

VICENTE CHIAPERINI

# TECNOLOGIA MECÂNICA

Estrutura e Propriedades das Ligas Metálicas

VOL. I

2<sup>a</sup> edição



McGraw-Hill

VICENTE CHIAPERINI

Professor Titular da Escola Politécnica  
da Universidade de São Paulo  
Membro Honorário da Associação Brasileira de Metais

# TECNOLOGIA MECÂNICA

ESTRUTURA E PROPRIEDADES  
DAS LIGAS METÁLICAS

VOLUME I

2<sup>a</sup> edição

620.142  
652.2t  
08.01  
30.09

MAKRON Books do Brasil Editora Ltda.  
Editora McGraw-Hill Ltda.  
São Paulo  
Rua Tabapuã, 1105, Itaim-Bibi  
CEP 04533  
(011) 829-8604 e (011) 820-8528

Rio de Janeiro • Lisboa • Porto • Bogotá • Buenos Aires • Guatemala  
• Madrid • México • New York • Panamá • San Juan • Santiago

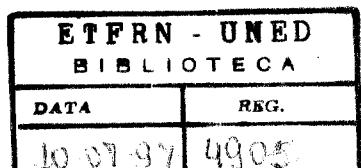
Auckland • Hamburg • Kuala Lumpur • London • Milan • Montreal  
• New Delhi • Paris • Singapore • Sydney • Tokyo • Toronto

Tecnologia Mecânica – Estrutura e Propriedades das Ligas Metálicas  
Copyright ©1977, 1986 da Editora McGraw-Hill, Ltda.

Todos os direitos para a língua portuguesa reservados pela Editora McGraw-Hill  
Ltda.

Nenhuma parte desta publicação poderá ser reproduzida, guardada pelo sistema “retrieval” ou transmitida de qualquer modo ou por qualquer outro meio, seja este eletrônico, mecânico, de fotocópia, de gravação, ou outros, sem prévia autorização, por escrito, da Editora.

Editor: Alberto da Silveira Nogueira Júnior  
Coordenadora de Revisão: Daisy Pereira Daniel  
Supervisor de Produção: Edson Sant'Anna  
Capa: Lay out: Cyro Giordano  
Arte Final: Jaime Marques



28.09 4905

**Dados de Catalogação na Publicação (CIP) Internacional**  
**(Câmara Brasileira do Livro, SP, Brasil)**

C458t Chiaverini, Vicente, 1914–  
v. 1-3 Tecnologia mecânica / Vicente Chiaverini. –  
2. ed. – São Paulo : McGraw-Hill, 1986.

Bibliografia.

Conteúdo: v. 1. Estrutura e propriedades das ligas metálicas. – v. 2. Processos de fabricação e tratamento. – v.3. Materiais de construção mecânica.

1. Engenharia mecânica 2. Mecânica aplicada I. Título.

85-2045

CDD-621  
-620.1

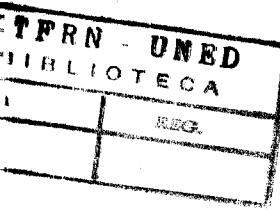
- Índices para catálogo sistemático:**  
1. Engenharia mecânica 621  
2. Mecânica aplicada 620.1

ESTADO FEDERADO DO RIO GRANDE DO NORTE  
Departamento de Administração  
Divisão do Patrimônio Palhônio  
SEÇÃO DE PATRIMÔNIO  
Ficha 1/1 69228

Data do Lançamento / /  
Comprovante de Lançamento N°

A minha esposa

A meus filhos



SUMARIO -



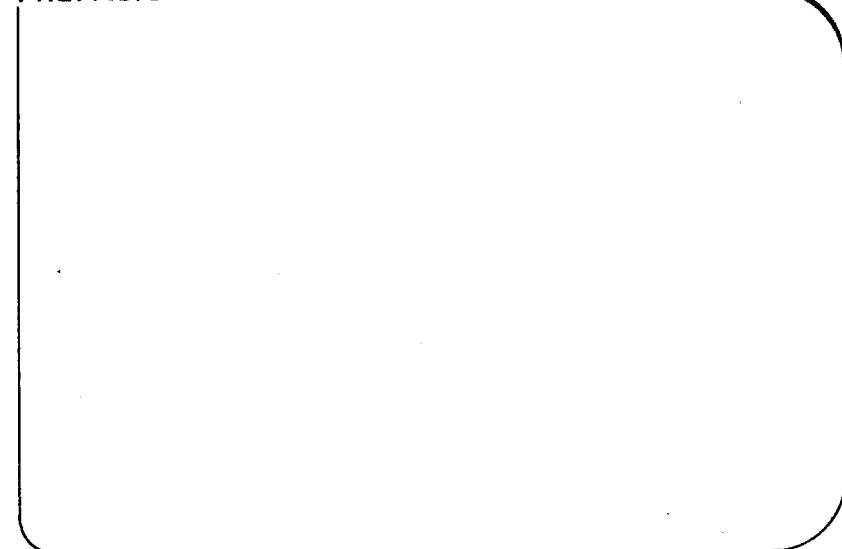
PREFÁCIO . . . . .	XIII
I - ESTRUTURA METÁLICA - CARACTERÍSTICOS GERAIS DOS METAIS . . . . .	1
1 - A constituição da matéria . . . . .	1
2 - Mudanças de fases . . . . .	2
3 - Algumas definições . . . . .	4
4 - Natureza do átomo . . . . .	5
5 - Associação de átomos . . . . .	8
5.1 - Ligação iônica . . . . .	8
5.2 - Ligação covalente . . . . .	9
5.3 - Ligação Van der Waals . . . . .	9
5.4 - Ligação metálica . . . . .	9
6 - Materiais metálicos . . . . .	10
6.1 - Ocorrência dos metais . . . . .	10
6.2 - O estado metálico . . . . .	11
7 - Característicos gerais dos metais . . . . .	11
7.1 - Densidade . . . . .	12
7.2 - Propriedades térmicas . . . . .	14
7.3 - Propriedades elétricas e magnéticas . . . . .	15
7.4 - Propriedades óticas . . . . .	17
7.5 - Propriedades químicas . . . . .	18

II	- ESTRUTURA CRISTALINA DOS METAIS . . . . .	19
	1 - Sistemas e reticulados cristalinos . . . . .	19
	1.1 - Alotropia . . . . .	23
	2 - Parâmetro do reticulado . . . . .	24
	3 - Planos cristalográficos, direções cristalográficas Índices de Miller . . . . .	25
	4 - Imperfeições ou defeitos cristalinos . . . . .	30
	4.1 - Imperfeições de ponto . . . . .	30
	4.2 - Imperfeições de linha . . . . .	31
	4.3 - Outras imperfeições cristalinas . . . . .	36
III	- PLASTICIDADE DOS METAIS . . . . .	39
	1 - Introdução . . . . .	39
	2 - Deformação elástica . . . . .	39
	3 - Deformação plástica . . . . .	43
	3.1 - Deformação por escorregamento . . . . .	43
	3.2 - Escorregamento mediante movimento de discordância . . . . .	47
	3.3 - Deformação por maiação . . . . .	48
	4 - Deformação dos metais policristalinos . . . . .	50
	4.1 - Deformação a frio e deformação a quente . . . . .	52
	4.2 - Recristalização . . . . .	55
	4.3 - Crescimento de grão . . . . .	56
	4.4 - Medida do tamanho de grão . . . . .	59
	4.5 - Comentários finais sobre a recristalização . . . . .	59
	4.6 - Trabalho a quente . . . . .	61
IV	- LIGAS METÁLICAS . . . . .	63
	1 - Impurezas nos metais . . . . .	63
	2 - Soluções sólidas . . . . .	63
	3 - Difusão . . . . .	66
	4 - Ligas metálicas . . . . .	67
	4.1 - Lei das fases de Gibbs . . . . .	68
	5 - Diagramas de equilíbrio ou de constituição . . . . .	69
	5.1 - Ligas cujos componentes são totalmente solúveis tanto no estado líquido como no sólido . . . . .	69
	5.2 - Ligas cujos componentes são totalmente solúveis no estado líquido, porém insolúveis no estado sólido . . . . .	73
	5.3 - Ligas cujos componentes são totalmente solúveis no estado líquido, mas apenas parcialmente solúveis no estado sólido . . . . .	77
	5.4 - Ligas cujos componentes podem formar, em parte, compostos intermetálicos que podem, por sua vez, ser inteiramente solúveis, parcialmente solúveis ou inso-	

V	- PROPRIEDADES MECÂNICAS E SUA DETERMINAÇÃO - DEFINIÇÕES . . . . .	84
	1 - Introdução . . . . .	84
	2 - Definições . . . . .	85
	3 - Coeficiente de segurança e tensão admissível de trabalho . . . . .	86
	4 - Ensaios mecânicos, normas e especificações . . . . .	87
	5 - Levantamento de dados obtidos nos ensaios . . . . .	88
VI	- RESISTÊNCIA À TRAÇÃO E RESISTÊNCIA A COMPRESSÃO . . . . .	93
	1 - Resistência à tração. Gráfico tensão-deformação . . . . .	93
	1.1 - Alongamento e estrição. Ductilidade . . . . .	101
	2 - Diagrama tensão-deformação verdadeiro . . . . .	104
	3 - Curvas tensão-deformação para alguns materiais . . . . .	105
	4 - Tipos de fratura por tração . . . . .	107
	5 - Corpos de prova empregados no ensaio de tração . . . . .	112
	6 - Resiliência e tenacidade . . . . .	113
	7 - Observações finais sobre a resistência à tração e o ensaio de tração . . . . .	114
	8 - Resistência à compressão . . . . .	115
	8.1 - Ensaio de compressão . . . . .	116
VII	- RESISTÊNCIA AO DOBRAMENTO E RESISTÊNCIA À FLEXÃO OU À RUPTURA TRANSVERSAL. ENSAIOS CORRESPONDENTES . . . . .	118
	1 - Dobramentos . . . . .	118
	1.1 - Ensaio de dobramento . . . . .	120
	2 - Resistência à ruptura transversal . . . . .	122
	3 - Conclusões . . . . .	124
VIII	- RESISTÊNCIA AO CISALHAMENTO E À TORÇÃO . . . . .	126
	1 - Introdução . . . . .	126
	2 - Ensaios . . . . .	127
	3 - Conclusões . . . . .	133
IX	- DUREZA . . . . .	134
	1 - Introdução . . . . .	134
	2 - Ensaios de dureza . . . . .	137
	2.1 - Ensaio de dureza Brinell . . . . .	138
	2.2 - Ensaio de dureza Rockwell . . . . .	141

2.3 - Rockwell superficial . . . . .	144
2.4 - Ensaio de dureza Vickers . . . . .	144
2.5 - Dureza escleroscópica . . . . .	146
2.6 - Ensaios de microdureza . . . . .	146
3 - Relações de conversão de dureza . . . . .	148
4 - Relações entre dureza e resistência à tração . . . . .	148
5 - Conclusões . . . . .	150
X - FLUÊNCIA . . . . .	152
1 - Fenômeno da fluênci a . . . . .	152
2 - Ensaios de fluênci a . . . . .	156
2.1 - Resistênci a à fluênci a . . . . .	157
2.2 - Resistênci a à ruptura por fluênci a . . . . .	157
2.3 - Dispositivos para ensaio de fluênci a . . . . .	157
3 - Curvas representativas de propriedades de fluênci a . . . . .	162
4 - Recuperação e relaxação . . . . .	165
5 - Conclusões . . . . .	166
XI - RESISTÊNCIA AO CHOQUE . . . . .	167
1 - Introdução . . . . .	167
2 - Ensaios de choque . . . . .	169
3 - Temperatura de transição . . . . .	173
3 - Conclusões . . . . .	176
XII - FADIGA . . . . .	178
1 - Introdução . . . . .	178
2 - Ensaios de fadiga . . . . .	183
2.1 - Corpos de prova para ensaio de fadiga . . . . .	190
3 - Fatores que influem na resistênci a à fadiga dos metais . . . . .	190
3.1 - Efeito da composição e das condições de fabricação . . . . .	191
3.2 - Efeito da freqüênci a da tensão cíclica . . . . .	192
3.3 - Efeito da temperatura . . . . .	194
3.4 - Efeito das dimensões . . . . .	195
3.5 - Efeito da forma . . . . .	196
3.6 - Efeito das condições superficiais . . . . .	200
3.7 - Efeito do tratamento superficial . . . . .	200
3.8 - Efeito do meio . . . . .	208
3.9 - Efeito do atrito . . . . .	210
4 - Relação do limite de fadiga com a resistênci a à tração dos metais . . . . .	211
5 - Outros tipos de esforços . . . . .	211
6 - Conclusões . . . . .	212

XIII - PROPRIEDADES E ENSAIOS DIVERSOS . . . . .	215
1 - Capacidade de amortecimento . . . . .	215
1.1 - Ensaios de amortecimento . . . . .	218
2 - Capacidade de embutimento . . . . .	219
3 - Resistênci a ao desgaste . . . . .	220
3.1 - Ensaios de desgaste . . . . .	223
4 - Usinabilidade . . . . .	224
4.1 - Ensaios de usinabilidade . . . . .	226
XIV - ESFORÇOS COMBINADOS - TEORIAS DE RESISTÊNCIA . . . . .	229
1 - Teorias de resistênci a . . . . .	229
1.1 - Teoria de RANKINE ou da "tensão máxima" . . . . .	230
1.2 - Teoria de SAINT-VENANT ou da "deformação máxima" . . . . .	231
1.3 - Teoria de "cisalhamento máximo" . . . . .	232
1.4 - Teoria de BELTRAMI ou da "energia-deformação" ou "trabalho de deformação máxima" . . . . .	232
1.5 - Teoria de HUBER ou da "energia de empenamento" . . . . .	232
2 - Cargas cíclicas . . . . .	232
3 - Escolha de uma teoria de resistênci a . . . . .	233
4 - Teoria de MOHR . . . . .	235
5 - Ensaios sob tensões multiaxiais . . . . .	242
5.1 - Corpo de prova plano em forma de cruz . . . . .	243
5.2 - Corpo de prova cilíndrico oco, de paredes finas . . . . .	243
5.3 - Corpo de prova com compressão superposta em tração . . . . .	244
6 - Tensões de trabalho . . . . .	244
Questões e Exercícios . . . . .	248
Bibliografia . . . . .	256
Índice Analítico . . . . .	259



A indústria moderna, em todos os seus setores produtivos, está exigindo equipamentos e componentes mecânicos cada vez mais sofisticados; daí a necessidade de conhecer-se, com razoável profundidade, os materiais empregados no seu projeto e construção, sobretudo os metálicos, os quais constituem ainda a principal fonte de suprimento da matéria-prima necessária.

O emprego das ligas metálicas na engenharia e na indústria é baseado, principalmente, nas suas propriedades mecânicas, embora, em muitas aplicações, além dessas, outras propriedades devam ser consideradas como resistência à corrosão, resistência ao calor, característicos elétricos e magnéticos etc.

As propriedades mecânicas estão intimamente relacionadas com a estrutura, a qual, por sua vez, depende da composição química e das condições de fabricação das ligas.

Porque esses conhecimentos são fundamentais para a melhor compreensão do comportamento das ligas quando sujeitas às cargas de serviço, assim como para a seleção correta das ligas para determinadas condições de serviço, o objetivo desta obra, de fins didáticos e como fonte de consulta para profissionais da engenharia e da indústria, é analisar a estrutura e as propriedades dos metais e suas ligas e estudar a correlação desses característicos entre si e com as condições de fabricação.

Os assuntos e os dados aqui apresentados são o resultado de uma extensa pesquisa bibliográfica que cobre as principais publicações com eles relacionados.

A sistemática adotada na exposição é baseada na experiência do autor de longos anos de ensino de engenharia, no seu contato constante com casos que ocorrem na indústria e nas freqüentes indagações que lhe são feitas a respeito de muitos dos fatos que se verificam no emprego de peças metálicas em determinadas condições de serviço.

## CAPÍTULO I

### ESTRUTURA METÁLICA — CARACTERÍSTICOS GERAIS DOS METAIS

**1 A constituição da matéria** Os noventa elementos que constituem a Terra estão presentes em quantidades muito diferentes e distribuídos de modo totalmente não uniforme na atmosfera, na hidrosfera e na litosfera.

A matéria do universo é constituída de átomos; mas somente os gases inertes, que constituem apenas uma pequena fração da atmosfera, são encontrados no estado atômico. A maioria dos elementos existe na forma de moléculas consistindo em dois ou mais átomos iguais ou diferentes; exemplos  $O_2$ ,  $N_2$  ou  $CO_2$ .

A hidrosfera ou os oceanos são principalmente água contendo substâncias dissolvidas em quantidades variáveis. A maioria dessas substâncias existe no estado “iônico” ou “carregado”, de preferência ao estado atômico ou neutro.

As rochas, areias e argilas da litosfera ou da crosta terrestre são principalmente agregados sólidos ou compostos envolvendo os elementos oxigênio, silício, alumínio, sódio, hidrogênio, ferro, cálcio, magnésio, potássio e titânio mais comumente.

A parte da matéria estruturalmente homogênea é denominada “fase”.

Um gás ou uma mistura de gases não possuem um arranjo molecular ou atômico internamente regular, devido ao movimento a esmo e à grande separação de seus constituintes. Os gases puros ou uma mistura de gases são considerados um sistema de fase simples, como o estado gasoso.

Os líquidos se parecem, de certo modo, com gases comprimidos. Contudo, as forças interatômicas ou intermoleculares, responsáveis pela sua estabilidade entre as temperaturas de fusão e de ebulação promovem uma "ordenação local" no estado líquido.

Aqui a relação espacial entre um átomo ou molécula e seus vizinhos é regular a cada instante, mas muda continuamente com o tempo e o movimento das partículas é suficientemente vigoroso para impedir uma "ordenação" em faixa mais longa. Ao contrário dos gases, os líquidos podem existir como fases distintas que não se misturam. Uma combinação de óleo e água ou de mercúrio e água produz duas fases separadas por um contorno, ao passo que o álcool e a água formam uma fase simples, devido à solubilidade total mútua, ou seja, estão intimamente misturados numa escala de dimensões atômicas.

Alguns sólidos como o quartzo cristalino ( $\text{SiO}_2$ ), a galena ( $\text{PbS}$ ), o gelo ( $\text{H}_2\text{O}$ ) e um sólido não-cristalino como o vidro, são substâncias de fase simples. Outros como o granito, a madeira e o aço são substâncias de fases múltiplas, ou seja, são agregados de duas ou mais fases que se diferenciam pela composição química e pela estrutura.

Os sólidos de fases múltiplas podem ser reconhecidos pela observação ótica de sua "microestrutura", com elevados aumentos.

Como se verá, os átomos de um sólido possuem posições geometricamente fixas, um em relação ao outro, ao contrário dos líquidos e dos gases.

## 2 Mudanças de fase

Praticamente todos os elementos puros são encontrados no estado sólido (cristalino), líquido ou gasoso, dependendo das condições externas de temperatura e pressão.

Medindo-se o calor necessário para fundir ou vaporizar tais substâncias, pode-se obter informações úteis.

A Figura 1<sup>(1)</sup> mostra uma curva típica de aquecimento; as linhas A, C e E representam a modificação de temperatura com a adição de calor para os estados sólido, líquido e gasoso e as linhas B e D correspondem às chamadas "paradas térmicas", associadas com a fusão e a vaporização.

A situação correspondente ao resfriamento do vapor ao líquido e em seguida ao sólido envolve o processo inverso.

Contudo, nem todos os materiais se comportam desse modo, ou seja, nem todos apresentam uma evolução bem marcada de calor na solidificação: elementos formadores de vidro, como o selênio e compostos como a sílica  $\text{SiO}_2$  e muitos polímeros orgânicos, quando resfriados a partir do estado líquido, são exemplos em que a porção líquida da curva de resfriamento continua sem descontinuidade até as temperaturas em que os materiais se tornam sólidos.

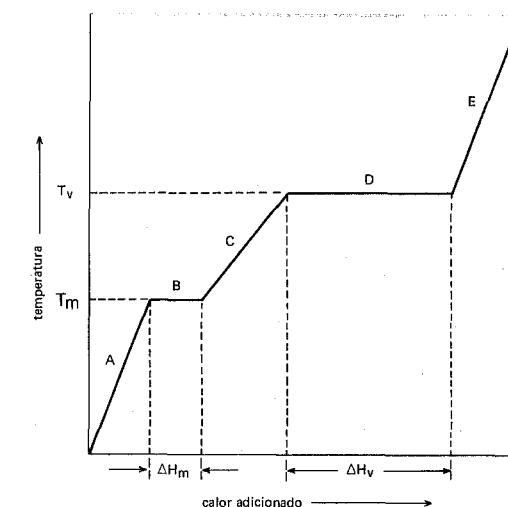


Figura 1 Curva de aquecimento típica para uma substância pura sob pressão constante.

Esse comportamento depende da velocidade de resfriamento, como está indicado na Figura 2<sup>(1)</sup>:

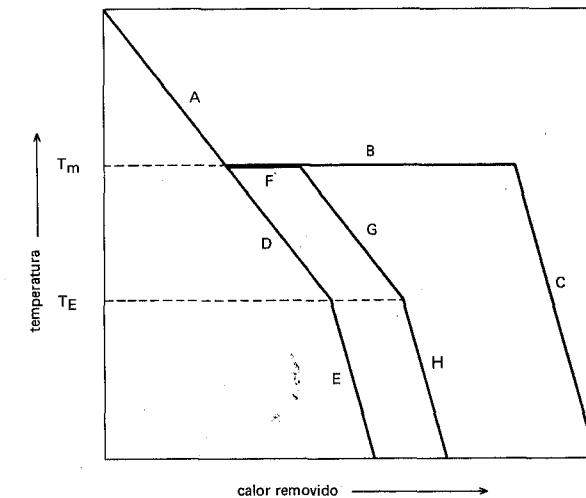


Figura 2 Curvas de resfriamento para substâncias que não cristalizam imediatamente.

para resfriamento muito lento, os trechos A, B e C representam o líquido, o processo de solidificação (cristalização) e o sólido (vidro), respectivamente;

- para resfriamento relativamente rápido, os trechos A, D e E representam o líquido, o líquido super-resfriado e o sólido, respectivamente;
- para uma velocidade intermediária, os trechos A, F, G e H representam o líquido, o processo parcial de cristalização, as cristalitas em matriz de líquido super-resfriado e as cristalitas em matriz vidrosa, respectivamente.

**3 Algumas definições** Chama-se “entalpia”<sup>(1)</sup> à quantidade de energia de uma substância sob aquecimento e sujeita a pressão constante. A entalpia é expressa por

$$H = E + PV, \text{ onde}$$

$$H = \text{entalpia}$$

$$P = \text{pressão}$$

$$V = \text{volume}$$

$$E = \text{energia interna, ou seja, a energia cinética média de todos os átomos.}$$

“Entropia” é a medida da distribuição a esmo ou do grau de desordem dos arranjos internos dos átomos ou moléculas num sistema de materiais de fase simples<sup>(1)</sup>.

Para quantificar a entropia S, admite-se que a entropia de um cristal perfeito puro seja igual a 0°K, correspondente a um estado de perfeita ordem<sup>(\*)</sup>.

Assim como a entalpia, a entropia ou “desordem” de um sistema aumenta com a temperatura.

O produto da entropia pela temperatura absoluta TS é chamado “fator de entropia” e tem as unidades de energia.

A diferença entre a entalpia H de um sistema e seu fator de entropia é chamada “energia livre Gibbs G”:

$$G = H - TS$$

A Figura 3<sup>(1)</sup> mostra a variação da energia livre G com a temperatura para as fases líquida e sólida da água.

<sup>(\*)</sup> 0°K (escala Kelvin) = -273°C (temperatura mínima absoluta).

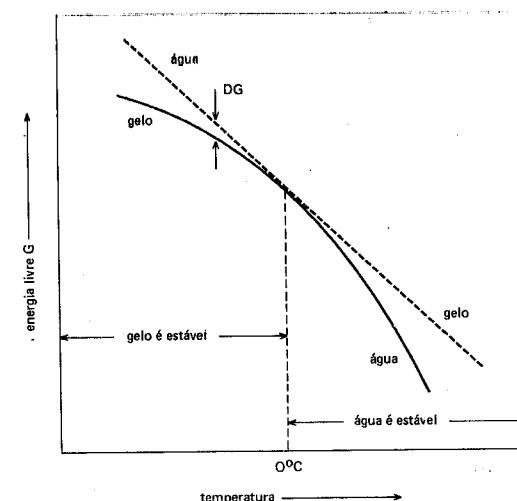


Figura 3 Energia livre como função da temperatura para as formas cristalina (gelo) e líquida (água).

Nota-se que abaixo de 0°C – temperatura de equilíbrio de fusão ou solidificação – e à pressão atmosférica, a energia livre do gelo é menor que a da água; logo o gelo é fase estável. Acima de 0°C, a água é a fase estável. A qualquer temperatura, a diferença de energia livre – DG – é representada pela separação vertical entre as duas curvas. No ponto de equilíbrio de fusão – 0°C – as energias livres são iguais e tanto a água como o gelo são estáveis.

**4 Natureza do átomo** Para explicar a natureza do átomo, por muito tempo utilizou-se o modelo de BOHR, proposto em 1913, que compara o átomo ao sistema solar: um núcleo (sol) e partículas ou corpúsculos movendo-se rapidamente, em órbitas circulares ou elípticas (planetas) em torno do núcleo.

As partículas em movimento são os “elétrons”, carregadas negativamente. O núcleo, por sua vez, é composto de dois outros tipos de partículas: o “nêutron” com carga elétrica neutra e o “próton” com carga elétrica positiva, do mesmo valor que a do elétron, cuja carga elétrica é negativa e equivale a  $-1,602 \cdot 10^{-19}$  coulomb<sup>(1)</sup>.

O conceito de BOHR, embora ainda utilizado pela sua clareza e simplicidade está ultrapassado, devido às teorias da física moderna: “quantização de energia” de PLANK, “dualidade onda-corpúsculo” de DE BROGLIE, “indeterminação” de HEISENBERG e “equivalência entre massa e energia” de EINSTEIN, as quais propiciam uma nova interpretação da estrutura atômica<sup>(2)</sup>.

Assim, os elétrons, em vez de serem considerados meramente como partículas, possuem natureza dupla, comportando-se ao mesmo tempo como partículas (ou corpúsculos) ou como ondas e, do mesmo modo, não se pode afirmar que um dado elétron se encontre, num dado instante, num determinado ponto com uma determinada energia.

O núcleo do átomo é, pois, circundado por elétrons, os quais se movimentam rapidamente. O diâmetro atômico é muito pequeno: da ordem de  $10^{-10}$  m ou  $10^{-4}$  micrões e o do núcleo é da ordem de  $10^{-15}$  m<sup>(1)</sup>. O átomo de ferro<sup>(3)</sup>, por exemplo, possui um raio de 1,241 Å<sup>(\*)</sup>.

Apesar do seu menor diâmetro, o núcleo contém a maior parte da massa atômica. O próton e o nêutron possuem aproximadamente a mesma massa, cada uma das quais é 1.800 vezes maior que a de um elétron.

O nêutron é eletricamente neutro, mas o próton tem uma carga elétrica positiva correspondente a  $+1,602 \times 10^{-19}$  coulomb, a qual é exatamente a carga negativa de um elétron.

O peso de um átomo é praticamente proporcional ao peso total de prótons e nêutrons do núcleo.

O peso de um elemento químico é chamado "peso atômico", o qual varia dentro de uma faixa muito ampla, desde 1,008 para o hidrogênio, até cerca de 250 para alguns dos elementos instáveis transuranianos<sup>(4)</sup>.

O peso atômico é expresso em gramas por átomo-grama.

Um átomo-grama contém sempre  $6,02 \times 10^{23}$  átomos (número de Avogadro)<sup>(4)</sup>.

Assim

$$\text{peso do átomo} = \frac{\text{peso atômico}}{6,02 \times 10^{23}}$$

O número de prótons no núcleo Z é chamado de número atômico e caracteriza um elemento químico<sup>(1)</sup>.

O número correspondente à massa atômica de um átomo, expresso por A, é dado por

$$A = Z + N$$

onde N é o número de nêutrons do núcleo.

<sup>(\*)</sup> 1 Å =  $10^{-8}$  cm =  $10^{-7}$  mm =  $10^{-4}$  micrões.

Um elemento químico é caracterizado pelo número Z, de modo que átomos de um dado elemento podem apresentar um número variável de nêutrons.

"Isótopos" são considerados subespécies de elementos químicos, com o mesmo número Z, mas diferentes números A e N. O peso atômico de um elemento corresponde à média das massas atômicas de vários isótopos que ocorrem naturalmente no elemento. A escala de peso atômico é baseada no valor do isótopo de carbono que corresponde a 12 e que tem um número de massa atômica equivalente a 12<sup>(1)</sup>.

O núcleo de um átomo pesa menos do que a soma dos pesos de suas partículas componentes isoladamente. A diferença entre a massa real e a dos componentes é chamada "efeito de massa"<sup>(1)</sup> e se relaciona com a energia ligadora do núcleo  $\Delta E$ , por intermédio da equação de Einstein:

$$\Delta E = \Delta mc^2$$

onde c é a velocidade da luz.

As forças nucleares que unem os prótons e os nêutrons são enormes e a energia de ligação equivale a cerca de 8,5 milhões de elétrons-volts (meV) por partícula do núcleo<sup>(\*)</sup>.

A maior energia de ligação por partícula do núcleo encontra-se em núcleos de número atômico médio, como no do ferro. Nesses núcleos, N é aproximadamente igual a Z. Para núcleos de número atômico maior, como no urânia, N é aproximadamente igual a 1,5Z e a energia de ligação por partícula do núcleo é menor. Em razão dessa estabilidade nuclear menor, alguns isótopos de urânia são instáveis em relação à fissão, ou seja, se o isótopo de urânia (Z = 92, A = 235) é bombardeado com um nêutron, ocorre uma reação que desprende grande quantidade de energia e resulta em produtos de reação que são núcleos e nêutrons de menores dimensões.

Pela teoria de Bohr, os elétrons se movem em torno do núcleo de um átomo de acordo com órbitas circulares ou elípticas. O elétron que gira na órbita mais vizinha do núcleo possui menor energia do que o que se move numa órbita mais externa. Desse modo, para mover um elétron de uma órbita mais interna para uma órbita mais externa é necessário realizar um trabalho e, inversamente, a energia é liberada, na forma de radiação eletromagnética, se um elétron for capaz de movimentar-se de uma órbita mais externa para uma mais interna.

<sup>(\*)</sup> Um elétron-volt corresponde à quantidade de energia que um elétron adquire ao ser acelerado mediante a queda de voltagem de um volt. Isso equivale a  $1,602 \times 10^{-19}$  ( $3,83 \times 10^{-20}$  cal.).

Os elétrons da órbita mais externa são chamados “elétrons de valência”.

Outra propriedade importante dos elétrons é a de apresentarem um movimento de rotação. Eles podem ser visualizados como pinos girando em torno de um eixo que passe pelo seu centro. Os elétrons podem, pois, ser imaginados como pequenos ímãs, visto que uma carga elétrica girando cria um campo eletromagnético. Conforme esses imaginários pinos giram para a esquerda ou para a direita, diz-se que eles possuem “spin” positivo ou negativo.

Na realidade, como já foi mencionado e como é afirmado pela mecânica das ondas (conceito de Heisenberg), um elétron não pode ser definido como uma partícula girando numa órbita com um raio determinado. Há, ao contrário, uma “probabilidade” de um elétron situar-se em certas regiões espaciais, de modo que a sua localização é melhor descrita em termos de sua “probabilidade de distribuição de densidade”, o que é comumente chamado “nuvem de elétrons”.

A reatividade química dos átomos de diferentes elementos é devida à sua estrutura eletrônica, ou seja, do número e da distribuição espacial dos elétrons mais externos. As ligações interatômicas resultam da interferência das ondas estacionárias e eletrônicas de dois ou mais átomos.

Algumas substâncias atraem-se mutuamente muito pouco, como os gases inertes hélio, neônio e argônio e apresentam reatividade química muito pequena. Tais substâncias condensam-se a temperatura muito baixa. Outras substâncias, como o gás metano ( $\text{CH}_4$ ), são fortemente ligadas internamente, mas sua atração, uma pela outra, é muito fraca. Finalmente, substâncias como cloreto de sódio, silício e cobre, possuindo alto ponto de fusão, apresentam uma ligação forte no estado sólido.

**5 Associação de átomos** Esses três tipos de substâncias servem para exemplificar os três tipos iniciais de associação atômica ou ligação química, a saber: ligação iônica ( $\text{NaCl}$ ) também chamada heteropolar, ligação covalente (silício) também chamada homopolar e ligação metálica (cobre)<sup>(5)</sup>.

Existe outro tipo de ligação, que é a mais fraca de todas, a chamada ligação Van der Waals.

**5.1 Ligação iônica** É o tipo mais simples de ligação e o mais fácil de descrever: átomos de elementos com um ou dois elétrons de valência (da órbita mais externa) facilmente libertam esses elétrons, tornando-se íons carregados positivamente. O  $\text{NaCl}$  e o  $\text{MgO}$  são exemplos de sólidos em que predomina esse tipo de ligação. Para formar-se o  $\text{NaCl}$  há transferência dos elétrons de valência do átomo de Na ao átomo de Cl. Para remover os elétrons-valência de átomos de sódio livres, gasta-se uma certa quantidade de

energia, o que resulta em íons de sódio carregados positivamente (cátions  $\text{Na}^+$ ). A aquisição dos elétrons por átomo de cloro livre corresponde a uma liberação de energia, formando-se íons de cloro carregados negativamente (ânions  $\text{Cl}^-$ ).

**5.2 Ligação covalente** Neste caso, um átomo compartilha seus elétrons com um átomo adjacente. O exemplo mais simples é encontrado na molécula de hidrogênio, em que são necessários dois átomos de hidrogênio para formar sua molécula. Átomos diferentes podem igualmente combinar-se para formar moléculas com ligação covalente. Exemplos: fluoreto de hidrogênio  $\text{HF}$ , água  $\text{H}_2\text{O}$ , amônia  $\text{NH}_3$  e metana  $\text{CH}_4$ . Nesses casos cada átomo fornece um elétron para formar uma ligação de um par de elétrons.

**5.3 Ligação Van der Waals** É a ligação interatômica ou intermolecular mais fraca e que ocorre entre átomos de gases inertes. Nestes gases, a órbita mais externa (de valência) está completa e, em consequência, os seus átomos possuem atração mútua muito pequena. Nessa ligação, ocorre apenas influência mútua das ondas eletrônicas estacionárias sem que os elétrons sejam compartilhados.

**5.4 Ligação metálica** Nesta ligação, os elétrons são compartilhados por inúmeros átomos. Este tipo de ligação pode ser mais facilmente explicado da seguinte maneira: se num átomo existirem apenas poucos elétrons de valência, eles podem ser removidos de modo relativamente fácil, ao passo que os elétrons restantes são mantidos firmemente ligados ao núcleo. Forma-se, de fato, uma estrutura constituída de íons positivos e de elétrons de não-valência, ou seja, pertencentes às órbitas mais internas, os que são mantidos ligados ao núcleo. Em outras palavras, os elétrons de valência podem eventualmente abandonar a órbita do átomo do qual participam para se incorporarem ao átomo vizinho. Pode, por assim dizer, haver uma troca de elétrons-valência: se um átomo pode perder um ou mais elétrons-valência do seu sistema, ele pode igualmente receber um ou mais elétrons-valência dos átomos vizinhos, ou ainda compartilhar elétrons-valência com esses átomos vizinhos.

Assim, admite-se que na ligação metálica, o átomo se acha constantemente no estado de perder, adquirir ou compartilhar elétrons-valência com os átomos vizinhos.

A Figura 4 constitui uma representação esquemática do fenômeno: uma nuvem de elétron em constante movimento, na qual se acham imersos os íons.

A alta mobilidade dos elétrons-valência explica as relativamente elevadas condutibilidades elétrica e térmica dos metais.

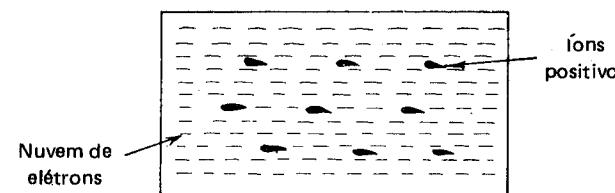


Figura 4 Representação esquemática do fenômeno resultante da ligação metálica.

Do conceito acima, surge a definição mais científica de metal: "elemento que prontamente perde elétrons, de modo a criar uma ligação metálica e resultar condutibilidade elétrica".

**6 Materiais metálicos** Os metais constituem o mais importante grupo de materiais de construção, graças às inúmeras aplicações nos vários campos da engenharia.

O seu crescente emprego e importância deve-se principalmente ao contínuo conhecimento que se tem adquirido de suas propriedades e do seu comportamento, sob a ação das diversas condições de serviço, assim como ao constante aperfeiçoamento dos métodos de fabricação e tratamento e ao progressivo desenvolvimento de novas ligas.

O metal mais empregado é ainda o ferro. Outros metais, contudo, como o alumínio, o cobre, o chumbo, o zinco, o estanho, o níquel e o magnésio e outros menos comuns – cromo, tungstênio, titânio etc. – são imprescindíveis em muitas aplicações, de modo que sua importância é igualmente considerável.

**6.1 Ocorrência dos metais** Alguns metais são encontrados no estado chamado nativo, ou seja, na forma praticamente pura. Exemplos: ouro, platina e, mais raramente, cobre, prata e mercúrio.

Na maioria das vezes, contudo, os metais são encontrados na forma combinada com outros elementos, constituindo os chamados "minerais", os quais são essencialmente compostos químicos, tais como óxidos, hidróxidos, sulfetos, carbonatos etc., aos quais se dão denominações determinadas como hematita, limonita, calcita, quartzo, feldspato, cassiterita, mica etc. Esses minerais são encontrados na superfície da terra, até determinadas profundidades, isoladamente, ou em conjunto com outros minerais.

Chamam-se "minério" os minerais dos quais se podem extrair os metais. Os minérios, quando em quantidades suficientes para serem explorados

econonomicamente, formam os "depósitos" ou "jazidas", definidos, pois, como um minério ou uma mistura de minérios dos quais elementos metálicos podem ser extraídos mecanicamente.

**6.2 O estado metálico** A definição mais simples e usual de metal é a que considera esse elemento "uma substância química elementar opaca, lustrosa, boa condutora do calor e da eletricidade e boa refletora da luz, quando convenientemente polida"<sup>(6)</sup>. Os metais, na sua maioria, caracterizam-se também por apresentarem certo grau de ductilidade e plasticidade e serem mais pesados que outras substâncias elementares.

Os característicos de maleabilidade, opacidade e condutibilidade térmica e elétrica são resultantes da ligação metálica, a qual, como já se mencionou, permite a definição mais científica para metal<sup>(6)</sup>: "elemento que prontamente perde elétrons de modo a criar uma ligação metálica e resultar condutibilidade elétrica".

A ligação mais forte corresponde a metais de maior ponto de fusão ou de maior ponto de ebulição.

**7 Características gerais dos metais** Sob o ponto de vista prático, as propriedades que têm maior importância na engenharia são as mecânicas, ou seja, aquelas relacionadas com a resistência que os metais oferecem quando sujeitos a esforços de natureza mecânica, como tração, compressão, torção, choque, cargas cíclicas etc., porque, com base na sua determinação e conhecimento, são projetadas, calculadas e executadas as estruturas metálicas, fixas ou móveis e todos os componentes metálicos utilizados na indústria.

Essas propriedades serão exaustivamente estudadas nesta obra.

De grande importância é, igualmente, o estudo de certos característicos físicos e químicos dos materiais, cujo conhecimento pode ser de grande utilidade para sua seleção e utilização.

Essas propriedades que serão vistas a seguir, são, em sua maioria, um característico do cristal perfeito, ao passo que as propriedades mecânicas dependem geralmente das imperfeições que ocorrem nos metais.

Em outras palavras: enquanto as propriedades mecânicas se relacionam com uma amostra particular do material, sendo somente idênticas em várias amostras do mesmo material quando as condições de fabricação e tratamento forem perfeitamente idênticas, os característicos gerais, físicos, químicos etc., se relacionam diretamente com o material, ou seja, são essencialmente idênticos em diferentes amostras do material.

As propriedades mecânicas são "sensíveis", na sua maioria, à estrutura do material. Os característicos gerais são "não-sensíveis" à estrutura.

A Tabela 1<sup>(7)</sup> relaciona as propriedades sensíveis e não-sensíveis à estrutura.

TABELA 1

## PROPRIEDADES SENSÍVEIS E NÃO-SENSÍVEIS À ESTRUTURA

Propriedades	Não-sensíveis à estrutura	Sensíveis à estrutura
Mecânicas	Densidade Módulo de elasticidade	Resistência mecânica Plasticidade
Térmicas	Dilatação térmica (a alta temperatura)	Condutibilidade térmica (especialmente a baixas temperaturas)
Elétricas	Ponto de fusão Calor específico Calor de fusão Resistividade (a alta temperatura)	Resistividade (a baixa temperatura), em semicondutores e metais
Magnéticas	Potencial eletro-químico Propriedades paramagnéticas e diamagnéticas	Propriedades ferromagnéticas
Supercondutibilidade	Temperatura de transição	Capacidade condutora de corrente

**7.1 Densidade** A sua definição clássica é “peso por unidade de volume”. O valor recíproco é chamado “volume específico”. A Tabela 2 mostra a densidade, além da temperatura de fusão, de alguns dos metais mais conhecidos.. Nas ligas metálicas, a densidade muda devido a alterações da massa média dos átomos e do parâmetro do reticulado.

TABELA 2  
DENSIDADE E TEMPERATURA DE FUSÃO DE ALGUNS ELEMENTOS

Elemento	Símbolo	Densidade g/cm <sup>3</sup>	Ponto de fusão 0°C	Elemento	Símbolo	Densidade g/cm <sup>3</sup>	Ponto de fusão 0°C
Alumínio	Al	2,699	660	Magnésio	Mg	1,74	660
Antônio	Sb	6,62	630	Mercurio	Hg	13,55	-38,4
Ársénio	As	5,72	817	Molibdênio	Mo	10,22	2610
Bárho	Ba	3,50	714	Níobio	Nb	8,57	2468
Berílio	Be	1,848	1277	Níquel	Ni	8,90	1453
Bismuto	Bi	9,80	271	Paládio	Pd	12,00	1552
Boro	B	2,34	2030	Platina	Pt	21,45	1769
Cádmio	Cd	8,65	321	Potássio	K	0,86	63,7
Cálcio	Ca	1,55	838	Ouro	Au	19,32	1063
Carbono (grafita)	C	2,25	3727	Ródio	Rh	12,44	1966
Cárcio	Ca	6,77	804	Silício	Si	2,33	1410
Cáscio	Cs	1,903	28	Sódio	Na	0,97	97,8
Cromo	Cr	7,19	1875	Tántalo	Ta	16,6	2996
Cobalto	Co	8,85	-	Titânio	Ti	4,51	1668
Cobre	Cu	8,96	1083	Tório	Th	11,66	1750
Chumbo	Pb	11,36	327	Tungstênio	W	19,3	3410
Estanho	Sn	7,30	232	Urânia	U	19,02	1132
Ferro	Fe	7,87	1539	Vanádio	V	6,10	1900
Lítio	Li	0,53	180	Zinco	Zn	7,13	419
Manganês	Mn	7,43	1245	Zircônio	Zr	6,49	1852

(\*) Alguns elementos como bário, berílio, cobalto, carbono, césio, molibdênio, silício, tântalo, titânio, vanádio, tungstênio não apresentam temperaturas de fusão bem definidas. Os valores apresentados na Tabela são valores médios.

**7.2 Propriedades térmicas** A elevação da temperatura dos metais aumenta a amplitude de vibração dos átomos. Como consequência, ocorre uma expansão térmica do reticulado cristalino, traduzida na prática, por uma mudança de dimensões. Essa alteração dimensional é expressa em termos de "coeficiente linear de dilatação térmica", medido em cm/cm/°C.

A elevação da temperatura leva à fusão do metal, cuja "temperatura de fusão" (indicada para alguns elementos na Tabela 2\*), expressa em graus Celsius, representa um ponto de transição importante em relação ao acomodamento dos átomos na estrutura do material.

Por outro lado, a "mudança de volume" de um metal, em função da temperatura, produz consequências importantes em várias operações metalúrgicas como fundição, forjamento, soldagem, tratamento térmico etc.

Alguns valores estão representados na Tabela 3<sup>(8)</sup>, onde se nota que alguns metais, como o silício e o bismuto, contraem ao fundir.

TABELA 3

#### MUDANÇAS DE VOLUME, NA FUSÃO, DE ALGUNS METAIS

Elemento	Mudança de volume, %	Elemento	Mudança de volume, %
Li	1,65	Zn	4,20
Na	2,50	Cd	4,70
K	2,55	Hg	3,70
Cs	2,60	Al	6,00
Cu	4,15	Si	-12,00
Ag	3,80	Sn	2,80
Au	5,10	Pb	3,50
Mg	4,10	Bi	-3,35

Outras propriedades térmicas são a "capacidade ou poder calorífico" e o "calor específico". O poder calorífico é expresso em calorias/g/°C ou kgcal/kg/°C, sendo a "caloria" (cal) a energia requerida para aumentar de

1°C a temperatura de 1 g de água<sup>(\*)</sup>. Assim, o poder calorífico é a quantidade de calor necessária para elevar da temperatura unitária a massa unitária de um material homogêneo. O "calor específico" é definido como a relação entre a capacidade de armazenar calor do material e a da água, ou seja, a quantidade de calor necessária para elevar a massa unitária de um material de 1°C de temperatura para a quantidade de calor necessária para elevar de 1°C a mesma massa de água.

O calor específico determina a quantidade de calor necessária nos processos metalúrgicos, tais como fundição e tratamento térmico.

Esse fato pode ser expresso pela fórmula

$$dQ = CpdT,$$

ou seja, o calor específico  $C_p$  controla o aumento de temperatura  $dT$  produzido pela adição de uma certa quantidade de calor  $dQ$ , numa grama do material.

Finalmente, outra propriedade térmica importante é a "condutibilidade térmica", indicada por um coeficiente  $k$ , expressa por cal/s.cm.°C, que define a capacidade condutora do calor de uma substância e que depende não só da própria substância como também do estado em que ela se encontra.

**7.3 Propriedades elétricas e magnéticas** As primeiras correspondem ao comportamento dos metais sob a ação de uma corrente elétrica e à sua capacidade de transmitir energia elétrica. As propriedades magnéticas correspondem ao comportamento dos metais sob a ação de um campo eletromagnético externo.

Chama-se "condutibilidade elétrica" a capacidade do metal transmitir ou conduzir corrente elétrica. Sob esse ponto de vista, os materiais podem ser classificados em condutores, isolantes (ou dielétricos) e semicondutores. Os metais se caracterizam, principalmente, por pertencerem ao primeiro grupo.

A condutibilidade elétrica é devida, como se viu, à mobilidade dos elétrons e à sua facilidade de movimentar-se. É medida em  $(\text{ohm}\cdot\text{m})^{-1}$ .

<sup>(\*)</sup> Em unidades inglesas, o poder calorífico é expresso por BTU/lb/°F; o BTU equivale a 0,252 kcal.

A recíproca da condutibilidade elétrica é a "resistividade elétrica", propriedade que se exprime em microhm-cm e se relaciona com a "resistência elétrica", por intermédio da fórmula:

$$R = \rho l/a$$

onde,

$R$  = resistência em ohm

$\rho$  = resistividade em microhm-cm

$l$  = comprimento da amostra do material em cm

$A$  = secção transversal da amostra em  $\text{cm}^2$

A resistência cresce, com o comprimento e decresce com a secção transversal.

A resistência ainda aumenta linearmente com a temperatura até a temperatura de fusão do metal.

A Tabela 4 apresenta a condutibilidade elétrica relativa e a resistividade absoluta de alguns metais<sup>(9)</sup>.

TABELA 4

CONDUTIBILIDADE ELÉTRICA RELATIVA  
E RESISTIVIDADE DE ALGUNS METAIS

Metal	Condutibilidade elétrica relativa		Resistividade elétrica microhm-cm
	Por unidade de área de secção transversal	Por unidade de peso	
Prata	108	92	1,468
Cobre	100	100	1,6
Alumínio	61	201	2,6
Magnésio	37	180	4,4
Zinco	28	35	5,8
Níquel	23	23	6,3
Ferro	18	20	8,8
Estanho	12	14	13,0
Chumbo	8	6	20,4

No caso das propriedades magnéticas, o campo eletromagnético externo é chamado de "força magnetizante", designado pela letra  $H$  e expresso em oersteds. A grandeza da força magnética induzida, também indicada como "densidade do fluxo magnético", é designada pela letra  $B$  e expressa em gauss.

Define-se "permeabilidade  $\mu$ " como a habilidade de um material ser magnetizado ou a habilidade de conduzir linhas magnéticas de força em comparação com o ar e o vácuo, cuja permeabilidade equivale a um.

Em relação às propriedades magnéticas, os materiais podem ser classificados em ferromagnéticos, que possuem alta permeabilidade, como o ferro e o cobalto; diamagnéticos, cuja permeabilidade é inferior a 1 (hum) e paramagnéticos, que possuem permeabilidade ligeiramente superior a 1 (hum).

**7.4 Propriedades óticas** Quando se dirige um feixe de luz sobre a superfície de uma substância sólida (ou líquida), nota-se que certa fração  $R$  da intensidade de luz incidente é refletida. Nos metais (e suas ligas) o valor de  $R$  é elevado, aproximando-se, em alguns casos, da unidade, quando, para vidro inorgânico, por exemplo, seu valor é de aproximadamente 0,05. Chamando-se  $I_0$  a intensidade de luz incidente, a intensidade de luz que penetra no material será<sup>(10)</sup>

$$(1 - R) I_0$$

Dependendo do tipo de material, uma parte ou a totalidade dessa luz é absorvida por intermédio de interações eletrônicas, ao passar através do sólido. Desse modo, verifica-se uma intensidade continuamente decrescente à medida que a luz atravessa o sólido.

A mudança fracional de intensidade de luz, expressa por

$$dI/I$$

numa distância  $dx$  é diretamente proporcional ao "coeficiente de absorção linear  $\alpha$ " do material

$$dI/I = -\alpha dx$$

Integrando-se essa equação, tem-se

$$I = I_0 (1 - R) e^{-\alpha x}$$

de modo que a intensidade da luz que atinge a superfície traseira de um material de espessura  $l$  é

$$I_0 (1 - R) e^{-\alpha l}$$

A "opacidade" e a elevada "refletibilidade" dos metais revelam que os valores de  $R$  (fração da intensidade de luz incidente) e  $\alpha$  (coeficiente de absorção linear) são altos. Atribui-se esse fato à ação da radiação incidente que, numa vasta faixa de freqüências, promove ou estimula elétrons a ocupar

zonas vazias de maior energia, sendo a seguir absorvidos. Em outras palavras, no momento em que os elétrons são estimulados, eles decaem para níveis de energia inferiores e ocorre reemissão de luz da superfície do metal. A reflexão é a combinação da absorção e reemissão.

As cores que os metais apresentam quando submetidos à ação da luz branca dependem da freqüência ou do comprimento de onda da luz incidente e da refletibilidade. Por exemplo, a prata apresenta cor branca devido à alta refletibilidade ao longo de toda a região visível; já o cobre e o ouro absorvem de preferência comprimentos de onda mais curtos, com uma refletibilidade mais baixa e apresentam coloração avermelhada e amarelada respectivamente.

**7.5 Propriedades químicas** Relacionam-se com a resistência que os metais oferecem ao ataque pelo meio ambiente (corrosão) ou pelo efeito da temperatura (oxidação). As “resistência à corrosão” e “resistência à oxidação” são, portanto, características de grande importância, em vista da influência que o meio circunvizinho (gasoso, líquido ou mesmo sólido) e que a temperatura exercem sobre o metal, provocando diversos tipos de ataque corrosivo e oxidante, muitos dos quais são de caráter irregular e de determinação relativamente difícil.

De fato, a reação dos meios corrosivos sobre os materiais pode ser afetada por muitas variáveis, como por exemplo, a verdadeira natureza química e concentração do meio corrosivo, o grau de exposição (total ou parcial e constante ou cíclico), tempo de exposição, temperatura etc.

Normalmente, a corrosão é medida em mm ou cm de superfície que se perde anualmente. Pode-se medir igualmente em gramas de peso perdido anualmente.

O comportamento dos metais a elevadas temperaturas exige igualmente uma avaliação cuidadosa, em face das condições extremamente críticas, em relação à temperatura, a que muitos metais estão sujeitos, influindo na sua capacidade de resistir às cargas a que estão submetidos.

A necessidade de utilizar-se metais em condições de ambiente agressivo e a temperaturas acima do ambiente levaram ao desenvolvimento de ligas especiais, resistentes à corrosão e ao calor, além do emprego de tratamentos superficiais que permitem aumentar sua resistência à corrosão e à oxidação.

## CAPÍTULO II

### ESTRUTURA CRISTALINA DOS METAIS

**1. Sistemas e reticulados cristalinos** Os metais, ao se solidificarem, “cristalizam”, ou seja, os seus átomos que, no estado líquido, estavam se movimentando e distribuídos a esmo, localizam-se em posições relativamente definidas e ordenadas, que se repetem em três dimensões, formando uma figura geométrica regular que é o “cristal”.

Existem sete sistemas cristalinos: triclínico, monoclínico, ortorombico, hexagonal, trigonal, tetragonal e cúbico.

De acordo com a disposição dos átomos, originam-se desses sistemas 14 possíveis distribuições dos referidos átomos, formando os chamados “reticulados” (retículos ou redes), designados com o nome de “reticulados Bravais”.

Esses 14 reticulados estão representados na Figura 5<sup>(11)</sup>.

Cada cristal constituído por apenas um determinado grupo de átomos é chamado “célula unitária” ou “célula cristalina unitária”.

O modelo de cristalização pode ser melhor compreendido ao verificar-se o que acontece quando um metal solidifica no interior de um recipiente (Figura 6). As principais células unitárias que se formam, em pontos diferentes, crescem geralmente pela absorção de outras, até se encontrarem formando um contorno irregular que delimita uma área onde estão compreendidas milhares daquelas pequenas células.

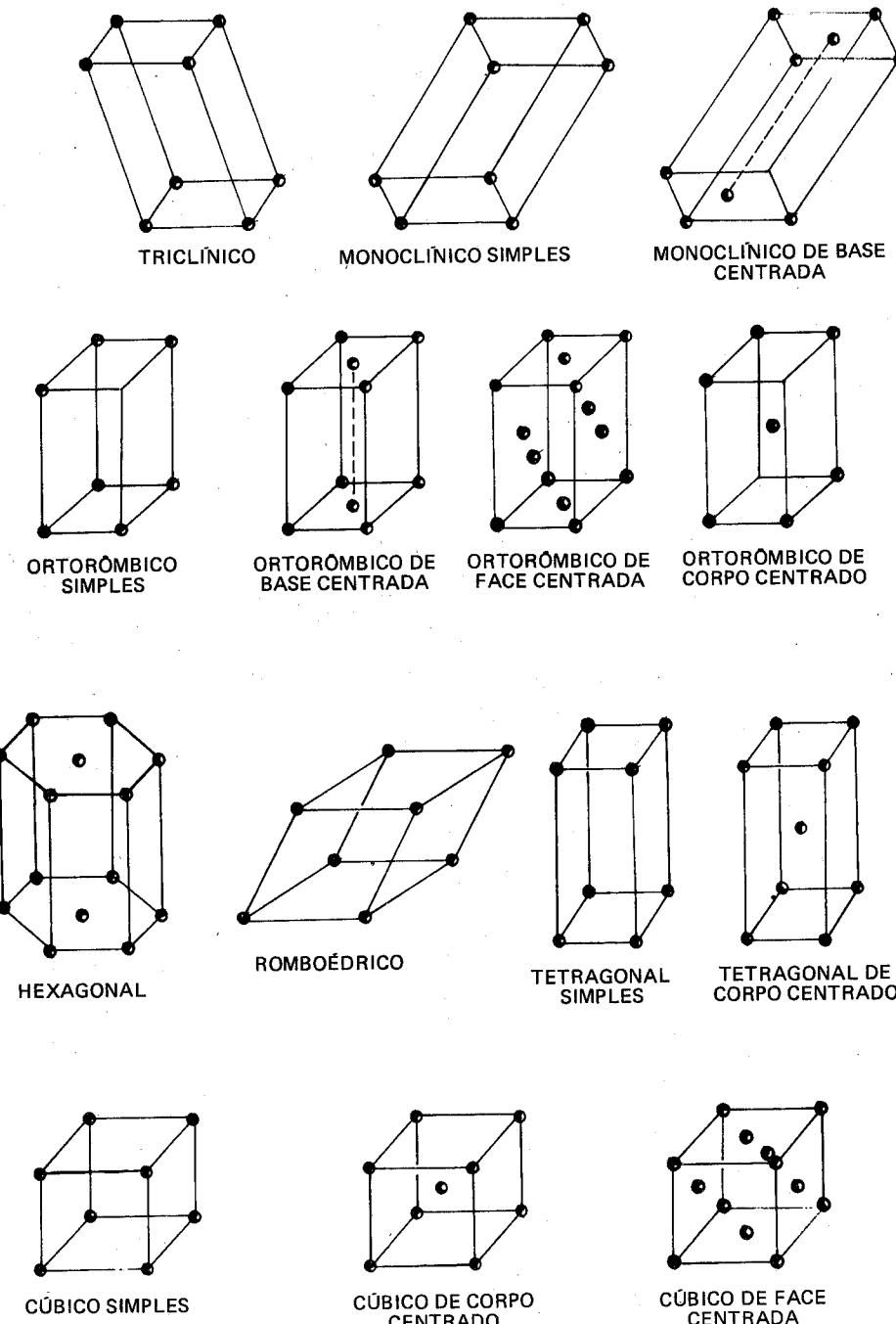


Figura 5 Reticulados cristalinos Bravais.

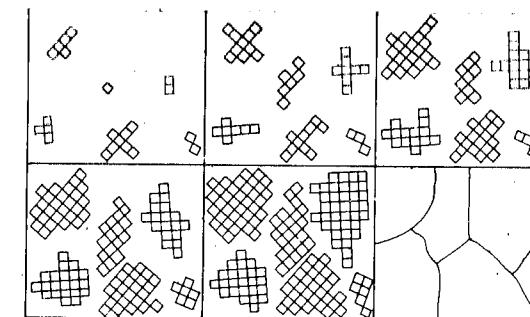


Figura 6 Representação esquemática do processo de solidificação (cristalização) de um metal.

Um conjunto de células unitárias forma o “cristal” com contornos geométricos, o qual, ao adquirir os contornos irregulares pelo seu crescimento e devido aos pontos de contato de cada conjunto, passa a chamar-se “grão”. Esses grãos são ligados entre si por uma película que geralmente não se considera mais cristalina, como se verá mais adiante (Figura 7).

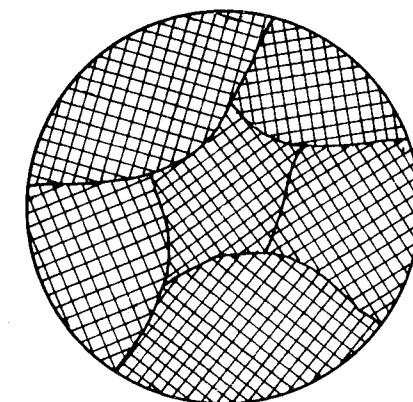
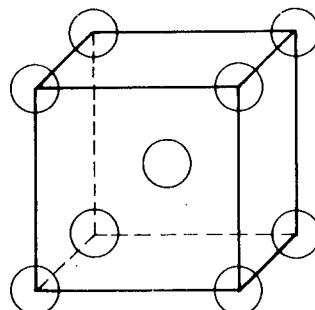


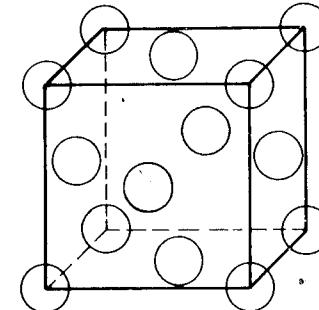
Figura 7 Representação esquemática da estrutura cristalina (granular) dos metais.

Em resumo, cada grão é constituído por milhares de células unitárias: estas, por sua vez, consistem em grupos de átomos que se dispuseram em posições fixas, formando figuras geométricas típicas. Essas disposições fixas dão, pois, origem aos "reticulados" ou "retículos", como a Figura 5 indicou.

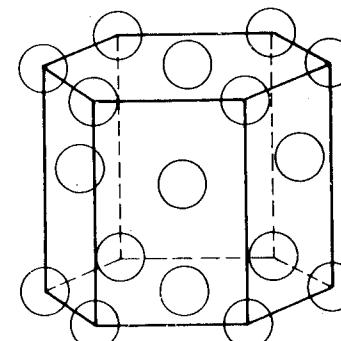
Os principais reticulados cristalinos, segundo os quais cerca de dois terços dos metais cristalizam, estão indicados na Figura 8.



CÚBICO CENTRADO



CÚBICO DE FACE CENTRADA



HEXAGONAL COMPACTO

Figura 8 Representação esquemática dos principais reticulados cristalinos.

São eles:

*reticulado cúbico centrado*, em que os átomos se dispõem nos vértices e no centro de um cubo. Os metais que cristalizam nessa forma são: ferro à temperatura ambiente (forma alotrópica alfa), cromo, lítio, molibdênio, tântalo, tungstênio e vanádio, entre outros;

*reticulado cúbico de face centrada*, em que os átomos se dispõem nos vértices e nos centros das faces de um cubo. É o caso do ferro acima de 912°C (forma alotrópica gama), alumínio, cobre, chumbo, níquel, prata, entre outros;

*reticulado hexagonal compacto*, em que os átomos se localizam em cada vértice e no centro das bases de um prisma hexagonal, além de três outros átomos que se localizam nos centros de três prismas triangulares compactos alternados. Os metais cujo reticulado é o descrito são, entre outros, o zinco, o magnésio, o cobalto, o cádmio e o berílio.

**1.1 Alotropia** "Alotropia" ou "polimorfismo" é a propriedade que certos metais, como o ferro, apresentam de possuírem reticulados cristalinos diferentes, conforme a temperatura. No caso do ferro, por exemplo, aquecendo-se esse metal a cerca de 912°C, o reticulado cúbico centrado (CC) passa a reticulado cúbico de face centrada (CFC). A primeira forma alotrópica que ocorre na faixa de temperaturas ambiente até 912°C é designada por "alfa" e a segunda forma, que ocorre acima de 912°C, é chamada "gama". Essa mudança alotrópica é reversível.

A allotropia do ferro é muito importante sob o ponto de vista prático, porque a forma alotrópica gama pode dissolver carbono até uma porcentagem de aproximadamente 2%, ao passo que a forma alfa dissolve apenas uma quantidade mínima de carbono, da ordem de 0,02% (a 727°C). Esse fato tem grande significado no tratamento térmico dos aços.

Além do ferro, outros elementos metálicos podem apresentar formas alotrópicas diferentes. A Tabela 5<sup>(12)</sup> indica a allotropia de alguns metais, incluindo o ferro, as estruturas cristalinas e as temperaturas de transformação correspondentes.

As transformações alotrópicas que ocorrem com temperaturas crescentes são acompanhadas de absorção de calor e as que ocorrem com temperaturas decrescentes, por desprendimento de calor.

Verificam-se, igualmente, durante a transformação alotrópica, mudanças no volume específico, as quais podem ser positivas ou negativas, no aquecimento ou no resfriamento. As mudanças de volume, na maioria dos casos, são da ordem de 1% ou menos.

TABELA 5

## FORMAS ALOTRÓPICAS DE ALGUNS METAIS

Metal	Forma alotrópica à temperatura ambiente	Forma alotrópica a outras temperaturas
Ca	CFC	CC ( $> 447^\circ\text{C}$ )
Co	HC	CFC ( $> 427^\circ\text{C}$ )
Hf	HC	CC ( $> 1742^\circ\text{C}$ )
Fe	CC	CFC ( $912^\circ - 1394^\circ\text{C}$ ) CC ( $> 1394^\circ\text{C}$ )
Li	CC	HC ( $< - 193^\circ\text{C}$ )
Na	CC	HC ( $< - 233^\circ\text{C}$ )
Tl	HC	CC ( $> 234^\circ\text{C}$ )
Ti	HC	CC ( $> 883^\circ\text{C}$ )
Zr	HC	CC ( $> 872^\circ\text{C}$ )

CFC = cúbico de face centrada  
HC = hexagonal compacto  
CC = cúbico centrado

**2 Parâmetro do reticulado** Corresponde às dimensões da célula unitária. No reticulado cúbico, por exemplo, o parâmetro é representado pelo comprimento da aresta da célula unitária cúbica, o que significa que, nesses reticulados, há somente um parâmetro de reticulado.

Ao contrário, os metais que cristalizam com outros reticulados apresentam mais de um parâmetro.

Os resultados da medida dos parâmetros de reticulado são expressos em angstrons ( $1 \text{ \AA} = 10^{-8} \text{ cm}$ ) e valores típicos de parâmetros de reticulados são os seguintes:

$$\text{Al} = 4,04 \text{ \AA}$$

$$\text{Mo} = 3,14 \text{ \AA}$$

$$\text{Fe alfa} = 2,9 \text{ \AA}$$

$$\text{Fe gama} = 3,6 \text{ \AA}$$

Em relação ao ferro, nota-se que, embora o ferro gama apresente uma aresta mais longa ( $3,6 \text{ \AA}$ ) do que o ferro alfa ( $2,9 \text{ \AA}$ ), a estrutura do ferro gama é mais densa do que a do ferro alfa.

De fato, o número de átomos é diferente em ambos os reticulados como se pode observar a seguir:

Fe alfa — cubo centrado — 1 átomo no centro mais  $8 \times (1/8)$  átomos nos vértices = 2 átomos

Fe gama — cubo de face centrada —  $8 \times (1/8)$  átomos nos vértices mais  $6 \times (1/2)$  átomos nas faces = 4 átomos<sup>(\*)</sup>.

Como os volumes desses reticulados são expressos por

$$\text{Fe alfa} = (2,9)^3 = 24,4 \text{ \AA}^3$$

$$\text{Fe gama} = (3,6)^3 = 46,7 \text{ \AA}^3$$

o ferro alfa possui  $24,4/2 = 12,2 \text{ \AA}^3$  por átomo ao passo que o ferro gama possui  $46,7/4 = 11,7 \text{ \AA}^3$  por átomo.

**3 Planos cristalográficos, direções cristalográficas. Índices de Miller** Um cristal contém “planos” de átomos que constituem os “planos cristalográficos” e que exercem uma grande influência nas propriedades dos metais.

