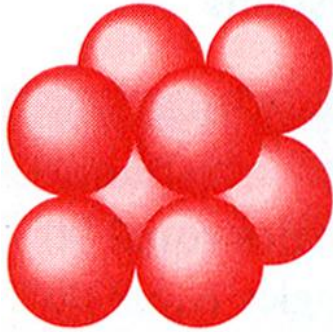


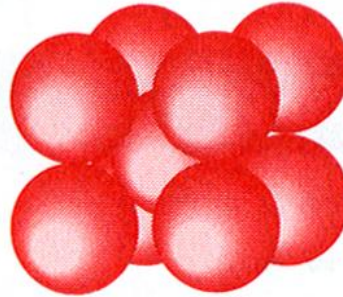
SMM 0193 – ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS I

DEFEITOS CRISTALINOS E DIFUSÃO

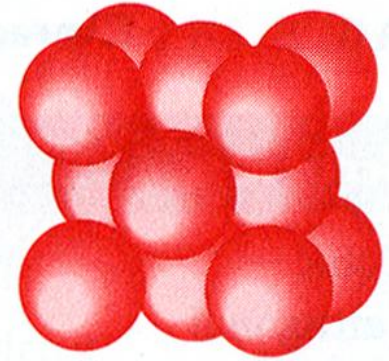
RETICULADOS CÚBICOS-MODELO DE ESFERAS RÍGIDAS



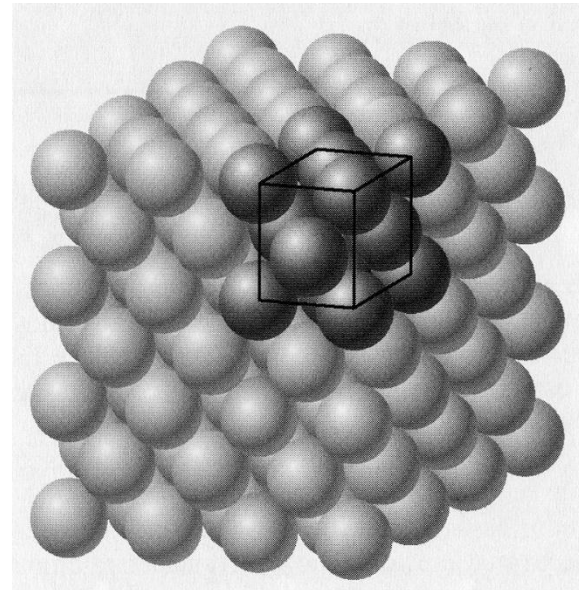
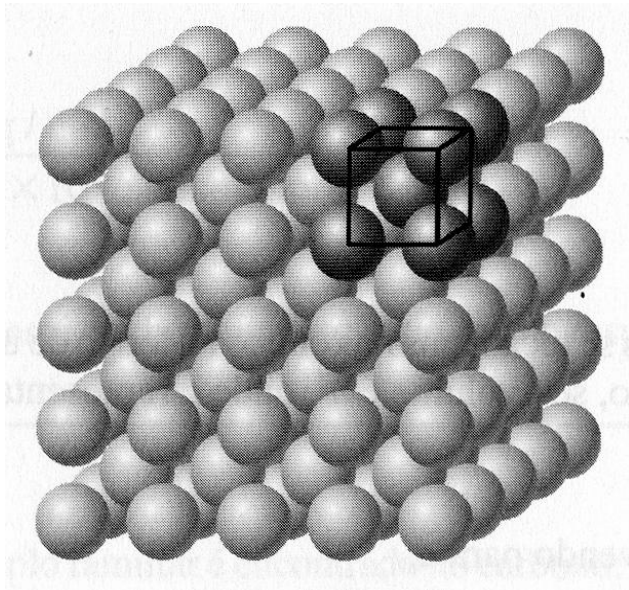
**CÚBICO
SIMPLES**



**CÚBICO DE CORPO
CENTRADO(Fe)**



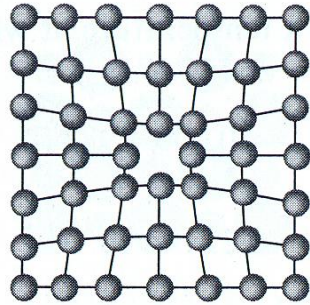
**CÚBICO DE FACE
CENTRADAS (Fe e Al)**



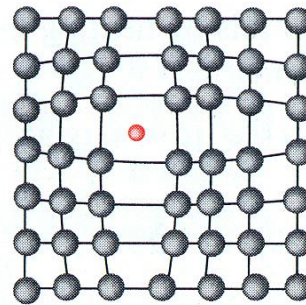
IMPERFEIÇÕES EM SÓLIDOS

IMPERFEIÇÕES EM SÓLIDOS CRISTALINOS

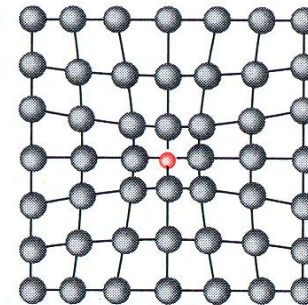
DEFEITOS PUNTUAIS



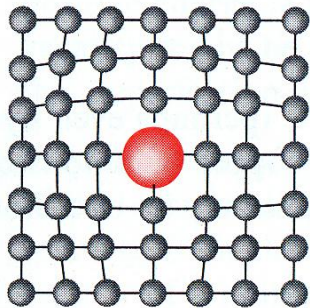
(a)



(b)

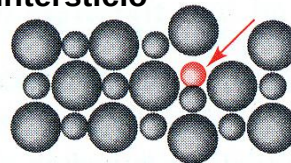


(c)



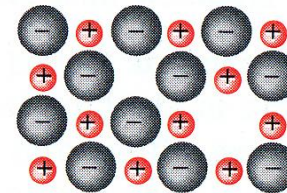
(d)

Movimento de um
cátion numa posição
normal para um
interstício



(e)

