carga pequena e a seguir por uma carga final.

Descrição dos ensaios de penetração acha-se em KEHL¹, MOTT¹⁰, TABOR¹¹, ENBERG¹².

S u m á r i o

Nos ensaios de penetração, a dureza é medida por uma relação entre a carga e (i) a área da impressão produzida no material (ensaios Brinell, Vickers, Knoop); (ii) a área projetada da impressão (Meyer).

O ensaio Rockwell baseia-se em profundidade de penetração.

0.3 - RELAÇÃO ENTRE DUREZAS DE RISCO E DE PENETRAÇÃO

Uma correlação entre as durezas de risco e de penetração tem sido tentada por vários autores, com discrepância nos resultados.

TABOR^{3,13} verificou experimentalmente que uma ponta metálica de dureza de penetração H_p riscará uma superfície também metálica de dureza de penetração H_s somente se $H_p \geq 1,2 H_s$. Não se pôde, entretanto, encontrar a razão desse fato; porém a relação sugere a criação de uma escala de dureza de risco em que cada unidade seja 1,2 vezes mais dura à penetração que a precedente. Dêste modo, ter-se-ia

$$\log H = M \log 1,2 + \log k \quad (0.14)$$

sendo H a dureza de penetração, M , dureza de risco, k uma constante.

Winchell e Taylor (apud TABOR^{3,13}) acharam a relação

$$\log H = n M \quad (0.15)$$

em que n corresponde a uma razão de dureza entre cada padrão de Mohs de cerca de 1,6. A equação (0.15) exclui o diamante, que escapa àquela tendência.

De qualquer modo, porém, nenhum significado físic

co pôde ser atribuído a essas expressões logarítmicas ... (0.14) e (0.15).

Khrushchov (apud TABOR¹³) propôs a relação empírica

$$M = k H^{1/3} \quad (0.16)$$

em que M é a dureza de Mohs, H , dureza de penetração, igualmente de significado físico incerto.

A figura 4 mostra as relações entre durezas de risco e de penetração encontradas por vários autôres, em que se notam algumas dispersões (PLENDL e GIELISSE²).

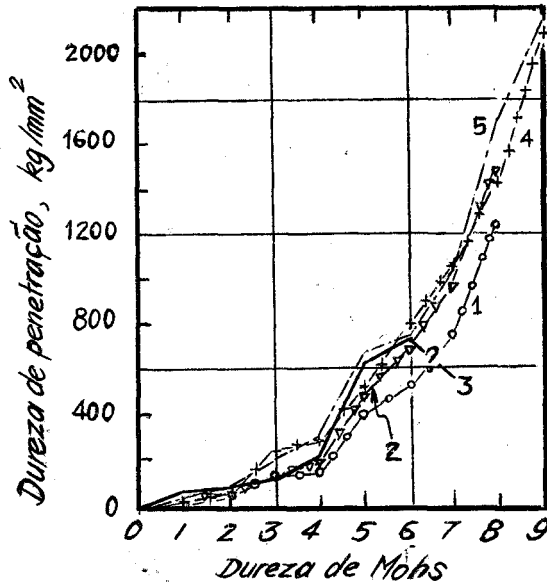


Fig. 4 - Dureza de Mohs versus dureza de penetração (apud PLENDL e GIELISSE²) - 1. Knoop; 2. King; 3. Robertson; 4. Taylor; 5. Khrushchov.

Sumário

Não obstante os resultados apresentarem alguma dispersão, existe relação entre dureza de risco e dureza de penetração.

1. CONCEITO DE MACRO E MICRODUREZA

Os ensaios usuais de penetração utilizam cargas que são ordem de quilos: de 2 a 3.000 kg no ensaio Bri - nell, de 1 a 120 kg no ensaio Vickers, de 60 a 150kg nos ensaios Rockwell.

Nestes casos, o penetrador atinge geralmente vários grãos do material. Tratando-se de materiais heterogêneos, há interêsse em utilizar-se carga elevada e penetrador de maiores dimensões a fim de atingir-se um maior número de grãos e dêste modo determinar a dureza média do material.

Diminuindo-se progressivamente a carga aplicada, as impressões vão atingir um número cada vez menor de grãos. Se a carga fôr suficientemente pequena, pode-se determinar a dureza de um único grão da estrutura.

É comm diferenciar-se a dureza determinada por grandes cargas, da dureza medida por pequenas cargas (p. ex. de menos de 1 kg), por meio das expressões "macro-dureza" e "microdureza". Não há uma definição rigorosa, universalmente aceita, que possibilite separar com nitidez

os dois conceitos. MOTT¹⁰ observa que o termo "microdureza" pode induzir a crer-se que a dureza medida com pequenas cargas é essencialmente diferente da dureza medida com grandes cargas, o que não é lícito supor. Prefere por isto usar a expressão "micro-indentation" como o melhor modo abreviado de designar os ensaios de dureza em que se empregam pequenas cargas.

A delimitação entre grandes cargas e pequenas cargas e, portanto, entre macrodureza e microdureza não é unívoca.

ONITSCH e MITSCHE (apud LEVY et alii¹⁴) reservam o nome de microdureza para os ensaios de dureza efetuados com cargas menores que 1 kg, distinguindo, porém, "microdureza monocristalina" - em que as dimensões da impressão são menores que as do grão - e "microdureza policristalina" - quando a impressão atinge vários grãos.

BÜCKLE¹⁵ distingue três domínios diferentes:

- macrodureza, para cargas maiores que 10 kg;
- dureza a carga reduzida, com cargas compreendidas entre 200g e 10kg, e diâmetros entre 50 μ e 300 μ ;
- microdureza, em que as cargas são menores que 200g e os diâmetros estão entre 3 μ e 50 μ .

O apêndice I dá um resumo das características dos três domínios.

No presente trabalho usar-se-á a expressão microdureza para designar a dureza medida por meio de cargas menores que 500g. A justificativa é que, apesar da restrição de Mott, o termo microdureza é o geralmente utilizado na literatura. A delimitação da carga superior segue critério puramente prático e de comodidade: é de 500g a carga máxima permitida pelo aparelho Leitz Durimet em que foram feitas as experiências dêste trabalho.

S u m á r i o

Os conceitos de macrodureza (ensaios com grandes cargas) e microdureza (ensaios com pequenas cargas) não têm delimitação universalmente aceita.

No presente trabalho, por comodidade, adota-se o termo microdureza para os ensaios com cargas até 500g, carga máxima do aparelho Leitz Durimet.

2. O ENSAIO DE MICRODUREZA

2.0 - Introdução

O primeiro aparelho de microdureza foi construído por LIPS e SACK¹⁶.

Constava de uma pirâmide de diamante Vickers, A (fig. 5), fixada num pistão B. O pistão, tendo um certopêso, podia mover-se livremente num cilindro C. O conjunto, montado numa das posições do revólver de objetivas de um

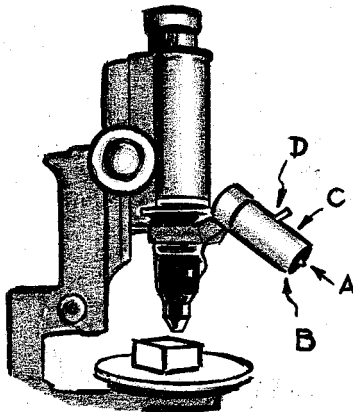


Fig. 5 - O aparelho de LIPS e SACK¹⁶.

microscópio, podia ser colocado no eixo ótico do microscópio e então uma impressão podia ser feita no corpo de prova. A medida da diagonal era feita por meio de um micrômetro na ocular, e, por meio de pressão do ar (através da entrada D), podiam-se dar cargas maiores que 35g, que era o peso do piston.

Um grande número de aparelhos tem sido desde então elaborado, alguns dos quais descritos por MOTT¹⁰ e BROWN e INESON¹⁷.

2.1 - O aparelho Leitz Durimet

A fig. 6 mostra o aparelho Leitz Durimet¹⁸.

O Durimet compõe-se do estativo, do tubo do microscópio com ocular de medição e do dispositivo para ensaio de dureza.

O sistema ótico emprega iluminação de campo claro, usando-se uma lâmpada incandescente de 8 volts, 0,6 ampères, ligada à corrente através de um transformador.

O aparelho é provido de duas objetivas com aumentos de 10 X e 40 X, e que dá aumentos totais de 100 X e 400 X, pois o aumento da ocular é de 10 X.

O dispositivo de penetração é esquematizado na figura 7.

microscópio, podia ser colocado no eixo ótico do microscópio e então uma impressão podia ser feita no corpo de prova. A medida da diagonal era feita por meio de um micrômetro na ocular, e, por meio de pressão do ar (através da entrada D), podiam-se dar cargas maiores que 35g, que era o peso do piston.

Um grande número de aparelhos tem sido desde então elaborado, alguns dos quais descritos por MOTT¹⁰ e BROWN e INESON¹⁷.

2.1 - O aparelho Leitz Durimet

A fig. 6 mostra o aparelho Leitz Durimet¹⁸.

O Durimet compõe-se do estativo, do tubo do microscópio com ocular de medição e do dispositivo para ensaio de dureza.

O sistema ótico emprega iluminação de campo claro, usando-se uma lâmpada incandescente de 8 volts, 0,6 ampères, ligada à corrente através de um transformador.

O aparelho é provido de duas objetivas com aumentos de 10 X e 40 X, e que dá aumentos totais de 100 X e 400 X, pois o aumento da ocular é de 10 X.

O dispositivo de penetração é esquematizado na figura 7.

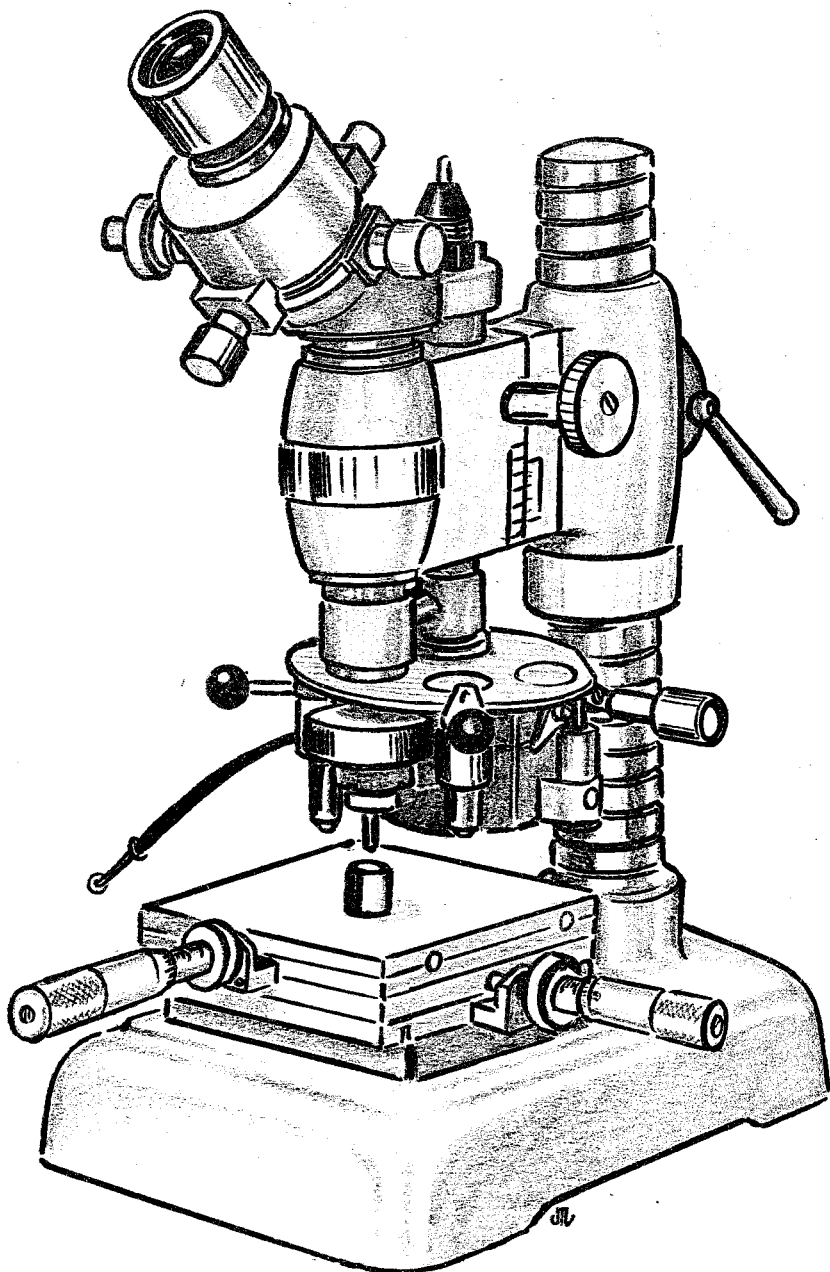


Fig. 6 - Aparelho Leitz Durimet

O aparelho Durimet utiliza penetrador Vickers, possibilitando também o emprego de pirâmide Knoop e teste de risco.

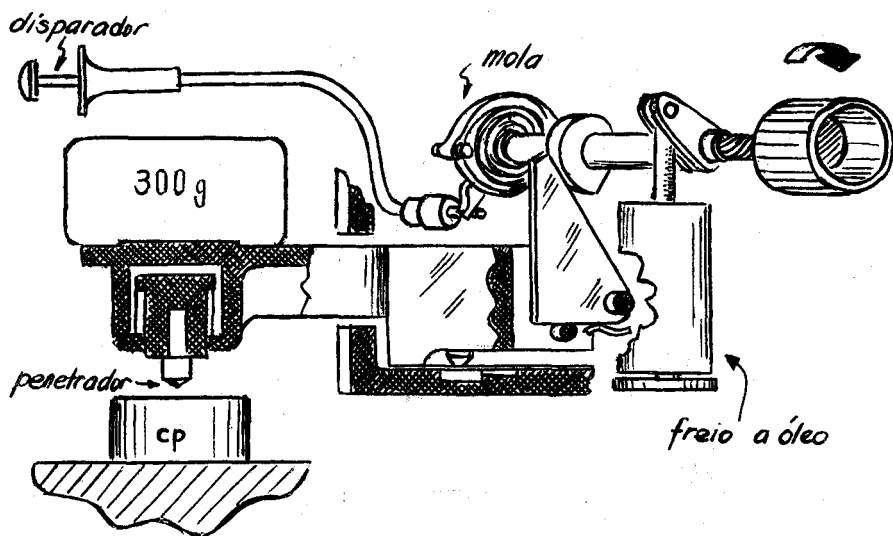


Fig. 7 - Dispositivo de penetração

A velocidade de aplicação da carga pode ser variada por meio de um freio a óleo (fig. 8).

Um parafuso P situado na parte inferior do cilindro está em contato com uma pequena esfera S que obstrui o orifício inferior do cilindro interno C. O movimento do parafuso faz alçar ou abaixar a esfera, aumentando ou diminuindo a vazão do óleo e, portanto, a velocidade de queda do penetrador.

As diagonais das impressões são medidas com preci

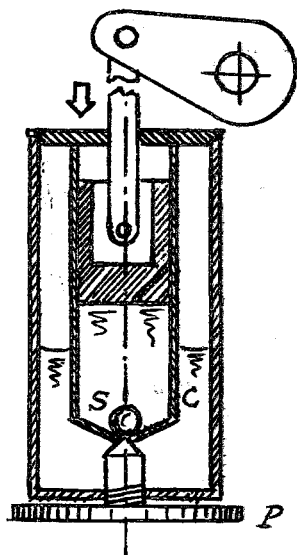


Fig. 8 - Freio a óleo

são de $0,5 \mu$, tendo a ocular o esquema da fig. 9.

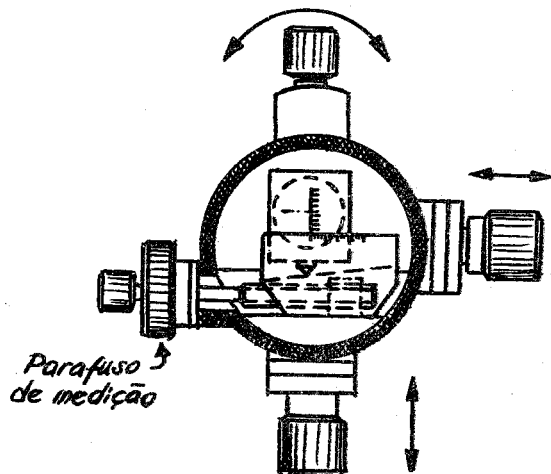


Fig. 9 - Ocular

O esquema das operações para medida da microdureza é dado em VEADO¹⁰².

2.2 - Erros

2.2.0 - Introdução

A dureza Vickers, relação entre a carga aplicada e a área da impressão, é dada por

$$H_v = \frac{2P \operatorname{sen} \alpha/2}{d^2} \quad (2.1)$$

onde H_v é a dureza Vickers em kg/mm^2 (que por simplicidade de será também notada por H), P é a carga em kg , d , a diagonal da impressão em mm , α , o ângulo subtendido pelas faces opostas do penetrador piramidal e vale 136° .

Na expressão (2.1) podemos distinguir inicialmente três fontes de erros:

- 1 - Erro na medida de P .
- 2 - Erro em α .
- 3 - Erro na medida de d .

Além disto, a dureza H pode não ter o mesmo valor para partes diferentes do material, sofrendo variações locais. Outras fontes de erros serão mencionadas adiante.

2.2.1 - Erro na carga P

Para um determinado penetrador, α é fixo; de mo

do que (2.1) pode escrever-se :

$$H = K \frac{P}{d^2} \quad (2.2)$$

Derivando em relação a P,

$$\frac{dH}{dP} = \frac{K}{d^2} = \frac{H}{P} \quad (2.3)$$

O erro relativo em H devido ao erro em P será

$$\frac{\Delta H}{H} = \frac{\Delta P}{P} \quad (2.4)$$

O erro relativo da dureza decresce com a carga crescente. Assim, a primeira recomendação é que os ensaios devam ser executados com a maior carga que a estrutura em exame possibilite.

A figura 10 dá a microdureza Vickers em função da diagonal da impressão para cargas diversas.

Os erros que afetam P são de natureza instrumental e decorrem, conforme MOTT¹⁰, de

- i) calibração, que leva a um erro sistemático;
- ii) efeitos de inércia, que levam a erros irregulares;
- iii) acréscimos na carga devidos a vibrações, que são também irregulares.

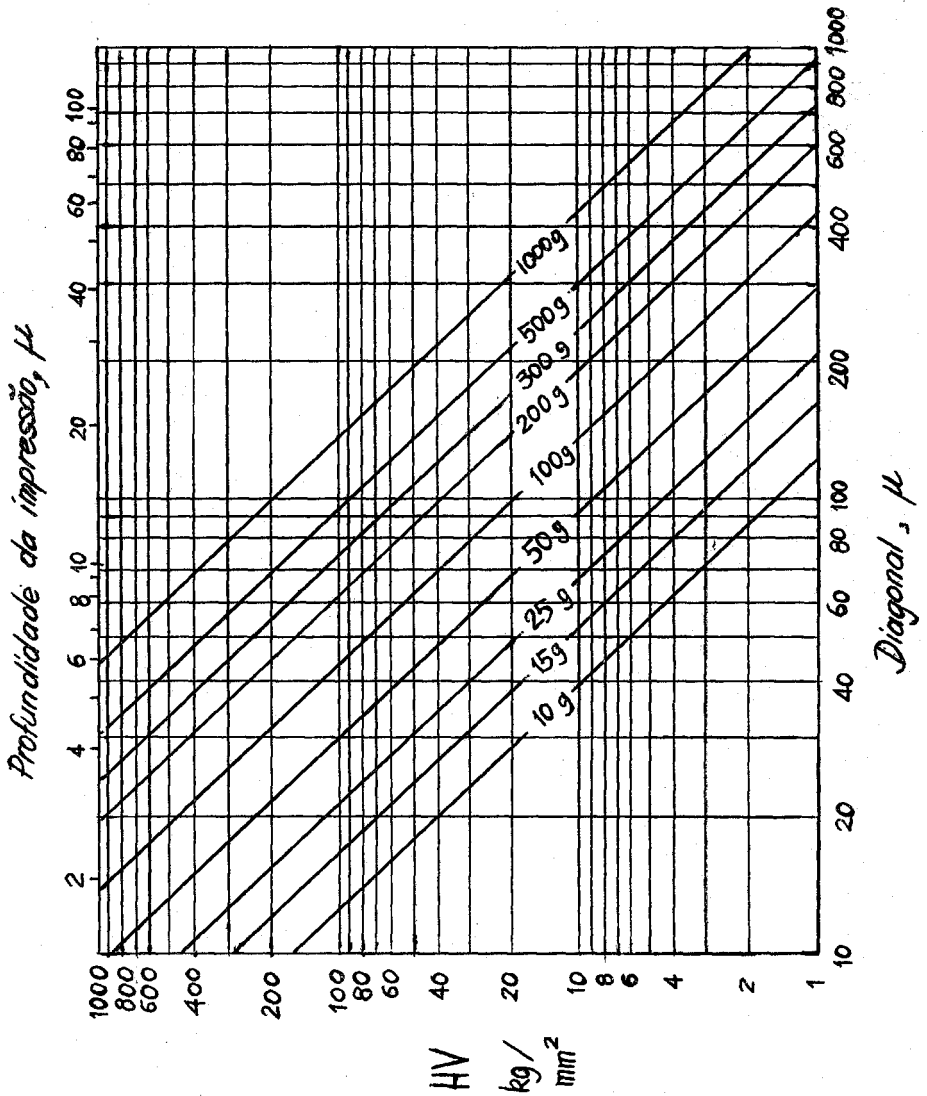


Fig. 10 - Microdureza Vickers em função da diagonal da impressão.

2.2.2 - Erro no ângulo α

As tabelas dão a dureza Vickers segundo a fórmula

$$H = 1,8544 \frac{P}{d^2} \quad (2.5)$$

sendo a constante numérica igual a $2 \operatorname{sen} \alpha/2$ para ...
 $\alpha = 136^\circ$.

O erro em α , da ordem de grau, acarreta pequena variação da dureza, como se indica na figura 11.

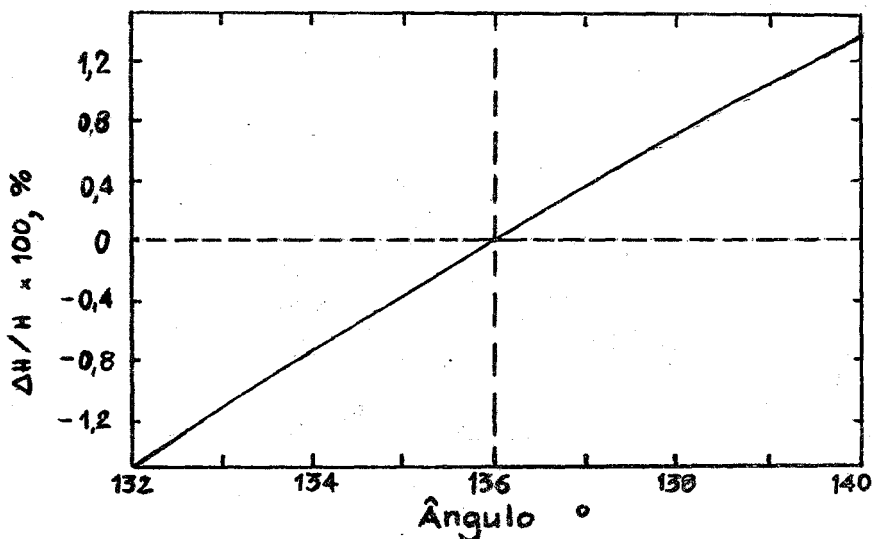


Fig. 11 - Erro percentual na determinação da dureza Vickers, devido a erro no ângulo das faces do penetrador.

Geralmente, o erro na usinagem do diamante é da ordem de alguns minutos, de acordo com MOTT¹⁰, de modo que esses desvios podem ser desprezados.

2.2.3 - Erro na determinação da diagonal da impressão

Derivando-se em relação a d a expressão (2.2) e rearranjando, tem-se o erro em H devido ao erro na diagonal:

$$\frac{\Delta H}{H} = - 2 \frac{\Delta d}{d} \quad (2.6)$$

Quanto menor for a diagonal da impressão e, portanto quanto maior a dureza do material, maior será o erro relativo da dureza.

A precisão na determinação da diagonal está limitada naturalmente pelo poder de resolução do sistema de óptico. O poder de resolução de uma certa objetiva é dado pela relação

$$\frac{1}{a} = 0,5 \frac{\lambda}{N} \quad (2.7)$$

λ , comprimento de onda da luz utilizada e N , a abertura numérica, a , distância mínima de dois pontos que no microscópio aparecem distintos.

A fig. 12 mostra como varia o erro na diagonal em

função da abertura numérica (BUCKLE¹⁵).