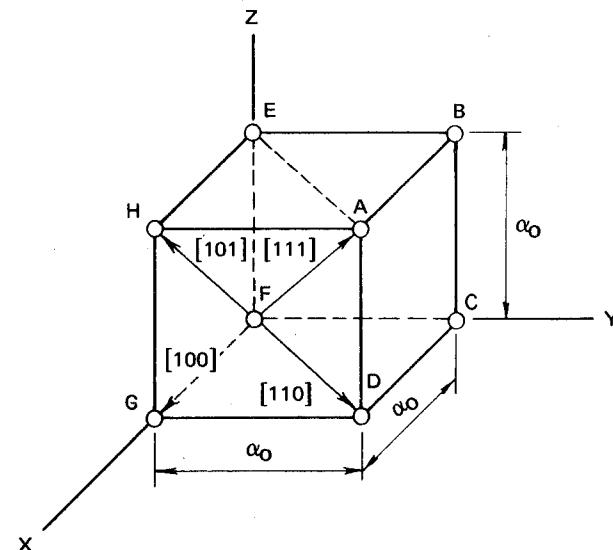


Figura 9 Representação esquemática do sistema de eixos perpendiculares que permitem especificar os planos e as direções cristalográficas.

(\*) No cubo centrado, cada átomo do vértice é comum a oito cubos; no cubo de face centrada, cada átomo do centro da face é comum a dois cubos.

Os planos cristalográficos mais fáceis de identificar são os que constituem a célula unitária. Há, contudo, outros planos. A identificação desses planos é feita admitindo-se arbitrariamente, na célula unitária cristalina, três eixos perpendiculares entre si, como mostra a Figura 9, de modo que a orientação desses planos possa ser designada por um conjunto de três números, chamados “índices de Miller”, representados por  $(hkl)$ .

Em outras palavras, os índices de Miller especificam os planos cristalográficos em termos de comprimento de suas intersecções com os três eixos, a partir da origem F.

Por exemplo:

- plano ABCD é paralelo aos eixos X e Z e intercepta o eixo Y a uma distância interatômica; os índices de Miller desse plano são indicados por

$$\frac{1}{\infty}, \quad \frac{1}{1}, \quad \frac{1}{\infty}$$

Para simplificar, usam-se as recíprocas desses valores, ou seja,

$$0, \quad 1, \quad 0$$

A sua representação é a seguinte:

$$(hkl) = (010)$$

- plano EBCF intercepta os eixos Y e Z e pode ser considerado a uma distância interatômica ao do eixo X<sup>(\*)</sup>. Logo, seu índice de Miller será

$$\frac{1}{1}, \quad \frac{1}{\infty}, \quad \frac{1}{\infty}$$

ou

$$1, \quad 0, \quad 0$$

ou

$$(hkl) = (100)$$

<sup>(\*)</sup> Pode-se, para isso, deslocar a origem do eixo de coordenadas, a uma distância  $a_0$ , ao longo do eixo X, do ponto F ao ponto G.

Com o mesmo raciocínio tem-se para os planos EHGF, HAGD, ABED e FGDC os seguintes índices de Miller, respectivamente:  $(hkl) = (010)$ ;  $(hkl) = (100)$ ;  $(hkl) = (110)$  e  $(hkl) = (1\bar{1}0)$ .

Os índices de Miller especificam não apenas um único plano, mas todo o conjunto de planos paralelos.

As Figuras 10, 11 e 12<sup>(13)</sup> mostram os mais importantes planos cristalográficos dos cristais cúbicos.

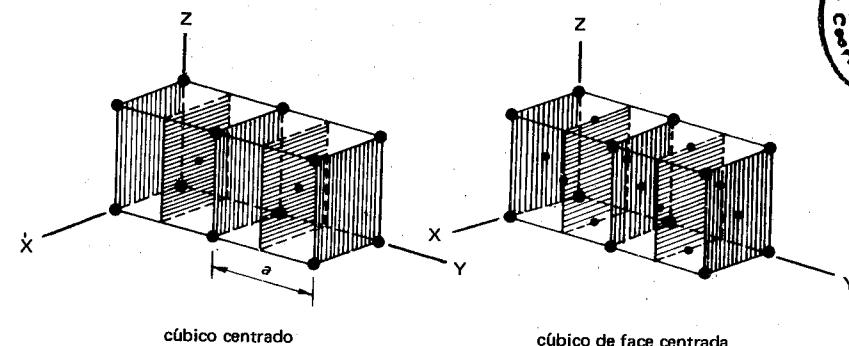


Figura 10 Planos cristalográficos (010) em estruturas cúbicas.

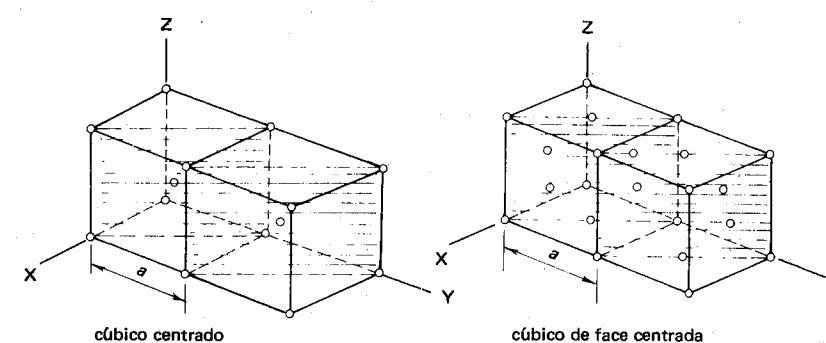


Figura 11 Planos cristalográficos (110) em estruturas cúbicas.

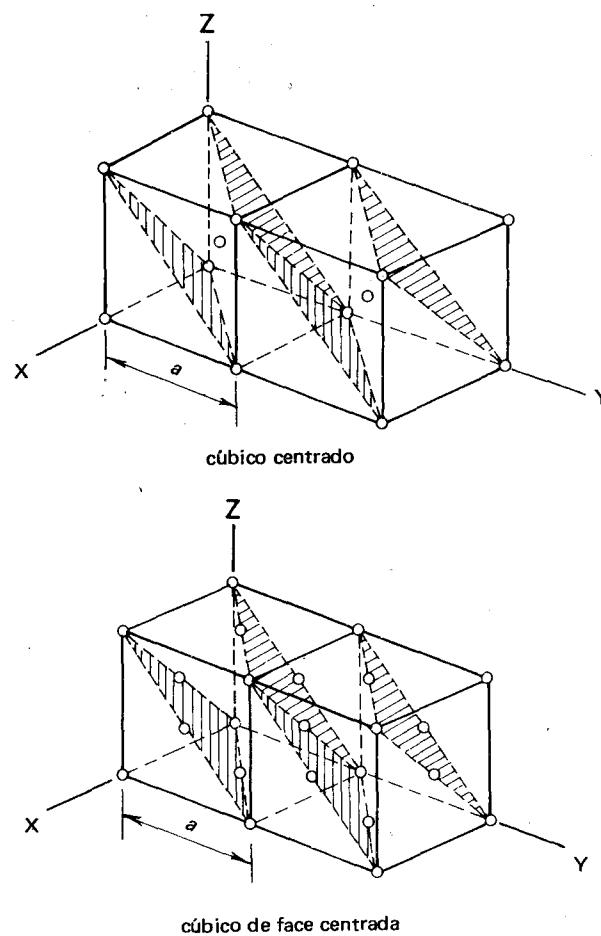


Figura 12 Planos cristalográficos (111) em estruturas cúbicas.

A “direção cristalográfica” é dada pelo raio que parte da origem e passa através de um ponto a uma distância unitária da célula, em cada uma das três direções axiais.

As direções são representadas por números entre chaves e expressas da seguinte maneira:  $[uvw]$ .

O procedimento indicado para especificar essas direções é o seguinte<sup>(14)</sup>:

- tome-se a direção FD, por exemplo, na Figura 9. Os índices são obtidos, movendo-se, a partir da origem, uma distância  $a_0$  ao longo do eixo X e movendo-se uma distância idêntica na direção positiva do eixo Y. Os

índices dessa direção são:  $[uvw] = [110]$ . Essa direção corresponde à direção da diagonal da face inferior do cubo;

- direção FA — corresponde à direção da diagonal central do cubo. Os índices são obtidos movendo-se, a partir da origem, a uma distância interatômica, em direção ao átomo situado na mesma distância dos três eixos. Seu índice será:

$$[uvw] = [111];$$

- direção FH, correspondente a uma das faces laterais do cubo. Seu índice é obtido, movendo-se, a partir da origem ao átomo situado na mesma distância em relação aos eixos X e Z. Seu índice é:

$$[uvw] = [101];$$

- direção FG, correspondente a uma das arestas do cubo. Seu índice é obtido movendo-se em direção ao átomo situado à mesma distância em relação aos eixos Y e Z. Corresponde a

$$[uvw] = [100].$$

A importância do estudo dos planos cristalográficos dos metais está relacionada com a maior ou menor capacidade de deformação destes ou com sua plasticidade.

Esse fato pode ser melhor explicado da seguinte maneira:

- nos cristais há planos de maior densidade atômica, ou seja, que contém maior número de átomos. Veja-se, por exemplo, os reticulados cúbico de face centrada (CFC) e cúbico centrado (CC) (Figura 8).

O cristal cúbico de face centrada possui planos contendo seis e cinco átomos, ao passo que o cúbico centrado possui planos contendo cinco ou quatro átomos. Assim, o primeiro possui um maior número de planos de maior densidade atômica.

Essa é a primeira consideração.

A segunda consideração está relacionada com o fato de que a deformação dos cristais se dá segundo planos paralelos aos planos de maior densidade atômica; esses planos, ao longo dos quais ocorre a deformação cristalina, são chamados “planos de escorregamento”.

Desse modo, os cristais que possuem um maior número de planos de maior densidade atômica são os que possuem um grande número de planos de escorregamento.

A terceira consideração diz respeito ao fato de que os planos de maior densidade atômica são igualmente os mais espaçados do reticulado. Basta lembrar, no caso dos reticulados CFC e CC, que os comprimentos das arestas são diferentes: a aresta do primeiro é maior (3,6 Å) que a do segundo (2,9 Å).

Esse maior espaçamento pode ser traduzido por uma menor resistência ao escorregamento desses planos em relação a quaisquer outros. Em consequência, os metais que possuem reticulados cúbicos de face centrada (CFC), como alumínio, cobre, chumbo, prata e ferro na forma alotrópica gama são mais fáceis de deformar que os metais com reticulado cúbico centrado (CC), como cromo, molibdênio, tungstênio, ferro à temperatura ambiente (forma alotrópica alfa) etc.

A deformabilidade ou plasticidade dos metais é ainda influenciada pelos chamados "defeitos" ou "imperfeições cristalinas".

**4 Imperfeições ou defeitos cristalinos** As considerações até agora feitas foram baseadas na existência de um cristal perfeito, ou seja, numa célula unitária ou conjunto de células em que os átomos se dispõem regularmente, de acordo com os modelos estudados.

Muitas propriedades como densidade, ponto de fusão etc. são estimadas ou previstas na base da definição de um "cristal ideal", sem defeitos ou imperfeições.

Outras propriedades, contudo, sobretudo as que mais interessam sob o ponto de vista de aplicação dos metais, como as propriedades mecânicas, desviam-se apreciavelmente das que se poderiam prever na base de um cristal perfeito.

É comum, por exemplo, a presença de átomos que provocam impurezas, o que constitui, de certo modo, uma imperfeição cristalina, embora seja comum adicionar-se propositadamente átomos impuros para modificar as propriedades do metal.

As imperfeições cristalinas são, em princípio, de dois tipos: "imperfeições de ponto" e "imperfeições de linha".

**4.1 Imperfeições de ponto** Correspondem à falta de um ou mais átomos ou à presença de átomos extras ou ao deslocamento de átomos.

A mais simples é a "lacuna", a qual se origina quando falta um átomo no reticulado normal. Se faltarem dois átomos, o defeito chamar-se-á "bilacuna". Mais átomos podem estar ausentes. A origem dessas imperfeições pode ser atribuída quer a um empacotamento defeituoso durante o processo original de cristalização, quer a vibrações térmicas dos átomos a temperaturas elevadas<sup>(15)</sup>. As lacunas podem mover-se, trocando de posição com os átomos vizinhos. Essa movimentação fornece um meio para os átomos mi-

grarem ou difundir-se no estado sólido a temperaturas elevadas, o que favorece o mecanismo de difusão, tão importante em determinados processos metalúrgicos.

Outro defeito de ponto é a "intersticialidade", que se caracteriza pela ocupação por um átomo de uma posição intersticial, dentro do reticulado cristalino. Se o átomo, por assim dizer intruso, for menor que os átomos restantes do reticulado, o efeito da imperfeição é pequeno; caso contrário, haverá uma distorção atômica.

A Figura 13 representa os principais defeitos de ponto.

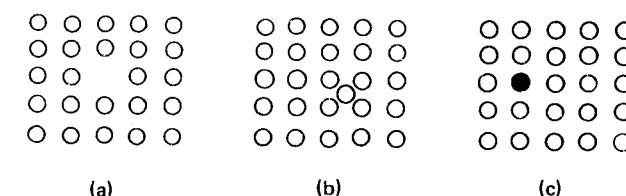


Figura 13 Imperfeições de ponto: (a) lacuna; (b) intersticialidade; (c) átomo impuro.

Quando os defeitos de ponto envolvem lacunas de pares de íons, eles são chamados "imperfeições Schottky", comuns em muitos cristais de natureza iônica.

Outro defeito de ponto é a "imperfeição Frenkel" que envolve o deslocamento de um íon do reticulado para uma posição intersticial<sup>(15)</sup>.

**4.2 Imperfeições de linha** A mais importante é a "discordância", porque se atribui a esse defeito a principal responsabilidade pelo fenômeno de escorregamento, segundo o qual a maioria dos metais se deforma plásticamente ou de modo permanente.

Cálculos teóricos indicam que para se deformar permanentemente um cristal perfeito, o esforço cortante ou de cisalhamento necessário é muito grande.

A Figura 14 representa esquematicamente o processo de deformação permanente de um cristal perfeito.

A parte (a) da figura mostra a posição inicial, antes da aplicação do esforço de deformação e o deslocamento resultante de um plano atômico do cristal de uma distância interatômica pela aplicação do esforço de cisalhamento.

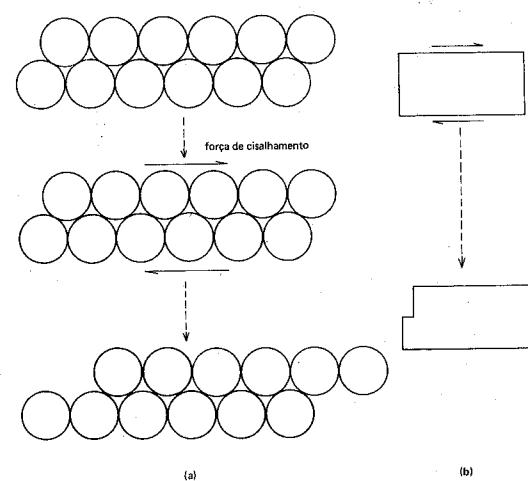


Figura 14 Processo de deformação permanente num cristal perfeito.

A parte (b) da figura mostra o resultado do esforço de deformação.

Como a prática demonstrou que o esforço necessário para produzir esse deslocamento de planos atômicos em relação a planos vizinhos é muito menor que o previsto pelos cálculos teóricos, deve-se admitir a presença de uma imperfeição.

Essa imperfeição corresponde a um plano extra de átomos no interior da estrutura cristalina e é chamada “discordância de aresta” ou “plana” e está representada esquematicamente na Figura 15, onde se nota a presença de uma aresta de um plano extra de átomos, donde a denominação “discordância de aresta”.

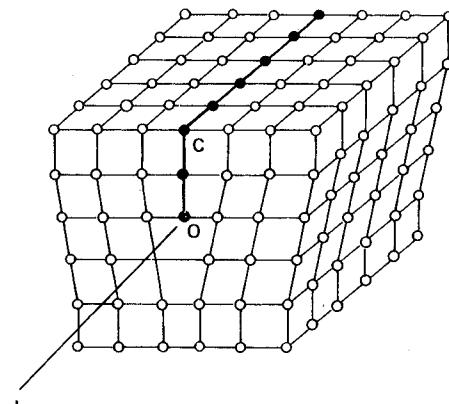


Figura 15 Discordância de aresta ou plana.

Na figura, o plano do papel corresponde ao plano (100) de um reticulado cúbico; a aresta do plano extra de átomos é indicada, na figura, pela linha OC. A aresta indica que o plano extra de átomos termina no interior do cristal, em vez de atravessá-lo totalmente.

A discordância de aresta é acompanhada por zonas de compressão e de tensão, o que resulta em aumento de energia ao longo da discordância.

Submetendo-se o cristal da Figura 15 a um esforço de cisalhamento suficientemente elevado e perpendicular à discordância, esta se move como mostra a Figura 16, ocasionando uma deformação permanente.

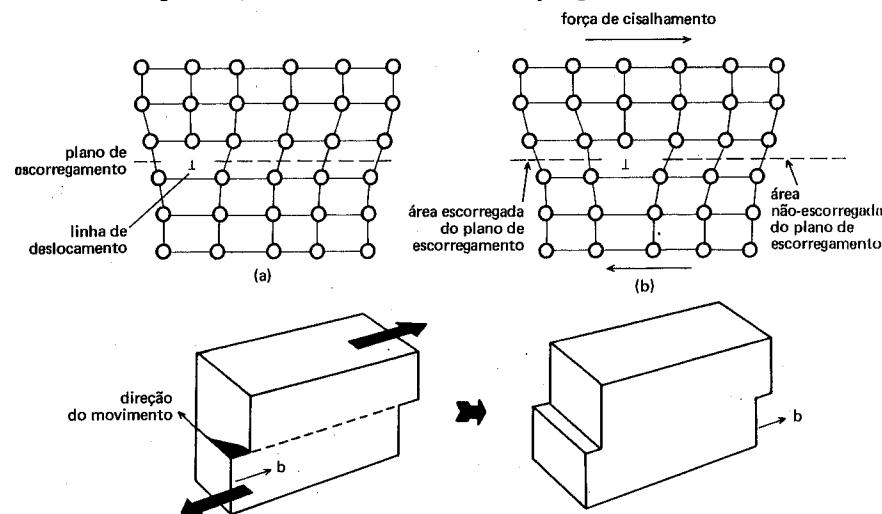


Figura 16 Deformação permanente que resulta do movimento de uma discordância de aresta.

Em (a) da figura, mostra-se o arranjo atômico nas vizinhanças da discordância de aresta, antes de se aplicar o esforço; em (b), indica-se o arranjo atômico, depois de aplicado o esforço que provocou o movimento da discordância de uma distância interatômica; em (c) está indicado o aspecto do cristal, durante e após a aplicação do esforço de deformação.

Vê-se, pois, que a aplicação do esforço de cisalhamento ocasionou o movimento da discordância de aresta; a contínua aplicação do esforço provoca deslocamentos sucessivos, de modo que se a discordância se movimentar através de um cristal inteiro, a metade superior do cristal será deslocada de um espaçamento atômico, como mostra a parte (c) da Figura 16.

Costuma-se dizer, nesse caso, que o deslocamento foi correspondente a um “vetor de escorregamento”, também chamado “vetor Burgers b”, o qual define a quantidade e a direção do deslocamento verificado<sup>(14)</sup>.

Na discordância de aresta, a grandeza do vetor Burgers corresponde ao espaçamento atômico. O vetor Burgers, no deslocamento de aresta, é sempre perpendicular à linha de discordância.

Normalmente, os metais apresentam ambos os tipos de imperfeições: de ponto e de aresta, os quais interagem entre si.

Nas vizinhanças de uma discordância de aresta, os átomos ficam comprimidos acima da linha ou plano de deslocamento e, abaixo desse plano, ficam mais separados. Essas regiões do cristal se caracterizam, pois, por estarem sob compressão ou sob tensão, como já foi mencionado. Nessas condições, átomos intersticiais de maior diâmetro que os átomos de reticulado normal tendem a segregar-se na região sob tensão, onde há mais espaço para a sua localização. Do mesmo modo atuam os átomos substitucionais, porque os interstícios na região de tensão são maiores. Contudo, átomos substitucionais menores tendem a segregar na região sob compressão.

De qualquer modo, a interação dessa impureza resulta numa maior dificuldade de se movimentar uma discordância, o que significa que para deformar um metal impuro (ou liga metálica) são necessários maiores esforços de cisalhamento.

A Figura 17<sup>(14)</sup> elucida melhor a produção de uma discordância de aresta devida ao escorregamento em um reticulado cúbico simples. O escorregimento ocorreu sobre a área ABCD. A discordância de aresta AD é perpendicular à direção de escorregimento.

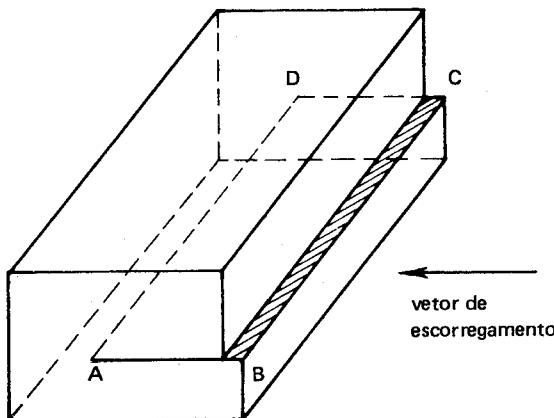


Figura 17 Representação esquemática da discordância produzida por escorregimento num reticulado cúbico simples.

O segundo tipo básico de discordância é a "discordância em espiral" ou "em hélice", representada esquematicamente na Figura 18<sup>(14)</sup>, para um reticulado cúbico simples.

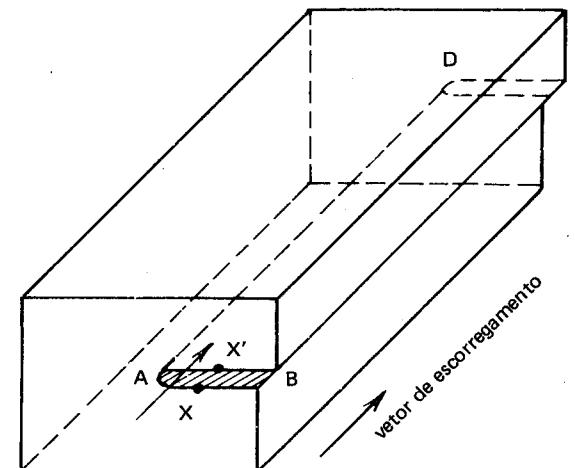


Figura 18 Representação esquemática da discordância em hélice produzida por escorregimento num reticulado cúbico simples.

Nota-se que a linha de discordância AD é paralela à direção de escorregimento, ao contrário do que ocorre na discordância de aresta.

Como resultado, a parte superior do cristal, à direita da linha AD, move-se em relação à parte inferior, na direção do vetor de escorregimento. À esquerda da linha AD não ocorreu qualquer escorregimento.

Esse tipo de imperfeição é melhor compreendido, se, na Figura 18, traçar-se um circuito ao redor da linha de discordância, na face frontal do cristal.

Partindo do ponto X e completando o circuito, chega-se ao ponto X', situado a um plano atômico atrás daquele que contém X. Ao completar esse circuito, traçou-se o curso de uma espiral.

Cada vez que se completa um circuito em redor da linha de discordância, um novo curso em espiral é traçado; desse modo, os planos atômicos ficam dispostos em redor da discordância na forma de uma rampa em espiral ou de um parafuso.

A denominação “em hélice” deve-se também a essa disposição.

A Figura 19<sup>(16)</sup> constitui outra representação da discordância em espiral, com o percurso do vetor Burgers indicando que o movimento de deslizamento ocasiona a formação de uma rampa em espiral ou em hélice.

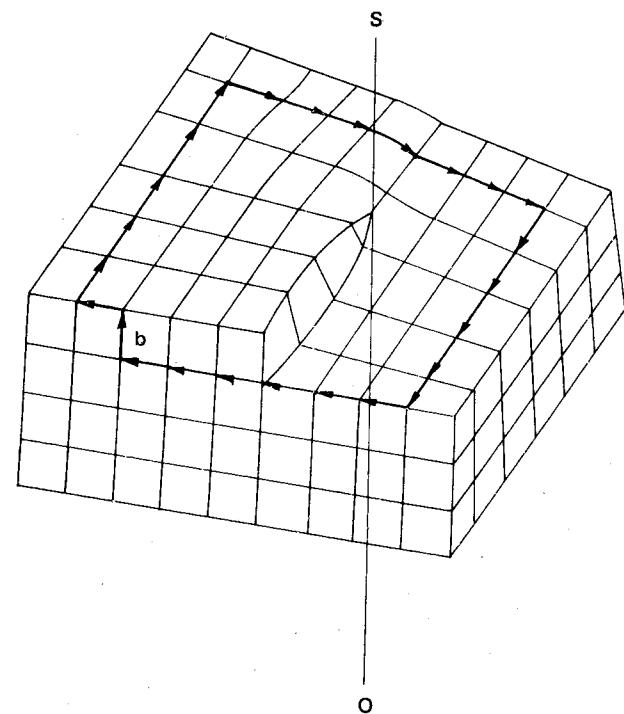


Figura 19 Vetor Burgers para uma discordância em hélice num reticulado cúbico simples.

Finalmente a Figura 20<sup>(15)</sup> mostra a formação da discordância pelo cisalhamento. A parte (a) da figura corresponde à discordância de aresta; a

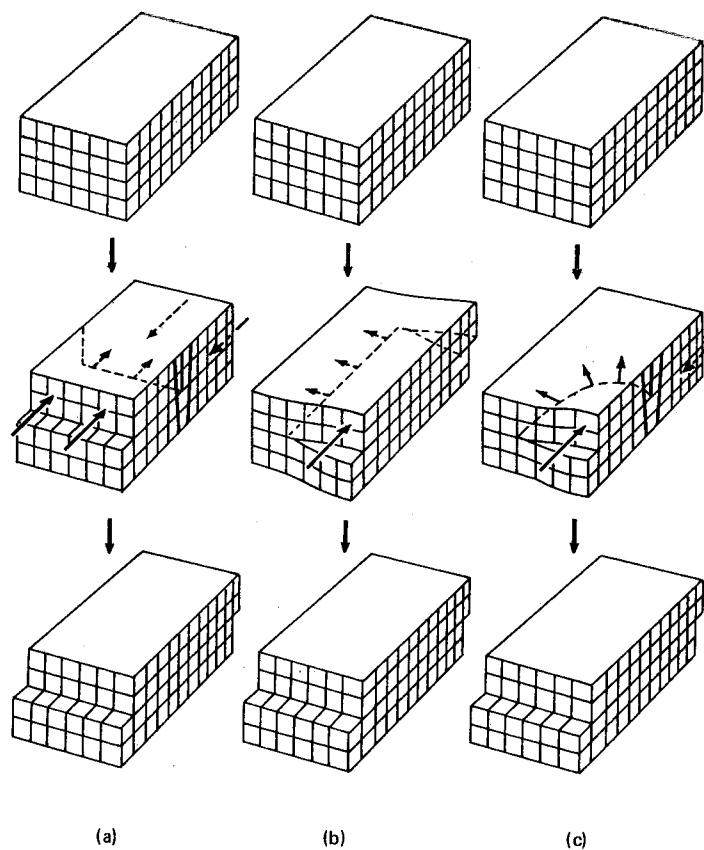
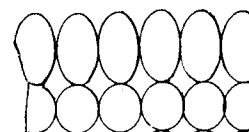


Figura 20 Representação esquemática da formação de uma discordância por cisalhamento.



Esses defeitos estão relacionados com as superfícies externas dos cristais ou com os cristais adjacentes, ou seja, com os contornos de grão.

A Figura 21 constitui uma representação esquemática do chamado “defeito de superfície”, relacionado com os átomos da superfície, os quais não se encontram totalmente cercados por outros átomos, como acontece no interior do reticulado.

Em outras palavras, esses átomos possuem vizinhos somente de um lado, por isso eles apresentam maior energia que os átomos interiores.

Outro defeito ou imperfeição se relaciona com o “contorno de grão”. Esse contorno é caracterizado por ser uma zona de transição, em que os átomos não pertencem claramente a grão algum, ao contrário do que ocorre no interior do grão, onde os átomos estão perfeitamente acomodados, de acordo com o reticulado cristalino correspondente. Ao longo do contorno de grão não existe, portanto, um empacotamento atômico perfeito. Essa zona de transição é caracterizada por possuir uma energia maior que a que existe no interior dos grãos, fato esse que explica a maior rapidez de ataque do contorno de grão, quando o metal é submetido à ação de um reagente químico, para observação da estrutura, pois os átomos da zona de transição ou do contorno do grão se dissolverão mais rapidamente que os outros. O resultado é o aparecimento de uma linha perfeitamente visível ao microscópio.

O contorno de grão interfere na progressão dos movimentos das discordâncias.

## CAPÍTULO III

### PLASTICIDADE DOS METAIS

**1 Introdução** Os materiais, quando submetidos a um esforço de natureza mecânica, tendem a deformar-se. Conforme sua natureza, o seu comportamento, durante a deformação, varia. Assim é que alguns apresentam uma deformação elástica até ocorrer a sua ruptura. Exemplos: materiais plásticos do tipo elastômeros.

Outros, como os metais e os polímeros termoplásticos, podem sofrer uma considerável deformação permanente antes da ruptura. Essa deformação permanente é precedida pela deformação elástica.

Os metais assim se comportam devido a sua natureza cristalina que é caracterizada, como se viu, pela presença de planos de escorregamento ou de menor resistência mecânica no interior do seu reticulado.

Esse característico de “deformabilidade permanente” é muito importante na prática, pois permite a realização da “conformação mecânica”, ou seja, das operações mecânico-metalúrgicas muito empregadas na fabricação de peças metálicas.

A capacidade dos metais poderem ser deformados de modo permanente é definida como “plasticidade”.

**2 Deformação elástica** No caso da “deformação elástica”, representada esquematicamente numa célula unitária na Figura 22, esta muda de dimensões, alongando-se, se o esforço for de tração, ou comprimindo-se, se o esforço for de compressão.

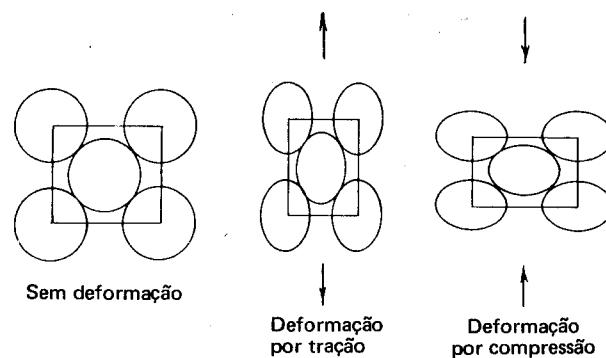


Figura 22 Representação esquemática da deformação elástica.

Cessados os esforços, a célula volta à forma e dimensões originais.

Dentro dessa chamada “fase elástica”, a deformação é proporcional à tensão correspondente ao esforço aplicado; a relação entre a tensão e a deformação é chamada “módulo de elasticidade” (módulo de Young) que é um característico típico de cada metal e que, como se viu, é uma propriedade “não-sensível à estrutura”.

O módulo de elasticidade é tanto maior quanto maior a força de atração entre os átomos.

A Tabela 6 indica os módulos de elasticidade de alguns metais, os quais dependem da direção cristalina.

TABELA 6

#### MÓDULO DE ELASTICIDADE DE ALGUNS METAIS

Metal	Módulo de elasticidade, kfg/mm <sup>2</sup> (MPa)		
	Máximo	Mínimo	Médio
Alumínio	7.700 (75.500)	6.300 (61.800)	7.000 (68.600)
Ouro	11.200 (109.800)	4.200 (41.200)	8.400 (82.400)
Cobre	19.600 (192.200)	7.000 (68.600)	11.200 (110.000)
Ferro (CC)	28.700 (281.400)	12.600 (123.600)	21.000 (206.000)
Tungstênio	39.900 (391.200)	39.900 (391.200)	39.900 (391.200)

Por exemplo, no caso do ferro cúbico centrado, o valor máximo se verifica na direção [111] e o mínimo na direção [100]. Esse fato é muito importante quando se considera que os metais são materiais policristalinos, o que pode ser melhor demonstrado pela Figura 23<sup>(17)</sup>.

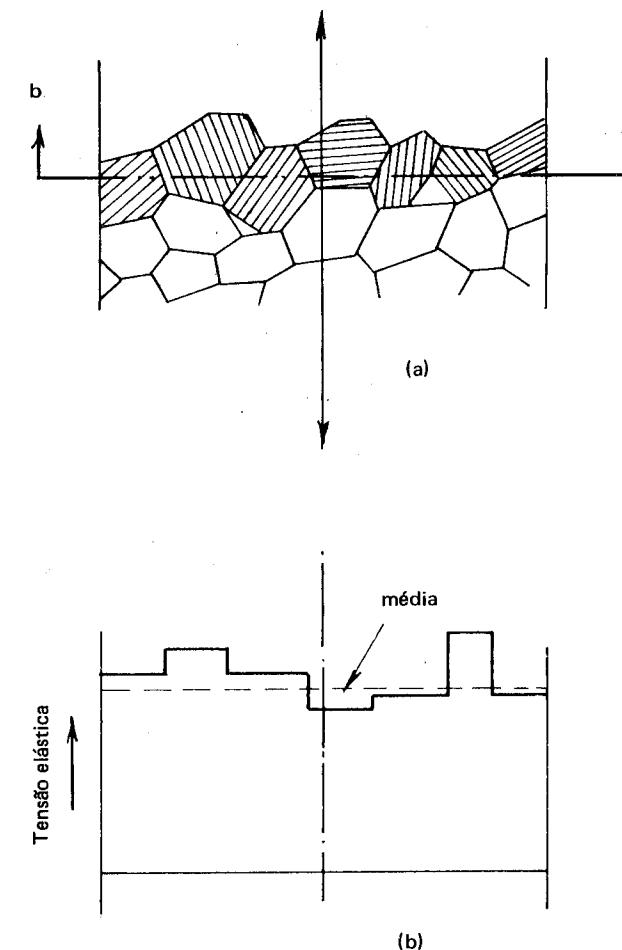


Figura 23 Representação esquemática da variação das tensões elásticas com a direção ou orientação dos grãos.

Os grãos, como mostra a figura, são orientados a esmo, de modo que cada um deles apresenta um módulo de elasticidade diferente e o módulo de elasticidade médio (a esmo) é o indicado pela linha tracejada da parte (b) da figura.

A figura anterior, 22, permite ainda definir uma outra relação — o “módulo de Poisson” — que é a relação negativa entre a deformação lateral, indicada por  $E_x$ , devida à compressão e a deformação longitudinal, representada por  $E_y$ , devida à tração:

$$\gamma = -\frac{E_x}{E_y}$$

Finalmente, é comum nas aplicações práticas dos metais ocorrerem esforços de cisalhamento, ou seja, esforços que tendem a deslocar um plano de átomos em relação ao plano adjacente, como está indicado na Figura 24<sup>(17)</sup>.

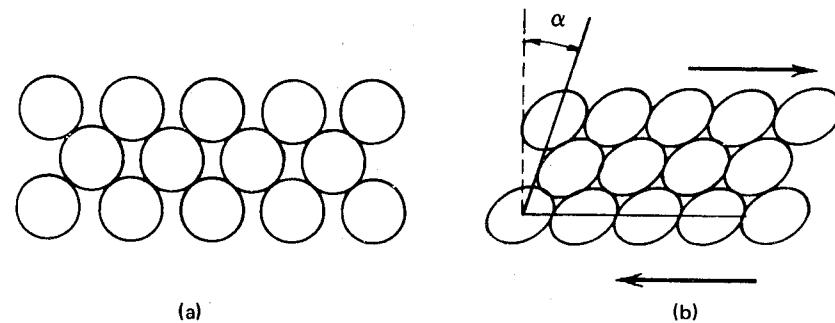


Figura 24 Representação esquemática da deformação elástica por cisalhamento: (a) sem deformação; (b) deformação por cisalhamento.

A “deformação elástica por cisalhamento” é definida pela expressão

$$\gamma = \operatorname{tg} \alpha$$

onde  $\alpha$  é o ângulo de cisalhamento.

Define-se ainda “módulo de cisalhamento” ou “módulo de rigidez” pela expressão

$$G = \frac{v}{\gamma}$$

onde  $v$  é a tensão de cisalhamento e  $\gamma$  é a deformação elástica por cisalhamento.

**3 Deformação plástica** Ultrapassada a fase elástica ou o “limite elástico” do material sob deformação, este deforma-se permanentemente, dentro da chamada “fase plástica”.

Um dos significados práticos da deformação plástica já foi visto, ou seja, possibilidade do material ser submetido, no estado sólido, a operações de conformação mecânica (laminação, forjamento, estampagem, estiramento etc.).

Outro significado está relacionado com o comportamento dos metais, quando empregados em estruturas fixas ou móveis, que, ao ficarem sujeitos aos esforços mecânicos normalmente presentes nessas estruturas quando em serviço (tração, torção etc.), não devem deformar-se em caráter permanente.

A deformação plástica dos metais efetiva-se por intermédio de dois processos fundamentais:

- deformação por escorregamento
- deformação por maiação.

**3.1 Deformação por escorregimento** A deformação por escorregimento resulta de esforços de cisalhamento. O “cisalhamento” é um tipo de tensão resultante de esforços de tração ou compressão, como a Figura 25 mostra claramente.

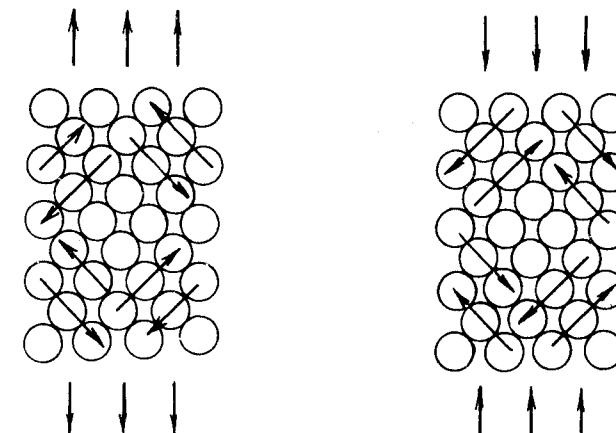


Figura 25 Componentes de cisalhamento resultantes de esforços de tração e compressão.

O escorregamento resultante dessas tensões de cisalhamento ocorre pelo deslizamento de blocos de cristal, uns sobre outros, ao longo de planos cristalinos definidos, chamados "planos de escorregamento", numa direção cristalográfica, chamada "direção de escorregamento". A combinação de um plano de escorregamento e de uma direção de escorregamento compõe o chamado "sistema de escorregamento".

A maioria dos metais apresenta um número elevado de sistemas de escorregamento, geralmente igual ou superior a doze. Por exemplo, os metais com reticulado cúbico de face centrada, como alumínio, níquel, cobre, ferro gama, possuem doze sistemas de escorregamento, porque neles há quatro planos de alta densidade atômica, cada um dos quais contém três direções de alta densidade atômica.

Embora alguns reticulados cúbicos centrados possam apresentar maior número de sistemas de escorregamento, estes não compreendem planos com densidade atômica tão elevada, de modo que os metais com esses reticulados exigem maior esforço de deformação para sofrerem escorregamento.

O escorregamento em cristais simples está representado na Figura 26<sup>(18)</sup>.

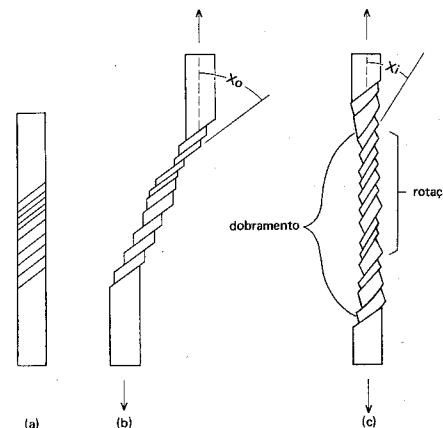


Figura 26 Representação esquemática do fenômeno de escorregamento em cristais simples

Essa figura mostra o fenômeno de deformação num cristal simples ao aplicar-se um esforço de tração. A parte (a) da figura representa o cristal antes da deformação, com a indicação dos planos de escorregamento, orientados segundo o ângulo  $\chi_0$ . A parte (b) representa a deformação livre, ou seja, sem que as extremidades do cristal estejam presas: verifica-se o movimento de segmentos do cristal, um em relação ao outro, sem rotação do plano de escorregamento. A parte (c) da figura, com as extremidades presas, indica que ocorreu rotação do plano de escorregamento, com  $\chi_1$  menor que  $\chi_0$ .

Essa seqüência de figuras mostra, em resumo, o seguinte: ao ser aplicado um esforço de tração, os planos deslizam um em relação ao outro, sem mudar sua orientação relativamente ao eixo axial, correspondente à aplicação da carga. Poder-se-ia comparar o fenômeno ao que ocorre quando se manuseia um baralho de cartas. Esse movimento dos planos cristalográficos no sentido lateral é, contudo, impedido pelas garras que seguram o cristal, como se este fosse uma amostra submetida a um ensaio de tração, de modo que os planos de escorregamento são obrigados a girar em torno do eixo axial.

Análises por intermédio de difração de raio-X mostraram que, de fato, os planos cristalinos sofrem uma rotação na faixa mediana da amostra, sofrendo por sua vez, rotação e dobramento nas vizinhanças das extremidades.

Cada um dos segmentos individuais mostrados na figura é chamado "pacote de escorregamento", o qual pode apresentar espessuras de  $10^{-3}$  a  $10^{-4}$  cm<sup>(26)</sup>. O escorregamento ocorre, em resumo, quando a tensão decomposta do plano de escorregamento, na direção do escorregamento, atinge um determinado valor, designado por "tensão decomposta crítica de cisalhamento".

A Figura 27<sup>(17)</sup> mostra, para um cristal simples, um sistema de escorregamento compreendendo o plano de escorregamento e a direção de escorregamento.

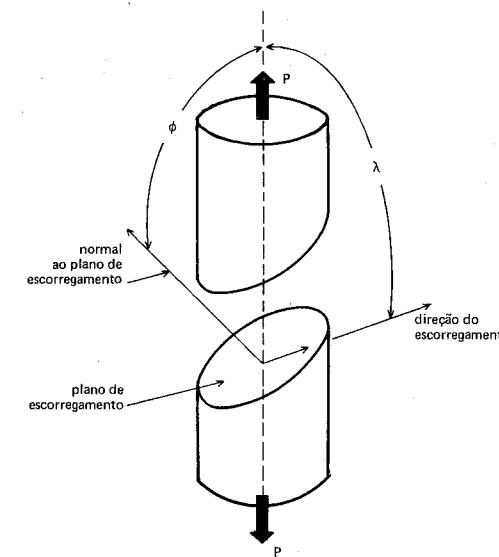


Figura 27 Representação esquemática de um sistema de escorregimento para um cristal simples

O ângulo  $\phi$  corresponde ao ângulo entre a normal ao plano de escorregamento e o eixo de tração; o ângulo  $\lambda$  corresponde ao ângulo entre esse eixo e a direção de escorregamento.

A componente da força aplicada  $P$  atuando na direção do escorregamento é dada por

$$P \cos \lambda$$

Sendo  $S$  a secção transversal nominal do cristal, a tensão é dada por

$$\sigma = P/S$$

ou

$$\sigma \cdot S = P$$

Multiplicando por  $\cos \lambda$  tem-se

$$P \cos \lambda = \sigma S \cos \lambda$$

A área do plano de escorregamento é igual a

$$S / \cos \phi$$

Assim, a componente da tensão de escorregamento é dada por

$$\sigma_c = \frac{P \cos \lambda}{\frac{S}{\cos \phi}}$$

ou

$$\sigma_c = \frac{P}{S} \cos \lambda \cos \phi = \sigma \cos \lambda \cos \phi$$

onde  $\cos \lambda \cos \phi$  representa um fator de orientação, às vezes chamado "fator Schmid".

O escorregamento ocorre com uma força axial quando  $\lambda = 45^\circ$  e  $\phi = 45^\circ$ , o que resulta em

$$\sigma_c = 1/2 \sigma$$

**3.2 Escorregamento mediante movimento de discordância** Já foi comentado que o mecanismo simples de cisalhamento que leva à deformação plástica dos metais faria supor que a resistência que esses materiais oferecem à deformação deveria ser muito maior do que o que se verifica na prática. Assim, ao procurar-se uma explicação para esse fato, conclui-se que um mecanismo mais complexo deve estar interferindo. A experiência levou à consideração de um mecanismo envolvendo o movimento de discordâncias.

De fato, como o deslizamento de planos internos de átomos significa a ruptura simultânea de um enorme número de ligações atômicas, exigindo forças excessivamente grandes para a deformação, tornou-se mais lógico admitir que o escorregamento ocorre em etapas ou degraus, de modo a envolver apenas pequenos segmentos de um plano atômico em cada degrau.

A presença ou o aparecimento de discordâncias no cristal permite esse escorregamento, como a Figura 28 mostra.

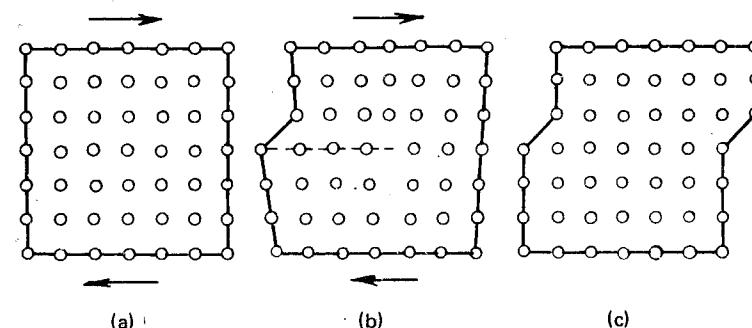


Figura 28 Movimento de uma discordância de aresta no escorregamento plástico.

O escorregamento ocorre na parte inferior do cristal. Essa explicação torna-se mais clara acompanhando a Figura 29<sup>(20)</sup>.

Para um reticulado perfeito, todos os átomos no plano inferior estão em posições em que há uma energia mínima. Assim, se os átomos do plano superior são deslocados para a direita, por exemplo, em relação aos do plano inferior, cada átomo encontra a mesma força que se opõe ao deslocamento. O reticulado imperfeito mostra uma discordância em aresta, traduzida por um plano extra de átomos, entre 4 e 5. Os átomos mais distanciados do centro da discordância, posições 1 e 9 ou 2 e 8, estão em posições correspondentes à energia mínima; os do centro, não. Se se considerar, agora, pares de átomos, 4 e 5, 3 e 6, localizados simetricamente em lados opostos do centro da discordância, verifica-se que eles encontram forças que são iguais e opostas. Em consequência, se os átomos próximos do centro da

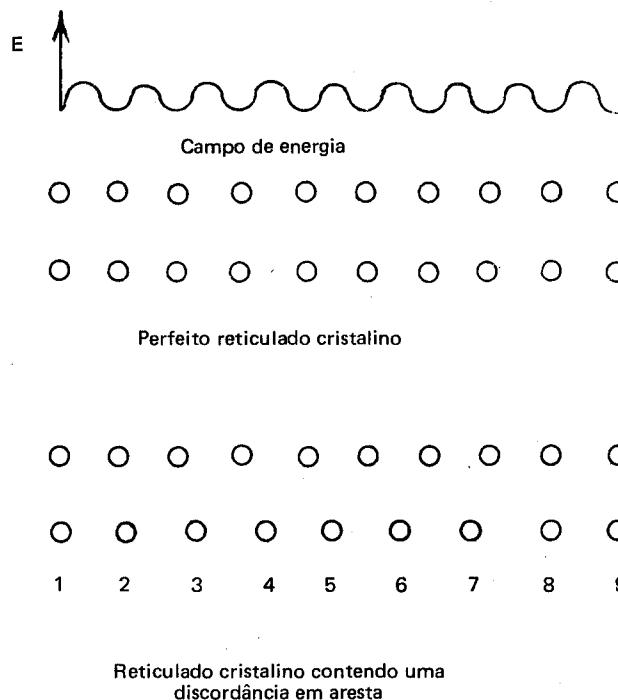


Figura 29 Representação esquemática do movimento de uma discordância através do reticulado cristalino.

discordâncias são forçados a deslocar-se de distâncias iguais, metade encontra forças que se opõem ao deslocamento e metade forças que ajudam esse deslocamento. Assim, a tensão exigida para deslocar a discordância de uma distância atômica é muito pequena.

**3.3 Deformação por maclação** Outro mecanismo de deformação que ocorre em alguns metais é a maclação<sup>21</sup>. As Figuras 30 e 31 representam esse mecanismo que leva à formação de “gêmeos” num cristal, quando sujeito a determinada tensão. Esses gêmeos são chamados “maclas”.

A Figura 30<sup>(21)</sup> mostra o plano de maclação (111) num reticulado cúbico de face centrada. Esse plano é um dos de maior densidade atômica no reticulado em questão. O plano hachurado (110) é interceptado pelo plano (111) na linha ce. Admitindo que o plano (110) seja o plano do papel e admitindo um conjunto de várias células unitárias, resulta a Figura 31, que

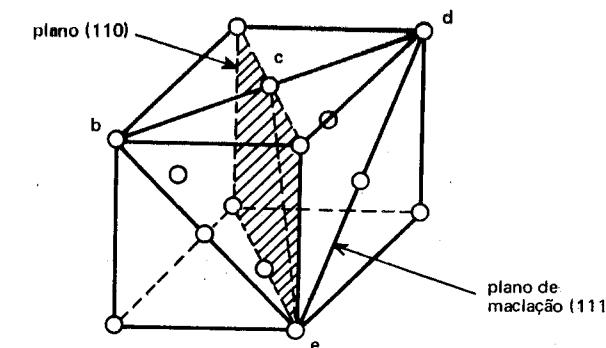


Figura 30 Plano de maclação (111) num reticulado cúbico de face centrada.

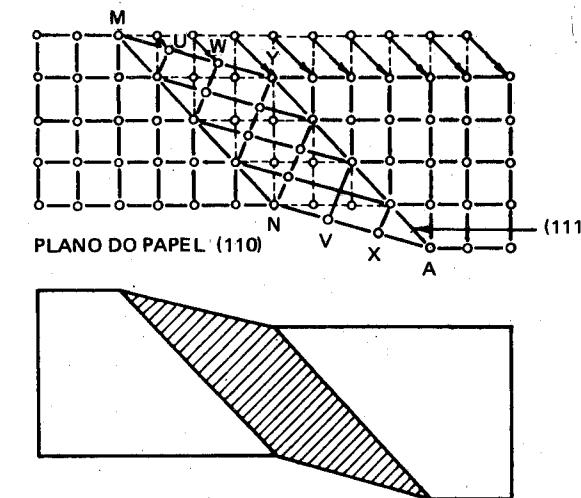
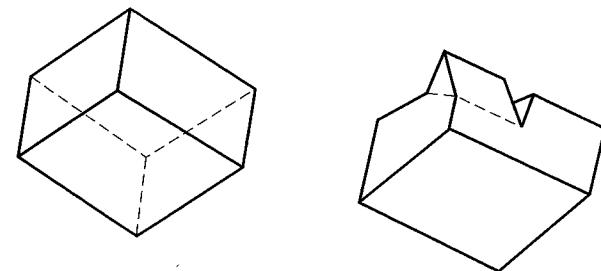


Figura 31 Representação esquemática da maclação num reticulado cúbico.

representa o mecanismo de maclação. Nessa figura, o plano de maclação (111) contém a direção MN. Cada um dos planos (111) na secção de maclação atua em cisalhamento ao longo da direção indicada; o primeiro plano UV move-se um terço da distância interatômica; o segundo WX move-se dois terços e o terceiro YZ move-se segundo a distância interatômica inteira. Resulta uma secção do cristal que é imagem especular da outra.

A Figura 32 mostra esquematicamente a maclação de um cristal de calcita.



**Figura 32** Representação esquemática da deformação por maclação de um cristal de calcita, ocorrida pela introdução de uma lâmina de face numa aresta.

Em resumo, a maclação pode ser descrita como o mecanismo por intermédio do qual uma parte do cristal adquire uma orientação que se relaciona com a orientação do resto do reticulado não maclado de um modo simétrico, resultando, assim, que a parte maclada do cristal é uma imagem especular da parte não maclada.

As “maclas” podem ser produzidas por outros mecanismos, além da deformação mecânica, como, por exemplo, o recozimento posterior a uma deformação plástica.

As maclas produzidas por deformação mecânica são chamadas “maclas mecânicas”. As outras são chamadas “maclas de recozimento”.

As maclas mecânicas são produzidas em metais com reticulados cúbicos centrados e hexagonais compactos, mediante a aplicação de carga de choque e temperaturas decrescentes. Alguns exemplos incluem o ferro alfa, o tântalo, metais de reticulados cúbicos centrados e o zinco, o cádmio, o magnésio e o titânio, de reticulados hexagonais.

Sob certas condições, a formação de maclas é acompanhada por um estalo ou série de estalos, chamados comumente “grito de estanho”<sup>(22)</sup>.

Essas maclas podem formar-se em tempo muito curto, da ordem de 30 microsegundos ou menos<sup>(22)</sup>.

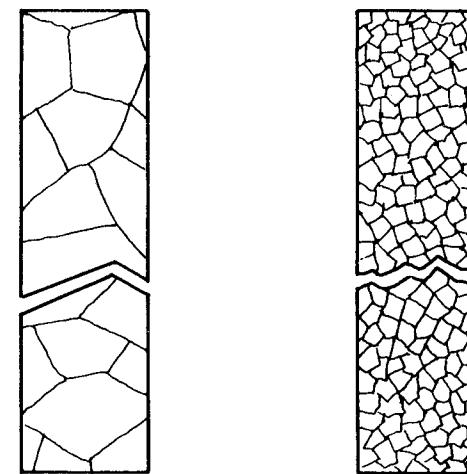
Nos metais de reticulados cúbicos de face centrada, a maclação ocorre somente em circunstâncias de temperaturas muito baixas – criogênicas – e altas velocidades de deformação<sup>(22)</sup>.

**4 Deformação dos metais policristalinos** A presença de contornos de grão interfere, como seria de prever, no comportamento dos metais, quando sujeitos à deformação. Assim sendo, nos metais policristalinos, como ocorre geralmente, o tamanho de grão é um dos fatores importantes a considerar na sua deformação plástica, assim como nas suas propriedades mecânicas.

Como já se mencionou, o contorno de grão pode ser considerado como uma região perturbada da estrutura cristalina dos metais. Sua espessura é de apenas alguns diâmetros atômicos<sup>(14)</sup>.

A deformação, quando aplicada nos metais policristalinos, ocorre no interior dos grãos, de acordo com os princípios já estudados. Ao passar de um grão para outro, a orientação cristalográfica muda abruptamente. Os grãos mais favoravelmente orientados em relação ao esforço aplicado, deformam-se em primeiro lugar, o que causa um aumento da resistência para ulterior deformação, devido a um fenômeno chamado “encruamento”, que será estudado mais adiante. Em seguida, deformam-se os grãos menos favoravelmente orientados. A deformação, em geral, não prossegue através dos contornos dos grãos. Numa primeira aproximação, pode-se dizer que esses contornos constituem uma região de maior resistência mecânica. Na realidade, pode-se explicar essa maior resistência à deformação pelo fato de tratar-se de uma região extremamente perturbada, devido ao quase embaralhamento dos átomos provenientes dos reticulados adjacentes ao contorno. A mudança de orientação de um grão para outro explica igualmente a maior resistência do contorno.

Do mesmo modo que a policristalinidade confere aumento de resistência à deformação, o tamanho de grão atua de modo idêntico, no sentido de que, à medida que diminui o tamanho de grão, aumenta a resistência à deformação mecânica (Figura 33).



**Figura 33** Efeito do tamanho de grão na ruptura de metal.

De fato, somente a componente da força paralela ao plano de escorregamento atuante em cada grão é eficiente e quanto menor o tamanho de grão mais freqüente é a mudança da direção de escorregamento, o que torna mais difícil a deformação.

Em outras palavras, sendo os contornos de grãos mais resistentes, quanto maior a quantidade de contornos — ou seja, quanto menor o tamanho de grão — maior a resistência do metal ao esforço de deformação.

Contudo, a ruptura dos contornos pode ocorrer em determinadas condições, como por exemplo por ação da corrosão.

**4.1 Deformação a frio e deformação a quente** O esforço mecânico que leva à deformação e que se traduz pela realização de um trabalho mecânico, pode ser levado a efeito em condições diferentes de temperatura, desde a temperatura ambiente até altas temperaturas, inferiores, entretanto, às de fusão dos metais.

Costuma-se distinguir o “trabalho mecânico a frio” do “trabalho mecânico a quente”, por uma temperatura indicada como “temperatura de recristalização”, característica de cada metal e definida como “a menor temperatura na qual uma estrutura deformada de um metal trabalhado a frio é restaurada ou é substituída por uma estrutura nova, livre de tensões, após a permanência nessa temperatura por um tempo determinado”.

A deformação plástica resultante do trabalho mecânico a frio abaixo da temperatura de recristalização — ainda que superior à ambiente — provoca o chamado fenômeno de “encruamento”, cujos efeitos são traduzidos por uma deformação da estrutura cristalina e modificação das propriedades mecânicas do material, efeitos esses tanto mais intensos, quanto maior a intensidade do esforço mecânico a frio.

O trabalho a frio produz, pois, uma deformação geral dos grãos, como está demonstrado na Figura 34.



Figura 34 Representação esquemática do efeito do encruamento na estrutura metálica.

Os grãos alongam-se na direção do esforço mecânico aplicado, menos intensamente (laminado a frio) ou mais intensamente (severamente estirado).

Como resultado da deformação mecânica a frio intensa, ocorrem apreciáveis movimentos das imperfeições cristalinas, principalmente discordâncias, ao longo dos planos de deslizamento. Forma-se como que um rendilhado tridimensional de discordâncias que, juntamente com a distorção dos planos de escorregamento impedidos de avançar pelos contornos dos grãos adjacentes, provoca uma desordem no modelo cristalino normal, tornando mais difícil o escorregamento ulterior e afetando assim as propriedades mecânicas. É esse o fenômeno de “encruamento”.

A Tabela 7<sup>(23)</sup> mostra o efeito do encruamento sobre alguns dos característicos mecânicos de diversos metais e ligas metálicas.

TABELA 7

EFEITO DO ENCRUAMENTO SOBRE CARACTERÍSTICOS MECÂNICOS DE ALGUNS METAIS E LIGAS

Liga	Estado	Propriedades mecânicas			
		Resistência à tração kgf/mm <sup>2</sup>	Alongamento %	Dureza Brinell	
Aço doce (AISI 1010)	Normal	33,6	336	38	doce 120 265
	Trabalhado a frio, 90%	91,0	910	2	
Aço inoxidável (301)	Normal	77,0	770	60	165
	Severamente laminado a frio	129,5	1295	9	
Alumínio puro	Normal	9,1	91	40	23
	Severamente trabalhado a frio	16,8	168	10	
Latão para cartuchos	Normal	33,6	336	55	70 155
	Trabalhado a frio	77,0	770	14	

Como se vê, a resistência mecânica e a dureza aumentam, ao passo que o alongamento, um dos característicos representativos da ductilidade, diminui.

Do mesmo modo que as propriedades mecânicas, certos outros característicos físicos são alterados pelo encruamento. A condutibilidade elétrica, por exemplo, decresce.

No estado encruado, verifica-se aumento da energia interna do material, o que leva a uma diminuição geral da resistência à corrosão. Em certas ligas, pode-se verificar um fenômeno de fissuração chamado "fissuração sob tensão por corrosão".

Finalmente, resulta no material encruado um estado de elevadas tensões internas, explicado pelo aumento do número de discordâncias e sua interação.

Admite-se, de fato, que um metal no estado normal (recozido) contém cerca de  $10^6$  a  $10^8$  discordâncias por centímetro quadrado, enquanto que um metal severamente encruado contém cerca de  $10^{12}$  discordâncias por centímetro quadrado<sup>(24)</sup>.

A Figura 35 representa esquematicamente a variação das propriedades de resistência à tração e de ductilidade (alongamento e estrição), em função do encruamento.

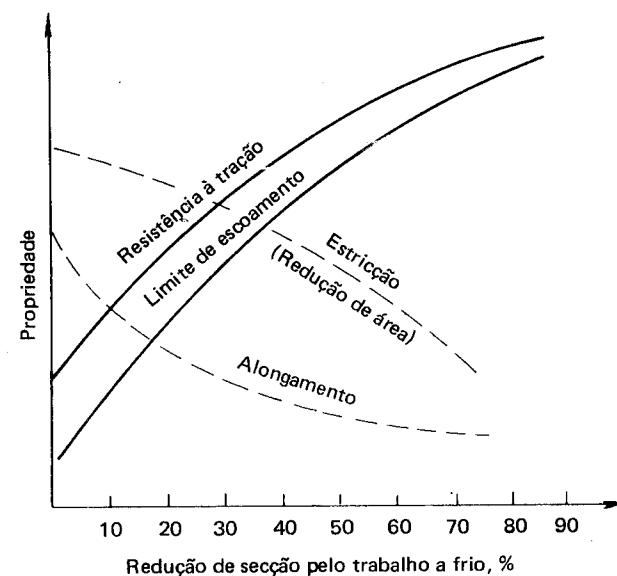


Figura 35 Representação esquemática do efeito de encruamento nas propriedades resistência mecânica e ductilidade.

**4.2 Recristalização** As propriedades e a estrutura do metal alteradas pelo trabalho a frio podem ser recuperadas ou devolvidas ao estado anterior ao encruamento mediante um tratamento térmico de "recristalização" ou "recozimento".

De fato, à medida que se aumenta a temperatura, o estado encruado torna-se cada vez mais instável: a condição de elevada energia interna tende a desaparecer e o metal tende a voltar à condição livre de energia, resultando num amolecimento (queda de dureza) e isenção paulatina das tensões internas.

Na realidade, o processo de recozimento compreende três etapas:

- recuperação
- recristalização
- aumento do tamanho de grão.

Essas três etapas estão representadas esquematicamente na Figura 36<sup>(24)</sup>.

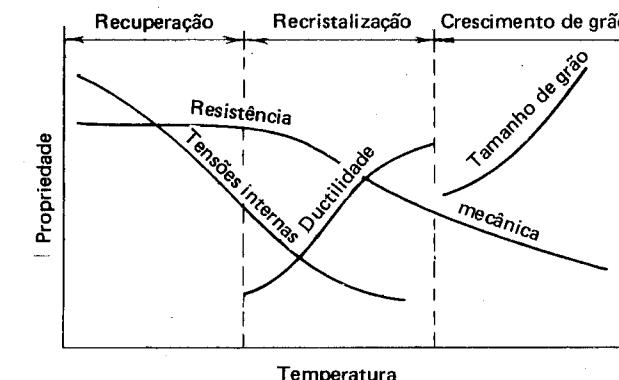


Figura 36 Modificação das propriedades mecânicas e do tamanho do grão pela recuperação, recristalização e crescimento de grão.

O principal efeito da recuperação é o alívio das tensões internas, restaurando-se ao mesmo tempo certos característicos físicos alterados, sem que a microestrutura do metal sofra qualquer modificação; a condutibilidade elétrica aumenta rapidamente.

Embora não haja modificação estrutural sensível durante a recuperação, nota-se aparentemente um pequeno rearranjo das discordâncias a configurações mais estáveis, sem muita modificação no número total de discordâncias presentes.

O alívio de tensões mencionado corresponde principalmente às macro-tensões, ou seja, às tensões elásticas que existem, em estado de equilíbrio, em grandes áreas do metal. Se esse equilíbrio é rompido, haverá uma redistribuição das tensões, representada, na prática, por um empenamento. Um tubo estirado a frio, se for cortado, abre no corte, aumentando de diâmetro.

Metais encruados e aquecidos na faixa de recuperação sofrem o tratamento térmico conhecido com o nome de "recozimento para alívio de tensões".

Na etapa da recristalização, decresce a densidade das discordâncias e as propriedades relacionadas com a resistência mecânica, inclusive a dureza, caem, rapidamente, a ductilidade melhora e todas as tensões são totalmente eliminadas. A estrutura é inteiramente reconstituída (recristalizada).

A Tabela 8<sup>(27)</sup> mostra a temperatura de recristalização de alguns metais, em comparação com sua temperatura de fusão.

**4.3 Crescimento de grão** A temperatura continuando a aumentar, os grãos cristalinos, agora inteiramente livres de tensões, tendem a crescer. Esse crescimento de grão é também favorecido pela permanência a temperaturas acima da de recristalização. Um excessivo aumento de grão pode afetar as propriedades dos metais, pois, como se viu, grãos grandes são desfavoráveis.

A Figura 37 esquematiza o efeito do recozimento sobre a estrutura do metal encruado.

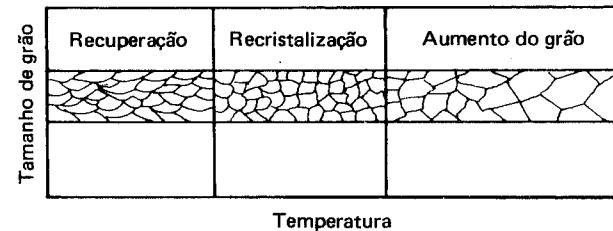


Figura 37 Efeito do recozimento sobre a estrutura de metal encruado.

A força que leva ao crescimento de grão é a energia que é libertada à medida que os átomos se movimentam através dos contornos de grão.

Essa movimentação de átomos se dá em direção à superfície côncava onde eles são mais estáveis. Em consequência, há uma tendência do contorno de grão movimentar-se em direção ao centro de curvatura do grão, como a Figura 38 mostra esquematicamente<sup>(25)</sup>.

Metal	Temperatura de recristalização °C	Temperatura de fusão °C	Temperatura de recristalização		
			Temperatura de recristalização em torno de temperatura ambiente	Temperatura de fusão (Valores absolutos °K)	Temperatura de recristalização abaixo de temperatura ambiente
estanho	abaixo temperatura ambiente	232	abaixo 0,60	cerca 0,51	cerca 0,50
cádmio	em torno temperatura ambiente	321	abaixo 0,51	0,43	0,45
chumbo	abaixo temperatura ambiente	327	abaixo 0,50	0,51	0,33
zinc	temperatura ambiente	420	0,41	0,35	0,40
alumínio	150	660	0,40	0,35	0,35
magnésio	200	650	0,51	0,51	0,51
prata	200	960	0,41	0,41	0,41
ouro	200	1063	0,35	0,35	0,35
cobre	200	1083	0,40	0,40	0,40
ferro	450	1536	0,35	0,35	0,35
platina	450	1769	0,51	0,51	0,51
níquel	600	1450	0,31	0,31	0,31
molibdênio	900	2610	0,39	0,39	0,39
tántalo	1000	3600	0,40	0,40	0,40
tungstênio	1200	3410			

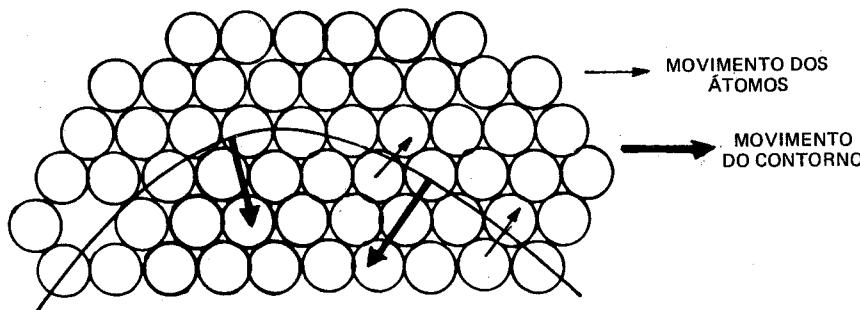


Figura 38 Representação esquemática da tendência de movimentação do contorno de grão.