Lacuna de cátion e
lacuna de ânion

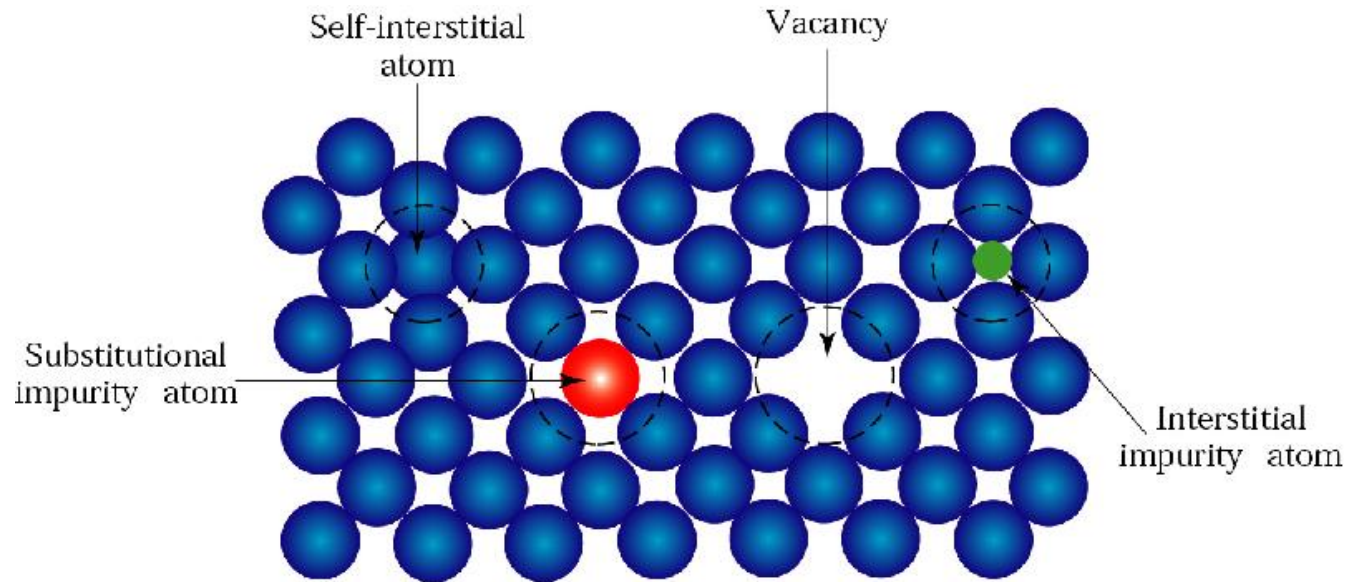


(f)

AUSÊNCIA OU PRESENÇA DE ÁTOMOS

(a) Vacância, (b) Átomo intersticial, (c) Pequeno átomo substitucional, (d) Grande átomo substitucional, (e) Defeito Frenkel, (f) Defeito Schottky. Todos estes defeitos destroem localmente o arranjo cristalino perfeito dos átomos vizinhos.

Defeitos Pontuais



- O número de vacâncias aumenta exponencialmente com a temperatura

$$N_v = N \exp(-Q_v/KT)$$

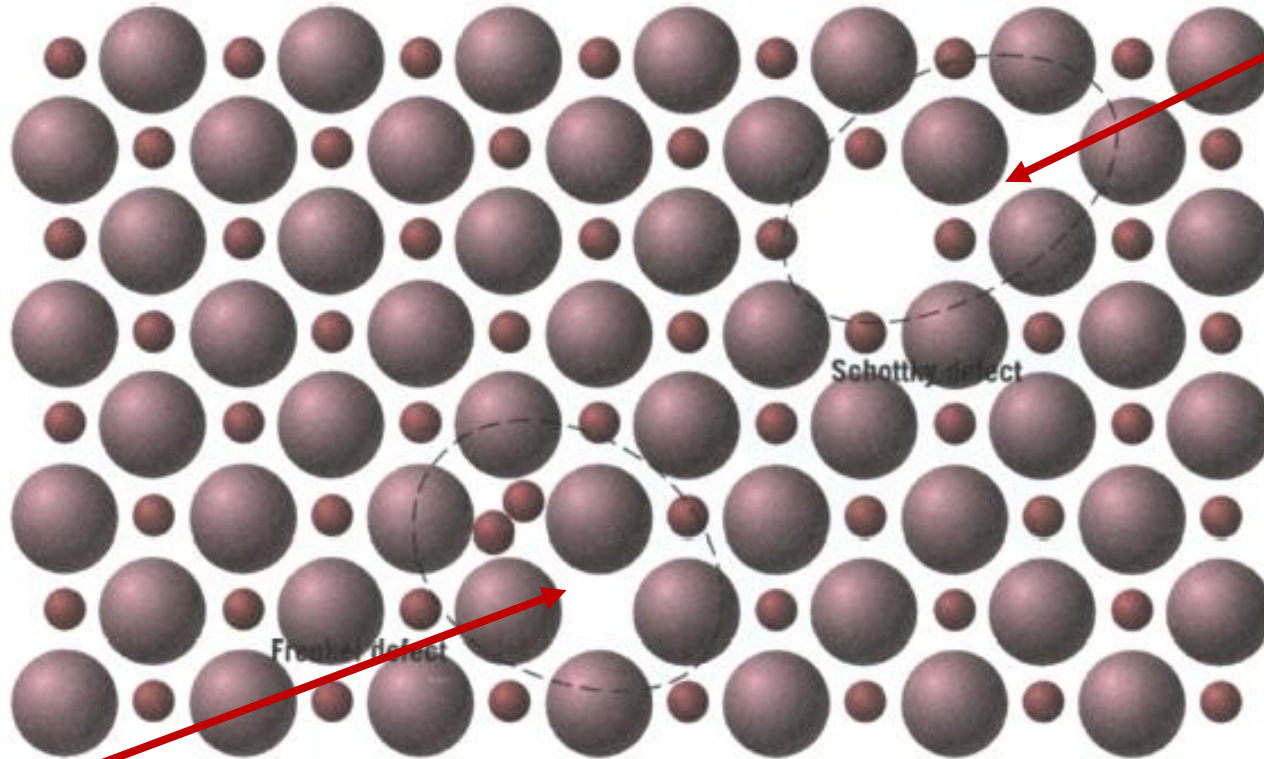
N_v = número de vacâncias

N = número total de sítios atômicos

Q_v = energia requerida para formação de vacâncias

K = constante de Boltzman = $1,38 \times 10^{-23} \text{ J/at.K}$ ou $8,62 \times 10^{-5} \text{ eV/at.K}$