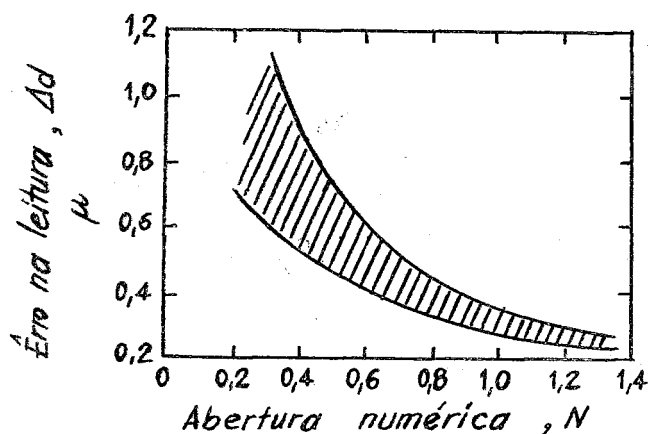


Fig. 12 - Erro na leitura da diagonal em função da abertura numérica da objetiva (BUCKLE¹⁵).

O aparelho Leitz-Durimet utiliza luz verde, possibilitando uma precisão de $0,5 \mu$ na determinação da diagonal.

A fig. 13 mostra como varia o erro relativo da diagonal em função de um erro de $0,5 \mu$ na determinação da diagonal.

A visibilidade necessária para a localização exata das extremidades da diagonal é afetada pelo estado da

superfície e pela sua refletividade; porém, a resolução constante, maiores cargas-que dão maiores diagonais - permitem maior precisão do ensaio.

O emprêgo de lente de imersão, refere MOTT¹⁰, torna êsses erros desprezíveis.

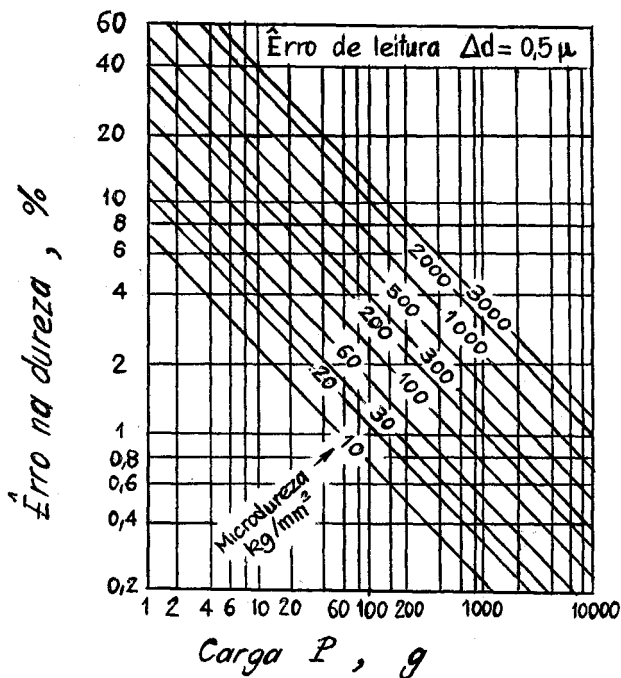


Fig. 13 - Erro na dureza devido a erro de $0,5 \mu$ na medida da diagonal da impressão (BÜCKLE¹⁵)

2.2.4 - Erro devido à forma em bisel do penetrador

Devido à imperfeição na usinagem, pode ocorrer que

as quatro faces da pirâmide não se encontrem num ponto; em lugar da seção quadrada (fig. 14a) tem-se uma seção como a da fig. 15b.

Sendo c o comprimento do bisel, b a aresta maior da impressão, o êrro relativo da dureza devido a êste defeito do penetrador (Apêndice II) é

$$\frac{\Delta H}{H} = \frac{c^2}{b^2 + (b + c)^2} \quad (2.8)$$

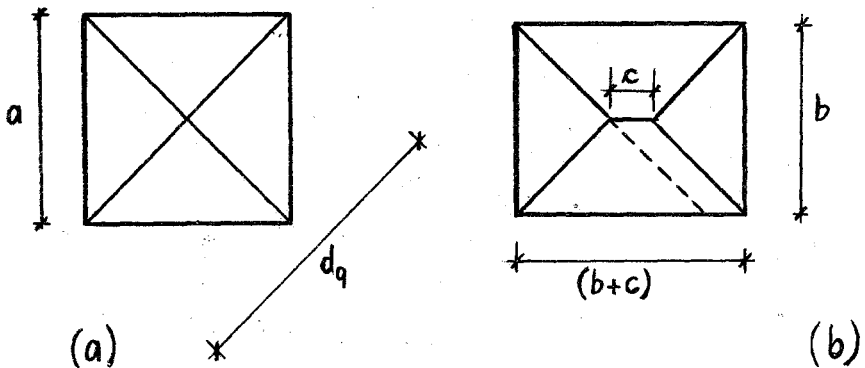


Fig. 14 - a) Forma normal do penetrador Vickers.
b) Forma em bisel do penetrador.

A figura 15 mostra a variação do êrro percentual da dureza em função das dimensões da impressão, para diversos valores do bisel c .

Como o êrro cresce ràpidamente com a diminuição da carga, o bisel deve ser mínimo. BUCKLE¹⁵ recomenda que o valor de c não deve ultrapassar $0,5 \mu$. Ainda aqui, maiores cargas dão maior precisão.

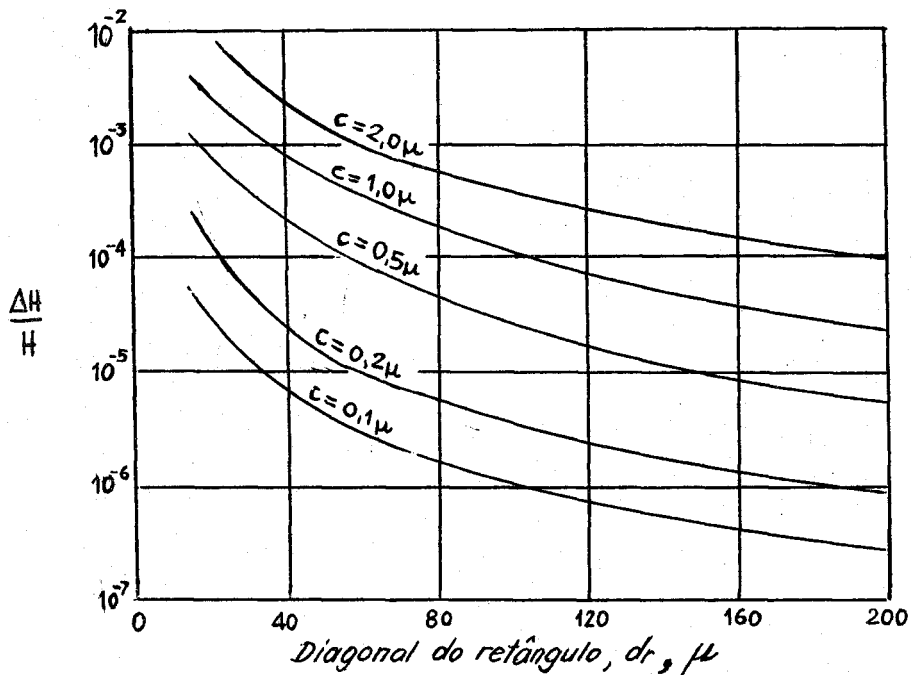


Fig. 15 - Variação do êrro relativo da microdureza em função das dimensões da impressão e para vários valores do bisel c .

2.2.5 - Êrro devido à inclinação relativa da superfície e do eixo do penetrador.

A superfície do material sob ensaio pode não es-

tar exatamente normal ao eixo do penetrador. Se a inclinação não for muito grande, esta discrepância poderá não ser percebida ao focalizar-se a área para exame.

Seja o caso mais simples de apenas uma das diagonais estar inclinada em relação ao eixo do penetrador (fig. 16). A outra diagonal permanece normal ao eixo. A diagonal inclinada é a linha de maior declive do plano da superfície.

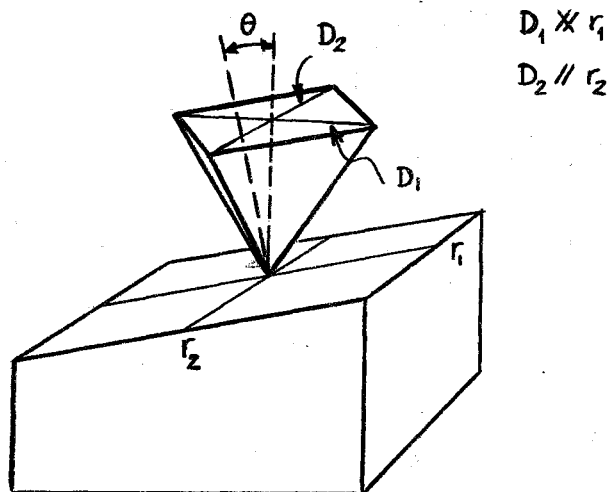


Fig. 16 - Superfície do corpo de prova inclinada em relação ao eixo do penetrador.

A área da impressão vai depender da inclinação da superfície e, portanto, a dureza será função do ângulo θ do eixo do penetrador com a diagonal inclinada da impres -

O erro relativo é (Apêndice III)

$$\frac{\Delta H}{H} = 0,9657 \operatorname{tg} \theta \quad (2.9)$$

expressão que é representada na fig. 17. Note-se que para inclinações muito grandes a ausência de focalização das extremidades das diagonais adverte o observador para o erro a que estaria sendo levado. Maiores aberturas numéricas dão menores profundidades de foco e, portanto, maior preci

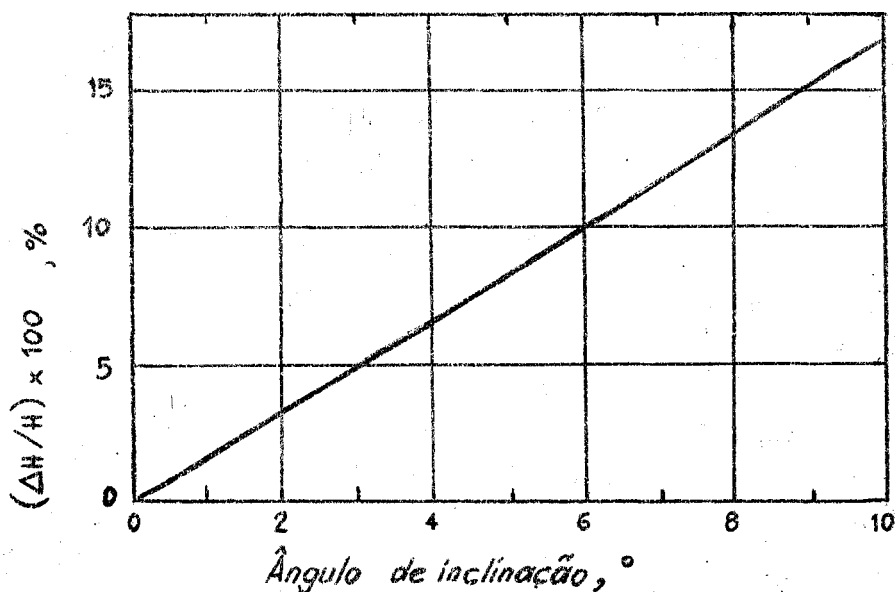


Fig. 17 - Erro relativo da microdureza em função da inclinação de uma das diagonais.

são quanto à inclinação da superfície.

Quando o corpo de prova não está suficientemente firme na platina, a inclinação da superfície provoca um deslocamento lateral do corpo de prova durante a aplicação da pirâmide. É necessário fixar o corpo de prova na platina, o que pode ser feito por meio de uma cera. Isto é tanto mais necessário quanto mais leve fôr o corpo de prova.

A situação representada na fig. 16 é a mais desfavorável, em que a dureza é determinada apenas pela diagonal inclinada. A determinação da dureza é mais segura quando se medem ambas as diagonais da impressão e se usa como d , (2.1), a média das diagonais. É comum o emprêgo da média aritmética, $d = 0,5 (d_1 + d_2)$, mas se se trabalha com máquina de calcular, pode ser cômodo utilizar em (2.1) a média geométrica, $d^2 = d_1 \times d_2$.

Para uma inclinação constante da superfície e diferentes orientações das diagonais, WINTON (apud MOTT¹⁰) determinou a variação da medida da diagonal da impressão Vickers para o cobre recozido (fig. 18) e aço inoxidável, com resultados semelhantes.

2.2.6 - Erro devido à inclinação do micrômetro em relação à diagonal.

A medição da segunda diagonal é feita mediante um giro de 90° no micrômetro da ocular. Pode ocorrer um erro

devido à não ortogonalidade da diagonal e o micrômetro. Desse modo, lê-se d' em lugar de d (fig. 19):

$$d' = d \cos \theta \quad (2.10)$$

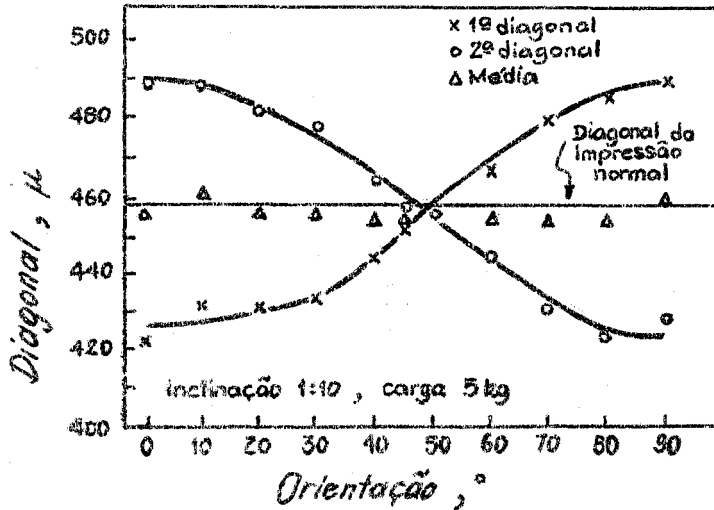


Fig. 18 - Efeito da inclinação da superfície de teste sobre as diagonais da impressão no cobre (WINTON, apud MOFF¹⁰).

O erro decorrente na medida da dureza é pequeno em pequenos ângulos, mas cresce rapidamente quando estes aumentam (fig. 20):

$$\frac{\Delta H}{H} = \operatorname{tg}^2 \theta \quad (2.11)$$

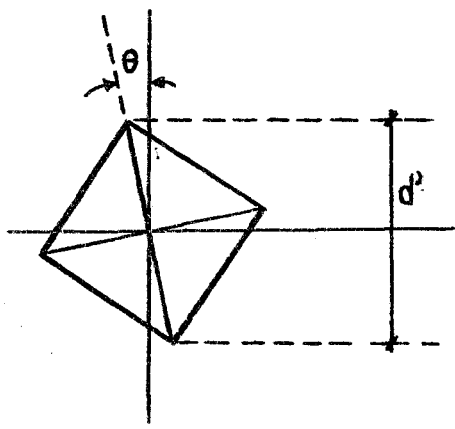


Fig. 19 - Inclinação do micrômetro e diagonal da impressão.

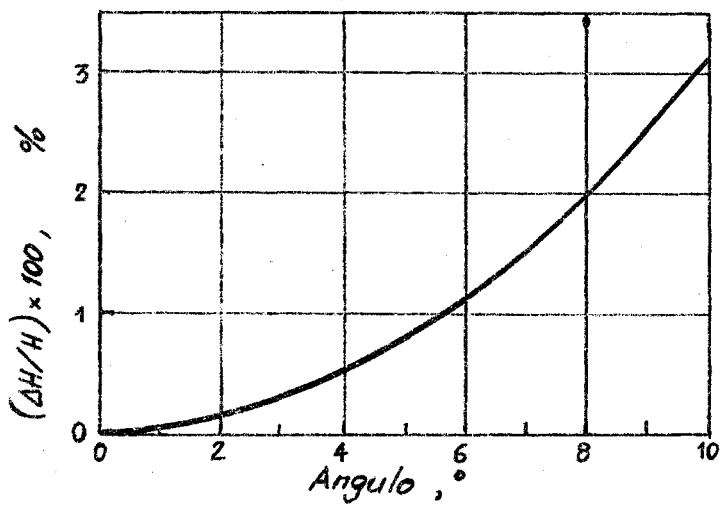


Fig. 20 - Erro na determinação da dureza devido à inclinação relativa do micrômetro e da diagonal.

2.2.7 - Erro devido a vibrações

Diversos trabalhos referem como um dos principais o erro devido às vibrações a que fica sujeito o penetrador durante a penetração.

As vibrações decorrem de quaisquer perturbações na vizinhança do aparelho (motores em funcionamento, pessoas que se encostam ao móvel do aparelho, objetos que caem ao solo, portas que se fecham violentamente, etc). O emprêgo de amortecedores sob o aparelho e seu móvel diminui fortemente o efeito das vibrações.

As vibrações implicam um aumento da carga nominal do teste. MOTT e FORD (apud MOTT¹⁰) verificaram sensível aumento na medida da dureza do cobre quando o aparelho foi colocado sobre espesso apoio de borracha. As médias dos resultados de 50 testes, feitos com cargas de 25, 250 e 2 500 g são transcritas na tabela I.

TABELA I - Efeito de montagem anti-vibração na dureza do cobre (MOTT e FORD)

CARGA EM GRAMAS		25	250	2500
HV (kg/mm ²)	sem montagem	94	97	93
	com montagem anti-vibração	108	96	91

TABOR³ notou influência do sistema de iluminação nas impressões feitas em alumínio recozido, polido eletroliticamente. "Se se eliminam tôdas as vibrações exteriores e se apaga a fonte luminosa durante o ensaio, as impressões decrescem regularmente de tamanho ao reduzir-se a carga. A dureza é essencialmente constante. Se a iluminação se mantém durante o ensaio, a vibração produzida pela fonte luminosa é causa de que as impressões (para cargas menores que 10g) sejam maiores do que deveriam ser; a dureza parece diminuir para cargas pequenas".

BUCKLE¹⁹ montou um pequeno motor sôbre a mesa do microscópio e determinou a influência das vibrações sôbre a microdureza de alumínio e de aço inoxidável (fig. 21). As

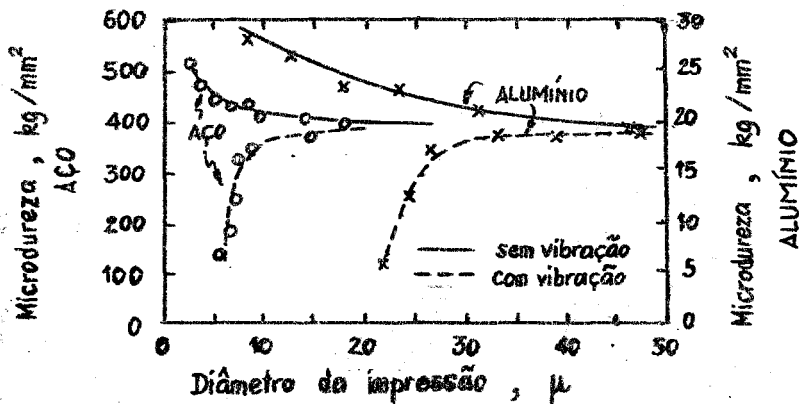


Fig. 21 - Influência das vibrações sôbre a microdureza do Al e aço (BUCKLE¹⁹)

vibrações fazem decrescer os valores da microdureza do alumínio de 30 a 6 kg/mm². O decréscimo é maior em pequenas cargas. À medida que se aumentam as cargas, o efeito vai-se tornando gradualmente menor.

Embora neste trabalho não se tenha feito nenhum estudo sistemático do efeito de vibrações medidas de microdureza, no decurso de algumas experiências verificou-se que objetos que caem ao chão, portas que se fecham durante a aplicação do penetrador afetam fortemente o valor da microdureza medida, fazendo-o decrescer.

O carácter aleatório das vibrações leva a um aumento de flutuação dos valores da microdureza, de modo que é um bom teste determinar-se - nas condições normais de operação - a variação da microdureza e do seu desvio médio em função do tempo de permanência do penetrador. Como a dureza decresce com o tempo de permanência do penetrador especialmente a de materiais macios, a avaliação do desvio médio adquire maior importância. Em experiências que serão referidas no item 2.5, não se verificou aumento sensível do desvio médio da microdureza do chumbo, cobre e aço temperado. Isto evidencia que, nas condições dos ensaios, o efeito de vibrações externas é desprezível, face aos outros factores que influem na microdureza.

S u m á r i o

Erros de várias espécies podem afetar a medida da microdureza. Os mais sérios referem-se à determinação dos comprimentos das diagonais e às vibrações.

Maiores cargas possibilitam melhor precisão do ensaio.

2.3 - Outros fatores que influem na microdureza. Polimento.

As diagonais das impressões de microdureza são da ordem de dezenas de microns, exigindo uma acurada preparação da superfície do corpo de prova.

Do ponto de vista puramente ótico, ou seja, para a perfeita determinação do comprimento das diagonais, a superfície poderia ser preparada como para exame metalográfico. Isto porém não é suficiente, se se tem em vista a natureza da propriedade a ser medida.

Verificou-se que as operações de corte, desbaste, lizamento e polimento mecânico provocam encruamento superficial nos metais.

Beilby (1.922) mostrou que pela preparação mecânica de uma superfície plana forma-se uma camada superficial-amorfa, que pode ser encarada como um líquido super-resfriado. A profundidade da camada é da ordem de dezenas a centenas de angstroms, como evidenciou a difração de eletrons. A camada de Beilby varia com o tipo de preparação e com a natureza do metal. Para o ouro, polido a mão, ela é da ordem de 20 Å de espessura, para o níquel é de 40 Å (GREGG²⁰).

Beilby explicou a formação dessa camada por um processo no qual o material é arrancado dos "picos" e depositado nos "vales" da superfície. O resultado é uma superfí

cie mais regular, porém de natureza amorfa.

BOWDEN e HUGHES²¹ sugeriram o ser o polimento um processo termicamente ativado: nas regiões salientes há fusão local, depositando-se o material nas regiões de depressão vizinhas. A dureza relativa do polidor e do metal tem importância secundária no processo de polimento, que é controlado sobretudo pelo ponto de fusão relativo - daqueles materiais. O rápido resfriamento impede a cristalização e a obturação das reentrâncias é feita com material amorfo, o que confirma Beilby.

Logo abaixo da camada de Beilby há uma região cristalina deformada, fortemente encruada. Esta região se estende a profundidades variáveis, dependendo do material.

Para SAMUELS²², o polimento mecânico atua mais por corte que pelo mecanismo de Beilby-Bowden. Verificou por difração de elétrons que a superfície da prata polida por pasta de diamante não apresenta a camada de Beilby, mas é cristalina, possivelmente constituída de cristais muito pequenos (SAMUELS e SANDERS²³).

Também HOPKINS²⁴ não encontrou evidência de camada amorfa na superfície polida da calcita, concluindo pela natureza cristalina da superfície, mas seus métodos são contestados por HIRSCH e KELLAR²⁵.

SAMUELS²² explica da seguinte maneira os fenôme-

nos que ocorrem durante o polimento: seja uma superfície - que, no estágio preliminar de sua preparação, sofre a ação do abrasivo, que se traduz pelo aparecimento de sulcos (fig. 22). Esses sulcos desaparecem nos estágios finais do polimento, mas podem reaparecer por ataque químico. De acôrdo com Beilby, o ataque dissolveria a camada amorfa, fazendo reaparecer os sulcos do abrasivo (fig. 22a). Para SAMUELS, há uma deformação local que se estende pela região abaixo de cada sulco. Pelo polimento os sulcos desaparecem - porque a superfície é abaixada. Por ataque químico esta é a região preferencialmente atacada, por causa de sua maior reatividade decorrente do estado encruado, e torna-se novamente visível. A fig. 22 dá um resumo das duas teorias.

A camada de Beilby pode forma-se por processos subsi-diários, como por exemplo, por fricção com feltro ... (GREGG²⁰, SAMUELS²²).

As camadas logo abaixo da superfície ficam deformadas, mas nos materiais policristalinos o encruamento não é uniforme. As deformações dos diversos grãos dependem da orientação cristalina e há então variações locais de dureza.

Na prata, SAMUELS e SANDERS²³ distinguiram duas camadas: uma, de deformação severa (décimos de micron), em que os planos se distorcem de cêrca de 5°; a segunda, de menor deformação, com profundidade de microns.

Assim, a dureza da superfície do material é maior que a do volume, mas além disto são de se esperar maiores

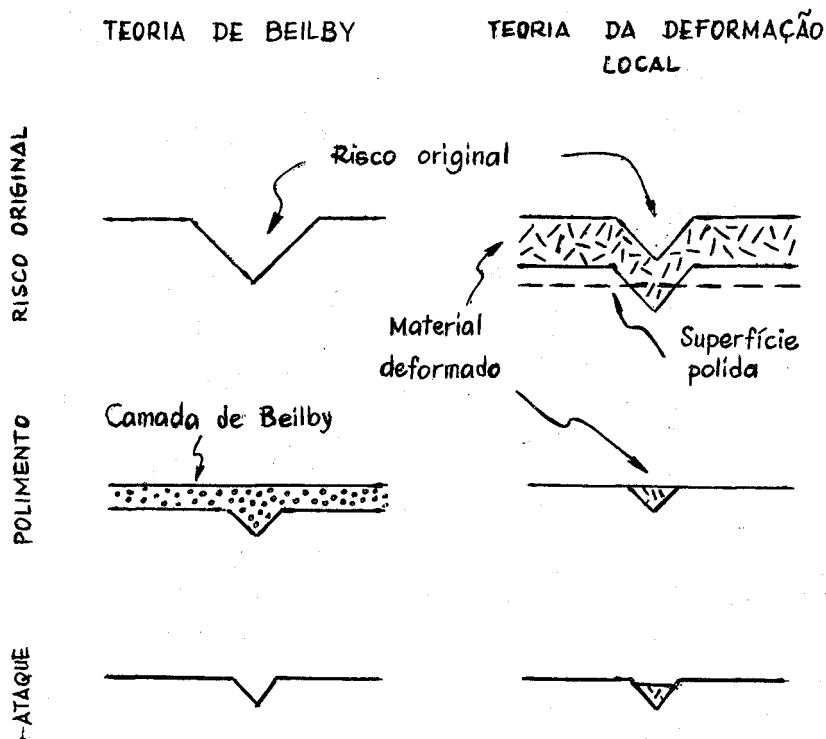


Fig. 22 - Explicações sobre o aparente reaparecimento de sulcos de abrasão durante o ataque químico de superfícies polidas (SAMUELS²²).

desvios médios.