Como os grãos menores tendem a apresentar superfícies de convexidade mais aguda do que os grãos maiores, eles tendem a desaparecer, alimentando assim os grãos maiores (Figura 39).

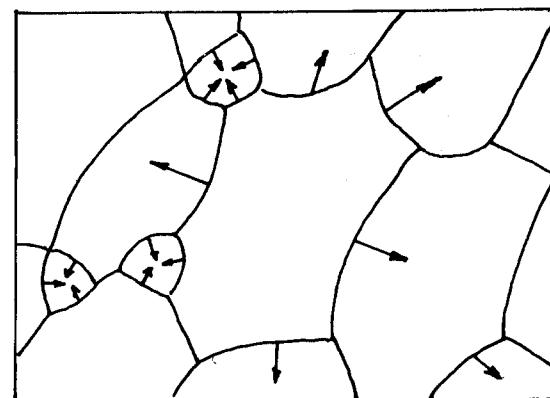


Figura 39 Crescimento de grão.

Do mesmo modo que o tempo à temperatura, um aumento desta acelera a vibração térmica dos átomos, o que facilita a sua transferência dos grãos menores para os maiores, através da interface.

Um decréscimo da temperatura diminui a velocidade ou interrompe o processo, mas não o inverte.

Desse modo, a única maneira de diminuir ou refinar o tamanho de grão consiste em deformar plasticamente os grãos existentes e iniciar a formação de novos grãos.

**4.4 Medida do tamanho de grão** Devido à importância do tamanho de grão sobre as propriedades mecânicas dos metais, foi necessário estabelecer-se parâmetros indicativos do tamanho de grão.

A American Society for Testing Materials (ASTM) criou um índice de tamanho de grão, que é universalmente adotado, sobretudo em relação ao tamanho de grão austenítico dos aços.

O número de tamanho de grão ASTM  $n$  é obtido mediante a seguinte equação:

$$N = 2^{n-1}$$

onde  $N$  é o número de grãos observados por polegada quadrada quando o metal é examinado ao microscópio com um aumento linear de 100 vezes. Com uma rede comparadora adaptada ao microscópio, o observador pode determinar rapidamente o tamanho de grão.

A Tabela 9<sup>(25)</sup> indica as faixas de tamanho de grão ASTM.

**4.5 Comentários finais sobre a recristalização** O fenômeno de recristalização está representado na Figura 40<sup>(21)</sup>.

TABELA 9

FAIXAS DE TAMANHO DE GRÃO ASTM

Número do tamanho de grão $n$	Número de grãos por polegada quadrada a um aumento de 100 X	
	Faixa	Médio
1	—	1
2	1,5 — 3	2
3	3 — 6	4
4	6 — 12	8
5	12 — 24	16
6	24 — 48	32
7	48 — 96	64
8	96 — 192	128

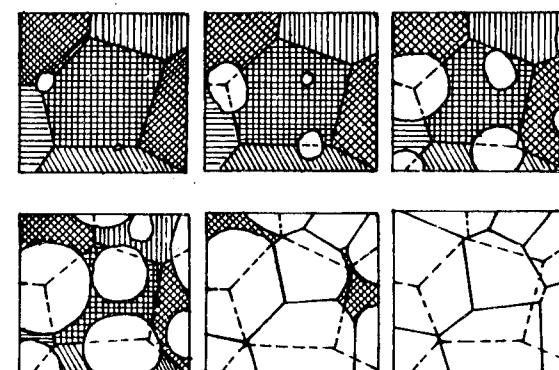


Figura 40 Representação esquemática do fenômeno de recristalização num metal.

Quando a temperatura atinge áreas possuindo energia suficiente para ultrapassar a rigidez do reticulado encruado distorcido, formam-se “núcleos” que promovem o aparecimento de novos cristais, livres de tensões. Quanto mais alta a temperatura, um maior número de áreas fica sujeito à formação de núcleos. A primeira área a formar um núcleo é a que se caracteriza por possuir a mais elevada concentração de energia.

A recristalização é afetada pelos seguintes fatores<sup>(25)</sup>:

- quantidade de deformação (ou encruamento) inicial;
- temperatura;
- tempo à temperatura;
- tamanho de grão inicial;
- composição química (do metal ou liga);
- quantidade de recuperação inicial.

Em relação a essas variáveis, pode-se estabelecer os seguintes fatos:

- para ocorrer recristalização, é suficiente uma quantidade mínima de encruamento; entretanto, quanto menor o encruamento inicial mais elevada deve ser a temperatura para promover a recristalização;
- aumentando o tempo, diminui a temperatura de recristalização; a temperatura, contudo, é fator mais importante do que o tempo;
- quanto maior o grau de encruamento e quanto menor a temperatura de aquecimento, menor o tamanho de grão resultante;
- a temperatura de recristalização diminui, à medida que o metal é mais puro; assim, ligas do tipo “solução sólida” apresentam maiores temperaturas de recristalização.

A grande importância do recozimento dos metais encruados reside no fato de que as operações de conformação mecânica podem ser levadas a extremos, interpondo-se operações de recozimento que restauram a ductilidade do material ou sua capacidade de deformação.

**4.6 Trabalho a quente** Sendo o trabalho a quente realizado a temperatura acima da de recristalização, os fenômenos de aumento de dureza devido à deformação e amolecimento, devido ao recozimento, ocorrem simultaneamente. A estrutura cristalina, em outras palavras, deforma-se e permanece deformada somente enquanto o metal está sendo submetido ao trabalho mecânico, ficando totalmente restaurada assim que este cessar. Isto mesmo ocorre com as propriedades mecânicas.

A importância prática do “trabalho a quente” reside no fato de que ele constitui a primeira etapa do processo metalúrgico de conformação mecânica. As razões, muitas das quais óbvias, são as seguintes:

- a energia necessária para deformar é menor;
- o metal adquire maior capacidade de deformar-se sem fissuração;
- algumas heterogeneidades das peças (ou lingotes) como porosidade, bolhas etc., são praticamente eliminadas pelo trabalho a quente;
- a estrutura granular “dendrítica”, ou seja, grosseira, colunar e pouco uniforme, típica de peças fundidas, é rompida e transformada em grãos menores;
- alguns metais dificilmente são deformados a frio sem fissurar; exemplos, tungstênio, molibdênio e outros.

O trabalho a quente, embora não exerça a mesma influência que o trabalho a frio sobre a estrutura e as propriedades mecânicas, produz uma estrutura superior à correspondente de peças fundidas.

A temperatura para o trabalho a quente não deve situar-se muito acima da temperatura de recristalização da liga, principalmente no que diz respeito à temperatura de “fim de trabalho”. Isso porque, durante o resfriamento posterior, pode-se verificar crescimento de grão, enquanto o metal estiver a uma temperatura superior à de recristalização.

Do mesmo modo, a temperatura de “fim de trabalho” não pode cair abaixo da temperatura de recristalização, sob pena de, a partir desse instante, o material estar sendo submetido a trabalho mecânico a frio e, se sua plasticidade não for suficiente, ele poderá romper.

Existem, pois, temperaturas limites – máxima e mínima – para que o trabalho a quente seja aplicado com êxito.

Diz-se-ia que o limite inferior de temperatura para o trabalho a quente é a menor temperatura para a qual a velocidade de recristalização é suficientemente rápida para eliminar o encruamento, enquanto o metal está sendo trabalhado à temperatura considerada.

O limite superior é determinado pela temperatura na qual pode começar a ocorrer excessiva oxidação.

## CAPÍTULO IV



### LIGAS METÁLICAS

**1 Impurezas nos metais** Os metais puros possuem inúmeras propriedades que os tornam importantes sob o ponto de vista de aplicação industrial. Os processos metalúrgicos geralmente produzem os metais com uma quantidade de substâncias estranhas que varia, em geral, de menos de 0,01% até cerca de 2,0% em peso. Essas substâncias estranhas ou “impurezas”, freqüentemente difíceis de serem removidas durante a fabricação, afetam mais ou menos as propriedades dos metais.

Se essa influência é, entretanto, mínima ou nula, diz-se comumente que o metal é “comercialmente puro”. Na prática, pois, um metal puro não necessita ser 100% elemento metálico, mas sua pureza pode ir de 99,0 a 99,999% de elemento metálico.

Alguns metais como o cobre, zinco e chumbo podem, por exemplo, ser produzidos com uma pureza próxima ou superior a 99,99%.

Na maioria dos casos, entretanto, elementos estranhos são intencionalmente adicionados a um metal, com o fim de melhorar as propriedades usuais ou obter certas propriedades específicas.

**2 Soluções sólidas** Se tal adição se tornar parte integral da fase sólida, a fase resultante é chamada “solução sólida”; nesta, portanto, o metal puro dissolve o elemento adicionado proposadamente.

Quando os átomos de um elemento podem substituir totalmente os do outro elemento, a "solução sólida" chama-se "substitucional" (Figura 41).

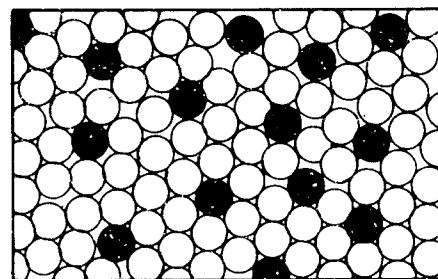


Figura 41 Solução sólida substitucional a esmo (zinc em cobre).

Para que se forme uma solução sólida é preciso haver entre os elementos envolvidos — solvente e soluto — uma certa semelhança das dimensões da estrutura atómica e semelhantes estruturas eletrônicas.

A solução do cobre e do níquel é o exemplo mais característico. Qualquer fração dos átomos da estrutura original do cobre pode ser substituída por níquel, ou seja, as soluções sólidas substitucionais Cu-Ni podem variar desde praticamente 0% de Ni e quase 100% de Cu até quase 100% de Ni e praticamente 0% de Cu.

A Tabela 10<sup>(28)</sup> mostra a influência da relação das dimensões atómicas de metais de mesmo reticulado cristalino (cúbico de face centrada) na solução sólida.

Verifica-se, por exemplo, que o cobre e o níquel — cuja relação de tamanho é  $1,246 \text{ Å}/1,278 \text{ Å} = 0,98$  — mostram 100% de solubilidade máxima.

Quando a diferença de dimensões aumenta, a solubilidade diminui, como a tabela mostra.

Outros exemplos podem ser considerados: cobre e zinco na liga latão. O cobre, como se vê pela tabela, tem raio atómico de 1,278 Å; o zinco de 1,332 Å. Ambos apresentam 28 elétrons de subvalência. O Zn, ao ser adicionado ao Cu, o substitui prontamente até que um máximo de 40% de átomos de Cu seja substituído no reticulado.

Por outro lado, no bronze — liga de cobre e estanho — somente uma menor porcentagem de estanho pode substituir o cobre.

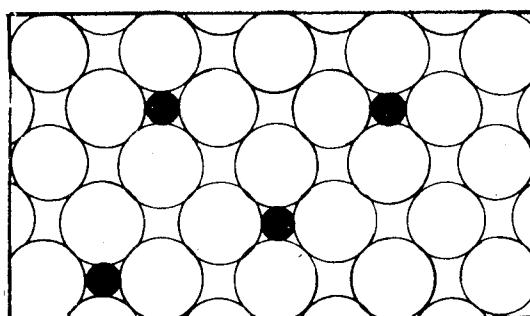
TABELA 10

EFEITO DA RELAÇÃO DE DIMENSÕES ATÔMICAS SOBRE A SOLUBILIDADE SÓLIDA

Soluto	Solvente	Relação de dimensões dos raios atómicos	Solubilidade máxima, %	
			em peso	em átomos
Ni	Cu	$1,246/1,278 = 0,98$	100	100
Al	Cu	$1,431/1,278 = 1,12$	9	19
Ag	Cu	$1,444/1,278 = 1,14$	8	6
Pb	Cu	$1,750/1,278 = 1,37$	0	0
Ni	Ag	$1,246/1,444 = 0,86$	0,1	0,1
Cu	Ag	$1,278/1,444 = 0,88$	9	11
Pb	Ag	$1,750/1,444 = 1,21$	5	3
Cu	Ni	$1,278/1,246 = 1,02$	100	100
Al	Ni	$1,431/1,246 = 1,14$	12	22
Ag	Ni	$1,444/1,246 = 1,16$	4	2
Ni	Al	$1,246/1,431 = 0,87$	0,05	0,03
Cu	Al	$1,278/1,431 = 0,90$	6	3
Ag	Al	$1,444/1,431 = 1,01$	48	19

A Figura 41 mostra uma solução sólida substitucional a esmo na liga latão (Zn e Cu), que é o caso mais comum. Eventualmente, pode ocorrer uma "solução sólida substitucional ordenada" que se verifica, porém, somente a baixas temperaturas.

Outro tipo de solução sólida é a "intersticial" (Figura 42), em que menores átomos de um determinado elemento se localizam nos interstícios existentes entre os átomos maiores do outro elemento. O exemplo mais conhecido é o da liga Fe-C (aço). Nesse caso, acima de 912°C, o ferro adquire a forma alotrópica correspondente ao reticulado cúbico de face centrada (gama), que se caracteriza por um vazio no centro da célula unitária. O carbono, cujo átomo é muito pequeno, pode penetrar nesse vazio e produzir solução sólida de carbono no ferro. No estado alotrópico alfa, abaixo de 912°C até a temperatura ambiente, o reticulado sendo cúbico centrado, os interstícios entre os átomos de ferro tornam-se muito pequenos, dificultando a acomodação de átomos de carbono. Como consequência, a solubilidade do carbono no ferro alfa é praticamente nula.



**Figura 42** Solução sólida intersticial (do tipo Fe-C).

**3 Difusão** A movimentação dos átomos no interior dos reticulados cristalinos dando origem às imperfeições de ponto correspondentes aos átomos intersticiais, aos átomos substitucionais (que constituem soluções sólidas) e, inclusive, às lacunas, é devida a um fenômeno denominado “difusão”.

Se se tiver a movimentação de apenas um tipo de átomo, como num metal puro, o termo utilizado para indicar o fenômeno é “autodifusão”<sup>(29)</sup>.

A lei que rege a difusão é conhecida como “lei de Fick”. Segundo a mesma, “a quantidade de substância  $m$  que passa, por unidade de tempo  $t$ , através de uma unidade de área  $A$ , a um plano em ângulo reto em relação à direção de um ponto  $x$ , é proporcional ao gradiente de concentração  $dc/dx$  ( $c$  = concentração) da substância em difusão”.

Essa lei é expressa pela seguinte equação:

$$dm = - D \cdot A \cdot \frac{dc}{dx} dt$$

onde  $D$  é o “coeficiente de difusão”, medido, geralmente, em  $\text{cm}^2/\text{seg}$ .

A condição mais estável que se encontra numa solução sólida corresponde àquela em que os átomos solutos estão estatisticamente distribuídos de modo uniforme no reticulado solvente.

Como, nessa condição, a solução sólida se aproxima de seu estado de mais baixa energia livre, a difusão dos átomos solutos no reticulado solvente tende a acontecer das porções mais concentradas para as menos concentradas do reticulado.

Um fator importante a considerar na difusão é a “velocidade de difusão”. Esta depende de<sup>(30)</sup>:

- dimensões relativas dos átomos solutos e solventes: à medida que a diferença dessas dimensões aumenta, a velocidade de difusão aumenta, embora isso não signifique necessariamente a obtenção de solubilidade total. A menor velocidade de difusão ocorre quando isótopos radioativos de um metal se difundem através do cristal normal do mesmo metal;
- gradiente de concentração: a velocidade de difusão aumenta à medida que aumenta o gradiente de concentração;
- temperatura: a velocidade de difusão aumenta com a temperatura, porque aumenta a amplitude de oscilação atômica;
- tamanho de grão em metais policristalinos: granulação fina apresenta maiores velocidades de difusão, porque esta é maior através dos contornos de grão do que através do interior do grão.

**4 Ligas metálicas** Os metais são geralmente empregados na forma de ligas, ou seja, “substâncias que consistem em misturas íntimas de dois ou mais elementos químicos, dos quais pelo menos um é metal, e possuindo propriedades metálicas”.

As ligas constituem, pois, uma combinação de duas ou mais variedades de átomos, resultando numa substância que apresenta alterações às vezes muito profundas, tanto nas propriedades físicas como químicas, em relação aos elementos correspondentes.

O número de possíveis combinações de apenas dois componentes, dos quais um deve ser sempre metal, é muito grande. Por outro lado, para cada composição específica de uma liga, procura-se determinar as modificações estruturais que podem ocorrer às diversas temperaturas, a partir da sua temperatura de fusão.

Um diagrama relativamente simples permite descrever esses fenômenos, em função dos teores dos elementos presentes na liga.

Esses diagramas — chamados “diagramas de equilíbrio”, “diagramas de constituição” ou “diagramas de fase” — são obtidos por método de raio-X, de análise térmica (ou seja, “curvas de resfriamento”), medidas dilatométricas, medidas de condutibilidade elétrica etc.

Considerando-se apenas as ligas binárias e as possíveis combinações entre elementos metálicos e entre elementos metálicos e elementos não-metálicos, é muito grande o número de diagramas de equilíbrio que podem

ser traçados. Entretanto, muitos deles possuem uma grande correspondência entre si, de modo que para o estudo dos princípios básicos que norteiam a constituição das ligas, eles podem ser agrupados em apenas alguns tipos baseados em certos características comuns.

Esses diagramas obedecem a uma lei geral chamada "lei das fases de Gibbs".

**4.1 Lei das fases de Gibbs** A lei permite prever o número de fases  $P$  que podem estar presentes num sistema de  $C$  componentes, sob condições determinadas de temperatura, pressão e volume (grau de liberdade). Cabem, agora, algumas definições, de modo a ter-se uma melhor compreensão da referida lei(31):

"*Fase*" — é uma porção da matéria, homogênea, de composição física e química uniforme. Por exemplo, num sistema contendo gelo, água e vapor d'água em equilíbrio, há três fases. Não importa quantos pedaços de gelo existam flutuando na água: há somente uma fase gelo.

"*Componente*" — é o constituinte químico que deve ser especificado de modo a descrever a composição de cada fase presente. Por exemplo, no sistema Cu-Al que contém os compostos  $\text{CuAl}$  e  $\text{CuAl}_2$ , todas as composições podem ser expressas pelas espécies moleculares Cu e Al; assim trata-se de um sistema de dois componentes; no sistema gelo, água e vapor d'água, há somente o componente  $\text{H}_2\text{O}$ .

"*Grau de liberdade*" — corresponde às variáveis independentes — temperatura, pressão e volume específico (ou concentração) — condições sob as quais uma fase pode existir; quanto maior o número de substâncias químicas presentes, maior o número de variáveis; quanto maior o número de fases, menor o número de variáveis.

A lei de Gibbs é expressa pela equação

$$F = C - P + 2$$

O número 2 é válido somente no caso de existirem duas variáveis, comumente temperatura e pressão (além da concentração).

Se as condições são tais que a pressão não é uma variável, então a lei de Gibbs é expressa por

$$F = C - P + 1$$

A lei de Gibbs será exemplificada durante o estudo dos vários diagramas de equilíbrio.

**5 Diagramas de equilíbrio ou de constituição** O seu estudo será feito considerando-se apenas as ligas binárias.

A linha básica do diagrama, ou seja, a linha de abscissas, corresponde à composição da liga, indicando-se os teores de todas as combinações possíveis, desde 0% de um metal B e 100% do outro componente A numa extremidade do diagrama, até 100% do metal B e 0% do outro componente A na outra extremidade (Figura 43). Assim, é possível estudar-se qualquer composição da liga. No eixo vertical das ordenadas, representa-se a temperatura, podendo-se pois estudar qualquer tipo de liga a uma temperatura específica.

Inicialmente, admite-se que os componentes das ligas são inteiramente solúveis no estado líquido.

Na solidificação, contudo, o comportamento dos componentes pode alterar-se, originando-se fases distintas.

Dada a correspondência que os diagramas de equilíbrio possuem e em função do comportamento dos componentes na solidificação, os diagramas de equilíbrio das ligas binárias podem ser agrupados segundo a classificação que é dada a seguir e que abrange os principais grupos de ligas binárias:

I — ligas cujos componentes são totalmente solúveis tanto no estado líquido como no sólido;

II — ligas cujos componentes são completamente insolúveis no estado sólido;

III — ligas cujos componentes são parcialmente solúveis no estado sólido;

IV — ligas cujos componentes podem formar, em parte, compostos intermetálicos, os quais podem, por sua vez, ser inteiramente solúveis, parcialmente solúveis ou completamente insolúveis em um ou em ambos os excessos dos componentes.

**5.1 Ligas cujos componentes são totalmente solúveis tanto no estado líquido como no sólido** A liga, neste caso, corresponde à conhecida "solução sólida". O diagrama de equilíbrio está representado na Figura 43.

Como se vê, admite-se que os componentes sejam dois metais  $A$  e  $B$ . No sentido da esquerda para a direita,  $A$  varia de 100% a 0% e  $B$  de 0% a 100%. No centro do diagrama, tem-se pois uma liga contendo 50% de  $A$  e 50% de  $B$ .

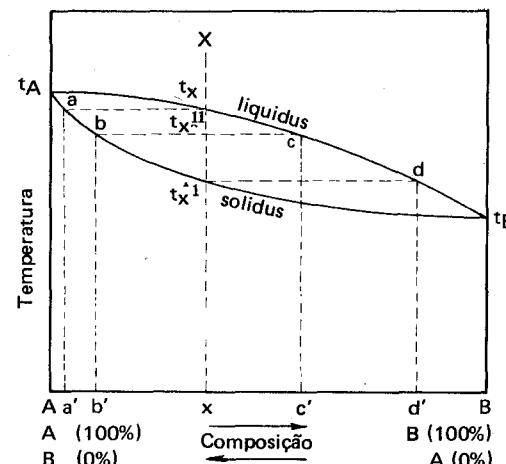


Figura 43 Diagrama de equilíbrio de um sistema de ligas binárias em que os dois componentes são solúveis tanto no estado líquido como no estado sólido.

O metal A tem ponto de fusão  $t_A$  e o metal B  $t_B$ . As várias ligas entre as extremidades do diagrama caracterizam-se por possuírem pontos de início de solidificação e fim de solidificação, ao contrário dos metais puros A e B, para os quais as referidas temperaturas coincidem. Uma liga X, por exemplo, inicia sua solidificação no ponto  $t_x$  e a solidificação termina no ponto  $t'_x$ . Numa temperatura intermediária —  $t''_x$  — a liga X se encontra nos dois estados, líquido e sólido (estado pastoso).

Determinando-se os vários pontos correspondentes ao início de solidificação e unindo-os tem-se a linha  $t_A t_x t_B$  que indica o início de solidificação de todas as ligas representadas no diagrama. Determinando-se os vários pontos correspondentes ao fim da solidificação e unindo-os tem-se a linha  $t_A t'_x t_B$  que marca o fim da solidificação. A primeira linha chama-se “liquidus” e acima dela todas as composições encontram-se no estado líquido. A segunda linha chama-se “solidus” e abaixo dela todas as composições encontram-se no estado sólido. Entre as linhas liquidus e solidus, as ligas estão no estado pastoso.

O traçado das curvas “liquidus” e “solidus” do diagrama permite verificar que há uma diferença fundamental de comportamento na solidificação de metal puro e de uma solução sólida, como está demonstrado na Figura 44.

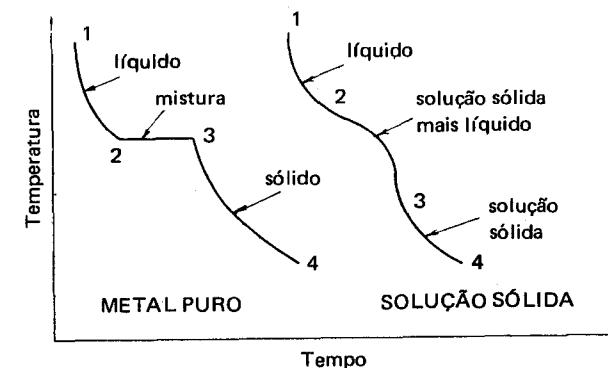


Figura 44 Representação esquemática das curvas de resfriamento de um metal puro e de uma solução sólida.

Ao passo que o metal puro solidifica — e funde, portanto — a uma única e definida temperatura (faixa 2-3 da figura), a liga solução sólida solidifica ou funde dentro de um intervalo de temperatura (faixa 2-3 da segunda curva). No caso da liga, portanto, o trecho 1-2 corresponde ao resfriamento do líquido até o início da solidificação. O que se nota no trecho 2-3, no caso da solução sólida, é uma mudança da inclinação da curva de resfriamento, o que se explica pelo fato de o fenômeno de cristalização corresponder a um processo exotérmico, de desprendimento de calor, o que se traduz por uma queda menor da temperatura ou um atraso na velocidade de resfriamento. Terminada a solidificação, a curva readquire a inclinação normal — trecho 3-4 — até atingir a temperatura ambiente.

Para melhor compreender o diagrama da Figura 43 ou o comportamento das ligas tipo solução sólida durante o resfriamento, admita-se o que ocorre com a liga X.

Essa liga, pela sua posição na figura, é mais rica em metal A do que em B. Acima da linha liquidus ela se encontra totalmente no estado líquido. No resfriamento lento — condição essencial para que fiquem plenamente asseguradas as condições de equilíbrio — ao atingir a temperatura correspondente ao ponto  $t_x$  forma-se o primeiro cristal. Quimicamente analisado, esse cristal irá revelar a presença de ambos os metais A e B, maior quantidade de A porém. Sua composição exata é obtida traçando-se uma paralela, a partir de  $t_x$  ao eixo das abscissas, até encontrar a linha solidus, no ponto a'. Desse ponto, traça-se uma vertical  $aa'$  até o eixo das abscissas no ponto a'. A composição desse primeiro cristal separado será  $Aa'$ % de B e  $Ba'$ % de A.

Obtém-se, assim, a *primeira regra* para interpretação dos diagramas de equilíbrio:

"A fase sólida que se separa na solidificação é sempre mais pobre do metal que abaixa o ponto de solidificação do que o líquido original".

Observe-se no diagrama que o metal *B* tem ponto de fusão inferior ao do metal *A*. A adição de *B* em *A*, portanto, abaixa o ponto de fusão da liga correspondente. Assim sendo, o líquido torna-se mais rico ou mais concentrado de *B* e isso significa que, para continuar a solidificação, é necessário uma nova queda da temperatura.

Surge, então, uma *segunda regra*:

"Quando a fase sólida que se forma a partir de um líquido tem a mesma composição que este, a solidificação ocorre a uma única e constante temperatura, mas se a composição da fase que se precipita for diferente da do líquido original, a temperatura muda (cai) durante a solidificação".

Continuando o resfriamento lento, suponha-se que a temperatura tenha atingido o ponto  $t''_X$ . A composição do sólido percorre a linha *ab* de  $t_X$  a  $t''_X$  é a composição do líquido, que está gradualmente se enriquecendo do metal *B*, a linha  $t_Xc$ , de modo que, na temperatura correspondente a  $t''_X$ , a composição da fase sólida em equilíbrio com a fase líquida é  $Ab'$  % de *B*, ao passo que a do líquido é  $Ac'$  % de *B*.

Com ulterior queda da temperatura, chega-se à temperatura  $t'_X$ , correspondente ao fim da solidificação. A composição do líquido restante move-se ao longo da linha *cd* e à temperatura  $t'_X$ , a composição do líquido será  $Ad'$  % de *B*, ao passo que o sólido em equilíbrio com essa última parcela de líquido possui  $Ax$  % de *b*. Os dois limites extremos de composição química da solução sólida *X* são, portanto,  $Aa'$  % de *B*, para o primeiro cristal a formar-se e  $Ad'$  % de *B* para a última parcela de líquido.

Nas condições de equilíbrio, terminada a solidificação, a composição da liga, agora completamente solidificada, é exatamente a do líquido original, como, aliás, seria de esperar e a constituição estrutural corresponde a uma solução sólida perfeita: no caso exemplificado da liga *X*, o metal *B*, em quantidade menor, está totalmente dissolvido em *A*, em quantidade maior. Se a liga *X* estivesse localizada mais próxima da ordenada de *B*, este metal seria o componente predominante; em consequência, *A*, em menor quantidade, estaria dissolvido em *B*. Uma observação microscópica não iria fazer distinção entre os metais puros *A* e *B* e as soluções sólidas correspondentes.

Uma *terceira regra* importante, no estudo dos diagramas de equilíbrio, refere-se à determinação da composição das fases em equilíbrio a uma dada temperatura. Essa regra pode ser enunciada da seguinte maneira:

"Para obter a composição das fases em equilíbrio, a uma certa temperatura, traça-se uma horizontal do ponto de intersecção da composição da liga com a temperatura, até encontrar os limites da zona heterogênea (líquido mais sólido, no caso do diagrama solução sólida da Figura 43). Desses pontos de encontro, traçam-se perpendiculares ao eixo horizontal; as distâncias, neste eixo (de abscissas), da origem aos pontos de intersecção das perpendiculares com este eixo de abscissas, dão as composições das duas fases em equilíbrio".

Finalmente, uma *quarta regra*, chamada "relação de alavanca", permite determinar quantitativamente as composições das fases em equilíbrio. Essa regra estabelece:

"Para uma liga de composição geral *X*, as quantidades relativas das duas fases que coexistem em equilíbrio, a uma dada temperatura  $t''_X$ , é expressa pela relação

$$\frac{\text{quantidade de líquido}}{\text{quantidade de sólido}} = \frac{bt''_X}{ct''_X}$$

onde  $bt''_X$  e  $ct''_X$  são os comprimentos dos dois braços de alavanca dentro do campo de heterogeneidade".

Exemplos de ligas que apresentam diagramas de equilíbrio análogos ao descrito são: Cu-Ni, Mo-W, Ag-Pd, Cd-Mg.

**5.2 Ligas cujos componentes são totalmente solúveis no estado líquido, porém insolúveis no estado sólido** A Figura 45 representa o diagrama de equilíbrio correspondente a esse grupo de ligas.

O primeiro característico do diagrama é que a linha *liquidus* consiste de dois ramos caindo das temperaturas de solidificação (ou fusão)  $t_A$  e  $t_B$  dos metais componentes até um ponto de intersecção, na linha *solidus*, indicado por *E* e conhecido como "ponto eutético", correspondente à temperatura "eutética"  $t_E$ ; a liga correspondente à composição do ponto eutético chama-se "liga eutética". Dentre todas as ligas situadas entre as extremidades do diagrama é a que possui a menor temperatura de fusão (ou de solidificação).

Outro característico do diagrama é que a linha *solidus* é horizontal, o que significa que as ligas cujo diagrama de equilíbrio tem a forma da figura acabam de solidificar (ou começam a fundir) a uma única e constante temperatura, correspondente à temperatura do eutético  $t_E$ , ou seja, a temperatura de fim de solidificação (ou início de fusão) é independente da composição da liga.

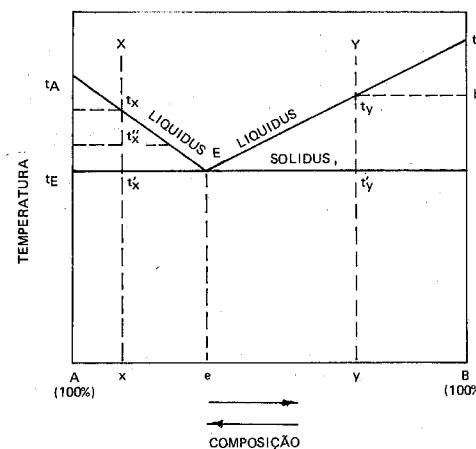


Figura 45 Diagrama de equilíbrio de um sistema de ligas binárias em que os dois componentes são insolúveis no estado sólido.

Por convenção, as ligas situadas à esquerda de E, entre A e E, portanto, são chamadas “hipoeutéticas” e as ligas à direita de E, entre E e B, são chamadas “hipereutéticas”.

A liga X, por exemplo, é hipoeutética e caracteriza-se por ser mais rica de metal A do que de metal B.

Pelo resfriamento lento, a liga X, ao atingir o ponto indicado na figura por  $t_x$ , começa a solidificar, formando-se o primeiro cristal, cuja composição, pela regra já conhecida, é dada pela horizontal traçada de  $t_x$  até o ponto  $a$ , no eixo de ordenadas. Verifica-se que a composição dessa fase sólida inicialmente formada é 100% de A e 0% de B, ou seja, o primeiro cristal formado é metal puro A. Esse fato seria previsível, porque, tratando-se de ligas cuja solubilidade sólida é nula, os cristais que se separam na solidificação o fazem na forma de metal puro.

Continuando o resfriamento, resultará contínua e crescente separação do metal A e a composição do líquido remanescente acompanha a linha  $t_xE$  em direção a E, enriquecendo-se assim de B.

A temperatura correspondente ao ponto  $t'_x$ , existirão em equilíbrio duas fases: uma sólida, cada vez mais rica em metal A e outra líquida cada vez mais rica em metal B. À temperatura  $t_E$ , existirão em equilíbrio a fase sólida separada e a última parcela de líquido restante, cuja composição correspondem à da liga eutética, ou seja  $Ae\%$  de B e  $Be\%$  de A; e nesse momento, o líquido remanescente solidifica. Abaixo da linha *solidus* tem-se, portanto, para a liga X, metal A precipitado e a liga eutética, a qual constitui uma “mistura íntima dos metais A e B”, nas proporções respectivamente de  $Be\%$  e  $Ae\%$ .

Para uma liga situada à direita do eutético, liga Y por exemplo, as mesmas considerações podem ser feitas. Assim, à temperatura de início de solidificação —  $t_y$  — separa-se o metal puro B e à medida que a temperatura cai, mais metal B se separa e o líquido remanescente percorre a linha *liquidus*  $t_yE$  em direção ao ponto E, enriquecendo-se em A. À temperatura  $t_E$ , o líquido restante tem a composição do eutético e termina a solidificação. Assim, abaixo da linha *solidus*, as ligas hipereutéticas, do tipo da liga Y, são constituídas de metal puro B e do mesmo eutético A mais B das ligas hipoeutéticas.

Em resumo, o diagrama da Figura 45 apresenta os seguintes campos:

- líquido
- líquido mais metal sólido A
- líquido mais metal sólido B
- metal sólido A mais eutético E
- metal sólido B mais eutético E.

A curva de resfriamento de ligas desse tipo apresenta o aspecto da Figura 46.

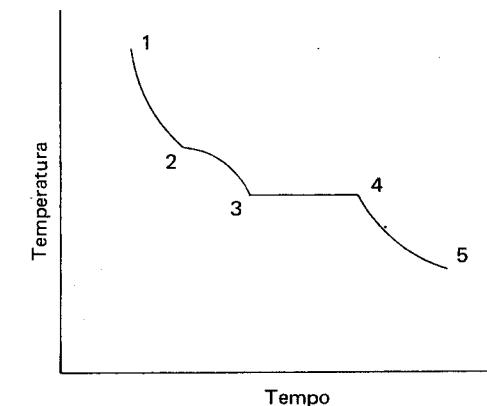


Figura 46 Representação esquemática da curva de resfriamento de ligas de solubilidade sólida nula.

O trecho 1-2 representa o resfriamento normal do líquido até o início da solidificação; o trecho 2-3, a separação do constituinte em excesso da composição eutética (metal A ou B); essa separação tem natureza exotérmica, o que explica a mudança da inclinação da curva; o trecho 3-4 representa a solidificação do eutético; o trecho 4-5, o resfriamento final até a temperatura ambiente.

A estrutura dessas ligas está representada esquematicamente na Figura 47. As ligas hipo e hipereutéticas vão-se aproximando cada vez mais da estrutura do eutético à medida que caminham para a composição correspondente ao eutético.

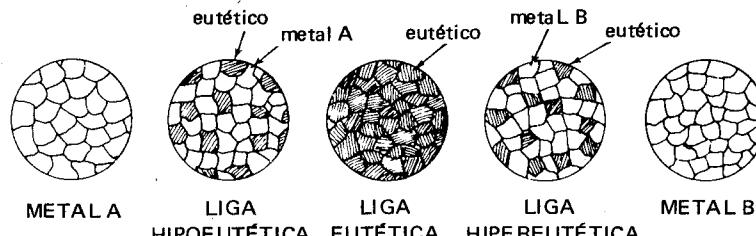


Figura 47 Representação esquemática das possíveis estruturas de ligas insolúveis no estado sólido.

Exemplos de ligas que apresentam diagramas de equilíbrio semelhantes ao estudo, ou seja, cujos componentes são insolúveis no estado sólido. Sw - Zw, As - Pb.

Aplicando a lei das fases num sistema eutético simples, tem-se:

- na região acima do *liquidus*:
  - nº de componentes – A e B; C = 2
  - nº de fases – líquido; P = 1
  - nº de variáveis ou fatores do meio ambiente – temperatura e pressão = 2

5.3 Ligas cujos componentes são totalmente solúveis no estado líquido, mas apenas parcialmente solúveis no estado sólido. A Figura 48 constitui a representação esquemática desse diagrama de equilíbrio.

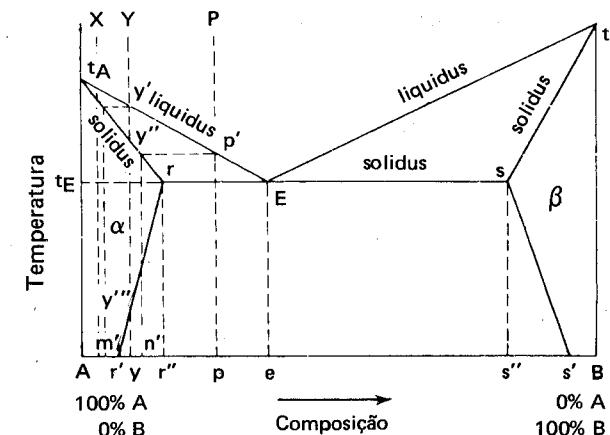


Figura 48 Diagrama de equilíbrio de um sistema de ligas binárias em que os dois componentes são inteiramente solúveis no estado líquido e apenas parcialmente solúveis no estado sólido.

Essa solubilidade limitada é representada no diagrama pelas linhas  $rr'$  e  $ss'$ : a linha  $rr'$  representa a solubilidade sólida parcial de *B* em *A*, a qual é máxima à temperatura do eutético  $t_E$  e corresponde ao ponto *r* e mínima à temperatura ambiente e corresponde ao ponto  $r'$ .

Do mesmo modo, a linha  $ss'$  representa a solubilidade sólida parcial de *A* em *B*, a qual é máxima à temperatura  $t_E$  e corresponde ao ponto *s* e mínima à temperatura ambiente e corresponde ao ponto  $s'$ . Essa variação da solubilidade de um metal no outro, conforme a temperatura, é, portanto, indicada pela inclinação das linhas  $rr'$  e  $ss'$ .

Para comodidade de exposição a solução sólida de *B* em *A* é chamada *alfa* e a solução sólida parcial de *A* em *B* é chamada *beta*.

O eutético, em consequência, é constituído das soluções sólidas alfa e beta, cujo teor de soluto (*A* em *B* ou *B* em *A*) varia com a temperatura.

As ligas idênticas a *X*, cuja composição varia de *A* a  $r'$ , comportam-se, no resfriamento, exatamente como as ligas do diagrama de solubilidade sólida total (Figura 43). Do mesmo modo, comportam-se as ligas entre  $s'$  e *B*. Isso significa que, à temperatura ambiente, a liga *X* é constituída da solução sólida alfa. O mesmo raciocínio se aplica para a liga entre  $s'$  e *B*, na extremidade direita do diagrama, que será, pois, constituída de solução sólida beta.

Considere-se, agora, o grupo de ligas entre  $r'$  e  $r''$ , a liga *Y* por exemplo. A solidificação é iniciada no ponto  $y'$  e os primeiros cristais separados apresentam a composição  $Am'$  de *B* (dissolvido em *A*). À medida que a temperatura cai, separam-se mais cristais sólidos, cuja composição varia ao longo da linha *solidus* até o ponto  $y''$ , a cuja temperatura a liga termina a solidificação. Assim, abaixo de  $y''$  — entre  $y''$  e  $y'''$  — a liga solidificada é constituída de uma solução sólida de *B* em *A* (alfa). Ao atingir o ponto  $y'''$ , na linha  $rr'$  que marca o limite de solubilidade sólida de *B* em *A*, a liga *Y* apresenta, à temperatura correspondente a  $t'''$ , a máxima solubilidade de *B* em *A*. A partir dessa temperatura a liga *Y* começa a precipitar o excesso de *B* que não pode ser mais mantido em solução sólida. Esse excesso de *B*, contudo, não é precipitado na forma de metal puro *B*, mas sim como uma solução sólida rica em *B* (ou seja, beta). A porcentagem de *B* nessa solução sólida que começa a se precipitar à temperatura correspondente a  $y'''$  é dada pela horizontal nesse mesmo ponto  $y'''$ . Essa precipitação prossegue até se atingir a temperatura ambiente, quando a solução sólida precipitada terá por composição  $As'$  % de *B* e  $Bs'$  % de *A* (solução sólida beta com concentrações de *A* e *B* correspondentes à temperatura ambiente).

Esse precipitado pode localizar-se nos contornos dos grãos ou disseminar-se no seu interior.

A liga *Y*, à temperatura ambiente, será pois constituída de uma solução sólida de *B* em *A* (alfa) mais um precipitado que é uma solução sólida de *A* em *B* (beta).

As ligas colocadas do outro lado do diagrama, em posição idêntica a *Y*, comportam-se na solidificação do mesmo modo, com a diferença que, à temperatura ambiente, são constituídas de uma solução sólida de *A* em *B* (beta) mais um precipitado que é uma solução sólida de *B* em *A* (alfa).

Finalmente, suponha-se uma liga de composição *P*. O início de solidificação dá-se no ponto  $p'$ , separando-se cristais que constituem uma solução sólida alfa. A composição dessa solução sólida à temperatura correspondente ao ponto  $p'$  é  $An'$  % de *B*. À medida que o resfriamento se processa, a composição da fase sólida separada varia ao longo da linha *solidus*  $t_{Ar}$  e a do líquido ao longo da linha *liquidus*  $t_{AE}$ , de modo que à temperatura  $t_E$  correspondente ao eutético, existem em equilíbrio uma fase sólida constituída de uma solução sólida rica em *A* (alfa) contendo  $Ar''$  % de *B* e uma fase líquida que, nesse momento, se solidifica na forma do eutético, constituído de uma mistura das duas soluções sólidas alfa (rica em *A*, contendo  $Ar''$  % de *B*) e beta (rica em *B*, contendo  $Bs''$  % de *A*).

Abaixo da linha *solidus*, continuando o resfriamento, verifica-se:

— o primeiro sólido separado (solução sólida rica em *A*, ou seja, alfa) se divide em duas soluções sólidas alfa e beta, cuja composição varia de acordo com a inclinação das linhas  $rr'$  e  $ss'$ ;

— as soluções sólidas do eutético se empobrecerão gradativamente dos metais *B* e *A*, até a temperatura ambiente, quando apresentarão a composição  $Br'$  % de *A* e  $Ar'$  % de *B* dissolvidas em *A* (alfa) e  $As'$  % de *B* e  $Bs'$  % de *A* dissolvidas em *B* (beta).

À temperatura ambiente, as ligas semelhantes a *P* serão, portanto, constituídas de duas soluções sólidas beta e alfa envolvidas por um eutético (alfa mais beta), do mesmo modo que uma liga idêntica a *P*, porém situada no outro lado do diagrama, à direita de *E*, entre  $e$  e  $s''$ , com a diferença que o primeiro sólido a formar-se é a solução sólida beta (rica em *B*).

O eutético ou liga eutética é constituído, como se viu, das duas soluções sólidas alfa e beta, cuja concentração em *B* ou em *A* varia, segundo as linhas  $rr'$  e  $ss'$ , conforme a temperatura cai de  $t_E$  até a temperatura ambiente.

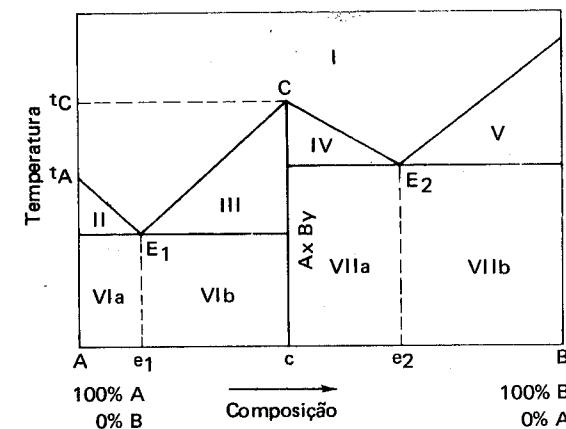
As estruturas dessas ligas, à temperatura ambiente, assemelham-se às estruturas das ligas da Figura 47, com a diferença que os metais puros não estão presentes isoladamente, mas sim na forma de soluções sólidas alfa e beta e o eutético é uma mistura das duas soluções sólidas alfa e beta.

Entre as ligas cujo diagrama de equilíbrio se assemelham ao exposto incluem-se Ag-Cu e Bi-Sn.

Voltando-se ao diagrama anterior da Figura 45, em que os componentes são insolúveis no estado sólido, deve-se fazer uma observação: a linha *solidus*, na realidade, não abrange a extensão total do diagrama, porque, a rigor, não há solubilidade sólida totalmente nula. Em outras palavras, sempre existe uma solubilidade parcial, em quantidades tais, entretanto, que a escala do diagrama não permite representar. As ligas em que os componentes são insolúveis no estado sólido podem, assim, ser consideradas como casos extremos das ligas que apresentam solubilidade sólida parcial, isto é, pode-se imaginar a solubilidade sólida mútua dos metais A e B decrescendo paulatinamente até tornar-se praticamente nula.

**5.4 Ligas cujos componentes podem formar, em parte, compostos intermetálicos que podem, por sua vez, ser inteiramente solúveis, parcialmente solúveis ou insolúveis em um ou em ambos os excessos dos componentes**

A Figura 49 é a representação esquemática desse diagrama.



**Figura 49** Diagrama de equilíbrio de um sistema de liga cujos componentes formam um composto,  $A_xB_y$ , que é totalmente insolúvel em ambos os excessos dos componentes.

Os metais componentes A e B formam um composto intermetálico  $A_xB_y$ , cuja composição corresponde ao ponto *c* e cuja temperatura de fusão é  $t_c$ .

A composição do composto intermetálico  $A_xB_y$  é, como se vê pelo diagrama,  $Ac\%$  de B e  $Bc\%$  de A. Esses compostos intermetálicos como os compostos químicos comuns ( $NaCl$  por exemplo) são de composição fixa e possuem um ponto de fusão fixo e constante. Sua curva de resfriamento é idêntica à de um metal puro, de modo que para o estudo do diagrama de equilíbrio em que eles aparecem, costuma-se considerá-los do mesmo modo que um elemento metálico.

O diagrama de equilíbrio compõe-se de duas partes (Figura 49), contíguas à linha *Cc*. No caso do diagrama representado, considerou que os componentes formam um composto intermetálico que é totalmente insolúvel em ambos os excessos dos componentes.

Esse diagrama se assemelha, portanto, ao diagrama da Figura 45, com a diferença que, de fato, trata-se de dois diagramas contíguos à linha *Cc* (ou  $A_xB_y$ ). De um lado, tem-se um diagrama em que os componentes são A e  $A_xB_y$ , insolúveis no estado sólido e formando o eutético  $E_1$ ; este eutético é constituído de uma mistura do metal puro A e do composto intermetálico  $A_xB_y$ . Do outro lado, tem-se o diagrama cujos componentes são  $A_xB_y$  e B, insolúveis no estado sólido e formando o eutético  $E_2$  que, por sua vez, é uma mistura do composto intermetálico  $A_xB_y$  e do metal puro B<sup>(\*)</sup>.

Uma liga composição correspondente a *C* consiste, naturalmente, de 100% do composto intermetálico, no estado sólido.

Em resumo, o diagrama mostra as seguinte regiões:

- I — líquido
- II — líquido mais sólido A
- III — líquido mais sólido  $A_xB_y$
- IV — líquido mais sólido  $A_xB_y$
- V — líquido mais sólido B
- VIa — sólido A mais eutético  $E_1$  (A mais  $A_xB_y$ )
- VIb — sólido  $A_xB_y$  mais eutético  $E_1$
- VIIa — sólido  $A_xB_y$  mais eutético  $E_2$  (B mais  $A_xB_y$ )
- VIIb — sólido B mais eutético  $E_2$ .

(\*) Algumas fórmulas químicas de compostos intermetálicos são  $Cu_3Al$ ,  $CuZn$ ,  $Mg_2Sn$ . Esses compostos ou fases intermediárias apresentam propriedades muito diferentes das dos metais constituintes e freqüentemente cristalizam segundo sistemas cristalográficos complexos.

Entre as ligas cujos diagramas de equilíbrio se assemelham ao exposto contam-se Ca-Mg, Nb-Ni, Nb-Si, Cd-Sb, Mo-Si.

Como já foi mencionado, ao iniciar-se o estudo das ligas, os grupos de diagramas de equilíbrio apresentados são apenas representativos dos diagramas reais, os quais, na sua maioria, embora obedecendo às regras gerais explicadas, são bem mais complexos.

Um dos exemplos mais importantes corresponde ao das ligas ferro-carbono, as quais são as mais utilizadas dentre todas as ligas metálicas. Essa liga será discutida em outro volume desta obra.

**5.5 Ligas com mais de dois componentes** Geralmente, os mais importantes materiais metálicos utilizados na engenharia compreendem sistemas com um número maior de componentes: o ferro fundido (Fe-C-Si) e o aço inoxidável (Fe-Cr-Ni, além de carbono) são apenas dois exemplos.

Uma maneira de representar um sistema ternário seria mediante uma figura tridimensional ou, tomando como base essa figura, um triângulo equilátero, como o mostrado na Figura 50.

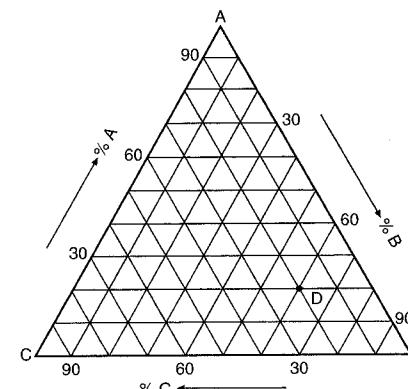


Figura 50 Representação esquemática de composição de um sistema ternário.

Nessa figura, a soma das composições dos três componentes deve perfazer 100%. Num triângulo equilátero, a soma das distâncias traçadas de um ponto perpendicular aos três lados é igual à altura do triângulo. O ponto D da figura representa uma liga contendo 20% de A, 60% de B e 20% de C.

Essa representação é obtida mediante cortes isotérmicos.

A Figura 51 mostra um exemplo prático, correspondente a aço inoxidável contendo 18% de cromo e 8% de níquel.

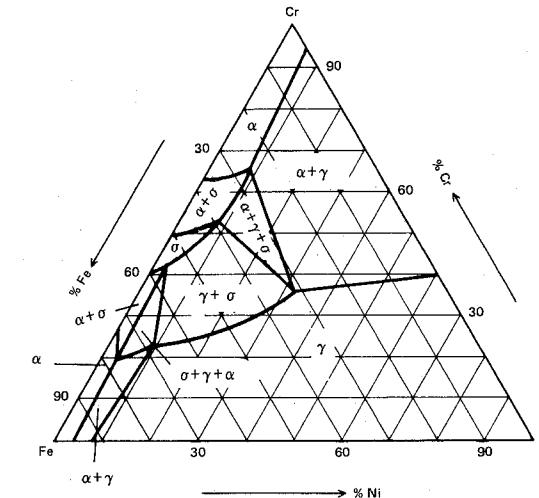


Figura 51 Secção isotérmica, a 650°C, do sistema Fe-Cr-Ni

Costuma-se também estudar as ligas ternárias, tomando como base diagramas de equilíbrio binários, traçados para uma secção relativa ao teor constante de um dos componentes, os outros dois variando.

A Figura 52 mostra o efeito do níquel sobre uma liga Fe-Cr com 18% de cromo e o efeito do cromo sobre uma liga com 8% de níquel<sup>(33)</sup>.

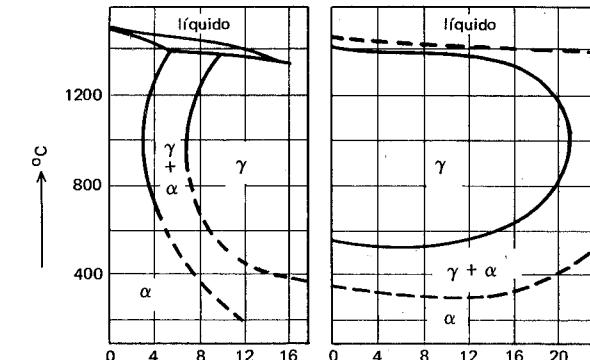


Figura 52 Sistema Fe-Cr-Ni. À esquerda, efeito do níquel numa liga com Fe-Cr, mantendo o cromo a 18%; à direita, efeito do cromo, mantendo o níquel a 8%.

"ensaios mecânicos" é necessário definir com precisão alguns conceitos fundamentais.

2. Definições Na determinação das propriedades mecânicas aplicam-se

Matematicamente, há somente dois tipos de cargas ou de tensões, pois a compressão pode ser considerada como a versão negativa da tração.

“Deformação” é a mudança dimensional que se verifica no material como resultado da carga aplicada. Exprime-se quase sempre em porcentagens. Contudo, na torção por exemplo, a deformação está relacionada com o

Em primeiro lugar, os materiais de construção, em particular, os metais, tendem a deteriorar-se em serviço, pela ação do meio ambiente. Em segundo lugar, ocorrem freqüentes variações na distribuição das tensões adotadas no projeto, além de surgirem ocasionalmente sobrecargas. Em terceiro lugar, é difícil garantir-se perfeição na fabricação de uma determinada peça metálica.



Finalmente, para que se chegue a uma conclusão quanto ao valor numérico obtido no ensaio, é necessário compará-lo com um valor pre-determinado ou "especificado".

A "especificação" pode ser definida como uma tentativa do consumidor fazer chegar ao produtor suas exigências sob o ponto de vista de qualidade, permitindo que a aquisição do material correspondente seja feita dentro de verdadeiras bases técnicas.

A especificação, além de abranger as propriedades mecânicas, pode abranger os característicos químicos, os característicos gerais, os métodos de fabricação, a forma, as dimensões e o acabamento das peças.

Essas especificações são estabelecidas por Associações Técnicas especializadas, reunindo produtores, consumidores e tecnologistas, tais como a Associação Brasileira de Normas Técnicas (ABNT).

A elas compete elaborar igualmente as "normas" e os "métodos de ensaios", de modo a permitir, como já foi citado, comparar os resultados obtidos nos diversos ensaios.

**5 Levantamento de dados obtidos nos ensaios** Os dados obtidos nos ensaios, para poderem ser melhor interpretados, devem ser, sempre que possível, submetidos a um tratamento estatístico, mesmo porque dificilmente se consegue, no mesmo material e nas mesmas condições de ensaio, resultados totalmente repetitivos. É claro que esse tratamento estatístico só é recomendável quando se tem disponível um grande número de dados, como ocorre no caso dos ensaios de fadiga.

Um exemplo extraído da literatura americana e relacionado com chapas finas de ferro galvanizado, elucidará melhor a matéria<sup>(34)</sup>.

Suponha-se uma amostragem de 80 chapas galvanizadas, para a qual se deseja determinar a quantidade de revestimento aplicado. As amostras são pesadas antes e depois do processo de galvanização. Os pesos do revestimento obtidos são lançados numa Tabela (Tabela 11), onde se verifica uma ligeira discrepância dos valores.

Os dados dessa Tabela são a seguir colocados em ordem ascendente (Tabela 12) que corresponde, pois, a uma "distribuição de freqüência não agrupada".

O próximo passo corresponde ao agrupamento dos dados, resultando numa Tabela de "freqüência agrupada" (Tabela 13), onde são indicados os intervalos das classes, valor médio, freqüência das classes, freqüência cumulativa e o produto da freqüência pelo valor médio.

Pode-se, assim, construir gráficos ou "diagramas de freqüência", como a Figura 54 mostra ou tracar uma curva de "distribuição normal de freqüência".

TABELA 11

MASSA DE REVESTIMENTO SOBRE 80 CHAPAS  
DE FERRO GALVANIZADO

Amostra	Massa, g						
1	38,81	21	37,63	41	40,56	61	38,67
2	40,02	22	42,61	42	43,14	62	41,06
3	42,03	23	45,18	43	41,62	63	42,41
4	43,06	24	39,39	44	44,17	64	42,88
5	41,58	25	42,84	45	42,34	65	42,98
6	42,58	26	43,24	46	44,63	66	40,12
7	42,80	27	43,70	47	45,01	67	43,03
8	43,34	28	45,44	48	42,93	68	43,40
9	43,72	29	41,25	49	46,63	69	41,80
10	38,12	30	43,64	50	39,61	70	44,50
11	40,63	31	44,06	51	46,21	71	42,14
12	44,28	32	44,33	52	40,38	72	39,51
13	44,45	33	42,45	53	47,22	73	44,47
14	43,21	34	44,90	54	41,36	74	41,44
15	43,79	35	44,51	55	44,77	75	43,91
16	43,55	36	41,74	56	45,61	76	42,73
17	42,26	37	45,30	57	39,84	77	42,19
18	43,03	38	43,84	58	40,88	78	43,48
19	41,29	39	42,67	59	38,98	79	41,13
20	46,52	40	46,89	60	41,92	80	40,58

**TABELA 12**

## TABELA DE FREQUÊNCIA NÃO-AGRUPADA

Faixa	Valor	Faixa	Valor	Faixa	Valor	Faixa	Valor
1	37,63	21	41,36	41	42,88	61	44,17
2	38,12	22	41,44	42	42,93	62	44,28
3	38,67	23	41,58	43	42,98	63	44,33
4	38,81	24	41,62	44	43,03	64	44,45
5	38,98	25	41,74	45	43,03	65	44,47
6	39,39	26	41,80	46	43,06	66	44,50
7	39,51	27	41,92	47	43,14	67	44,51
8	39,61	28	42,03	48	43,21	68	44,63
9	39,84	29	42,14	49	43,24	69	44,77
10	40,02	30	42,19	50	43,34	70	44,90
11	40,12	31	42,26	51	43,40	71	45,01
12	40,38	32	42,34	52	43,48	72	45,18
13	40,56	33	42,41	53	43,55	73	45,30
14	40,58	34	42,45	54	43,64	74	45,44
15	40,63	35	42,58	55	43,70	75	45,61
16	40,88	36	42,61	56	43,72	76	46,21
17	41,06	37	42,67	57	43,79	77	46,52
18	41,13	38	42,73	58	43,84	78	46,63
19	41,25	39	42,80	59	43,91	79	46,89
20	41,29	40	42,84	60	44,06	80	47,22

TABELA 13 TABELA DE FREQUÊNCIA AGRUPADA

Intervalo da classe	Media	Frequência da classe		Frequência relativa	Frequência cumulativa	Frequência cumulativa relativa	Frequência X Média
		Massa de revestimento, g	Número de observações				
37,5 – 38,5	38	2		0,025	2	0,025	76
38,5 – 39,5	39	4		0,050	6	0,075	156
39,5 – 40,5	40	6		0,075	12	0,150	240
40,5 – 41,5	41	10		0,125	22	0,275	410
41,5 – 42,5	42	12		0,150	34	0,425	504
42,5 – 43,5	43	18		0,225	52	0,650	774
43,5 – 44,5	44	14		0,175	66	0,825	616
44,5 – 45,5	45	8		0,100	74	0,925	360
45,5 – 46,5	46	2		0,025	76	0,950	92
46,5 – 47,5	47	4		0,050	80	1,000	188
Total		80			1.000		2.416

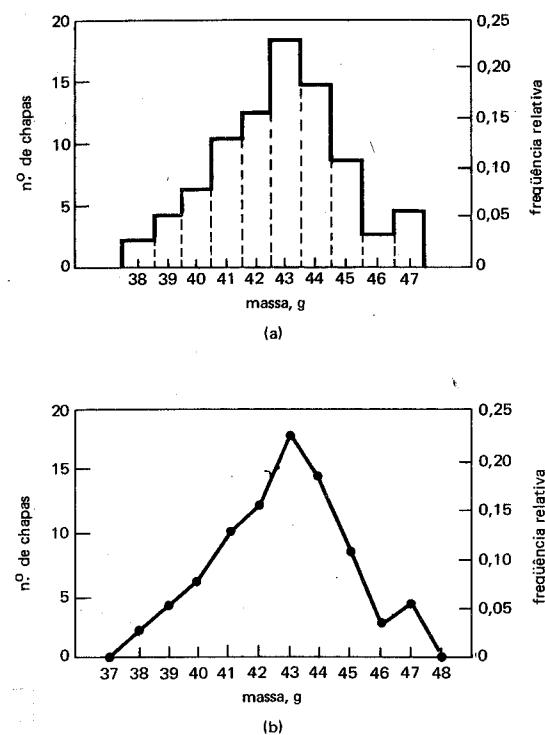


Figura 54 Gráficos de freqüência: (a) histograma de freqüência; (b) polígono de freqüência.

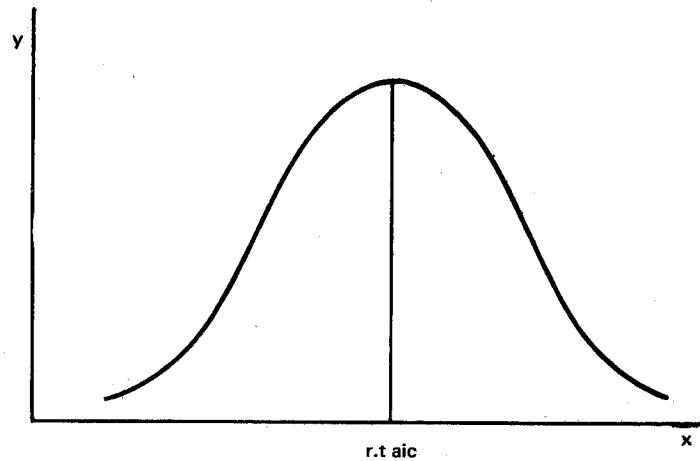


Figura 55 Curva de distribuição normal.

## CAPÍTULO VI

### RESISTÊNCIA À TRAÇÃO E RESISTÊNCIA À COMPRESSÃO

1 Resistência à tração. Gráfico tensão-deformação Quando se submete uma barra metálica a uma carga de tração, paulatinamente crescente, ela sofre uma deformação progressiva de extensão ou aumento de comprimento.

A relação existente entre a tensão aplicada — carga dividida pela área da secção transversal da peça que está sendo tracionada — e a deformação resultante pode ser mais facilmente acompanhada com assistência visual, na forma de um diagrama “tensão-deformação”, em que a tensão é lançada no eixo das ordenadas e a deformação no eixo das abscissas, conforme está indicado na Figura 56.

Os valores que permitem o traçado desse diagrama são obtidos submetendo-se o metal ao “ensaio de tração”, em máquina esquematicamente representada na Figura 57.

Essa máquina deve ser construída de tal modo que possibilite uma montagem adequada da peça a ser ensaiada, com o que se obtém maior precisão dos dados a serem levantados.

Em princípio, pois, a máquina de ensaio de tração deve ser dotada de um conjunto que permita a aplicação da carga, de dispositivos para prender a peça ou o corpo de prova e de um aparelho não indicado na figura, que permita determinar a deformação. Esse aparelho é o “extensômetro”, o qual é adaptado ao corpo de prova.

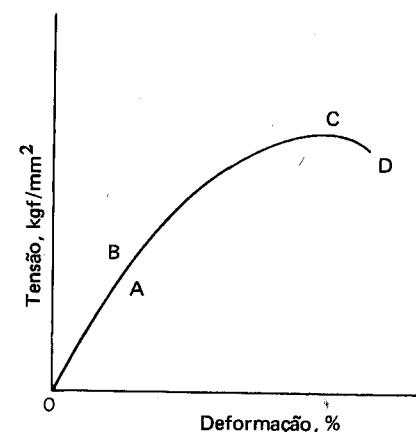


Figura 56 Diagrama geral "tensão-deformação".

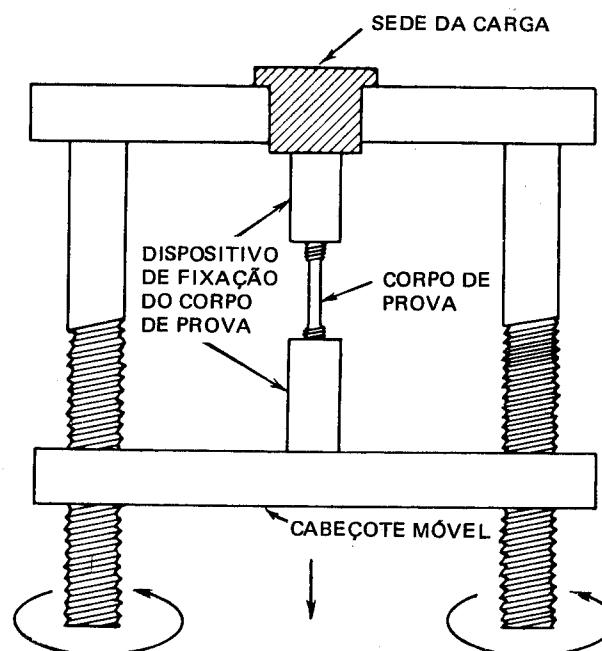


Figura 57 Diagrama esquemático de uma máquina para ensaio de tração.

Normalmente, as máquinas de tração podem exercer esforços de compressão.

Ao tracionar-se a peça, verifica-se que, dentro de certos limites, a deformação é proporcional à tensão aplicada, de acordo com a conhecida lei de Hooke. Assim, se barras de diferentes materiais e diferentes áreas de secção transversal forem submetidas a uma tensão de tração, a lei de Hooke será sempre obedecida, ou seja, o "aumento de comprimento de cada barra é sempre proporcional à tensão de tração aplicada".