SHOTTKY



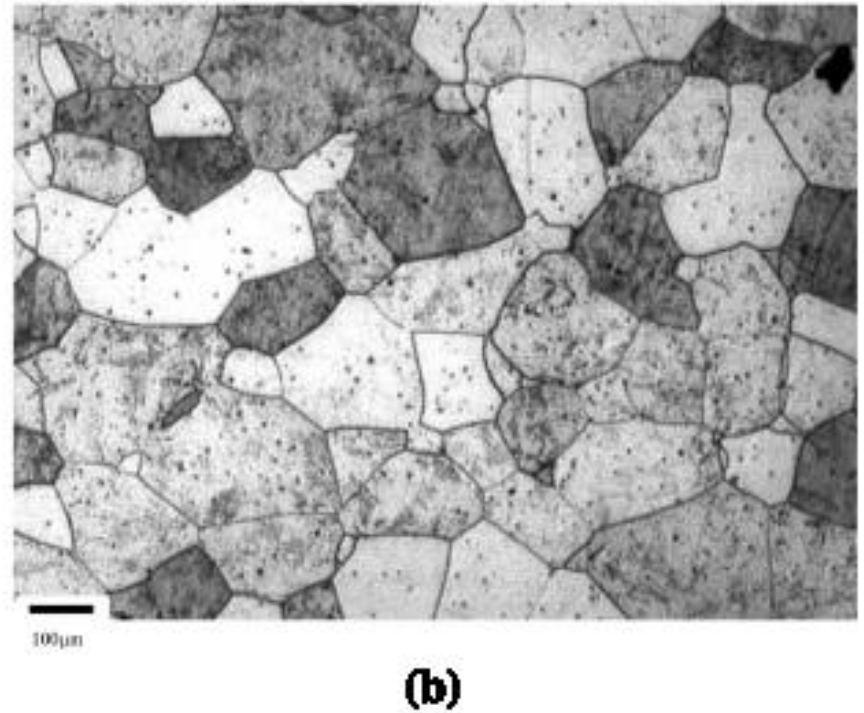
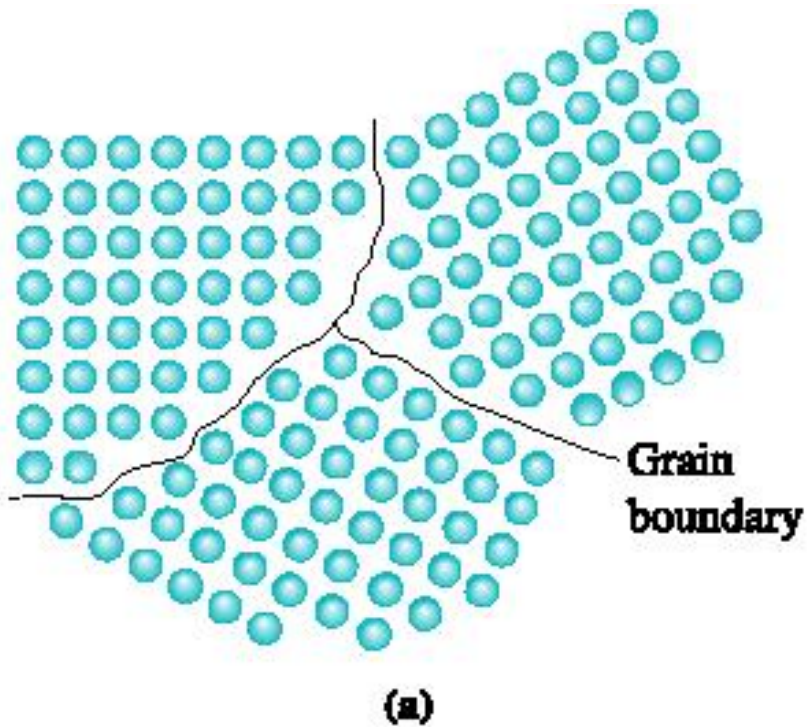
FRENKEL

Frenkel: par vacância de cátion-cátion intersticial;

Shottky: par vacância de ânion-vacância de cátion.

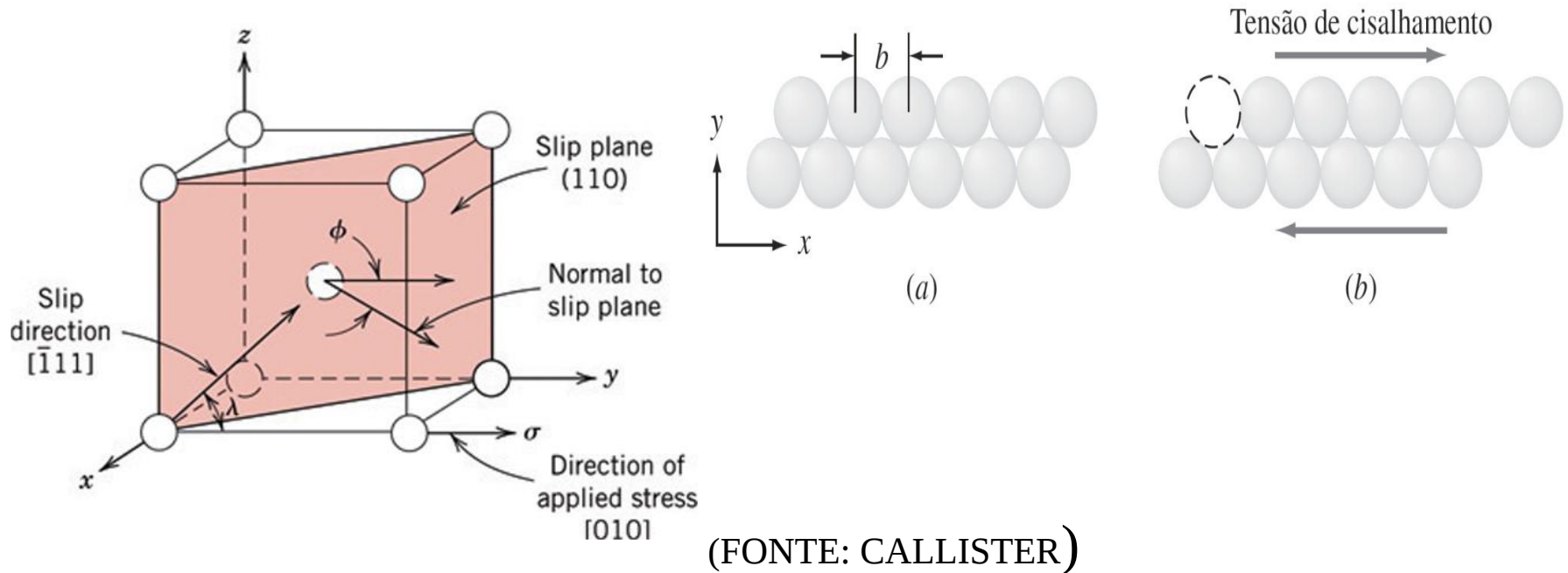
Ocorrem em materiais com ligação iônica. Ex.: cerâmicas.

Defeitos de Superfície



DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DOS METAIS – TEORIA DAS DISCORDÂNCIAS HISTÓRICO

PENSAMENTO NATURAL: DEFORMAÇÃO PLÁSTICA EM MONOCRISTAIS PERFEITOS OCORRE POR DESLIZAMENTO DE PLANOS ATÔMICOS E NOS PLANOS MAIS COMPACTOS.



**1930: Mg -valor teórico de 8.600 MPa-ensaio de tração: 0,70 MPa -
Orowan, Taylor e Polanyi: Teoria das Discordâncias (1934)**

DEFEITOS DE LINHA

DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DOS METAIS – TEORIA DAS DISCORDÂNCIAS HISTÓRICO

ATÉ A DÉCADA DE 1930 –DISCREPÂNCIA ENTRE VALOR TEÓRICO E EXPERIMENTAL PARA O LIMITE DE RESISTÊNCIA À TRAÇÃO DE CRISTAIS PERFEITOS. EX: MAGNÉSIO - TEÓRICO : 6894MPa – EXPERIMENTAL: 0,6894MPa.