SAMUELS e WALLWORK²⁶ estudaram a profundidade de

deformação devida à abrasão de aço austenítico 18-8 por abrasivos diversos (lixas de carboneto de silício, lixa esmeril e lacre de alumina); a profundidade dos riscos é de 0,1 - 0,8 microns, enquanto a zona de deformação é de 1,5 - 6,0 micros. A usinagem de corpos de prova por processos diversos provoca deformações em profundidades de 12 - 46 microns.

Mais atenção deve portanto merecer a fase preliminar do trabalho de preparação, porquanto a zona deformada durante a usinagem pode permanecer, após o polimento final, com tensões residuais. Nas operações de lisamento é possível, em cada estágio, retirar toda a zona deformada no estágio anterior, procedimento que é recomendável.

A superfície do alumínio assume, pelo polimento mecânico, um estado metaestável que só desaparece pelo recozimento (OWEN e LIU²⁷). O parâmetro da rede nesse estado é maior que no estado recozido e a profundidade da deformação é inferior a 100 microns.

BUCKLE^{15,19} recomenda o emprêgo de polimento eletrolítico como imprescindível no estudo da microdureza dos metais e ligas. Pelo polimento eletrolítico retiram-se todas as camadas remanescentes que foram deformadas pelo polimento mecânico, obtendo-se valores mais reais e com menores dispersões.

A microdureza do alumínio cai de 30% quando se

passa do polimento mecânico para o eletrolítico, como conseqüência da retirada das camadas encruadas. O erro quadrático médio decresce de $\pm 0,6 \text{ kg/mm}^2$, no estado polido mecânicamente, para $\pm 0,3 \text{ kg/mm}^2$, no estado polido eletroliticamente (BUCKLE¹⁹).

A retirada do material encruado é mais rápida se feita mecânicamente com abrasivo mais fino, deixando-se para o acabamento o polimento eletrolítico. Isto é vantajoso, porquanto reduz o tempo de preparação da superfície, porque a fase mais lenta é justamente o polimento eletrolítico.

Uma alternativa para o polimento eletrolítico é o polimento químico, para o qual MC TEGART²⁸ relaciona certo número de soluções para diversos metais e ligas.

O polimento eletrolítico, apesar de imprescindível, mormente no caso de metais e ligas muito macios, é às vezes difícil de ser obtido em condições reprodutíveis. A operação, quando prolongada excessivamente, produz furos na superfície do metal, aumentando a rugosidade. O emprego de temperatura elevada e tempos longos pode produzir uma superfície ondulada. Por outro lado, tanto o polimento eletrolítico como o químico, devem estender-se enquanto houver camadas encruadas. Pode ser útil proceder-se a um recozimento após o polimento mecânico, preferencialmente no vácuo.

O polimento eletrolítico torna-se extremamente delicado quando há presença de um segundo metal ou uma segunda fase na liga tal como ocorre em experiências de difusão - porque as reatividades variam com as concentrações da solução sólida. O emprêgo do recozimento é limitado, a fim de não mascarar os resultados da difusão.

Para monocristais iônicos, a clivagem do cristal é preferível ao polimento, por ser às vêzes mais simples e produzir uma superfície bastante lisa. A clivagem, entre - tanto, só se consegue segundo planos bem determinados do cristal.

S u m á r i o

A preparação da superfície é de fundamental importância nos ensaios de microdureza.

As operações de usinagem, lixamento e polimento mecânico provocam encruamento superficial.

Polimento eletrolítico ou químico é recomendado como tratamento final da superfície a ser examinada.

2.4 - Anisotropia da microdureza

A dureza é primariamente determinada pelas propriedades plásticas dos materiais e ainda pela elasticidade, embora seja esta um fator comparativamente menos importante.

Em monocristais, especialmente os de pequena simetria, a microdureza varia sensivelmente com a orientação. Nos cristais de maior simetria, a variação com a orientação é menos acentuada.

Nos materiais policristalinos que apresentam grãos aleatoriamente orientados, a dureza poderá variar de um grão para outro, mas em média os resultados serão os mesmos para as diversas faces do corpo de prova. No caso em que haja uma textura alinhada, como sucede com produtos laminados, a dureza depende da orientação.

O'Neill (1923) foi o primeiro a assinalar a variação da dureza com a orientação cristalina. Usou o ensaio Brinell, com bola de 1 mm e cargas de 5, 10 e 20 kg para determinar a dureza de monocristal de alumínio, segundo os planos (011), (111) e (011), tendo achado HB igual a 23,3, 21,3 e 20,6, respectivamente, com uma variação máxima de 13% (apud MOTT¹⁰).

Desde então, incontáveis estudos têm sido feitos,

principalmente nos monocristais de menor simetria, como os hexagonais. Para êsses estudos, o penetrador Knoop apresenta vantagem de ter eixo binário, enquanto o penetrador Vickers tem eixo quaternário e é por isto menos sensível às variações da dureza com a orientação.

MOKIEVSKII²⁹, empregando penetrador de diamante de base quadrada, relacionou as diversas formas que apresentou as incisões.

Se o material examinado é isotrópico, a impressão tem a mesma simetria da pirâmide de diamante ($L_4 4P$). Se não é isotrópico, a anisotropia das propriedades elásticas produzirá diferentes recuperações segundo direções e planos diversos, provocando distorção da impressão.

DMITRIEV (apud MOKIEVSKII²⁹) relacionou as formas típicas de impressão, que são reproduzidas na fig. 23.

Dada a simetria da pirâmide do penetrador, as impressões podem classificar-se segundo seis classes de simetria, conforme MOKIEVSKII²⁹ (fig. 24).

Como os lados da impressão nem sempre são retilíneos, a combinação conveniente dêsses elementos deverá reproduzir as figuras observadas por Dmitriev.

É possível assim, pela simetria da impressão, julgar a simetria da própria face do cristal. As determinações quantitativas da microdureza ajudarão a pesquisa da o

orientação dos grãos em materiais policristalinos.

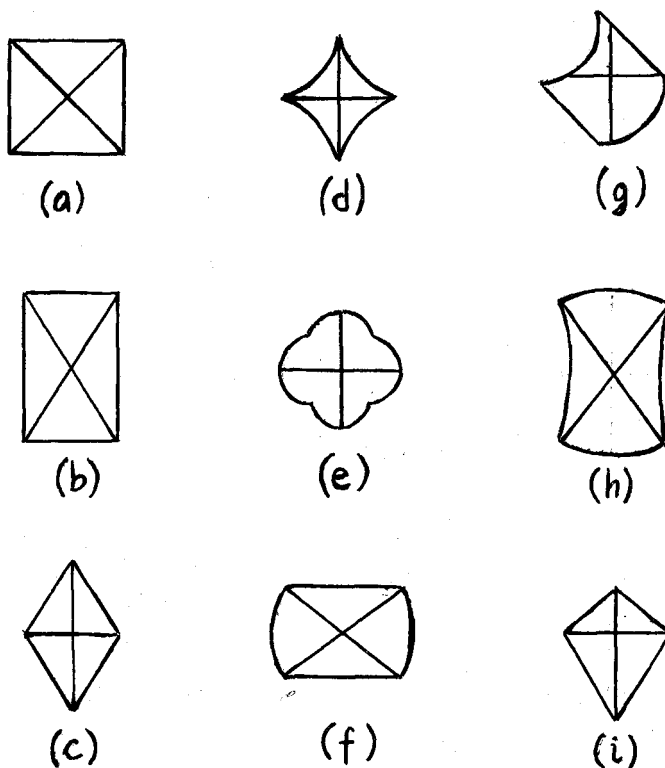


Fig. 23 - Formas típicas de impressões (DMITRIEV, apud MO-KIEVSKII²⁹)

a) galena, magnetita; b) pirita, pirrotina, bismutina, c) bismuto, bismutina, ilmenita; d) quartzo, calcopirita; e) fluorita; f) bismuto, pirrotina, safflorita; g) nicolita, hematita; h) bismuto. _____

ABLOVA^{30,31} determinou a variação da microdureza.

com os planos (111), (100) e (110) de um monocristal de germânio. Dada a grande discrepância dos resultados, tomou

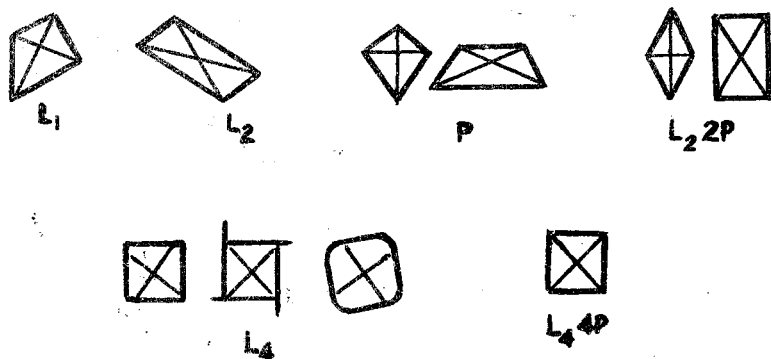


Fig. 24 - Diferentes formas de impressão e respectivas classes de simetria (MOKLEVSKII²⁹)

como valor da microdureza a média de cem medidas, achando diferença sensível da microdureza dos planos (111), mais resistentes à penetração, e (110), menos resistentes. Em nenhum dos planos se achou variação da microdureza com a orientação da pirâmide.

BOYARSKAIA e alii³² encontraram variação da forma da impressão com a orientação da pirâmide relativamente às direções cristalográficas do monocristal de cloreto de sódio. Verificou-se que a diferença de formas não pode ser atribuída à anisotropia da recuperação elástica, mas sim ao abaixamento e levantamento da superfície do cristal provo-

cados pela penetração do diamante. Tais deformações fizeram com que as impressões se apresentassem com lados côncavos e convexos.

... ooo ...

Impressões semelhantes foram encontradas neste trabalho, com incisões feitas na face (100) de monocristal de cloreto de potássio (Fotografias ns. 3 e 4).

A convexidade ou concavidade pode ser expressa numericamente por um fator B definido por $B = (\sqrt{2} s/d-1)$ onde s é a dimensão lateral da impressão medida a 45° da diagonal, e d é o comprimento da diagonal.

Os cristais hexagonais têm merecido especial destaque nos estudos de anisotropia da microdureza. BERGMAN³³ verificou que a forma das impressões Vickers varia com a orientação e com a simetria do cristal. Um cristal de $FeZn_7$, hexagonal, apresenta variações da forma da impressão muito mais acentuada que um cristal de ferrita, que é cúbica.

A microdureza Knoop medida nas faces prismáticas e no plano basal apresenta valores bastante diferentes. No plano prismático é acentuada a variação da microdureza com a orientação do penetrador. GISSY, SCHRODER e SCHIPPERGITT³⁶, em monocristal de titânio alfa, acharam microdurezas de 90 kg/mm^2 no plano (001), e no plano (100) de 31 kg/mm^2 - diagonal principal do penetrador paralela a (001) - e 95

kg/mm^2 - diagonal normal a (001). FRENCH e THOMAS³⁵ acharam pequena anisotropia no plano basal do cristal de carboneto-de tungstênio e forte variação da microdureza Knoop no plano (10 $\bar{1}$ 0), de 1000 kg/mm^2 (diagonal paralela ao eixo c) a $2\,400 \text{ kg/mm}^2$ (diagonal normal ao eixo c). FENG e ELBAUN³⁸, examinando a anisotropia da microdureza Knoop do titânio, propuseram a relação

$$\text{HK} = n - K \cos \phi \quad (2.12a)$$

em que n e K são constantes e ϕ é o ângulo da direção da diagonal maior do penetrador com a projeção do eixo hexagonal na superfície. O valor máximo de HK ocorre quando a diagonal é normal ao eixo c.

Variação inversa encontraram SCHWARTZ, NASH e ZEMAN³⁷ para a microdureza no plano (10 $\bar{1}$ 0) de monocristal de magnésio. O valor máximo da microdureza ocorre quando a diagonal maior é paralela ao eixo c. Na fig. 25a, ϕ é o ângulo dessa diagonal com a direção $[11\bar{2}0]$, sendo observada a relação

$$\text{HK} = n + k \cos 2\phi \quad (2.12b)$$

No plano basal, a variação da microdureza pode ser descrita por

$$\text{HK} = n - k \cos 6\phi \quad (2.12c)$$

com simetria senária (fig. 25b).

A tabela (PARTRIDGE e ROBERTS³⁴) dá os valores da

microdureza de vários cristais hexagonais em função dos planos e direções cristalográficas.

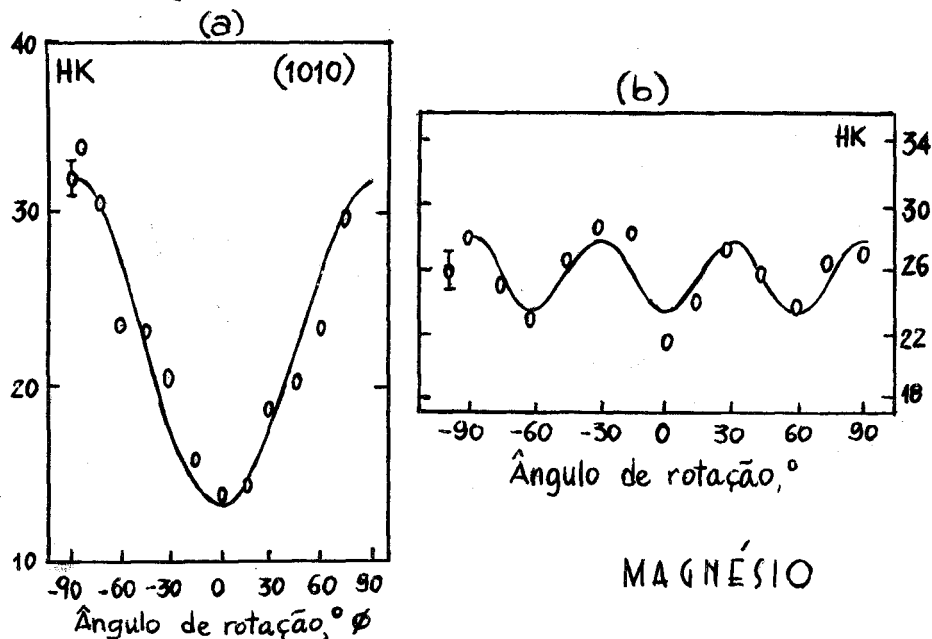


Fig. 25 - Variação da microdureza Knoop: a) no plano $(10\bar{1}0)$, ϕ , ângulo da diagonal com a direção $[1\bar{1}20]$; b) no plano basal.

Sumário

A microdureza é afetada pela anisotropia, especialmente em cristais hexagonais.

TABELA II - Direções de máximos e mínimos valores da dureza Knoop para rotações no plano basal e prismático de metais hexagonais. (PARTRIDGE e ROBERTS³⁴).

	RAZÃO c/a	CARGA P (g)	PLANOS DO PRISMA		PLANO BASAL	
			1120	0001	1120	1010
Cd	1,886	...	min.	max.
Zn	1,856	500	min. 24	max. 44	min. 15	max. 18
Mg	1,624	100	min. 13	max. 32	min. 23	max. 28
Co	1,623	...	min. 180	max. 250
Re	1,614	...	~ 50		~ 250	
Ti	1,587	1000	max. 132	min. 55	constante	
Be	1,568	200/ 1000	min. 80HV max. 125 HV na bisettriz	min. 80HV	constante HV = 225	
Os	1,543	200/ 1000	max. 590	min. 180	constante 690	

2.5 - Influência da velocidade e tempo de permanência do penetrador

Os aparelhos de microdureza dispõem quasi sempre de um dispositivo que permite regular a velocidade de aplicação da carga. O do Leitz Durimet foi descrito em 2.1.

A velocidade com que a carga é aplicada tem influência sobre o número de dureza. Velocidades menores são preferíveis. BERGSMAN³³ recomenda que a velocidade de carga deve ser mantida tão constante quanto possível durante os diversos ensaios, particularmente naqueles em que se quer maior precisão. Nos seus trabalhos, usou velocidades de cerca de 1 mm/min (15 microns por segundo).

Os efeitos da velocidade são mais sensíveis em cargas pequenas.

GIRSCHIG³⁹ postula que a velocidade de carga não deve exceder 50 microns por segundo. Para um material com dureza de 1000 kg/mm², um erro admissível de 1% daria as seguintes velocidades de carga (MOTT¹⁰):

P (g)	Velocidades (μ /s)
10	70
30	104
100	380
300	880
1000	2200

BERGSMAN (apud MOTT¹⁰) investigou o efeito da ve-

locidade nas cargas de 25, 200 e 2000 g sôbre aço temperado. Com carga de 25g, o número de dureza cai de 390 kg/mm², à velocidade de 0,2 mm/min, a 344 kg/mm², à velocidade de 6 mm/min.

O tempo de permanência do penetrador sôbre a superfície influi na medida da microdureza. É usual recomendar-se o tempo de 10 segundos para a permanência do penetrador. Este tempo parece ser suficiente para materiais duros, mas não para materiais macios. Alguns pesquisadores têm adotado tempos diferentes em seus ensaios.

MOTT¹⁰ sugere para a maioria dos metais o tempo de 5 a 10 segundos, enquanto para BERGSMAN³³, 15 segundos são suficientes, embora os metais macios requeiram um tempo ligeiramente maior.

KNOOP, PETERS e EMERSON⁴⁰ padronizaram o tempo de 20 s e velocidade de 18 mm/min em suas experiências.

Com tempos excessivamente longos aumenta-se o efeito de vibrações e influências externas, que, provocando perturbações na carga, fazem diminuir o número de dureza e aumentar a dispersão dos resultados. Instalações do aparelho precisam ser bem cuidadas a fim de minimizar êsses efeitos, que são sensíveis em cargas pequenas.

Resultados experimentais têm evidenciado que o número de dureza depende do tempo de permanência do penetra-

dor. HARGREAVES (1 928), trabalhando com chumbo, foi o primeiro a relatar essa variação.

Quando um penetrador é pressionado sobre um metal, a pressão média p , desenvolvida entre o penetrador e o metal é dada por

$$p \sim 3\gamma \quad (2.13)$$

em que γ é a tensão de escoamento (TABOR³).

HARGREAVES achou para o chumbo, que o logaritmo da pressão média, $\log p$, diminui linearmente com $\log t$, em que t é o tempo de aplicação da carga. O mesmo fenômeno foi verificado com outras substâncias e em temperaturas diversas.

MULHEARN e TABOR⁴¹, efetuando medidas de dureza em chumbo e índio, verificaram que para temperaturas acima de $0,6 T_m$, sendo T_m a temperatura absoluta de fusão ($^{\circ}K$), há relação linear entre $\log p$ e $\log t$. Empregando temperaturas desde a do ar líquido até $50^{\circ}C$, foi-lhes possível calcular uma energia de ativação do fenômeno, achando valores próximos às energias de ativação de auto-difusão (16 kcal/mol para o índio, 28 kcal/mol para o chumbo).

O estudo da variação da dureza Brinell de várias ligas de ferro, cobre e níquel, com a fluência, foi feito por MERCHANT⁴², em temperaturas de cerca de 22° , 260° , 540° e $650^{\circ}C$ e tempo de 8500 s. Para todas as ligas, em tempera

turas inferiores a certo valor crítico T_t , achou expressão da forma

$$H = A \exp (- BT) \quad (2.14)$$

H é a dureza, T, temperatura, A e B constantes.

Para temperaturas maiores que T_t , a relação achada foi

$$H = A' \exp (B'/RT') \quad (2.15)$$

em que R é a constante dos gases. B' tem assim o caráter de energia de ativação aparente de penetração. Usando expressão semelhante a (2.15), mas em termos do diâmetro da impressão em lugar de H, a energia de ativação encontrada para o ferro (70 000 cal/mol.g) é próxima da energia de ativação de auto-difusão (78 000 cal/mol.g).

WALKER e DEMER⁴³ verificaram grande variação na microdureza do LiF com o tempo de permanência do penetrador. O acréscimo na diagonal da impressão com o tempo de aplicação da carga em temperatura ambiente é representada na fig. 26.

Os resultados para o LiF foram comparados com os encontrados para o cobre e o óxido de magnésio, nos tempos de aplicação de 10 e 50 000 s.

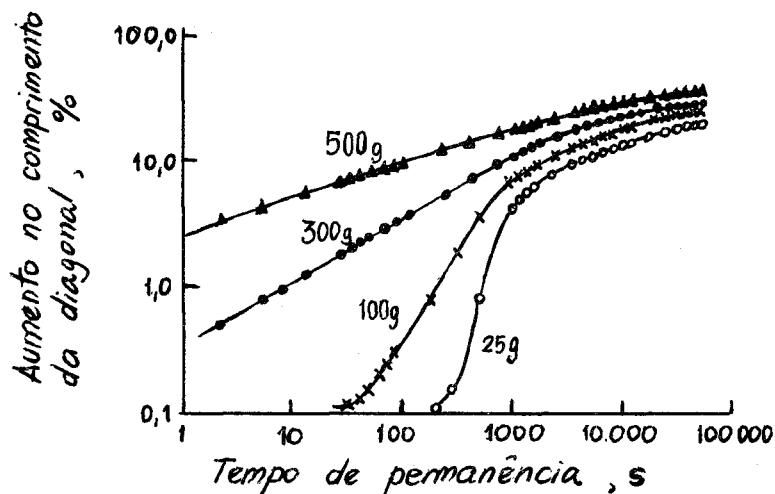


Fig. 26 - Aumento da diagonal da impressão em função do tempo de aplicação no LiF (WALKER e DEMER⁴³).

	Durezas Vickers aparentes após	
	10s	50 000s
cobre	47	47
fluoreto de lítio	100	66
óxido de magnésio	750	515

Note-se que são elevados os pontos de fusão do fluoreto de lítio (870°C) e do óxido de magnésio ($2\ 642^{\circ}\text{C}$), não se podendo esperar que ocorressem, com base na fluência convencional, variações tão grandes das deformações.

WESTBROOK e JORGENSEN⁴⁴ atribuem tais resultados

à presença de água adsorvida nos cristais examinados. Selecionando uma variedade de materiais, como metais, óxidos, halogenetos alcalinos, um elemento covalente, determinaram sua microdureza Vickers (cargas de 3 - 25g) em condições diversas de temperatura (0 a 50°C), tempos de penetração (2 a 200 s) e umidade. O cobre e o composto intermetálico não apresentaram variação da dureza com o tempo, quer na condição "a seco" (aquecimento a 300°C em atmosfera de argônio seco, resfriado, testado em tolueno), quer na condição "úmida" (polimento e exposição ao ar). Todos os outros materiais testados (MgO, LiF, KBr, Al₂O₃, TiC, Ge e Sn) apresentaram dureza independente do tempo na condição "a seco" e variação da dureza com o tempo na condição "úmida".

Outra evidência da influência da água adsorvida no LiF é que o aumento da temperatura faz decrescer a fluência da microdureza, ao contrário da fluência normal, que cresce com o aumento da temperatura. Embora os resultados de Westbrook e Jorgenson sejam bastante coerentes, é de notar-se que KELLOG e POHL⁴⁵ não conseguiram detetar água em cristal de NaCl, mesmo imergindo-o em água à temperatura de 100°C. A absorção de água seria superficial e deveria aumentar a plasticidade do cristal.

SHISHOKIN e BAZILEVSKII⁴⁶ estabeleceram a seguinte relação entre a dureza H e o tempo de penetração t:

$$H = \alpha t^n \quad (2.16)$$

onde α e n são constantes.

No caso do chumbo, estanho e bismuto, n não varia com a temperatura, mas para o cádmio é maior em altas temperaturas que em 20°C, e também em algumas ligas desses elementos.

Experiência

Testou-se a microdureza do chumbo, cobre e aço temperado com os tempos de penetração de 5 a 300 g, à temperatura ambiente. Para o aço temperado (carga de 300 g) e chumbo (25g), foram feitas para cada tempo 5 incisões, medindo-se ambas as diagonais. Para o cobre (carga de 25g) foram feitas dez impressões.

O corpo de prova de chumbo, comercial, foi polido em alumina e depois fez-se polimento químico (Mc TEGART²⁸). O cobre, polido em alumina, recozido a 400°C durante uma hora e polido quimicamente a 80°C em solução de ácido fosfórico, ácido nítrico e ácido acético. O aço temperado foi apenas polido com alumina.