Essa lei pode ser expressa pela fórmula

$$\epsilon = \frac{P l}{A E}$$

onde,

$l$  = comprimento da barra, em mm

$\epsilon$  = aumento de comprimento ou alongamento, em mm

$P$  = carga aplicada, em, kgf

$A$  = área de secção transversal da barra, em  $\text{mm}^2$

$E$  = constante

A fórmula indica igualmente que o alongamento é também proporcional ao comprimento da barra e inversamente proporcional à área da secção transversal da barra.

Indicando a relação  $P/A$  que exprime a tensão por  $\sigma$  (em MPa ou  $\text{kgf/mm}^2$ ) e a relação  $\epsilon/l$  que exprime o alongamento ou a deformação por  $\epsilon$  (em %), tem-se

$$E = \frac{\sigma}{\epsilon}$$

que traduz exatamente a lei de Hooke.

A constante  $E$  é chamada "módulo de elasticidade" ou "módulo de Young".

A Tabela 14<sup>(35)</sup> apresenta o módulo de elasticidade  $E$  de alguns dos metais mais importantes.

A Tabela mostra ainda o módulo de cisalhamento, propriedade que será abordada mais adiante.

A lei de Hooke, entretanto, só é válida até um certo limite, o ponto A no diagrama da Figura 56. Esse trecho, por isso mesmo, é retilíneo.



TABELA 14

## PROPRIEDADES ELÁSTICAS DE ALGUNS METAIS

Metal (a 20°C)	Módulo de elasticidade E		Módulo de cisalhamento G	
	GPa	kgf/mm <sup>2</sup>	GPa	kgf/mm <sup>2</sup>
Alumínio	70,3	7140	26,1	2660
Cádmio	49,9	5040	19,2	1960
Cromo	279,1	28350	115,4	11690
Cobre	129,8	13160	48,3	4900
Ouro	78,0	7910	27,0	2730
Ferro	211,4	21420	81,6	8260
Magnésio	44,7	4550	17,3	1750
Níquel	199,5	20230	76,0	7700
Nióbio	104,9	10640	37,5	3780
Prata	82,7	8400	30,3	3080
Tântalo	185,7	18830	69,2	7000
Titânio	115,7	11760	43,8	4445
Tungstênio	411,0	41720	160,6	16310
Vanádio	127,6	12950	46,7	4760

O módulo de elasticidade depende das forças interatômicas e, embora variando com o tipo de ligação atômica, não é sensível a modificações estruturais. Assim, por exemplo, se num determinado tipo de aço, a resistência mecânica pode aumentar apreciavelmente por fatores que afetem sua estrutura, como tratamentos térmicos ou pequenas adições de elementos de liga, esses fatores praticamente não influem no módulo de elasticidade do material.

O módulo de elasticidade é uma medida da "rigidez" do material, ou seja, do característico que o material possui de resistir à deformação elástica.

O aumento de temperatura provoca um decréscimo do valor de E.

A tensão correspondente ao ponto A é chamada "limite de proporcionalidade" que se define, portanto, como a tensão para a qual a deformação deixa de ser proporcional ao esforço aplicado.

Dentro da fase de proporcionalidade entre tensão e deformação, o material se comporta também elasticamente, ou seja, a deformação que se origina pela aplicação da carga é apenas temporária: cessada a tensão, o material volta à forma e dimensões originais.

A tensão até a qual o material se comporta de modo elástico está indicada no gráfico tensão-deformação da Figura 56 pela letra B. Em geral, principalmente no caso de aços de baixo e médio carbono, os pontos A e B coincidem. Alguns autores colocam B acima de A e outros, o contrário.

De qualquer modo, o comportamento elástico do material dentro de uma certa faixa de tensões permite a definição de um novo característico do material: "limite de elasticidade", que corresponde à máxima tensão que o material pode suportar sem sofrer deformação permanente.

No diagrama, o estágio OB é chamado "estágio elástico". De B a D, tem-se o "estágio plástico", porque, a partir de B, aumentando a carga, as deformações resultantes são permanentes, até a ruptura do material sob tração.

Alguns métodos têm sido propostos para determinar o limite de proporcionalidade. Entre eles, o método de JOHNSON<sup>(36)</sup>, indicado na Figura 58.

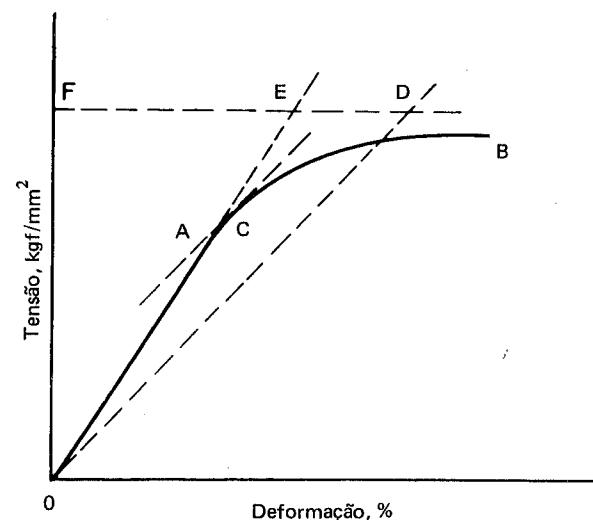


Figura 58 Método de Johnson para determinação do limite de proporcionalidade.

Pelo método de JOHNSON, o limite de proporcionalidade é tomado como a tensão correspondente a um ponto do diagrama tensão-deformação, no qual a deformação é 50% maior que na origem. Na Figura 58, OAB representa o estágio inicial do ensaio de tração; a linha OE é o prolongamento da reta que corresponde à proporcionalidade entre tensão e deformação. Para

obter o limite de proporcionalidade, traça-se a linha OD com uma inclinação 50% maior que a da linha OE, ou seja,  $DF = 1,5 FE$ . Traça-se, a seguir, na curva OB, uma tangente paralela à linha OD de modo a localizar o ponto C. A tensão correspondente ao ponto C é definida como o limite de proporcionalidade pelo método JOHNSON.

Terminada a fase elástica, prosseguindo-se o esforço de tração, o material começa a deformar-se mais rapidamente, até atingir a tensão máxima que o material pode suportar, ou seja, a tensão correspondente ao ponto C da Figura 56.

Define-se então o "limite de resistência à tração", como a tensão máxima que o material suporta, ou seja, a carga máxima dividida pela área da secção transversal original do corpo de prova.

Alguns metais de natureza dúctil, em particular aços-carbono de baixo teor de carbono, apresentam, durante o ensaio de tração, o fenômeno de "escoamento", o qual serve para bem caracterizar o início da fase plástica. A Figura 59 mostra o fenômeno de escoamento.

Como se vê, o aparecimento do fenômeno caracteriza bem o início da fase plástica. Durante o escoamento, verifica-se um grande alongamento, sem acréscimo de carga. Esta chega a oscilar entre valores máximos e mínimos.

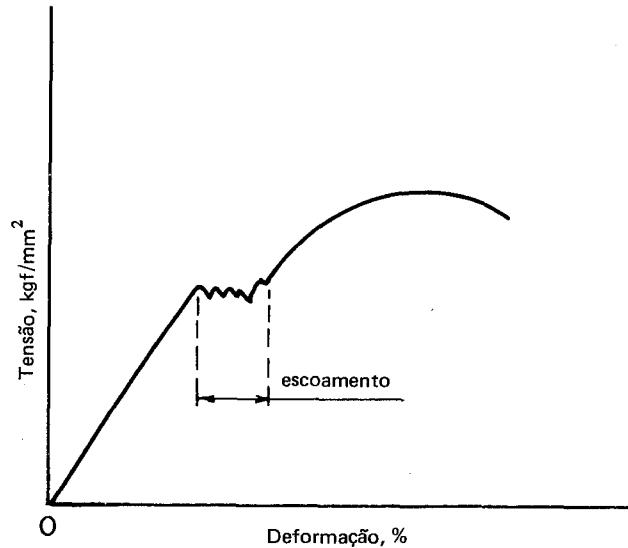


Figura 59 Diagrama "tensão-deformação" de um metal dúctil apresentando o fenômeno de escoamento.

O corpo de prova, se polido, mostra alterações superficiais visíveis a olho nu: nota-se o aparecimento de linhas inclinadas de cerca de  $45^\circ$  em relação ao eixo de tração. Essas linhas são chamadas "linhas de Luder" ou "de distensão" e o seu aparecimento juntamente com o início da grande deformação sem acréscimo de carga serve para definir o "limite de escoamento" do material.

As várias normas existentes definem de modo diferente o limite de escoamento. Para algumas, limite de escoamento corresponde à tensão para a qual tem início o fenômeno; para outras, a tensão máxima e outras ainda, a tensão mínima verificada durante a fase de escoamento.

Nos metais e ligas que não apresentam nitidamente o fenômeno de escoamento, emprega-se um método gráfico para a determinação de um valor comparável, baseado no fato de que, se se interromper o ensaio de tração num ponto já dentro da fase plástica e de descarregar o material, a deformação não volta a zero, mas apresenta um valor residual correspondente à deformação permanente.

A Figura 60 constitui uma representação esquemática desse fato, além de servir para a determinação gráfica citada.

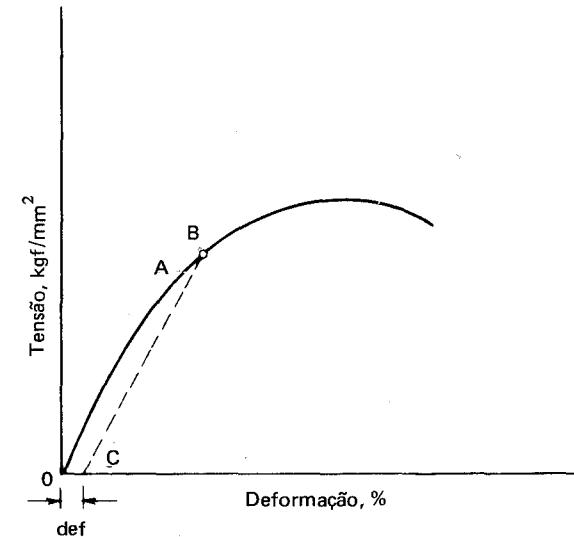


Figura 60 Representação esquemática da deformação permanente.



A figura indica que a interrupção da carga e sua volta a zero originam uma recuperação da deformação segundo a linha BC paralela ao trecho retilíneo da curva.

Pelo método gráfico mencionado, define-se “limite convencional *n*” para aqueles materiais que não apresentam nitidamente o fenômeno de escoamento.

A Figura 61 mostra como se determina o limite convencional *n*.

Para calculá-lo adota-se um número *n* correspondente a uma deformação escolhida, de certo modo, arbitrariamente.

Geralmente, especifica-se *n* como 0,2% de deformação o que corresponde a uma deformação plástica de 0,002 por unidade de comprimento. O valor *n* escolhido é marcado no eixo de abscissas do gráfico tensão-deformação (Figura 61). Do ponto obtido, traça-se uma paralela ao trecho retilíneo da curva tensão-deformação até encontrá-la no ponto B. A tensão correspondente ao ponto B é o “limite convencional *n*”.

Para as ligas metálicas que se deformam relativamente pouco, como aços de médio a alto teor de carbono ou ligas não-ferrosas duras, toma-se para *n* o valor de 0,1% ou mesmo 0,01% (aços para molas).

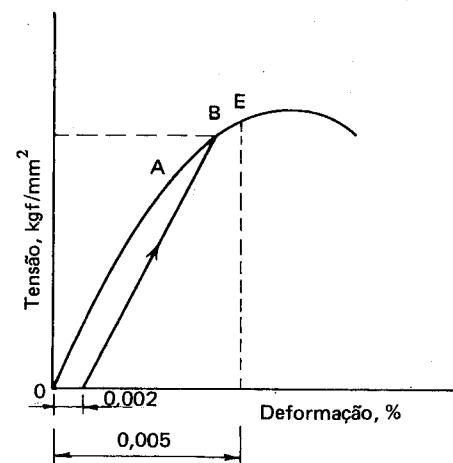


Figura 61 Determinação gráfica do limite convencional *n*.

Para cobre e algumas de suas ligas, que apresentam grande deformabilidade, o método é baseado na determinação do ponto da curva correspondente a uma deformação total, portanto desde a origem 0, de 0,5% ou 0,005 (Figura 61). Marcado o valor 0,005 no eixo de abscissas, traça-se uma perpendicular a esse eixo até encontrar a curva tensão-deformação no ponto E, ao qual corresponde a tensão relativa ao limite convencional *n* para esse tipo de metais<sup>(37)</sup>.

O fenômeno de escoamento, encontrado inicialmente no ferro impuro e aços de baixo carbono, pode ocorrer igualmente em cristais simples de cádmio, zinco e alumínio e em policristais de molibdênio, titânio e ligas de alumínio<sup>(38)</sup>.

No caso do ferro puro e aços de baixo carbono, o fenômeno é atribuído à presença de impurezas como carbono e nitrogênio, pois a prática mostrou que tais impurezas se forem removidas, o fenômeno desaparece. Aparentemente, os átomos impuros atuam simultaneamente com as discordâncias: os átomos de carbono e nitrogênio localizam-se entre os interstícios do reticulado (de natureza cúbica centrada), produzindo distorções tetragonais e interagindo fortemente com as discordâncias de aresta e em espiral<sup>(39)</sup>.

Um trabalho a frio ou encurvamento moderado remove a solução a esmo dessas impurezas, com consequente desaparecimento do fenômeno.

A importância do conhecimento do limite convencional *n* ou do limite de escoamento dos metais e suas ligas reside no fato de que esses valores são os utilizados pelos engenheiros para seus projetos e cálculos, sobretudo quando se trata de ligas dúcteis.

O conhecimento do limite de resistência à tração, por outro lado, tem sua importância ligada ao fato de que é, por seu intermédio, que os materiais são especificados.

**1.1 Alongamento e estrição. Ductilidade** O ensaio de tração permite ainda determinar valores que caracterizam a ductilidade do material. Esses valores são alongamento e estrição.

O “alongamento” é o aumento de comprimento verificado na tração até a ruptura do corpo de prova. Se  $L_0$  for o comprimento original,  $L'$  o comprimento final, medido colocando-se os dois pedaços do corpo de prova juntos, o alongamento é dado pela expressão:

$$\epsilon = \frac{L' - L_0}{L_0} \cdot 100, \text{ em porcentagem, portanto.}$$

O valor  $L_0$  não corresponde ao comprimento total do corpo de prova, mas adota-se o comprimento entre duas marcas feitas nesse mesmo corpo de prova, antes do ensaio.

Esse valor original de medida é fixado de acordo com a lei de BARBA que estabelece o seguinte: para que os alongamentos medidos sobre dois corpos de prova de secções  $S_0$  e  $S'$  sejam comparáveis, é necessário que os comprimento de medida escolhidos como referência satisfaçam a relação.

$$\frac{L_0}{L'} = \frac{\sqrt{S_0}}{\sqrt{S'}}$$

Dessa expressão, deduz-se

$$\frac{L_0}{\sqrt{S_0}} = \frac{L'}{\sqrt{S'}} = k$$

onde

$$L_0 = k \sqrt{S_0}$$

No caso de corpos de prova de secção circular de diâmetro  $D_0$

$$L_0 = k' D_0$$

Os valores de  $k$  e  $k'$  são fixados pelos vários países, de acordo com suas associações técnicas.

Eles variam da seguinte maneira<sup>(37)</sup>:

Brasil e Alemanha  $k = 11,3$  e  $k' = 10$

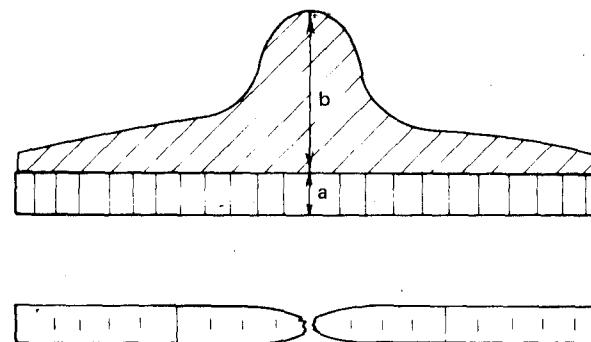
ou  $k = 5,65$  e  $k' = 5$

Estados Unidos  $k = 4,51$  e  $k' = 4$

França e Bélgica  $k = 8,16$  e  $k' = 7,25$

Inglaterra  $k = 4$  e  $k' = 3,54$

A Figura 62 mostra que o alongamento total de um corpo de prova submetido ao ensaio de tração não é uniforme, mas consiste na soma de duas parcelas: uma parcela  $a$  uniforme, distribuída ao longo de todo o corpo de prova, que ocorre até a máxima carga e que é proporcional ao comprimento de medida  $L_0$  assinalado no corpo de prova e uma parcela  $b$  de alongamento localizado, o qual atinge um máximo na secção estrangulada (de maior redução de área) e que se distribui simetricamente em relação a essa secção.



**Figura 62** Representação esquemática da distribuição do alongamento num corpo de prova submetido ao ensaio de tração.

A primeira parcela  $a$  corresponde, portanto, à deformação permanente até a carga máxima e a parcela  $b$  corresponde ao alongamento que se verifica na fase do ensaio relativa ao estrangulamento de secção. À medida que o comprimento  $L_0$  inicialmente marcado aumenta, o efeito do estrangulamento de secção sobre o valor do alongamento total diminui, de modo que não se pode fixar arbitrariamente o valor de  $L_0$ . Por isso é que se adota a lei de BARBA para fixar  $L_0$ .

Por outro lado, um exame mais pormenorizado da Figura 62 permite chegar à conclusão de que o alongamento deve ser medido simetricamente em relação à secção estrangulada de ruptura. Esta, contudo, localiza-se muitas vezes fora do centro do corpo de prova e como, nessas condições, não se pode localizar o comprimento simetricamente em relação à secção de ruptura, adotam-se, sobre o corpo de prova, dois comprimentos:  $L'_1$  e  $L'_2$  tais que seus

O outro valor representativo da ductilidade que se determina no ensaio de tração é a "estrição" ou estrangulamento de secção. Chamando-se  $S_0$  a área inicial da secção útil do corpo de prova e  $S'$  a área da secção estrangulada de ruptura, a estrição é dada pela expressão

$$\phi = \frac{S_0 - S'}{S_0} \times 100$$

**2 Diagrama tensão-deformação verdadeiro** A resistência à tração ou o limite de resistência à tração corresponde à tensão nominal obtida pelo quociente entre o valor máximo da carga verificada no ensaio e a área da secção transversal original do corpo de prova.

No caso de metais e ligas dúcteis, ocorre um grande estrangulamento ou estrição na área de ruptura, de modo que, a rigor, a resistência à tração é menor que a tensão máxima real.

Se, de fato, se determinar a tensão pelo quociente entre a carga máxima verificada no ensaio e a área da secção transversal do corpo de prova no mesmo instante em que a carga máxima ocorre, tem-se a resistência à tração verdadeira, como está indicado na Figura 63.

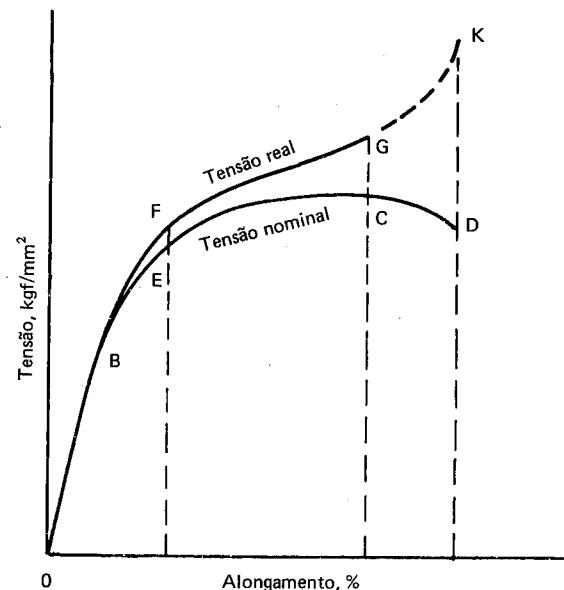


Figura 63 Diagramas "tensão-deformação" nominal e "tensão-deformação" real.

Na figura, a curva OBEC'D corresponde ao diagrama usual e a curva OBI'GK corresponde ao diagrama real.

A máxima carga é alcançada em C e é evidente que embora a carga realmente decresça de C a D, a tensão verdadeira continua a aumentar, devido à contração da seção do corpo de prova, até que um máximo valor de tensão é alcançado no ponto K, onde se dá a ruptura.

De qualquer modo, a curva tensão-deformação nominal é a que se utiliza na prática da engenharia, enquanto a real é empregada para fins de pesquisa.

Do mesmo modo que a "tensão real" é obtida dividindo-se a carga aplicada, em qualquer estágio de sua aplicação, pela área de secção real, pode-se obter a "deformação real" ou "deformação logarítmica" que equivale, para um determinado aumento de carga, à relação da mudança de comprimento devido ao incremento da carga para a grandeza do comprimento, imediatamente, antes da aplicação do incremento de carga<sup>(40)</sup>.

Essa "deformação real" é expressa pela equação<sup>(41)</sup>:

$$\epsilon_{\text{real}} = \int_{L_0}^L \frac{dL}{L} = \ln \frac{L}{L_0} = \ln (1 + \epsilon_0)$$

onde

$L$  = comprimento de um pequeno elemento, sob uma determinada carga

$L_0$  = comprimento original marcado no corpo de prova

$\epsilon$  = deformação convencional

Admitindo que durante a deformação plástica, o volume permaneça constante, pode-se escrever

$$\epsilon_{\text{real}} = \ln \frac{L}{L_0} = \ln \frac{A_0}{A}$$

onde

$A_0$  = área da secção transversal original

$A$  = área instantânea da secção transversal sob uma determinada carga

**3 Curvas tensão-deformação para alguns materiais** A Figura 64 mostra esquematicamente curvas tensão-deformação típicas para alguns metais e ligas.

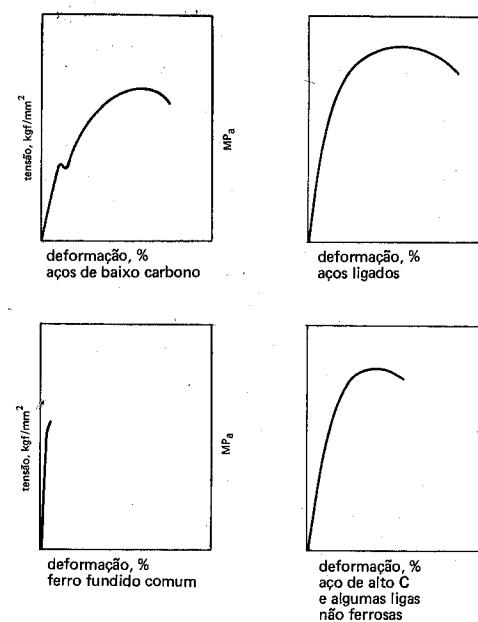


Figura 64 Formas típicas de diagramas "tensão-deformação" de alguns metais e ligas.

A Figura 65 representa esquematicamente diagramas típicos tensão-deformação para diversos tipos de aços-carbono no estado recocido.

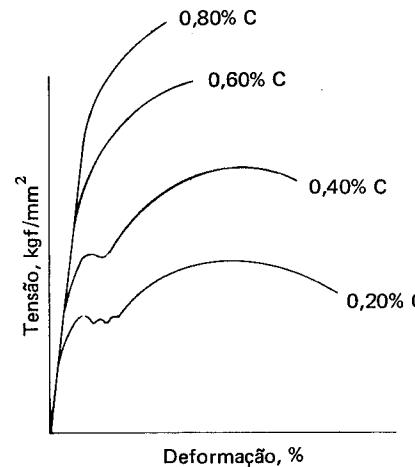


Figura 65 Diagramas típicos "tensão-deformação" para diversos aços carbono no estado recocido.

**4 Tipos de fratura por tração** As falhas dos materiais metálicos podem ser classificadas em dois tipos gerais: falha "dúctil" ou de "escorregamento" e falha "frágil" ou "por separação".

Uma falha dúctil sob tensão de tração envolve três etapas<sup>(42)</sup>:

- inicialmente, o corpo de prova estrangula-se formando cavidades na região estrangulada;
- em segundo lugar, uma cavidade torna-se eventualmente suficientemente grande para alargar-se e estender-se rapidamente na secção transversal;
- finalmente, a fratura originada espalha-se na superfície seguindo uma direção inclinada de 45° em relação ao eixo de tração.

O resultado é a chamada fratura em "taça e cone" como a Figura 66 mostra.

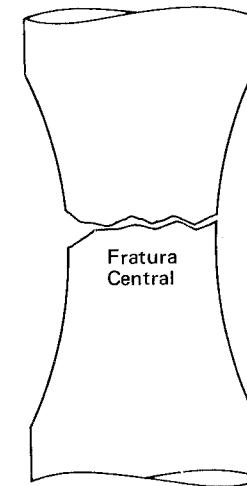


Figura 66 Representação esquemática de uma fratura dúctil em "taça e cone".

A primeira etapa é a mais importante por ser a mais longa e porque o segundo e terceiro estágios somente acontecem quando algumas cavidades se formaram.

A Tabela 15, resultado de pesquisas de MACGREGOR, LUDWIK e NADAI<sup>(42)</sup>, procura demonstrar esse fato, pois os dados obtidos indicam que somente quando a fissura atinge uma certa dimensão ela pode ser prontamente percebida, antes da fratura.

TABELA 15

ETAPA NA QUAL A FISSURA CENTRAL SE FORMA

Metal	Al	Al	Cu	Cu	Latão
Método de detectar a fratura	por secção (corte)	por radio-grafia	por secção	por radio-grafia	por radio-grafia
Resultado	fissura presente			não foi detectada fissura	
Estricção para a qual a observação foi feita	80%	76,5%	—	51,7%	41,9%
Estricção na fratura	—	80,0%	—	53,7%	47,4%

A fratura dúctil somente ocorre quando se verifica deformação plástica. Admite-se que as primeiras cavidades se formam em inclusões, porque, quando um metal relativamente plástico flui ao longo de uma inclusão relativamente indeformável, originam-se grandes forças de tração, as quais às vezes conseguem rasgar uma abertura na interface onde o metal e a inclusão se juntam.

Simultaneamente atuam agrupamentos de discordâncias que, pressionados de encontro à inclusão, contribuem para quebrar a junção.

Deve-se, por outro lado, admitir que as cavidades se formam mais facilmente nas inclusões que apresentam a coesão mais fraca com a matriz metálica.

Mesmo que as cavidades não se formem a partir de inclusões, a ação das discordâncias é fundamental. Isso porque, num agrupamento de discordâncias, por exemplo, estas podem ser pressionadas, produzindo-se seu aglutinamento e levando à formação de cavidades.

Supõe-se, nessa hipótese, que as discordâncias se amontoam contra um obstáculo que pode ser o contorno do grão ou uma inclusão.

A presença de obstáculos não é essencial, bastando apenas a ação das discordâncias: estas podem, por exemplo, ser de sinal oposto e situar-se em planos de escorregamento adjacentes; nessas condições elas podem se aglutinar numa fissura. Do mesmo modo, discordâncias com diferentes vetores Burgers movimentam-se em conjunto para formar uma fissura.

» A fratura frágil, ao contrário do que ocorre com a fratura dúctil, não necessita de deformação plástica para que uma fissura se propague até ocorrer a fratura, embora isso possa acontecer<sup>(42)</sup>.

Uma fratura frágil é caracterizada pela separação normal em relação ao eixo de tração, sem qualquer estrangulamento aparente da secção de ruptura, como a Figura 67 mostra.

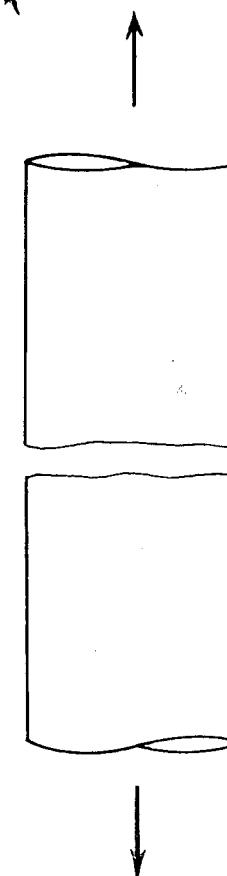


Figura 67 Representação esquemática de um fratura frágil

As fraturas frágeis quase sempre se movimentam ao longo de um plano cristalográfico simples — plano de clivagem — ou ao longo dos contornos dos grãos.

» A fratura transgranular é mais freqüentemente observada em metais puros policristalinos. Neste caso, devido ao fato de que os planos de clivagem mudam de orientação através dos contornos de grão, a propagação da fissura através desses contornos é mais difícil, do mesmo modo que é difícil o escorregamento através do contorno de grão.

Uma fissura se propaga de um grão a outro pela nucleação de uma nova fissura num grão adjacente; desse modo as duas fissuras se juntam, formando uma rachadura que leva à ruptura final.

A fratura frágil é mais comum em metais de reticulado cúbico centrado e reticulado hexagonal compacto e mais rara em metais de reticulado cúbico de face centrada, a não ser que haja fatores que contribuam para a fragilidade do contorno de grão.

A não ser em casos muito nítidos, a fronteira entre uma fratura dúctil e uma fratura frágil é arbitrária. Por exemplo, o ferro nodular apresenta fratura dúctil quando comparado ao ferro fundido cinzento comum, contudo é considerado frágil quando comparado ao aço doce, de baixo carbono.

Em determinadas condições, como por exemplo em função da temperatura, o comportamento do metal pode passar de dúctil a frágil. Esse assunto será abordado mais adiante.

Devido a diferenças estruturais nos metais, presença de impurezas, quantidade e efeito da deformação plástica anterior, há, na realidade, sete diferentes tipos de fraturas, segundo as quais os metais podem romper. Esses tipos estão indicados na Figura 68<sup>(43)</sup>.

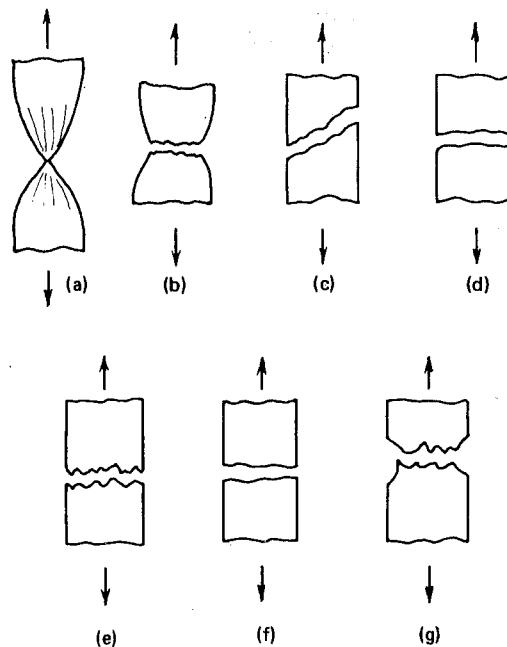


Figura 68 Tipos básicos de fraturas sob ação de esforço de tração.

Eles podem ser considerados como casos particulares dos dois tipos gerais: fratura dúctil e fratura frágil.

São eles:

a) Adelgaçamento plástico — é mais comum a altas temperaturas, podendo ocorrer igualmente à temperatura ambiente em metais muito plásticos, como ouro e chumbo. Ocorre principalmente sob esforço de tração.

b) Fratura fibrosa — ocorre quando um metal normalmente plástico, provavelmente devido a uma área muito grande de secção transversal, tem seu escoamento de tal modo restrinido que tensões multiaxiais dão origem a uma fratura por clivagem muito localizada, possivelmente num defeito. A fratura inicial alivia as condições imediatas de tensões multiaxiais, ocorrendo uma modificação na condição da fratura que passa a ser de cisalhamento; surge nova concentração de tensões e de novo ocorre clivagem. O processo se repete até a ruptura final por falha de cisalhamento simples. Esse tipo de fratura pode ocorrer sob tração ou torção e, eventualmente, sob compressão. A fratura "taça e cone" é um caso especial desse tipo de fratura fibrosa.

c) Fratura frágil de cisalhamento — pode ocorrer em material com resistência ao cisalhamento relativamente baixa com uma alta velocidade de encruamento. A falha ocorre abruptamente, sem verificar-se deformação plástica prévia. Sob tração ou compressão a fratura forma um ângulo de 45° com o eixo de tração e sua aparência tende a ser grosseira ou granular. Sob torção, a fratura tende a ser normal ao eixo de torção e seu aspecto tende a ser de superfície lisa ou macia.

d) Fratura frágil de clivagem — como no caso anterior, ocorre com grande velocidade de encruamento, em materiais com resistência à clivagem relativamente baixa ou com grande sensibilidade a tensões multiaxiais. Também aqui a fratura se dá abruptamente, sem prévia deformação plástica. Normalmente, a fratura é normal ao eixo de tração e sua superfície é macia. Ela ocorre sob esforços de tração ou torção. Sob torção, o modelo da fratura é do tipo helicoidal.

e) Fratura intercristalina frágil — ocorre em metais com baixa resistência de contorno de grão. Como a figura indica, a fratura se dá sem aparente deformação plástica prévia e é abrupta. A fratura apresenta um aspecto grosseiro. Pode ocorrer sob esforços de tração, compressão e torção.

f) Fratura de clivagem dúctil — ocorre quando um metal, inicialmente muito plástico, encrava tão rapidamente que o aumento de tensões multiaxiais, devido a alguma deformação, é suficiente para produzir separação total por clivagem. O aspecto da fratura é idêntico ao do tipo d. Esse tipo de fratura pode ocorrer sob esforço de tração ou de torção.

g) Fratura intercristalina dúctil – verifica-se em metais com plasticidade razoavelmente boa, mas de pequena resistência do contorno de grão: os cristais se separam ao longo dos contornos de grão, logo depois de alguma deformação plástica. O aspecto da fratura se assemelha ao do tipo e. Ocorre sob esforços de tração, compressão ou torção.

**5 Corpos de prova empregados no ensaio de tração** É comum submeter-se ao ensaio de tração pedaços de barras redondas, cortados diretamente de barras produzidas a partir do metal ou liga metálica a ser ensaiada.

Contudo, normalmente, corpos de prova de forma e dimensões adequadas são especialmente confeccionados para o ensaio.

A secção transversal desses corpos de prova pode ser circular, quadrada ou retangular. Geralmente, a parte central do corpo de prova possui uma secção transversal menor do que as extremidades, de modo a provocar a ruptura numa secção em que as tensões não são afetadas pelas garras da máquina de ensaio.

A Associação Brasileira de Normas Técnicas, ABNT, pelo seu método MB-4 especifica os corpos de prova que devem ser utilizados no ensaio de tração. A Figura 69 mostra as formas gerais desses corpos de prova retangulares e circulares.

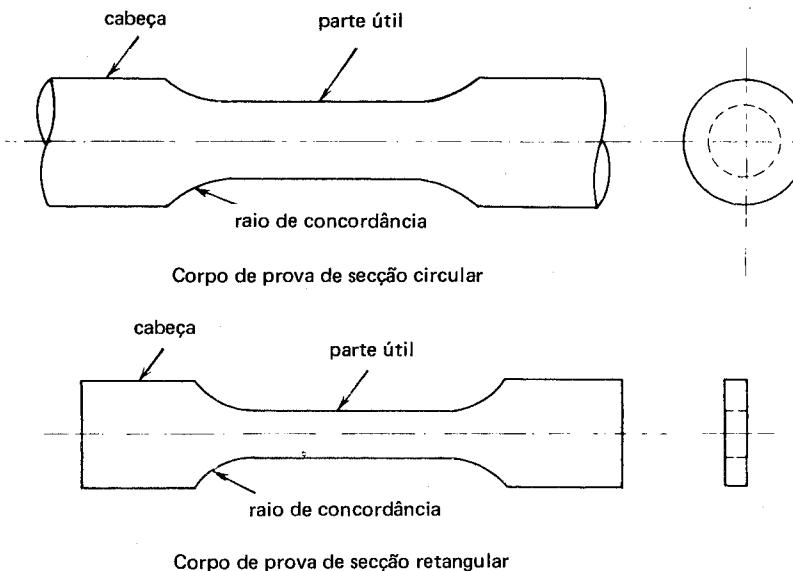


Figura 69 Formas esquemáticas de corpos de prova para ensaio de tração, segundo a ABNT.

As cabeças servem para fixar os corpos de prova na máquina de ensaio. As suas dimensões (ver a referida norma) dependem da forma e dimensões do produto do qual o corpo de prova foi extraído.

Os corpos de prova de secção retangular são empregados quando o produto a ensaiar corresponder a chapas ou tiras.

**6 Resiliência e tenacidade** Define-se “resiliência” como a capacidade de um metal absorver energia quando deformado elasticamente e devolvê-la, quando descarregado do esforço que provocou a deformação.

“Tenacidade” corresponde à capacidade do material deformar-se plásticamente e absorver energia antes da ruptura. A tenacidade pode ser medida pela quantidade de trabalho necessário para levar o material até a ruptura, sob carga estática, por unidade de volume do material. É expressa em Joules por metro cúbico. Para aços-carbono, a faixa varia de 35 a 120 MJ/m<sup>3</sup>(44).

Ambos os característicos são representados no diagrama tensão-deformação, conforme está indicado na Figura 70.

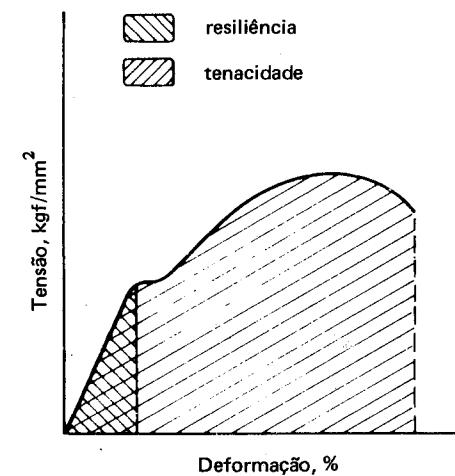
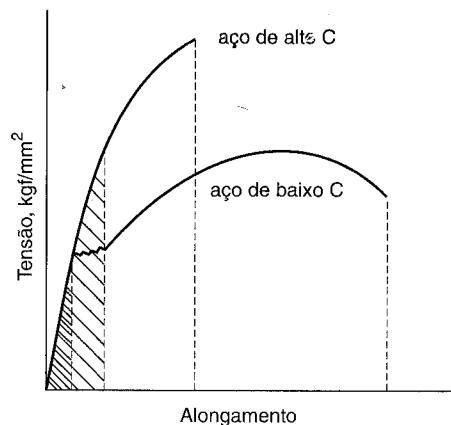


Figura 70 Representação esquemática das propriedades resiliência e tenacidade mediante o gráfico “tensão-deformação”.

A figura indica, pelas áreas hachuradas diferentemente, a quantidade de trabalho por unidade de volume que pode ser realizada num material sem causar deformação permanente (resiliência) ou sem causar a ruptura (tenacidade).

A Figura 71 mostra esquematicamente e comparativamente a tenacidade e a resiliência de dois tipos de aços: de baixo carbono (tipo estrutural) e de alto carbono (para molas, por exemplo).



**Figura 71** Representação esquemática de valores comparativos de resiliência e tenacidade de dois tipos de aço.

O aço de alto carbono apresenta limites, de escoamento e de resistência à tração, mais elevados; o de baixo carbono é mais dúctil. A área tensão-deformação é maior para este último aço, de baixo carbono, de modo que ele é mais tenaz.

De outro lado, o aço de alto carbono possui um limite de escoamento (ou limite convencional  $n$ ) mais elevado que o de baixo carbono; assim, a área sob a curva tensão-deformação, na fase elástica, é maior; em consequência, ele é mais resiliente que o aço de baixo carbono.

No caso de resiliência, a área debaixo da curva é representada por

$$\text{resiliência} = \frac{1}{2} \sigma \epsilon$$

onde  $\sigma$  e  $\epsilon$  são a tensão e deformação máximas na faixa elástica.

Como  $\epsilon = \sigma/E$ , dentro da faixa elástica, chega-se à seguinte equação

$$\text{resiliência} = \sigma^2/2E$$

A tenacidade é geralmente determinada pela energia absorvida num ensaio de choque.

**7 Observações finais sobre a resistência à tração e o ensaio de tração** A resistência à tração é uma das propriedades mais importantes dos metais pois, por intermédio da sua determinação, podem ser obtidas características significativas do material, relacionadas com a resistência mecânica e a ductilidade.

A resistência à tração, como aliás as outras propriedades mecânicas, depende do tipo de metal ou liga, do teor de elementos de liga, das condições de fabricação e tratamento, da estrutura cristalina e de diversos fatores externos, como temperatura etc.

Os valores obtidos nos ensaios de tração permitem, aos projetistas e engenheiros:

- conhecer as condições de resistência do material sem que sofra deformação permanente;
- superada a fase elástica, conhecer até que carga o material pode suportar, em condições excepcionais.

Ao lado disso, o exame da fratura do corpo de prova, depois de realizado o ensaio, permite verificar o comportamento dúctil ou frágil do material e a presença de eventuais falhas originadas durante sua fabricação.

Dependendo do material e porque é possível que aconteçam variações nos valores obtidos num ensaio, é necessário às vezes a realização de mais de um ensaio e, nesse caso, o emprego da análise estatística é recomendável.

Por outro lado, deve-se adotar, na realização dos ensaios de tração, cuidados especiais, pois diversos fatores podem afetar os resultados:

- excentricidade do corpo de prova, ao ser o mesmo preso nas garras da máquina de ensaio. A excentricidade pode causar distribuição não-uniforme de tensões no corpo de prova;
- velocidade de aplicação da carga: com velocidades crescentes, a resistência tende a aumentar e a ductilidade a diminuir, sobretudo em metais de baixo ponto de fusão, como chumbo e zinco.

Como se verá, no decorrer da obra, podem ser estabelecidas, com certa aproximação, relações entre a resistência à tração e outras propriedades mecânicas, o que constitui uma fonte complementar de avaliação do comportamento dos metais quando sujeitos às cargas de serviço.

**8 Resistência à compressão** Sob o ponto de vista de aplicação de carga, o esforço de compressão é o oposto da tração.

Pode-se, pois, admitir que o comportamento elástico de uma peça metálica quando sujeita à carga de compressão seja comparável ao seu comportamento elástico, quando sujeita à tração.

Essa afirmação aplica-se principalmente para metais dúctéis como os aços de baixo carbono. Esse material, na fase elástica sob a ação de compressão, obedecerá também à lei de Hooke.

Na fase plástica, ainda no caso de metais dúcteis, não há mais possibilidade de comparação, porque à medida que aumenta a carga de compressão, a peça, sob a ação crescente do esforço, tende a ter sua secção transversal alargada, achatando-se na forma de um disco, sem que ocorra sua ruptura.

A ruptura ocorre na maioria dos materiais frágeis. Para estes, verifica-se que não ocorrem grandes deformações laterais e com cargas de compressão crescentes, resulta uma tensão que provoca a ruptura por cisalhamento e deslizamento ao longo de um plano inclinado, como está indicado na Figura 72.

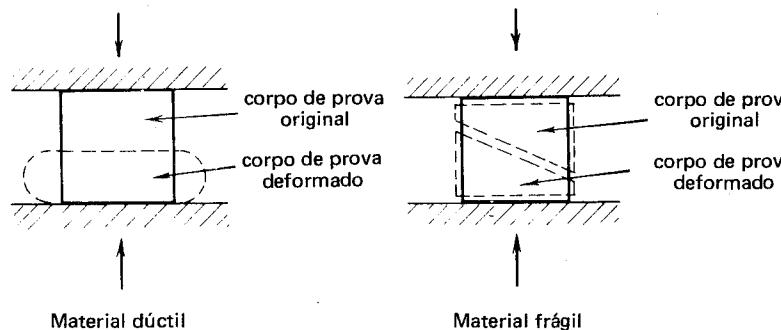


Figura 72 Falha de material dúctil e frágil sob compressão.

Há muitos materiais utilizados na engenharia e na indústria que, quando em serviço, estão sujeitos a esforços de compressão, como principal carga de trabalho. Tais materiais são, entre outros, o concreto, a madeira, o ferro fundido e materiais cerâmicos. O ferro fundido é, dentre as ligas metálicas, aquela em que a resistência à compressão apresenta algum interesse prático.

Em resumo, para materiais dúcteis não é possível determinar-se os característicos mecânicos na faixa plástica, ao passo que os característicos elásticos como módulo de elasticidade, limite de escoamento, limite de proporcionalidade e resiliência, podem ser determinados, como na tração.

**8.1 Ensaio de compressão** Embora aplicado em materiais frágeis como o ferro fundido, o ensaio de compressão apresenta certas limitações, devido a<sup>(45)</sup>:

- dificuldade de aplicar-se uma carga axial ou verdadeiramente concêntrica;

- ocorrência de atrito entre os cabeçotes das máquinas de ensaio e as faces dos corpos de prova, o que pode alterar os resultados;

As secções transversais dos corpos de prova apresentam geralmente área apropriável, para garantir uma boa estabilidade da peça, de modo que se torna necessária a utilização de máquinas de ensaio de grande capacidade ou corpos de prova tão pequenos e, portanto, tão curtos que dificultam a obtenção de medidas de deformação com precisão adequada.

Os corpos de prova para ensaio de compressão devem possuir, preferivelmente, secção circular. Para os materiais dúcteis, a relação de comprimento para o seu diâmetro varia de 1:2 a 1:6. Normalmente, para o ferro fundido, a altura correspondente é duas vezes o diâmetro.

Nas ligas frágeis, como o ferro fundido, em que se leva o ensaio até a ruptura do corpo de prova, o limite de resistência à compressão é dado pelo quociente da carga máxima com a secção original do corpo de prova.

A Figura 73<sup>(45)</sup> mostra esquematicamente as curvas tensão-deformação, normal e real, para materiais dúcteis e não-dúcteis, quando sujeitos ao esforço de compressão.

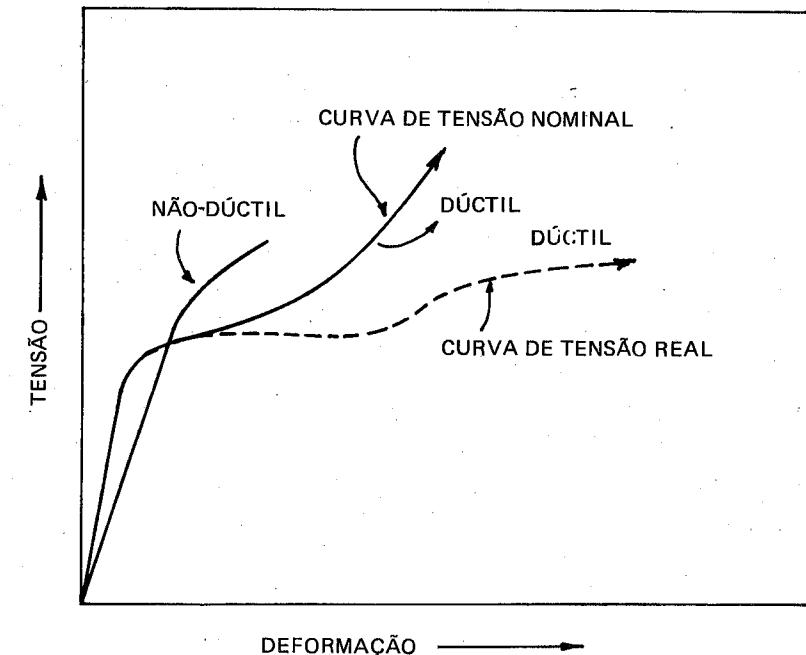


Figura 73 Curvas tensão-deformação nominal e real para materiais dúctiles e não dúctiles sujeitos à compressão.

## RESISTÊNCIA AO DOBRAMENTO E RESISTÊNCIA À FLEXÃO OU À RUPTURA TRANSVERSAL. ENSAIOS CORRESPONDENTES

**1 Dobramentos** O “dobramento” é o esforço que se caracteriza por induzir numa peça tensões de compressão numa parte de uma secção transversal e tensões de tração na parte restante.

A Figura 74 constitui uma representação esquemática desse tipo de carga, mediante os exemplos de uma viga apoiada nas suas extremidades e sujeita a um esforço  $P$  concentrado no centro e de uma viga em balanço, engastada numa extremidade e sujeita à ação de um esforço  $P$  na outra extremidade.

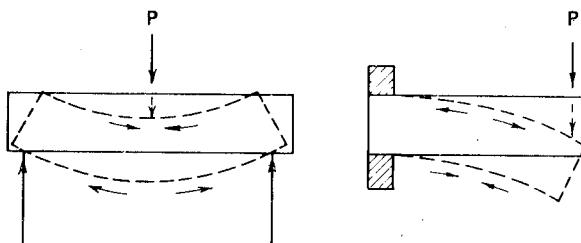


Figura 74 Representação esquemática das tensões originadas por esforço de dobramento.

No primeiro, a face da viga diretamente sujeita à carga  $P$  está sob compressão, enquanto a face oposta está sob tração. No segundo, ocorre exatamente o contrário.

O dobramento pode ser acompanhado por tensões de cisalhamento transversal ou torcional.

O dobramento é igualmente provocado toda vez que resultam momentos a partir de cargas excêntricas paralelas ao eixo longitudinal de uma peça, como, por exemplo, numa coluna engastada na base e sujeita a uma carga excêntrica na extremidade livre.

A Figura 75<sup>(46)</sup> representa dois sistemas de carga que, no esforço de dobramento ou flexão, dão origem aos diagramas de cisalhamento e momento. Esses diagramas indicam, em outras palavras, a variação do cisalhamento transversal total e do momento de dobramento.

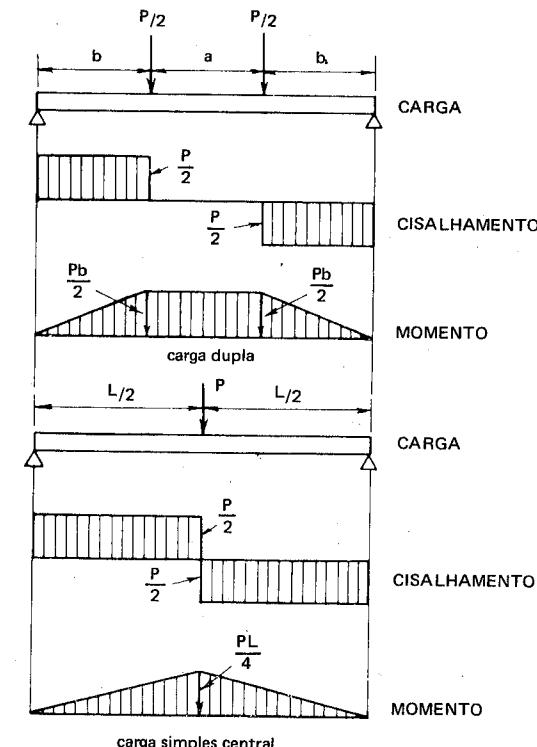


Figura 75 Tipos de cargas para ensaios de dobramento simples

A Figura 76<sup>(47)</sup> indica o comportamento das fibras de uma viga sujeita ao dobramento, dentro da faixa de proporcionalidade.

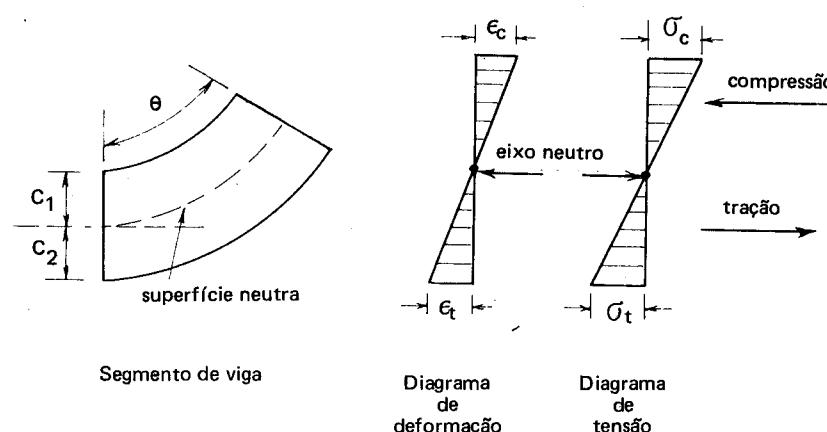


Figura 76 Representação esquemática das tensões e deformações das fibras de uma viga sob dobramento.

Como se vê, na face da viga sujeita à compressão, as fibras são encurtadas e, no lado oposto, sujeito à tração, elas são alongadas.

A linha ao longo da qual as tensões de dobramento se anulam corresponde ao “eixo neutro” e a superfície que contém o eixo neutro de secções consecutivas corresponde à “superfície neutra”.

Na região elástica, durante o dobramento, as deformações são proporcionais à distância do eixo neutro.

Acima do limite de proporcionalidade, as tensões de dobramento não variam linearmente através de uma secção, devido ao fato que não há mais proporcionalidade entre tensão e deformação.

**1.1 Ensaio de dobramento** O ensaio de dobramento é mais um ensaio qualitativo do que quantitativo; seu objetivo principal é verificar a ductilidade do material.

A Figura 77<sup>(48)</sup> mostra o ensaio de “dobramento livre”.

Nota-se que a etapa inicial do ensaio consiste em produzir-se um dobramento preliminar (a); seguem-se dois estágios intermediários (b) e (c) em que, numa prensa, o corpo de prova é forçado a um dobramento mais acentuado; no estágio final (d), utiliza-se um “mandril” para o dobramento definitivo.

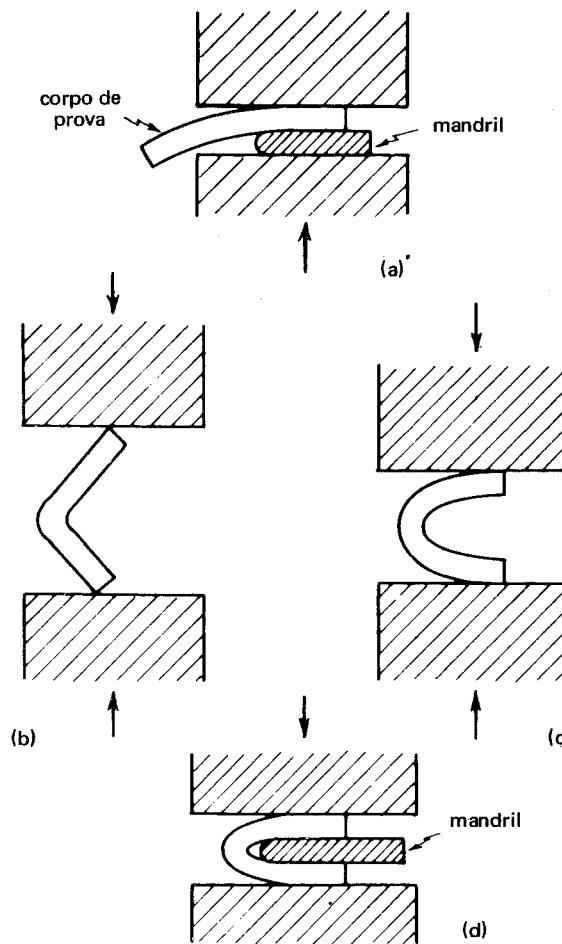


Figura 77 Ensaio de “dobramento livre”.

A ABNT, por intermédio de seu método MB-5, especifica o ângulo de dobramento alfa ( $\alpha$ ), como sendo o “ângulo de que girou, em relação à sua posição inicial, o eixo da parte ainda retilínea de qualquer dos ramos do corpo de prova” (ângulo  $A'OB$  ou  $\alpha$  da Figura 78).

Esse ensaio só é válido para metais dúcteis.

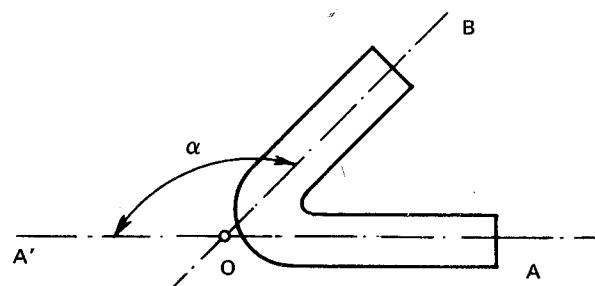


Figura 78 Ângulo de dobramento, segundo a ABNT.

**2 Resistência à ruptura transversal** Para as ligas mais duras e frágeis, a propriedade que tem maior significado é a “resistência à ruptura transversal”, porque quando elas ficam sujeitas a cargas de dobramento, a deformação resultante é muito pequena, de modo que sua ruptura se dá, para uma determinada tensão, repentinamente, com mínima ou nenhuma deflexão.

Os ferros fundidos são ligas para as quais essa propriedade é às vezes determinada, embora a resistência à tração constitua, para eles, a propriedade mais comum.

Um material em que o ensaio de ruptura transversal é importante é o metal duro, produto da metalurgia do pó que consiste em uma mistura de carbonetos extremamente duros como de tungstênio, de titânio e de tântalo aglomerados por cobalto em pó, mistura essa que é adequadamente comprimida e sinterizada.

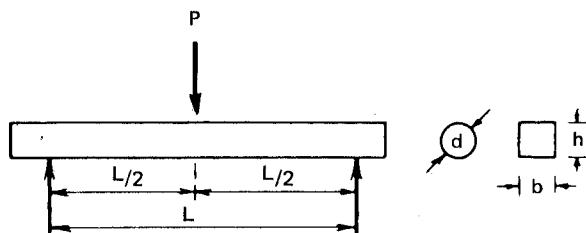


Figura 79 Ensaio para determinação da resistência à ruptura transversal.

Nesse material, os ensaios mecânicos que têm significado são a dureza e a resistência à ruptura transversal; este último ensaio permite inclusive medir a tenacidade ou a rigidez do material, em função da quantidade de cobalto.

No ensaio de resistência à ruptura transversal empregam-se corpos de prova de forma circular ou retangular (estes últimos mais freqüentemente), firmados sobre dois apoios situados a uma distância  $L$  entre si, como a Figura 79 indica.

A carga de flexão é aplicada no centro, ou seja, à distância  $L/2$  de cada apoio.

O valor principal que se determina é a resistência à ruptura transversal ou “módulo de ruptura”, calculado pela expressão

$$M_r = \frac{M \cdot c}{J}$$

onde

$M_r$  = módulo de ruptura ( $\text{kgf/mm}^2$ )

$M$  = momento de resistência, relativo à carga  $P$  em relação à distância  $L/2$

$c$  = distância do eixo neutro (mm)

$J$  = momento de inércia da secção ( $\text{mm}^4$ ).

Como

$$M = \frac{P \cdot L}{4}$$

$J = \frac{\pi d^4}{64}$  para secção circular, onde  $d$  é o diâmetro

$J = \frac{b \cdot h^3}{12}$  para secção retangular de base  $b$  e altura  $h$

deduz-se

$$M_r = \frac{2,55 P \cdot L}{d^3} \quad \text{para secções circulares}$$

$$M_r = \frac{3 P \cdot L}{2b \cdot h^2} \quad \text{para secções retangulares}$$

O ensaio possibilita determinar ainda, por intermédio de um aparelho denominado deflectômetro, a “flecha”, o que permite a obtenção de um diagrama carga-flexão como a Figura 80 mostra<sup>(46)</sup>.

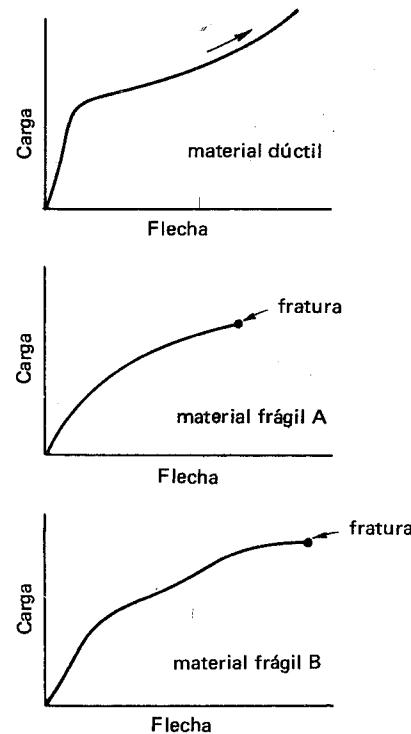


Figura 80 Diagramas "carga-flecha" para três tipos de materiais.

Outro característico que se pode determinar nesses ensaios é a "rigidez" dada pela expressão

$$E = \frac{M \cdot L}{3J\phi}$$

onde

$E$  = rigidez na flexão, em  $\text{kgf/mm}^2$

$M$  = momento de dobramento, em  $\text{kgf.mm}$

$L$  = distância entre apoios, em  $\text{mm}$

$J$  = momento de inércia da secção em  $\text{mm}^4$

$\phi$  = deflexão angular, em radianos.

**3 Conclusões** Como se mencionou inicialmente, os ensaios de dobramentos são úteis porque constituem um meio simples, rápido, embora de certo modo grosseiro, para obter-se uma idéia da ductilidade dos metais, inclusive da perda de ductilidade em consequência de determinados tratamentos (mecânicos ou térmicos).

A avaliação da ductilidade por dobramento é tão simples que pode ser realizada, em chapas, barras ou tiras, numa morsa comum.

O ensaio de ruptura é relativamente mais complexo e os resultados podem ser afetados por vários fatores, como comprimento do vão entre os apoios, velocidade do ensaio e dimensões da secção transversal dos corpos de prova.

Por exemplo, no caso de ferro fundido, verificou-se que, quanto menor o vão, maior o módulo de ruptura<sup>(47)</sup>. Também para o ferro fundido, em corpos de prova com mesma área de secção transversal mas com formas diferentes, o módulo de ruptura é menor para corpos de prova com uma proporção relativamente grande da área da secção transversal nas proximidades das fibras extremas<sup>(47)</sup>.

Do mesmo modo, corpos de prova de maiores secções transversais apresentam menores resistências.

Em cargas simples, os melhores resultados em relação ao módulo de ruptura são obtidos com carga central.

Finalmente, como nos ensaios de tração e de compressão, quanto maior a velocidade de aplicação da carga tanto maior a resistência obtida.

## RESISTÊNCIA AO CISALHAMENTO E À TORÇÃO

**1 Introdução** As propriedades relacionadas com os esforços de cisalhamento e torção são importantes em aplicações do tipo:

- parafusos, rebites e vigas, que estão sujeitos ao “cisalhamento direto” ou “cisalhamento transversal”;
- eixos, que estão sujeitos ao chamado “cisalhamento puro”, “cisalhamento torcional” ou simplesmente “torção”.

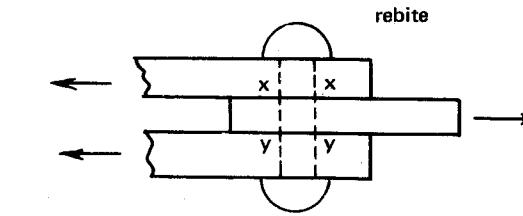
O exemplo típico do primeiro caso está representado na parte superior da Figura 81, onde se verifica cisalhamento duplo em rebites.

Nesse exemplo, o esforço de cisalhamento é resultante de forças paralelas e opostas que atuam através de secções perpendicularmente ao plano segundo o qual se verificam esforços de tração e compressão.

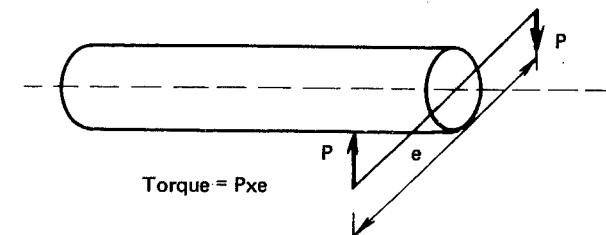
O exemplo da figura corresponde a um cisalhamento direto nas secções  $xx'$  e  $yy'$ .

O exemplo típico do “cisalhamento torcional” ou “torção” está indicado na parte inferior da Figura 81, correspondente a um eixo sujeito a um “momento de torção” ou “torque”.

Nesse caso, as forças aplicadas são paralelas e opostas e se localizam num plano perpendicular ao eixo longitudinal da peça.



Cisalhamento duplo num rebite



Cisalhamento por torção

Figura 81 Cargas passíveis de produzir cisalhamento.

O cisalhamento caracteriza-se pelo escorregamento de um plano perpendicular ao eixo longitudinal em relação ao plano imediatamente adjacente. As tensões que se originam nas secções transversais variam desde zero no eixo longitudinal até um máximo nas fibras externas.

A deformação  $\phi$  ou  $\epsilon_c$  provocada pelo cisalhamento depende da mudança em ângulo entre lados adjacentes de uma secção elementar sob a ação da torção provocada pelas tensões de cisalhamento  $\tau$ .

A Figura 82a<sup>(49)</sup> ilustra esse fato, enquanto a parte (b) da figura mostra que a deformação de cisalhamento é a tangente do ângulo de torção.

→ **2 Ensaios** No “cisalhamento direto”, o método usual de ensaio é apoiar uma parte do corpo de prova, de forma retangular ou redonda, num dispositivo adequado e aplicar, na parte restante, a carga que vai provocar o cisalhamento.

A Figura 83<sup>(49)</sup> mostra dois métodos para a realização de um ensaio de cisalhamento direto.

→ O método (a) utiliza a chamada ferramenta de cisalhamento Johnson; nele o corpo de prova consiste numa barra de secção retangular de 25 x 50 mm ou cilíndrica de 25 mm de diâmetro. O corpo de prova A é preso na base C e a carga é aplicada por intermédio da ferramenta E, de modo a provocar a ruptura.



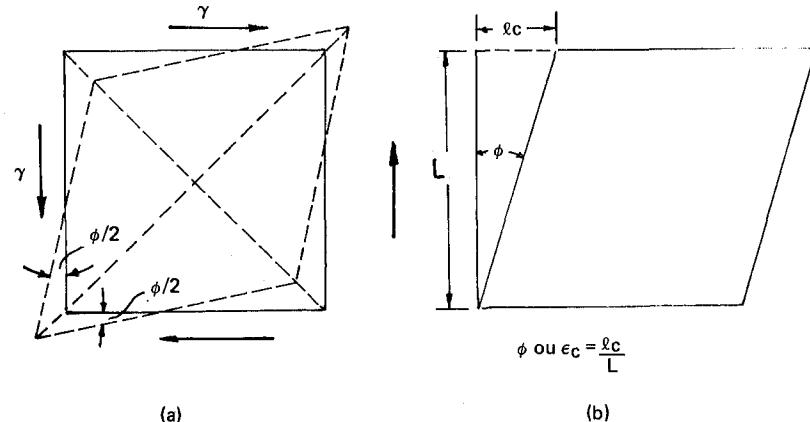


Figura 82 Representação gráfica da deformação por cisalhamento.