EXPLICAÇÃO VEIO COM A TEORIA DAS DISCORDÂNCIAS. O CRÉDITO POR ESTA TEORIA É DADO A TRÊS CIENTISTAS QUE PUBLICARAM QUASE AO MESMO TEMPO E “INDEPENDENTEMENTE”: EGON OROWAN, G. I. TAYLOR E MICHAÉL POLANIY.

Biographical Memoir

COPYRIGHT 1996
NATIONAL ACADEMIES PRESS
WASHINGTON D.C.

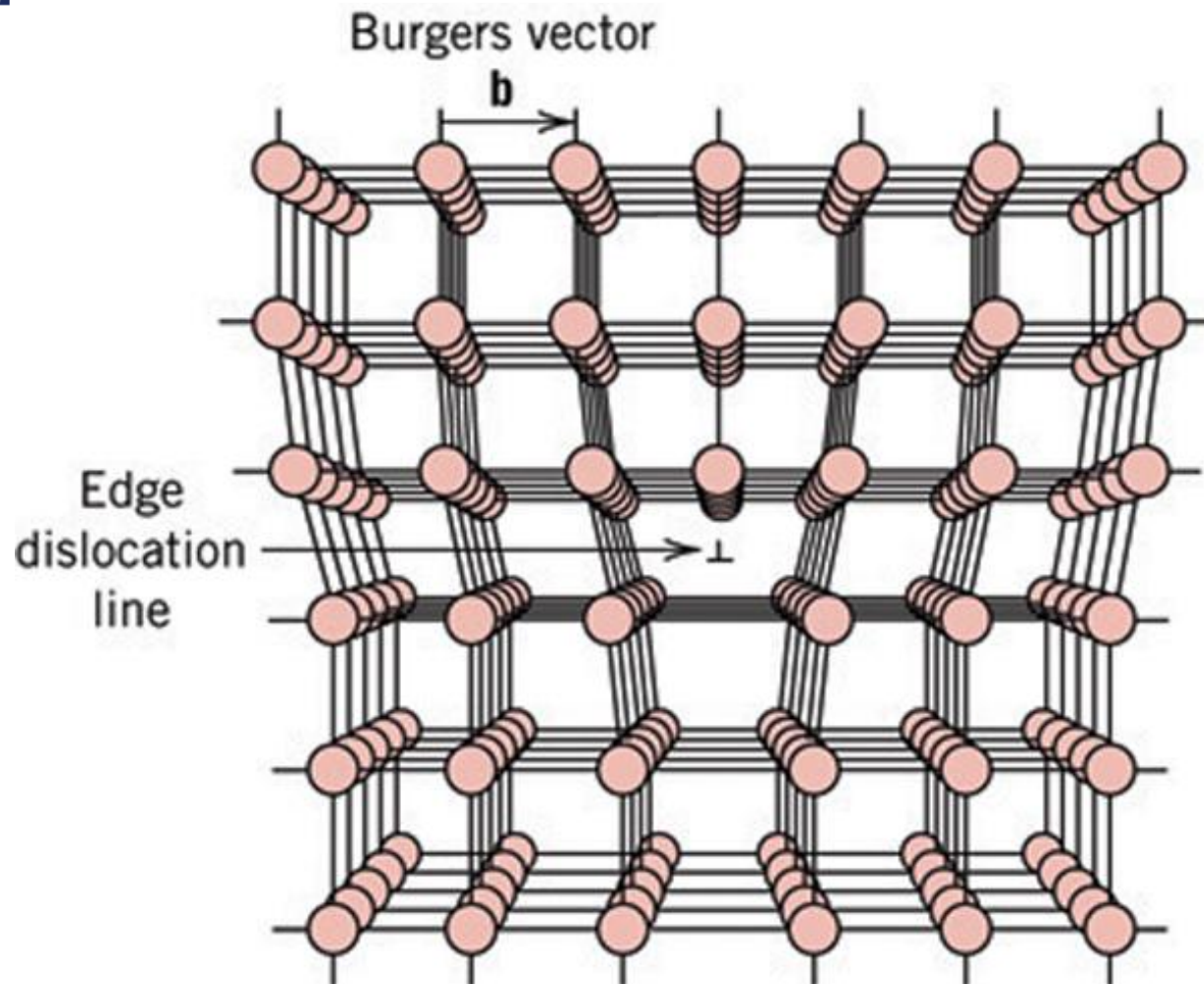


EGON OROWAN

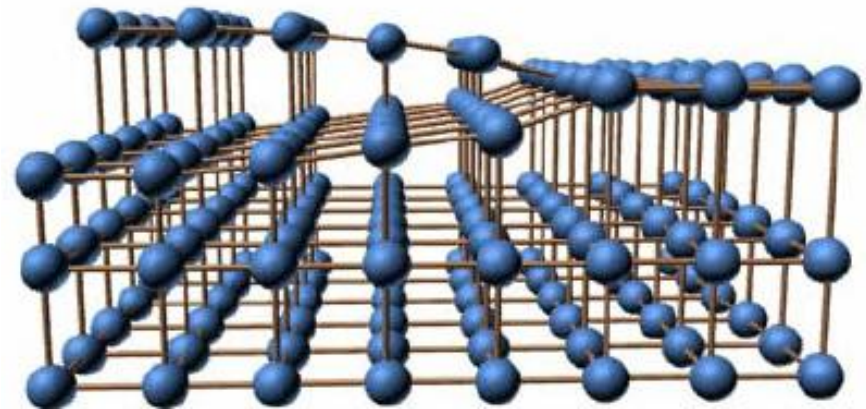
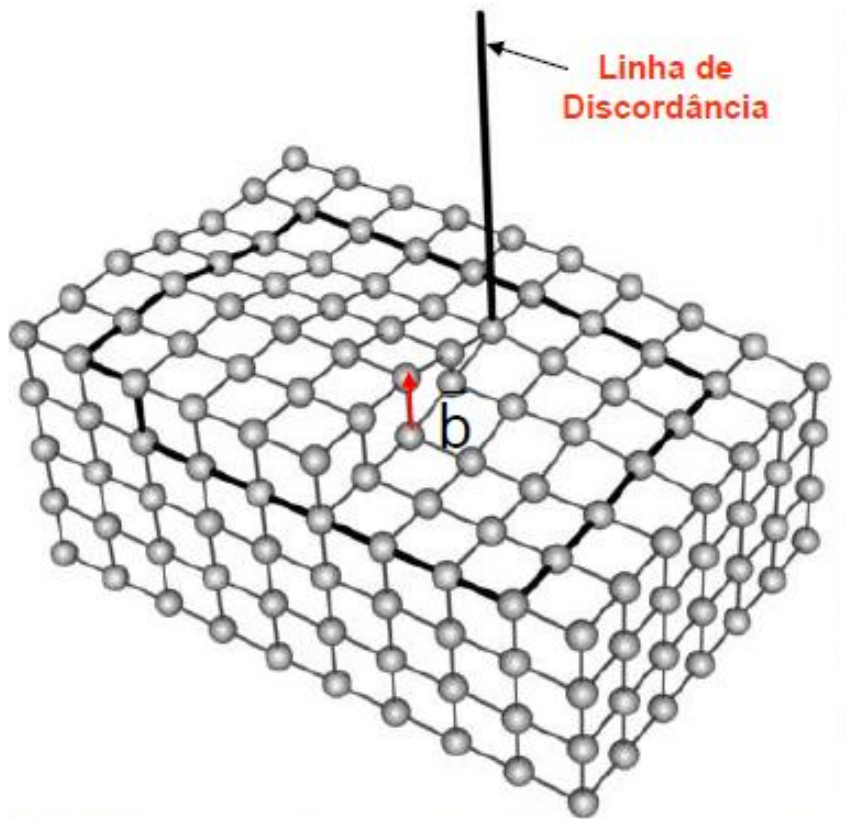
August 2, 1901–August 3, 1989