Os resultados estão lançados na tabela III.

O tempo de queda do penetrador foi, para todos os materiais, o máximo permitido pelo aparelho Leitz Durimet (15 s).

Usando-se a expressão (2.16) de SHISHOKIN e BAZILEVSKII⁴⁶ acharam-se os valores de n e α , pelo método dos

TABELA III - Variação da microdureza Vickers com o tempo de permanência do penetrador, em segundos.

Tempo de permanência s	Microdureza Vickers, kg/mm ²			Aço temperado**
	Chumbo*	Cobre*		
5	5,61 ± 0,30	...	713 ± 10	
15	5,41 ± 0,17	79,3 ± 3,0	735 ± 23	
30	5,33 ± 0,18	...	728 ± 15	
45	...	80,5 ± 4,1	...	
60	5,19 ± 0,29	
75	...	78,4 ± 2,3	...	
105	...	76,9 ± 2,4	...	
120	4,62 ± 0,04	...	730 ± 12	
135	...	76,6 ± 1,3	...	
300	4,33 ± 0,05	...	728 ± 4	

* Carga de 25g

** Carga de 300g

mínimos quadrados (Tabela IV).

TABELA IV - Valores de α e n na expressão
 $H = \alpha t^n$ (H, microdureza Vickers,
 t , tempo de penetração, s)

Material	n	α
Chumbo	- 0,065	6,44
Cobre	- 0,002	77,6
Aço temperado	0,003	718

A fig. 27 mostra a variação da microdureza com os tempos de permanência para essa experiência.

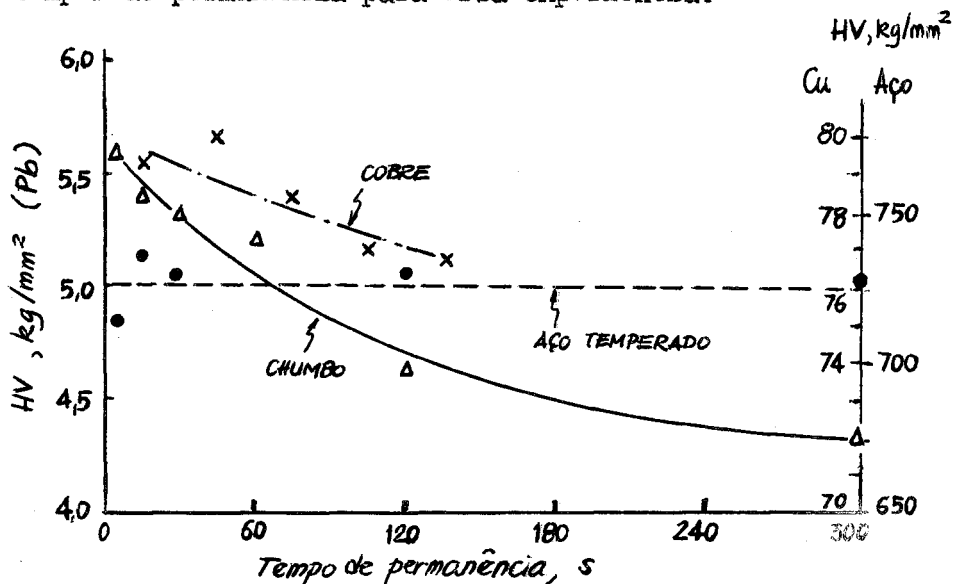


Fig. 27 - Microdureza Vickers para chumbo, cobre e aço temperado em função do tempo de permanência do penetrador.

Sumário

A velocidade de aplicação da carga influi na medida da microdureza, devendo ser mantida em valores baixos e constantes em cada série de ensaios.

O tempo de permanência do penetrador usualmente recomendado para materiais mais duros (10 - 20 s.) é nitidamente insuficiente no caso de materiais de baixo ponto de fusão.

2.6 - Efeitos elásticos

Após a retirada do penetrador e antes que se faça a leitura das diagonais, ocorre uma recuperação que depende do módulo de elasticidade do material. O efeito dessa recuperação elástica é o de diminuição da impressão produzida, o que leva a atribuir-se ao material maior dureza que a verdadeira.

A fim de medir os efeitos elásticos, GRODZINSKI (apud MOTT¹⁰) recobriu o penetrador de diamante com fina película de prata, fazendo depois a incisão. Uma comparação entre a impressão feita no material e a parte da película subtraída ao penetrador dá uma medida de recuperação elástica, que é proporcional ao tamanho da impressão.

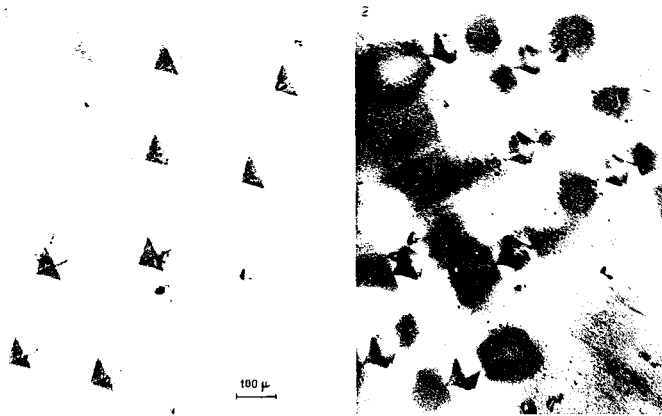
Em alguns casos, a recuperação das diagonais é pequena, conforme mostraram BOYARSKAYA et alii³² em cloreto de sódio. A recuperação elástica da diagonal (0,4 - - 0,5 microns) é da ordem de grandeza do erro da medida.

Aparentemente seria possível medir-se a recuperação elástica da altura da impressão, utilizando-se a pequena profundidade de foco das objetivas de grandes aumentos. A não ser, porém, com a suposição de pequena recuperação elástica da diagonal e para grandes incisões, as diferenças de altura recuperada e não recuperada são da ordem de grandeza da incerteza na medida.

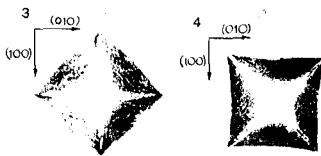
Medidas da altura da pirâmide da impressão podem ser feitas utilizando-se interferômetros¹⁸.

Sumário

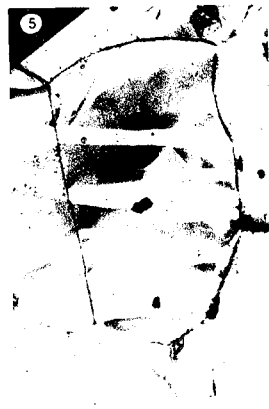
A medida das diagonais é afetada pela recuperação elástica do material.



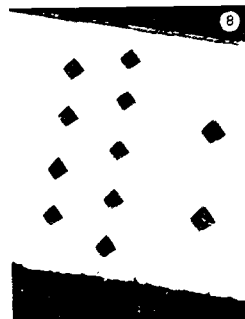
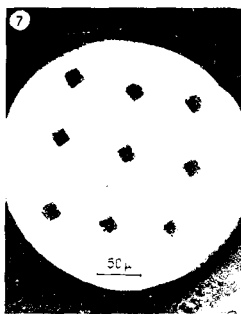
1-2. Impressões Vickers em KCl. Iluminação por transparência, sem e com filtro polarizador, P = 50 g.



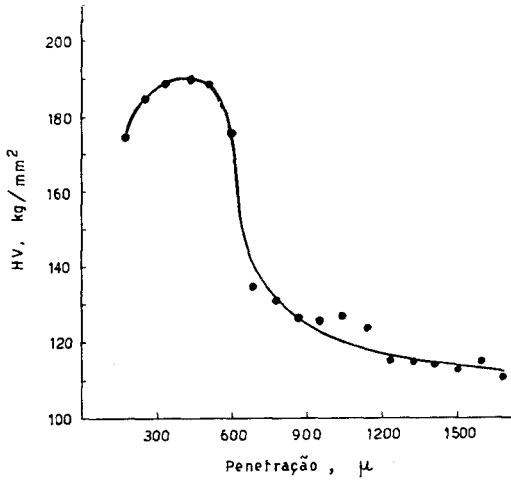
3-4. Influência da orientação sobre impressões Vickers em monocristal de KCl (200 X, orig.).



5. Grão de Zn fortemente deformado por impressão Vickers; P ~ 30 kg, 200 X (ampliação 3 X).



Impressões Vickers em 6. Bola de esferográfica, 7-8 Conda de aço de violão. P = 200 g e 300 g.



9.- Variação da microdureza com a penetração, em camada cementada de aço carbono, $P = 300$ g.

10. Impressões Vickers em revestimento de carbono pirolítico em réplica do combustível do reator Dragon : a) sem recobrimento ; b) impressão após recobrimento com tinta comum. Elevação do material junto à impressão. $P = 200$ g.



11. Estrutura de transformação ($HV = 640$ kg/mm²), perlita ($HV = 240$ kg/mm²). Aço com 0,45 % C. 500 X.

12. Impressões Vickers em aço carbono : perlita, $HV = 300$ kg/mm²; ferrita, $HV = 170$ kg/mm². 500 X.

2.7 - Distância entre impressões

Tem sido observado que o material vizinho à impressão se deforma plásticamente, quando o penetrador é premido sobre a superfície. Isto produz um encruamento que pode estender-se a regiões distantes da ordem de quatro vezes a diagonal da impressão a partir do centro. Posteriores medidas da microdureza dentro dessa região apresentarão resultados falseados pela incisão anterior.

A British Standards Institution⁴⁷ recomenda que as incisões feitas por pirâmides em materiais policristalinos devem estar separados no mínimo por 2,5 vezes a diagonal da impressão. A mesma recomendação está no projeto de norma brasileira P-MB-359.

MOTT¹⁰, com base no trabalho de vários investigadores, recomenda como boa regra de trabalho o espaçamento de oito diagonais, quando possível; de qualquer modo, o espaçamento não deve ser jamais inferior a duas vezes a diagonal.

A influência de uma incisão em monocristal de magnésio estende-se a quatro vezes a diagonal da impressão na direção normal ao eixo c e a dez vezes na direção paralela ao eixo c , conforme verificaram PARTRIDGE e ROBERTS³¹, trabalhando com penetrador Knoop. O efeito da anisotropia é porém bem maior que o da interação das impres --

sões.

As deformações produzidas por incisões Vickers em cristal de cloreto de potássio são visíveis por meio de luz transmitida através de filtro polarizador (fotos 1 e 2). As regiões mais claras na direção de uma das diagonais e as regiões mais escuras na direção da outra diagonal são uma visualização das deformações produzidas pelas incisões. A técnica empregada por THIBAUT e NYQUIST, referida por ... MOTT¹⁰, utilizando polarizadores cruzados, possibilita melhor meio de estudo dessas deformações, uma vez que o grau de deformação será indicado tão somente pela intensidade da luz transmitida.

A aplicação de uma pirâmide Vickers, sob carga de cerca de 30 kg, provocou violentas deformações num corpo de prova de zinco policristalino. Um grão de zinco, situado a baixo da incisão, apresentou o aspecto da fotografia 3. O zinco havia sido previamente lixado, polido com alumina, recozido a 150°C durante uma hora, seguido de polimento e ataque químico. Usou-se o arranjo indicado na fig. 28, onde dois corpos de prova foram justapostos e pressionados por um parafuso, fazendo-se a impressão Vickers (30kg), com o eixo da pirâmide paralelo à superfície de contato. A foto 5 foi feita nesse plano de contato.

Corpos de prova de alumínio, arranjados do mesmo modo da fig. 28, foram examinados a fim de determinar-se

o encruamento provocado pelo penetrador Vickers (carga de cerca de 30kg), segundo o plano do eixo da pirâmide.

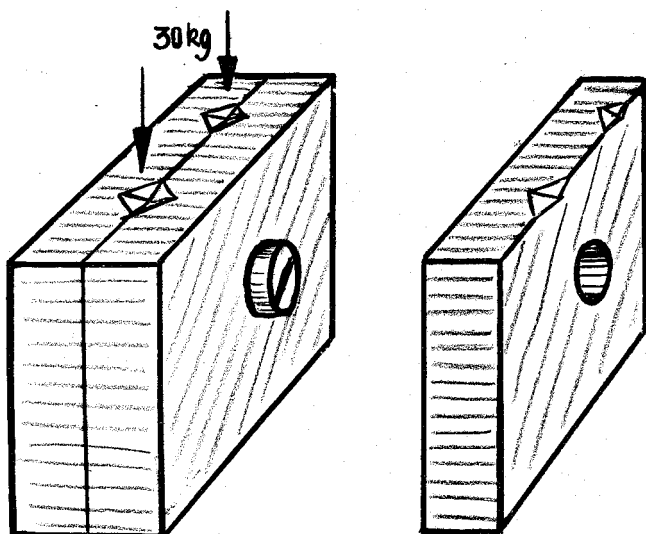


Fig. 28 - Arranjo de corpos de prova para exame de deformações provocados por penetrador Vickers.

A fig. 29 dá a distribuição da microdureza na região vizinha de duas impressões Vickers, distanciadas de cerca de 2,5mm. A microdureza foi determinada com carga de 25g, tempo de 15s de permanência do penetrador.

As irregularidades da distribuição da microdureza podem ser atribuídas à dificuldade de obtenção de duas macro-incisões absolutamente idênticas. Vê-se que o encruamento atingiu a uma profundidade de 5 vezes a pro -

fundidade da impressão, mas este é apenas um resultado preliminar.

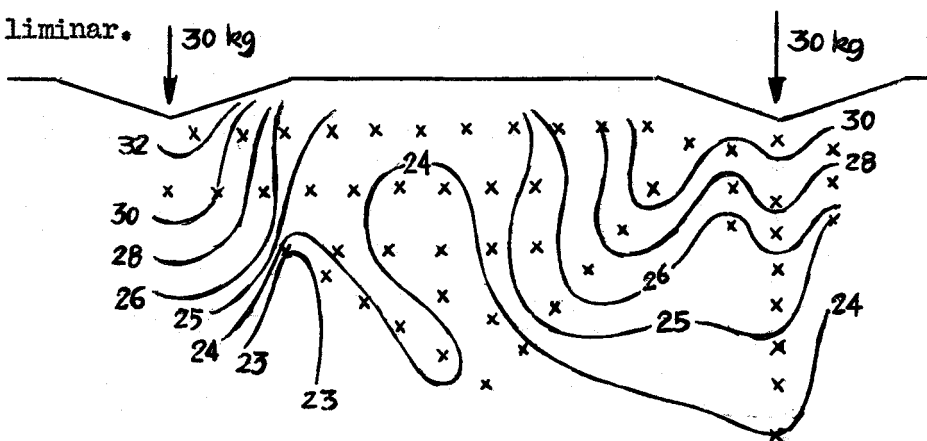


Fig. 29 - Distribuição da microdureza Vickers ($P = 25g$) na vizinhança de duas incisões Vickers (carga de 30 kg) no alumínio, segundo o plano paralelo ao eixo do penetrador.

Os materiais se deformam na vizinhança da impressão, havendo elevações ou depressões na borda da impressão.

Os trabalhos de TOLANSKY e colaboradores^{48,49,50} mostraram que o material se eleva desde o interior da incisão, com o máximo de deformação ao longo das mediatrizes - das arestas e o mínimo ao longo das diagonais.

BOYARSKAYA et alii³² mostraram haver em cristal de NaCl elevações junto à borda, que são responsáveis pela forma côncava ou convexa que assume a impressão (veja-se a fo

to nº 1) e têm influência sôbre a medida da microdureza. A correção dêsses efeitos fêz elevar o valor da microdureza do NaCl de 18 kg/mm² pelos meios usuais de ensaio, para 20 kg/mm² (carga de 50 g).

BERGSMAN (apud MOTT¹⁰) retirou cuidadosamente as elevações da borda por polimento e mediu as diagonais. Depois reintroduziu o penetrador, com a mesma carga usada. O aumento da diagonal foi de apenas 1,3%, demonstrando -se dêste modo que as elevações da borda da incisão não supor tam parte apreciável do esforço aplicado.

S u m á r i o

A recomendação usual é de que as impressões em materiais policristalinos devem distar no mínimo de 2,5 vezes a diagonal da impressão. Em monocristais, pode ser recomendável maior espaçamento.

2.8 - Variação com a carga

Tem sido referido na literatura que a microdureza varia conforme a carga aplicada. Produzindo a pirâmide Vickers impressões sempre semelhantes, não era de se esperar tal fato.

A variação da dureza com a carga é inerente ao ensaio Brinell, porquanto o ângulo das tangentes à calota da impressão é variável com a penetração e portanto dependente da carga.

Meyer (1908) mostrou existir uma relação empírica entre a carga P e o diâmetro da calota da impressão:

$$P = ad^n \quad (2.16)$$

em que a e n são constantes. A expressão acima é conhecida como lei de Meyer.

Tomando-se os logaritmos de ambos os membros de (2,16), vem

$$\log P = \log a + n \log d \quad (2.17)$$

Levantando-se, em papel log-log, um gráfico de P versus d , obtém-se uma linha reta, cujo parâmetro na origem é função de a e cuja inclinação é o coeficiente n .

O parâmetro n tem significado especial, de acordo com Meyer: n é uma medida da capacidade de o material encruar, sendo praticamente independente do diâmetro da es

fera. Para materiais na condição de recozimento, n é da ordem de 2,5 - 3,0 e aproxima-se de 2,0 para materiais en-
cruados. A constante a é numéricamente o valor da carga
 P que produz um diâmetro unitário da impressão.

Outro modo de se exprimir a dependência da dureza com a carga é

$$H = k P^{\nu} \quad (2.18)$$

onde k e ν são constantes. Também

$$\log H = \log k + \nu \log P \quad (2.19)$$

As impressões produzidas por cones e pirâmides - são geomêtricamente semelhantes, de modo que as macrodurezas Vickers e Knoop independem da carga. Tem-se, assim a lei de Kick

$$P = ad^2 \quad (2.20)$$

ou

$$H = kd^{-2} \quad (2.21)$$

As experiências confirmam esta característica das incisões feitas por pirâmides e cones, com cargas da ordem de quilogramas.

Tratando-se, porém, de pequenas cargas, tem-se verificado que a dureza depende da carga utilizada e é este um dos temas mais controvertidos dos ensaios de microdureza.

TAYLOR⁵¹ não encontrou variação da microdureza -

Vickers de aço inoxidável e bronze fosforoso, polidos mecânicamente, na faixa de 25 a 1000g.

Estudando a variação da microdureza com cargas de 25 a 200g em aço doce, cobre e latão ($\alpha + \beta$) recozidos e trabalhados a frio, ROSTOKER⁵² achou microdureza crescente com o aumento da carga. Os valores para o cobre em várias condições de trabalho a frio são representadas na fig. 30.

Resultados semelhantes foram achados para alumínio e aço carbono.

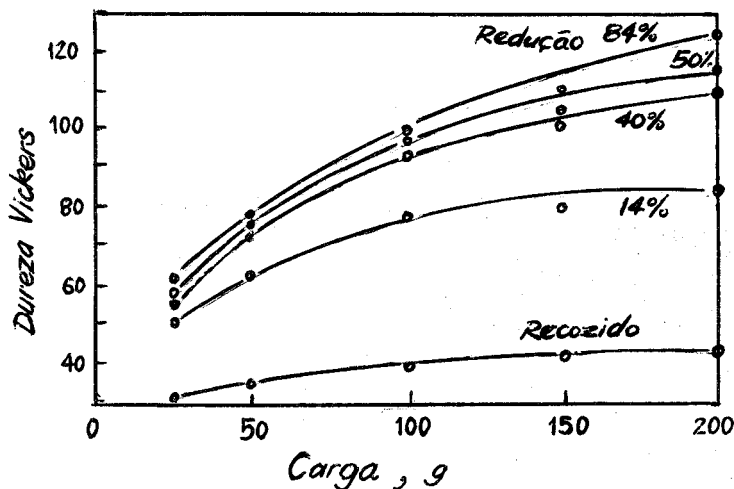


Fig. 30 - Efeito da carga aplicada na dureza Vickers para o cobre, em vários estágios de trabalho a frio (ROSTOKER⁵²).

Os valores do índice ν crescem com o trabalho a frio (fig. 31).

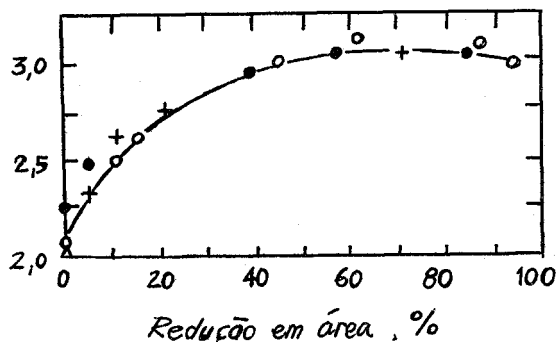


Fig. 31 - Relação entre ν e a redução em área.

A maioria dos trabalhos referidos na literatura mostra um decréscimo da microdureza aparente com o aumento da carga. Tal foi verificado, p.ex., por Knoop em aço, cobre e vidro

($P = 0,1$ a $4,0$ kg). O efeito é mais acentuado no ensaio Knoop que no Vickers, conforme achou TATE (apud MOTT¹⁰) ao ensaiar aço inoxidável e vidro ($P \leq 200$ g).

Experiência.

Mediu-se a microdureza de alumínio recozido e aço temperado, preparados nas condições descritas anteriormente. Os resultados encontram-se na tabela V.

A fig. 32 mostra a variação com a carga. Acharam-se pelo método dos mínimos quadrados, os valores das constantes.

	a	n	k	ν
- para o alumínio	0,026	2,2	30	0,047
- para o aço temperado	0,33	2,0	738	0,034

BOYARSKAYA e outros³² assinalam a grande dispersão dos resultados para monocristais de NaCl, encon-

trados por vários autores russos. Alguns acharam um pico com valor máximo da microdureza em pequenas cargas, enquanto outros não acharam variação sensível da microdureza com a carga. As experiências confirmam variação do primeiro tipo, explicada e corrigida em termos da elevação e abaixamento das bordas da impressão (fig. 33).

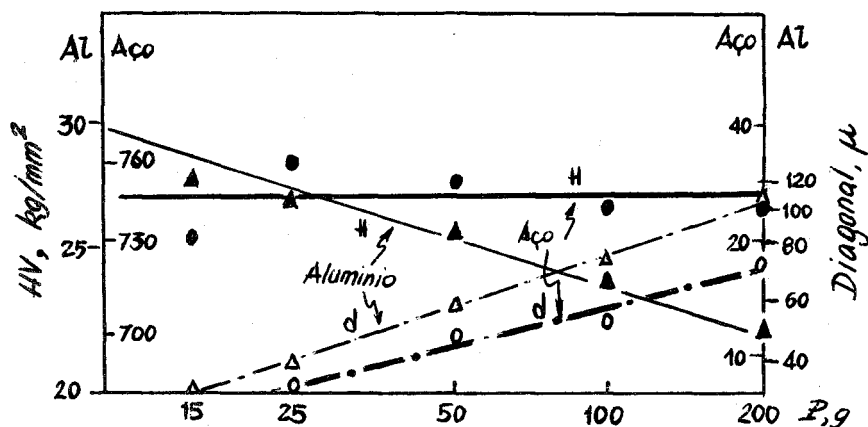


Fig. 32 - Variação da microdureza com a carga (linha cheia); variação das diagonais com a carga (linha interrompida) em aço e alumínio.

Experiência

Experiência realizada, por meio de aparelho Leitz Durimet, em monocristal de KCl apresenta decréscimo da microdureza Vickers com a carga (tabela VI). Os valores lançados são médias de dez medidas.

Pelo método dos mínimos quadrados, os coeficientes encontrados foram:

TABELA V - Variação da microdureza Vickers com a carga, para aço temperado e alumínio recozido

P, g	ALUMÍNIO		AÇO TEMPERADO	
	d (μ)	HV (kg/mm^2)	d (μ)	HV (kg/mm^2)
15	31,7	27,7 \pm 1,2
25	41,4	27,0 \pm 0,6	8,2	726 \pm 58
50	60,2	25,6 \pm 0,3	11,1	753 \pm 40
100	88,8	23,6 \pm 0,5	15,4	747 \pm 26
200	129,8	21,9 \pm 0,2	22,3	734 \pm 21
300	27,5	735 \pm 23

$$n = 1,90, \quad a = 0,0094$$

$$V = -0,078, \quad k = 15,4$$

TABELA VI - Microdureza de monocristal de KCl, em diversas cargas, medida em aparelho Leitz Durimet.

P(g)	HV (kg/mm ²)
15	12,2 ± 0,5
25	11,5 ± 0,4
50	11,2 ± 0,3
100	10,7 ± 0,2
200	10,52 ± 0,08

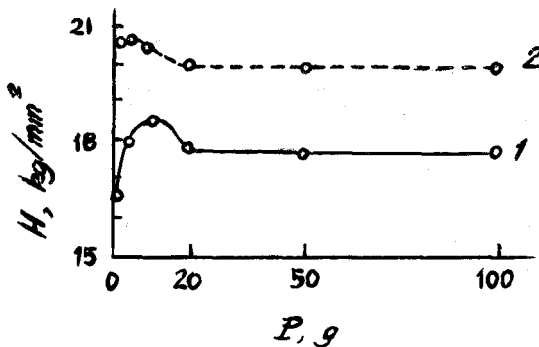


Fig. 33 - Microdureza H vs carga P determinada do modo usual (curva 1) e deduzida com a consideração do efeito de borda (curva 2) (BOYARSKAYA et alii³²).