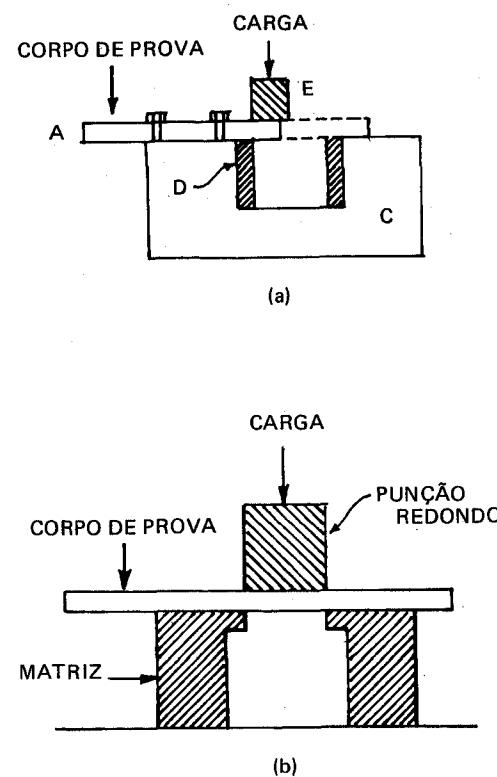


Figura 83 Métodos de ensaio de cisalhamento direto em metais.

Se o corpo de prova é levado até a posição representada pelas linhas pontilhadas, ele estará submetido ao cisalhamento direto duplo.

A parte (b) da figura mostra uma alternativa do ensaio para placas metálicas, com o emprego de um punção redondo.

Para determinar a resistência ao cisalhamento, o ensaio mais empregado é o de torção, mediante o qual se obtém “módulo de elasticidade no cisalhamento”, o “limite de escoamento sob torção”, a “resistência à torção” e a “deformação sob torção”.

O ensaio pode ser realizado diretamente em peças tais como eixos, brocas, certos tipos de aços-ferramenta e outras que, em serviço, estejam sujeitas ao esforço de torção.

Não existe norma geralmente aceita para o ensaio de torção.

→ A máquina de torção consiste, em linhas gerais, de um mecanismo diretor que gira um cabeçote com garras para prender a peça ou o corpo de prova. O momento torçor é assim aplicado num ângulo reto em relação ao eixo da peça. Um outro cabeçote, montado na outra ponta da máquina, segura, mediante garras, a outra extremidade da peça. Esse segundo cabeçote serve para medir o momento torçor ou torque.

Existem diversos dispositivos para medir a deformação ou “ângulo de torção”. Esses dispositivos são chamados “troptômetros”.

A deformação é obtida pelo deslocamento angular de um ponto próximo a uma extremidade do corpo de prova em relação a um ponto na extremidade oposta, sobre o mesmo elemento longitudinal.

Os corpos de prova, quando utilizados no lugar de peças, são cilindros cheios ou ocos, com um estrangulamento na região central.

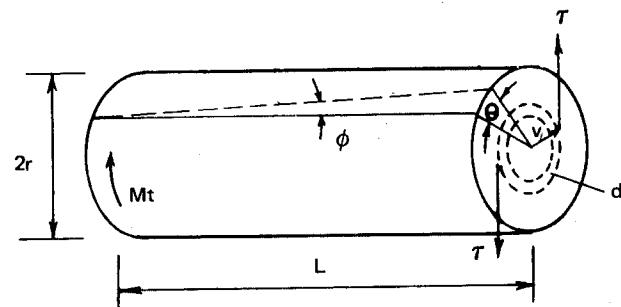
A forma cilíndrica dos corpos de prova é preferida porque nelas se pode aplicar a teoria elementar de torção, conforme será exposto a seguir, acompanhando-se a Figura 84(50).

Sendo circular a secção, a tensão é máxima na periferia e diminui à medida que se caminha para o centro ou ponto neutro onde é igual a zero (Figura 84b).

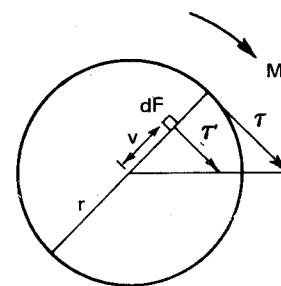
Admitindo-se que haja proporcionalidade entre as tensões e as distâncias ao centro, pode-se escrever

$$\frac{\tau}{\tau'} = \frac{r}{v}$$

A condição de equilíbrio é dada pela igualdade das forças exteriores — momento torçor  $M_t$  — com as forças interiores — momento interno de resistência, ou seja:



(a) (a) Torção numa barra sólida



(b) Trabalho de torção numa secção circular

Figura 84 Torção: a) torção numa barra sólida; b) trabalho de torção numa secção circular.

$$M_t = \int_0^r dF \cdot r' \cdot v$$

$$M_t = \int_0^r dF \cdot \frac{\tau \cdot v}{r} \cdot v$$

$$M_t = \frac{\tau}{r} \int_0^r dF \cdot v^2$$

Como  $dF \cdot v^2 = J_p$  ou momento polar de inércia da secção, tem-se

$$M_t = \frac{\tau \cdot J_p}{r}$$

$$\tau = \frac{M_t \cdot r}{J_p}$$

ou

ou

ou

onde

$\tau$  = tensão de cisalhamento em kgf/mm<sup>2</sup>

$M_t$  = momento de torção em kgf/mm

$r$  = raio da secção transversal em mm

$J_p$  = momento polar de inércia da secção em mm<sup>4</sup>.

Para corpo de prova cilíndrico, cheio de diâmetro D, o momento polar de inércia é

$$J_p = \pi D^4 / 32 = \pi r^4 / 2$$

Logo

$$\tau = \frac{32 \cdot M_t \cdot r}{\pi D^4} = \frac{16 \cdot M_t}{\pi D^3} = \frac{2M_t}{\pi r^3} \quad (1)$$

Para secções tubulares, de diâmetro externo  $D_1$  e interno  $D_2$  ou raios  $r_1$  e  $r_2$

$$\tau = \frac{16 M_t D_1}{\pi (D_1^4 - D_2^4)} = \frac{2 M_t r_1}{\pi (r_1^4 - r_2^4)} \quad (2)$$

O valor de  $\tau$  corresponde à máxima tensão de cisalhamento na fase elástica.

Para determinar o ângulo de torção  $\theta$ , expresso em radianos, utiliza-se o troptômetro.

Considerando  $L$  o comprimento útil do corpo de prova, deduz-se da Figura 84a a "deformação por torção  $\gamma$ ".

$$\gamma = \operatorname{tg} \theta = \frac{r \theta}{L}$$

O "módulo de rigidez" é dado por

$$G = \frac{\tau}{\gamma}$$

ou

$$G = \frac{M_t \cdot L}{J_p \cdot \theta}$$

Para determinar as propriedades elásticas, como por exemplo o limite de escoamento, pode-se traçar um gráfico “ângulo de torção-momento de torção” – Figura 85(50), na qual, em abscissas, se lança um desvio convencional do ângulo de torção, a partir do qual se traça uma paralela ao trecho retilíneo do gráfico (como no diagrama tensão-deformação do ensaio de tração) até encontrar-se a curva num ponto correspondente a determinado momento torçor. Com o valor deste, aplica-se a fórmula que dá a tensão de torção na fase elástica.

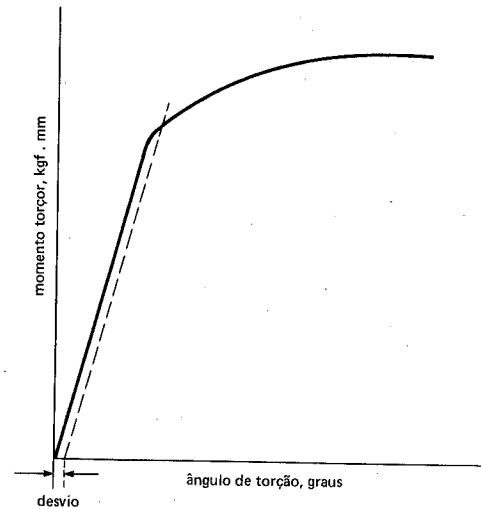


Figura 85 Diagrama – “torque-ângulo de torção”.

As fórmulas (1) e (2) não se aplicam rigorosamente após excedida a fase elástica, porque a tensão de cisalhamento através de uma secção transversal da peça não é mais função linear da distância do eixo.

Freqüentemente, determina-se a “resistência ao cisalhamento torcional” ou “módulo de ruptura sob torção”, substituindo o torque máximo medido nessas equações.

DIETER baseado em estudos de NADAI<sup>(50)</sup> chega à seguinte fórmula correspondente ao módulo de ruptura sob torção

$$\tau_t = \frac{3 M_{\max}}{2 \pi r^3}$$

onde  $M_{\max}$  corresponde ao momento ou torque máximo verificado no ensaio.

**3 Conclusões** As falhas por torção diferem das de tração. Em primeiro lugar, na torção não ocorre praticamente redução de área. Os metais dúcteis rompem por cisalhamento num dos planos de máxima tensão de cisalhamento e esse plano de fratura é geralmente perpendicular ao eixo longitudinal (Figura 86a).

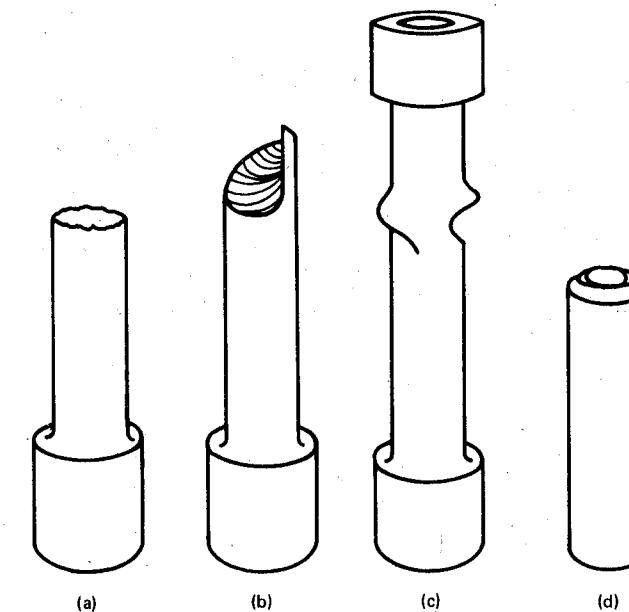


Figura 86 Tipos de fraturas produzidas pela torção.

O metal frágil rompe ao longo de um plano perpendicular à direção da máxima tensão de tração, resultando uma fratura helicoidal (Figura 86b), visto que o plano acima divide em duas partes iguais o ângulo entre os dois planos de máxima tensão de cisalhamento e produz um ângulo de 45° com as direções longitudinal e transversal. As fraturas descritas são para corpos de prova cheios.

Em corpos de prova tubulares, de parede fina e grande comprimento, a falha ocorre por “encurvamento” ou “flambagem” (Figura 86c), para metais dúcteis. Os corpos de prova curtos tubulares, de metais dúcteis, apresentam falha em seção reta (Figura 86d).

Não há uma relação precisa entre a resistência à torção e a resistência à tração dos metais. Admite-se que, para metais dúcteis, a resistência à torção é cerca de 75% da resistência à tração e para metais frágeis a resistência à torção é aproximadamente 10 a 20% superior à resistência à tração.

**DUREZA**

**1 Introdução** A dureza de um material é um conceito relativamente complexo de definir, dadas as diferentes interpretações que lhe podem ser atribuídas.

Em princípio pode-se dizer que a dureza é resistência à deformação permanente.

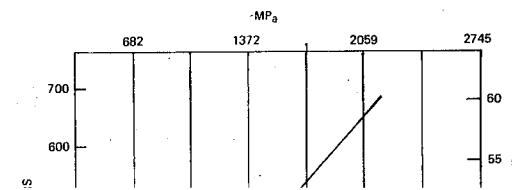
em dez minérios padrões ordenados numa seqüência relacionada com sua capacidade de riscar ou serem riscados. O mineral mais “mole” nessa escala, ou aquele que é riscado por todos os outros é o talco (dureza Mohs 1) e o mais “duro”, ou seja, o que não é riscado por nenhum e risca todos os outros é o diamante (dureza Mohs 10).

A Tabela 16<sup>(51)</sup> representa a escala mineralógica Mohs.

A escala Mohs não é empregada na determinação da dureza dos metais, os quais, na sua maioria, estão compreendidos na faixa de 4 a 8 nessa escala mineralógica.

A determinação da dureza dos metais constitui um método rápido e não-destrutivo que permite avaliar as condições de fabricação e tratamento das ligas metálicas, as diferenças estruturais locais e a influência de elementos de liga e, embora não sirva como parâmetro para o projeto de peças, correlaciona-se com razoável aproximação com algumas propriedades mecânicas, como a resistência à tração, particularmente no caso dos aços.

Essa correlação está representada na Figura 87<sup>(52)</sup>, para dois dos diversos métodos de determinação da dureza.



**TABELA 16**  
**ESCALA MINERALÓGICA MOHS**

Dureza nº	Escala Mohs	Mineral de referência	Dureza nº	Extensão da escala Mohs	Mineral de referência	Metal equivalente
1	talco		1	talco		
2	gipsita		2	gipsita		
3	calcita		3	calcita		
4	fluorita		4	fluorita		
5	apatita		5	apatita		
6	feldspato (ortósio)		6	ortósio		
7	quartzo		7	silícia pura vidrossa		
8	topázio		8	quartzo		stelita
9	safira ou corindo		9	topázio		carboneto de tântalo
10	diamante		10	granada		carboneto de tungstênio
			11	zircônita fundida		
			12	alumina fundida		
			13	carboneto de silício		
			14	carboneto de boro		
			15	diamante		



Figura 88 Deformação durante a penetração no ensaio de dureza.

Isso significa que o esforço necessário para produzir a impressão dependerá da tensão de escoamento e da velocidade de encruamento após ter sido ultrapassado o limite de escoamento.

Sabe-se que o limite de resistência à tração depende tanto do limite de escoamento como do encruamento do metal, de modo que se deve esperar a existência da correlação entre a resistência mecânica e a dureza.

Geralmente, a dureza é determinada pela resistência à penetração, como já foi mencionado. Para isso, utiliza-se um “penetrador”, na forma de esfera ou de pirâmide ou tronco de cone, confeccionado de aço temperado, “metal duro” ou diamante, o qual é forçado a penetrar no material cuja dureza se quer medir pela aplicação de uma carga de natureza estática.

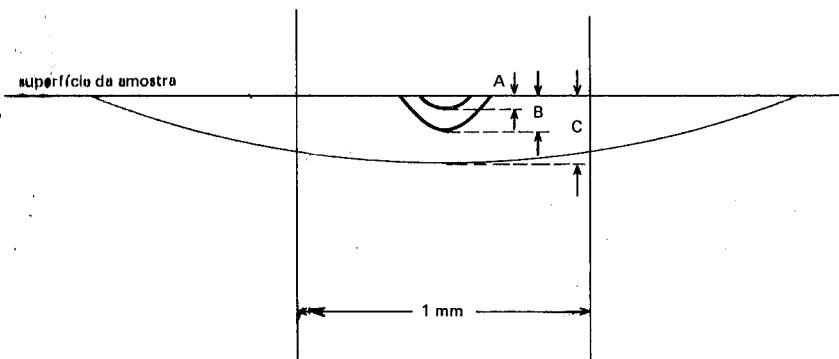
Resulta uma deformação que provoca o aparecimento de uma “impressão” na superfície do material. As dimensões ou profundidades relativas dessa impressão constituem a base para a apuração de valores representativos da dureza.

Diversos são os ensaios de penetração para determinação da dureza dos metais. Os mais empregados são os métodos Brinell e Rockwell.

A Figura 89<sup>(53)</sup> mostra, comparativamente, a forma e as dimensões das “impressões” obtidas em aço pelos dois métodos citados.

**2 Ensaios de dureza** Os ensaios de dureza são, em resumo, baseados no princípio de penetração na superfície do metal, pela aplicação de uma carga por intermédio de um “penetrador”.

De um modo geral, esses métodos estão divididos em dois grupos: ensaios de penetração estáticos, que são os mais comuns e ensaios de penetração dinâmicos.



A – método Rockwell superficial N, com cone de diamante e 30 kg de força; profundidade de 0,076 mm

B – método de Rockwell comum, escala C, com cone de diamante e 150 kg de força; profundidade de 0,132 mm

C – método Brinell, esfera de 10 mm e 3000 kg de carga; profundidade de 0,254 mm

Figura 89 Impressões comparativas: obtidas por penetradores Brinell e Rockwell em aço (Rockwell C39).

**2.1 Ensaio de dureza Brinell** É o primeiro ensaio grandemente aceito e padronizado. Devido a J. A. BRINELL que o divulgou em 1901<sup>(54)</sup>, rapidamente tornou-se popular devido à relação entre os valores resultantes e a resistência à tração.

A Figura 90 representa esquematicamente o sistema de penetração pelo método Brinell.

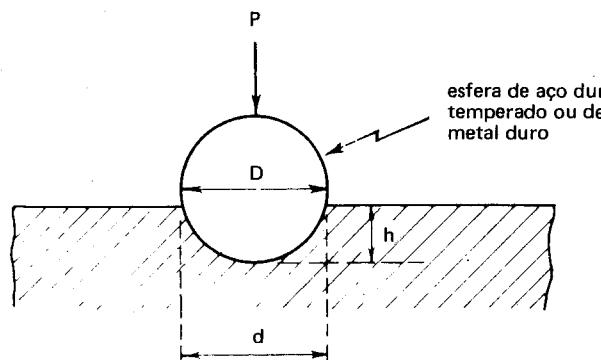


Figura 90 Método Brinell para medida de dureza: P, carga aplicada em kgf; D, diâmetro da esfera em mm; h e d, altura e diâmetro da impressão, respectivamente, em mm.

Uma esfera de aço ou outra liga, de diâmetro D, é forçada, pela aplicação de uma carga P, a penetrar no material, resultando uma “impressão”, em forma de calota esférica, de diâmetro d, a qual serve para determinar um número que corresponde ao valor da “dureza Brinell”.

A dureza Brinell, representada por H, corresponde ao quociente da carga aplicada pela área da impressão obtida e é expressa por

$$H = \frac{2P}{\pi D(D - \sqrt{D^2 - d^2})} \text{ (kgf/mm}^2\text{)}$$

A impressão será tanto maior quanto mais mole o material, ou seja, quanto mais facilmente aceitar a penetração.

O cálculo da dureza é simplificado pelo uso de tabelas, as quais dão diretamente a dureza em função da carga aplicada e dos diâmetros da esfera e da impressão obtida. O valor do diâmetro da impressão é geralmente adotado como a média dos valores de dois diámetros perpendiculares entre si.

A expressão acima faz supor que qualquer carga e qualquer diâmetro de esfera possam produzir, num mesmo material, valores idênticos de dureza. Isso, contudo, não ocorre na prática, pois a esfera penetradora pode sofrer ligeira deformação durante a aplicação da carga e a calota esférica obtida pode não ser rigorosamente esférica.

Esses fatos foram profundamente analisados por MEYER<sup>(54)</sup>, o qual, após diversas experiências, mostrou que:

- variando os diâmetros da esfera, mas com mesmas cargas, os números de dureza obtidos eram idênticos, desde que a relação  $P/D^2$  fosse constante;
- utilizando a mesma esfera, os números obtidos de dureza sofriam a mínima variação, quando as cargas produziam impressões de diâmetros  $d$  compreendidos entre 0,3 D e 0,6 D, onde D é o diâmetro da esfera.

Portanto, no ensaio de dureza Brinell, deve-se escolher cargas P e diâmetro D de esferas tais que se verifiquem as seguinte relações:

$$\begin{aligned} P/D^2 &= \text{constante} \\ 0,3 D &< d < 0,6 D \end{aligned}$$

Resultaram, assim, os valores indicados na Tabela 17, onde também se mostram alguns dos metais e ligas ensaiados.



TABELA 17

**VALORES DE DUREZA EM FUNÇÃO DA RELAÇÃO P/D<sup>2</sup>**  
NO ENSAIO DE DUREZA BRINELL

P/D <sup>2</sup>	Dureza, kgf/mm <sup>2</sup>	Materiais ensaiados
30	entre 90 e 415	Aços e ferros fundidos
10	entre 30 e 140	Cobre, alumínio e suas ligas mais duras
5	entre 15 e 70	Ligas antifricção, cobre, alumínio e suas ligas mais moles
2,5	até 30	Chumbo, estanho, antimônio e metais patentes

Além dos fatores mencionados, outros que podem influir nos resultados dos ensaios são:

- distância entre o centro da impressão e a extremidade da peça sob ensaio;
- relação entre o diâmetro da impressão e a espessura da peça.

No primeiro caso, se a impressão é feita muito próxima da borda, a falta de suporte lateral ocasionará a deformação maior do material nessa extremidade, alterando os resultados.

No segundo caso, se a espessura da peça sob ensaio for muito pequena, a deformação do material é influenciada pela base sobre a qual a peça se apóia, pela sua contribuição a resistência à deformação, o que também pode afetar os resultados.

Tudo isso levou as associações técnicas, inclusive a ANBT, a estabelecer normas e condições para o ensaio de dureza Brinell, tais como espessura mínima das peças a serem ensaiadas, distância da impressão à extremidade da peça, velocidade de aplicação da carga etc.

Uma das recomendações feitas é, sempre que possível, utilizar o maior valor da relação P/D<sup>2</sup> e a esfera de maior diâmetro.

A Tabela 18 apresenta as relações usuais e os diâmetros comuns das esferas.

Uma das limitações do método Brinell é que ele, além de não poder ser empregado em peças muito finas, não é igualmente aplicável em materiais muito duros (aço duro temperado, metal duro e outros), mais duros ou de dureza idêntica à das esferas penetradoras, que se deformariam durante a aplicação da carga.

TABELA 18

**VALORES DE P/D<sup>2</sup> E DIÂMETROS DE ESFERA RECOMENDADOS**  
NO ENSAIO DE DUREZA BRINELL

Diâmetro da esfera D, mm	P = 30 D <sup>2</sup> kgf	P = 10 D <sup>2</sup> kgf	P = 5 D <sup>2</sup> kgf	P = 2,5 D <sup>2</sup> kgf
10	3000	1000	500	250
5	750	250	125	62,5
2,5	187,5	62,5	31,2	15,6

Além disso, o método é relativamente lento para produção industrial e a impressão obtida é muito grande para peças acabadas.

**2.2 Ensaio de dureza Rockwell** É o processo universalmente mais utilizado, devido sua rapidez, facilidade de execução, isenção de erros pessoais, capacidade de distinguir pequenas diferenças de dureza em aço temperado e ainda porque as impressões obtidas apresentam pequenas dimensões, de modo que as peças acabadas e prontas para entrar em serviço podem ser ensaiadas sem danos sensíveis na sua superfície.

Em outras palavras, esse método de ensaio elimina algumas das desvantagens do método Brinell.

Como um dos penetradores empregados possui ponta de diamante, ligas muito duras podem ser ensaiadas pelo método Rockwell, eliminando-se outra limitação do método Brinell.

O princípio do ensaio é semelhante ao do processo Brinell, ou seja, força-se, pela aplicação de uma carga preestabelecida, um penetrador de forma e dimensões conhecidas, sobre a superfície da peça a ensaiar.

O valor da dureza, porém, é um número proporcional à profundidade de penetração e não mais, como no método Brinell, a relação entre a carga aplicada e a área da impressão obtida.

No processo industrial, há três faixas principais de dureza Rockwell:

- escala Rockwell A, para materiais muito duros (metal duro, por exemplo), em que o penetrador possui ponta de diamante em forma de cone com ângulo ao vértice de 120° e a carga é de 60 kg;
- escala Rockwell B, para materiais de dureza média, na qual se usa como penetrador uma esfera de aço de 1/16" de diâmetro e uma carga de 100 kg;

escala Rockwell C, para materiais mais duros (como aço temperado), na qual se emprega como penetrador a ponta de diamante da escala A e uma carga de 150 kg.

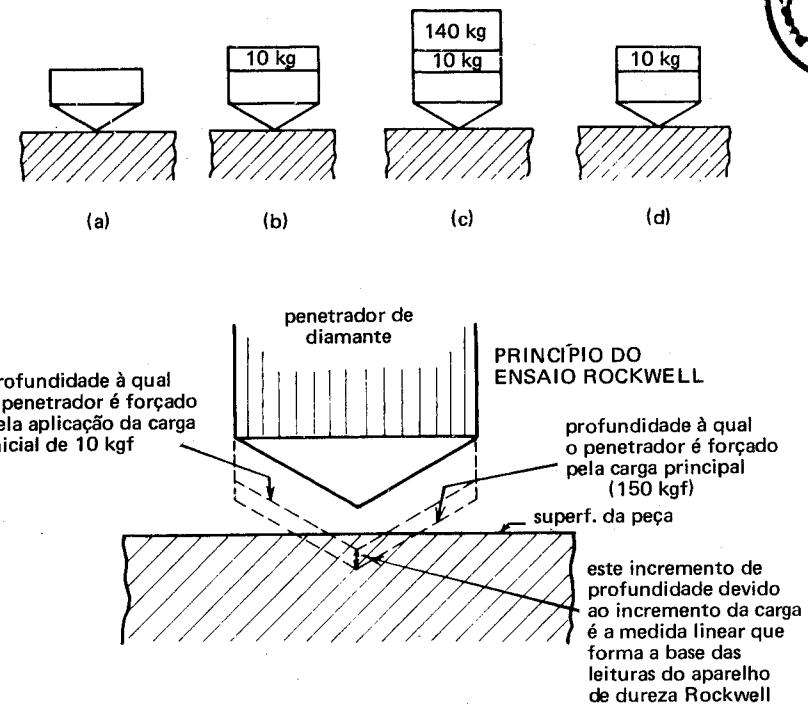
O penetrador cônico de diamante é conhecido com o nome de "penetrador Brale".

Na verdade, existem outras combinações de cargas e penetradores resultando em outras escalas de dureza Rockwell, como a Tabela 19 mostra<sup>(55)(56)</sup>.

**TABELA 19**  
ESCALA DE DUREZA ROCKWELL

Escala	Penetrador	Carga kg	Materiais ensaiados
A	Brale	60	Metal duro e outros materiais muito duros, como aço endurecido superficialmente com pequena espessura de camada
B	Esfera de 1/16"	100	Aços moles, ligas não-ferrosas duras (de cobre e alumínio)
C	Brale	150	Aços de elevado limite de resistência à tração (acima de 60 kgf/mm <sup>2</sup> ); aços endurecidos superficialmente com camada espessa
D	Brale	100	Materiais com camada superficial endurecida média, tais como aços cementados; ferro maleável perlítico
E	Esfera de 1/8"	100	Materiais moles, ligas de alumínio e magnésio; ligas para mancais; ferro fundido
F	Esfera de 1/16"	60	Ligas de cobre recocidas; chapas metálicas finas moles
G	Esfera de 1/16"	150	Bronze fosforoso; ligas Cu-Be; ferro maleável
H	Esfera de 1/8"	60	Alumínio, chumbo, zinco

O sistema de aplicação da carga no processo Rockwell é muito simples e sua seqüência está ilustrada na Figura 91<sup>(57)</sup>:



**Figura 91** As várias fases de aplicação de carga no método de dureza Rockwell, ilustradas para a escala C.

- (a) o penetrador é colocado em contato com a superfície da peça;
- (b) a seguir aplica-se a carga inicial de 10 kgf; coloca-se, então, o ponteiro do mostrador da máquina no ponto básico de referência (100 para as escalas C e A e 30 para a escala B);
- (c) aplica-se, a seguir, a carga maior correspondente à escala adotada, de modo a ter-se a penetração desejada; a carga é mantida até o ponteiro do mostrador parar;
- (d) a carga é então removida de modo a permitir-se a recuperação elástica, sendo mantida a carga inicial de 10 kgf.

Procede-se, então, à leitura da dureza no mostrador onde o ponteiro parou.

As máquinas modernas são dotadas de dispositivo digital que facilita grandemente a determinação da dureza.

**2.3 Rockwell superficial** Para determinar a dureza de peças muito finas e para melhor caracterizar a dureza de peças com camada superficial dura e de pequena espessura (cementadas, nitretadas etc.), emprega-se o método de dureza Rockwell dito "superficial".

A máquina utilizada opera nos mesmos princípios da Rockwell comum, ou seja, aplica-se uma carga inicial, no caso de penas 3 kgf e, em seguida, a carga real.

Nesse método de dureza superficial, as duas principais escalas são:

- N, com penetrador de diamante Brale e cargas de 15, 30 ou 45 kgf, originando as escalas 15N, 30N e 45N;
- T, com penetrador esférico de  $1/16"$  de diâmetro e cargas de 15, 30 ou 45 kgf, originando as escalas 15T, 30T e 45T.

**2.4 Ensaio de dureza Vickers** Este processo é empregado amplamente em trabalhos de pesquisas porque fornece uma escala contínua de dureza para uma determinada carga, podendo determinar a dureza desde materiais muito moles com dureza Vickers correspondente a 5 até materiais extremamente duros (Vickers equivalente a 1500).

O penetrador consiste numa ponte de diamante com forma de pirâmide de base quadrada e ângulo ao vértice de  $136^\circ$ . As cargas variam de 10 a 120 kgf. A dureza Vickers é dada pelo quociente da carga com a área da impressão.

Do mesmo modo que no método Brinell, a diagonal L da impressão é medida com o auxílio de uma pequena luneta, devendo-se tomar para L a média de duas diagonais perpendiculares, com uma aproximação de 0,01 mm.

Há tabelas apropriadas nas quais, a partir dos valores de P e L obtém-se diretamente a dureza em números Vickers.

O gráfico da Figura 92 apresenta uma relação aproximada entre números de dureza Rockwell e Vickers<sup>(59)</sup>.

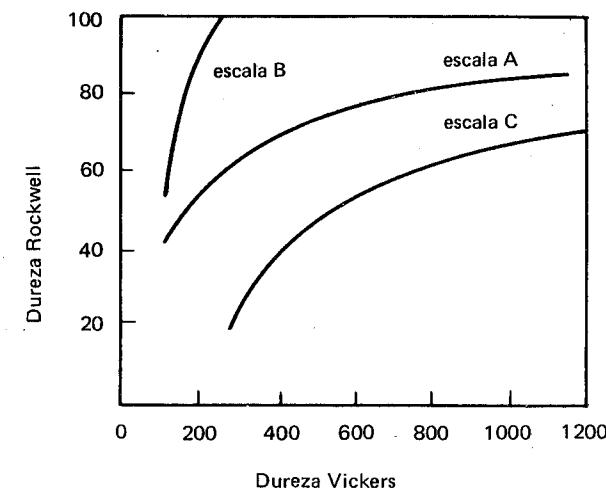


Figura 92 Relação aproximada entre valores de dureza Rockwell e Vickers.

Como no ensaio de dureza Brinell, a impressão Vickers não perfeita



**2.5 Dureza escleroscópia** É um método dinâmico para determinação de dureza, utilizando-se o aparelho conhecido como "escleroscópio Shore", desenvolvido em 1906 por SHORE<sup>(60)</sup>.

A dureza é determinada pela altura do rebote de um pequeno martelo com ponta de diamante, colocado no interior de um tubo de vidro graduado com cerca de 3/4" de comprimento e 1/4" de diâmetro e peso equivalente a 1/12 onças. Esse martelo é deixado cair livremente sobre a superfície da peça cuja dureza se deseja medir. A altura do rebote é medida na escala graduada do tubo de vidro, dividida em 100 partes. Este número 100 representa o número de dureza de aço de alto carbono temperado.

É um ensaio de certo valor para controle de produção em peças acabadas, sobretudo endurecidas superficialmente. Não deixa marcas apreciáveis.

**2.6 Ensaios de microdureza** As limitações dos métodos de dureza expostos, principalmente no que se refere à precisão dos resultados em função da espessura das peças a ensaiar e à necessidade de medir a dureza de pequenas peças de precisão, de verificar a dureza de pequenas áreas e determinar a dureza dos microconstituintes das ligas, assim como de cristais simples, levaram ao desenvolvimento de ensaios de "microdureza".

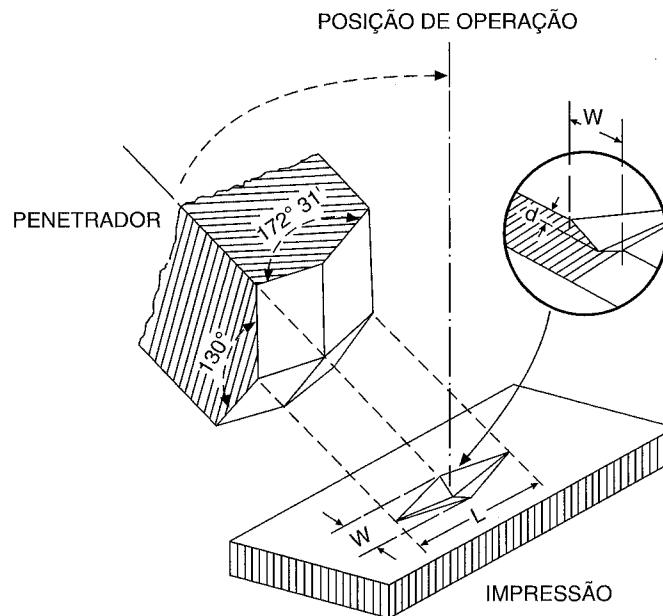


Figura 94 Penetrador e impressão obtida pelo método Knoop de microdureza.

Os aparelhos utilizados empregam dois princípios: o do risco e o da penetração.

Este último é o preferido pelos metalurgistas, principalmente porque, no primeiro, há dificuldade de medir-se com precisão a largura do microcorte originado pelo risco.

O tipo de aparelho de microdureza mais utilizado é o que emprega o "penetrador Knoop", introduzido em 1939 pelo "American National Bureau of Standards"<sup>(61)</sup>.

A carga varia desde poucas gramas até 1 kgf e é aplicada durante 15 segundos. O penetrador e a impressão resultante estão representados na Figura 94.

A impressão apresenta uma medida em comprimento L cerca de 7 vezes maior que a largura b e cerca de 30 vezes a profundidade d.

O comprimento da impressão é medido em milímetros e o número de dureza é calculado dividindo-se a carga pela área A projetada da impressão.

Assim, se

$$HK = \text{dureza Knoop}$$

$$L = \text{comprimento da impressão em mm}$$

$$P = \text{carga em kgf}$$

$$HK = P/A = \frac{10P}{L^2 \cdot 7,028}$$

visto que

$$A = \frac{L^2 \cdot 7,028}{10}$$

As vantagens desse processo são aparentemente as seguintes<sup>(61)</sup>:

- a recuperação elástica fica confinada quase que inteiramente na largura b da impressão;
- devido ao longo comprimento de L, sua medida é mais precisa para determinadas condições de carga, o que permite medir com maior precisão a área projetada.

A "Wilson Mechanical Instrument Co" desenvolveu um tipo de aparelho de microdureza, chamado "Tukon", o qual utiliza o penetrador Knoop e onde podem ser aplicadas cargas de 25 gramas a 3,6 kg. O aparelho é inteiramente automático e funciona sob controle elétrico num ciclo síncrono. O operador escolhe a área para ensaio sob microscópio, coloca o penetrador sobre a área, produz a impressão e novamente com o microscópio lê a diagonal longa da impressão, a partir da qual o número de dureza Knoop é calculado.

O dispositivo Tukon-Knoop aplica-se não só na determinação da microdureza dos constituintes das ligas metálicas e de cristais simples, como também de pequenos fios, peças diminutas de relógios etc.

**3 Relações de conversão de dureza** Existem tabelas de conversão das várias escalas de dureza, o que é muito prático, porque freqüentemente uma determinada dureza — Brinell, por exemplo — deve ser conhecida, quando apenas se determinou a dureza em outra escala — Rockwell, por exemplo.

Não se pode, contudo, confiar demasiadamente nos valores de dureza obtidos por conversão de escalas, pois há diversos fatores que impedem precisão nos resultados, tais como cargas e penetradores diferentes, impressões de formas diversas, comportamento do material ensaiado sob a ação da carga (condições do encruamento resultante) etc.

De qualquer modo e considerando que o ensaio de dureza não determina uma propriedade bem definida, as tabelas de conversão, embora consistam de relações empíricas, são de grande utilidade prática.

**4 Relações entre dureza e resistência à tração** Existe uma relação, muito útil também sob o ponto de vista prático, entre a dureza Brinell e a resistência à tração. Essa relação, contudo, determinada empiricamente, é válida somente para aços-carbono e aços-liga de médio teor em liga.

Essa relação é a seguinte:

$$\sigma_t = 0,36H$$

onde

$\sigma_t$  = limite de resistência à tração

H = dureza Brinell

A Figura 95 apresenta uma relação aproximada entre números de dureza e limites de resistência à tração para aços estruturais(63).

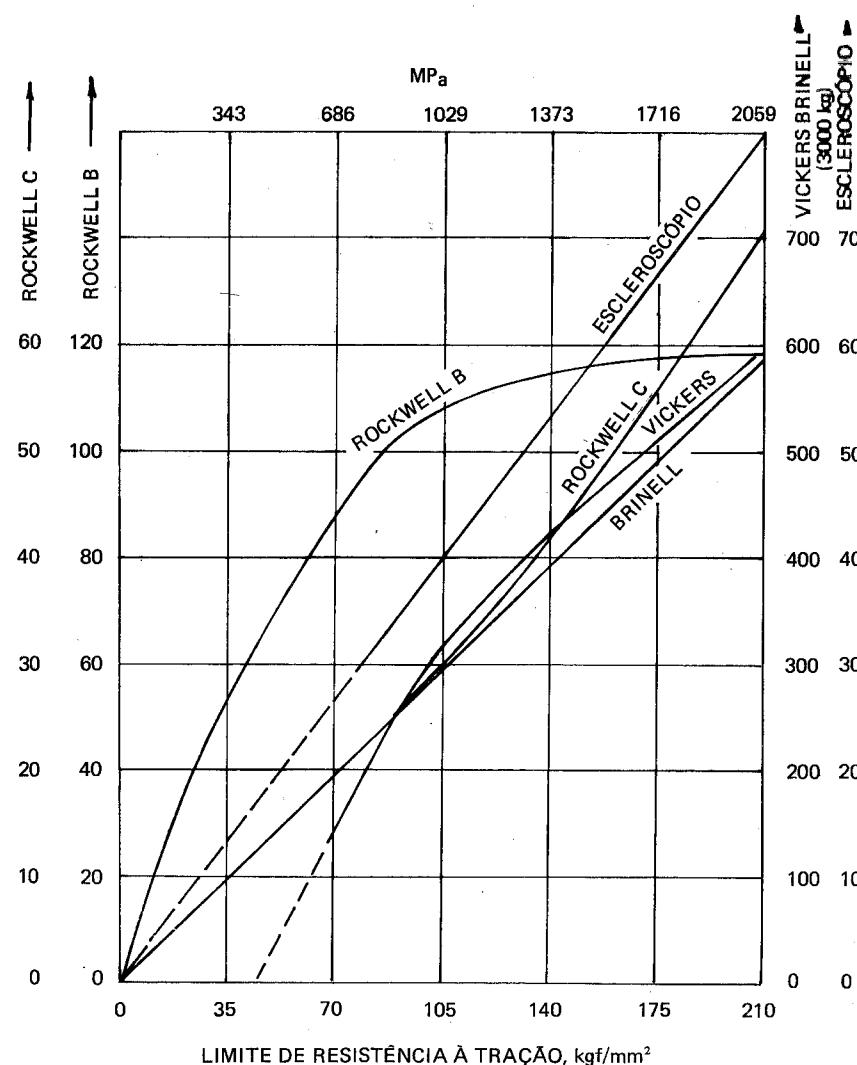


Figura 95 Relações aproximadas entre a resistência à tração e diversas durezas para aço estrutural

Essas relações são, na verdade, muito aproximadas, como vários estudos e pesquisas a respeito comprovaram. Assim, as curvas apresentadas devem ser analisadas com certa reserva, ao mesmo tempo que sua aplicação é limitada apenas a aços estruturais.

A Tabela 20<sup>(64)</sup> indica as relações aproximadas de dureza e resistência à tração para aço.

**5 Conclusões** A determinação da dureza dos metais é um método de controle de qualidade muito importante na engenharia e na indústria, para verificação das condições de fabricação, tratamentos térmicos, uniformidade de materiais etc.

Para peças fundidas e forjadas emprega-se geralmente o método de ensaio Brinell, a partir de amostras retiradas de várias partes das peças para conferir sua uniformidade.

Para peças usinadas acabadas, utiliza-se o método Rockwell.

Em peças rompidas em serviço, o ensaio de dureza é muito útil, devido à relação existente entre dureza e resistência à tração e à impossibilidade de, geralmente, não se poder confeccionar corpos de prova para ensaio de tração, a partir de pedaços da peça fraturada.

**NOTA** – A ABNT, por intermédio de suas publicações de 1976, sob números PMB60, PMB358 e PMB359 apresenta uma revisão dos métodos de ensaio das durezas Brinell, Rockwell e Vickers respectivamente. Entre as alterações propostas, é introduzido o conceito de "força de ensaio F", relacionada à "carga de ensaio P".

TABELA 20  
RELACOES APROXIMADAS DE DUREZA PARA ACO

Dureza Brinell 3000 kg Esfera 10 mm	Esfera WC	Dureza Rockwell					Esclerodropio (rebote)	Vickers kgf/mm <sup>2</sup>	Mohs (mineral)	Resistência à tração kgf/mm <sup>2</sup>		
		A 60 kg Brile	B 100 kg 1/16"	C 150 kg Brile	D 100 kg Brile	E 100 kg 1/8"						
—	601	79,8	—	57,3	68,7	—	75,1	—	640	7,8	2130	
495	—	76,7	51,6	64,3	—	69,9	—	539	7,3	765	179,2	
—	495	76,3	51,0	63,8	—	69,4	—	528	7,3	765	178,2	
415	415	72,8	44,5	58,8	—	63,5	—	440	6,8	1450	147,5	
352	352	69,3	37,9	53,8	—	57,6	—	372	6,4	1215	123,2	
302	302	66,3	32,1	49,3	—	52,2	—	319	6,0	1035	105,9	
262	262	63,6	26,6	45,0	—	47,3	—	276	5,6	880	90,3	
229	229	60,8	—	20,5	40,5	—	41,9	—	241	5,0	765	77,7
202	—	58,0	93,0	—	37,0	111	37,0	78,0	—	5,1	675	68,6
179	—	56,0	88,0	—	33,0	108	32,0	78,0	27	—	605	61,6
159	—	53,0	83,0	—	31,0	106	28,0	72,0	24	—	545	56,3
143	—	—	78,0	—	—	103	—	69,0	22	4,5	495	50,4
128	—	—	71,0	—	—	100	—	69,0	—	—	450	46,5
116	—	—	65,0	—	—	96	—	60,0	—	—	415	42,0
105	—	—	58,0	—	—	92	—	55,0	—	—	370	37,8



## FLUÊNCIA

**1 Fenômeno da fluência** O termo "fluência" define normalmente o fenômeno de deformação plástica, lenta e progressiva das ligas metálicas, que ocorre, à medida que a temperatura aumenta, sob carga constante.

De um modo mais geral, a "fluência" é definida como a "deformação crescente, com o tempo, sob carga constante". O aumento da temperatura acentua o fenômeno, porque a deformação plástica torna-se progressivamente mais fácil de iniciar-se e de continuar.

Pelo fato do emprego das ligas metálicas a temperaturas superiores à ambiente ser muito comum na moderna engenharia, o estudo do fenômeno de fluência vem adquirindo cada vez maior importância, podendo-se dizer que, eventualmente, em certas aplicações das ligas metálicas, a fluência sobrepuja a fadiga, como critério de avaliação da fratura.

O fenômeno de fluência é significativo nas ligas de alumínio a temperaturas acima de 150°C e nos aços, acima de 350°C<sup>(65)</sup>. O chumbo, por outro lado, é sujeito ao fenômeno mesmo à temperatura ambiente.

No fenômeno de fluência, as variáveis que entram em jogo são: tensão, deformação, tempo e temperatura, o que indica a sua relativa complexidade e a possibilidade de ser traçado um grande número de curvas representativas do fenômeno.

Assim, no estudo da fluência, três aspectos devem ser ressaltados do ínicio:

- deformação total por fluência, num dado tempo, que inclui deformação plástica devido à carga e deformação plástica mais lenta, durante a ocorrência do fenômeno;
- velocidade de fluência, sob condições estáveis;
- tempo até a ruptura.

Se se traçar um gráfico relativo à deformação por fluência, em função do tempo, a uma temperatura constante, obtém-se uma curva como a representada na Figura 96(65).

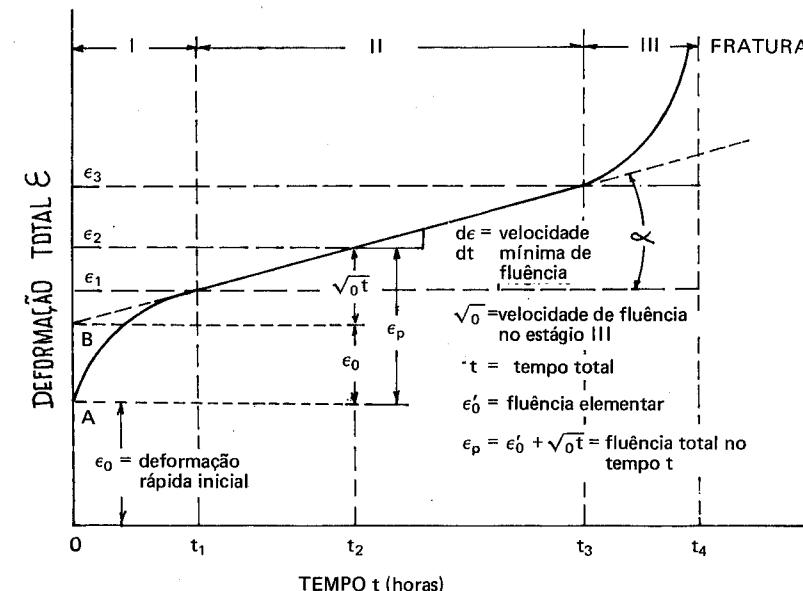


Figura 96 Curva típica de fluência: deformação  $\epsilon$  em função do tempo.

Notam-se três estágios:

- primeiro estágio I, correspondente à fluência "primária", "transitória" ou "logarítmica" — 0 a  $t_1$ ;
- segundo estágio II, correspondente à fluência "secundária" ou "constante" —  $t_1$  a  $t_3$ ;
- terceiro estágio III, de fluência "terciária", até a ruptura —  $t_3$  a  $t_4$ .

Este último estágio, dependendo da carga e da temperatura, nem sempre se faz presente.

Inicialmente, no estágio primário, a velocidade de fluência é rápida, até atingir o estágio secundário, quando decresce (onde a expressão "fluência logarítmica"), para novamente, dependendo das circunstâncias, aumentar a uma velocidade cada vez maior, até que ocorra a fratura ou até que o material comece a estrangular-se até a ruptura.

A fratura típica da fluência é "intercristalina" e não mais intracristalina, ou seja, no interior dos grãos.

A temperatura aumenta a velocidade de fluência, porque o escorregamento torna-se progressivamente mais fácil (como já foi mencionado): a mobilidade dos átomos aumenta rapidamente, as discordâncias adquirem igualmente maior mobilidade e novos mecanismos de deformação intervêm.

De fato, a temperaturas baixas, o movimento das discordâncias é interrompido pelos contornos dos grãos ou por átomos impuros, de modo que a deformação é menor. A maior mobilidade dos átomos, a temperaturas mais elevadas, permite que as discordâncias se interponham umas com as outras, desloquem umas às outras ou se destruam.

Essa movimentação das discordâncias é facilitada à medida que os átomos e as lacunas se movimentam das discordâncias ou em direção a elas, permitindo assim um escorregamento ou fluência crescente<sup>(66)</sup>.

Desse modo, o início da fratura sob fluência ocorre no contorno do

TENSÃO DE TRAÇÃO

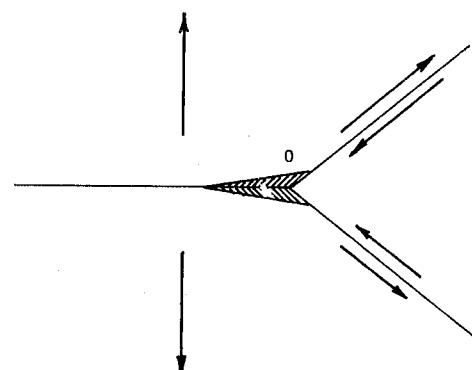


Figura 97 Origem de uma fissura num canto de grão por deslizamento do contorno de grão.

Para aços de baixo carbono, essa temperatura é da ordem de 450°C, sendo maior para certos aços-liga<sup>(68)</sup>. Numa liga de composição 77Cu, 22Zn e 1Sn é de 250°C e numa outra liga de composição 59Cu, 40Zn e 1Sn é de 175°C<sup>(66)</sup>.

Abaixo da temperatura equicoesiva pode ocorrer um endurecimento causado pela deformação (encruamento). Na hipótese desse encruamento tornar-se predominante, o segundo estágio da fluência torna-se uma linha horizontal.



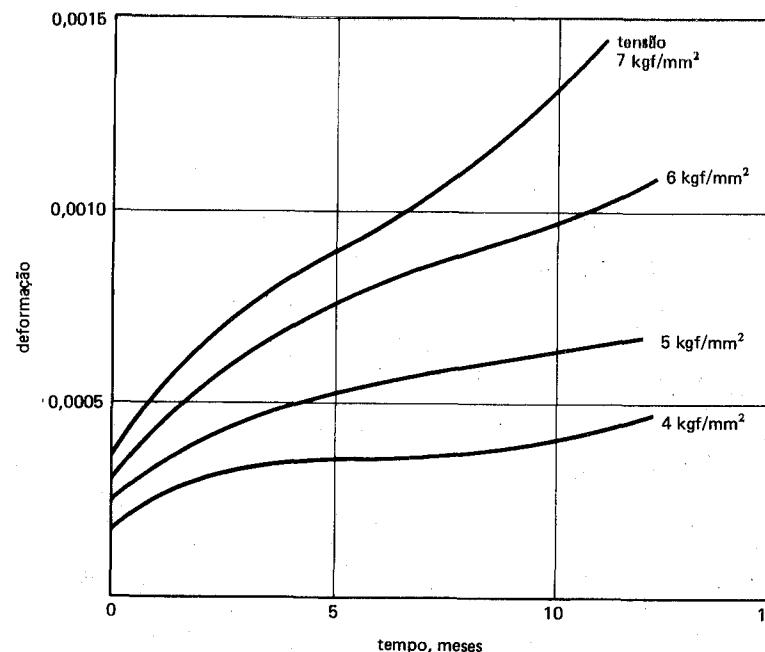


Figura 98 Curvas de fluência para um aço-carbono.

Como se vê, o estudo da fluência permite a obtenção de muitos dados, todos eles de grande utilidade para o engenheiro. No que se refere, por exemplo, à carga ou tensão, pode-se determinar<sup>(65)</sup>:

- tensão necessária para produzir uma deformação total determinada, num dado tempo;
- tensão necessária para produzir uma velocidade-limite de fluência, num dado tempo;
- tensão necessária para produzir ruptura num dado tempo.

Os tempos podem ser: 1.000 horas (condições para um motor de foguete, por exemplo), 10.000 horas (condições para um motor a jato, por exemplo), 100.000 horas (condições para uma usina geradora de eletricidade, por exemplo).

**2 Ensaios de fluência** Tendo em vista as variáveis envolvidas no processo, o comportamento das ligas metálicas quando sujeitas à fluência pode ser encarado sob dois aspectos: resistência à fluência e resistência à ruptura sob fluência<sup>(69)</sup>:

**2.1 Resistência à fluência** Representa a tensão a uma dada temperatura que produz uma velocidade mínima de deformação de determinado valor. Nos Estados Unidos, os parâmetros que são utilizados são: tensão para produzir uma velocidade de fluência de 0,0001% por hora ou 1% em 10.000 horas; tensão para produzir uma velocidade de fluência de 0,00001% por hora ou 1% em 100.000 horas (cerca de 11,5 anos).

O primeiro é mais comum para ligas de motores a jato; o segundo para turbinas a vapor ou equipamento semelhante.

O ensaio de resistência à fluência fornece dados que são lançados num gráfico log-log relacionando tensão e velocidade mínima de fluência. Obtém-se linhas retas.

Este ensaio é geralmente realizado sob tensões baixas para evitar o estágio terciário e raramente o tempo de ensaio chega a 10.000 horas (cerca de 1,1 ano).

**2.2 Resistência à ruptura por fluência** Corresponde à tensão que, a uma certa temperatura, é necessária para produzir um tempo para ruptura, geralmente 100, 1.000 ou 10.000 horas.

O ensaio correspondente é semelhante ao de resistência à fluência, somente que ele é levado até a ruptura do material. Nele empregam-se cargas maiores, resultando maiores velocidades de fluência. Este ensaio geralmente não supera um tempo de 1.000 horas (cerca de 42 dias).

O dado básico que se obtém neste ensaio é “tempo necessário para causar a ruptura, sob a ação de uma determinada tensão, a uma temperatura constante”.

Este ensaio de resistência à ruptura por fluência é realizado quando se deseja avaliar o comportamento de um material para emprego em condições de vida relativamente curta, como por exemplo, uma lâmina de turbina de um motor de avião a jato, porque, nessas condições de vida relativamente curta, o importante é saber se o material falhará ou não, de preferência à quantidade de deformação que ele sofrerá<sup>(70)</sup>.

Portanto, as informações que curvas de resistência à ruptura por fluência podem fornecer são mais úteis que as curvas comuns de fluência, para o projeto de determinados componentes mecânicos.

**2.3 Dispositivos para ensaio de fluência** O ensaio de fluência exige três principais dispositivos:

- forno elétrico com controle adequado da temperatura;
- extensômetro;
- dispositivo de carga.

A Figura 99<sup>(68)</sup> representa esquematicamente o conjunto, sendo que o extensômetro, que não aparece na figura, é adaptado na parte inferior do corpo de prova.

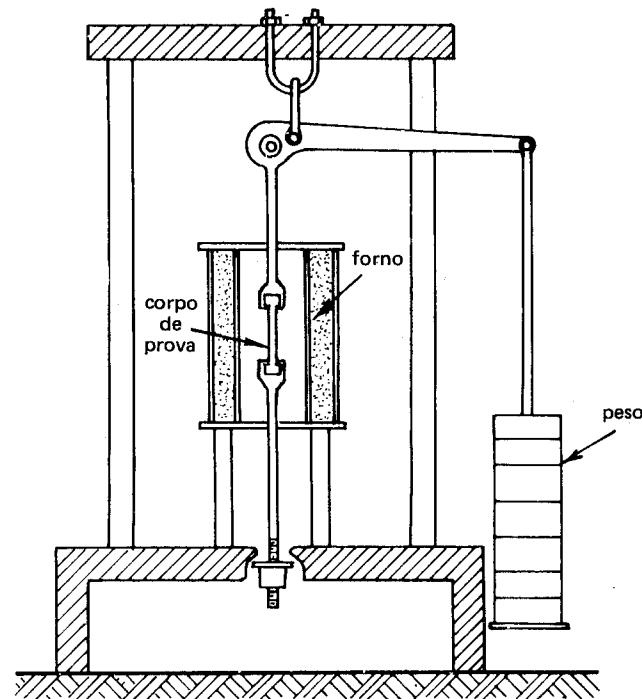


Figura 99 Aparelho para ensaio de fluência.

Estes são de secção circular e diâmetros variáveis de 2,5 a 15 mm. O comprimento de medida deve corresponder a 4 diâmetros. As superfícies devem ser muito bem acabadas: macias e isentas de riscos e marcas de ferramentas.

O corpo de prova é colocado no interior de um tubo de sílica fundida ou alumina artificial, envolto por um enrolamento de fio de Ni-Cr.

Recomenda-se que a máxima variação de temperatura não ultrapasse mais ou menos 2°C, para uma média de temperatura de ensaio de 1000°C e mais ou menos 3°C para temperaturas mais elevadas.

Um par termoelétrico está em contato direto com o corpo de prova. A carga é geralmente aplicada por um sistema de pesos como a Figura 99 mostra.

Para traçar as curvas de fluência, a carga e a temperatura são mantidas constantes.

O corpo de prova é inicialmente aquecido à temperatura escolhida. Depois que esta permanecer constante, determina-se o comprimento de medida e a carga selecionada é aplicada rapidamente, porém sem choque. Resulta uma imediata deformação a qual é principalmente elástica.

A seguir, em intervalos predeterminados, diários ou semanais, os valores de fluência são determinados. Deve-se realizar pelo menos 50 observações de temperatura, adotando-se a média como a temperatura do ensaio.

Como na prática o tempo de serviço das peças sujeitas a temperaturas acima da ambiente pode se estender por vários anos, torna-se problemático realizar ensaios que cubram períodos de tempo tão longos. Assim, ainda que os ensaios ultrapassem centenas de horas, eles são de duração relativamente curta quando comparados à vida real das peças.

Desse modo e para ter-se uma idéia melhor das propriedades de fluência, é freqüentemente necessário extrapolar os dados obtidos nos ensaios de duração relativamente curta. Nesse caso, a fluência é calculada traçando-se uma tangente à extremidade da curva de fluência, em algum ponto do estágio II, como está indicado na Figura 96 (página 153). Assim, para um determinado tempo  $t$  (supostamente não coberto pelo ensaio), a deformação plástica ou fluência total  $\epsilon_p$  é determinada pela equação

$$\epsilon_p = \epsilon'_0 + v_0 t$$

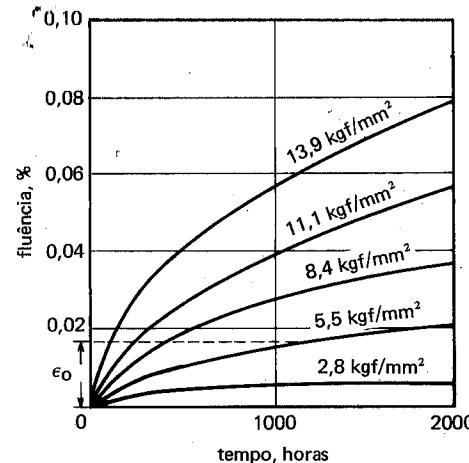
onde

$$\begin{aligned} \epsilon'_0 &= \text{fluência elementar} = AB \\ v_0 &= \text{velocidade de fluência no estágio II} \\ t &= \text{tempo considerado} \end{aligned}$$

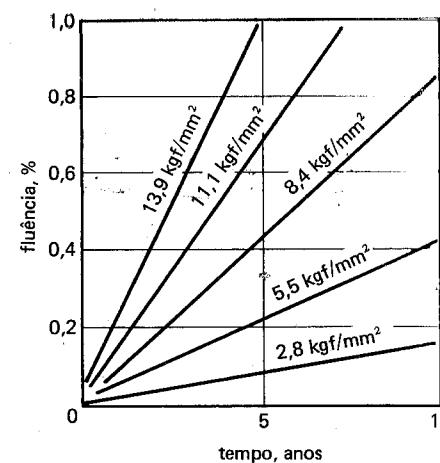
A Figura 100<sup>(68)</sup> mostra uma tentativa de derivar-se ou extrapolar-se dados típicos de fluência.

A parte (a) da figura mostra curvas de fluência em função de dados experimentais, para a temperatura de 425°C. O tempo de 2.000 horas equivale a pouco menos de um quarto de ano. As curvas de fluência extrapoladas para várias tensões, para um período de tempo mais longo (até 10 anos), estão indicadas na parte (b) da figura.

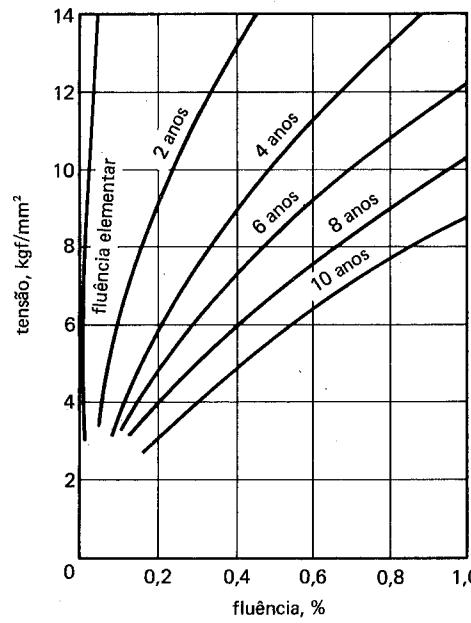
Não é recomendável estender as extrapolações além de um alongamento de aproximadamente 1%; desse modo evita-se que as curvas se estendam demasiadamente em direção à terceira fase da fluência. Faz-se, então, a partir de relações obtidas diretamente da figura (b) um terceiro gráfico (c) em que



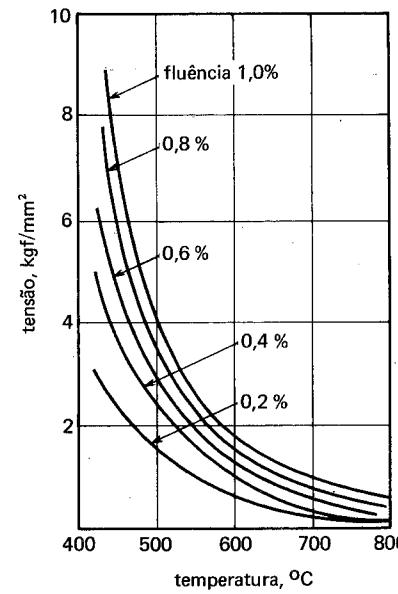
a) curvas de fluência originais para temperatura de  $425^{\circ}\text{C}$



b) curvas de fluência extrapoladas para  $425^{\circ}\text{C}$



c) relações tensão-fluência para temperatura de  $425^{\circ}\text{C}$



d) relações tensão-temperatura para produzir uma fluência especificada em 10 anos

Figura 100 Desenvolvimento de relações tensão-deformação-temperatura de curvas de fluência.

tensões para produzir uma fluência específica num tempo fixado são lançadas em função de porcentagens de fluência para vários períodos de tempo. Assim, por exemplo para uma fluência de 0,6% em seis anos, a tensão permitível para a temperatura de  $425^{\circ}\text{C}$  é de aproximadamente 90 MPa ( $6 \text{ kgf/mm}^2$ ).

Na parte (d) da figura, o gráfico indica as relações entre tensão e temperaturas para, num período de tempo de 10 anos, produzir uma fluência especificada.

NORTON<sup>(68)</sup> determinou as tensões-limite de fluência para vários tipos de aços a diversas temperaturas de serviço, para um período de tempo de 100.000 horas (cerca de 11,5 anos), para um alongamento de 1%.

Os resultados estão apresentados na Figura 101.

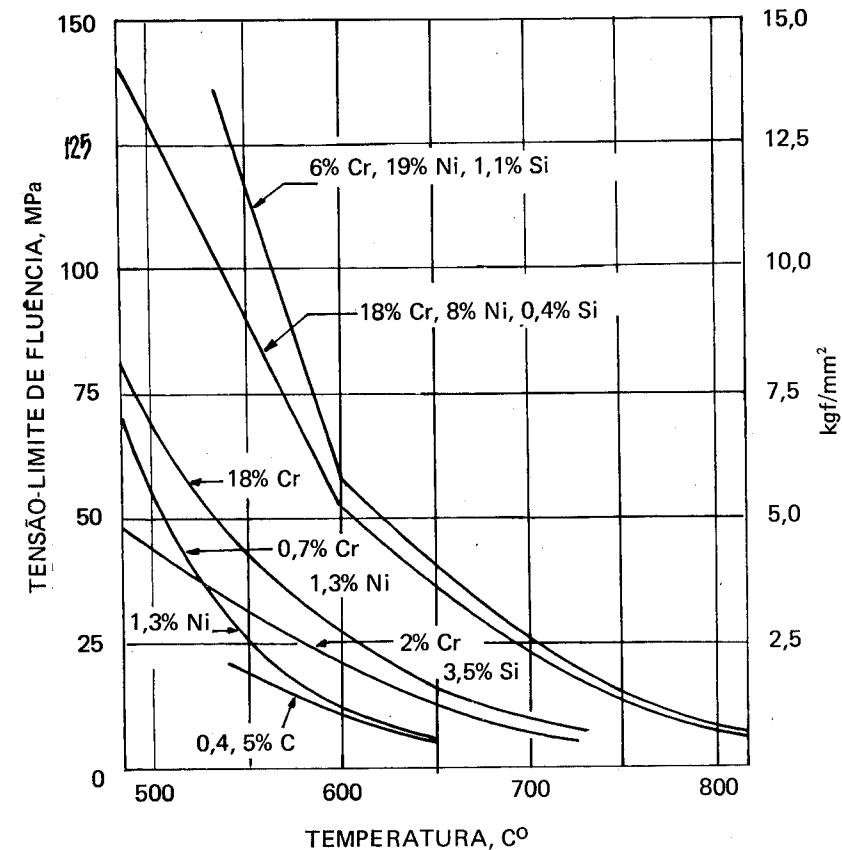


Figura 101 Tensões-limite de fluência para vários aços



No caso do ensaio de “resistência à ruptura por fluência”, a informação básica que se obtém é, como já foi mencionado, o tempo necessário para causar a ruptura do material, sob uma determinada tensão, a uma temperatura constante. Determina-se igualmente o alongamento e a estrição na fratura. Obtém-se um gráfico “tensão-tempo de ruptura”, em escala logarítmica, como está esquematizado na Figura 102.

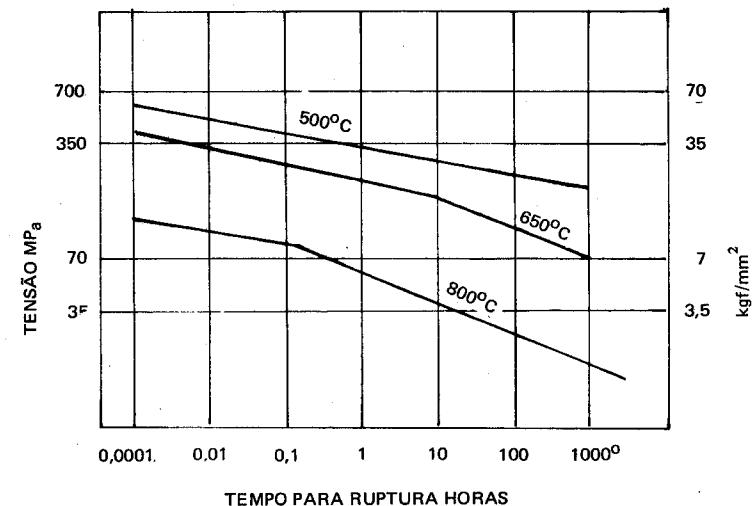


Figura 102 Gráfico esquemático representativo dos dados obtidos no ensaio de “resistência à ruptura” por fluência.

As linhas obtidas são geralmente retas, devendo-se notar que quando há uma mudança de inclinação, esta deve-se ao fato de terem ocorrido fenômenos estruturais no material, como por exemplo, mudança de fratura transgranular para intergranular (ultrapassagem da temperatura equicoesiva), oxidação, recristalização, crescimento de grão e determinadas mudanças de fases, como esferoidização, grafitização etc.(69).

A Figura 103<sup>(71)</sup> apresenta dados de resistência à ruptura por fluência de um aço cromo-molibdênio-silício, mostrando linhas tipicamente retas.