in February 1929 and of his first publication. One Saturday afternoon he had only one zinc crystal available. He dropped it on the floor, found it bent, straightened it, left it to anneal for some time, and tried a practice run. To his surprise, it extended with sharp jerks instead of flowing smoothly. From this observation, often repeated, he drew a surprising amount of information and was “led, almost unavoidably, to the concept of dislocation.” It must also have led to his

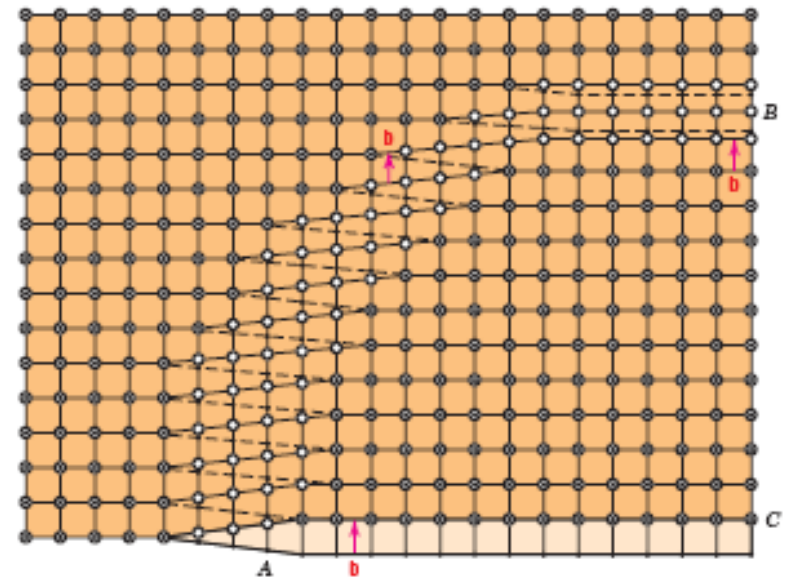
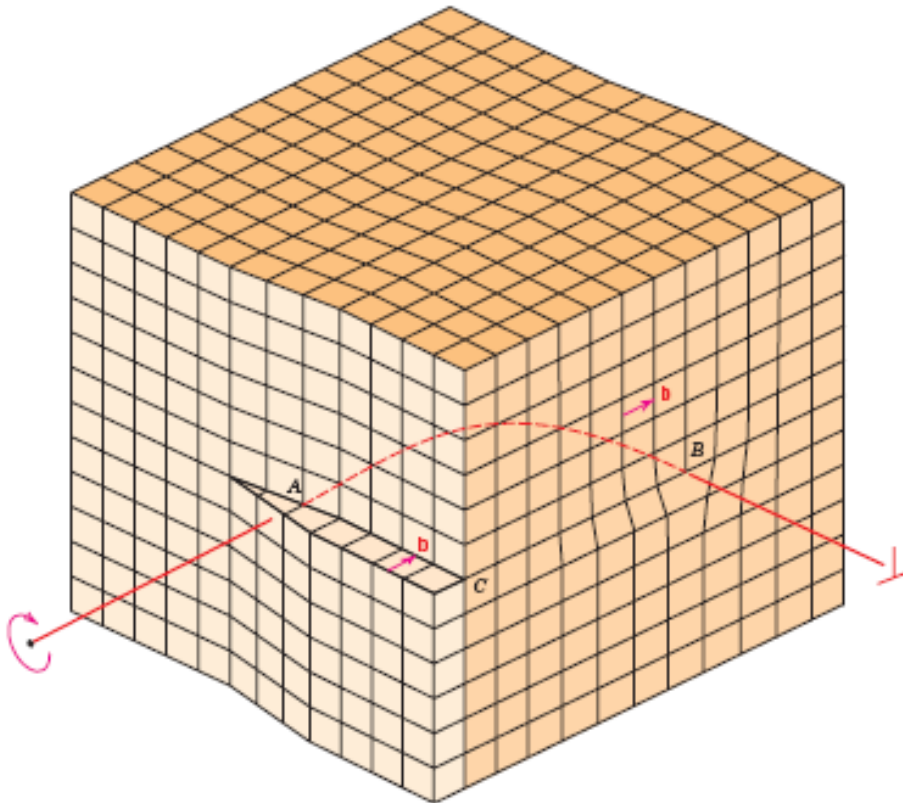
DISCORDÂNCIA EM CUNHA