A fim de pesquisar um possível valor máximo da microdureza do KCl em cargas menores que 15g, do modo que fôra achado por BOYARSKAYA et alii³² para o NaCl (curva 1 da fig. 33), diversos cristais de KCl foram ensaiados em aparelho Wolpert Mikro-Testor, na faixa de 10 a 100g. Os resultados constituem tabela VII, sendo cada número a média de dez medidas.

TABELA VII - Microdureza de monocristais de KCl, em diversas cargas, medida em aparelho Wolpert-Testor.

P(g)	HV (kg/mm ²)
10	6,8 ± 1,3
20	9,10 ± 0,20
50	10,64 ± 0,31
100	10,47 ± 0,19

A comparação entre os resultados obtidos com um e outro aparelhos mostra curvas de aspecto divergente (figura 34).

De modo de preparação dos cristais não foi o mesmo: os cristais utilizados nos ensaios com o aparelho Leitz Durimet foram clivados segundo o plano (100) e utilizados sem polimento. O modo de aplicação da carga no Wol-

pert (de baixo para cima) obrigou à utilização de um embutimento de acrílico polimerizável Simplex, a fim de não fraturar o cristal. Em seguida, fêz-se polimento com água.

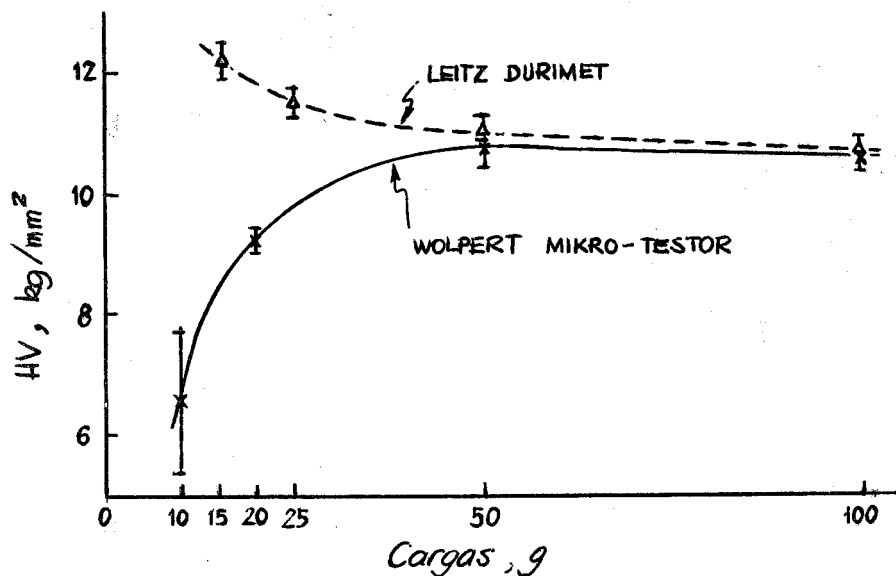


Fig 34 - Microdureza Vickers de monocristais de KCl, determinada sob diversas cargas em aparelhos Leitz Durimet e Wolpert Mikro-Testor.

A diferença de tratamentos pode ser responsável pelos comportamentos diversos, mas as experiências continuam em curso, visando à determinação dos parâmetros que condicionam a obtenção de curvas com as da fig. 34.

BROWN e INESON¹⁷ mostraram que os valores da microdureza variam com a carga, com o aparelho utilizado e

há também diferenças entre dois observadores empregando o mesmo instrumento. Foram encontrados diferentes índices logarítmicos em laboratórios diversos, para corpos de prova nas mesmas condições (em um destes, n variou de 1,88 a 2,52).

S u m á r i o

Um dos pontos mais controvertidos dos ensaios de microdureza é a sua variação com a carga. Para alguns autores, a microdureza cresce com a carga crescente; para outros decresce, e ainda para outros, a microdureza independe da carga.

O índice logarítmico relaciona-se com a capacidade de o material encruar.

2.9 - Diferenças de observadores

Na medida do comprimento das diagonais entram em conta fatores psicofisiológicos que podem levar a resultados diferentes, quando dois observadores testam o mesmo material usando o mesmo aparelho.

MOTT¹⁰ descreve as experiências de SHILLING (1953) com seis observadores determinando a macrodureza Vickers de cinco corpos de prova de materiais diversos (HV de 81 a 289 kg/mm²), testados em quatro condições diferentes de polimento. As cargas foram de 10 a 20kg, mas os resultados mostram como as medidas da dureza dependem do observador, dado o sistema de estimação das diagonais da impressão. A média de todos os resultados foi tomada como valor verdadeiro. Os histogramas obtidos para cada observador - (valores da dureza vs frequência) mostraram que tanto o valor médio, como os desvios variam grandemente. Alguns observadores têm tendência para tomar diagonais por valores mais baixos e os histogramas de outros não são simétricos em relação ao respectivo valor médio da dureza.

O número de medidas é freqüentemente tomado como dez. Deve-se sempre, conforme se viu em 2.4, medir as duas diagonais da impressão. Em alguns casos de grande discrepância das medidas, é necessário tomar um número maior de impressões. Assim, ABLOVA³⁰, estudando a anisotro -

pia da microdureza no germânio, tomou médias de cem impressões.

O número de determinações será condicionado pela precisão da média ou do desvio padrão. Se as medidas puderem considerar-se uma amostra de uma distribuição normal, a precisão cresce lentamente com o número de medidas, pois neste caso, a precisão varia com o inverso da raiz quadrada do número de medidas (veja-se, por exemplo, BAIRD⁵³). Assim, para um aumento razoável da precisão na determinação da microdureza seria necessário aumentar enormemente o número de medidas.

S u m á r i o

Fatores pessoais influem na estimacão do comprimento das diagonais da impressão.

A precisão da medida cresce lentamente com o número de ensaios, usualmente tomado como dez.

3. APLICAÇÕES EM METAIS E LIGAS

3.0 - Introdução

Os ensaios de dureza tiram sua importância da simplicidade com que são executados e do fato de que essa propriedade se relaciona com propriedades úteis dos materiais. Embora sejam ^{eles} difíceis de interpretar do ponto de vista físico, essas duas características dos ensaios de dureza são suficientes para justificar seu largo emprego industrial. Em particular, o ensaio de microdureza possibilita, graças à pequenez das impressões produzidas, a inspeção de áreas diminutas, até as dimensões de grãos. Pode medir-se, deste modo, a dureza local de um material e seguir sua variação ponto por ponto. Por outro lado, o pequeno valor da carga utilizada nos testes tem tido grande valia na determinação de propriedades mecânicas de materiais muito frágeis.

Como instrumento de laboratório, o aparelho de microdureza permite ensaios em pequenos corpos de prova. Isso, aliado ao caráter não destrutivo do ensaio, apresenta especial interesse para o pesquisador.

3.1 - Superfícies de pequenas dimensões

Uma das utilizações mais atraentes do ensaio de microdureza é o exame de áreas muito pequenas.

A foto nº 6 mostra incisão Vickers numa bola de uma caneta esferográfica. A carga utilizada foi de 300g., sendo a dureza de cerca de 780 kg/mm^2 (sem correção da forma da esfera).

Fios de pequenos diâmetros podem ser testados por microdureza. Para se facilitar o polimento, deve-se montá-los em baquelite ou acrílico Simplex. A foto nº 7 mostra a seção transversal de uma corda de aço de violão, diâmetro de 0,3 mm, com impressões Vickers feitas com carga de 200g. A dureza média foi de 450 kg/mm^2 . A foto nº 8 mostra um corte longitudinal da mesma corda.

Lâminas de pequena espessura podem também ser testadas. A fim de que a dureza do material do suporte não influa nos resultados, BUCKLE¹⁵ recomenda que a espessura da lâmina não seja menor que dez vezes a profundidade da impressão. Como $h = d/7$, a espessura mínima é aproximadamente igual a duas vezes a diagonal da impressão.

A escala de profundidade na fig. 10, facilita uma estimativa da carga a ser utilizada.

O penetrador Knoop apresenta menores profundida-

des que o tipo Vickers, sendo mais indidado para essas aplicações.

S u m á r i o

O ensaio de microdureza permite a inspeção de áreas extremamente reduzidas e fios e lâminas de pequena espessura.

Resultados significativos em lâminas são obtidos quando a sua espessura é no mínimo cerca de duas vezes a diagonal da impressão.

3.2 - Fenômenos de superfície

Outro campo de aplicação em que o ensaio de microdureza tem sido utilizado vantajosamente é no estudo de fenômenos de superfície.

Os ensaios de microdureza permitem determinar a profundidade e as propriedades de camadas superficiais obtidas por tratamentos termoquímicos, como a cementação nos aços, deposição eletrolítica, deposição por vapor ou por evaporação.

O procedimento experimental é o de cortar-se o material transversalmente à superfície que sofreu o tratamento e examinar-se do tratamento. Desta maneira é possível controlar as qualidades do material obtidas por tratamentos em temperaturas e tempos diversos.

LYSAGHT (apud MOTT¹⁰) estudou detidamente os efeitos da cementação em aços, utilizando penetrador Knoop. A dureza máxima da zona cementada ocorre não na superfície, mas até cerca de 0,02cm. A forma alongada da impressão Knoop permite um número maior de medidas que o penetrador Vickers, tendo especial vantagem neste campo.

BUCKLE¹⁹, BERGSMAN³³, LYSAGHT⁵⁴ dão exemplos de aplicação dos ensaios de microdureza em processos de cementação e nitretação de aços.

A foto nº 9 mostra a variação da microdureza Vickers na região cementada de um aço carbono. Usou-se carga de 300g. A dureza máxima foi de 190 kg/mm^2 .

A foto nº 10 apresenta uma réplica de uma partícula do combustível do reator experimental Dragon. O combustível deste reator é constituído de partículas dos tipos de $(\text{U,Th})\text{C}_2$ e $(\text{U,Zr})\text{C}$, ambos com revestimento de carbono pirólítico para retenção dos produtos de fusão (CONDE⁵⁵). As partículas têm forma aproximadamente esféricas de 250- 420 microns, e o revestimento, de 100-130 microns. A determinação da microdureza do carbono é extremamente dificultada - pela grande recuperação elástica. Com tempos e cargas pequenas não se chega a perceber a incisão feita! Com tempos longos e cargas grandes é possível distinguir a forma da impressão; a recuperação elástica da altura da incisão chega porém, a ser total.

S u m á r i o

O ensaio de microdureza permite a inspeção de camadas superficiais da ordem de dezena de microns.

3.3 - Estudo de ligas

A técnica da microdureza constitui um importante complemento aos métodos usuais da metalografia na determinação dos constituintes das ligas metálicas, podendo ser utilizada no levantamento de diagramas de equilíbrio.

Já o trabalho de LIPS e SACK¹⁶, em 1936, apresentava exemplos de aplicação do ensaio de microdureza na metalografia de liga de alumínio-cobre e ferro fundido.

Dois fatores conflitantes devem ser considerados. De um lado, a microdureza apresenta bons resultados quantitativos pelo emprego de maiores cargas e, portanto, com incisões de maiores dimensões. Por outro lado, o tamanho do grão exige a utilização de cargas pequenas. Às vezes, para a identificação de um constituinte basta uma indicação da ordem de grandeza em comparação com a microdureza de constituintes vizinhos. A utilização de cargas diferentes, ressalvado o que se discutiu no item 2.8, pode ser justificada na identificação dos constituintes de uma liga.

A fotografia nº 11 mostra impressões feitas em aço (0,42%C, 1,55%Mn, P < 0,060%, S < 0,050%, Si ~ 0,030%) onde foi possível confirmar uma estrutura mista de transformação acicular em região fortemente segregada (HV = 640 †

$\pm 50 \text{ kg/mm}^2$, carga de 300g), junto à perlita ($H = 240 \pm$
 $\pm 12 \text{ kg/mm}^2$, carga de 50g).

O ataque metalográfico dificulta a medição das diagonais, cujas extremidades ficam mal determinadas. Quando não fôr possível evitá-lo para a determinação da área a ser inspecionada por microdureza, deve-se fazer com que o ataque seja o mais suave possível.

A foto nº 12 mostra impressões na perlita ($H = 300 \text{ kg/mm}^2$) e na ferrita ($H = 170 \text{ kg/mm}^2$) de um aço 0,4% carbono. As cargas foram de 100 g.

A literatura refere inúmeros exemplos de utilização da microdureza como técnica auxiliar para identificação de fases (ver MOTT¹⁰, GIRSCHIG³⁹, BERGSMAN²⁶, BÜCKLE¹⁶, LYSAGHT⁵⁵).

KATZ e BERGER⁵⁶ usaram o teste de microdureza paralelamente à difração de raios X e metalografia para identificar cinco fases no sistema zircônio - háfnio - hidrogênio.

BÜCKLE¹⁹ assinala não ser sempre possível conseguir-se um ataque capaz de distinguir uma fase desconhecida. O ensaio de microdureza resulta particularmente útil nesses casos.

No sistema zircônio-nióbio, a fase omega não pôde ser revelada pelas técnicas metalográficas convencionais.

nais. O ensaio de microdureza foi então utilizado com êxito por COMETTO, HOUZE e HEHEMANN⁵⁷.

COLE e O'NEILL⁵⁸ ressaltam a vantagem da microdureza sôbre a difração de raios X no que toca à rapidez de execução, ao estudarem latões de 15 a 88% de cobre, preparados por eletrodeposição. As fases metaestáveis encontradas são imediatamente determinadas com segurança por meio de impressões sob cargas de 54,5g, enquanto a difração de raios X exige raspagem do depósito, operação que pode influir no estado da estrutura.

A solubilidade do lítio no alumínio foi determinada por COSTAS e MARSHALL⁵⁹ utilizando dois métodos independentes de medidas de resistividade elétrica e microdureza (carga de 50g). A microdureza foi determinada em temperatura ambiente, enquanto as medidas da resistividade e efetuaram-se a temperaturas de 200°C a 600°C. Não obstante, os resultados foram concordantes.

DUBININ⁶⁰, levantando a curva de solubilidade do cromo no ferro, a 1 200°C, encontrou com auxílio da microdureza uma zona de separação entre as fases gama e alfa, com dureza ($HV \sim 350 - 450 \text{ kg/mm}^2$) muito maior que as daquelas fases ($HV \sim 150 \text{ kg/mm}^2$). Análise estrutural por raios X confirmou a existência de duas fases α' e α'' na aquela zona.

S u m á r i o

O ensaio de microdureza pode servir como com
plemento às técnicas metalográficas na identi-
ficação de constituintes e levantamento de diagra-
mas de equilíbrio.

3.4 - Difusão em sólidos

Inúmeros processos de interêsse metalúrgico são controlados por difusão, tais como fluência, precipitação, recristalização, sinterização, etc. Em reatores nucleares são importantes a difusão de produtos de fissão e a reação entre o combustível e seu revestimento, também controlada por difusão.

Quando átomos se difundem em um sólido, a variação de sua concentração com o tempo segue a lei de Fick - (ver LE CLAIRE⁶¹, JOST⁶²)

$$\frac{\partial c}{\partial t} = D \nabla^2 c \quad (3.1)$$

em que c é a concentração, t é o tempo e D , o coeficiente de difusão. D tem dimensão de $L^2 T^{-1}$ e é tabelado em $\text{cm}^2 \text{s}^{-1}$.

A equação (3.1) dá a acumulação de matéria em determinado ponto do sólido em função do tempo. A solução de (3.1) fica na dependência do tipo de simetria em cada caso experimental (cilíndrica, planar, esférica) que dará a forma do laplaciano a ser utilizado.

Num caso mais geral, D não é independente da concentração e em lugar de (3.1) escreve-se

$$\frac{\partial c}{\partial t} = \frac{\partial}{\partial x} \left[D \frac{\partial c}{\partial x} \right] + \frac{\partial}{\partial y} \left[D \frac{\partial c}{\partial y} \right] + \frac{\partial}{\partial z} \left[D \frac{\partial c}{\partial z} \right] \quad (3.2)$$

O coeficiente de difusão D depende da temperatura, conforme a lei de Arrhenius

$$D = D_0 \exp (- Q/RT) \quad (3.3)$$

onde R é a constante dos gases ($\approx 2 \text{ cal/mol}^\circ\text{K}$), T , temperatura absoluta ($^\circ\text{K}$), Q , energia de ativação (kcal/mol) e D_0 , constante de mesmas dimensões que $D(\text{cm}^2/\text{s})$.

O problema experimental da difusão consiste na determinação do coeficiente de difusão D ou, mais precisamente, na determinação de Q e D_0 , parâmetros de que ele depende. Para isto levantam-se curvas de concentração, c , versus penetração (coordenadas de posição), para tempos e temperaturas como parâmetros. Nos casos mais simples em que há simetria, as curvas serão de c vs x (distância de cada ponto à superfície inicial) ou c vs r . Essas curvas podem ser levantadas de vários modos (ADDA⁶³):

i) seccionamento do corpo de prova por um tórno de precisão, paralelamente à interface. Segue-se análise das aparas, por qualquer método;

ii) abrasão das zonas de difusão por meio de dispositivos especiais;

iii) análise pontuais por meio de micro-analisador de sonda eletrônica de Castaing;

iv) auto-radiografia;

v) ensaios de microdureza;

vi) estudos micrográficos.

O ensaio de microdureza, ainda uma vez, apresenta grande vantagem da comodidade e rapidez, sem grande prejuízo da precisão.

A sua aplicação nestes estudos fundamenta-se no endurecimento da matriz sólida quando nela se difundem átomos do soluto. É condição conveniente que o endurecimento por solução seja suficientemente grande, a fim de se poderem bem detetar as variações de concentração pela microdureza.

Para um determinado par de elementos, a cada concentração corresponde certo valor da dureza. Pode-se fazer uma série de padrões de concentrações pré-fixadas e cujas durezas são determinadas. Dêste modo, às medidas de dureza tomadas no corpo de prova de difusão correspondem valores certos das concentrações. Foi êste o método utilizado por BÜCKLE e DESCAMPS^{64,65} no estudo da difusão de alumínio/alumínio-berílio.

Também COSTAS⁶⁶ estudou a difusão lítio-alumínio

por meio de microdureza.

O emprêgo de micro-sonda Castaing permite rigorosa determinação da curva de calibração de microdureza versus concentração, eis que as medidas de concentração com aquêlê aparelho são rápidas e precisas (ver LEMAITRE e THEISEN⁶⁷). Entretanto, é pouco sensível a gradientes de concentração pouco elevados, tornando-se praticamente inútil nas ligas muito diluídas (ADDA, PHILIBERT e Mme. FARAGGI⁶⁸).

Os ensaios de microdureza foram utilizados por ADDA, PHILIBERT e colaboradores^{68,69,70} nos estudos de vários sistemas com urânio. A precisão encontrada foi de 3,5% no caso de urânio-zircônio, precisão que não é grande, mas compensada pela comodidade dos ensaios, muito mais simples e menos dispendiosos que o de micro-sonda, que deu os valores padrões. No caso de urânio-molibdênio, a variação da microdureza com a penetração foi de 170 a 490 kg/mm², com uma precisão de 2 a 3%.

A confecção de corpos de prova para difusão é extremamente delicada. A formação do par de difusão pode ser feita por vários processos: evaporação de um metal sobre outro, deposição por vapor (decomposição ou redução de halogeneto), deposição eletrolítica justaposição mecânica dos metais ou ligas. Os resultados obtidos por um e outro método são freqüentemente discordantes.

A justaposição de dois metais, seguida de laminação, tem a vantagem de, na laminação, romper-se a camada do óxido que não tenha sido eliminado na decapagem da superfície, o que possibilita melhor contato entre os dois metais.

Alguns sistemas são porém dependentes da pressão de contato, como relatam LE CLAIRE e BEAR⁷¹ e STORCH - HEIM, ZAMBROV e HAUSNER⁷², quanto à difusão alumínio-urânio e alumínio-níquel.

A reprodutibilidade dos corpos de prova é difícil e numa mesma amostra há zonas de difusão de aparência regular, ao lado de outras em que a difusão é visivelmente irregular (BROSSA et alii⁷³).

A fim de se obter na região de regularidade de difusão o maior número de pontos, os ensaios de microdureza deveriam ser realizados com menores cargas, o que possibilitaria melhor traçado da curva de concentração versus distâncias. Entretanto, às medidas com menores cargas corresponde maior flutuação, conforme se viu no item 2.2.1. A preparação da superfície também é mais delicada do que para ensaios com cargas maiores. O polimento eletrolítico ou químico é dificultado pela presença de dois metais, com comportamentos químicos ou eletroquímicos diferentes e em concentrações variáveis. Assim um compromisso deve ser feito entre

- maiores cargas, menor número de pontos, maior precisão por ponto e preparação mais fácil da superfície, e
- menores cargas, maior número de pontos, menor precisão por ponto e preparação mais cuidadosa da superfície.

Em estudo sistemático, comparativo entre os ensaios Vickers e Knoop, LEVY e colaboradores¹⁴ mostram que as melhores condições para determinação da difusão nos sistemas urânio-cobre e urânio-níquel, por meio de micro dureza são as seguintes:

- para grandes zonas de difusão (espessuras maiores que 500 microns): utilização de penetrador Vickers, com cargas de 100 a 200g;
- zonas médias (espessuras entre 70 e 500 microns); penetrador Vickers com menores cargas;
- zonas estreitas de difusão (espessuras menores que 70 microns): penetrador Knoop com carga de 10 a 30g.

O critério adotado foi o de comparação entre erros médios absolutos, desvios médios quadráticos e os coeficientes de variação obtidos para os ensaios Vickers e Knoop.

Experiência: Difusão Zinco - S.A.P.

A difusão zinco-S.A.P. foi estudada em corpo de prova constituído de um cilindro de S.A.P. (sintered aluminium powder) com 6,5 mm de diâmetro envólto por lâminas de zinco, colocados em tubo de aço inoxidável, de diâmetro externo 16mm, soldado no vácuo. As superfícies do zinco e do SAP foram previamente limpas e decapadas. O conjunto foi laminado até que seu diâmetro externo foi reduzido a 12,5mm. Os corpos de prova obtidos foram colocados em ampolas de pirex, previamente evacuadas e sofreram tratamentos térmicos em temperaturas e tempos diversos⁷⁴.

Um dos corpos de prova, aquecido a 350°C durante 62 horas, foi resfriado rapidamente, e depois analisado por microsonda Castaing e a sua microdureza determinada. O resultado são curvas de concentração vs. penetração e microdureza vs. penetração, que permitem relacionar concentração e microdureza, o que servirá de base para os estudos posteriores de difusão em outras condições de tratamento. (Fig. 35).

Inúmeros ensaios prévios foram realizados a fim de determinar as melhores condições de preparação da superfície e escolha da carga. Vários banhos químicos e eletrolíticos foram ensaiados, com os resultados da tabela VIII.

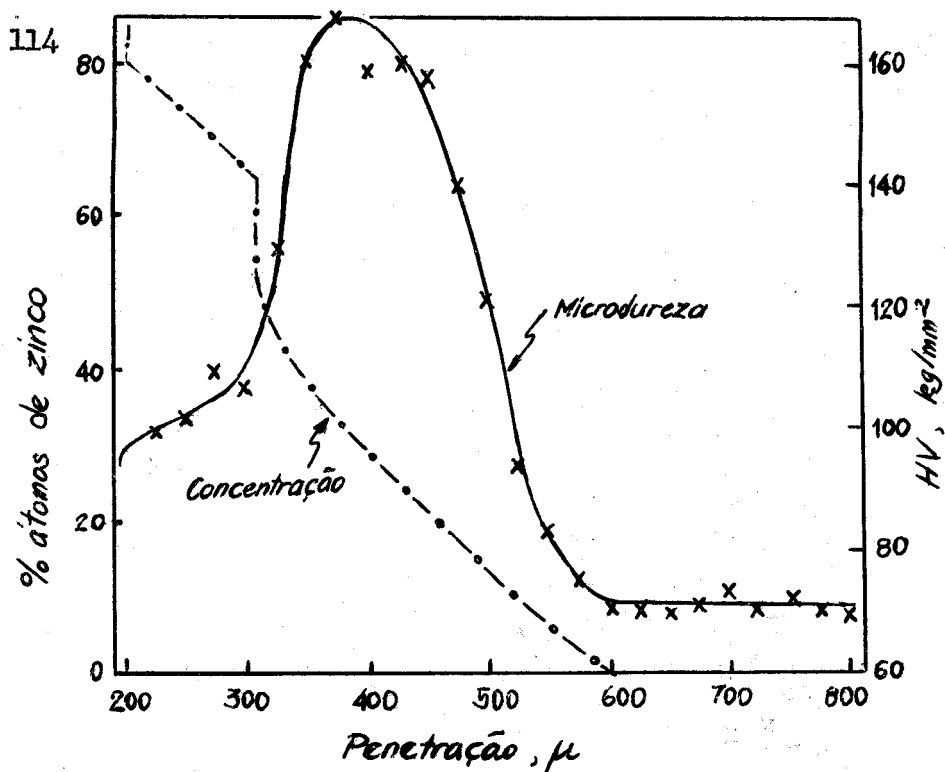


Fig. 35 - Variação da concentração e microdureza com a penetração do zinco em S.A.P.