**3 Curvas representativas de propriedades de fluência** Além das curvas mostradas, serão a seguir apresentadas outras curvas traçadas a partir de dados obtidos em ensaios de fluência.

A Figura 104 corresponde, em gráfico log-log, a valores de tensão em função da velocidade mínima de fluência, para a liga 16% Cr, 25% Ni, 6% Mo<sup>(69)</sup>. A título de comparação está incluída a curva para aço inoxidável 18-8.

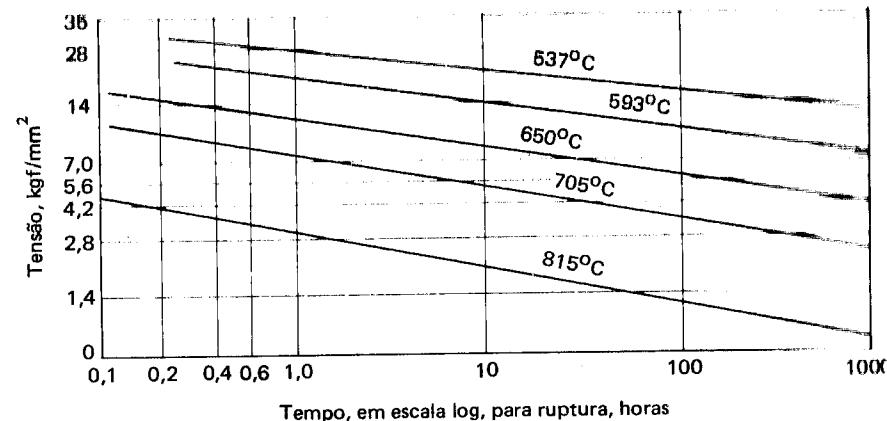


Figura 103 Gráfico esquemático representando a relação “tensão de ruptura-tempo” para uma determinada liga.

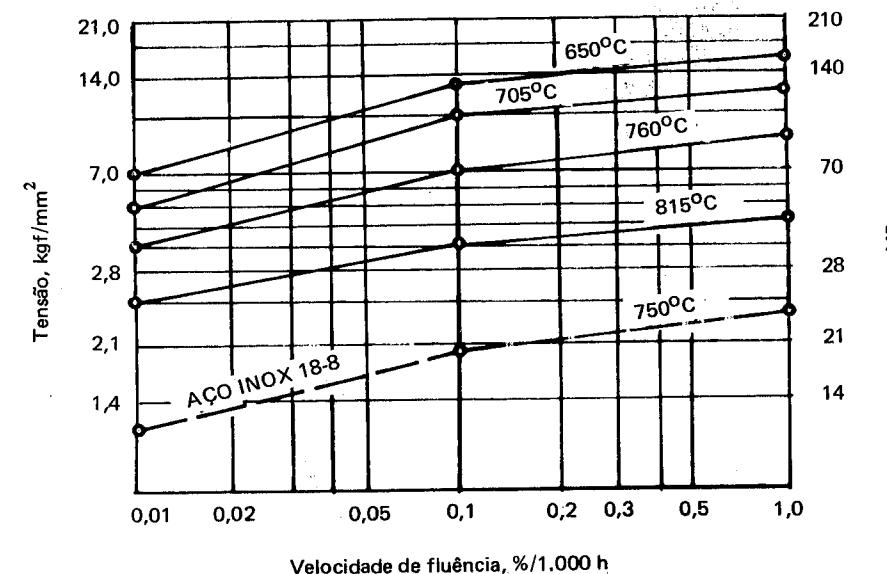


Figura 104 Gráfico log-log de tensão em função da velocidade mínima de fluência.

Para a mesma liga 16-25-6, a figura 105 relaciona a deformação ao tempo e à tensão, à temperatura de 705°C.

Cada uma dessas curvas indica a tensão e o tempo necessários para produzir uma certa deformação.

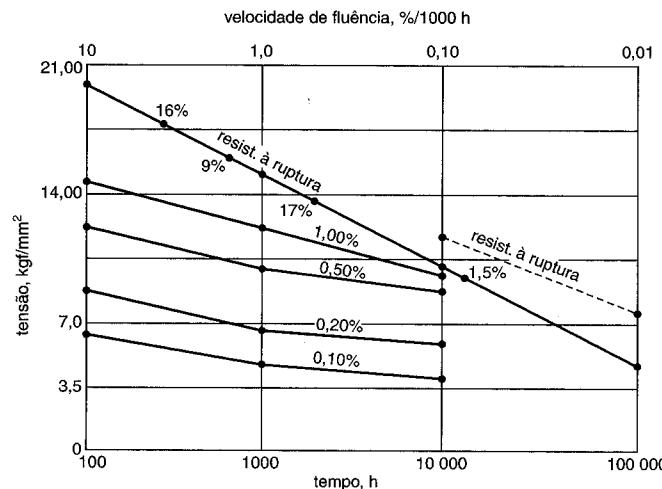


Figura 105 Curvas "deformação-tempo" a 705°C para a liga 16 Cr-25 Ni-6 Mo.

A Figura 106<sup>(71)</sup> representa a relação tensão-temperatura para três tipos de aço, na base de uma deformação por fluência de 1% em 100.000 horas.

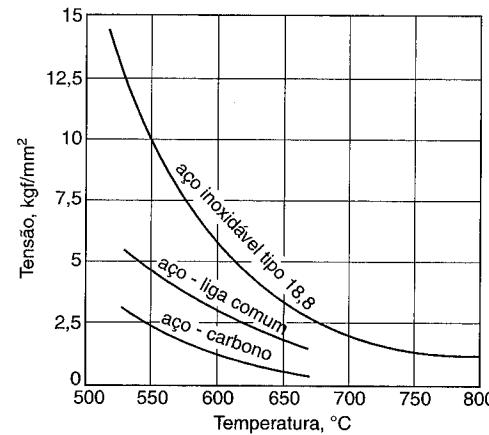


Figura 106 Relação "tensão-temperatura", para três tipos de aço baseada numa deformação por fluência de 1% em 100.000 horas.

**4 Recuperação e relaxação** A expressão "recuperação" é, como já se viu, geralmente empregada para exprimir a restauração das propriedades físicas de metais encruados, sem que haja visível mudança da microestrutura.

No fenômeno da fluência, a expressão significa uma certa recuperação da deformação, quando se descarrega um corpo de prova submetido a uma tensão de fluência.

A recuperação, na fluência, está representada na Figura 107<sup>(68)</sup>.

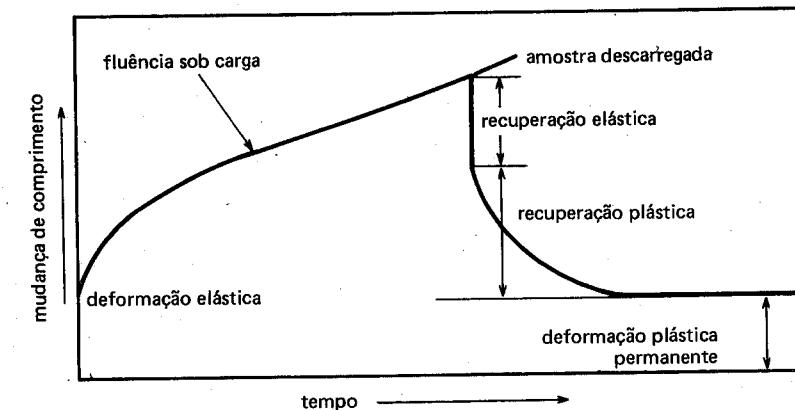


Figura 107 Recuperação da deformação, após descarregamento.

Nota-se que uma deformação plástica relativamente apreciável permanece. A quantidade de deformação permanente depende do tempo de carga, da temperatura e do valor da tensão.

A "relaxação" corresponde a uma queda gradual da tensão originariamente produzida pela deformação, após ter sido aplicada uma quantidade de deformação no material sujeito à fluência.

A Figura 108<sup>(65)</sup> ilustra o fenômeno para aço de médio carbono, às temperaturas de 300°C e 500°C.

De certo modo, é importante conhecer como o fenômeno prossegue com o tempo. O exemplo seguinte ilustra melhor a matéria<sup>(65)</sup>:

Um parafuso pode tornar-se frouxo com o tempo a uma certa temperatura, de modo que é conveniente determinar-se quando ele se torna perigosamente frouxo, ou a freqüência com a qual ele deve ser reapertado ou, finalmente, como deve ser apertado inicialmente para evitar o risco de afrouxamento.

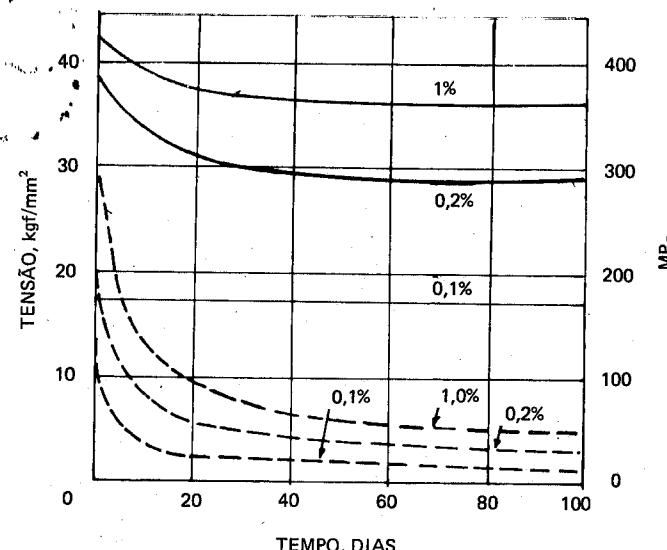


Figura 108 Curvas de relaxação para aço médio carbono. Curvas cheias para 300°C; curvas traçadas para 500°C.

**5 Conclusões** Os dados apresentados mostram claramente a importância do fenômeno de fluência.

Nos últimos anos, muitas ligas metálicas especiais têm sido desenvolvidas para suportar as condições de serviço que caracterizam a fluência, em componentes de aviões a jato, turbinas a gás, mísseis, foguetes e reatores nucleares.

O estudo da fluência tem sido baseado principalmente em tensões de tração.

Contudo outros tipos de tensões devem ser considerados como compressão, dobramento, torção, além da presença de esforços combinados, como os que ocorrem em tubulações sujeitas a tensões de tração axial e pressões internas, ou a pressões internas e dobramento ou a pressões internas e torção e assim em seguida.

A matéria é inegotável. A interpretação dos dados deve ser feita com muito critério, porque os ensaios são de longa duração exigindo muitas vezes a sua extração, pelo emprego de tensões ou temperaturas mais elevadas, o que dificulta mais ainda uma avaliação absolutamente correta das informações obtidas.

De qualquer modo, a determinação das propriedades de fluência é essencial para uma mais adequada seleção das ligas a serem empregadas a temperaturas acima da ambiente.



## RESISTÊNCIA AO CHOQUE

**1 Introdução** O “choque” ou “impacto” representa um esforço de natureza dinâmica, ou seja, a carga é aplicada repentina e bruscamente.

Esse tipo de esforço é muito frequente em máquinas e peças de máquinas e pode, eventualmente, aparecer em outros tipos de estruturas.

O comportamento dos materiais sob a ação de cargas dinâmicas difere, normalmente, do seu comportamento quando sujeitos a cargas estáticas, de modo que é muito importante para o engenheiro o estudo e a determinação dos efeitos do choque.

O choque, mediante a aplicação repentina de um golpe sobre um corpo, envolve a produção e a transferência de energia, ou seja, realiza-se trabalho nas partes que recebem o golpe.

No mecanismo do choque, portanto, devem ser considerados não somente as tensões produzidas como, igualmente, o problema de transferência, absorção e dissipação de energia.

Essa energia pode ser absorvida por deformação plástica das partes que recebem o golpe, ou por efeito de histerese nas partes, ou por efeitos de atrito entre as partes ou, finalmente, por efeitos de inércia das partes em movimento.

Normalmente, nas aplicações em que peças, máquinas e estruturas estão sujeitas a esforços de choque, procura-se criar condições para absorção da

energia tanto quanto possível por meio de ação elástica e utilizar um meio qualquer para amortecer e dissipar essa energia.

Nessas aplicações a "resiliência" ou seja a capacidade de absorver

Finalmente, além do efeito da velocidade, a forma da peça pode influir consideravelmente na resistência ao choque dos materiais.

É por isso que em barras simples de materiais dúcteis, é necessário unir

O método mais comum para os metais é o do golpe mediante um peso em oscilação e a máquina correspondente é o "martelo pendular", por intermédio dos ensaios de "Charpy" e de "Izod".

A Figura 109 apresenta o desenho esquemático de um martelo pendular<sup>(73)</sup>.

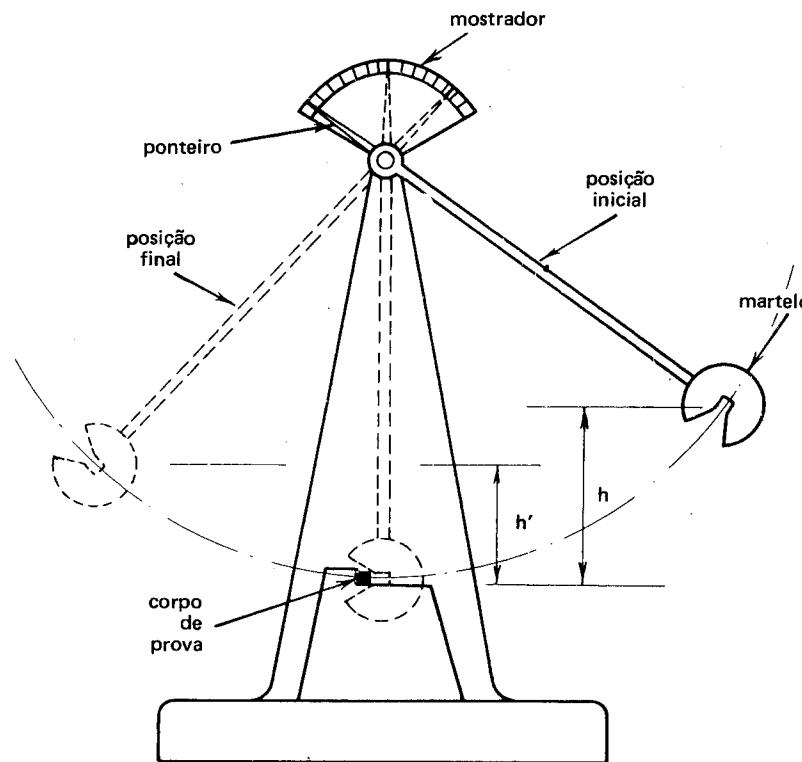


Figura 109 Desenho esquemático de um martelo pendular para ensaio de choque.

Como se vê, o pêndulo é levado a uma certa posição onde adquire uma energia inicial. Ao cair, ele encontra, no seu percurso, o corpo de prova, que rompe. A sua trajetória continua até uma certa altura, que corresponde à posição final, onde adquire uma energia final. A diferença entre as energias inicial e final, medidas em kgf.m ou kgf.cm ou kgf.mm, corresponde à energia absorvida pelo material. Esse dado pode ser também representado em Joules.

A máquina é dotada de uma escala que indica a posição do pêndulo e é calibrada de modo a indicar a energia potencial. As máquinas modernas são equipadas com instrumentação eletrônica e microprocessador que computa a distância percorrida, a energia e outros dados que sejam desejados.

Com os dados obtidos, pode-se construir um gráfico, relacionando carga e energia em função do tempo.

A Figura 110 mostra um gráfico desse tipo<sup>(72)</sup>.

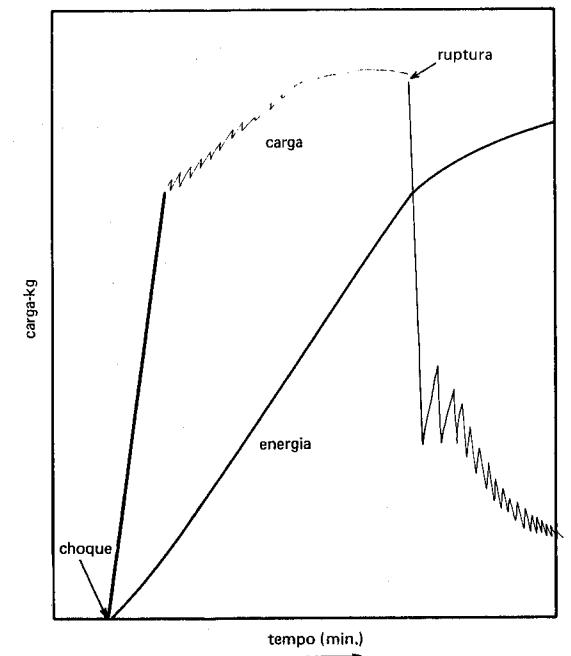


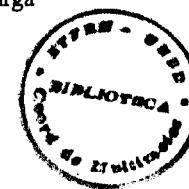
Figura 110 Representações gráficas das funções do choque.

No ensaio descrito, quanto maior a quantidade de energia absorvida, maior a resistência ao choque ou maior a tenacidade do material.

Dos inúmeros tipos de corpos de prova recomendados, os mais empregados são os tipos "Charpy" e "Izod", conforme a Figura 111 mostra.

O corpo de prova Charpy tem um entalhe tipo "buraco de fechadura"; o corpo de prova Izod tem entalhe "em V".

No ensaio com corpo de prova Charpy, o golpe do pêndulo oscilante é desferido na face oposta ao entalhe. No caso do ensaio Izod, o golpe é desferido no mesmo lado do entalhe, como a figura mostra.



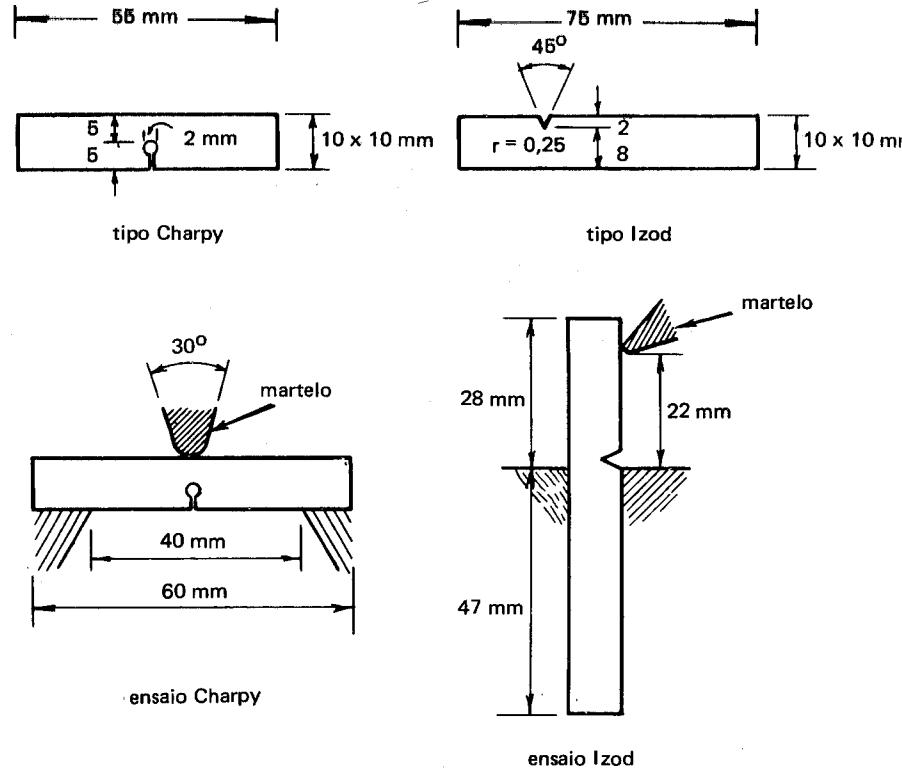


Figura 111 Corpos de prova mais usados para ensaio de choque e métodos para prendê-los nas máquinas de ensaio.

Outra máquina utilizada no ensaio de choque é o “martelo de queda”, em que uma massa de conhecida energia cinética, cai de uma certa altura até a posição onde está localizado o corpo de prova (ou peça, se o ensaio puder ser efetuado diretamente nela). O peso da massa varia de 10 a 200 kg e a altura pode chegar a 2,5 m; contudo as mais comuns possuem uma altura de queda em torno de 0,60 m. A quantidade de energia que se consegue nesse equipamento varia normalmente de 400 a 500 J.

Pode-se utilizar nessas máquinas o corpo de prova tipo Charpy.

Uma terceira máquina é o “volante giratório”, tipo “Guillary”, a qual é dotada de um cutelo que, quando a máquina atinge a velocidade especificada, é solto e atinge o corpo de prova inserido no seu percurso.

Finalmente, para ensaio de materiais mais frágeis, como aços para ferramentas, emprega-se o ensaio de choque por torção.

A Figura 112<sup>(74)</sup> ilustra esquematicamente o princípio do choque por torção.

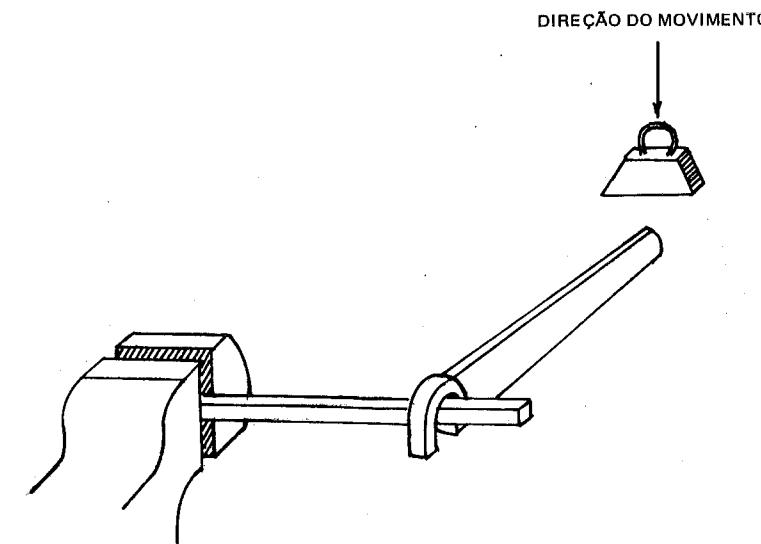


Figura 112 Representação esquemática do princípio do choque por torção.

Uma extremidade do corpo de prova é presa numa morsa; a outra extremidade está engrenada com um cabeçote que gira a uma certa velocidade de modo a tórcê-lo até romper. A mudança de velocidade do cabeçote giratório é utilizada para computar a energia absorvida.

A forma e as dimensões do corpo de prova, sobretudo o perfil do entalhe, podem afetar, como já se mencionou, os resultados. No caso do entalhe, em particular, os dados da Tabela 21 indicam como o “raio da raiz” de um entalhe “em V” influenciam os valores da resistência ao choque<sup>(72)</sup>.

**3 Temperatura de transição** A temperatura tem um efeito muito acentuado na resistência ao choque dos metais, ao contrário do que ocorre na resistência estática e ductilidade, pelo menos nas faixas usuais de temperatura.

A Figura 113<sup>(72)</sup> mostra a natureza geral da variação, com a temperatura, da energia para ruptura por choque de um metal particular.

A figura permite observar que, para um metal particular e um determinado tipo de ensaio, a fratura é frágil, com pequena absorção de energia, abaixo de uma temperatura crítica. Acima de uma certa temperatura crítica, as fraturas, para o mesmo metal, tornam-se dúcteis, com muito maior absorção de energia do que ocorreu a baixas temperaturas.

TABELA 21

EFEITO DO RAIO DA RAIZ DE UM ENTALHE EM V DE 45° NA ENERGIA DE RUPTURA DE UM AÇO COM 0,65% DE CARBONO

Raio da raiz do entalhe (prof. 2 mm) mm	Valores de resistência ao choque	
	J	kgf.m
agudo	5,4	0,55
0,17	9,5	0,95
0,34	11,3	1,14
0,68	18,6	1,89

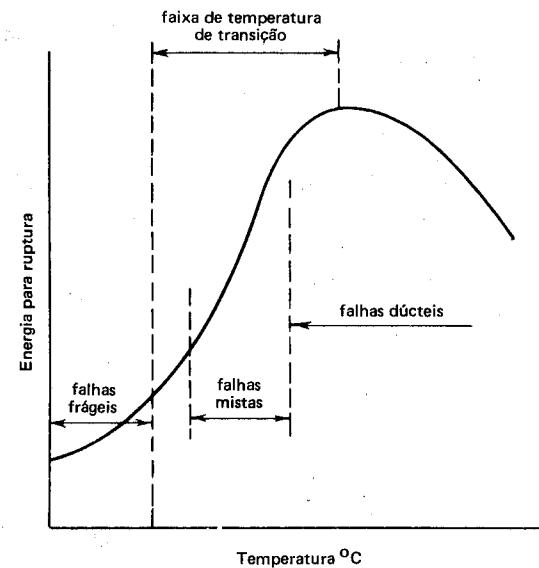


Figura 113 Natureza da variação, com a temperatura, da energia para ruptura nos ensaios de choque de metais.

Entre essas temperaturas, situa-se o que se convencionou chamar “faixa de temperatura de transição”, onde o caráter da fratura pode ser misto.

A Figura 114<sup>(73)</sup> mostra, para aços, como essa faixa de temperatura de transição pode variar, em função do teor de carbono.

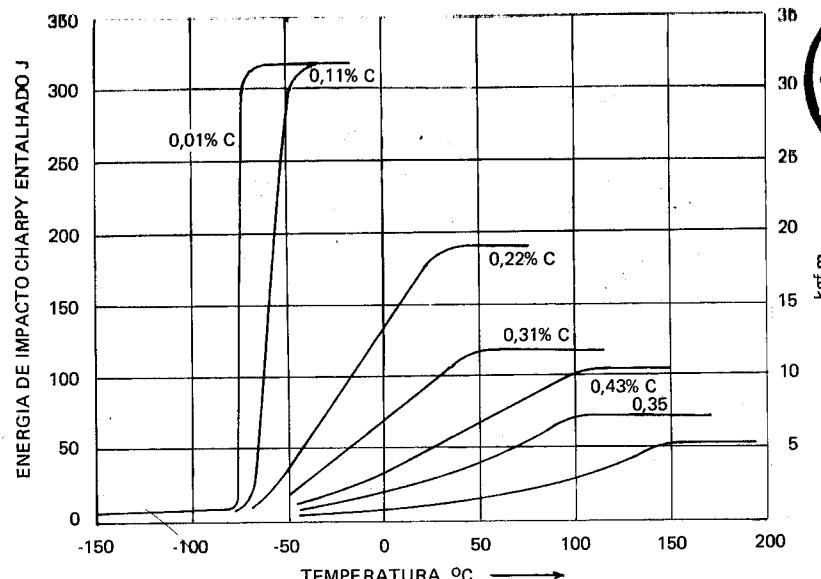


Figura 114 Variação da temperatura para a energia de impacto Charpy entalhado em função do teor de carbono.

Como se vê, nos aços-carbono comuns, a temperatura de transição pode ser perfeitamente definida para os baixos teores de carbono. À medida que este aumenta, torna-se mais difícil essa definição, de modo que a determinação da temperatura de transição fica mais ou menos arbitrária. Por isso, pode-se tomar como temperatura de transição a correspondente à média de energia de impacto.

Outro dado que se extrai das curvas é que o aumento do teor de carbono resulta em diminuição da máxima energia de choque.

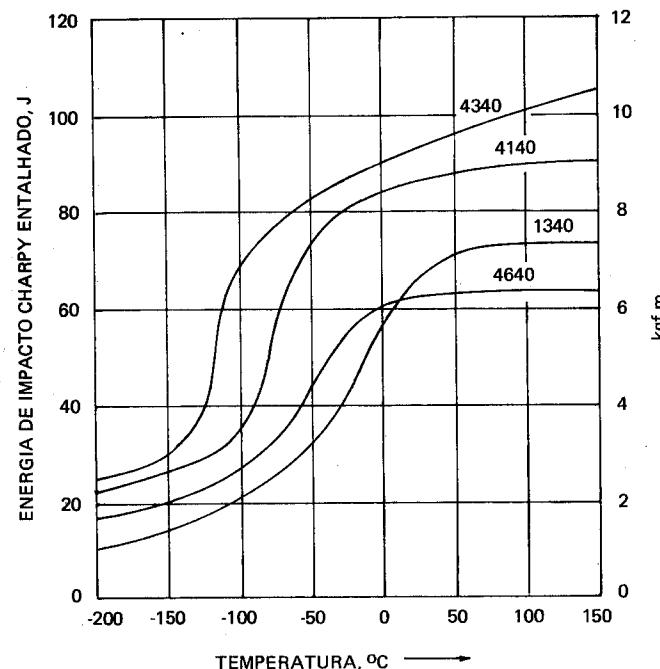
É evidente também que acima da temperatura de transição, a resistência ao choque tende a cair, embora lentamente, até que temperaturas relativamente elevadas de aproximadamente 600°C sejam atingidas, porque, nessas condições, começa a intervir o fenômeno de fluência.

Num ensaio padronizado com entalhe “em V”, a faixa crítica de temperatura ocorre aparentemente entre a temperatura de congelamento e a temperatura ambiente. Para alguns metais, contudo, essa faixa pode estender-se a temperaturas bem inferiores à do congelamento.

A temperatura de transição varia em função de diversos fatores, por exemplo: tamanho de grão grosso, encruamento e impurezas de natureza frágil que tendem a elevar a temperatura de transição; tamanho de grão fino

e tratamentos térmicos que tendem a refinar a estrutura e tornar o metal mais dúctil; a adição de certos elementos de liga tende a melhorar a tenacidade por choque, mesmo a temperaturas muito baixas.

A Figura 115<sup>(73)</sup> mostra, mediante dados experimentais determinados por H. J. FRENCH, a variação da temperatura de energia de impacto CHARPY entalhado ou, em outras palavras, as temperaturas de transição, para aços-liga com 0,40% de carbono, temperados e revenidos de modo a produzir a mesma dureza Rockwell equivalente a 35 RC.



**Figura 115** Variação da temperatura de energia de impacto Charpy entalhado para aços-liga com 0,40% temperados e revenidos. Cada aço foi revenido de modo a produzir a mesma dureza RC 35.

Esses dados confirmam que a temperatura de transição depende não somente da composição como também da estrutura.

**4 Conclusões** Os ensaios de choque nos metais apresentam certas limitações, como já se mencionou, principalmente se realizados em máquinas diferentes, porque podem ocorrer variações nas quantidades de energia transformadas em vibrações de componentes das próprias máquinas. Isso porque as velocidades de golpe das massas em movimento para produzir o choque são diferentes e, principalmente, porque os corpos de prova são diferentes.

Os fatores que tendem a causar num metal dúctil o aparecimento de "fratura frágil" são<sup>(72)</sup>:

- um estado de tensão que mantém as tensões de cisalhamento em valores baixos em relação a tensões de tração;
- uma localização da deformação, devido à presença de descontinuidades ou entalhes;
- uma aplicação muito rápida da tensão (ou alta velocidade de deformação);
- temperaturas mais baixas;
- certos tipos de estruturas e composições.

## FADIGA

**1 Introdução** Em peças e conjuntos de máquinas que estão sujeitos a variações das cargas aplicadas, ocorre comumente o aparecimento de flutuações nas tensões originadas. Tais tensões podem adquirir um tal valor que, ainda que inferior à resistência estática do material, pode levar à sua ruptura, desde que a aplicação das tensões seja repetida inúmeras vezes.

A falha provocada desse modo é denominada “falha por fadiga”.

Essas falhas se iniciam em determinados pontos que poderiam ser chamados “origens de tensões”, tais como falhas superficiais ou internas do material ou mudanças bruscas de configuração geométrica. Alguns outros fatos e teorias sobre as causas da fadiga serão expostos mais adiante.

A “fadiga” é, pois, um fenômeno que ocorre quando um membro sob tensão de uma máquina ou estrutura começa a falhar sob a ação de uma tensão muito menor que a equivalente à sua resistência estática, se a tensão é de natureza cíclica ou alternada.

Como se sabe, a estrutura metálica é constituída de um conjunto de cristais com orientações a esmo. Numa peça sob tensão, alguns cristais podem atingir e ultrapassar seu limite elástico antes que outros, devido à orientação que permita o escorregamento de planos cristalográficos. Essa situação é agravada pela aplicação de esforços cílicos ou repetidos.

Do mesmo modo, nas mesmas condições de existência de tensões cíclicas, a falha pode ser devida ao fato da distribuição de tensões de um cristal a outro não ser uniforme.

Essas anomalias, mais a existência dos pontos “origem de tensões” e outros fatores, desde que aliados à existência de esforços alternados e repetidos, podem conduzir à formação de pequenas fissuras, as quais, com suas sucessivas repetições das tensões, se desenvolvem com o tempo, a partir dos núcleos onde surgiram, atingindo toda a secção.

As falhas por fadiga são, por essa razão, freqüentemente chamadas “fraturas progressivas”<sup>(75)</sup>.

Outro fator que provoca o aparecimento de tensões altamente localizadas corresponde à mudança brusca de secções, como se verá mais adiante. Riscos superficiais, secções de rosas, pequenas inclusões, diminutas bolhas de gás e peculiaridades semelhantes ou outros tipos de defeitos induzem igualmente ao aparecimento de tensões altamente localizadas.

O estudo do fenômeno da fadiga é muito importante na indústria mecânica em geral, porque se admite que cerca de 90% das rupturas das peças em serviço ocorre por fadiga.

Pode-se dizer que a falha por fadiga é traçoeira, porque ela ocorre sem qualquer aviso prévio. A fratura resultante é do tipo frágil e não apresenta deformação perceptível.

A olho nu, a superfície da fratura, que é geralmente normal à direção da principal tensão de tração, apresenta uma região macia, devida à ação de atrito à medida que a fissura se propaga através de toda a secção, e uma região áspera correspondente à parte da peça que falhou de modo dúctil, quando a sua secção não apresenta mais suficiente resistência para suportar a carga.

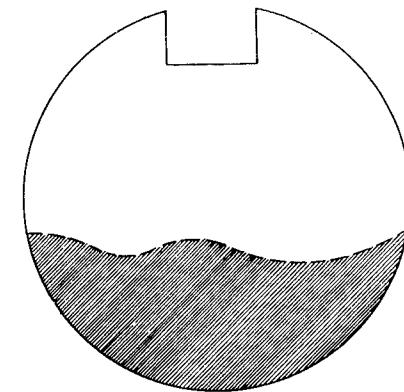


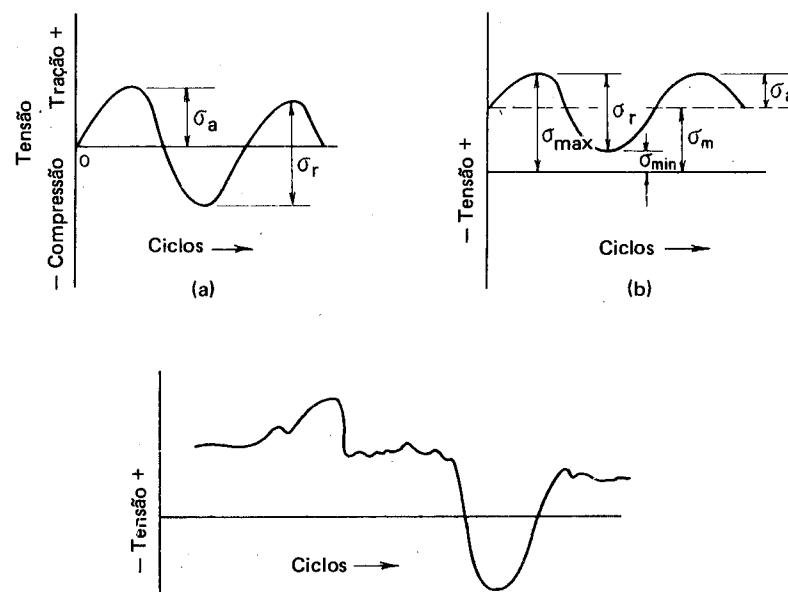
Figura 116 Aspecto esquemático de uma fratura por fadiga, iniciada num canto vivo de um rasgo de chaveta de um eixo.

A Figura 116 constitui uma representação esquemática de uma fratura por fadiga. No exemplo apresentado, a fratura foi iniciada num canto vivo de um rasgo de chaveta de um eixo.

A ruptura por fadiga ocorre quando estão presentes:

- uma tensão máxima de tração de valor suficientemente elevado;
- uma variação ou flutuação suficientemente grande da tensão aplicada;
- um número suficientemente grande de ciclos de tensões aplicadas.

Os tipos gerais de tensões flutuantes típicas do fenômeno de fadiga estão indicados na Figura 117. O tipo (a) é chamado "ciclo de tensões completamente reversíveis" ou de forma senoidal; esse tipo de tensões corresponde aproximadamente às tensões que podem ocorrer num eixo em rotação, a velocidade constante e sem sobrecarga. Nesse tipo as tensões máximas e mínimas são iguais.



O tipo (b) corresponde ao "ciclo repetido de tensões", em que ambas as tensões são de tração.

O tipo (c) corresponde ao "ciclo complexo", como, por exemplo um ciclo relativo às tensões que estão presentes em asas de aviões sujeitos a sobrecargas periódicas e imprevisíveis, devidas a rajadas de vento.

Da figura acima, onde os símbolos representam

$\sigma_a$	= tensão alternada ou variável
$\sigma_r$	= faixa de tensões
$\sigma_m$	= tensão média
$\sigma_{\max}$	= tensão máxima
$\sigma_{\min}$	= tensão mínima

pode-se tirar:

$$\sigma_r = \sigma_{\max} - \sigma_{\min}$$

$$\sigma_a = \frac{\sigma_r}{2}$$

$$\sigma_m = \frac{\sigma_{\max} + \sigma_{\min}}{2}$$

e a relação de tensões definidas por

$$R = \frac{\sigma_{\min}}{\sigma_{\max}}$$

Muitas teorias têm sido propostas para explicar o fenômeno de fadiga.

Os comentários até agora feitos representam, de certo modo, as opiniões de diversos especialistas no assunto e são resultantes de dados obtidos em estudos experimentais.

Embora o fenômeno da ruptura por fadiga não tenha sido totalmente esclarecido, algumas deduções, baseadas principalmente em pesquisas de laboratório, podem ser feitas<sup>(75)(76)</sup>.

Aparentemente, antes da fadiga, ocorre encruamento. OROWAN admite que resistências diminutas e fracas existentes nos metais como inclusões e outras

acréscimo de tensão e um decréscimo de deformação, como resultado de um progressivo encruamento localizado. OROWAN admite ainda que a deformação plástica total converge para um valor finito à medida que o número de ciclos de aplicação do esforço tende para o infinito. Esse valor-limite da deformação plástica total aumenta à medida que aumenta a tensão aplicada no material. A existência de um limite de fadiga seria baseada no fato de que, abaixo de uma certa tensão, a deformação plástica total não pode atingir o valor crítico necessário para romper o material. Contudo, se

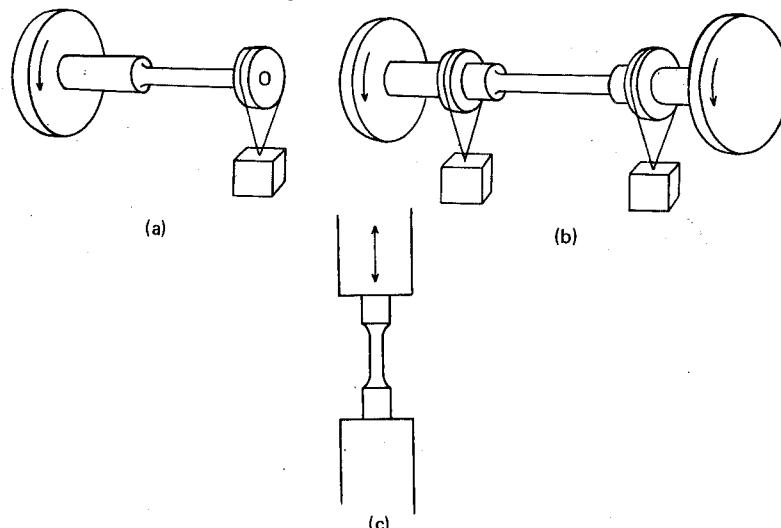
Tal mecanismo possibilita a acomodação de apreciável total deformação sem causar encruamento sensível.

Assim, o conceito de WOOD, de certo modo elimina a ideia de que a falha por fadiga exige encruamento localizado; confirma a hipótese de que a fadiga se inicia em regiões superficiais provocadas por intrusões e extrusões de faixas de escorregamento.

Aparentemente, portanto, a falha começa como um fenômeno de

- máquinas para ciclos de tensões axiais (tração-compressão);
- máquinas para ciclos de tensões de flexão (dobramento rotativo);
- máquinas para ciclos torcionais de cisalhamento;
- máquinas para tensões axiais, de flexão ou torcionais de cisalhamento ou combinações delas.

Alguns exemplos de condições diferentes de carregamento estão esquematicamente indicados na Figura 119<sup>(78)</sup>.



**Figura 119** Algumas configurações empregadas em ensaios de fadiga: (a) cargas simples, onde o momento de dobramento cresce em direção à extremidade fixa; (b) carga dupla, em que ocorre um momento constante aplicado na secção central; (c) tração pulsadora ou carga axial tração-compressão.

A parte (a) da figura representa a aplicação de uma carga simples na extremidade do corpo de prova mantido em balanço. Nessa configuração, o momento de dobramento aumenta à medida que aumenta a distância do ponto em que a carga é aplicada. A falha ocorre no filete que liga a secção mais fina à maior.

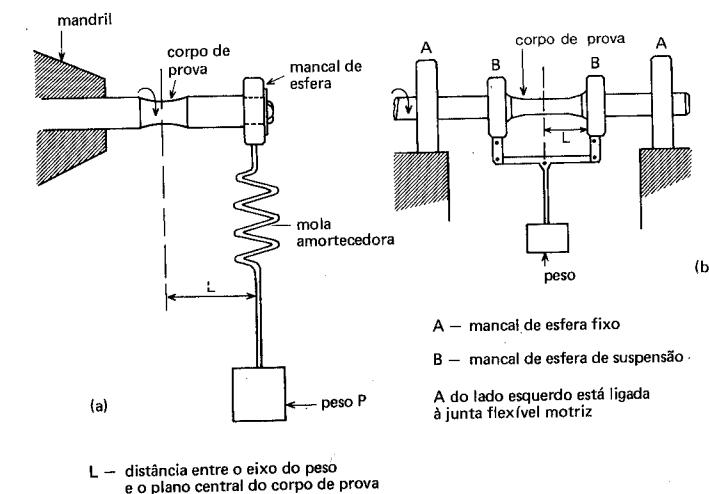
A parte (b) representa a aplicação de uma carga dupla, de modo que se origina um momento constante na secção estreita do corpo de prova.

Essas configurações de aplicação de carga e de corpos de prova são recomendadas para determinar as características de fadiga de componentes mecânicos sujeitos a cargas rotativas simples.

Para simular condições de serviço que envolvam carregamento direto, quando a tensão média é uma importante variável, recomenda-se o emprego de corpos de prova carregados na direção axial, como está indicado na parte (c) da Figura 119. É este o caso de carga em asa de avião, em que as tensões flutuantes se superpõem em ambas as tensões médias de tração (película inferior da asa) e de compressão (película superior da asa).

As máquinas para ensaio de fadiga devem dispor de mecanismos de aplicação e medida da carga, assim como de um contador para medir e registrar o número de ciclos aplicados. Devem possuir igualmente um dispositivo que desligue automaticamente o contador quando o corpo de prova romper.

O tipo tradicional de ensaio de fadiga corresponde ao sistema desenvolvido por WÖHLER de dobramento ou flexão rotativa, em que o corpo de prova é mantido preso apenas numa de suas extremidades, a outra ficando em balanço ou com ambas as extremidades apoiadas em suportes especiais. No primeiro caso, carrega-se a extremidade em balanço; no segundo caso, a carga é feita por intermédio de dois mancais equidistantes do centro do vão. A Figura 120<sup>(79)</sup> representa esquematicamente esse sistema.



**Figura 120** Representação esquemática do carregamento para ensaio de fadiga por dobramento para rotativo: (a) sistema de balanço Wöhler; (b) sistema de dobramento rotativo sobre apoios.

Um motor gira o corpo de prova. As fibras superiores deste, que gira, estão constantemente sob compressão, ao passo que suas fibras inferiores estão sempre sob tração. Tem-se, assim, a formação de um ciclo completo de tensões reversíveis em todas as fibras do corpo de prova, durante cada revolução.

O valor do esforço na fibra externa é calculado pela equação

$$F = \frac{M}{I} \cdot \frac{v}{v}$$

onde

M = momento fletor = P · L

P = carga aplicada

L = distância entre o eixo do peso da carga e o plano central do corpo de prova

I = momento de inércia da secção

v = distância da fibra externa à fibra neutra interna

A carga inicial aplicada não deve ser menor do que a necessária para desenvolver uma tensão equivalente a 3/4 da resistência à tração do material.

A tensão aplicada na secção crítica do corpo de prova é calculada a partir da carga usada, utilizando a fórmula simples da viga.

A velocidade de rotação, ou seja, a frequência de aplicação da tensão geralmente varia de 500 a 10.000 rpm<sup>(80)</sup>.

O processo é repetido para cada tipo de carga e tensão resultante; cada corpo de prova é, pois, sujeito a tensões decrescentes até a sua ruptura ou até que se tenha atingido um número especificado de ciclos de aplicação da carga.

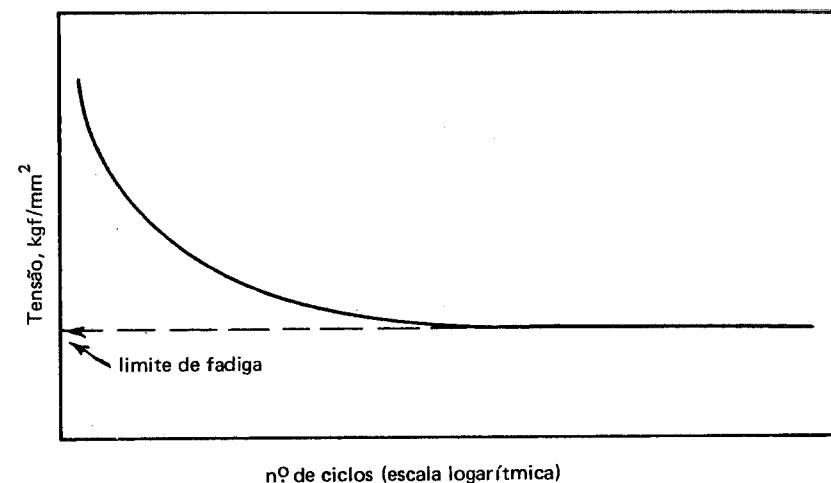
Verifica-se que, à medida que a tensão é diminuída, o tempo decorrido aumenta; chega-se, assim, a uma tensão para a qual, se o esforço cíclico for repetido um número infinitamente grande de vezes, o corpo de prova não rompe.

A tensão correspondente é chamada "limite de fadiga".

Colocando em gráfico o número de ciclos, em escala logarítmica nas abscissas e as tensões em ordenadas, chega-se aos conhecidos diagramas S-N<sup>(\*)</sup>, cujo aspecto é mostrado na Figura 121. Nota-se como é fácil determinar o limite de fadiga, o qual corresponde à tensão para a qual a curva S-N torna-se horizontal.

(\*) "S" = "stress" = tensão.

"N" = número de ciclos.



nº de ciclos (escala logarítmica)

Figura 121 Curva S-N de fadiga.

O número de ciclos é especificado para cada material, de modo a não se prolongar demasiadamente o ensaio. Para aços, por exemplo, ensaiados ao ar, os ciclos escolhidos se situam entre  $10 \cdot 10^6$  e  $20 \cdot 10^6$ <sup>(80)</sup>.

A rigor, entre as ligas metálicas, os aços de baixo carbono têm um limite de fadiga mais ou menos definido, ou seja, o aspecto da curva S-N é o da Figura 121.

Comportamento semelhante é encontrado em algumas ligas de alumínio envelhecidas por precipitação, certas ligas de titâniu e de magnésio<sup>(81)</sup>.

Na maioria dos metais e ligas, entretanto, a curva S-N cai constantemente, embora com inclinação decrescente, até atingir um elevado número de ciclos ( $10^{10}$ , um dos mais altos aplicados em experiências de laboratório). Não há, portanto, para esses materiais, um limite de fadiga definido. Neles, especifica-se a "resistência à fadiga", para um determinado número de ciclos<sup>(81)</sup>.

Além do sistema mencionado de determinação da fadiga, existem inúmeros outros sistemas assim como máquinas.

Um desses outros tipos de máquinas está representado na Figura 122<sup>(77)</sup>.

O sistema é chamado "amplitude constante".

Como se vê, a manivela de curso é ajustável e controla a carga, a qual é transmitida ao corpo de prova por intermédio da viga de transmissão. Para cada ensaio, o ajuste é constante e a carga sobre o corpo de prova é medida por deflexão da viga de transmissão. O prato fixo regula, através de um

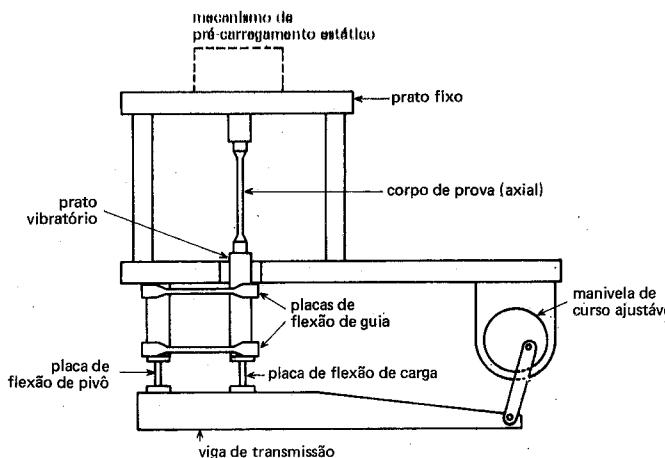


Figura 122 Máquina de amplitude constante para ensaio de fadiga.

mecanismo hidráulico ou de parafusos, a pré-carga estática. As placas de flexão previnem qualquer movimento transversal do prato vibratório, de modo a assegurar um movimento sinusoidal num único plano.

Não cabe, dentro dos objetivos desta obra, fazer uma descrição de todos os tipos de máquinas desenvolvidas no sentido de estudar o fenômeno de fadiga dos metais.

Desde que a fadiga foi detectada como uma das mais importantes causas de ruptura de componentes mecânicos em serviço, o estudo do fenômeno tem sido objeto de muitos trabalhos e pesquisas, o que está, aliás, comprovado pela farta literatura existente.

Desse modo, seria de se esperar que constantemente se desenvolvam novos sistemas e processos para avaliar o comportamento à fadiga dos metais.

Na verdade, como em qualquer outro método de determinação de propriedades mecânicas para controle de qualidade, o ideal seria medir-se essas propriedades utilizando-se peças reais, em lugar de amostras ou corpos de prova especialmente confeccionados.

No caso da fadiga, isso tem sido feito em alguns componentes de máquinas e veículos, como molas, amortecedores etc.

Na maioria das vezes, contudo, são utilizadas apenas amostras e, dada a grande complexidade do fenômeno de fadiga, diferentes sistemas de aplicação de cargas, assim como corpos de prova de formas diversas.

Geralmente o gráfico S-N representa apenas uma curva aproximada que pode, inclusive, afastar-se muito do comportamento real do material. Para avaliar a resistência ou o limite de fadiga mais precisamente, introduziu-se

o procedimento estatístico, relativo aos resultados obtidos em ensaios de um determinado número de corpos de prova, sob uma série de níveis de tensões devidamente escolhidos.

Assim, se para cada nível de tensão, com um número suficiente de pontos representativos dos valores obtidos nos ensaios, se construir um gráfico onde, em ordenadas, é lançado o número de corpos de prova que falharam e em abscissas (em escala logarítmica) o número de ciclos, o resultado é a curva de distribuição normal, mostrada na Figura 123<sup>(82)</sup>.

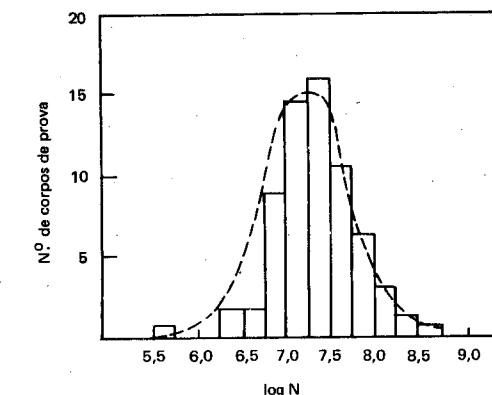


Figura 123 Curva de distribuição da vida por fadiga.

A partir dos dados obtidos nessa figura, pode-se construir um outro gráfico onde famílias de curvas S-N são traçadas, para diversas probabilidades de ruptura. O aspecto desse novo gráfico está representado na Figura 124<sup>(82)</sup>.

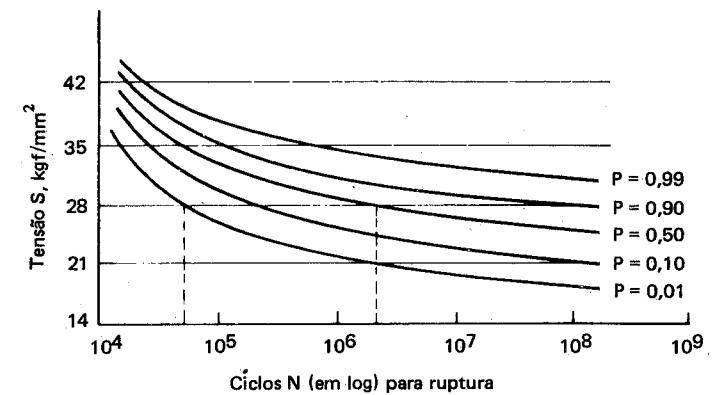


Figura 124 Relações "resistência à fadiga-ciclos" para diversas probabilidades de falha.

Na figura, a curva média  $P = 0,50$  representa o valor médio da vida por fadiga, para cada nível de tensão. Isso significa que cada uma das curvas representa uma probabilidade específica de fratura. Por exemplo, para uma tensão máxima de 280 MPa (28 kgf/mm<sup>2</sup>) 1% dos corpos de prova romperiam com um número de ciclos entre  $10^4$  e  $10^5$  e 50% romperiam com um número de ciclos superior a  $10^6$ .

Em outras palavras, a representação do fenômeno de fadiga, sob o ponto de vista quantitativo, não pode ser feita por intermédio apenas de valores isolados. A relação S-N deve ser considerada como uma família de curvas, cada uma das quais corresponde a uma certa probabilidade  $P$  de ruptura.

**2.1 Corpos de prova para ensaio de fadiga** São inúmeros, como já foi mencionado, os tipos de corpos de prova empregados nos ensaios de fadiga<sup>(79)(83)(84)</sup>.

A maior parte comprehende os tipos em que se procura evitar fatores concentradores de tensão, tais como mudanças bruscas de forma, entalhes, filetes agudos, rasgos de chaveta, roscas, orifícios e peculiaridades semelhantes, que dão origem a altas tensões localizadas.

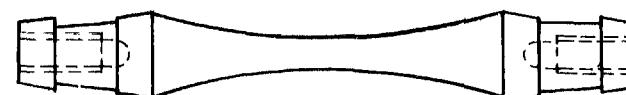
Contudo, algumas vezes se colocam propositalmente certas dessas peculiaridades, como entalhes, exatamente com o objetivo de criar condições de concentração de tensões, de modo a estudar sua influência no comportamento à fadiga dos metais. O termo freqüentemente empregado para definir essa condição é "sensibilidade ao entalhe".

As vantagens de tais corpos de prova entalhados reside no fato de que os fatores de concentração de tensões não podem ser evitados em peças de máquinas e, em alguns casos, metais que mostram uma resistência à fadiga moderada, determinada em corpos de prova sem entalhes, mas com baixa sensibilidade ao entalhe, são mais aconselháveis do que metais com resistência à fadiga maior, determinada em corpos de prova sem entalhe, mas com alta sensibilidade a fatores de concentração de tensões.

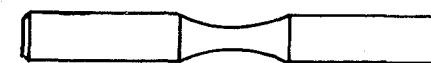
Alguns tipos de corpos de prova empregados nos ensaios de fadiga dos metais estão indicados na Figura 125.

**3 Fatores que influem na resistência à fadiga dos metais** Os ensaios de laboratório realizados com o objetivo de determinar o comportamento dos metais a esforços que produzam fadiga têm inúmeras limitações, embora possam prever aquele comportamento, tomadas as devidas cautelas. Além dos fatores já mencionados, podem influenciar os resultados fatores como as condições de aplicação da frequência, a temperatura, acabamento e proteção superficial, meio ambiente e inúmeros outros.

Serão discutidos alguns aspectos ligados a esses fatores, considerando-se a sua influência, separadamente, em ensaios de laboratório.



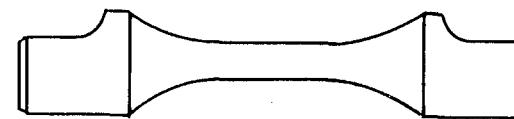
corpo de prova R.R. Moore para ensaio de flexão rotativa de apoio



corpo de prova Schenck para ensaio de flexão rotativa



corpo de prova Schenck para flexão plana



corpo de prova Schenck de torção

Figura 125 Alguns tipos de corpos de prova para ensaio de fadiga.

**3.1 Efeito da composição e das condições de fabricação** O limite de fadiga depende da composição, da estrutura granular, das condições de conformação mecânica, do tratamento térmico etc. dos metais. A Figura 126<sup>(80)</sup> mostra os resultados obtidos para vários materiais.

A Tabela 22<sup>(80)</sup> apresenta o limite de fadiga de algumas ligas, em diferentes condições de fabricação. Está igualmente indicada a resistência à tração, de modo a poder estabelecer a relação entre as duas propriedades, relação essa chamada "relação fadiga".

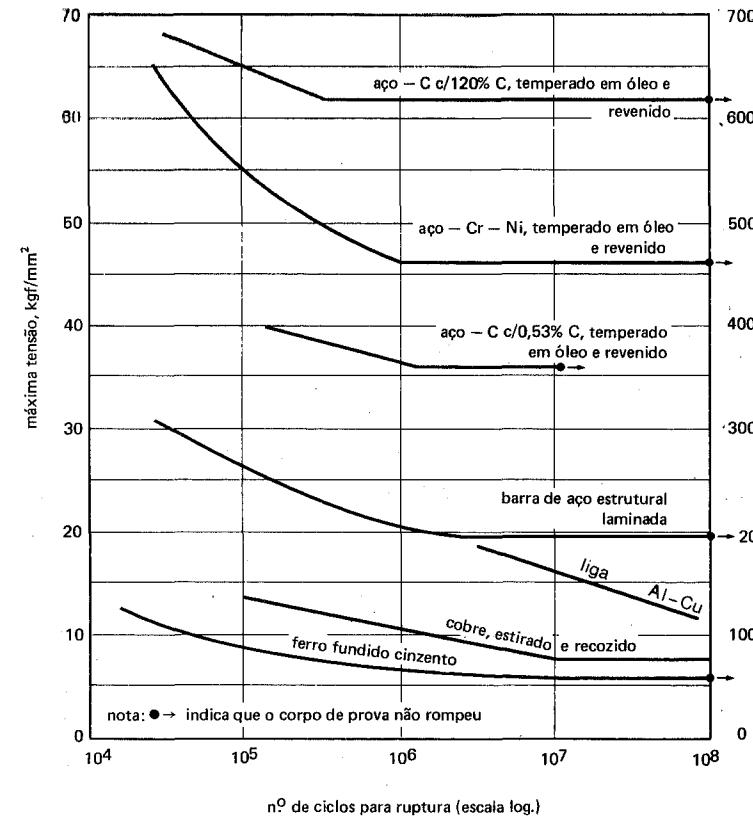


Figura 126 Curvas S-N típicas para metais sob tensão de flexão reversível

Como se verifica, nos aços a relação de fadiga varia de 0,40 a 0,50 mais ou menos, ao passo que nas ligas não-ferrosas é sempre inferior a aproximadamente 0,30.

Do mesmo modo, o tratamento térmico adequado aumenta não somente a resistência estática, como também o limite de fadiga, principalmente nas ligas ferrosas.

O encruamento dos aços dúcteis aumenta o limite de fadiga na mesma proporção que a resistência à tração, o que nem sempre ocorre com as ligas não-ferrosas.

**3.2 Efeito da frequência da tensão cíclica** Este fator vem sendo objeto de constantes estudos, principalmente devido à tendência de aumentar-se as velocidades das diversas máquinas empregadas no estudo do fenômeno de fadiga.

TABELA 22  
LÍMITE DE FADIGA E "RELAÇÃO DE FADIGA" DE VÁRIOS METAIS

Ligas metálicas	Resistência à tração MPa	kgf/mm <sup>2</sup>	Limite de fadiga MPa	kgf/mm <sup>2</sup>	Relação de fadiga
Aço, 0,18% C, laminado a quente	432	43,6	213	21,5	0,49
Aço, 0,24% C, temperado e revenido	465	46,9	203	20,5	0,44
Aço, 0,32% C, laminado a quente	453	45,7	216	21,8	0,48
Aço, 0,38% C, temperado e revenido	631	63,7	231	23,3	0,37
Aço, 0,93% C, recocido	580	58,6	210	21,2	0,36
Aço, 1,02% C, temperado	1382	139,6	724	73,1	0,51
Aço SAE 2341 ao Ni, temperado	1944	196,3	772	78,0	0,40
Aço fundido, 0,25% C no estado fundido	463	46,7	186	18,7	0,40
Cobre, recocido	223	22,5	69	7,0	0,31
Cobre, laminado frio	359	36,2	110	11,1	0,31
Lataço 70-30, laminado a frio	505	51,0	121	12,2	0,24
Liga de Al 2024, T-36	496	50,1	124	12,5	0,25
Liga de Mg AZ63A	276	27,9	76	7,7	0,27

NOTA O limite de fadiga foi determinado por intermédio de ensaio de flexão rotativa.

Entre os estudiosos que se têm dedicado ao assunto podem ser mencionados<sup>(80)</sup>: REYNOLDS, HOPKINSON, EDEN, HAIGH, JENKIN, MOORE, KROUSE, KORBER, HEMPEL e inúmeros outros.

Estudos de KORBER e HEMPEL em tensão direta a 450 ciclos/min. e a 26.000 ciclos/min. indicaram, para vários tipos de aço ao carbono e de baixo teor em liga que de 450 a 26.000 ciclos houve um acréscimo da resistência à fadiga variável de 2 a 16%, com uma exceção, em que ocorreu uma ligeira queda.

Para freqüências muito elevadas, JENKIN<sup>(80)</sup> realizou ensaios em fios de cobre, ferro Armco e aço, com freqüências até 120.000 ciclos por minuto. Notou-se apenas ligeiro aumento do limite de fadiga. Com freqüências ainda mais elevadas, até cerca de um milhão de ciclos por minuto, acréscimos adicionais do limite de fadiga, em dobramento simples, também foram observados.

Outro fato observado, nos vários estudos realizados, diz respeito ao modo da ocorrência da fratura: em aços de baixo carbono, há indícios que para freqüências muito elevadas, a fratura muda da normal transcrystalina para intercristalina.

É preciso lembrar que o método de ensaio pode influir nesses resultados.

Não se tem uma explicação muito clara ou precisa das razões dessa influência da freqüência: aparentemente, freqüências paulatinamente mais elevadas provocam um aumento do atrito interno do material, o que causaria maior resistência à deformação<sup>(80)</sup>.

**3.3 Efeito da temperatura** No caso de baixas temperaturas, experiências realizadas com a liga Monel, aços inoxidáveis e aços com 3,5% de níquel, levaram à conclusão de que a resistência à fadiga não é apreciavelmente afetada a temperaturas até  $-40^{\circ}\text{C}$ <sup>(80)</sup>.

A Figura 127<sup>(80)</sup> mostra o efeito da temperatura na resistência à fadiga e também na resistência à fluência e resistência à tração de um aço-carbono com 0,17% carbono.

O gráfico traçado permite ver que o limite de fadiga e a resistência à tração do material são propriedades que se relacionam diretamente.

Nota-se ainda que até uma temperatura de aproximadamente  $380^{\circ}\text{C}$ , o limite de fadiga é menor que a resistência à fluência, o que significa que entre a temperatura ambiente e cerca de  $380^{\circ}\text{C}$ , a resistência à fadiga é mais importante para o engenheiro que a resistência à fluência.

Comportamento idêntico é notado em aços de alto teor em liga, para aplicações em altas temperaturas.

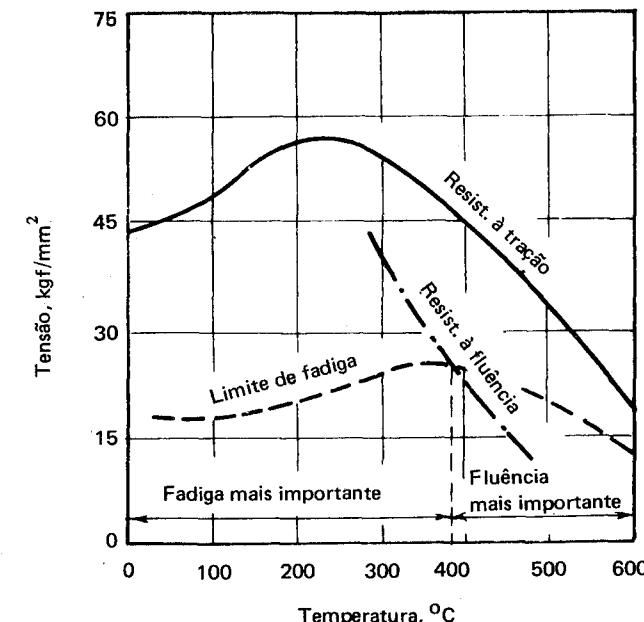


Figura 127 Efeito de temperaturas elevadas na resistência à fadiga e à fluência de um aço com 0,17% C.

Experiências de MOORE com ferro fundido mostraram um comportamento diferente<sup>(80)</sup>. A resistência à tração de um determinado ferro fundido, sob ação de carga estática prolongada durante 12 a 72 horas, caiu de 310 MPa (21 kgf/mm<sup>2</sup>) a  $15^{\circ}\text{C}$  para cerca de 44 MPa (4,4 kgf/mm<sup>2</sup>) a  $705^{\circ}\text{C}$ , enquanto o limite de fadiga caiu apenas de 84 MPa (8,4 kgf/mm<sup>2</sup>) para 52 MPa (5,2 kgf/mm<sup>2</sup>), dentro das mesmas alterações de temperatura.

Isso pode significar que a resistência à fadiga do ferro fundido a altas temperaturas supera a resistência à tração a essas temperaturas e que a perda de resistência à fadiga devido a acréscimo de temperatura é menor no ferro fundido que no aço.