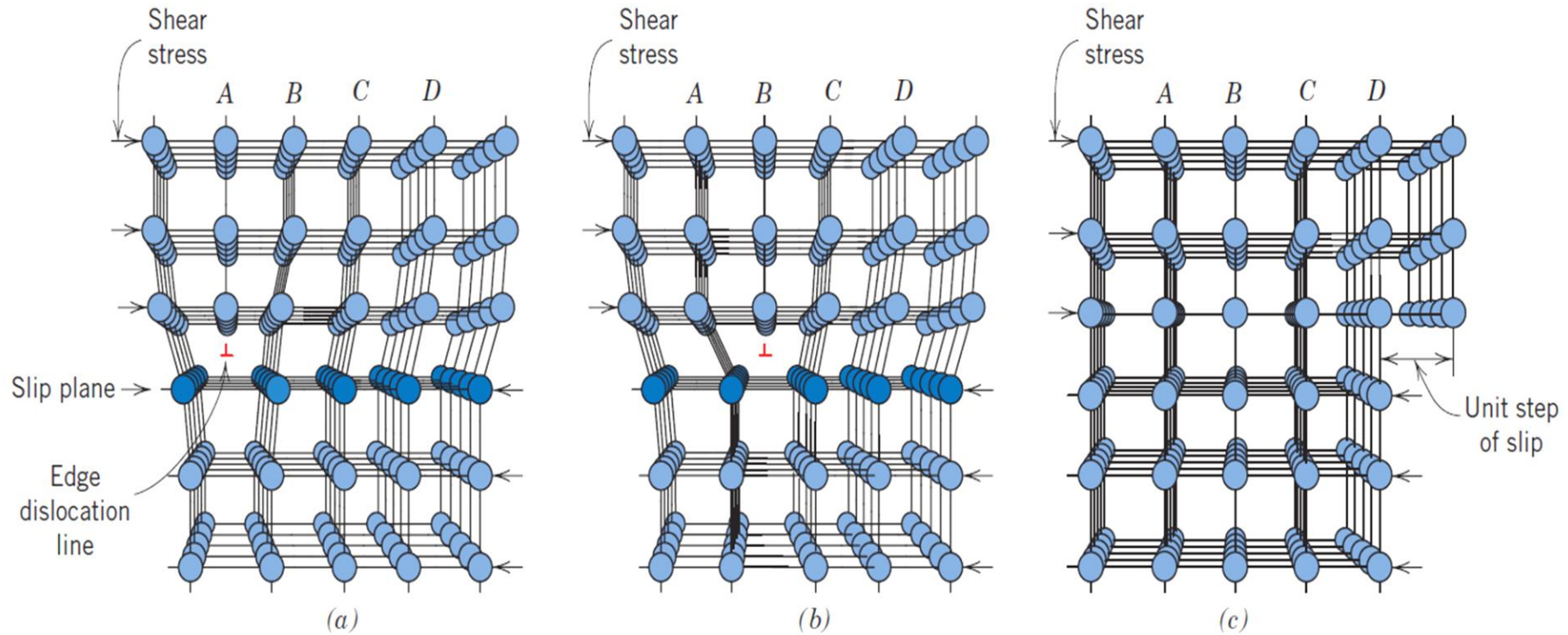
DISCORDÂNCIA EM HÉLICE



DISCORDÂNCIA MISTA



MOVIMENTAÇÃO DAS DISCORDÂNCIA

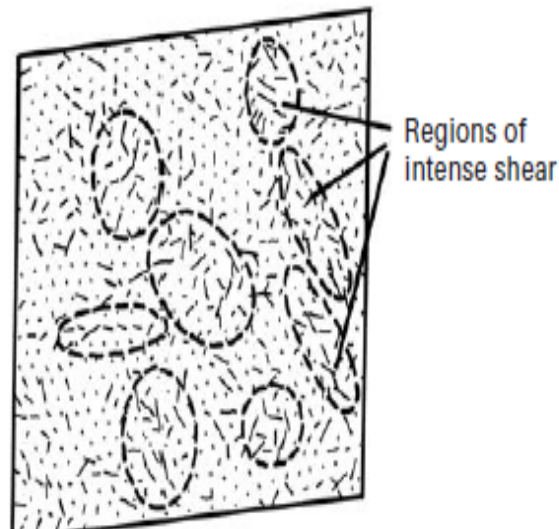
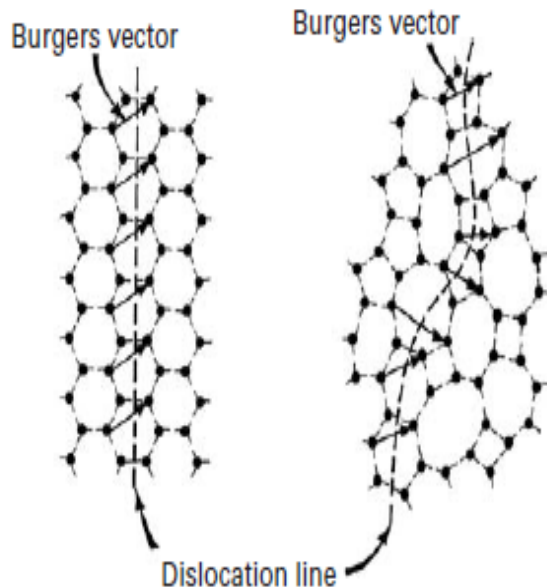


É APLICADA UMA TENSÃO DE CISALHAMENTO, FORÇANDO A PARTE SUPERIOR DOS PLANOS A, B, C E D. SE A TENSÃO FOR SUFICIENTE, AS LIGAÇÕES DA PARTE INFERIOR DO PLANO B SÃO ROMPIDAS E O PLANO A SE LIGA À ESTA PARTE. ISSO OCORRE SUCESSIVAMENTE ATÉ QUE O SEMI-PLANO AFLORA NA SUPERFÍCIE COM A LARGURA DE UMA DISTÂNCIA ATÔMICA.



Prof. Dr. José Benedito Marcomini

Fig. 3.24 (a) Gilman model of dislocations in crystalline and glassy silica, represented by two-dimensional arrays of polyhedra. (Adapted from J. J. Gilman, *J. Appl. Phys.* 44 (1973) 675) (b) Argon model of displacement fields of atoms (indicated by magnitude and direction of lines) when assemblage of atoms is subjected to shear strain of 5×10^{-2} , in molecular dynamics computation. (Adapted from D. Deng, A. S. Argon, and S. Yip, *Phil. Trans. Roy. Soc. Lond.* A329 (1989) 613.)



A TEORIA DAS DISCORDÂNCIAS EXPLICA OS FENÔMENOS DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA EM CERÂMICAS CRISTALINAS E VÍTREAS

(fonte: CHAWLA & MEYERS –
MECHANICAL BEHAVIOR OF
MATERIAIS)