Os melhores resultados conseguiram-se por polimento com alumina, seguido de recozimento a 110°C , durante uma hora, no vácuo. Os polimentos químico e eletrolítico resultaram em flutuação maior que o mecânico (tabela IX).

TABELA VIII - Polimento químico e eletrolítico para determinação de microdureza em par zinco-S.A.P.

Nº	BANHO	TIPO	A/dm ²	V	RESULTADOS
1	HNO ₃ (1 parte) álcool metílico	Eletrolítico	30 - 90	5 - 10	Não se conseguiu polimento
2	Acetato de sódio Anidrido Crômico	Eletrolítico	...	5 - 50	Não se conseguiu polimento
3	HNO ₃ , 75ml água, 25ml	Químico	-	-	Polimento irregular
4	H ₂ SO ₄ , 25ml H ₃ PO ₄ , 70ml HNO ₃ , 5ml	Químico 85°C	-	-	O S.A.P. é polido; ataca o ZN em polir
5	H ₃ PO ₄ , 700 ml HNO ₃ , 30 ml ac. acético, 120ml água, 150 ml	Químico 100 - 120°C	-	-	Resultados variáveis com tempo e temperatura

TABELA IX - Polimento para determinação de microdureza em difusão Zn-SAP.

POLIMENTO	ASPECTO	HV (SAP) kg/mm ²	v% = 100 σ /H
Banho 5 (tab. VIII)			
50°C, 10 min.	regular	74 ± 6	8,1%
70°C, 10 min.	mau	71 ± 7	9,8
90°C, 2 min.	pior	69 ± 5	7,2
90°C, 5 min.	melhor	71 ± 4	5,6
90°C, 10 min.	regular	sup. ondulada	
Pasta de diamante	regular	80 ± 9	11,2
Alumina, recozido a 110°C	bom	73 ± 3	4,1

Sumário

Desde que se conheça a sua variação com a concentração, a microdureza é uma técnica rápida, simples, econômica e de razoável precisão para o estudo da difusão em sólidos.

4. DANO PELA RADIAÇÃO

Os sólidos comportam-se diferentemente sob ação das radiações, conforme o tipo predominante de ligações interatômicas. As variações das propriedades dos metais e ligas só são em geral importantes para altas doses de irradiação com partículas pesadas, como neutrons e produtos de fissão. Os compostos moleculares experimentam fortes mudanças mesmo sob radiação de pequena energia, como raios X. Os compostos iônicos sofrem modificações de suas propriedades óticas, elétricas e mecânicas após irradiação.

O estudo dos danos provocados pela radiações tem duplo interesse: de um lado possibilita melhor conhecimento dos defeitos que existem normalmente nos cristais e materiais policristalinos, e que podem ser produzidos artificialmente por irradiação. De outro lado, com o interesse crescente pela energia nuclear, a melhoria das propriedades físicas e mecânicas dos materiais de reatores nucleares só pode conseguir-se com o estudo de seu comportamento nas condições de operação do reator, ou seja, sob fortes irradiações.

O emprêgo de maiores temperaturas que possibili-

tam maior rendimento térmico dos reatores tem levado ao interesse pelos materiais cerâmicos, em razão de seus pontos de fusão mais elevados, menores taxas de corrosão, etc. Inúmeros estudos básicos vêm sendo feitos em halogenetos alcalinos e alguns outros compostos iônicos simples, os quais, ainda que não sejam materiais de reatores, tem grande interesse em virtude da facilidade maior de compreensão dos fenômenos.

A variação das propriedades mecânicas com a irradiação pode ser vantajosamente estudada por meio de ensaios de microdureza. Utilizando corpos de prova de pequenas dimensões, estes ensaios têm, além das vantagens de simplicidade, rapidez, comodidade, a de reduzir a radiação a que expõe o observador.

As radiações provocam aumento da dureza dos materiais e o efeito é maior em temperaturas mais baixas. O endurecimento de metais em temperaturas elevadas é parcialmente curado pela própria vibração da rede, que recupera parte dos defeitos criados. Assim, MAKIN e MANTHORPE⁷⁵ mostraram que 10% do endurecimento do cobre irradiado por neutrons a -195°C é recuperado por recozimento na faixa de 0 a 20°C . O endurecimento do cobre por partículas alfa é complicado pela formação de átomos de hélio no final da trajetória das partículas, conforme verificaram GHOSH, BEEVERS e BARNES⁷⁶, utilizando ensaios de microdureza, com carga de 5g.

Em reatores nucleares, o endurecimento é provocado pela ação global de vários tipos de partículas bombardeadas, mas o efeito mais importante é o de neutrons rápidos.

Nos cristais iônicos há uma estreita correlação entre o endurecimento e a mudança de coloração.

YIN-YUAN LI⁷⁷ notou sensível aumento na dureza Knoop (17 para 31 kg/mm²), com a formação de centros F em monocristais de cloreto de prata.

DAMM⁷⁸ sugere haver relação entre centros de cor e deslocamentos, a fim de explicar o aumento de 16% da microdureza de cristal de cloreto de potássio e de 4% no cloreto de potássio dopado com Sr⁺⁺, irradiados por gama.

A microdureza do KCl aumenta de 9 para 11 kg/mm², quando a concentração de centros F cresce de 10⁶ até 1,6 x 10⁷ centros por cm³, por irradiação com gama do Co-60 - (BHATTACHARYA et alii⁷⁹).

GORDON e NOWICK⁸⁰ mostraram que a coloração de um cristal de NaCl irradiado por gama e raios X ocorre por dois mecanismos: um do "tipo-rápido", que é a geração de centros de cor nas lacunas já existentes no cristal e outro do "tipo-lento", devido à geração de novos centros F em deslocamentos, sendo este último tipo o responsável pelo endurecimento do cristal.

O endurecimento não é produzido, ao que parece, diretamente pela criação de centros F, mas sim pela formação da molécula do halogênio que acompanha a formação do centro de cor e localiza-se em posições intersticiais (SIBLEY e SONDER⁸¹ e NADEAU^{82,83}).

A irradiação por neutrons provoca nos cristais iônicos fortes variações da microdureza. Os efeitos mais drásticos são os produzidos pelos neutrons rápidos.

BUDYLIN⁸⁴ achou sensível aumento da microdureza de cristais de NaCl, NaBr, KCl e KBr, com a dose total de neutrons recebida. Os resultados estão na fig. 36.

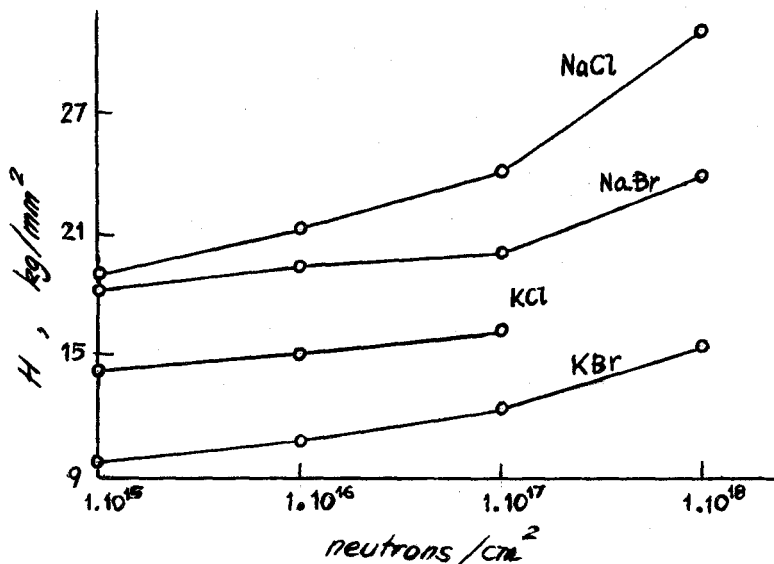


Fig. 36 - Dependência da microdureza de cristais iônicos com a dose recebida em reator nuclear (BUDYLIN⁸⁴)

Experiência

Monocristais de KCl foram irradiados no reator Triga, do Instituto de Pesquisas Radioativas, no suporte rotativo de amostras⁸⁵, durante tempos de 2 a 4 horas, com o reator à potência de 30 kw.

O fluxo de neutrons térmicos na posição de irradiação é de $1,7 \times 10^{11}$ neutrons/cm²s (CAMPOS E FERREIRA⁸⁶), sendo o fluxo de neutrons rápidos bastante inferior a este.

Após a irradiação, os cristais inicialmente transparentes apresentavam-se fortemente coloridas. Sabe-se que os neutrons criam grande número de centros de côr. Em experiências com LiF, KUBO e OZAWA⁸⁷ calcularam em 25 000, 10 000 - 29 500, e 6 000 - 9 000, os centros de côr criados por um neutron rápido, epitérmico e térmico, respectivamente.

A microdureza Vickers foi medida nos cristais... 5-7 dias após a irradiação, tomando-se média de dez impressões para cada cristal. A variação da microdureza, carga de 50g, com a dose de neutrons é representada na figura 37.

A irradiação do KCl provocou um aumento da microdureza maior que o encontrado por BUDYLIN⁸⁴. Uma comparação entre os resultados seria porém precária, pois não

são conhecidos os fluxos de neutros rápidos nas duas experiências.

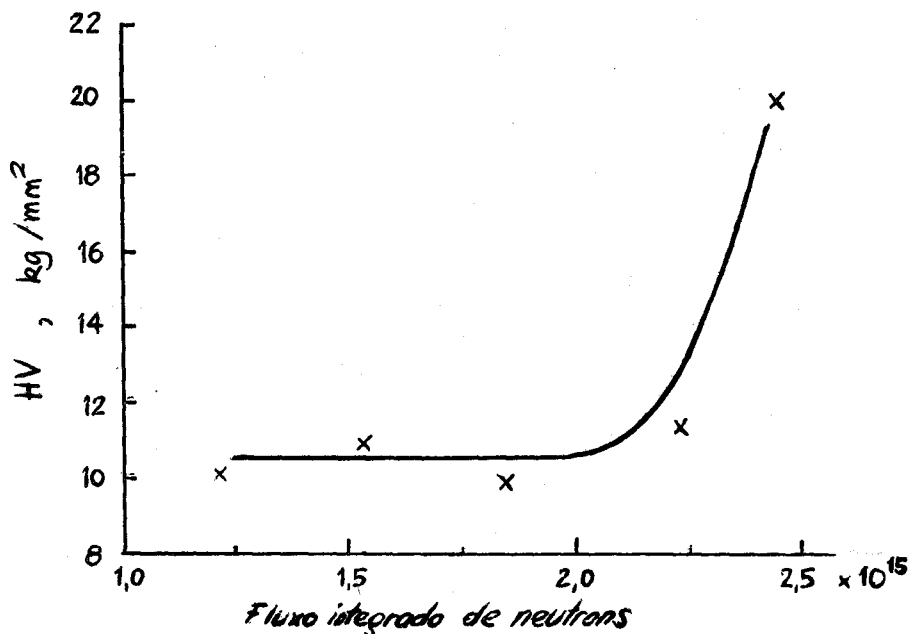


Fig. 37 - Dependência da microdureza do KCl com o fluxo integrado de neutrons.

A flutuação da microdureza nos menores valores do fluxo poderia ser atribuída à não uniformidade das condições iniciais dos corpos de prova, controle que não foi feito com o rigor que seria de desejar-se.

A experiência descrita pode ser considerada como preliminar, estando em andamento outras pesquisas no mesmo

S u m á r i o

A microdureza dos materiais irradiados cresce com a dose da radiação. Os efeitos são dependentes do tipo predominante de ligação interatômica.

5. SIGNIFICADO DA MICRODUREZA

5.1 - Impressão provocada pelo penetrador

Foi visto no capítulo 1 que os penetradores podem ter formas diversas: esfera, cone, pirâmide de base quadrada. Outros tipos de penetradores são igualmente possíveis como cone duplo, pirâmide de base triangular, etc.

O mecanismo da deformação introduzida pelo penetrador é bastante complexo e varia com a sua forma. Primariamente, deve-se esperar que a dureza dos monocristais seja função da facilidade de escorregamento e condicionada, portanto, às tensões críticas de cisalhamento dos diversos planos cristalinos. Complicações se acrescentam à relativa simplicidade dessa interpretação, pela consideração de recuperação elástica e modificação da resistência à penetração durante o próprio ensaio. No caso de materiais policristalinos, os contornos dos grãos atuam como barreiras ao movimento dos deslocamentos e a dureza do material policristalino resulta maior que a do monocristal.

No caso simples de um metal plástico ideal penetrado por uma esfera de material duro, o mecanismo pode ser resumidamente explicado (TABOR⁸⁸): no começo, as de-

formações são elásticas e a pressão média, p , na área de contato, é proporcional à raiz cúbica da carga, $P^{1/3}$. À medida que P cresce, as tensões no metal crescem até que o limite elástico Y do metal seja superado. Então, a relação entre p e Y é

$$p \approx 1,1 Y \quad (5.1)$$

Neste ponto, a deformação plástica limita-se a uma pequena região abaixo da superfície de contato. À medida que a carga aumenta, aumenta a região de deformação plástica. A pressão média cresce até certo valor, que permanecerá então praticamente constante:

$$p \approx 3Y \quad (5.2)$$

Tratando-se de um penetrador Vickers, a pressão média será

$$p \approx 3,2 Y \quad (5.3)$$

Essa relação tem sido verificada para uma grande gama de materiais (tabela X).

Como p é uma relação entre a carga e área projetada da impressão, a dureza Vickers será

$$\begin{aligned} HV &= p \cdot \cos 22^\circ = \\ &= 0,9272 \times 3,2 Y \end{aligned}$$

donde

TABELA X - Relação entre tensão de escoamento, Y , e pressão aplicada, p (penetrador Vickers). (TABOR³).

METAL	Y (kg/mm^2)	P (kg/mm^2)	p/Y
Telúrio-chumbo	2,1	6,7	3,2
alumínio	12,3	39,5	3,2
cobre	27	88	3,3
aço doce	70	227	3,2

$$HV \approx 3Y \quad (5.4)$$

Relação que é ideal, complicada no caso real pela intervenção de outros fatores (recuperação elástica, anisotropia, etc).

Para um material que não sofre encruamento, $Y = T$, então

$$T \approx 0,33 HV \quad (5.5)$$

T , limite de resistência, HV , dureza Vickers.

Para um penetrador cônico, DUGDALE⁸⁹ encontrou que a pressão média e a tensão de escoamento em cisalhamento - guardam a mesma relação para aço doce, cobre e alumínio, trabalhados a frio. A relação varia porém, com o ângulo do cone.

Como o limite de escoamento depende da granulação

dos materiais policristalinos, é de se esperar que também a microdureza depende do tamanho dos grãos. A dureza cresce com a diminuição dos grãos. HALL⁹⁰ achou correlação linear entre a dureza Brinell e a raiz quadrada do diâmetro do grão para latão alfa, cobre, bronze e ferro Armco. Já a microdureza será sensivelmente dependente da granulação apenas na medida em que a impressão se avizinha do contorno do grão. Para maiores grãos ou impressões pequenas o efeito será diminuto.

Sumário

A dureza está relacionada com a dificuldade de escorregamento de planos cristalinos. A dureza Vickers vale cerca de três vezes a tensão de escoamento.

5.2 - A dureza dos diversos materiais

5.2.1 - Dureza e estrutura

A dureza depende do tipo predominante de ligações interatômicas no cristal. De um modo geral, o cristal covalente é mais duro que o metálico ou o iônico, e o molecular é o menos resistente à penetração.

Porque o escorregamento depende dos planos e direções cristalinas, a dureza varia com a orientação. Conforme se viu na seção 2.4, os dados experimentais mostram grande variação da microdureza com a orientação cristalina, principalmente nos cristais hexagonais.

No germânio, uma comparação entre curvas de esforço-deformação e valores de microdureza, mostrou que a direção menos plástica $[111]$ no ensaio de compressão, corresponde o máximo da microdureza no plano (111) e à direção mais plástica $[110]$, a microdureza mínima (110) . Planos do tipo (111) são os de arranjo mais denso dos átomos no germânio e as direções $[110]$ são as menos densas. Então, os planos (111) são os planos principais de escorregamento e as direções $[110]$ são as principais direções de escorregamento (ABLOVA³⁰).

5.2.2 - Trabalho a frio. Influência da temperatura.

Uma prévia deformação a frio faz aumentar a dureza dos materiais. O endurecimento dos metais parece ser maior em cristais cúbicos que nos hexagonais e é mais pronunciado quando há mais de um sistema de escorregamento em jôgo.

A microdureza dos materiais laminados a frio sofre variações com a orientação e apresenta maior dispersão das medidas por causa dos diferentes endurecimentos que os grãos diversamente orientados experimentam.

As distorções da rêde cristalina provocadas pelo trabalho a frio dificultam o escorregamento, aumentando a tensão crítica de cisalhamento. Efeito semelhante produz a irradiação, que arranca átomos de suas posições da rêde cristalina, gerando átomos intersticiais, lacunas e outros defeitos e isto provoca o aumento da dureza, descrito no capítulo 4.

Tanto os defeitos criados por irradiação com os por deformação a frio são curados pelo aumento das vibrações térmicas em temperaturas elevadas, cujo resultado é então a diminuição da dureza.

A dureza por ser medida em elevadas temperaturas, para o que existem aparelhos especiais como o descrito por

POMEY et alii⁹¹.

5.2.3 - Endurecimento por solução sólida

Quando átomos de uma espécie se dissolvem na rede cristalina de outro elemento, há um aumento de dureza deste último. O endurecimento relaciona-se com a distorção introduzida na rede cristalina do solvente pelos átomos do soluto, mas não é o único fator a ser considerado.

Tem-se verificado experimentalmente que o endurecimento é proporcional ao quadrado da distorção da rede, relação prevista por MOTT e NABARRO⁹² para precipitação:

$$Y = k \epsilon^2 \quad (5.6)$$

Y, então de escoamento, ϵ , distorção da rede introduzida pelo átomo soluto.

O modelo do endurecimento baseado apenas na distorção do parâmetro da rede parece incompleto conforme mostraram experimentalmente HIBBARD⁹³, Mc TEGRAT⁹⁴, ressaltando a importância dos efeitos químicos. Para ligas com parâmetro da rede constante, o endurecimento por solução pode ser correlacionado empiricamente com a razão elétron-átomo (HIBBARD⁹³).

NADEAU^{82,83} transpõe para o caso de irradiação de halogeneto alcalino o modelo criado por FLEISCHER: o efeito do endurecimento é mais pronunciado quanto o defeito.

resultante não é simétrico. Assim, o endurecimento do cloreto de potássio é atribuído à formação de molécula do halogênio, que é um defeito assimétrico na rede cúbica.

Achou-se para o caso do ferro (BARRETT⁹⁵) que tanto maior é a diferença de valências do soluto e a do ferro, maior é o efeito de endurecimento em muitas ligas, mas não em todas.

Também há uma aceitável correlação com a solubilidade, sendo tanto maior o efeito endurecedor quanto menor é esta.

Sumário

A dureza depende do tipo de ligações atômicas e do sistema de escorregamento do cristal.

As barreiras ao movimento de deslocamentos aumentam a dureza e podem ser introduzidas por trabalho a frio, por contorno do grão, irradiação e formação de solução sólida.

5.3 - Relações entre os vários ensaios de dureza

Os diversos ensaios de dureza não põem em jôgo os mesmos conjuntos de propriedades, ao menos nas mesmas proporções, e esta é uma dificuldade fundamental quando se quer transpor os dados encontrados num ensaio para os de outro tipo de dureza.

Uma das grandes vantagens do ensaio de microdureza é a de determinar dureza de regiões que não podem ser testadas pelos métodos usuais. Também é de utilidade como ensaio preliminar na determinação da ordem de grandeza da resistência à penetração e que servirá de base para outras verificações em cargas elevadas. Neste caso, é suficiente uma pequena precisão na conversão dos resultados, mas na primeira hipótese, seria de todo interêsse poder converter com segurança os valores da microdureza para macrodureza.

Conforme se viu no capítulo 2, a determinação da microdureza é afetada fortemente por fenômenos de superfície, que têm menor importância nos ensaios de dureza em maiores cargas.

A conversão de microdureza para macrodureza deve levar em conta a variação daquela com a carga (seção 2.8), e sobre a qual não há uniformidade de resultados na lite-

ratura.

A impressão Vickers que apresenta maior profundidade que a Knoop será menos influenciada pelas variações da dureza com a profundidade, embora para materiais inteiramente homogêneos e plásticos se devessem esperar idênticos valores para um e outro teste. De fato, tanto a dureza Vickers como a dureza Knoop valem cerca de $3Y$, onde Y é a tensão de escoamento (eq. 5.4). KNOOP, PETERS e EMERSON⁴⁰ encontraram concordância dentro de 5% entre a dureza Vickers e Knoop para quatro de sete materiais e de cerca de 10% para os outros três.

A dureza Vickers é aproximadamente equivalente à dureza Brinell, para materiais de moderada dureza (HV menor que 450 kg/mm^2), mas tem valores maiores para materiais duros. Os dados porém só são comparáveis quando o diâmetro da impressão Brinell é igual a 0,375 vezes o diâmetro do penetrador.

O ensaio Rockwell baseia-se em critérios diferentes dos mencionados (seção 0.2), mas relaciona-se com a dureza Vickers por

$$RC = k_1 - k_2 \sqrt{HV} \quad (5.7)$$

Empiricamente, achou-se

$$RC = 110 (1 - 12,4 \sqrt{HV}) \quad (5.8)$$

Inúmeras tabelas de conversão relacionam os valores de dureza determinados em ensaios diferentes; a transposição deve ser encarada, porém, como aproximada e não exata. As tabelas são levantadas experimentalmente para certo tipo de material e, de um modo geral, a conversão só é possível para a espécie de material que foi ensaiada. Assim, uma tabela para aços não é válida para cobre, por exemplo.

Tabelas e gráficos de conversão de dureza podem ser encontrados em KEHL¹, MOTT¹⁰, TABOR¹¹, MOUFLARD⁹⁶, KITTICE e DANTAS DE CARVALHO⁹⁷. A conversão de dureza de rigco e de penetração referiu-se na seção 0.3.

Sumário

A conversão de escalas de dureza é meramente aproximativa e só pode ser feita para os materiais para os quais a tabela foi construída.

5.4 - Relações da dureza com outras propriedades físicas e mecânicas.

A dureza pode, em princípio, ser calculada a partir do ensaio de tensão-deformação.

A curva de tensão-deformação pode ser expressa por

$$Y = b \epsilon^x \quad (5.9)$$

Válida para deformações não muito grandes. Y é a tensão verdadeira, ϵ , deformação verdadeira, b e x , constantes.

Por outro lado, o ensaio de dureza produz uma deformação que é cerca de 8%, no ensaio Vickers, e 20 (d/D), no ensaio Brinell. Assim, conhecendo-se a curva (5.9), pode-se calcular o Y correspondente àquela deformação e, utilizando-se (5.4), determinar H . Os resultados obtidos são aproximados, pois trata-se de um modelo com hipóteses simplificadoras (TABOR⁸⁸).

Em lugar de fixar um dos parâmetros - deformação-, DUGDALE e HOGGART⁹⁸ propõem expressar a dureza Vickers em termos de tensões de escoamento para dois valores de deformação. Experimentalmente, verificaram que os resultados de menor dispersão se obtinham com deformações de 1% em alongamento e 35% de redução de área.

Para a dureza Vickers, propuseram

$$H = 3,70 Y_1 + 1,40 Y_{35} \quad (5.10)$$

Com precisão de $\pm 8\%$ para cobre e alumínio e suas ligas e aços.

Pelo critério de TABOR⁸⁸, os mesmos dados experimentais se ajustariam a

$$H = 1,70 Y_3 \quad (\pm 17\%) \quad (5.11)$$

Para o limite de resistência T,

$$T = 0,140 Y_1 + 0,640 Y_{35} \quad (\pm 8\%) \quad (5.12)$$

e a relação entre T e H será

$$\frac{T}{H} = 0,46 \frac{1 + 0,22 Y_1/Y_{35}}{1 - 2,64 Y_1/Y_{35}} \quad (5.13)$$

A fig. 38 mostra os valores encontrados relacionando H, Y_1 e Y_{35} .

A criação de deslocamentos e defeitos pontuais pelo trabalho a frio afeta tanto a resistividade elétrica como a dureza. Relações devem portanto existir entre essas duas propriedades.