**3.4 Efeito das dimensões** Pelas experiências realizadas por diversos pesquisadores — MOORE, LYON, ALLEMAN, FAULHABER, PETERSON, HORGER e outros<sup>(80)</sup> — não se tem uma conclusão precisa do efeito das dimensões na resistência à fadiga de peças ou corpos de prova de secções planas.

Apesar disso, não se pode descartar a hipótese de que haja um efeito das dimensões das peças sobre a fadiga em dobramento cíclico e em torção cíclica.

A Figura 128<sup>(80)</sup> constitui uma tentativa de representar o efeito dimensional na torção e dobramento cíclicos.

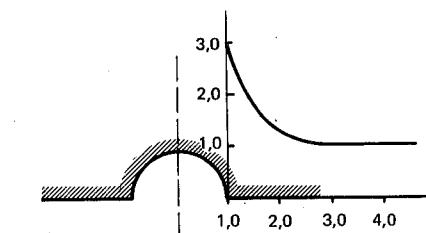
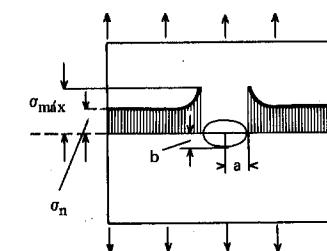
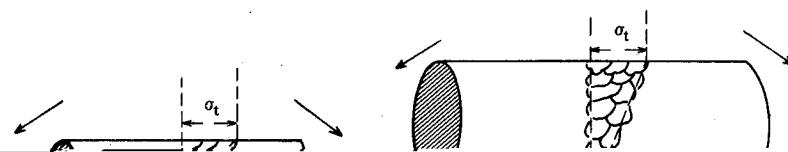


TABELA 23

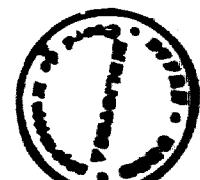
**EFEITO DA CONCENTRAÇÃO DE TENSÕES SOBRE O LIMITE DE FADIGA EM DOBRAMENTO ROTATIVO**

Diâmetro do corpo de prova d, mm	Raio de concordância r, mm	Relação r/d	Limite de fadiga $\sigma_f$		Redução de $\sigma_f$ %	Observações
			MPa	kgf/mm <sup>2</sup>		
6,985 (0,275")	250	36	343	34,3	3	Sem concentração de tensões
	25,4	3,5	332	33,2		Concentração de tensões
	6,35	0,9	312	31,2		Idem
	0	0	168	16,8		Idem
6,985	entalhe em V	0	133	13,3	61	Idem

TABELA 24

**EFEITO DA CONCENTRAÇÃO DE TENSÕES SOBRE A RESISTÊNCIA À FADIGA DEVIDA À PRESENÇA DE FUROS TRANSVERSAIS EM DOBRAMENTO ROTATIVO E DOBRAMENTO SIMPLES**

Material	Condição	Limite de fadiga em dobramento rotativo		Limite de fadiga em dobramento		Limite de resistência à tração	
		MPa	kgf/mm <sup>2</sup>	MPa	kgf/mm <sup>2</sup>	MPa	kgf/mm <sup>2</sup>
Aço 0,02% C	sem orifício	182	18,2	168	16,8	297	29,7
	com orifício	91	9,1	140	14,0		
Aço 0,37% C	sem orifício	231	23,1	224	22,4	504	50,4
	com orifício	—	—	189	18,9		
Aço 1,2% C	sem orifício	350	35,0	285	28,5	820	82,0
	com orifício	—	—	280	28,0		
Aço 3,5% Ni	sem orifício	448	44,8	399	39,9	826	82,6
	com orifício	—	—	343	34,3		
Aço Ni-Cr	sem orifício	476	47,6	378	37,8	966	96,6
	com orifício	—	—	350	35,0		



Estudos experimentais indicaram a mesma tendência, ou seja, queda da resistência à fadiga em menor grau devido à presença dessas descontinuidades em amostras de ferro fundido e ligas não-ferrosas, do que se esperava por deduções teóricas.

**3.6 Efeito das condições superficiais** THOMAS<sup>(80)</sup> realizou estudos nesse sentido, em aço com 0,33% de carbono, no estado normalizado, cujos resultados estão resumidos na Tabela 25, onde estão indicadas as condições de acabamento, representadas pela profundidade de irregularidade  $p$  e o raio do fundo  $r$ .

TABELA 25

REDUÇÃO DO LIMITE DE FADIGA DE UM AÇO COM 0,33% C EM CONSEQUÊNCIA DE VÁRIOS ACABAMENTOS DE USINAGEM

Acabamento	Profundidade da irregularidade $p$ , mm	Relação $p/r$	Redução do limite de fadiga, %
Torneado	0,0432	0,32	12
Lima grossa	0,0216	2,00	19
Lima bastarda	0,188	0,8-1,0	14
Lima fina	0,0102	1,0	7,5
Esmerril grosso	0,0114	0,5	6
Esmerril fino	0,0038	maior que 1	2-3
Retificado	0,0051	—	4
Riscos acidentais	0,031-0,020	0,3-1,5	16

O gráfico da Figura 130 mostra o efeito das condições da superfície sobre o limite de fadiga de diversos tipos de aço. Os dados que permitiram traçar o gráfico estão representados na Tabela 26 e foram obtidos em ensaio de dobramento rotativo.

**3.7 Efeito do tratamento superficial** Vários métodos vêm sendo utilizados para melhorar a resistência à fadiga dos metais. Entre eles destacam-se os tratamentos superficiais, cujos objetivos iniciais, como é do conhecimento geral, são aumentar a dureza e a resistência ao desgaste superficiais. Como consequência das tensões de compressão que esses tratamentos introduzem nas peças assim tratadas, a resistência à fadiga é melhorada igualmente.

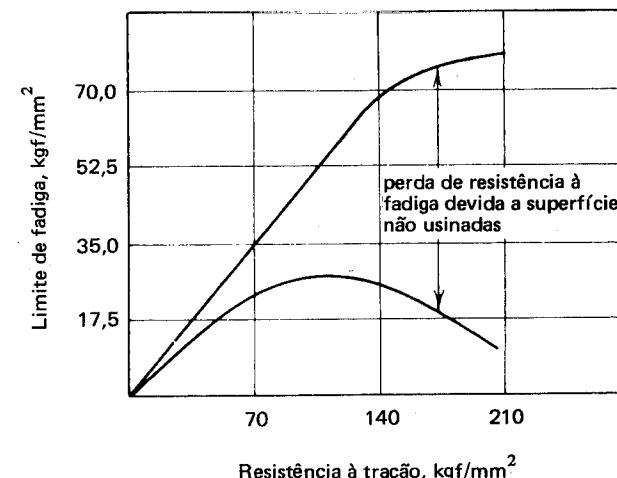


Figura 130 Resistência à fadiga de superfícies usinadas e não usinadas.

TABELA 26

EFEITO DE SUPERFÍCIES NÃO USINADAS SOBRE O LIMITE DE FADIGA DE AÇOS

Material	Limite resistência à tração		Dureza Brinell	Limite de fadiga				
	MPa	kgf/mm²		No estado forjado		No estado usinado		
				MPa	kgf/mm²	MPa	kgf/mm²	
Aço 0,20% C	472	47,2	135	190	19	223	22,3	
Aço 0,40% C	710	71,0	205	260	26	330	33,0	
Aço 3% Ni	925	92,5	274	235	23,5	510	51,0	
Aço Ni-Cr	1036	103,6	303	283	28,3	510	51,0	
Aço Ni-Cr	1850	185,0	325	147	14,7	770	77,0	
Aço Ni-Cr-Mo	2170	217,0	580	130	13,0	770	77,0	

Esses tratamentos superficiais podem ser divididos em dois grupos: os que envolvem modificações químicas ou metalúrgicas, tais como camentação, nitretação e endurecimento por chama ou por indução e os que envolvem modificações estruturais superficiais, tais como encruamento, jacto-percussão etc.

A Tabela 27<sup>(80)</sup> apresenta o efeito da camentação sobre o limite de fadiga de aços típicos de camentação.

TABELA 27

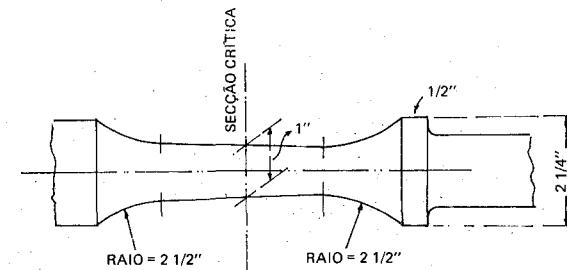
EFEITO DA CEMENTAÇÃO SOBRE O LIMITE DE FADIGA DE AÇOS

Tipo de aço	Diâm. do corpo de prova mm	Condição do aço	Limite de resistência à tração		Límite de fadiga kgf/mm <sup>2</sup>
			MPa	kgf/mm <sup>2</sup>	
0,15% C 0,15% C	8 8	Normalizado Cementado, temperado em água e reverrido	438	43,8	250 59,5
0,17% C e 3,6% Ni Idem	8 8	Normalizado Cementado, temperado em água e reverrido	525	52,5	336 33,6
0,13% C e 5,1% Ni Idem	8 8	Normalizado Cementado, temperado em água e reverrido	574	57,4	840 378 861 37,8 86,1

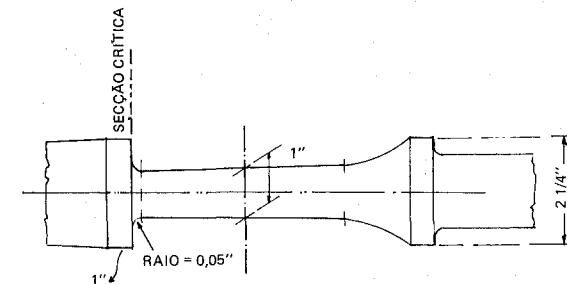
Os resultados, devidos a estudos de WOODVINE, são relativos a ensaio de dobramento rotativo. Um dos inconvenientes do tratamento de cimentação, com o objetivo de aumentar a resistência à fadiga dos aços está relacionado com o fato de que, às vezes, ocorre empenamento das peças cementadas, em virtude da têmpera subsequente. Há, pois, necessidade de proceder-se a uma operação de endireitamento, a qual pode causar fissuras imperceptíveis na camada cementada, com a consequente e inevitável concentração de tensões.

Por isso, a nitretação é o processo de tratamento superficial mais eficiente e preferido. A nitretação, além de ser levada a efeito a temperaturas bem inferiores às de cimentação, não exige têmpera posterior, diminuindo o risco de empenamento. Além disso, o processo resulta em maior porcentagem de aumento da resistência à fadiga de peças entalhadas ou com secções diferentes, unidas por curvas de concordância.

LESELLS e PETERSON<sup>(80)</sup>, em corpos de prova de uma polegada de secção crítica (cujo desenho) esquemático da região central está indicado na Figura 131 de aço Ni-Cr-Mo, com 260 de dureza Brinell no núcleo, submetidos a ensaio de dobramento rotativo, obtiveram os resultados que estão indicados na Tabela 28.



(a) TIPO SEM CONCENTRAÇÃO DE TENSÃO



(b) TIPO COM CONCENTRAÇÃO DE TENSÃO

Figura 131 Parte central das barras utilizadas no ensaio de dobramento rotativo de fadiga.

TABELA 28

TRETAÇÃO SOBRE O LIMITE DE FADIGA DE AÇO NI-CR-NI

Raio de concordância	Condição da barra	Resist. à tração do núcleo		Limite de fadiga	
		MPa	kgf/mm <sup>2</sup>	MPa	kgf/mm <sup>2</sup>
—	não nitretada	910	91	472	47,2
0,05"	idem	910	91	224	22,4
—	nitretada	910	91	497	49,7
0,05"	idem	910	91	472	47,2

Nota-se a grande melhora provocada pela nitretação na barra (b), ou seja, com filete que produz concentração de tensão. Na barra (a), a melhora não foi tão sensível, porque nela a distribuição das tensões é mais uniforme.

A nitretação líquida ou em banho de sal produz, aparentemente, resultados mais satisfatórios ainda, como a Figura 132<sup>(85)</sup> comprova. Isso porque a camada é ligeiramente mais espessa e contém, além do nitrogênio, carbono, o primeiro predominando.

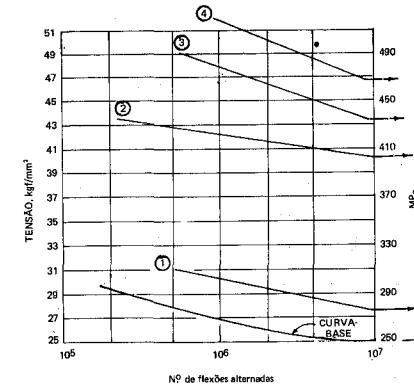


Figura 132 Efeito da nitretação líquida sobre o limite de fadiga de aço com 0,15% C. A "curva-base" corresponde a aço não tratado, o qual submetido à carga de 25 kgf/mm<sup>2</sup> rompeu depois de 10 milhões de flexões alternadas; a curva (1) corresponde a aço nitretado a 600°C, 30 min e esfriado em salmoura; a curva (2) a aço nitretado a 570°C, 90 min e esfriado em banho de sal; a curva (3) a aço nitretado a 570°C, 90 min e esfriado ao ar; a curva (4) a aço nitretado a 570°C min e esfriado em salmoura. O esfriamento em salmoura, após a nitretação, é vantajoso.

A Figura 133<sup>(80)</sup> explica, de certo modo, os motivos porque a nitreta-

Como nas superfícies endurecidas por nitretação (assim como por cementação), as falhas ocorrem sempre abaixo da superfície, na junção entre a camada endurecida e o núcleo pode-se extrair da figura a seguinte equação

$$(\sigma_a)_f = \frac{1}{(d/2\delta)^{-1}}$$

onde

$(\sigma_a)_f$  = aumento do limite de fadiga devido à nitretação

$\delta$  = espessura da camada nitretada

$\sigma_f$  = limite de fadiga do material do núcleo

Para o caso particular das barras com filete (ou seja, com concentração de tensão), da Tabela 28, tem-se:

$$d = 1"$$

$$\delta = 0,025"$$

$$(\sigma_f)_a = 1/19 \text{ ou } 5,3\%.$$

O tratamento mecânico de jacto-percussão consiste em submeter-se as superfícies metálicas a uma corrente, sob pressão e a alta velocidade, de grânulos de aço ou outro material de alta dureza. O resultado desse tipo de bombardeamento sobre a superfície metálica consiste na formação de pequenas e arredondadas depressões, que causam como que um estiramento radial da superfície, com consequente deformação plástica desta no momento do contato<sup>(86)</sup>.

Esse efeito se estende até pouco abaixo da superfície a uma profundidade que chega a 0,25 mm. Abaixo dessa camada deformada o metal não está deformado plasticamente.

Os golpes dos grânulos são seguidos de rebotes da superfície para que se restabeleça o equilíbrio; nesse estado de equilíbrio, a superfície metálica está sob compressão residual, paralela à superfície, ao passo que o metal debaixo dela está sob tração.

As tensões superficiais de compressão podem ser várias vezes maiores que as de tração e elas atuam no sentido de compensar ou contrabalançar uma tensão de tração como a que é imposta por um esforço de dobramento, o que melhora apreciavelmente o limite de fadiga.

Por outro lado, operações de retificação ou de tratamento térmico afetam a distribuição das tensões na superfície metálica. O jacto-percussão,

além dos efeitos acima expostos, atua no sentido de melhorar a distribuição dessas tensões, eliminando possíveis causas de aceleração do fenômeno de fadiga.

Finalmente, foi comprovado experimentalmente que o processo é muito eficaz na redução do efeito pernicioso da concentração de tensões causadas por filetes, entalhes, defeitos superficiais, descarbonatação superficial etc.

O tratamento jacto-percussão é muito empregado em molas helicoidais depois de temperadas e revenidas.

Outro ponto de grande significado prático sob o ponto de vista da influência do tratamento superficial na fadiga dos metais está relacionado com a diferença entre os conceitos "resistência à fadiga" ou "limite de fadiga" e "vida por fadiga".

A Figura 134<sup>(80)</sup> explica mais claramente esse fato.

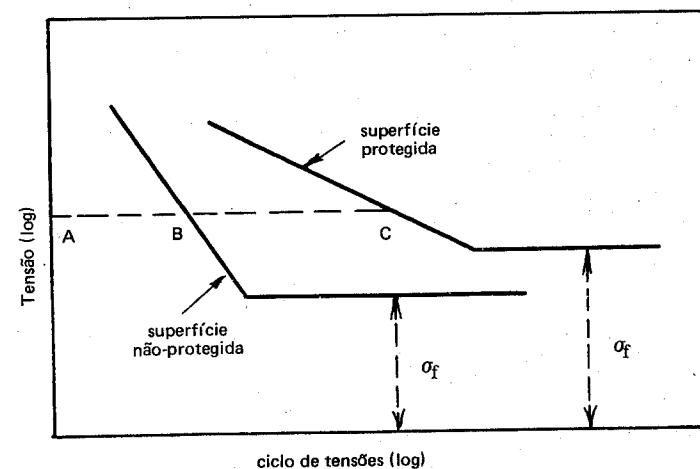


Figura 134 Representação da vida por fadiga em superfícies protegidas e não-protegidas.

A posição das curvas da figura está representando corretamente a influência do tratamento superficial, pois a superfície protegida apresenta maior limite de fadiga. A maior diferença reside, contudo, no fato de que, estando mais deslocada para a direita, a "vida por fadiga" do material representado por essa curva é maior.

Em outras palavras, embora a resistência à fadiga da superfície tratada não seja muito maior do que a da superfície não-protegida, como está indicado pelos valores de  $\sigma_f$  e  $\sigma'_f$ , sua "vida por fadiga" é maior, como se pôde ver pela diferença entre AC e AB, acentuada pela diferença de inclinação dos trechos iniciais das duas curvas.

**3.8 Efeito do meio** O meio ambiente produz nas substâncias metálicas o conhecido fenômeno da corrosão. A corrosão é essencialmente um processo de oxidação, ou seja, é necessária a presença de substâncias oxidantes para que o processo se inicie e continue.

A “corrosão por fadiga”, portanto, é um processo que submete o metal à ação simultânea de oxidação e tensões cíclicas.

Ambos os fenômenos causam danos severos nos metais quando atuando separadamente. Desse modo, a ação simultânea dos dois fenômenos deve forçosamente causar danos muito maiores.

No caso da corrosão simples, que poderia ser chamada estática, resultam certos produtos que aderem à superfície dos metais, os quais, em alguns casos, podem retardar o processo corrosivo. Se, contudo, à corrosão se associarem tensões cíclicas, as tensões resultantes tendem a quebrar ou tornar mais permeável qualquer película superficial que se tenha formado, acelerando com isso o processo corrosivo.

A ação conjunta das duas causas produz pequenas mas profundas crateras que levam à formação de fissuras minúsculas, às vezes imperceptíveis e indistintas das fissuras comuns de fadiga.

A Tabela 29<sup>(80)</sup> apresenta dados de resistência à fadiga de diversas ligas metálicas, sob condições diferentes de meio ambiente.

Como se vê, todas as ligas são afetadas pelo meio corrosivo, com exceção do bronze ao berílio e do bronze fosforoso, que são ligas não-ferrosas resistentes à corrosão. Admite-se, nesses casos, que o ligeiro aumento da resistência à fadiga é devido à ação do borrifo, o qual atuaria como refri- gerante em materiais caracterizados por alta resistência à corrosão.

Experiências realizadas por McADAM<sup>(83)</sup>, em corpos de prova de aço Cr-Ni tratado termicamente, de modo a apresentar um limite de resistência à tração de 980 MPa (98 kgf/mm<sup>2</sup>), submetidos a ensaios de fadiga em diversos meios e condições, mostraram os resultados indicados na Tabela 30.

Vários processos são empregados para diminuir os danos causados pela “corrosão por fadiga” ou “fadiga sob corrosão”. Geralmente deve-se escolher materiais que possuam propriedades de resistência à corrosão, de preferência às propriedades relacionadas com a fadiga. Por exemplo, os aços inoxidáveis, o bronze ou a liga cobre-berílio provavelmente apresentarão melhores condições de trabalho, quando sujeitos à ação simultânea de corrosão e fadiga, do que os aços tratados termicamente.

A aplicação de revestimentos superficiais metálicos ou não-metálicos pode igualmente atenuar a corrosão por fadiga, desde que as camadas protetoras resultantes não sofram ruptura durante a aplicação de tensões cíclicas.

**TABELA 29**  
**RESISTÊNCIA À FADIGA POR CORROSÃO DE VÁRIAS LIGAS**

	Mpa kgf/mm <sup>2</sup>	Limite de resistência tração	Mpa kgf/mm <sup>2</sup>	Limite fadiga ao ar	Mpa kgf/mm <sup>2</sup>	Resist. à fadiga em borrifo salino	Mpa kgf/mm <sup>2</sup>	Ciclos de duração
Aço doce	—	—	226	22,6	17,5	1,75	100,10 <sup>6</sup>	
Aço 0,5% C	995	99,5	392	39,2	61,2	6,12	50,10 <sup>6</sup>	
Aço 15% Cr	680	68,0	385	38,5	144	14,4	50,10 <sup>6</sup>	
Aço 17% Cr e 1% Ni	855	85,5	515	51,5	193	19,3	50,10 <sup>6</sup>	
Aço 18% Cr e 8% Ni	1040	104	375	37,5	250	25,0	50,10 <sup>6</sup>	
Bronze ao Be	660	66,0	256	25,6	272	27,2	50,10 <sup>6</sup>	
Bronze fosforoso	435	43,5	155	15,5	182	18,2	50,10 <sup>6</sup>	
Liga de Mg (2,5% Al)	259	25,9	106	10,6	desprezível	desprezível	50,10 <sup>6</sup>	
Duralumínio	441	44,1	144	14,4	53	5,3	50,10 <sup>6</sup>	

TABELA 30

## RESULTADOS DE ENSAIOS DE FADIGA EM DIVERSOS MEIOS E CONDIÇÕES

Condições do ensaio	Limite de fadiga	
	MPa	kgf/mm <sup>2</sup>
Sem corrosão	490	49,0
Corpo de prova submetido à ação de água potável durante 10 dias e, em seguida, ensaiado à fadiga ao ar	320	32,0
Corpo de prova submetido à ação de água potável durante 10 dias sob um esforço alternado de 40 MPa, depois ensaiando à fadiga ao ar	270	27,0
Corpo de prova submetido a ensaio como no caso anterior, porém sob um esforço alternado de 50 MPa	250	25,0
Idem, idem, porém sob esforço alternado de 60 MPa	220	22,0
Idem, idem, porém sob esforço alternado de 80 MPa	190	19,0
Ensaio de fadiga sob a corrosão em água potável	110	11,0

Os revestimentos de zinco e cádmio sobre o aço e os revestimentos de alumínio em algumas ligas de ferro mostraram-se eficientes em muitas aplicações em que ocorre simultaneamente corrosão e fadiga. Contudo, em ensaios de fadiga realizados ao ar, tais revestimentos podem ocasionar até um efeito contrário, ou seja, uma queda da resistência à fadiga<sup>(87)</sup>.

Resumindo: a nitretação é um dos meios mais eficazes de tratamento superficial para reduzir a corrosão por fadiga.

Alguns inibidores de corrosão igualmente atuam eficientemente. Finalmente, na corrosão por fadiga, é essencial um cuidadoso projeto das peças para evitar concentração de tensões.

**3.9 Efeito do atrito** Quando duas superfícies metálicas estão em contato mútuo, como num conjunto mecânico em que se realizou uma ajustagem forçada das partes, e ficam sujeitas a vibração, pode ocorrer um tipo de corrosão chamado "corrosão por atrito"<sup>(80)</sup>.

O fenômeno é, de certo modo, mais relacionado com o desgaste, mas difere deste pelo fato das duas superfícies estarem sempre em contato e a sua velocidade relativa de movimentação ser muito menor do que a encontrada no desgaste.

De qualquer modo, nessas condições há uma combinação de vários fatores como desgaste, vibrações e corrosão que pode levar à ruptura por atrito. Na realidade, o fenômeno é causado por uma combinação de efeitos mecânicos e químicos, ou seja, o metal é removido da superfície por ação de esmerilhamento ou por soldagem alternada com arrancamento de partículas soldadas. As partículas arrancadas ficam oxidadas, tornando-se um pó abrasivo que continua o processo de desgaste.

O efeito da corrosão por atrito é a formação de microfissuras superficiais.

É claro que o fenômeno deixa de ocorrer se se eliminar o movimento relativo das superfícies devido às vibrações. Outro modo de reduzir esse efeito consiste no emprego de lubrificantes sólidos, de modo a reduzir o coeficiente de atrito entre as partes em contato.

Contudo, como não existem processos totalmente satisfatórios para eliminar a corrosão por atrito, é muito importante a adoção de cuidados especiais no projeto e construção de componentes mecânicos em que o tipo de montagem pode causar o fenômeno.

**4 Relação do limite de fadiga com a resistência à tração dos metais** Este assunto já foi abordado quando se comentou a Tabela 22. Viu-se, na ocasião, que essa relação varia de 0,40 a 0,50 aproximadamente, podendo se estender a 0,60. No caso de metais e ligas não-ferrosos, cai abaixo de 0,40.

Para o caso dos aços comuns, tem-se aceito o valor 0,50 como valor médio. Em corpos de prova com entalhes, a relação situa-se em torno de 0,20 a 0,30.

**5 Outros tipos de esforços** Além das tensões de dobramento cíclico, outros tipos de esforços de natureza cíclica podem ser exercidos nos materiais, de modo que seria útil para o engenheiro conhecer alguma possível relação entre os vários tipos de esforços.

Muitos estudiosos têm-se dedicado ao assunto, entre os quais FRANCE, GOUGH e IRWIN<sup>(80)</sup>.

Os resultados dessas pesquisas levaram ao estabelecimento da relação entre tensão cíclica de dobramento e tensão cíclica direta, resultando na fórmula

$$\frac{\text{Limite de fadiga para tensão cíclica direta}}{\text{Limite de fadiga para tensão de dobramento cíclico}} = 0,85$$

No caso de dobramento cíclico e torção cíclica, estudos de MASON, MOORE, GOUGH e McADAM<sup>(80)</sup> levaram à relação:

$$\frac{\text{Limite de fadiga para torção cíclica}}{\text{Limite de fadiga para dobramento cíclico}} = 0,50 \text{ a } 0,56$$

Na realidade, outro problema que surge na fadiga refere-se à presença de tensões combinadas, como dobramento cíclico simultaneamente com torção cíclica, dobramento cíclico juntamente com torção constante etc.

Nesses casos, costuma-se aplicar as teorias de resistência, assunto que será abordado em outro capítulo.

## 6 Conclusões

Alguns exemplos de ruptura por fadiga em órgãos de máquinas são apresentados na Figura 135<sup>(88)</sup>.

A parte (a) da figura refere-se a uma perna de união de uma cabeça de biela partida. A ruptura por fadiga na secção D é devida à tração repetida e origina-se pelo efeito do entalhe produzido pelo furo de fixação.

A parte (b) da figura refere-se a uma coluna de prensa de 145 mm de diâmetro. A ruptura por fadiga na secção D, devida à tração repetida, se situa no primeiro fio da rosca, originada pelo efeito de entalhe da rosca. A grande secção residual G indica uma grande tensão nominal.

A parte (c) da figura corresponde a uma barra de tração de um reboque de caminhão, com 22 mm de diâmetro. A fadiga deu-se por flexão dupla.

A parte (d) da figura corresponde a um eixo de alavanca com 125 mm de diâmetro, rompido por flexão centrífuga. A fratura começa na forma de duas fissuras principais que partem dos furos B<sub>1</sub> e B<sub>2</sub>. No início a superfície de ruptura é fina e vai se tornando áspera paulatinamente, em direção à secção residual.

Finalmente, a parte (e) da figura diz respeito a um eixo no qual, por torção, se originam tensões de tração e compressão nos bordos dos furos transversais, alcançando um valor máximo a 45°. Sob a influência dessa tensão uniaxial, a fratura por fadiga se apresenta a 45° em relação ao eixo.

De acordo com HERTZBERG<sup>(89)</sup>, pode-se fazer as seguintes generalizações para melhorar a resistência à fadiga dos metais:

- evitar, sempre que possível, concentração de tensões;
- introduzir tensões de compressão residuais favoráveis, por meio de processos mecânicos, térmicos ou similares;

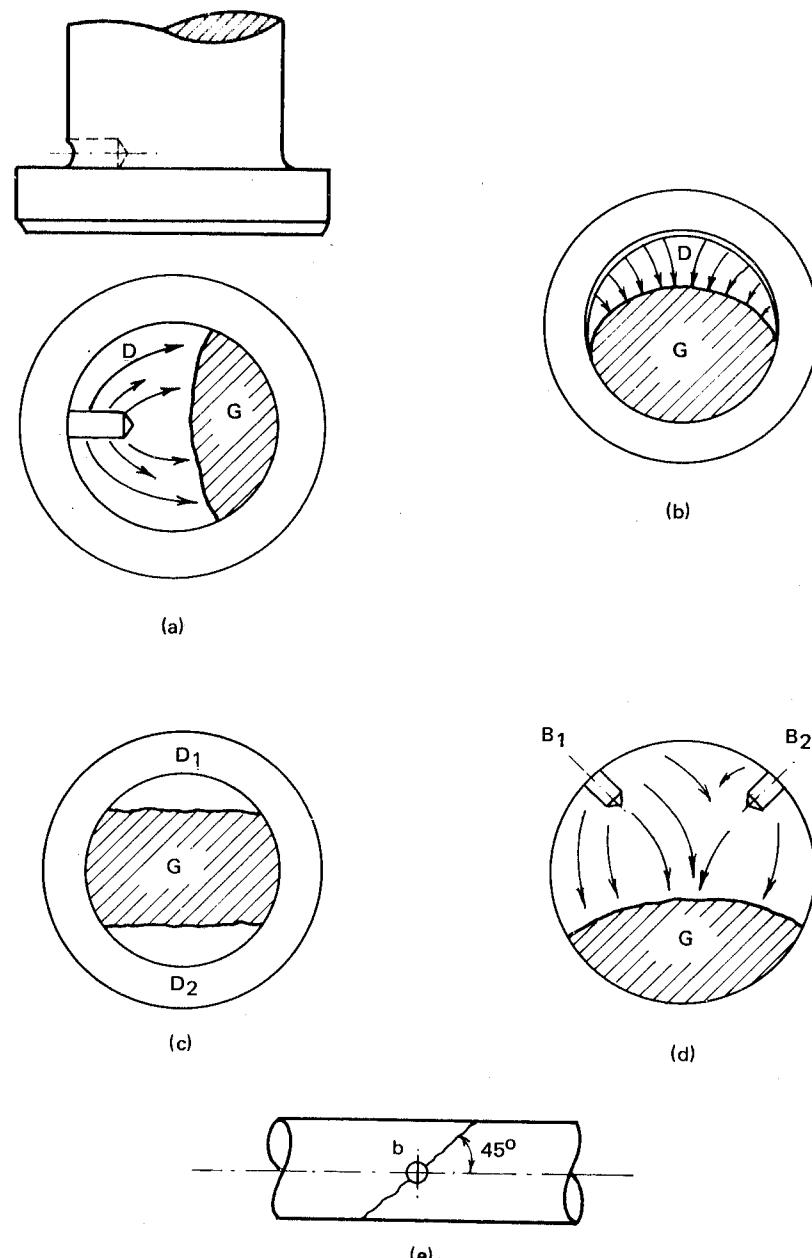


Figura 135 Exemplos de ruptura para fadiga em órgãos de máquinas.

- eliminar defeitos metalúrgicos, tais como inclusões, poros, pontos moles (estes últimos resultantes de tratamento térmico inadequado);
- selecionar os materiais metálicos, de acordo com o ciclo de tensões: para aplicações com baixas tensões cíclicas e onde a deformação pode ser mais facilmente controlada, prefere-se ligas de alta ductilidade; para aplicações com elevadas tensões cíclicas, envolvendo deformações cíclicas predominantemente elásticas, prefere-se ligas de maior resistência mecânica;
- sempre que possível introduzir elementos de liga que reduzam a formação de saliências(extrusões) e reentrâncias (intrusões) resultantes da movimentação de discordâncias e escorregamento;
- desenvolver microestruturas estáveis.

## PROPRIEDADES E ENSAIOS DIVERSOS

As condições de serviço dos materiais metálicos levam, muitas vezes, ao aparecimento de outros esforços e tensões de natureza mecânica, os quais não podem claramente ser definidos como pertencentes aos tipos de esforços e tensões estudados até o momento.

Assim, por exemplo, devem ser considerados característicos tais como capacidade de amortecimento, resistência ao desgaste, capacidade de embutimento e usinabilidade.

**1 Capacidade de amortecimento** A resistência à fadiga dos materiais é propriedade ligada, como se viu, a flutuações de tensões. As freqüências que geralmente ocorrem nos casos comuns de fadiga são não-resonantes.

A prática mostra, também muito comumente, casos de ruptura por fadiga em que a tensão a que as peças são submetidas se aproxima da freqüência resonante de vibração.

Os projetistas e engenheiros devem, portanto, levar em consideração as propriedades dos materiais em freqüências resonantes ou próximas a ressonantes, além das propriedades de fadiga propriamente ditas.

Esses tipos de vibrações se verificam, por exemplo, em lâminas de turbina, girabrequins, hélices de avião etc.

Nesses casos, deve-se estudar a chamada “capacidade de amortecimento”, além do estudo da fadiga.

A "capacidade de amortecimento" pode ser definida de vários modos:

- capacidade de um metal absorver ou amortecer vibrações (tensões cíclicas), por intermédio de atrito interno, transformando a energia mecânica em calor;
- quantidade de trabalho dissipado na forma de calor por unidade de volume do material por ciclo de tensão completamente reversível;
- redução ou supressão de vibrações ou oscilações.

Uma capacidade de amortecimento elevada reduz a amplitude da ressonância e reduz, em consequência, as tensões.

Nos projetos de engenharia, os dois aspectos ligados à capacidade de amortecimento que devem ser levados em conta são(90):

- absorção da carga dinâmica
- transmissão eficiente da carga dinâmica.

O primeiro aspecto é o que interessa mais diretamente ao engenheiro mecânico e nele deve-se procurar materiais com alta capacidade de amortecimento, ou seja, absorção apreciável das vibrações originadas pelas cargas aplicadas. Um dos exemplos mais claros é o das máquinas operatrizes. A operação de usinagem, ao formar os "cavacos" produz uma vibração característica que se transmite à máquina, devendo ser por ela absorvida rapidamente; do contrário, pode causar marcas na superfície do material sob usinagem, marcas essas que prejudicam o seu acabamento superficial.

A causa desses defeitos reside na vibração harmônica que se cria na carcaça da máquina. Nessas condições deve-se procurar para essa carcaça materiais com elevada capacidade de amortecimento como o ferro fundido e não, por exemplo, aço-carbono de baixo teor de carbono, de baixa capacidade de amortecimento, como está indicado esquematicamente na Figura 136.

A alta capacidade de amortecimento do ferro fundido cinzento deve-se ao fato de sua estrutura apresentar descontinuidades internas correspondentes aos veios de grafita, as quais constituem regiões para dissipaçāo local da energia vibracional.

O caso oposto, ou seja, transmissão eficiente da carga dinâmica — menos importante para o engenheiro — é representado por um sino, que, para ressoar de modo eficiente, deve ser construído com material de baixa capacidade de amortecimento.

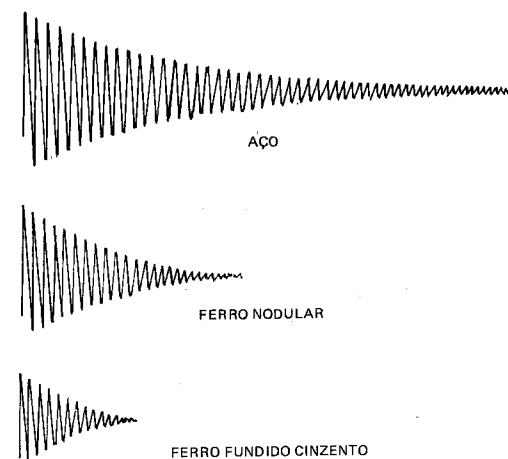


Figura 136 Representação esquemática da capacidade de amortecimento de algumas ligas ferrosas.

As propriedades de amortecimento são freqüentemente expressas em termos de "decréscimo logarítmico  $\delta$ "(91).

O degréscimo logarítmico é o logaritmo da relação de amplitudes sucessivas

$$\delta = \ln \frac{A_n}{A_{n+1}}$$

Se estiver presente uma condição de vibração forçada na qual o material fica sujeito a uma amplitude constante, o degréscimo fracionário da energia de vibração por ciclo constitui uma medida de atrito interno.

A energia de vibração é proporcional ao quadrado da amplitude de modo que o degréscimo logarítmico (Figura 137) pode ser expresso por

$$\delta = \frac{\Delta W}{2W}$$

onde

$$\Delta W = \text{energia perdida por ciclo}$$

$$W = \text{energia vibracional no início do ciclo}.$$

A Tabela 31(91) mostra a capacidade de amortecimento, representada pela relação  $\Delta W/W$  para algumas ligas metálicas.

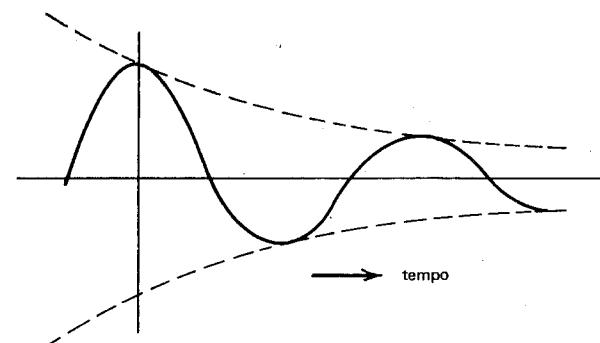


Figura 137 Declínio de amplitude de uma vibração amortecida.

**1.1 Ensaios de amortecimento** Não há um método universal padronizado para determinar a capacidade de amortecimento dos materiais. Os métodos empregados são baseados na vibração de uma amostra do material, podendo-se empregar vibrações de grande amplitude ou de pequena amplitude.

Essas vibrações podem ser causadas por esforços axiais (compressão-tensão), transversais (dobramento) ou torcionais<sup>(92)</sup>.

Os ensaios com vibrações de grande amplitude são realizados para fins de demonstração, estimativa grosseira da propriedade e para ensaios de componentes, enquanto os de pequena amplitude são empregados em pesquisa fundamental.

TABELA 31

CAPACIDADE DE AMORTECIMENTO DE ALGUMAS LIGAS METÁLICAS

Material	Capacidade de amortecimento a vários níveis de tensão $\Delta W/W$		
	3,1 kgf/mm <sup>2</sup> (31 MPa)	4,7 kgf/mm <sup>2</sup> (47 MPa)	7,8 kgf/mm <sup>2</sup> (78 MPa)
Aço-carbono (0,1% C)	2,28	2,78	4,16
Aço Ni-Cr, temperado e revenido	0,38	0,49	0,70
Aço inoxidável, 12% Cr	8,0	8,0	8,0
Aço inoxidável 18-8	0,76	1,16	3,8
Ferro fundido	28,0	40,0	—
Latão amarelo	0,50	0,86	—

A Figura 138 representa um dos tipos de ensaio de grande amplitude. É o chamado sistema de “pêndulo de mola”, em que um corpo de prova de secção retangular preso numa extremidade e em balanço na outra é submetido a vibração transversal livre. Às vezes uma massa inerte é presa na extremidade em balanço para manter baixa a freqüência.

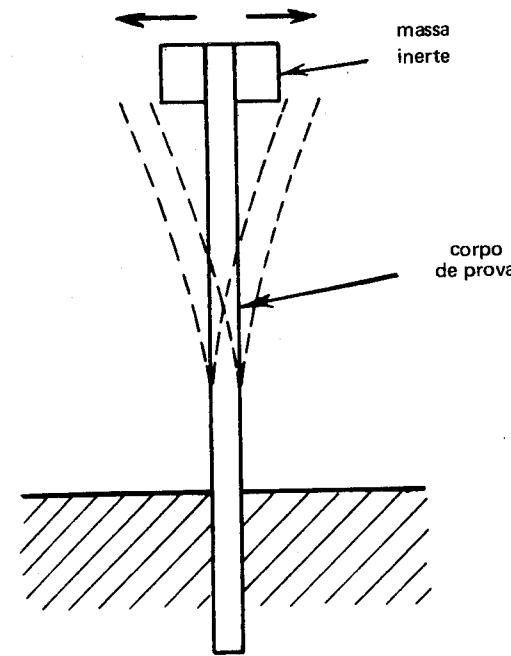


Figura 138 Representação esquemática do sistema de vibração de dobramento em balanço, para ensaio de capacidade de amortecimento.

O decréscimo relativo de amplitude de oscilação por ciclo é medido ou por instrumentação, ou mediante registro fotográfico ou pelo traçado das oscilações.

A capacidade específica de amortecimento é dada pela fórmula

$$d = 2\delta$$

em que  $\delta$  é o decréscimo logarítmico.

**2 Capacidade de embutimento** O “embutimento” é um característico que está intimamente relacionado com a plasticidade e a ductilidade dos materiais.

Tanto a ductilidade como a plasticidade são característicos muito importantes em operações de conformação mecânica a frio, como estampagem profunda de tiras e chapas metálicas.

A ductilidade de um metal é determinada de várias maneiras. Os valores de estrição e alongamento, sobretudo o primeiro, obtidos nos ensaios de tração constituem boas indicações desse característico. Do mesmo modo, o ensaio de dobramento.

Contudo, na conformação de chapas metálicas, a sua plasticidade e ductilidade são melhor avaliadas se for possível aplicar-se um ensaio que determine a sua "qualidade de conformação" que indica, com mais clareza que outros ensaios, o característico de "deformação plástica" durante a operação de conformação profunda a frio.

Os ensaios que melhor caracterizam essa qualidade são os "ensaios de embutimento", porque, além de dar uma idéia mais precisa da capacidade de conformabilidade dos metais, permite verificar o seu aspecto superficial após a estampagem a várias profundidades.

Os ensaios de embutimento usuais são os de "ERICHSEN" e "OLSEN".

Esses ensaios são muito semelhantes e consistem em colocar-se uma chapa metálica entre duas superfícies planas e forçar um punção de forma semi-esférica sobre a chapa até que ocorra a sua ruptura.

A Figura 139, na parte (a)<sup>(93)</sup> mostra esquematicamente o ensaio ERICHSEN. A chapa é mantida entre as duas matrizes em forma de anel, enquanto o punção é forçado contra um dos lados da chapa.

A altura ou profundidade do "copo" assim produzido é medida e serve para indicar a ductilidade ou "capacidade de embutimento" do material. Ao mesmo tempo, o exame da superfície da chapa deformada permite verificar se ela é perfeita ou se se tornou rugosa (aspecto "casca de laranja"), devido à granulação inadequada.

A parte (b) da figura indica o ensaio ERICHSEN modificado segundo o Método Brasileiro P-MB-362 da Associação Brasileira de Normas Técnicas.

O ensaio OLSEN utiliza uma esfera de 7/8" de diâmetro como punção e uma matriz em forma de anel cujo diâmetro varia de 1" para chapas de 1/16" de espessura a 1-1/2" para chapas de 1/4".

**3 Resistência ao desgaste** O desgaste constitui um dos fenômenos mais sérios de destruição dos metais, visto que todas as peças de máquinas que se movimentam estão sujeitas a ele.

Pode-se definir "desgaste" como um "fenômeno superficial que consiste na deterioração mecânica gradual das superfícies metálicas em contato, mediante, por exemplo, o arrancamento de partículas pelo atrito"<sup>(94)</sup>.

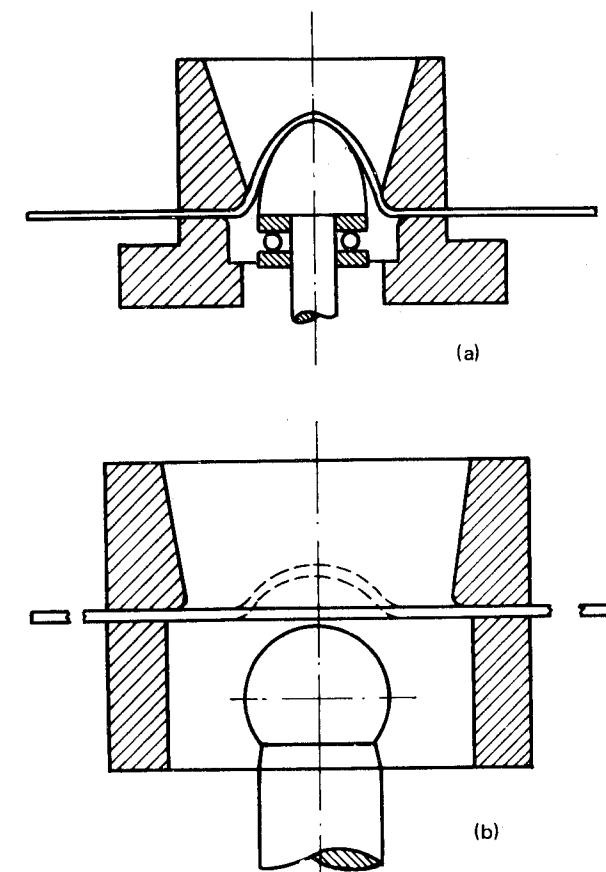


Figura 139 Ensaio de embutimento tipo Erichsen.

De um modo geral, o desgaste depende da natureza das superfícies em contato, de modo que podem ser consideradas três categorias de desgaste:

- metal contra metal (desgaste metálico)
- metal contra não-metal ou substância abrasiva (abrasão ou desgaste abrasivo)
- metal contra líquidos e vapores (erosão ou desgaste erosivo).

Do ponto de vista mecânico, o tipo de desgaste mais importante é o desgaste metálico.

Nesse caso, o fenômeno envolve a interferência mecânica de diminutas projeções ou asperezas da superfície, as quais produzem atrito quando ocorre movimento relativo das superfícies em contato. Assim, pode-se imaginar o processo de desgaste da seguinte maneira:

- quando duas superfícies lisas estão em contato, o primeiro estágio do desgaste — ou seja, a penetração e deslocamento de pequenas partículas — é mais lento do que o que ocorreria se as superfícies fossem rugosas. Quando as superfícies em contato se movimentam uma em relação à outra, algumas das projeções de uma das superfícies penetraram nas depressões da outra; em consequência, a resistência para ulterior movimentação é aumentada; se, entretanto, a força motora for suficiente para manter o movimento, as projeções e depressões entrelaçadas são deformadas e podem ser arrancadas, se o material for de natureza frágil.

A Figura 140 esquematiza o fenômeno da maneira como foi exposto.

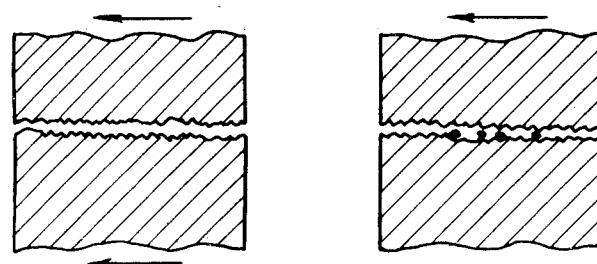


Figura 140 Representação esquemática do fenômeno de desgaste mecânico.

Essa explicação leva à conclusão que a dureza, a tenacidade e o acabamento superficial são fatores necessários para limitar o desgaste metálico, pois quanto maior a dureza, torna-se mais difícil a penetração na superfície metálica; quanto maior a tenacidade, maior a resistência ao arrancamento de partículas e quanto mais lisa a superfície, menos depressões e projeções existem.

Do mesmo modo, uma lubrificação adequada das superfícies em contato pode diminuir o desgaste.

Em resumo, pode-se considerar que os principais fatores de que depende o desgaste são os seguintes<sup>(94)</sup>:

— relacionados com o material:

- dureza
- tenacidade
- constituição e estrutura
- acabamento superficial

— relacionados com as condições de serviço:

- pressão
- velocidade de movimento
- temperatura
- lubrificação
- corrosão

**3.1 Ensaio de desgaste** Não há um ensaio universal para medir o desgaste e, em consequência, para determinar a resistência ao desgaste dos materiais, principalmente devido ao grande número de fatores envolvidos no fenômeno.

A rigor, o equipamento para determinar a resistência ao desgaste deveria ser desenvolvido para cada caso específico, de modo a simular com maior realidade as condições de serviço.

Para estudos e pesquisas de laboratório, diversos equipamentos têm sido desenvolvidos.

A AMSLER, empresa suíça, por exemplo, desenvolveu uma máquina cujos principais característicos são os seguintes<sup>(94)</sup>:

— um conjunto de engrenagens que permitem sujeitar as amostras para ensaio (geralmente cilindros de 2" de diâmetro por 0,4" de largura) a atrito de rolamento ou de escorregamento ou a uma combinação de ambos;

— uma mola calibrada para ajustagem da pressão de contato entre as amostras;

— um dispositivo de came que pode produzir um movimento lateral de deslizamento entre as amostras ou produzir entre elas, se desejado, uma ação de martelamento;

— um dinamômetro de atrito e um indicador de torque e um registro para medir o esforço de atrito sobre as amostras e o torque de atrito desenvolvido durante o ensaio.

Esta máquina foi projetada para ensaio de desgaste metálico.



O desgaste é definido pela perda em tamanho ou peso das amostras, após um certo período de tempo, sob condições predeterminadas.

Na verdade, não há ensaios de desgaste totalmente confiáveis, a partir dos quais se possa tirar conclusões definitivas.

Ao lado dos ensaios de laboratório, diversos pesquisadores ligados ao setor industrial, vêm tentando encontrar soluções práticas para problemas específicos de desgaste. Alguns exemplos incluem<sup>(95)</sup>:

- método de avaliar o desgaste de cilindros de motor Diesel, devido a BOERLAGE, mediante a determinação, pela queima, do resíduo de cinzas do óleo lubrificante retirado do cilindro;

- análise espetrográfica de amostras de óleo retiradas do cárter do motor de locomotivas Diesel elétricas, para determinação do desgaste dos mancais do motor etc.

Muitos outros exemplos poderiam ser citados, o que indica que o campo de pesquisa do fenômeno de desgaste é muito vasto.

#### 4 Usinabilidade

Esta propriedade não é muito fácil de caracterizar devido ao grande número de fatores envolvidos nas operações de usinagem.

A definição mais simples da usinabilidade é a seguinte: propriedade relacionada com a maior ou menor facilidade de um material ter uma parte removida pelos processos usuais de usinagem, como torneamento, fresamento, furação etc.

A usinabilidade pode também ser definida em termos de "vida da ferramenta de corte", ou pode relacionar-se com a "energia ou tempo necessários para remover uma certa quantidade de material".

Os fatores envolvidos nessas propriedades são, entre outros:

- natureza do metal sob usinagem
- natureza do material da ferramenta
- forma da ferramenta
- condições de corte: velocidade, avanço, profundidade
- natureza da operação de corte: torneamento, fresamento etc.
- natureza do corte: contínuo ou interrompido
- condições de máquina operatriz etc.

Os processos modernos de usinagem, entre os quais o de "eletroerosão" estão, de certo modo, tornando menos importante essa propriedade dos metais.

Contudo, a produção em massa de peças a um custo cada vez mais baixo continua sendo uma exigência fundamental da indústria mecânica, de modo que a usinabilidade dos materiais deve ser encarada com o devido interesse. Por essa razão, grande atenção vem sendo dedicada a métodos de melhorar a usinabilidade dos metais e suas ligas, mediante principalmente a modificação de sua estrutura.

Geralmente, a operação de usinagem produz dois tipos básicos de retângulos metálicos ou "cavacos", extraídos das peças sob usinagem. A Figura 141 apresenta esses dois tipos.

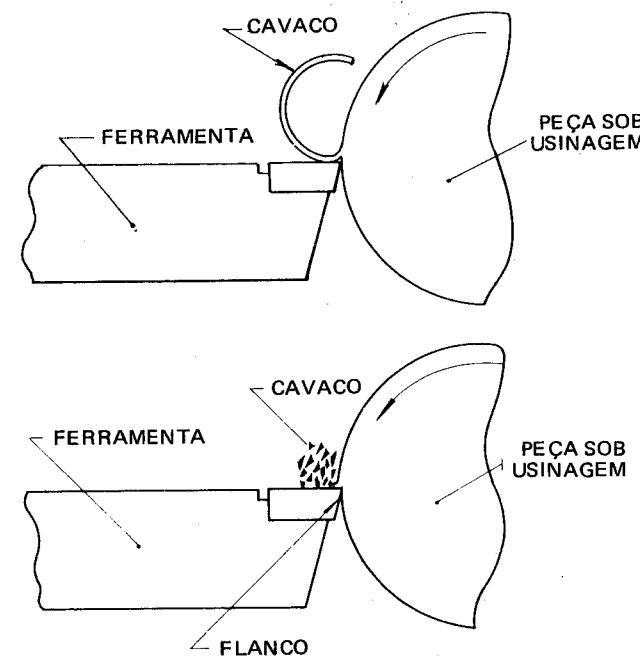


Figura 141 Tipos de cavacos produzidos na operação de usinagem.

Para remover o metal, a ponta da ferramenta deve penetrar sob sua superfície. A parte removida, ou seja, o cavaco, apresenta-se basicamente de duas maneiras:

- se a liga é de natureza frágil, o cavaco é quebradiço, curto e fácil de ser removido;
- se a liga é de natureza dúctil, o cavaco é longo e pode criar problemas durante a operação de usinagem, dos pontos de vista de operação propriamente dita, e de desgaste mais rápido da ferramenta.

Os aços são um exemplo de ligas que geralmente formam cavacos longos. Para melhorar a sua usinabilidade e tornar mais fácil a formação do cavaco, duas técnicas principais vêm sendo empregadas:

- modificação do desenho da ferramenta
- alteração da sua estrutura.

Assim, para melhorar a usinabilidade das ligas metálicas que possuem a tendência a formar cavacos longos, como os aços, tem-se procurado romper a uniformidade e continuidade da estrutura cristalina, pela introdução de componentes que formem soluções de continuidade nessa estrutura — como o MnS e o chumbo — de modo a romper mais facilmente o cavaco, tornando a liga “de usinagem fácil”.

Do mesmo modo, no ferro fundido, a excelente usinabilidade é devida à presença de carbono em excesso, na forma de veios de grafita, distribuídos ao longo de toda a matriz cristalina, os quais quebram a continuidade dessa matriz e produzem um cavaco curto, frágil e mais favorável para a operação de usinagem.

**4.1 Ensaios de usinabilidade** Existem vários critérios utilizados para medir a usinabilidade dos metais<sup>(96)</sup>:

- ensaios baseados na vida da ferramenta
- ensaios baseados na força de usinagem
- ensaios baseados no acabamento superficial
- ensaios baseados na produtividade
- ensaios baseados na análise dimensional.

Os primeiros, baseados na vida da ferramenta, têm sido os mais empregados, porque esclarecem melhor a propriedade de usinabilidade. Estes ensaios podem, por sua vez, ser de curta ou longa duração, prevalecendo os primeiros, por serem de custo mais baixo.

Nesses ensaios as ferramentas de corte são levadas até praticamente a sua destruição, ou ao que se chama na prática “queima”. Servem, contudo, somente para ferramentas de aço rápido, porque os materiais de ferramenta de maior “dureza a quente”, como o metal duro e o material cerâmico, não sofrem queima.

Dentre os processos baseados na vida da ferramenta de curta duração, há o que permite medir o comprimento usinado. Em outras palavras, para cada velocidade de corte adotada, em geral elevada — para reduzir o tempo de ensaio —, mede-se o comprimento do cavaco retirado após a “queima” da aresta de corte da ferramenta.

Nos ensaios de longa duração — onde podem ser empregadas ferramentas de metal duro — obtém-se as chamadas “curvas de vida da ferramenta”.

A Figura 142 representa esquematicamente o gráfico relativo a essas curvas: as abscissas representam a velocidade de corte  $V$  em m/min e as ordenadas a vida da ferramenta  $T$ , em min. As curvas são igualmente de utilidade para determinar a velocidade econômica de corte e, indiretamente, a usinabilidade do material.

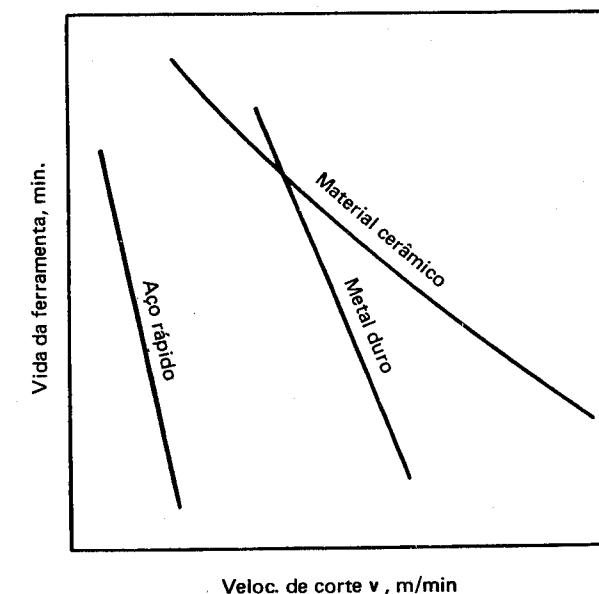


Figura 142 Representação esquemática de curvas de vida da ferramenta para três materiais de ferramentas.

Uma avaliação aproximada da usinabilidade de algumas ligas ferrosas e não-ferrosas foi feita por BOSTON<sup>(97)</sup>, em operações de furação, fresamento e aplainamento; os dados obtidos em potência por polegada cúbica estão expostos na Tabela 32.

Esses dados são aqui apresentados apenas a título informativo e não devem ser considerados definitivos, porque além de serem muito antigos, não há informações precisas sobre as condições de corte, o material da ferramenta etc. Em condições de ensaio diferentes, é provável que a ordem para algumas das ligas ensaiadas fique ligeiramente alterada.

TABELA 32

USINABILIDADE RELATIVA DE ALGUMAS LIGAS FERROSAS E NÃO-FERROSAS

Liga	HP/poleg. cub./min.
Ligas de magnésio	0,30
Bronze para mancais	0,35
Liga de alumínio, 8% Cu	0,35
Latão de usinagem fácil	0,38
Bronze ao manganês	0,60
Ferro fundido duro	0,60
Ferro maleável	0,75
Latão amarelo, sem chumbo	0,85
Aço de usinagem fácil encruado	0,90
Aço-C forjado, 0,20% C	1,12
Aço ao Ni, 0,40% C	1,20
Cobre recozido	1,35
Aço-ferramenta, alto C	1,60
Aço de alto Cr e baixo C	1,70
Metal Monel (Ni-Cu)	1,70

## CAPÍTULO XIV

ESFORÇOS COMBINADOS –  
TEORIAS DE RESISTÊNCIA

**1 Teorias de resistência** O estudo das propriedades mecânicas dos materiais e, portanto, dos ensaios correspondentes, é baseado, de um modo geral, na aplicação de esforços simples.

Desse modo, torna-se fácil dimensionar componentes de máquinas, a partir de valores de tração, compressão, cisalhamento ou fadiga, propriedades bem conhecidas para uma grande variedade de metais e ligas metálicas.

Por exemplo, no caso das ligas dúcteis, o limite de escoamento (ou limite convencional  $n$ ) em tração e no caso de ligas frágeis, como o ferro fundido, os valores de tensão de ruptura são tomados como critérios de falha do material.

Contudo, na maioria dos casos de peças e componentes de máquinas em serviço, atuam outros tipos de tensões secundárias. Por exemplo, uma peça metálica sujeita a tração simples, possuindo um determinado limite de escoamento, poderá falhar a um valor inferior a esse limite, se estiver sujeita ao mesmo tempo a uma tensão de compressão perpendicular à de tração.

Para avaliar os efeitos de tensões múltiplas ou combinadas, várias teorias de resistência têm sido propostas. Essas teorias serão sucintamente analisadas a seguir.

Inicialmente serão consideradas as cargas estáticas.

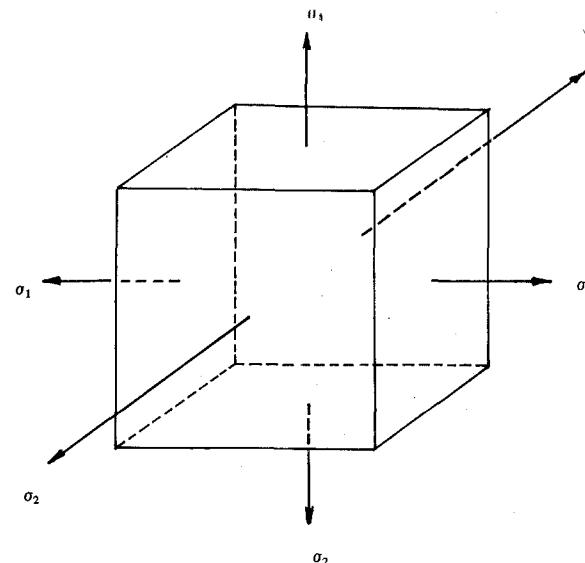


Figura 143 Elemento tensionado triaxialmente.

A Figura 143 representa um elemento sujeito a três principais tensões —  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  e  $\sigma_3$  — as quais atuam mutuamente em faces perpendiculares. Admite-se que  $\sigma_1 > \sigma_2 > \sigma_3$  e que a tração é tomada como valor positivo e a compressão como negativo. Admite-se ainda que o material seja homogêneo, isotrópico, ou seja, suas propriedades são as mesmas em todas as direções e sujeito às condições normais de temperatura.

Entre as teorias de resistência podem ser citadas as seguintes<sup>(98)(99)</sup>:

**1.1 Teoria de RANKINE ou da “tensão máxima”.** Esta teoria admite que a falha ocorrerá quando qualquer uma das principais tensões atinge um valor crítico, não importando a sua direção. Nos metais dúcteis, o limite de escoamento  $\sigma_e$  em tração simples coincide com o limite de escoamento em compressão simples. Esse valor é geralmente tomado como o “valor-limite” da tensão. Desse modo a falha ocorrerá quando

$$\sigma_1 = \sigma_e$$

ou

$$\sigma_2 = \sigma'_e$$

onde

$\sigma_e$  = limite de escoamento para compressão simples.

Segundo TIMOSHENKO<sup>(98)</sup> vários fatos contrariam a teoria, a saber:

- no caso da tração simples, o escorregamento se dá ao longo de planos inclinados de  $45^\circ$  em relação ao eixo do corpo de prova, ou seja, em planos onde as tensões de tração e de compressão não são máximas e a falha é causada, na realidade, por tensões de cisalhamento;
- por outro lado, um material homogêneo e isotrópico, embora de pouca resistência à compressão simples, pode resistir a pressões hidrostáticas muito elevadas, sem escoamento.

Conclui-se que apenas a grandeza da tensão máxima não deve definir a condição de escoamento ou ruptura.

**1.2 Teoria de SAINT-VENANT ou da “deformação máxima”** Nesta teoria, admite-se que a falha ocorrerá quando a máxima deformação (alongamento) se torna igual à deformação que ocorre em tração ou compressão simples, no limite de escoamento. A representação algébrica da teoria é a seguinte:

$$\frac{\sigma_1}{E} - \frac{m}{E} (\sigma_2 + \sigma_3) = \frac{\sigma_e}{E}$$

onde  $m$  = relação de Poisson, ou seja, relação da deformação na direção transversal para a deformação na direção longitudinal.

Simplificando, tem-se

$$\sigma_1 - m(\sigma_2 + \sigma_3) = \sigma_e$$

Ainda segundo TIMOSHENKO<sup>(98)</sup>, essa teoria é duvidosa porque:

- numa placa, por exemplo, solicitada a trações iguais em duas direções ortogonais, essa teoria indicaria que o limite de escoamento deve ser mais elevado do que no caso de tração simples, visto que o alongamento em cada uma das duas direções é um pouco diminuído pela tração na direção ortogonal, conclusão essa que não é apoiada por experiências;
- experiências em corpos de prova sob pressão hidrostática uniforme também contradizem essa teoria.

**1.3 Teoria de “cisalhamento máximo”** De acordo com a mesma, a falha ocorre quando a tensão tangencial máxima torna-se igual à tensão de cisalhamento máxima em tração ou compressão simples. A representação algébrica dessa teoria é a seguinte:

$$\frac{1}{2} (\sigma_1 - \sigma_3) = \frac{\sigma_e}{2}$$

porque a tensão máxima de cisalhamento é igual à metade da diferença entre as tensões principais máxima e mínima, ou

$$(\sigma_1 - \sigma_3) = \sigma_e$$

Essa teoria se coaduna com as experiências feitas, principalmente em materiais dúcteis e por isso ela tem sido empregada nesses materiais nos projetos de máquinas. Além disso ela é simples de aplicar.

**1.4 Teoria de BELTRAMI ou da “energia-deformação” ou do “trabalho de deformação máximo”** Nela, a condição de falha ocorre quando a quantidade de energia de deformação armazenada por unidade de volume do material é igual à energia no limite de escoamento em tração ou compressão simples. A sua representação algébrica é a seguinte:

$$\frac{1}{2E} (\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2) - \frac{m}{E} (\sigma_1 \sigma_2 + \sigma_2 \sigma_3 + \sigma_3 \sigma_1) = \frac{\sigma_e^2}{2E}$$

Esta teoria presta-se a materiais frágeis.

**1.5 Teoria de HUBER ou da “energia de empenamento”** De acordo com esta teoria, a falha ocorrerá quando a energia de deformação elástica necessária para provocar o empenamento do metal torna-se igual ao valor da energia necessária para causar o escoamento em tração ou compressão simples.

$$[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2] \frac{1+m}{6} = \sigma_e^2 \left( \frac{1+m}{3} \right)$$

Essa teoria é aplicável em materiais dúcteis.

**2 Cargas cíclicas** No caso de cargas cíclicas, o critério de falha é o limite de fadiga  $\sigma_f$ . As teorias de resistência são aplicadas com as equações acima em base do limite de fadiga, em vez do limite de escoamento.

**3 Escolha de uma teoria de resistência** As teorias de “tensão máxima” e “deformação máxima” sofrem restrições, como se viu. Contudo, elas podem eventualmente ser aplicadas para ligas frágeis.

Para metais dúcteis, a teoria de “cisalhamento máximo” é a mais adequada, recomendando-se igualmente para esses materiais, a teoria da “energia de empenamento”.

Em resumo:

- para metais dúcteis, sob a ação de cargas estáticas e cíclicas, as teorias de “cisalhamento máximo” e de “energia de empenamento” podem ser aplicadas;
- para metais frágeis, como ferro fundido, pode-se aplicar as teorias de “deformação máxima” e de “energia-deformação”.

Para essas ligas, outra teoria que se recomenda é a de MOHR, a ser estudada mais adiante.