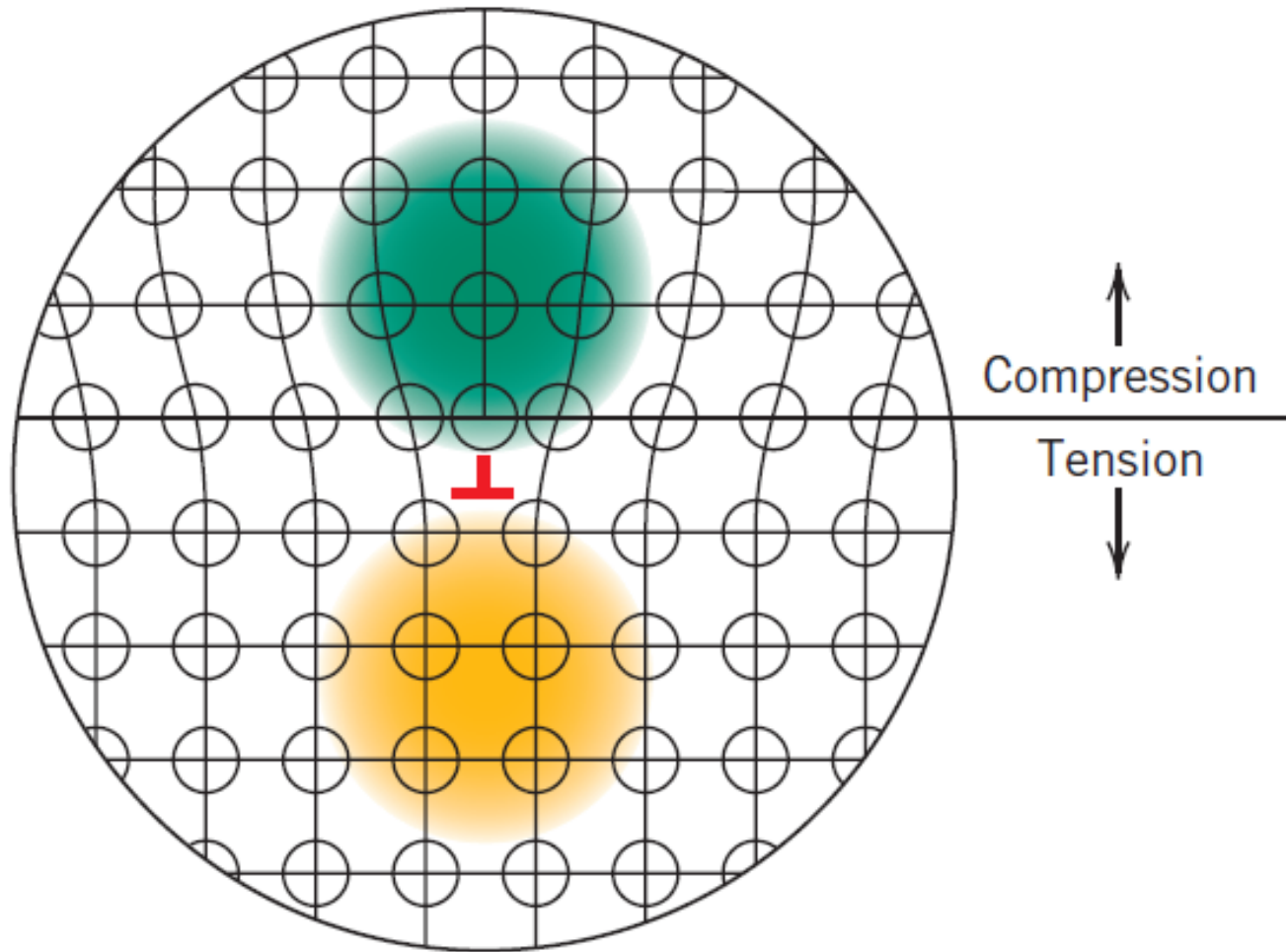


A DENSIDADE DE DISCORDÂNCIAS INFLUENCIAM AS PROPRIEDADES MECÂNICAS DOS MATERIAIS E ALGUMAS DE SUAS CARACTERÍSTICAS SÃO IMPORTANTES, COMO O CAMPO DE TENSÕES AO REDOR DAS MESMAS.

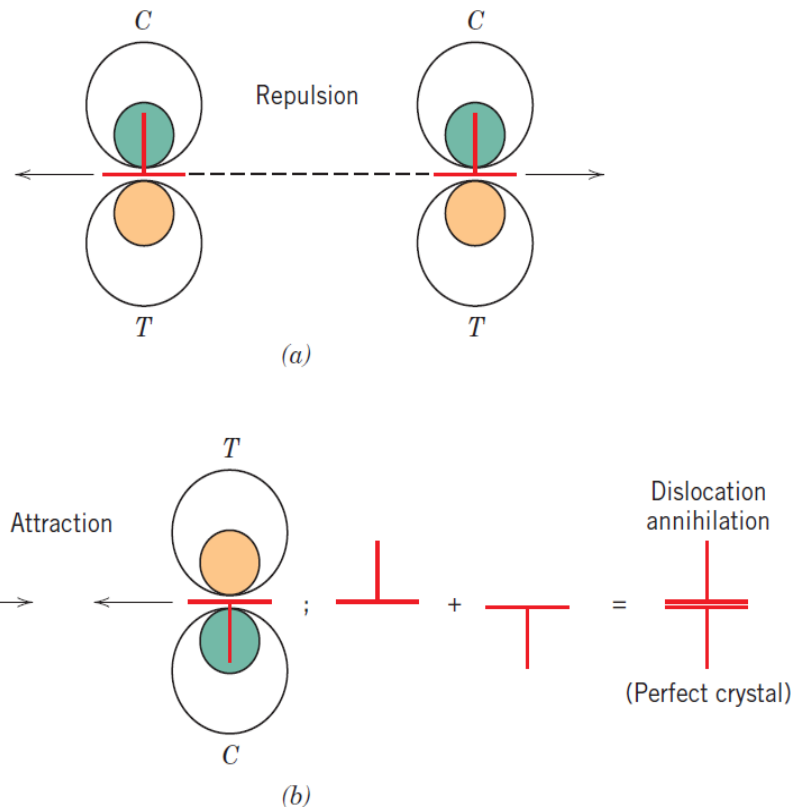
QUANDO UM METAL É DEFORMADO PLASTICAMENTE, 5% É RETIDO EM FORMA DE ENERGIA DE DEFORMAÇÃO (**DISCORDÂNCIAS**) E O RESTANTE É DISSIPADO EM FORMA DE CALOR/SOM.

DISCORDÂNCIAS PROVOCAM UMA **DISTORÇÃO** NA REDE CRISTALINA E, CONSEQUENTEMENTE: **CAMPO DE TENSÕES**.

CAMPOS DE TENSÕES EM DISCORDÂNCIAS



DISCORDÂNCIAS



AS DISCORDÂNCIAS INTERAGEM ENTRE SI. DUAS LINHAS DE DISCORDÂNCIA NO MESMO PLANO DE ESCORREGAMENTO COM OS CAMPOS DO MESMO LADO SE REPELEM (a) E COM CAMPOS OPOSTOS SE ANULAM (b): DOIS SEMI-PLANOS FORMAM UM PLANO.

DISCORDÂNCIAS



DURANTE A DEFORMAÇÃO, AS DISCORDÂNCIAS INTERAGEM ENTRE SI E SE MULTIPLICAM. OCORRE TAMBÉM A INTERAÇÃO COM CONTORNOS DE GRÃO, PARTÍCULAS DE SEGUNDA FASE, DEFEITOS, ENTALHES E RISCOS. CONCENTRADORES DE TENSÕES SÃO SÍTIOS PARA FORMAÇÃO DE DISCORDÂNCIAS DURANTE A DEFORMAÇÃO.