RIDER e BROOKS⁹⁹ acharam correlação entre resistividade e dureza Vickers, do cobre e do níquel, mas a relação para o alumínio não foi unívoca, quando se variou o grau de deformação. No cobre, tanto a resistividade co-

mo a dureza são proporcionais à densidade de deslocamentos,

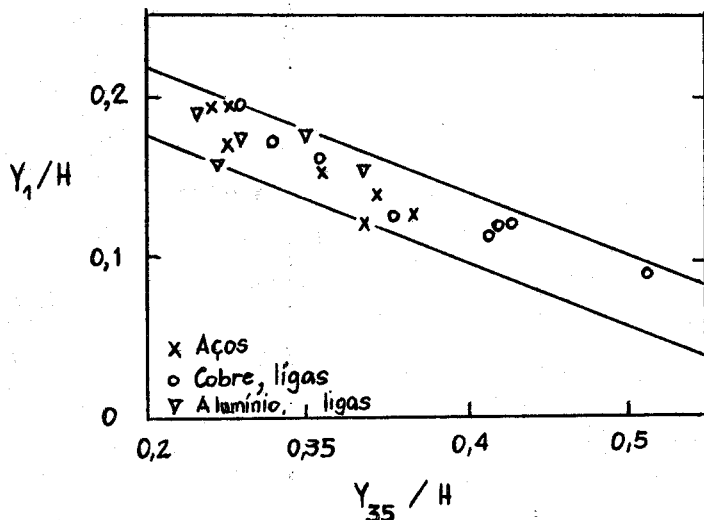


Fig. 38 - Relação entre dureza Vickers, H , e tensões de escoamento em tração, para deformações de 1% e 35%. (DUGDALE e HOGGART⁹⁸)

mas no níquel há contribuições dos defeitos pontuais.

SONI¹⁰⁰ encontrou relações lineares entre dureza Brinell e resistividade elétrica e térmica para ligas de a alumínio, em condições diversas de alongamento

$$R = k_1 + k_2 \bar{l} + k_3 H \quad (5.14)$$

onde R é resistividade (elétrica ou térmica), \bar{l} , alonga-

mento, H dureza Brinell, k_1 , k_2 e k_3 , constantes.

Relação de mesma forma que (5.14) foi ajustada para os dados entre resistividade térmica, dureza Brinell e alongamento de aços inoxidáveis.

Equações como essas apresentam não só interesse teórico pois possibilitam melhor compreensão dos fenômenos, como também podem ter interesse prático, porque a dureza é uma propriedade de simples determinação que pode ser então utilizada para estimar outras de medição mais difícil.

ZHUZE e KONTOROVA¹⁰¹ acharam relação entre a microdureza, H, e a condutividade térmica, K, de cristais, não metálicos. Numa série homóloga de cristais, as maiores K correspondem maior H.

Verificou-se também que a microdureza decresce com a constante da rede (fig. 39).

Para cada série de materiais

$$H = C r_0^{-n} \quad (5.15)$$

C e n, constantes dependentes do tipo de estrutura, H, microdureza e r_0 , constante da rede. Para halogenetos alcalinos, $n = 6$.

A variação da dureza é atribuída principalmente ao parâmetro α :

$$\alpha = \left(\frac{d^2 U}{dr^2} \right)_{r_0} \quad (5.16)$$

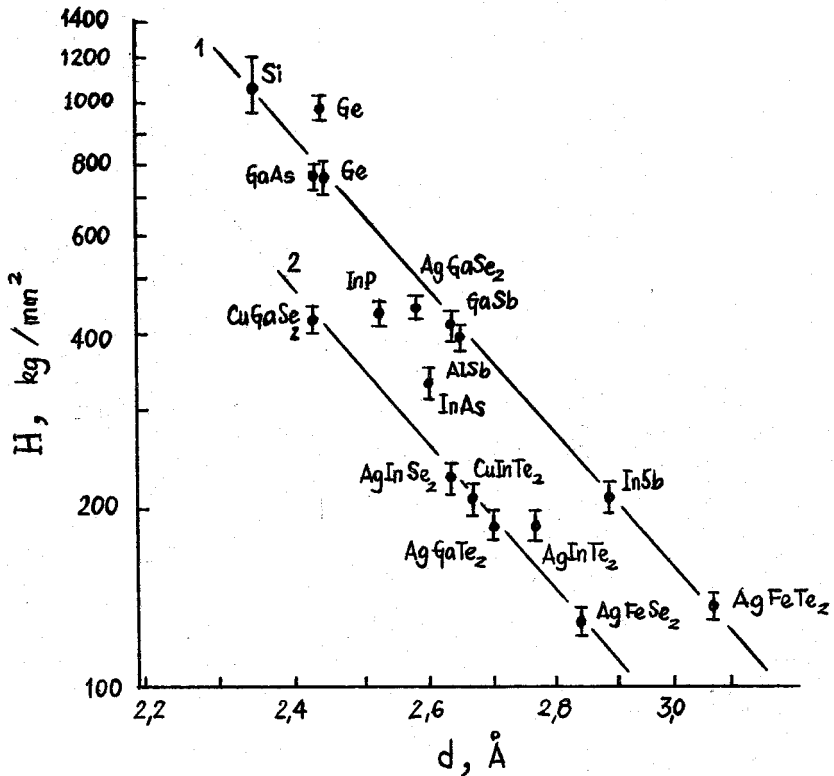


Fig. 39 - Variação da microdureza com a menor distância atômica para materiais não metálicos.

onde U é a energia potencial da rede, r_0 , constante da rede.

De um material para outro, a dureza varia com o

quadrado de α .

Se se descreve a energia de interação de partículas num cristal por

$$U = Ar^{-m} + Br^{-n} \quad (5.17)$$

então

$$\alpha = \frac{mU}{r_0^2} \quad (5.18)$$

e, portanto,

$$H = U_0^2 r_0^{-4} \quad (5.19)$$

S u m á r i o

A dureza relaciona-se com a tensão de escoamento verdadeiro em tração.

Variações e defeitos da rede cristalina alteram a dureza e algumas propriedades físicas, de modo que relações empíricas entre elas são possíveis.

6. - CONCLUSÕES

Como um tipo de teste de dureza de penetração, a microdureza participa das gerais características daqueles ensaios, como a simplicidade, economia, rapidez.

Requer, entretanto, cuidados especiais tanto na construção de aparelhagem, como no seu manêjo. Os parâmetros do sistema ótico e as vibrações externas são fatores que influem grandemente na microdureza.

A determinação da microdureza é muito mais delicada que a dos ensaios comuns. A preparação dos corpos de prova é longa e esmerada. Porque se lêem comprimentos diagonais da ordem de microns, o polimento do corpo de prova tem que ser equivalente ao que se faz para os exames metalográficos comuns. Requer, porém, outras atenções para que não ocorra modificação das propriedades da superfície, que o tratamento comum altera. Neste ponto, o polimento químico e o eletrolítico são de grande valia.

Inúmeros outros fatores influem nas medidas e o operador deve estar atento para mantê-los em baixo nível, ou pelo menos em valores constantes. Por outro lado, pelo ensaio de microdureza pode-se detetar essas variações e será assim um teste útil no estudo desses fatores.

Sendo um ensaio de dureza local, a sua aplicação é de grande importância no estudo de pequenas áreas e de particular interesse como técnica complementar à metalografia.

Restam, porém, dificuldades não removidas: o ensaio é bastante crítico e para o mesmo material não se acham os mesmos valores quando se troca de aparelho ou muda o observador. A variação da microdureza com a carga é um ponto de discussão que não foi superado.

Apesar das inúmeras tentativas, não há uma resposta definitiva sobre o significado da propriedade. As boas concordâncias obtidas experimentalmente com modelos do mecanismo do ensaio são aproximadas e limitadas aos casos estudados.

A correlação com a dureza de risco, de significado físico simples, não foi determinada com segurança.

Há muito o que estabelecer definitivamente nos estudos do ensaio de microdureza, o que não impede o seu uso em inúmeras aplicações e constitui, por outro lado, um grande estímulo à pesquisa neste campo.

<p>a. 50 microns.</p> <p>Diâmetro superior a 15 microns. Espessura superior a 5 microns.</p> <p>Acabamento especular, sem enruamento; polimento eletrolítico para metais moles.</p>	<p>50 a 300 microns.</p> <p>Diâmetro superior a 250 microns. Espessura superior a 70 microns.</p> <p>Polimento grosseiro.</p>	<p>Superior a 0,3 mm.</p> <p>Diâmetro superior a 1,5 mm. Espessura superior a 0,5 mm.</p> <p>Lixamento.</p>
<p>Microscópio aperfeiçoado. Abertura numérica de 0,6 a 1,4 aumento 500 x a 1200 x.</p> <p>Exame de dureza local. Forte influência da carga, da velocidade de carga, das vibrações, a estrutura micrográfica.</p>	<p>Microscópio de leitura. Abertura numérica 0,2 a 0,6. Aumento 50 x a 500 x.</p> <p>Domínio de transição entre A) e C).</p>	<p>Microscópio simples. Aumento 10 x a 50 x.</p> <p>Exame clássico da dureza global. Valores da dureza são independentes da carga.</p>
<p>Exame da dureza de peças extremamente pequenas. Dureza e camadas superficiais.</p> <p>Determinação da espessura de camadas superficiais a partir da distribuição da dureza no interior (penetração, etc). Determinação cristalina. Análise local da composição química (zonas de difusão, controle de homogeneização).</p>	<p>Aplicada preferencialmente no lugar de A), quando as dimensões da peça o permitirem. Dureza de camadas superficiais, cuja espessura ultrapasse 70 microns.</p> <p>Dureza no volume através das camadas superficiais estreitas.</p>	<p>Exame clássico.</p>

APÊNDICE II

Erro devido à forma em bisel do penetrador(2.2.4)

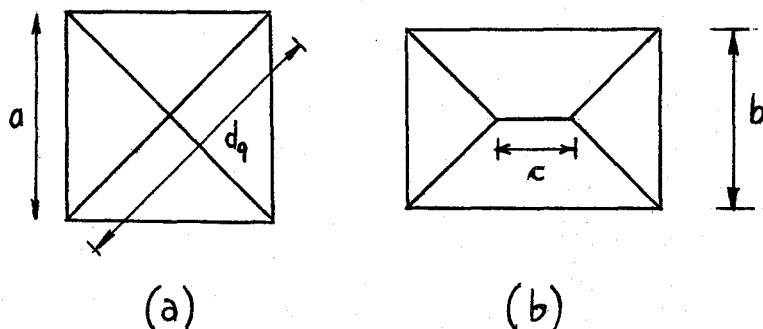


Fig. Ia: Forma normal do penetrador

Ib: Forma em bisel

A área da impressão do penetrador em bisel é $b(b + c)$ e a diagonal do retângulo é

$$d_r = \left[b^2 + (b + c)^2 \right]^{1/2} \quad (I.1)$$

O quadrado de área equivalente mede

$$a^2 = \frac{d_r^2}{2} = b(b + c)$$

148

e, então,

$$d_q^2 = 2b(b+c) \quad (I)$$

O erro decorrente na dureza será:

$$\frac{H_r - H_q}{H_q} = \left[\frac{1}{b^2 + (b+c)^2} - \frac{1}{2b(b+c)} \right] / \frac{1}{2b(b+c)}$$

e assim

$$\frac{\Delta H}{H} = \frac{c^2}{b^2 + (b+c)^2}$$

—000—

APÊNDICE III - Erro devido à inclinação relativa da superfície e do eixo penetrador (2.2.5)

Supõe-se o caso mais simples de apenas uma das diagonais, $A'C'$, ser inclinada em relação ao eixo do penetrador EF , mantendo-se a outra, BD , normal ao eixo (fig. II.1).

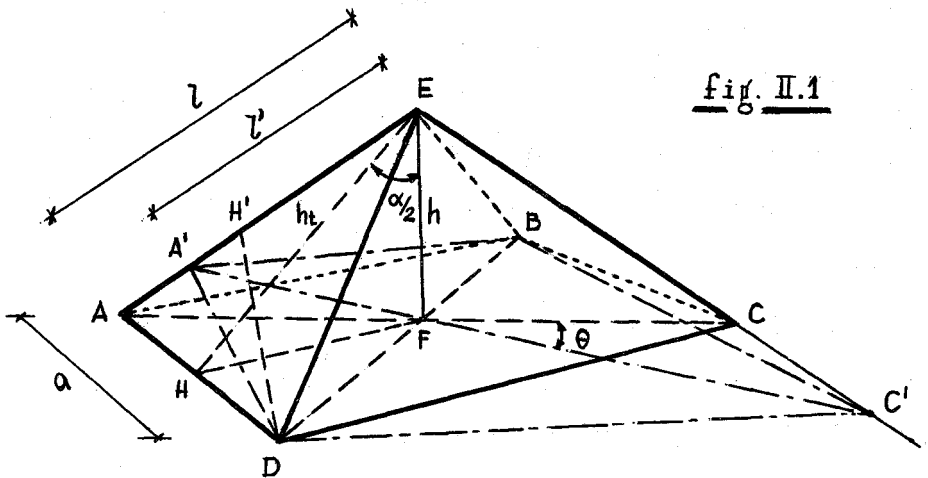


fig. II.1

A impressão será então $A'BC'DE$ e não $ABCDE$. Se o material é isotrópico e inteiramente plástico, o ângulo $\widehat{FEH} = \alpha/2 = 68^\circ$.

Sendo $h_t = EH$ e $h = EF$, alturas do triângulo AED e da pirâmide $ABCDE$, respectivamente, vem

$$h_t = \frac{h}{\cos 68^\circ} \quad (\text{II.1})$$

Se d é a diagonal da impressão sem inclinação da superfície e $l = AE$, tem-se no triângulo AEF

$$l^2 = h^2 + \frac{d^2}{4} \quad (\text{II.2})$$

donde,

$$l = \frac{1}{2} \sqrt{4h^2 + d^2} \quad (\text{II.3})$$

A área do triângulo AED é

$$S_t = \frac{1}{2} ah_t = \frac{1}{2} l h_t' \quad (\text{II.4})$$

onde

$$a = AD, \quad h_t' = H'D$$

A área do triângulo A'DE vale

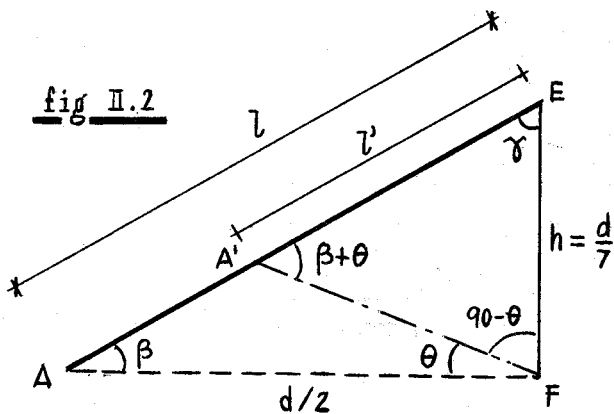
$$S_t' = \frac{1}{2} l' h_t' \quad (\text{II.5})$$

Como $h = \frac{d}{7}$, de (II.2) vem

$$l^2 = \left(\frac{d}{7}\right)^2 + \left(\frac{d}{2}\right)^2 \quad (\text{II.6})$$

donde,

$$l = \frac{\sqrt{53}}{14} d$$



$$\operatorname{tg} \beta = \frac{2h}{d} = \frac{2}{7} \quad \text{e} \quad \beta = 15^{\circ} 57' \quad (\text{II.8})$$

No triângulo A'EF

$$\frac{l'}{\operatorname{sen}(90 - \theta)} = \frac{h}{\operatorname{sen}(\beta + \theta)} \quad (\text{II.9})$$

e, portanto,

$$l' = \frac{h \operatorname{sen}(90 - \theta)}{\operatorname{sen}(\beta + \theta)} \quad (\text{II.10})$$

De (II.4), combinando com (II.1)

$$h' = \frac{ah_t}{l} = \frac{ah}{l \cos 68^{\circ}} \quad (\text{II.11})$$

De (II.5), (II.10) e (II.11), tem-se

$$S_t^I = \frac{ah^2 \operatorname{sen}(90 - \theta)}{2 l \cos 68^\circ \operatorname{sen}(\beta + \theta)} \quad (\text{II.12})$$

Chamando-se S_t^{II} a área do triângulo $EDC' = EBC'$, tem-se, do mesmo modo

$$S_t^{II} = \frac{ah^2 \operatorname{sen}(90 + \theta)}{2 l \cos 68^\circ \operatorname{sen}(\beta + \theta)} \quad (\text{II.13})$$

A área de contato do penetrador com o material será

$$S_l^I = 2(S_t^I + S_t^{II}) = \frac{ah^2 [\operatorname{sen}(90 - \theta) + \operatorname{sen}(90 + \theta)]}{l \cos 68^\circ \operatorname{sen}(\beta + \theta)} \quad (\text{II.14})$$

$$\frac{S_l^I}{l} = \frac{2ah^2 \cos \theta}{l \cos 68^\circ \operatorname{sen}(\beta + \theta)} \quad (\text{II.15})$$

Como $a = (\sqrt{2}/2)d$, $h = d/7$ e aplicando-se (II.7) e (II.8), vem

$$\frac{S_l^I}{l} = 0,1482 \frac{d^2 \cos \theta}{\operatorname{sen}(15^\circ 57' + \theta)} \quad (\text{II.16})$$

O erro relativo da dureza será

$$\frac{\Delta H}{H} = \frac{s_l}{s_l'} - 1 \quad (\text{II.17})$$

Como

$$s_l = \frac{d^2}{1,8544} \quad (\text{II.18})$$

$$\frac{\Delta H}{H} = \frac{\text{sen}(15^\circ 57' + \theta)}{0,2748 \cdot \cos \theta} - 1 \quad (\text{II.19})$$

$$\frac{\Delta H}{H} = 0,96570 \text{ tg } \theta \quad (\text{II.20})$$

BIBLIOGRAFIA

- 1 - KEHL, G.L. - Fundamentos de la práctica metalográfica (Trad. de Francisco Muñoz del Corral), Aguilar, Madrid, 1954.
- 2 - PLENDL, J. N., GIELISSE, P.J. - Atomic expression of hardness. - Z. Kristallogr., Frankfurt-Am-Main, 118, 5/6: 404-421, 1963.
- 3 - TABOR, D. - La dureza de los sólidos. Endeavour, Lond., 13: 27-32, enero 1954.
- 4 - PLENDL, J.N., GIELISSE, P.J. - Hardness of Nonmetallic Solids on an Atomic Basis. Phys. Rev., N.Y., 125 (3): 828-832, Feb. 1962.
- 5 - PLENDL, J.N., GIELISSE, P.J. - An analytical approach to the study of solids, Air Force Cambridge Res.Labs., Bedford, Mass., 1963.
- 6 - PLENDL, J.N., - Center Law of the Lattice Vibration Spectra, Phys. Rev., N.Y., 119 (5): 1958-1603, Sept. 1960.
- 7 - PLENDL, J.N., - Some New Interrelations in the Properties of Solids Based on Anharmonic Cohesive Forces, Phys. Rev., N.Y., 123 (4): 1172-1180, Aug. 1961.
- 8 - SUTOKI, T., HIKAGE, T. - Scratch Hardness. I. Relation to Cold-Working, Sci. Rep. RITU, A - Vol. 10, n.2, Tohoku Univ., Sendai, Japan, Apr. 1958.
- 9 - SUTOKI, T., NAKAJIMA, K. - Scratch Hardness. II.X-Ray Investigation of Structural Change, Sci. Rep. Ritu, A Vol. 10, n. 4, Tohoku Univ., Sendai, Japan, Aug.1958.
- 10 - MOTT, B.W. - Micro-Indentation Hardness Testing. London, Butterworths Scientific Publications, 1956.
- 11 - TABOR, D. - The Hardness of Metals. Oxford, Clarendon Press, 1951.

- 12 - ENBERG, E.H. - How to choose the best indentation Hardness test, American Machinist, 108 (17): 89-100, Aug., 1964.
- 13 - TABOR, D. - Mohs's Hardness Scale - A Physical Interpretation. Proc. Phys. Soc., Lond., B67: 249-257, 1954
- 14 - LEVY, V., BOUCHET, P., SIOUFFI, J., ADDA, Y. - Application des mesures de microdureté a l'étude des zones de diffusion. Rapport C.E.A. n° 1317, Centre d'Etudes Nucléaires de Saclay, 1958.
- 15 - BÜCKLE, H. - Particularités et délimitation de la notion de la microdureté Vickers, Mem. Sci. Rév. Métall., Paris, 51 (1): 1-12, jan., 1954
- 16 - LIPS, E.M.H., SACK, J. - A Hardness Tester for Microscopical Objects. Nature, Lond., 138: 328-329, Aug. 1936
- 17 - BROWN, A.R.G., INESON, E. - Experimental Survey of Low-Load Hardness Testing Instruments, J. Iron Steel Inst. Lond. 169 (4): 376-388, Dec. 1951.
- 18 - E. LEITZ WETZLAR - Pequeño escleroscopio Durimet (catálogo).
- 19 - BÜCKLE, H. - La microdureté et ses applications métallurgiques. Rév. Métall., Paris, 48 (12): 957-964, 1951
- 20 - GREGG, S.J. - The Surface Chemistry of Solids. Chapman & Hall, London, 2nd. ed., 1961.
- 21 - BOWDEN, F.P., NUGHES, T.P. - Physical Properties of Surfaces - IV - Polishing, Surface Flow and the Formation of the Beilby Layer. Proc. Roy. Soc., Lond., 160 [A] (903): 575-588, June, 1937.
- 22 - SAMUELS, L.E. - Modern Ideas on the Mechanical Polishing of Metals. Research, Lond., 13 (7): 344-349, Sept. 1960.
- 23 - SAMUELS, L.E., SANDERS, J.V. - The nature of mechanically polished metal surfaces: an electron diffraction examination of polished silver surfaces. J. Inst. Metals,

- Lond., 87: 129-135, 1958-1959.
- 24 - HOPKINS, H.G. - The surface structure of polished - cleavage faces of calcite. Phil. Mag., Lond., 21 : 820-829, 1936.
- 25 - HIRSCH, P.B., KELLAR, J.N. - Surface Layers of Crystals. Nature, Lond., 162: 609-610, Oct. 1948.
- 26 - SAMUELS, L.E., WALLWORK, G.R. - The Nature of Mechanically Polished Metal Surfaces - Deformation produced during abrasion of 18/8 type Austenitic Steel. J. Iron Steel Inst., Lond., 186: 211-218, 1957.
- 27 - OWEN, E.A., LIU, Y.H. - The surface condition of polished aluminium, with a note on the effect of surface scratches. J. Inst. Metals, Lond. 78: 93-104, 1951.
- 28 - Mc TEGART, W.J. - Polissage Electrolytique et Chimique des Métaux, Dunod, Paris, 1960.
- 29 - MOKIEVSKII, V.A. - Dependence of the form of indentation on the symmetry of the crystal faces in the determination of hardness by penetration of a diamond pyramid. Soviet Phys. - Crystallography, URSS, 4 (3): 381-384, 1960.
- 30 - ABLOVA, M.S. - The Anisotropy of Microhardness in Germanium. Soviet Phys. - Solid State, URSS, 2 (6) : 1320-1324, Dec. 1961.
- 31 - ABLOVA, M.S. - The Microstructure of the Indentation Made in Measuring the Microhardness of Germanium, Soviet Phys. - Solid State, URSS, 2 (10):2278- 2280 , April 1962.
- 32 - BOYARSKAYA, Yu.S., KELOGLU, Yu.P., BOLOGA, M.K., MEDNITS, V.V. - The Relation of Microhardness To Load For NaCl Monocrystals. Soviet Phys. - Crystallography, URSS, 4 (4): 558-568, 1960.
- 33 - BERGSMAN, E.B. - The Microhardness Tester. Axel Lundqvist, Sweden, 1945.

- 34 - PARTRIDGE, P.G., ROBERTS, E. - The Microhardness Anisotropy of Magnesium and Zinc Single Crystals. J. Inst. Metals, Lond., 92: 50-55, Oct. 1953.
- 35 - FRENCH, D.N., THOMAS, D.A. - Hardness Anisotropy and Slip in WC Crystals, Trans. Met. Soc. AIME, N.Y., 233 (5): 950-952, May 1965.
- 36 - GISSY, J.L., SCHRODER, J.B., SCHIPPEREIT, G.H. - Hardness of Single Crystals of High - Purity Alpha Titanium. Trans. Met. Soc. AIME, N.Y., 212: 360-361, June 1958.
- 37 - SCHWARTZ, M., NASH, S.K., ZEMAN, R. - Hardness Anisotropy in Single Crystal and Polycrystalline Magnesium. Trans. Met. Soc. AIME, N.Y., 221: 554-560, June, 1961.
- 38 - FENG, C., EILPAUM, G. - Effect of Crystallographic Orientation and Oxygen Content on Knoop Hardness Values of Iodide Titanium, Trans. Met. Soc. AIME, N.Y., 212: 47-50, Feb. 1958.
- 39 - GIRSCHIG, M.R. - Un nouvel appareil de microdureté. Le "Microscléromètre L.C.", Mem. Sci. Rév. Métall., Paris, 43: 95-112, 1946.
- 40 - KNOOP, F., FEINERS, C.G., EMERSON, W.B. - A sensitive pyramidal-diamond tool for indentation measurements. J. Res. Nat. Bur. Stand., Washington, 23 (1): 39-61, July 1939.
- 41 - MULHEARN, T.O., TABOR, D - Creep and Hardness of Metals; A Physical Study. J. Inst. Metals, Lond., 89 : 7-12, 1960-1961.
- 42 - MERCHANT, H.D. - Hardness and Creep under Spherical Indentation. Trans. Met. Soc. AIME, N.Y., 230 (5) : 1206-1208, Aug. 1964.
- 43 - WALKER, W.W., DEMER, L.J. - Effect of Loading Duration on Indentation Hardness. Trans. Met. Soc. AIME, N.Y., 230 (3): 613-614, Apr. 1964.