A Tabela 33<sup>(99)</sup> constitui um apanhado geral das equações representativas dessas teorias.

A obra de LESSELLS<sup>(99)</sup> dá o seguinte exemplo prático de aplicação dessas teorias:

– Suponha-se uma barra de aço com um limite de escoamento correspondente a 25 kgf/mm<sup>2</sup> (250 MPa) em tração simples e que está sujeita a uma tensão de tração estática principal equivalente a  $\sigma_1$  kgf/mm<sup>2</sup> (MPa) e a uma tensão de tração estática secundária de 8 kgf/mm<sup>2</sup> (80 MPa) em um plano em ângulo reto. Procura-se o valor de  $\sigma_1$ .

Para cargas estáticas:

- teoria “tensão máxima”
  - $\sigma_1 = 25$  kgf/mm<sup>2</sup> (250 MPa)
- teoria “deformação máxima”
  - $\sigma_1 = 25 + 0,3 \times 8,0 = 27,4$  kgf/mm<sup>2</sup> (274 MPa)
- teoria “cisalhamento máximo”
  - $\sigma_1 = 25$  kgf/mm<sup>2</sup> (250 MPa)
- teoria “energia de deformação máxima”
  - $\sigma_1^2 + 8^2 - 2 \times 8 \times 0,3 \sigma_1 = 25^2$  ou seja  $\sigma_1 = 25,6$  kgf/mm<sup>2</sup> (256 MPa)

TABELA 33

VALORES COMPARATIVOS PARA CRITÉRIOS DE FALHA PARA CARGAS ESTÁTICAS E CÍCLICAS

Teoria	Carga estática	Carga cíclica
Tensão máxima	$\sigma_1 = \sigma_e$	$\sigma_1 = \sigma_f$
Deformação máxima	$\sigma_1 - m(\sigma_2 + \sigma_3) = \sigma_e$	$\sigma_1 - m(\sigma_2 + \sigma_3) = \sigma_f$
Cisalhamento máximo	$\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_a$	$\sigma_1 - \sigma_3 = \sigma_f$
Energia de deformação máxima	$\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - 2m(\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_3\sigma_1) = \sigma_e^2$	$\sigma_1^2 + \sigma_2^2 + \sigma_3^2 - 2m(\sigma_1\sigma_2 + \sigma_2\sigma_3 + \sigma_3\sigma_1) = \sigma_f^2$
Energia de empenamento	$[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2] \frac{1+m}{6} = \sigma_e^2 \left( \frac{1+m}{3} \right)$	$[(\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2] \frac{1+m}{6} = \sigma_f^2 \left( \frac{1+m}{3} \right)$

teoria "energia de empenamento"

$$\sigma_1^2 + 8^2 - 8 \times \sigma_1 = 25^2 \text{ ou seja } \sigma_1 = 27,3 \text{ kgf/mm}^2 (273 \text{ MPa})$$

Como se vê, há uma relativa coincidência dos valores de  $\sigma_1$  obtidos mediante a aplicação das várias teorias.

Se as cargas acima forem cíclicas, utiliza-se o valor do limite de fadiga no lugar do limite de escoamento.

**4 Teoria de MOHR** A teoria de MOHR leva em conta a diferença de comportamento de metais dúcteis e frágeis, quando sujeitos a cargas de tração e compressão.

Elá pode ser considerada como o caso geral do qual a teoria de "cisalhamento máximo" é uma aplicação particular, ou seja, essa teoria é uma extensão da teoria de "cisalhamento máximo" aplicada em materiais outros que os aços.

A teoria de MOHR aplica-se a casos de tensões simples e tensões combinadas e possibilita uma interpretação gráfica para ambos os casos.

A Figura 144<sup>(99)</sup> representa o caso de tensão simples.

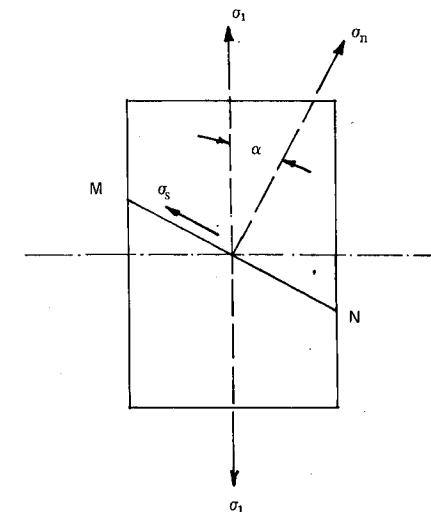


Figura 144 Distribuição de tensões num elemento submetido a tração simples.

Para qualquer plano inclinado como MN, a tensão de tração  $\sigma_1$  pode ser decomposta em componente normal  $\sigma_n$  e componente tangencial  $\sigma_s$ , atuando em qualquer secção inclinada como MN.

Tem-se:

$$\sigma_n = \text{tensão normal em MN} = \sigma_1 \cos^2 \alpha$$

$$\sigma_s = \text{tensão tangencial ou de cisalhamento em MN} =$$

$$= \sigma_1 \sin \alpha \cos \alpha = \sigma_1 \frac{\sin 2\alpha}{2}$$

A representação gráfica correspondente está indicada na Figura 145.

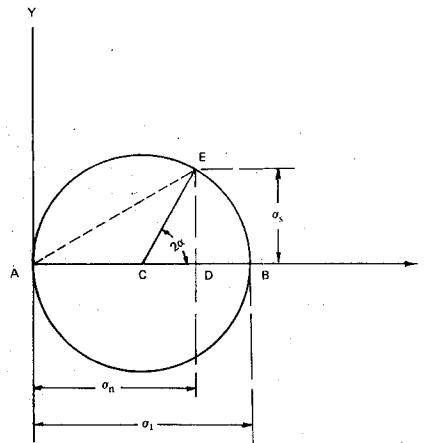


Figura 145 Círculo de Mohr para tração simples

Nela o diâmetro do círculo representa, em escala, a tensão de tração  $\sigma_1$ . As coordenadas do ponto E, obtidas pelo raio vetor CE traçado a um ângulo  $2\alpha$  em relação a AB representam a tensão normal e a tangencial na secção MN da Figura 144.

$$\sigma_n = AD = AC + CD = \sigma_1 \cos^2 \alpha$$

$$\sigma_s = ED = EC \sin^2 \alpha = \sigma_1 \frac{\sin^2 \alpha}{2}$$

Um exemplo de tensões combinadas está indicado na Figura 146.

Nessa figura, as principais tensões  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$  produzem tensões normal e de cisalhamento em qualquer plano inclinado como MN a um ângulo  $\alpha$  com o plano  $\sigma_2$ , o qual pode ser obtido decompondo-se as tensões ao longo e perpendicularmente ao plano MN.

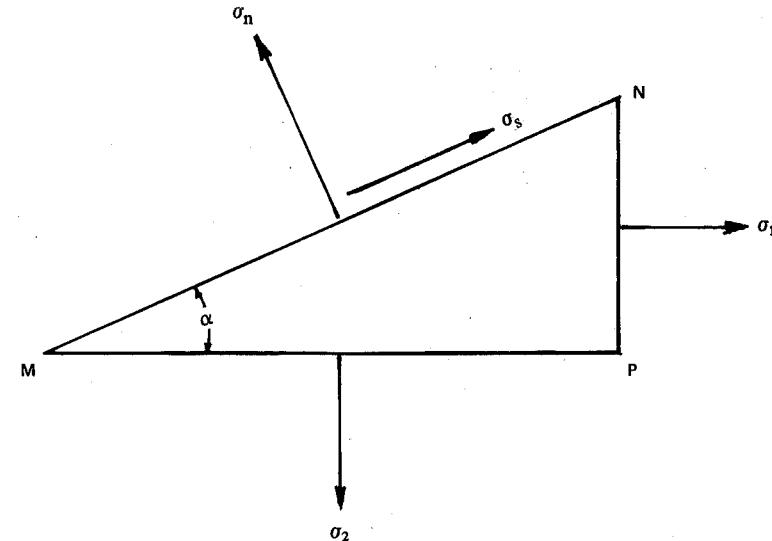


Figura 146 Duas tensões normais perpendiculares atuando num elemento.

Admitindo que a área do elemento seja  $dA$ , para equilíbrio estático tem-se:

$$F_1 = 0 = \sigma_1 dA \sin \alpha + \sigma_s dA \cos \alpha - \sigma_n dA \sin \alpha \quad (a)$$

$$F_2 = 0 = \sigma_2 dA \cos \alpha + \sigma_s dA \sin \alpha - \sigma_n dA \cos \alpha \quad (b)$$

onde

$\sigma_1$  e  $\sigma_2$  = tensões principais

$\sigma_n$  = tensão normal ao plano MN

$\sigma_s$  = tensão de cisalhamento no plano MN.

Mediante vários artifícios de cálculo nas equações (a) e (b), como dividindo por  $dA$ , multiplicando (a) por  $\sin \alpha$  e (b) por  $\cos \alpha$  e subtraindo e ainda multiplicando (a) por  $\cos \alpha$  e (b) por  $\sin \alpha$  e somando, chega-se às equações

$$\sigma_n = \sigma_1 \sin^2 \alpha + \sigma_2 \cos^2 \alpha \quad (c)$$

e

$$\sigma_s = (\sigma_1 - \sigma_2) \sin \alpha \cos \alpha \quad (d)$$

Por transformação de (c) e (d), chega-se a

$$\sigma_n = \left( \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} \right) + \left( \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \right) (\cos \alpha) \quad (e)$$

$$\sigma_s = \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \sin^2 \alpha \quad (f)$$

Esses valores (e) e (f) são representados, pelo método de MOHR de acordo com a Figura 147(99).

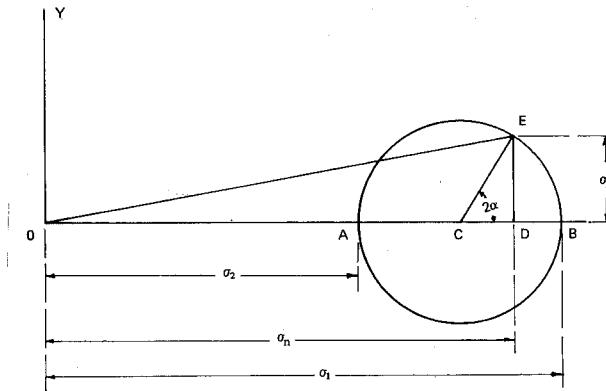


Figura 147 Círculo de Mohr para duas tensões normais perpendiculares

Nesta figura, as principais tensões  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$  são representadas em escala por OB e OA respectivamente. No ponto C correspondente ao valor médio de  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$  traça-se um círculo; o raio vetor CE traçado a um ângulo  $2\alpha$  com AB completa o diagrama de MOHR.

Como na Figura 146, as coordenadas de E na Figura 147 são iguais às tensões normal e de cisalhamento atuando no plano inclinado da Figura 146.

Na Figura 147

$$\sin^2 \alpha = \frac{ED}{EC}$$

mas

$$EC = \frac{(\sigma_1 - \sigma_2)}{2}$$

e

$$ED = \frac{(\sigma_1 - \sigma_2)}{2} \sin^2 \alpha$$

Na equação (f), ED =  $\sigma_s$  = tensão de cisalhamento no plano MN.

Do mesmo modo

$$OD = OC + CD = \left( \frac{\sigma_1 + \sigma_2}{2} \right) + \left( \frac{\sigma_1 - \sigma_2}{2} \right) \cos^2 \alpha$$

e da equação (e)

$$OD = \sigma_n = \text{tensão normal no plano MN.}$$

Os dois exemplos seguintes elucidam melhor a matéria:

4.1 Se um tirante está submetido a uma tensão de tração de  $6 \text{ kgf/mm}^2$  ( $60 \text{ MPa}$ ) e a intensidade da tensão de cisalhamento num plano inclinado ao eixo do tirante for de  $1,5 \text{ kgf/mm}^2$  ( $15 \text{ MPa}$ ), quais são as intensidades da tensão normal e da tensão resultante?

Considere-se a Figura 145.

Nessa figura, AB corresponde à tensão de tração e o valor  $6 \text{ kgf/mm}^2$  é lançado em escala. DE representa a tensão de cisalhamento –  $1,5 \text{ kgf/mm}^2$  – que é igualmente lançado em escala. A tensão normal  $\sigma_n$  no plano inclinado é dada por AD =  $5,5 \text{ kgf/mm}^2$  ( $55 \text{ MPa}$ ) e a tensão resultante  $\sigma_r$  é dada por AE e equivale a  $5,7 \text{ kgf/mm}^2$  ( $57 \text{ MPa}$ ).

Do mesmo modo

$$\sin^2 \alpha = ED/EC = 1/2$$

ou

$$2\alpha = 30^\circ$$

ou seja, o plano está inclinado de  $15^\circ$  em relação ao eixo de tensão.

4.2 As principais tensões de tração num ponto de uma placa através de três principais planos são  $0,3 \text{ kgf/mm}^2$  ( $3 \text{ MPa}$ ) e  $6 \text{ kgf/mm}^2$  ( $60 \text{ MPa}$ ). Obter a componente normal e as intensidades de tensões tangenciais e a grandeza e a direção da tensão resultante através de um plano principal e inclinado de  $30^\circ$  em relação ao plano submetido à tensão de  $6 \text{ kgf/mm}^2$  ( $60 \text{ MPa}$ ).

Considere-se a Figura 147.

OB e OA são traçados em escala de modo a representar as duas principais tensões  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$ . O raio vetor CE é traçado a um ângulo  $2 \times 30^\circ = 60^\circ$  em relação a AB.

Tem-se

$$\sigma_n = \text{tensão normal} = OD = 5,25 \text{ kgf/mm}^2 (52,5 \text{ MPa})$$

$$\sigma_s = \text{tensão tangencial} : ED = 1,25 \text{ kgf/mm}^2 (12,5 \text{ MPa})$$

$$\sigma_r = \text{tensão resultante} = OE = 5,4 \text{ kgf/mm}^2 (54 \text{ MPa})$$

a qual faz um ângulo de  $76^\circ$  em relação ao plano sujeito a  $6 \text{ kgf/mm}^2$  ( $60 \text{ MPa}$ ).

A teoria de MOHR estabelece igualmente que um número infinito de planos pode ser traçado através de um ponto que tenha a mesma tensão normal, desde que as tensões  $\sigma_1$ ,  $\sigma_2$  e  $\sigma_3$  atuem nesse ponto de um elemento, como a Figura 146 mostra.

A Figura 148<sup>(99)</sup> constitui a representação gráfica MOHR de três tensões mutuamente perpendiculares.

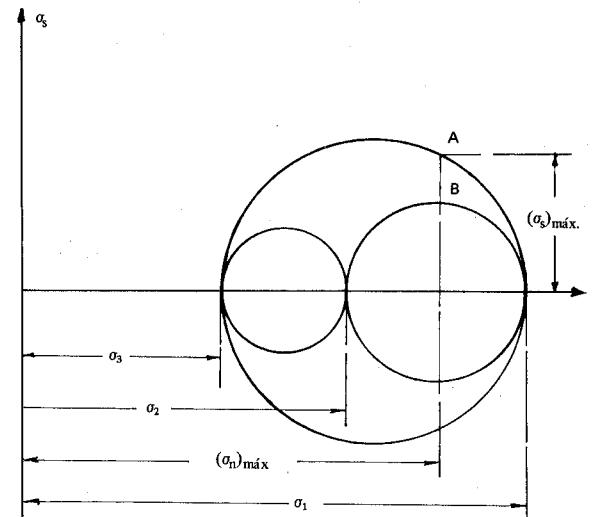


Figura 148 Representação Mohr para três tensões mutuamente perpendiculares

Nessa representação, a tensão de cisalhamento variará de B até A e a máxima tensão de cisalhamento corresponderá ao ponto A, o que significa que de todos os planos tendo a mesma tensão normal, a máxima tensão de cisalhamento atuará naquele através do qual atuam as tensões intermediárias. Isto é, a condição de segurança nesse ponto é determinada somente pelo círculo mais externo e a tensão intermediária não tem qualquer efeito na condição de falha.

Relações diferentes de  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$  provocam tensões-limite diferentes, de modo que as curvas MOHR apresentam raios diferentes para diferentes relações de  $\sigma_1$  e  $\sigma_2$ .

Em função das considerações feitas, a teoria de MOHR pode ser representada graficamente de acordo com a Figura 149, onde curvas como AB e A'B' representam as curvas que envolvem todos os possíveis círculos correspondentes a estados de tensão.

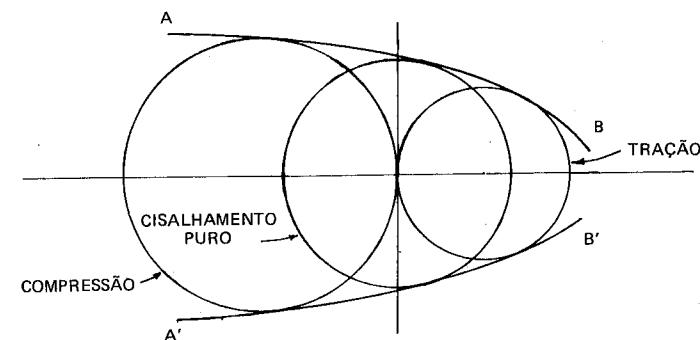


Figura 149 Representação gráfica da teoria de Mohr.

Cada círculo tangente a esse envoltório dará um dos possíveis estados-limite de tensão. Nesses círculos, os raios representarão as tensões-limite de cisalhamento e os pontos de intersecção do círculo com o eixo das abscissas representarão as correspondentes tensões máximas principais.

A aplicação da teoria de MOHR em material frágil como ferro fundido está representada na Figura 150<sup>(100)</sup>, onde

$$\sigma_n = \text{resistência-limite de tração}$$

$$\sigma_c = \text{resistência-limite de compressão}$$

$$\text{Logo } AB = BE = BD = 1/2 DE = 1/2 (\frac{\sigma_n + \sigma_c}{2}) \cos \theta$$

e

$$\sigma_s = \text{tensão de cisalhamento limite} = AC = AB \cos \theta$$

ou

$$\sigma_s = \frac{\sigma_n \times \sigma_c}{\sigma_n + \sigma_c}$$

Para ferro fundido, pode-se admitir para  $\sigma_c$  o valor  $4 \sigma_n$ .

Então

$$\sigma_s = \frac{4}{5} \sigma_n,$$

o que significa que a relação tensão de ruptura em cisalhamento para tensão de ruptura em tração é equivalente a 0,8.

Aplicando essa tensão-limite para o caso de torção cíclica, a resistência à fadiga de materiais como o ferro fundido será

$$\sigma_f = 0,8 \sigma_t$$

onde  $\sigma_f$  é o limite de resistência à fadiga e  $\sigma_t$  é o limite de resistência à tração.

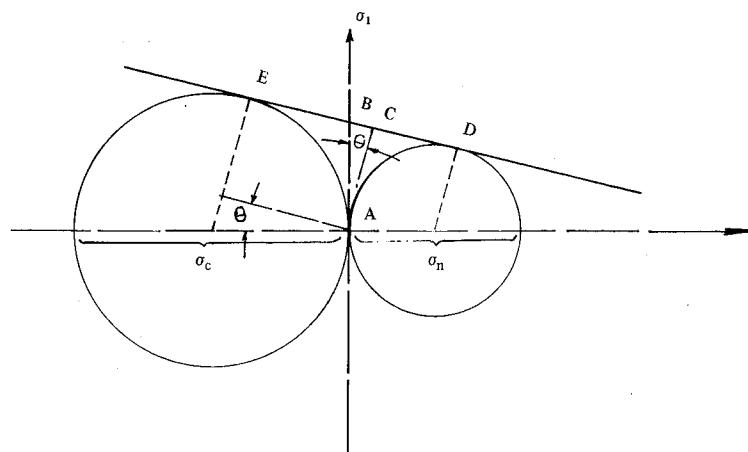


Figura 150 Teoria de Mohr modificada para ferro fundido.

**5 Ensaios sob tensões multiaxiais** Sob o ponto de vista prático, não há métodos precisos para avaliar-se os efeitos dessas tensões combinadas.

Apesar disso, tem-se tentado submeter os materiais metálicos a ensaios em que se procura simular tensões multiaxiais, empregando corpos de prova de forma e dimensões especiais.

Contudo, é difícil transferir os resultados obtidos para as condições reais, mesmo porque a condição de tensões combinadas é criada pela forma geométrica dos componentes e por outros fatores, inclusive eventuais cargas dinâmicas, que alteram a intensidade das tensões e tornam sua determinação pouco precisa e sua interpretação duvidosa.

Assim sendo, os ensaios empregados em laboratório com os objetivos acima, são de utilidade limitada e seus resultados devem ser examinados com muita cautela.

Alguns ensaios simulados empregam tensões de cisalhamento, superpostas em tensões de tração e compressão, tensões de tração biaxiais ou triaxiais, tensões de tração em corpos de prova entalhados, tensões de dobramento igualmente em corpos de prova entalhados etc.

Um dos ensaios de certa utilidade para o engenheiro é o que origina tensões de tração biaxiais, pois leva o material a uma fratura frágil. Para esse tipo de ensaio, dois tipos de corpos de prova foram desenvolvidos, os quais exigem adaptação especial nas máquinas de ensaio de tração<sup>(101)</sup>.

**5.1 Corpo de prova plano em forma de cruz** A Figura 151 mostra esse tipo de corpo de prova, no qual se produz uma tensão de tração biaxial na parte central.

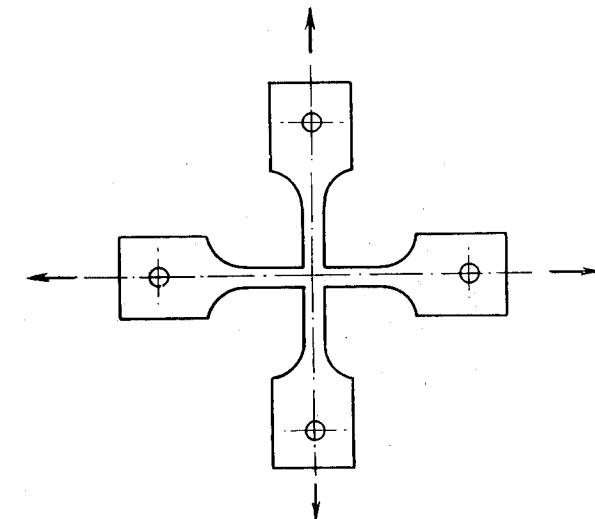


Figura 151 Corpo de prova para aplicação de tensão biaxial na área central.

Uma das limitações do ensaio reside nas tensões criadas nos cantos da secção central e em eventuais tensões de dobramento, caso as cargas não estejam perfeitamente alinhadas.

**5.2 Corpo de prova cilíndrico oco, de paredes finas**, indicado na Figura 152.

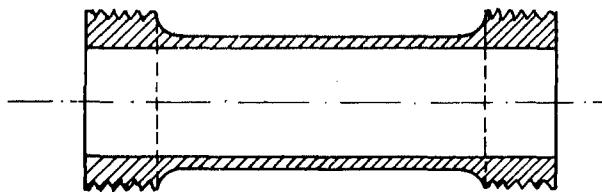
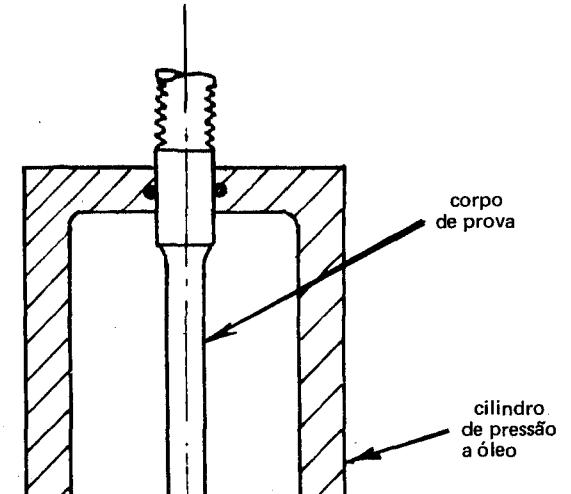


Figura 152 *Corpo de prova idealizado para aplicação de tensões multiaxiais.*

Nesse ensaio aplica-se tração triaxialmente, numa máquina de tração e ao mesmo tempo cria-se pressão de óleo no interior do cilindro por meio de uma bomba de alta pressão. A tensão originada é tração biaxial entre a cota axial



Para aços-liga, nas mesmas condições de temperatura,  $k$  pode ser reduzido a 2, desde que o valor para a tensão de trabalho assim obtido caia abaixo do limite de proporcionalidade naquela faixa de temperatura.

No caso de tensões combinadas, deve-se empregar uma das teorias de resistência estudadas. Por exemplo, para metais dúcteis, a teoria da "energia de empenamento" ou a de "máximo cisalhamento" e para metais frágeis a de "MOHR". A tensão de trabalho é dada pela equação

$$\sigma_t = \frac{\sigma_1}{k}$$

onde  $\sigma_1$  equivale à tensão-limite determinada por uma teoria particular de resistência.

Os valores de  $k$  são idênticos aos já discutidos. Para condições normais de trabalho, pode-se adotar  $k$  igual a 2, porém em condições de concentração de tensões,  $k$  deve ser aumentado.

Na presença de cargas cíclicas, o problema torna-se mais complexo, devido à natureza da flutuação de tensões.

Quando se tem reversão completa de tensões (parte *a* da Figura 117, Capítulo XII), outros fatores que influem estão relacionados com a presença ou não de concentração de tensões.

Mesmo no caso da secção ser uniforme, sem concentração de tensões, o valor de  $k$  é maior que no caso de tensões de natureza estática, porque nas cargas cíclicas, quando se ultrapassa o limite de escoamento, ocorre fratura do material. O valor de  $k$  é tomado como 3 e a tensão-limite como o valor da resistência à fadiga.

Quando a secção não é uniforme e apresenta concentração de tensões, a resistência à fadiga do material fica reduzida, como é óbvio. Desse modo, deve-se adotar preferivelmente a resistência à fadiga do componente de máquina diretamente ensaiado. Para coeficiente de segurança, adota-se o valor 3.

Quando se tem tensões flutuantes (parte *b* da Figura 117, Capítulo XII), deve-se considerar igualmente secções uniformes e não-uniformes.

Para secções uniformes, sem concentração de tensões, GOODMAN<sup>(102)</sup> propôs a seguinte equação:

$$\frac{\sigma_a}{\sigma_f} + \frac{\sigma_m}{\sigma_u} = \frac{1}{k}$$

onde

$\sigma_a$  = componente de tensão variável

$\sigma_m$  = componente de tensão constante

$\sigma_f$  = resistência à fadiga

$\sigma_u$  = resistência à tração

$k$  = coeficiente de segurança.

Para  $k$  adota-se o valor 3.

Para secções não uniformes, com concentração de tensões, adota-se a resistência à fadiga do componente diretamente ensaiado em condições de completa reversão de tensões e para  $k$  o valor 3.

Tratando-se de tensões combinadas, adota-se uma das teorias de resistência, conforme se trate de metais dúcteis ou frágeis e o valor de  $k$  mais adequado parece ser 3.



## CAPÍTULOS I a IV

- Qual a diferença entre “entalpia” e “entropia”?
- A combinação de gelo e água é um sistema de uma fase ou de fases múltiplas? A água contendo pequena quantidade de sal ( $\text{NaCl}$ ) é um sistema de uma fase ou de fases múltiplas?
- Por que a teoria de BOHR é considerada como ultrapassada?
- Explicar a “ligação metálica”.
- O óxido de magnésio  $\text{MgO}$  tem uma densidade de  $3,59 \text{ g/cm}^3$ . Quantos átomos ao todo ( $\text{Mg}$  e  $\text{O}$ ) existem em  $1 \text{ cm}^3$  de  $\text{MgO}$ ?
- O coeficiente de dilatação térmica de uma barra de aço é  $13,5 \cdot 10^{-6} \text{ cm/cm}^{\circ}\text{C}$ . Pergunta-se: (a) Qual a variação de temperatura necessária para produzir a mesma alteração dimensional que a produzida por uma tensão de  $63 \text{ kgf/mm}^2$ ? (b) Qual a variação de volume que essa mudança de temperatura irá acarretar?
- Um fio de cobre puro de  $1,016 \text{ mm}$  de diâmetro é utilizado num circuito elétrico transportando uma corrente de  $10 \text{ ampères}$ . Sua resistividade é de  $1,7 \cdot 10^{-6} \text{ ohm-cm}$ . Pergunta-se: (a) Quantos watts de calor são perdidos por metro? (b) Quantos watts adicionais seriam perdidos se o fio de cobre fosse substituído por um fio de latão do mesmo diâmetro, de resistividade correspondente a  $3,2 \cdot 10^{-6} \text{ ohm-cm}$ ?

- Um fio de cobre de resistividade equivalente a  $1,7 \cdot 10^{-6} \text{ ohm-cm}$  possui um diâmetro de  $0,027 \text{ mm}$ . Quantos metros de fio são necessários para produzir uma resistência de  $3,0 \text{ ohm}$ ?
- A massa específica do alumínio é de  $2,70 \text{ g/cm}^3$ . Pergunta-se: (a) Qual a massa do átomo do alumínio? (b) Quantos átomos de alumínio há num  $\text{cm}^3$ ?
- Sabendo que a massa específica do cobre é  $8,94 \text{ g/cm}^3$ , calcular seu parâmetro de reticulado e sua distância interatômica.
- Determinar a massa específica do cristal alfa do ferro, sabendo-se que o peso atómico do ferro é igual a  $55,85$ , o seu comprimento de aresta é  $2,9 \text{ \AA}$  e que um átomo-grama contém  $6,02 \cdot 10^{23}$  átomos.
- A prata apresenta um reticulado cúbico de face centrada e seu raio atómico corresponde a  $1,444 \text{ \AA}$ . Qual o comprimento do lado de sua célula unitária?
- Esboce duas células cúbicas de face centrada. Numa delas, indique todos os interstícios octaédricos e na outra os interstícios tetraédricos. Pergunta-se: (a) Quantos interstícios de cada tipo há por célula unitária? (b) Quantos interstícios de cada tipo há por átomo de metal?
- A distância entre os planos (110) numa estrutura de reticulado cúbico centrado é  $2,03 \text{ \AA}$ . Pergunta-se: (a) Qual o parâmetro da célula unitária? (b) Qual o raio dos átomos? (c) Quais os metais que podem ser considerados?
- Calcular o raio do maior átomo que pode se localizar nos interstícios do ferro gama, sem provocar deformação.
- O diâmetro médio dos grãos de uma amostra de cobre é  $1,0 \text{ mm}$ . Pergunta-se: quantos átomos há por grão, admitindo-se que os grãos sejam esféricos?
- A aplicação de uma compressão hidrostática de  $21 \text{ kgf/mm}^2$  no ferro produz uma mudança de volume de  $10\%$ . Qual a mudança que ocorre se ao material for aplicada uma tensão axial correspondente a  $63 \text{ kgf/mm}^2$ ?
- Um corpo de prova de  $12,83 \text{ mm}$  de diâmetro com  $50,80 \text{ mm}$  de comprimento original de medida é carregado na faixa elástica com  $15.890 \text{ kgf}$ . Verifica-se um aumento de comprimento de  $0,35 \text{ mm}$ . Seu diâmetro sob a carga é de  $12,80 \text{ mm}$ . Pergunta-se: (a) Qual o seu módulo de compressibilidade? (b) Qual o seu módulo de rigidez?
- Uma liga contém  $85\%$  em peso de cobre e  $15\%$  em peso de estanho. Calcular a porcentagem atómica de cada elemento.
- Se  $1\%$  em peso de carbono está presente no ferro gama, qual a porcentagem das células unitárias que contém átomos de carbono?

21. Por que os contornos de grãos são mais rapidamente atacados que o interior dos grãos?
22. Por que os contornos dos grãos são mais resistentes que os grãos propriamente ditos?
23. Explicar como as discordâncias podem influir sobre a deformação plástica dos metais.
24. Indicar a diferença entre discordância plana e discordância em espiral. Qual a direção de movimento de cada uma durante o escorregamento em relação ao vetor Burgers?
25. Em que pontos principais difere a deformação por escorregamento da deformação por macação?
26. Explicar porque os módulos de elasticidade dos metais diferem de um mínimo para um máximo.
27. Explicar por que o encruamento produz alterações nas propriedades dos metais.
28. Descrever o processo de recozimento de um metal encruado.
29. Qual a importância da regra "relação de alavanca" no estudo dos diagramas de constituição das ligas metálicas binárias?
30. Quais são os possíveis métodos de estudo de ligas ternárias por intermédio dos diagramas de constituição?

## CAPÍTULOS V a VIII

1. Qual a diferença entre uma propriedade sensível à estrutura e uma propriedade não-sensível à estrutura? Em que categoria estão situados o módulo de elasticidade e o limite de escoamento?
2. Quais são algumas das mais importantes características de resistência dos materiais?
3. As propriedades de tração de um aço alteram-se com a quantidade de carbono presente. Entretanto, o módulo de elasticidade permanece constante qualquer que seja o teor de carbono. Explicar o porquê.
4. Os valores abaixo foram obtidos no ensaio de tração de um aço, utilizando-se um corpo de prova de comprimento original de medida correspondente a 50,8 mm:

carga (kgf)	918	1816	2724	3632	4540	5448
alongamento (mm)	0,017	0,034	0,0508	0,0676	0,0848	0,1016
carga (kgf)	6356	7624	8172	8172	5448	
alongamento (mm)	1,27	2,286	3,048	12,7	18,29	

carga no limite de proporcionalidade	5720 kgf
carga no limite de escoamento	6084 kgf
carga máxima	8853 kgf
carga de ruptura	5448 kgf
alongamento total	18,3 mm
diâmetro do corpo de prova	12,8 mm
comprimento original de medida	50,8 mm
estricção	63%

Traçar o diagrama tensão-deformação mostrando a fase elástica até o limite de escoamento e determinar: (a) o limite de proporcionalidade pelo método Johnson; (b) a variação obtida para este valor em relação aos dados obtidos no gráfico.

5. Uma barra metálica de 12,7 mm de diâmetro suporta uma carga de 6810 kgf. Pergunta-se: (a) Qual a tensão a que está sujeita a barra? (b) Se a barra possui um módulo de elasticidade de 21.000 kgf/mm<sup>2</sup>, quantos mm/mm a barra se deformará se lhe for aplicada uma carga de 6810 kgf?
6. Num ensaio de tração de uma barra de aço-carbono com comprimento original de medida de 203,2 mm, foram obtidos, para diâmetros mínimos  $d$ , os seguintes valores de carga  $P$ , em kgf e alongamento  $e$ , em mm:

P	0	10,805	14,028	15,322	15,890	15,867	13,166
e	0	6,096	15,24	25,91	39,88	53,85	70,87
d	23,01	22,63	22,12	21,62	20,95	20,29	14,94

Traçar os seguintes diagramas: (a) de tensão-deformação nominal; (b) de tensão-deformação real.

7. Três fios paralelos, cada um com 2921 mm de comprimento e situados no mesmo plano vertical, suportam em conjunto uma carga de 1362 kgf. O fio do meio é de aço e os fios das extremidades são de latão; cada um deles apresenta uma área de secção transversal de 161,3 mm<sup>2</sup>. Depois de ajustar os fios de modo que cada um deles suporte 1/3 da carga, uma carga adicional de 6356 kgf é aplicada. Determinar: (a) tensão em cada fio; (b) a proporção da carga total em cada fio; (c) o coeficiente de segurança para cada fio, baseado no limite de proporcionalidade sob tração. São conhecidos os seguintes valores:

— limite de proporcionalidade do fio de aço	24,5 kgf/mm <sup>2</sup>
— idem dos fios de latão	14 kgf/mm <sup>2</sup>
— módulo de elasticidade do aço	21.000 kgf/mm <sup>2</sup>
— idem do latão	8.400 kgf/mm <sup>2</sup>

8. A massa específica do aço é  $7,87 \text{ g/cm}^3$ . Se uma barra de aço é suspensa verticalmente numa extremidade, qual será o máximo comprimento da barra para suportar uma tensão de  $7 \text{ kgf/mm}^2$ ?
9. Uma liga de alumínio possui um módulo de elasticidade de  $7040 \text{ kgf/mm}^2$  e um limite de escoamento de  $28 \text{ kgf/mm}^2$ . Pergunta-se:  
(a) Qual a carga que pode ser suportada por um fio de  $1,74 \text{ mm}$  de diâmetro sem que ocorra deformação permanente? (b) Se uma carga de  $44 \text{ kgf/mm}^2$  é suportada por  $30,5 \text{ m}$  desse fio, qual será o alongamento?
10. Uma carga de  $454 \text{ kgf}$  aplicada num fio de aço de  $2,40 \text{ m}$  de comprimento com  $16,1 \text{ mm}^2$  de seção transversal ocasionou um aumento de comprimento elástico do fio de  $3 \text{ mm}$ . Calcular: (a) a tensão; (b) a deformação; (c) o valor do módulo de Young.
11. Qual a diferença entre resiliência e tenacidade?
12. Quais os significados práticos da resistência à tração, da estrição e do alongamento?
13. Comparar o comportamento de um metal dúctil com o de um metal frágil quando submetidos ao ensaio de tração.
14. Os dados abaixo foram obtidos no ensaio de compressão de ferro fundido:

Tensão ( $\text{kgf/mm}^2$ )	Deformação ( $\text{mm/mm}$ )
2,8	0,00022
7,0	0,00055
10,5	0,00082
14,0	0,00110
21,0	0,00180
28,0	0,0028

Traçar o diagrama tensão-deformação. Qual a mudança que se verifica no módulo de elasticidade se se elevar a tensão de  $14 \text{ para } 21 \text{ kgf/mm}^2$ ?

15. Qual o objetivo principal do ensaio de dobramento simples?
16. Explicar o conceito de módulo de ruptura. Qual o efeito do comprimento do vão no módulo de ruptura de uma barra de ferro fundido para ensaio de resistência à ruptura transversal?
17. Em que tipos de materiais o ensaio de resistência à ruptura transversal é aplicado com mais freqüência?
18. Os conceitos de resistência ao cisalhamento e resistência à torção são equivalentes?

19. Discutir as vantagens e as desvantagens do emprego de corpos de prova cilíndricos cheios ou tubulares na determinação da resistência à torção.
20. Quais são as principais diferenças entre as falhas por torção e por tração?

## CAPÍTULOS IX a XI

1. Provar que a relação entre a carga  $P$  em kgf sobre a esfera de penetração e o diâmetro da esfera  $D$  em mm é dada por  $P/D^2 = \text{constante}$ . Qual o significado prático dessa relação?
2. Descrever o ensaio de dureza Brinell como é aplicado em aços e em metais e ligas não-ferrosos. Os valores assim obtidos podem ser relacionados com a resistência à tração dessas ligas? Se tal ocorrer, qual é a relação? Há exceções?
3. Quais são as limitações do ensaio de dureza Brinell?
4. Se uma impressão Brinell ou Rockwell for feita perto da extremidade da peça provocando um abaulamento lateral, o valor resultante de dureza será maior ou menor que o valor verdadeiro?
5. O que a dureza escleroscópica mede realmente?
6. Sob o ponto de vista prático, qual o ensaio de dureza mais recomendável? Por quê?
7. Discutir as relações existentes entre a resistência mecânica, ductilidade e tenacidade.
8. Qual o característico físico de um material que pode ser determinado por um ensaio de choque?
9. Calcular a resistência ao choque de uma barra de aço de  $3,8 \text{ cm}$  de diâmetro por  $2,44 \text{ m}$  de comprimento, admitindo-se o limite de proporcionalidade do aço como correspondente a  $21 \text{ kgf/mm}^2$  e o seu módulo de elasticidade como sendo de  $21.000 \text{ kgf/mm}^2$ . Admitir a seguinte relação:

$$U_D = 1/2.(L_p)^2/E.\text{volume}$$

onde  $U_D$  = energia de deformação em  $\text{kgf.m}$ ,  $L_p$  = limite de proporcionalidade do aço em  $\text{kgf/mm}^2$  e  $E$  = módulo de elasticidade em  $\text{kgf/mm}^2$ .

10. Determinar a tenacidade de um aço apresentando as seguintes propriedades: limite de escoamento =  $60 \text{ kgf/mm}^2$ ; limite de resistência à tração =  $94 \text{ kgf/mm}^2$  e alongamento em  $2''$  de  $20\%$ .
11. Qual o significado de temperatura de transição? Qual a sua importância no emprego dos metais para usos específicos?

12. Um peso de 500 kg cai 2,5 cm sobre a flange presa na extremidade inferior de uma barra vertical de 5,0 cm de diâmetro e 3 m de comprimento. Calcular: (a) a tensão desenvolvida; (b) a altura de queda se a tensão-limite for de  $7,0 \text{ kgf/mm}^2$ . Considerar  $E = 21.000 \text{ kgf/mm}^2$ .
13. Por que nos ensaios de choque, os resultados obtidos devem ser acompanhados pelo tipo de corpo de prova empregado?
14. Discutir as semelhanças e as diferenças entre “escorregamento” e “fluência”.
15. Em que condições de temperatura e tempo, sob a ação de uma determinada carga, pode ocorrer dano estrutural do material devido à fluência?
16. Como se origina e se propaga a fratura por fluência?
17. Qual o significado de “temperatura equicoesiva”?
18. Quais são os principais dados que podem ser obtidos pelo estudo do fenômeno de fluência?
19. Quais as diferenças entre resistência à fluência e resistência à ruptura por fluência?
20. Explicar os significados de “recuperação” e “relaxação”.
21. Com base numa deformação limite por fluência de 1% em 100.000 h e em função dos resultados mostrados na Figura 106 (Capítulo X), determinar a temperatura aproximada para atingir essa deformação por fluência para uma tensão de  $3,5 \text{ kgf/mm}^2$ , para cada um dos tipos de aços apresentados.
22. Os seguintes dados de fluência foram obtidos em ensaios de aço-carbono-cromo-molibdênio a  $455^\circ\text{C}$ :

Tempo, h	Tensão, $\text{kgf/mm}^2$			
	9,1	10,5	12,2	14,0
	Fluência, %			
0	0,02	0,09	0,109	0,21
250	0,03	0,11	0,16	0,33
500	0,0365	0,122	0,174	0,384
750	0,0365	0,126	0,185	0,421
1000	0,0365	0,13	0,197	0,454

Traçar as quatro curvas tempo-fluência para os dados acima.

23. Os dados seguintes foram obtidos num ensaio fluência-ruptura de uma liga Inconel a  $815^\circ\text{C}$ : (a) alongamento = 1% depois de 10 horas; (b) alongamento = 2% após 200 horas; (c) alongamento = 4%, após 2.000 horas; (d) alongamento = 6% após 4.000 horas; (e) início de estrangulamento da secção a 5.000 horas e ruptura a 5.500 horas. Qual a velocidade de fluência?

## CAPÍTULOS XII a XIV

1. Quais são as condições necessárias para produzir-se uma falha por fadiga?
2. Expor sucintamente as várias teorias propostas para explicar o fenômeno de fadiga dos metais. Comentar e concluir.
3. Quais as diferenças que se pode esperar do comportamento de dois metais, com a mesma resistência mecânica, porém um dúctil e outro frágil, quando submetidos a cargas de fadiga?
4. Quais as conclusões que podem ser extraídas dos resultados obtidos em ensaios de laboratório relacionados com a fadiga?
5. Qual a diferença entre “limite de fadiga” e “resistência à fadiga”?
6. Por que os tratamentos superficiais do aço, tais como nitretação e jacto-percussão melhoraram seu limite de fadiga?
7. Por que a forma das peças sujeitas ao fenômeno de fadiga é considerado um fator crítico?
8. O que significa “corrosão por fadiga”?
9. Um eixo de aço-carbono tratado termicamente de modo a apresentar uma dureza Brinell de 250 tem um diâmetro de 7,6 cm e está ligado a uma secção reduzida de 7,0 cm de diâmetro mediante um raio de concordância de 3,2 mm. Se o eixo ficar sujeito a dobramento rotativo e se o limite de fadiga de um corpo de prova do material é de cerca de  $35 \text{ kgf/mm}^2$  em ensaio de dobramento rotativo e se se tomar como coeficiente de segurança o valor 2, determinar o valor da tensão de trabalho.
10. Qual o significado prático da capacidade de amortecimento? Há alguma razão fundamental para considerar a alta capacidade de amortecimento preferível a uma alta resistência à fadiga?
11. Quais os característicos que são avaliados pelos ensaios de embutimento?
12. Discutir o efeito do acabamento superficial sobre o desgaste de superfícies em movimento.

13. Quais são os fatores de que depende a usinabilidade dos metais?
14. Como são obtidas as chamadas "curvas de vida da ferramenta"?
15. Dentre as várias teorias de resistência, quais as que se aplicam melhor aos metais frágeis?
16. Qual a importância da adoção de "coeficientes de segurança" no projeto e cálculo de estruturas e componentes mecânicos?

## BIBLIOGRAFIA

1. RALLS, K. M., COURTNEY, T. H. e WULFF, J. *Introduction to Materials Science and Engineering*. John Wiley & Sons, 1976. P. 4 e segs.
2. CORRÊA DA SILVA, L. C. *Princípios Básicos da Metalurgia* – Curso especial patrocinado pela Associação Brasileira de Metais. 1959. P. 2-1 e segs.
3. VAN VLACK, L. H. *Elements of Material Science*. Addison-Wesley Publishing Co. Inc., 1964. P. 38 e seg.
4. REF. 3 P. 17 e seg.
5. REF. 1. P. 36 e seg.
6. AMERICAN SOCIETY FOR METALS. *Properties and Selection of Metals* – Metals Handbook. 8. ed., V. I., 1961. P. 24.
7. RUOFF, A. L. *Materials Science*. Prentice-Hall Inc., 1973. P. 268.
8. CHALMERS, B. *Physical Metallurgy*. John Wiley & Sons, Inc., 1962. P. 79.
9. SAMANS, C. H. *Engineering Metals & Their Alloys*. The Macmillan Co., 1949. P. 44.
10. REF. 1. P. 621 e seg.
11. REF. 7. P. 203 e seg.
12. REF. 1. P. 158.
13. REF. 3. P. 65.

14. DIETER, G. E. *Mechanical Metallurgy*. McGraw-Hill Book Co., Inc., 1961. P. 83.
15. REF. 3. P. 89 e seg.
16. REF. 7. P. 280.
17. REF. 3. P. 142 e seg.
18. HERTZBERG, R. W. *Deformation and Fracture Mechanics of Engineering Materials*. John Wiley & Sons, Inc., 1976. P. 85.
19. REF. 1. P. 440.
20. REF. 14. P. 97.  
DOAN, G. E. *The Principles of Physical Metallurgy*. 3. ed., McGraw-Hill Book Co., Inc., 1953. P. 76.
22. BARRETT, C. S. e MASSALSKI, T. B. *Structure of Metals*. 3 ed., McGraw-Hill Book Co., 1966. P. 409.
23. KOVES, G. *Materials for Structural and Mechanical Functions*. Hayden Book Co., Inc., 1970. P. 214.
24. REF. 14. P. 146 e seg.
25. REF. 3. P. 136 e seg.
26. REF. 7. P. 547.
27. BRICK, R. M., GORDON, R. B. e PHILLIPS, A. *Structure and Properties of Alloys*. 3 ed., McGraw-Hill Book Co., 1965. P. 110.
28. REF. 3. P. 84.  
SAMANS, C.H. *Metallic Materials in Engineering*. 3 ed., The MacMillan Co., 1966. P. 33.
30. REF. 21. P. 178.
31. DANIELS, F. *Outlines of Physical Chemistry*. John Wiley & Sons. Inc., 1948. P. 316 e seg.
32. REF. 7. P. 378 e seg.
33. CHIAVERINI, V. *Aços e Ferros Fundidos*. 5 ed., 2<sup>a</sup> reimpressão – Associação Brasileira de Metais, 1984. P. 339.
34. DAVIS, H. E., TROXELL, G. E. e HAUCK, G. K. W. *The Testing of Engineering Materials*. 4 ed., McGraw-Hill Book Co., 1982. P. 88 e seg.
35. REF. 18. P. 8.
36. LESSELLS, J. M. *Strength and Resistance of Metals*. John Wiley & Sons, Inc., 1954. P. 1 e seg.
37. SOUZA, S. A. *Ensaios Mecânicos dos Materiais Metálicos*. Ed. E. Blucher Ltda., 1974. P. 22.
38. REF. 14. P. 133.
39. REF. 7. P. 605.
40. TWEEDDALE, J. G. *Mechanical Properties of Metals*. George Allen and Unwin Ltd., 1964. P. 6.
41. REF. 34. P. 22.
42. McLEAN, D. *Mechanical Properties of Metals*. John Wiley & Sons, Inc., 1962. P. 223 e seg.
43. REF. 40. P. 88 e seg.
44. REF. 34. P. 33 e 34.
45. REF. 34. P. 38 e seg.
46. MARIN, J. *Mechanical Behavior of Engineering Materials*. Prentice-Hall, Inc., 1962. P. 84 e seg.
47. REF. 34. P. 181 e seg.
48. REF. 40. P. 219.
49. REF. 34. P. 166 e seg.
50. REF. 14. P. 273 e seg.
51. REF. 34. P. 204.
52. REF. 8. P. 221.
53. LYSAGHT, V. E. *Indentation Hardness Testing* – Wilson Mechanical Instrument Division. American Chain & Cable Co., 1949. P. 101.
54. REF. 36. P. 93 e seg.
55. REF. 29. P. 213.
56. REF. 34. P. 43.
57. REF. 40. P. 156.
58. REF. 14. P. 289.
59. REF. 40. P. 158.
60. REF. 53. P. 48 e seg.
61. REF. 40. P. 161.
62. REF. 53. P. 189.
63. REF. 46. P. 450.
64. REF. 34. P. 217.
65. REF. 40. P. 130 e seg.
66. REF. 3. P. 157 e seg.
67. REF. 42. P. 327 e seg.
68. REF. 34. P. 261 e seg.
69. REF. 14. P. 335 e seg.
70. REF. 18. P. 133.
71. REF. 36. P. 77.
72. REF. 34. P. 222 e seg.
73. REF. 1. P. 478 e seg.
74. REF. 29. P. 84.
75. REF. 40. P. 112 e seg.
76. REF. 14. P. 293 e seg.
77. REF. 34. P. 244 e seg.
78. REF. 18. P. 421 e seg.
79. REF. 40. P. 269 e seg.
80. REF. 36. P. 164 e seg.
81. REF. 42. P. 336.
82. REF. 46. P. 184.
83. CAZAOUUD, R. *La Fadiga de los Metales*. Aguilar, 1957. P. 142.



84. MOORE, H. F. *Fatigue Tests – Metals Handbook*. 1948. American Society for Metals. P. 118.
85. REF. 33. P. 136.
86. ASM COMMITTEE ON SHOT PEENING. *Shot Peening – Metals Handbook*. V. 2, 8 ed., 1964. American Society for Metals. P. 398.
87. REF. 14. P. 321 e seg.
88. HANCHEN, R. *Resistencia a La Fadiga*, Editorial Reverté S.A., 1960. P. 11 e seg.
89. REF. 18. P. 462.
90. REF. 40. P. 104.
91. REF. 14. P. 232 e seg.
92. REF. 40. P. 258 e seg.
93. LOW JR, J. R. *Mechanical Testing of Sheet Metals – Metals Handbook*, 1948. ASM. P. 128.
94. SUBCOMMITTEE ON WEAR OF METALS. *Wear of Metals – Metals Handbook*. 1948. ASM. P. 216 e seg.
95. REF. 14. P. 369.
96. FERRARES, D. *Usinagem dos Metais*. V. I, Ed. E. Blucher, 1970. P. 566 e seg.
97. SISCO, F. T. *Modern Metallurgy for Engineers*. Pitman Publishing Corp., 1942. P. 162.
98. TIMOSHENKO, S. P. *Resistência dos Materiais*. V. II, Ao Livro Técnico S.A., 1966. P. 404 e seg.
99. REF. 36. P. 371 e seg.
100. REF. 36. P. 180.
101. REF. 40. P. 229 e seg.
102. REF. 36. P. 385 e seg.

**ESCOLA TÉCNICA FEDERAL DO RIO GRANDE DO NORTE**

Departamento de Administração  
Divisão de Material e Patrimônio

Setor de Documentação

Fluxo: 69228

Data do Lançamento: / /  
Comprovante de Lançamento: N° \_\_\_\_\_

## ÍNDICE ANALÍTICO

- Abrasão, 221
- ACHENCK (corpo de prova), 191
- Alfa (forma alotrópica), 23
  - ferro, 23
- Alívio de tensões, 56
- Alongamento, 101
- Alotropia (ou polimorfismo), 23
- Alotrópicas (formas), 23
- Amortecimento
  - capacidade de, 215
  - ensaio, 218
- Ângulo de cisalhamento, 42
- Ângulo de dobramento, 121
- Ângulo de torção, 86, 129, 131
- Aresta
  - discordância de, 32
- Associação de átomos, 8
- Átomo
  - natureza, 5
  - impuro, 31
- Atrito
  - efeito na fadiga, 210
- BARBA (lei), 102
- BELTRAMO (teoria), 232
- Bi-lacuna, 30
- BOHR (modelo), 5
- BRALE (penetrador), 142
- BURGERS (vetor), 33
- Capacidade
  - calorífica, 14
  - condutora de corrente, 15
- de amortecimento, 215
- de embutimento, 219
- Carga(s)
  - cíclica(s), 232
  - dinâmica(s), 84
  - estática(s), 84
- “Casca de laranja”, 220
- Cavaco(s), 225
- Célula unitária (cristalina), 19
- CHARPY (corpo de prova), 171
- Choque (ou impacto), 167
  - corpos de prova, 171
  - ensaio de, 169
  - por torção, 172
  - resistência ao, 167
- Ciclos de tensões, 180
- Círculo de MOHR, 236, 238
- Cisalhamento, 43, 126
  - ângulo de, 42
  - esforço, 42
  - módulo, 42
  - teoria, 232
- Coeficiente de difusão, 66
- Coeficiente de segurança, 86, 244
- Componentes (das ligas), 68
- Compostos intermetálicos, 80
- Compressão, 85
  - ensaio, 116
  - resistência à, 115
  - tensão de, 116
- Conceito de WOOD, 182

Condições superficiais  
efeito na fadiga, 200  
Condutibilidade  
elétrica, 15  
térmica, 15  
Constituição  
da matéria, 1  
diagramas de, 67, 69  
Contorno de grão, 38  
Conversão de dureza, 148  
Corpos de prova, 47, 112, 243  
CHARPY, 171  
IZOD, 171  
no ensaio de choque, 171  
no ensaio de fadiga, 190  
no ensaio de fluência, 158  
no ensaio de tensões multiaxiais, 243  
no ensaio de torção, 129  
no ensaio de tração, 112  
Corrosão, 18  
efeito na fadiga, 208  
por fadiga, 208  
resistência à corrosão, 18  
Covalente (ligação), 9  
Crescimento de grão, 56  
Cristal, 19  
Cristalino(s)  
defeito(s) ou imperfeições, 30  
Cristalográfico(s)  
direções, 25  
planos, 25  
Curva(s)  
de fadiga, 187  
de fluência, 153  
de resfriamento, 71, 75  
de vida da ferramenta, 227  
tensão-deformação, 105  
DE BROGLIE, 5  
Decréscimo logarítmico, 217  
Defeito(s) cristalino(s), 30  
Defeito de massa, 7  
Defeito de superfície, 38  
Deformação, 86  
a frio, 52  
a quente, 52  
dos metais policristalinos, 50  
elástica, 39  
máxima (teoria), 231  
plástica, 43, 220  
por escorregamento, 43  
por fluência, 152  
por maculação, 43, 48  
sob torção, 129, 131  
Densidade, 12  
Desgaste, 220  
abrasivo, 221  
ensaços de, 223  
erosivo, 221  
metálico, 221  
resistência ao, 223  
Diagrama(s)  
carga-flexão, 123  
de equilíbrio (ou constituição), 67, 69  
de freqüência, 88  
geral tensão-deformação, 94, 98, 104, 106  
S-N (de fadiga), 186  
torque-ângulo de torção, 132  
verdadeiro tensão-deformação, 104  
Diâmetro atômico, 6  
Difusão, 66  
coeficiente, 66  
velocidade, 67  
Dilatação térmica, 14  
Dimensões  
efeito na fadiga, 195  
Direção de escorregamento, 44  
Direções cristalográficas, 25  
Discordância(s), 31  
de aresta, 32  
em espiral (ou em hélice), 35  
Distensão (linhas), 99  
Distribuição de freqüência, 88  
Dobramento, 118  
ensaio, 120  
Dualidade "onda-corpúsculo", 5  
Ductilidade, 86  
Dureza, 134  
Brinell, 138  
ensaços, 137  
escleroscópicas, 146  
Knoop, 146  
relação com a resistência à tração, 148  
relações de, 148  
Rockwell, 141  
Rockwell superficial, 144  
Tukon, 148  
Vickers, 144  
EINSTEIN, 5  
Elástica (deformação), 39  
Elasticidade

limite, 97  
módulo, 40, 95  
Elétrica(s) (propriedade(s), 15  
Elétron, 5  
Elétron-valéncia, 8  
Embutimento  
capacidade, 219  
ensaços de, 220  
Encruamento, 52  
Energia de empenamento (teoria), 232  
Energia-deformação (teoria), 232  
Energia livre Gibbs, 4  
Ensaios  
de amortecimento, 218  
de cisalhamento, 129  
de choque, 169  
de compressão, 116  
de desgaste, 223  
de dobramento, 120  
de dureza, 137  
de embutimento, 220  
de fadiga, 183  
de fluência, 156  
de microdureza, 146  
de resistência à ruptura transversal, 123  
de torção, 129  
de tração, 93  
diversos, 215  
mecânicos, 87  
sob-tensões multi-axiais, 242  
Entalhe(s), 169  
sensibilidade ao, 190  
Entalpia, 4  
Entropia, 4  
Equicohesiva (temperatura), 154  
Equilíbrio (diagramas), 67, 69  
Equivalência entre massa e energia, 5  
ERICHSEN (ensaio), 220  
Escala MOHS, 134  
Escalas ROCKWELL, 141, 144  
Escoamento  
fenômeno, 98  
limite, 99  
Escorregamento  
Pacote de, 45  
Planos de, 29  
Vetor de, 33  
Esforço(s)  
cíclico(s), 84, 178, 180  
combinado(s), 229  
dinâmico(s), 84  
estático(s), 84  
Especificações, 87  
Espiral (discordância em), 35  
Estado metálico, 11  
Estricção, 104  
Estrutura (cristalina), 19  
Eutético(a),  
liga, 73, 74  
ponto, 73  
Temperatura, 73  
Fadiga, 178  
corpos de prova, 190  
ensaços, 183  
fatores que influem, 190  
fenômeno, 178  
limite, 186  
relação com resistência à tração, 191  
resistência à fadiga, 187  
sob corrosão, 208  
vida por fadiga, 207  
Falha  
dúctil, 107  
frágil, 107  
por fadiga, 178  
Fase(s), 1  
diagrama(s), 67  
elástica, 40  
mudança de, 2  
plástica, 43  
Fator de entropia, 4  
Fator de redução da resistência, 197  
Fator SCHMID, 46  
Ferro  
alfa, 23  
gama, 23  
FICK (lei), 66  
Fissuração sob tensão por corrosão, 54  
Flecha, 123  
Flexão (resistência à), 122  
Fluência, 152  
ensaços, 156  
fenômeno, 152  
primária, 153  
resistência à, 157  
resistência à ruptura por, 157, 162  
secundária, 153  
terciária, 153  
velocidade, 155  
Força magnetizante, 16  
Forma (efeito na fadiga), 196  
Fragilidade, 86



Fratura  
dúctil, 173  
frágil, 173, 177  
intercristalina, 154  
por fadiga, 179  
por fluência, 154  
por torção, 133  
por tração, 107  
progressiva, 179

Freqüência  
agrupada, 88  
da tensão cíclica, 192  
histograma de, 92  
não agrupada, 88  
polígono de, 92

Gama (ferro), 23  
GIBBS (lei das fases), 68  
Grãos, 21  
crescimento, 56  
medida do tamanho, 59  
Grau de liberdade, 68  
GUILLERY, 172  
Grito do estanho, 50

HEISENBERG, 5  
Hélice (discordância em), 35  
Hipereutético(a), 74  
Hipoeutético(a), 74  
Histograma de freqüência, 92  
Hooke (lei), 95  
HUBER (teoria), 232

Imperfeições cristalinas, 30  
de linha, 31  
de ponto, 30  
de superfície, 38

FRENKEL, 31  
SCHOTTKY, 31

Impressão (na dureza), 137, 141, 143, 145

Impurezas nos metais, 63

Indeterminação (teoria), 5

Índices de Miller, 25

Intermetálicos (compostos), 81

Interstitialidade, 31

Iônica (ligação), 8

Isótopos, 7

IZOD (corpos de prova), 171

Jacto-percussão  
efeito na fadiga, 206

JOHNSON (método), 97

KNOOP (dureza), 146

Lacuna, 30

Lei  
das fases, 68  
de BARBA, 102  
de FICK, 66  
de HOOKE, 95

Liga(s) metálica(s), 63, 67

Ligação, 8  
covalente, 9  
iônica, 8  
metálica, 9

VAN DER WAALS, 9

Limite  
convencional n, 100  
de elasticidade, 97  
de escoamento, 99  
de fadiga, 183, 186  
de proporcionalidade, 96  
de resistência à tração, 98

Linha (imperfeições), 31

Liquidus (linha), 70

Luder (linhas), 99

Macelação, 48  
deformação por, 48

Macelas, 48

Martelo de queda, 172

Martelo pendular, 170

Massa atômica, 6

Matéria (constituição), 1

Materiais  
diamagnéticos, 17  
dúcteis, 98, 107  
ferro-magnéticos, 17  
frágeis, 107  
metálicos, 10  
paramagnéticos, 17

Massa  
atômica, 6

defeito de, 7

Mecânicos (ensaio), 87

Medida do tamanho de grão, 59

Meio  
efeito na fadiga, 208

Metal  
ocorrência

definição, 10, 11

dúctil, 98, 107

frágil, 107

Metálica (ligação), 9

Metálico(s)  
estado, 11  
materiais, 10

MEYER, 139

Microurechas (ensaio), 146

Minerais, 10

Minérios, 10

Módulo

de elasticidade, 40, 95  
de POISSON, 42  
de rigidez (ou cisalhamento), 42, 131  
de ruptura, 123  
de ruptura sob torção, 132

MOHR

círculo, 236, 238  
teoria, 235, 241

MOHS (escala), 134

Momento

de inércia, 123  
torçor, 126, 129

Mudanças de fases, 2

Mudanças de volume, 14

MOORE (corpo de prova), 191

Nêutron, 5

Normas, 87

Núcleo, 5

Número de AVOGADRO, 6

Nuvem de elétrons, 8

OLSEN (ensaio), 220

Opacidade, 17

Óticas (propriedades), 17

Oxidação, 18

Pacote de escorregamento, 45

Paradas térmicas, 3

Parâmetro de reticulado, 24

Pêndulo de mola, 219

Penetrador, 137

BRALE, 142

BRINELL, 139

KNOOP, 147

VICKERS, 144

Permeabilidade, 17

Peso atômico, 6

PLANK, 25

Planos cristalográficos, 25

Planos de escorregamento, 29, 44

Plástica (deformação), 43

Plasticidade, 39

Poder calorífico, 14

POISSON  
módulo, 42  
relação, 231

Polígono de freqüência, 92

Polimorfismo (ou alotorpia), 23

Ponto de fusão, 13

Proporcionalidade (limite), 96

Propriedades

diversas, 215

elétricas, 15

magnéticas, 15

mecânicas, 84

óticas, 17

químicas, 18

térmicas, 14

Próton, 5

Qualidade de conformação, 220

Quantização de energia, 5

Queima, 226

Químicas (propriedades), 18

RANKINE (teoria), 230

Recozimento, 55

Recuperação, 55, 165

Recristalização, 55

Refletibilidade, 17

Relação de fadiga, 191, 211

Relação de POISSON, 231

Relações de conversão de dureza, 148

Relaxação, 165

Resiliência, 113, 168

Resistência, 86

à ação do risco, 134

à compressão, 115

à corrosão, 18

à fadiga, 183, 187

à flexão, 122

à fluência, 157

à oxidação, 18

à ruptura por fluência, 157, 162

à ruptura transversal, 122

à torção, 129

à tração, 93

ao choque, 167

ao cisalhamento, 126

ao desgaste, 220

teorias de, 229

Resistividade elétrica, 16

Reticulado(s) cristalino(s), 19

- cúbico centrado, 23  
cúbico de face centrada, 23  
hexagonal compacto, 23  
parâmetro de, 24  
Rigidez, 96, 124  
módulo de, 42, 131  
Rockwell  
dureza, 141  
superficial, 144  
Ruptura transversal  
módulo de, 122  
resistência à, 122  
  
SAINT-VENANT (teoria), 231  
Sensibilidade  
à velocidade, 168  
ao entalhe, 169, 190  
Sistemas cristalinos, 19  
Sistema de escorregamento, 44  
Solidus (linha), 70  
Solução sólida, 63, 69  
intersticial, 65  
substitucional, 63  
Spin, 8  
  
Tamanho de grão (medida), 59  
Temperatura(s)  
de fusão, 14  
de recristalização, 52  
de transição, 173  
efeito na fadiga, 194  
equicoesiva, 154  
Tenacidade, 86, 113, 168  
Tensão(ões), 85  
admissível de trabalho, 86, 244  
de cisalhamento, 85, 131  
de compressão, 85  
de tração, 85  
decomposta crítica de cisalhamento, 45  
multi-axial, 243  
Tensão máxima (teoria), 230  
Teoria(s)  
de BELTRAMI, 232  
de HUBER, 232  
de MOHR, 235, 241  
de RANKINE, 230  
de resistência, 229  
  
de SAINT-VENANT, 231  
Térmica (propriedades), 14  
Torção, 126  
ângulo de, 86, 129, 131  
ensaio de 129  
módulo de ruptura, 132  
resistência à, 129  
Torque (ou momento de fôrça), 127, 129  
Trabalho  
a frio, 52  
a quente, 52, 61  
trabalho de deformação máximo (teoria), 232  
  
Tração  
ensaio de 93  
fratura por, 107  
limite de resistência à, 98  
tensão de, 85  
Transição (temperatura), 173  
Tratamento superficial  
efeito na fadiga, 200  
TUKON  
dureza, 148  
penetrador, 148  
  
Usinabilidade, 224  
ensaio, 226  
Usinagem fácil (liga), 226  
Valéncia (elétrons), 8  
VAN DER WAALS (ligação), 9  
Velocidade  
de difusão, 67  
de fluênciia, 155  
Vetor BURGERS, 33  
Vetor de escorregamento, 33  
Vibrações, 216  
VICKERS  
dureza, 144  
penetrador, 144  
Vida da ferramenta, 224, 227  
Vida por fadiga, 207  
Volante giratório, 12  
Volume específico, 12  
  
YOUNG (módulo), 40, 95  
  
WOOD (conceito), 182