- 44 - WESTBROOK, J.H., JORGENSEN, P.J. - Indentation Creep of Solids. Trans. Met. Soc. AIME, N.Y. 233 (2): 425-428, Feb. 1965.
- 45 - KELLOGG, A.T., POHL, R.O. - Penetration of Water into Plastically Deformed NaCl. J. Appl. Physics. N.Y., 35 (4). 1359-1360, Apr. 1964.
- 46 - SHISHOKIN, V.P., BAZILEVSKII, L.N. - Long-Time Hardness of fusible alloys at different temperatures, Fiz. Met. i metalloved., URSS, 11 (6):942-943, 1961 (apud The Abstract Journal, 11/12, 1961).
- 47 - British Standard n^o 240, Part 1, 1962, n^o 427, Part 1, 1961 (apud PARTRIDGE e ROBERTS³⁴).
- 48 - TOLANSKY, S., NICKOLS, D.G. - Interferometric Examination of Hardness Indentations on Tin. Nature, Lond., 164: 840, 1949.
- 49 - TOLANSKY, S., AUSTIN, E. - Interferometric Examination, Nature, Lond., 164: 194-195, 1949.
- 50 - TOLANSKY, S., NICKOLS, D.G. - Interferometric studies of hardness test indentations: investigations on tungsten carbide, steel, duraluminium and tin, Phil. Mag. Lond., 43: 410-421, 1952.
- 51 - TAYLOR, W. - Micro-hardness Testing of Metals, J.Inst. Metals, London., 74: 493-500, 1948.
- 52 - ROSTOKER, W. - The effect of applied load in microindentation test. J.Inst. Metals, Lond., 77: 175-184, 1950.
- 53 - BAIRD, D.C. - Experimentation. An Introduction to Measurement Theory and Experiment Design. Prentice Hall, Inc. 1962.
- 54 - LYSAGHT, V. - The How and Why of Microhardness Testing - Where to Use Microhardness Testing - Metal Progress, Ohio, 78 (2): 93-97; 122-124, Aug.-Sept., 1960.

- 55 - CONDE, J.F.G. - The application of X-ray projection microscopy to the quality control and inspection of coated particle fuels for the Dragon Reactor Experiment, D.P. Report 215, Sept. 1 1963.
- 56 - KATZ, O.M., BERGER, J.A. - The Zirconium - Hafnium-Hydrogen System at Pressures Less than 1 Atm. Trans. Met. Soc. AIME, N.Y., 233 (5): 1014-1022, May 1965.
- 57 - COMETTO, D.J., HOUZE, Jr., G.L., HEHEMANN, R.F. - The Omega Transformation in Zirconium-Niobium (Columbium) Alloys, Trans. Met. Soc. AIME, N.Y., 233 (1) : 30-39, Jan. 1965.
- 58 - COLE, J., O'NEILL, H. - Hardness and Structural Transformations in Electrodeposited Copper-Zinc Alloys. J. Inst. Metals, Lond., 88: 159-164, 1959-60.
- 59 - COSTAS, L.P., MARSHALL, R.P. - The Solubility of Lithium in Aluminium, Trans. Met. Soc. AIME, N.Y. 224 : 970-972, Oct. 1962.
- 60 - DUBININ, G.M. - The Nature of Surface Zones Which Arises When Chromium Diffuses in Iron, Soviet. Phys.-Technical Phys., USSR, 1 (6): 1315-1321, June 1957.
- 61 - LE CLAIRE, A.D. - Diffusion of Metal in Metals, in Chalmers, B. (ed.), Prog. in Metal Phys., Butterworths Sci. Public., London, 1949.
- 62 - JOST, W. - Diffusion in Solids, Liquids and Gases. Academic Press, N.Y., 3rd, ed., 1960.
- 63 - ADDA, Y. - La diffusion dans les metaux, in Perrin, F., Génie Atomique, Tomo 4, vol. 1, Presses Universitaires, Paris, 1961.
- 64 - BUCKLE, H., DESCAMPS, J. - Etude microscloérométrique de la diffusion en phases multiples du glucinium dans l'aluminium très pur, C.R. Acad. Sci., Paris, 230: 752-754, 1950.
- 65 - BUCKLE, H., DESCAMPS, J. - La diffusion en phases multiples et son application metallurgique, Rev. Metall., Paris, 48. 569-578, 1951.

- 66 - COSTAS, L.P. - The diffusion of lithium in aluminium, (...), 1963.
- 67 - LEMAITRE, J., THEISEN, R. - Description d'un nouveau dispositif complémentaire de la microsonde de Castaing, Euratom, Ispra, EUR. 109.f, 1962.
- 68 - ADDA, Y., PHILIBERT, J., Me, FARAGGI, H. - Etude des phénomènes de diffusion intermétallique dans le système uranium-zirconium-zirconium, Rev. Métall., Paris, 54 (8) : 597-610, 1957.
- 69 - ADDA, Y., PHILIBERT, J., MAIRY, C., Mme BOUCHET, P. Etude de la diffusion uranium-molybdène dans la solution solide gamma cubique centrée. Rap. CEA - 880, CEN. Saclay, 1958.
- 70 - ADDA, Y., PHILIBERT, J. - Diffusion de l'uranium avec quelques métaux de transition. Rap. CEA-989, C.E.N. Saclay, 1958.
- 71 - LE CLAIRE, A.D., BEAR, I.J. - The interdiffusion of uranium and aluminium. J. Nuclear Energy, Lond., 2: 228-242, 1956.
- 72 - STORCHHEIM, S., ZAMBROV, J.L., HOUSNER, H.H. - Solid state bonding of aluminium to nickel. Trans. Met. Soc. AIME, N.Y.: 269-274, Feb. 1954.
- 73 - BROSSA, F., HUET, J.J., THEISEN, R., TYTGAT, D. - Etude du nickel comme barrière de diffusion entre l'uranium et aluminium, EUR. 17 F, Euratom, Mai, 1962.
- 74 - BROSSA, F., VEADO, J.T. - Trabalho não publicado.
- 75 - MAKIN, M.J., MANTHORPE, S.A. - Hardening of Copper Ir radiated at -195°C . Acta Met., N.Y., 9 (9): 886-888, Sept. 1961.
- 76 - GHOSH, T.K., BEEVERS, C.J., BARNES, R.S. - The Micro hardness of Cu Bombarded with alpha-particles. J. Inst. Metals, Lond., 89: 125-127, 1960-61.

- 77 - YIN-YUAN LI - The Plasticity and Fracture of Irradiated AgCl Single Crystals. Acta Met., N.Y., 1: 455-456, 1953.
- 78 - DAMM, J.Z. - The relationship between colour center - and dislocation in gamma-irradiated potassium chloride crystals. IAEA, Radiation Damage in Solids III, Proc. Symp. on Rad. Dam. in Solids and Reactor Mat., Venice, May 1962.
- 79 - BATTACHARYA, T.K., NONNENMACHER, H., GROSSWEINER, L.I. Effect of Co-60 Gamma Irradiation on Surface Energy of KCl. J.Appl. Phys., N.Y., 35 (4): 1352-1353, Apr. 1964.
- 80 - GORDON, R.B., NOWICK, A.S. - Structure Sensitivity of the X-Ray Coloration of NaCl Crystals. Phys.Rev., N.Y., 101 (3): 977-983, 1956.
- 81 - SIBLEY, W.A., SONDER, E. - Hardening of KCl by Electron and Gamma Irradiation. J.Appl.Phys., N.Y., 34 (8):... 2366-2370, 1963.
- 82 - NADEAU, J.S. - Hardening of Potassium Chloride by Color Centers. J.Appl.Phys., N.Y., 34 (8): 2248-2253, Aug.... 1963.
- 83 - NADEAU, J.S. - Radiation Hardening in Alkali-Halide - Crystals. J.Appl.Phys., N.Y., 35 (4). 1248-1255. Apr. 1964.
- 84 - BUDYLIN, V. - Effect of Radiation on the Mechanical Properties of Ionic Crystals. Soviet Phys. - Solid State, URSS, 2 (10): 2214-2216, Apr. 1961.
- 85 - Notícia sobre o Instituto de Pesquisas Radiotivas e o Curso de Engenharia Nuclear da Escola de Engenharia da Universidade de Minas Gerais, Publ. nº 14, Belo Horizonte, 1960.
- 86 - CAMPOS, M.M., FERREIRA, O.C., Trabalho a ser publicado, 1965.
- 87 - KUBO, K., OZAWA, K. - The formation of vacancies in LiF crystals by reactor irradiation. IAEA, Radiation Damage in Solids III, Part of Proc. Symposium on Rad. Dam. in Solids and Reactor Materials, Venice, 1962.
- 88 - TABOR, D. - The Hardness and Strength of Metals. J.Inst. Metals, Lond., 79: 1-18, 1951.

- 89 - DUGDALE, D.S. - Cone indentation experimentes. J. Mech. Phys. Solids, Lond., 2 (4): 265-277, June 1954.
- 90 - HALL, E.O. - Variation of Hardness of Metals with... Grain Size. Nature, Lond., 173: 948-949, May 1954.
- 91 - POMEY, J., ROYEZ, A., GEORGES, J.P. - La dureté à - chaud. Rév. Métall, Paris, 56 (3): 215-228, Mars 1959.
- 92 - MOTT, N.F., NABARRO, F.R.N., - An attempt to estimate the degree of precipitation hardening, with a simple - model. Proc. Phys. Soc., Lond., 52 (289): 86-89, June, 1940
- 93 - HIBBARD, Jr., W.R. - Solid Solution Hardening. Trans. Met. Soc. AIME, N.Y., 212: 1-5, Feb. 1958.
- 94 - MC TEGART, W.J. - The tensile properties of some polycrystalline magnesium alloys at low temperatures. J. Inst. Metals, 89: 215-218, 1960-61.
- 95 - BARRETT, C.S. - Estructura de los Metales (trad. de Francisco Muñoz del Corral), Aguilar, Madrid, 1957.
- 96 - MOUFLARD, M. - Etude critique des mesures de dureté et de microdureté. Métaux et Corrosion, 23 (279): 245-254, Nov. 1948.
- 97 - KITTICE, T. - DANTAS DE CARVALHO, E.L. - Tabela de conversão dos números de dureza. Bol. Assoc. Bras. Metais. S. Paulo, 2 (31): 189-190, 1953.
- 98 - DUGDALE, D.S. - HOGGART, J.S. - Relation between Vickers Hardness and Tensile Strength. Metallurgie, Manchester, 69 (413). 127-129, March, 1964.
- 99 - RIDER, J.G. - BROOKS, J.H.H. - The Relationship Between Hardness and Electrical Resistivity Changes Induced by Cold Work in Copper, Nickel and Aluminium, Appl. Materials Res., GB, 2 (1): 44-50, Jan. 1963.
- 100 - SONI, A.H. - Thermal Conductivity. Its Correlations to Hardness and Elongation. Trans. Met. Soc. AIME, N.Y., 233 (1): 267-268, Jan. 1965.

164

101 - ZHUZE, V.P., KONTOROVA, T.A. - Regarding correlation between hardness and thermal conductivity of nonmetallic crystals. Soviet Phys. - Technical Phys., URSS, 3 (8): 1593-1598, Aug. 1958.

102 - VEADO, J.T. - Ensaio Mecânicos. Dureza - Tração. Escola de Engenharia da U.M.G., Belo Horizonte, 1965.

!

*

INDICE DE AUTORES

- ABLOVA, M.S. - 63, 96, 131
 ADDA, Y - 108, 110, 112
 AUSTIN, E. - 84
 BAIRD, D.C. - 97
 BARNES, R.S. - 120
 BARRETT, C.S. - 134
 BATTACHARYA, T.K. - 121
 BAZILEVSKII, L.N. - 74
 BEAR, I.J. - 111
 BEEVERS, C.J. - 120
 BERGER, J.A. - 104
 BERGSMAN, E.B. - 65, 69, 70, 101, 104
 BOLOGA, M.K. - 64, 79, 84, 92
 BOUCHET, P. - 110, 112
 BOWDEN, F.P. - 55
 BOYARSKAYA, Yu.S. - 64, 79, 84, 92
 BROOKS, J.H.H. - 139
 BROSSA, F. - 111, 113
 BROWN, A.R.G. - 32, 94
 BUCKLE, H. - 28, 41, 42, 44, 51, 58, 99,
 101, 104, 109.
 BUDYLIN, V. - 122, 123
 CAMPOS, M.M. - 123
 COLE, J. - 105
 COMETTO, P.J. - 105
 CONDE, J.F.G. - 102
 COSTAS, L.P. - 105, 109
 DAMM, J.Z. - 121
 DANTAS DE CARVALHO, E.L. - 137
 DEMER, L.J. - 72
 DESCAMPS, J. - 109
 DUBININ, G.N. - 105
 DUGDALE, D.S. - 129, 130
 ELBAUM, C. - 66
 EMERSON, W.B. - 70, 89,
 136.
 ENGERB, E.H. - 22
 FARAGGI, H. - 110
 FENG, C. - 66
 FERREIRA, O.C. - 123
 FRENCH, D.N. - 66
 GEORGES, J.P. - 133
 GHOSH, T.K. - 120
 GIELLISSE, P.J. - 13, 14,
 15, 16, 24
 GIRCHIG, M.R. - 69, 104
 GISSY, J.L. - 65
 GORDON, R.B. - 121
 GREGG, S.J. - 54, 56
 GROSSWEINER, L.I. - 121
 HALL, E.O. - 130
 HAUSNER, H.H. - 111
 HEHEMANN, R.F. - 105
 HIBBARD, Jr. W.R. - 133
 HIKAGE, T. - 17
 HISCH, P.B. - 55
 HOGGART, J.S. - 138
 HOPKINS, H.G. - 55
 HUET, J.J. - 111
 HUGHES, T.P. - 55
 INESON, E. - 32, 94
 JORGENSEN, P.J. - 73
 JOST, W. - 107
 KATZ, O.M. - 104

- KEHL, G. L. - 13, 22, 137
 KELLAR, J. N. - 55
 KELLOGG, A. T. - 74
 KELOGLU, Yu. P. - 64, 79, 84, 92
 KITTICE, T. - 137
 KNOOP, F. - 70, 89, 136
 KONTCROVA, T. A. - 141
 KUBO, K. - 123
- LE CLAIRE, A. D. - 106, 111
 LEMAITRE, J. - 110
 LEVY, V. - 28, 112
 LIPS, E. M. H. - 31, 103
 LIU, Y. H. - 58
 LYSAGHT, V. - 101, 104
- MAIRY, C. - 110
 MAKIN, M. J. - 120
 MANHOREE, S. A. - 120
 MARSHALL, R. P. - 105
 MC TEGART, W. J. - 59, 75, 133
 MEDNETS, V. V. - 64, 79, 84, 92
 MERGHANT, H. D. - 71
 MOKIEVSKII, V. A. - 62, 62
 MOTT, B. W. - 22, 28, 32, 37, 40, 42, 47,
 48, 50, 61, 69, 70, 79, 81,
 82, 85, 96, 101, 104, 137
 MOTT, N. F. - 133
 MOUFLARD, M. - 137
 MULHEARN, T. O. - 71
- NABARRO, F. R. N. - 133
 NADEAU, J. S. - 122, 133
 NAKOJIMA, K. - 17
 NASH, S. K. - 66
 NICKOLS, D. G., - 84
 NONNENMACHER, H. - 121
 NOWICK, A. S. - 121
- O'NEILL, H. - 105
 OWEN, E. A. - 58
 OZAWA, K. - 123
- PARTRIDGE, P. G. - 66, 68, 81
 PETERS, C. G. - 70, 89, 136
 PHILIBERT, J. - 110
 PLENDL, J. N. - 13, 14, 15, 16
 24
 POHL, R. O. - 74
 POMEY, J. - 133
- RIDER, J. G. - 139
 ROBERTS, E. - 66, 68, 81
 ROSTOKER, W. - 88
 ROYEZ, A. - 133
- SACK, J. - 31, 103
 SAMUELS, L. E. - 55, 56, 57
 SANDERS, J. V. - 55, 56
 SCHIPPEREIT, G. H. - 65
 SCHRODER, J. B. - 65
 SCHWARTZ, M. - 66
 SHISHOKIN, V. P. - 74
 SIBLEY, W. A. - 122
 SIOUFFI, J. - 112
 SONDER, E. - 122
 SONI, A. W. - 140
 STORCHEIM, S. - 111
 SUTOKI, T. - 17
- TABOR, D. - 15, 22, 23, 51, 71,
 127, 137, 138, 139
 TAYLOR, W. - 87
 THEISEN, R. - 110, 111
 THOMAS, D. A. - 66
 TOLANSKY, S. - 84
 TYTGAT, D. - 111

VEADO, J.T. - 36,113

WALKER, W.W. - 72

WALLWORK, G.R. - 57

WESTBROOK, J.H. - 73

YIN-YUAN LI - 121

ZAMBROV, J.L. - 111

ZEMAN, R. - 141

ZHUZE, V.P. - 66

!

*

E R R A T A

O curto intervalo de tempo transcorrido entre a impressão d'êste trabalho e o prazo de sua apresentação, impediu a retificação de inúmeros êrros, que nem uma pequena errata, elaborada naquêle intervalo, pôde sanar.

A presente errata procura corrigir maior número de enganos e omissões, mas com ela não pretende o autor ter esgotado o rol das retificações necessárias. Antes, sabe permanecer êrros - alguns certamente de pequena monta, como os do apêndice I e da bibliografia.

Solicita pois ao leitor a paciência para tolerar tais falhas e agradece a quantos lhe apontarem as não relacionadas adiante.

E R R A T A

Pág.	Linha	Onde se lê	Leia-se
21	2	$HV = \frac{P}{\frac{1}{2} d^2 \sin \frac{1}{2} (136^\circ)}$	$HV = \frac{P}{\frac{1}{2} d^2 / \sin \frac{1}{2} (136^\circ)}$
27	3	...são ordem de quilos	... são da ordem de quilos
32	17	...ligada à corrente	... ligada à rêde
36	7/8	Hv	HV
40	13/14	...sistema de ótico	...sistema ótico
40	16	$\frac{1}{a} = 0,5 \frac{\lambda}{N} \quad (2.7)$	$a = 0,5 \frac{\lambda}{N} \quad (2.7)$
43	7	$\frac{\Delta H}{H} = \dots \quad (2.8)$	$ \frac{\Delta H}{H} = \dots \quad (2.8)$
43	8	...a variação do erro percentual	...a variação do erro relativo
52	6	...de vibrações medidas	...de vibrações nas medidas
52	9/10	...afetam fortemente o valor da microdureza medida	...afetam fortemente o <u>va</u> lor da medida da microdureza
52	16/17	...permanência do penetrador especialmente...	...permanência do penetrador, especialmente o...
55	2	BOWDEN e HUGHES ²¹ sugeriram o ser o polimento	BOWDEN e HUGHES ²¹ sugeriram ser o polimento
56	7	- do abrasivo (fig.22 a)	- do abrasivo (fig. 22)
56	9	- os sulcos desaparecem	- os sulcos desaparecem
58	5	6,0 micros	6,0 microns

Pág.	Linha	Onde se lê	Leia-se
58	11	nas operações de lisa- mento	nas operações de lixamento
61	19	os planos (011), (111) e (011),	os planos (001), (111) e (011),
62	10	pirâmide de diamante	pirâmide de diamante
65	penúlt.	plano (001) e no plano (100)	plano (0001) e no plano (1010)
65	última	paralela a (001)	paralela a [0001]
66	1	normal a (001)	normal a [0001]
66	3	microdureza Knoop	microdureza Knoop
66	8	HK = n-Kcos ϕ (2.12a)	HK = n-Kcos 2 ϕ
66	última	A tabela (PARTRIDGE e...	A tabela II (PARTRIDGE e..
67		(legenda da fig.25)	Acrescentar: SCHWARTZ et al ³⁷ .
68	5	1120 0001 1120 1010	[11 $\bar{2}$ 0] [0001] [11 $\bar{2}$ 0] [10 $\bar{1}$ 0]
75	8	5 a 300 g	5 a 300 s
77		(Tabela IV)	(Tabela IV)
		n α	n α
		-0,065 6,44	-0,06 6,44
		-0,002 77,6	-0,018 84,1
		0,003 718	0,003 718
82	15	fotografia 3	fotografia 5
84/5	últ/1	veja-se a foto nº 1	vejam-se as fotos nºs 3 e
89	fig.31	...	Completar a fig.31: orde- nada . Símbolos: o Fe, Cu, + latão, Δ Al. Na le- genda: ... ROSTOKER ⁵²
89	21/23	a n k ν	a n k ν
		0,026 2,2 30 -0,047	0,03 1,83 36,1 -0,093
		0,33 2,0 738 0,034	0,36 2,04 738 0,000
92	1/2	n = 1,90 a = 0,0094	n = 1,90 a = 0,0094
		ν = 0,078 k = 15,4	ν = 0,055 k = 13,9

Pág.	Linha	Onde se lê	Leia-se
93	19	De modo de preparação...	O modo de preparação...
94	7	curvas com as da fig.	curvas como as da fig.
100	1	sendo mais indidado	sendo mais indicado
101	3º §	O procedimento experimen tal é o de cortar-se o material transversalmen te à superfície que so freu o tratamento e exa minar-se do tratamento.	O procedimento experimen tal é o de cortar-se o o material transversal mente à superfície de tra tamento e examinar-se, no plano assim obtido, a pro fundidade de penetração pela variação da microdu reza.
108	6	Q, energia de ativação (kcal/mol)	Q, energia de ativação (cal/mol),
109	1	iii) análise pontuais	iii) análises pontuais
110	23	deposição eletrolítica justaposição	deposição eletrolítica, justaposição...
113	...	(Experiência: Difusão <u>Zin</u> co-SAP)	Acrescentar: A experiên cia abaixo foi feita nos laboratórios da EURATOM em Ispra, Itália
115	5	(2ª coluna): álcool metí lico	(2ª coluna): álcool metí co (2 partes)
115	11	(6ª coluna): ataca o ZN	(6ª coluna): ataca o Zn
120	6/7	tem grande interêsse em virtude	têm grande interêsse, em virtude
120	12/3	...a de reduzir a radia ção a que expõe o obser vador.	...a de reduzir a radia ção a que expõem o obser vador.
120	21	a -195°C é recuperado	a -195°C são recuperados..
123	10	fortemente coloridas	fortemente coloridos
130	2	microdureza depende	microdureza dependa
132	19	por irradiação com os	por irradiação como os
132	penúlt.	A dureza por ser medida	A dureza pode ser medida
133	12	Y. então de escoamento	Y. tensão de escoamento

Pág.	Linha	Onde se lê	Leia-se
133	15	parece incompleto conforme	parece incompleto, <u>con</u> <u>forme</u>
133	16	Mc TEGRAT ⁹⁴	Mc TEGART ⁹⁴
133	última	é mais pronunciado quanto o defeito	é mais pronunciado quando o defeito
141	12/13	K, de cristais, não metali <u>ç</u> cos.	K, de cristais não-me <u>ta</u> lísticos.
141	14	K correspondem maior H	K correspondem maiores H

146 Apêndice I

— Erros fâcilmente reconhecíveis —

153	última	$\frac{\Delta H}{H} = 0,96570 \text{ tg } \theta$	$\frac{\Delta H}{H} = 0,9657 \text{ tg } \theta$
156	24	21 - BOWDEN, F.P., NUGHES	21 - BOWDEN, F.P., HUGHES
161	7/8	Uranium-zirconium-zirconi <u>ç</u> um	Uranium-zirconium

E R R A T A

Pág.	Linha	Onde se lê	Leia-se
43	3	da fig. 15b	da fig. 14b
56	9	(...)Os sulcos despa- recem	Os sulcos desapa- recem
58	5	6,0 micros	6,0 microns
	11	nas operações de li- samento	nas operações de lixamento
61	19	planos (011), (111) e (011)	planos (001), (111) e (011)
66	últ.	A tabela (PARTRIDGE e ...)	A tabela II (PAR - TRIDGE e...)
68	5	1120 0001 1120 1010	[1120] [0001] [1120] [1010]
75	8	5 a 300 g	5 a 300 s
89	fig.		Completar a fig. 31: ordenada γ ; o Fe, ● Cu, + latão, Δ Al
93	19	De modo de prepara- ção	O modo de preparação
100	1	sendo mais indidado	sendo mais indicado
120	6	tem grande	têm grande
130	2	microdureza depende	microdureza dependa
132	23	A dureza por ser me- dida	A dureza pode ser me- dida
146a	6ªA)	Microscópio aperfei- coado	Microscópio aperfei- çoado
	8ªB)	dimensões da peça	dimensões da peça

JUAREZ TÁVORA VEADO.

ASPECTOS DO ENSAIO
DE
MICRODUREZA

Tese de Concurso de
Livre Docência da
Cadeira de Metalur-
gia Física da UFMG.

Belo Horizonte - Minas Gerais

1 965