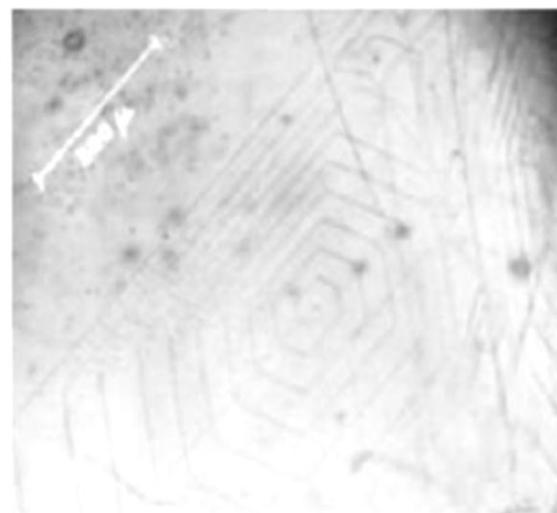
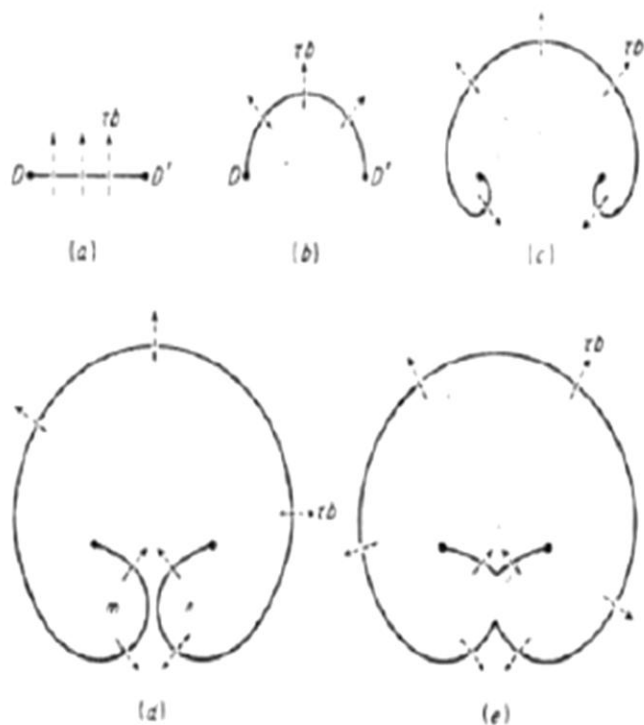


Figura 2.50 Fontes de Frank-Reed: (a) representação esquemática; (b) visualização ao microscópio eletrônico de transmissão [Dieter, 1986].

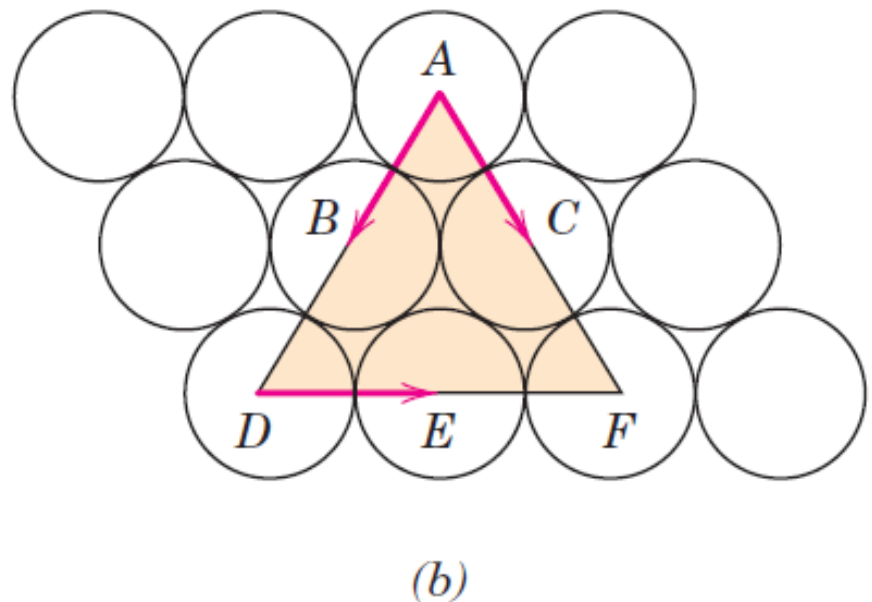
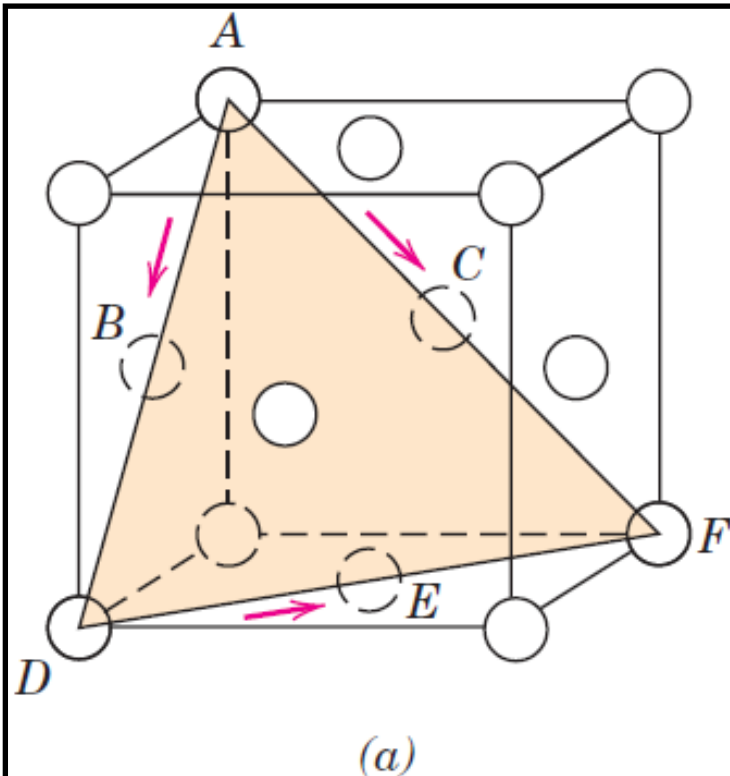
SISTEMAS DE ESCORREGAMENTO



AS DISCORDÂNCIAS DESLOCAM-SE COM MAIS FACILIDADE EM PLANOS E DIREÇÕES ESPECÍFICAS. ESTE CONJUNTO DE PLANO E DIREÇÃO DE DESLIZAMENTO É CHAMADO DE SISTEMA DE DESLIZAMENTO OU SISTEMA DE ESCORREGAMENTO (DISTORÇÃO ATÔMICA DA DISCORDÂNCIA É MÍNIMA).

NORMALMENTE, ESSES PLANOS SÃO O MAIS COMPACTOS (MAIOR DENSIDADE PLANAR) DA ESTRUTURA CRISTALINA E A DIREÇÃO É AQUELA QUE APRESENTA MAIOR DENSIDADE LINEAR.

SISTEMAS DE ESCORREGAMENTO



ESTRUTURA CFC – SISTEMA DE DESLIZAMENTO: $\{111\}$
 $\langle 110 \rangle$. QUATRO PLANOS $\{111\}$ E 3 DIREÇÕES $\langle 110 \rangle$ - 12
SISTEMAS DE DESLIZAMENTO.



Table 7.1 Slip Systems for Face-Centered Cubic, Body-Centered Cubic, and Hexagonal Close-Packed Metals

<i>Metals</i>	<i>Slip Plane</i>	<i>Slip Direction</i>	<i>Number of Slip Systems</i>
Face-Centered Cubic			
Cu, Al, Ni, Ag, Au	$\{111\}$	$\langle\bar{1}10\rangle$	12
Body-Centered Cubic			
α -Fe, W, Mo	$\{110\}$	$\langle\bar{1}11\rangle$	12
α -Fe, W	$\{211\}$	$\langle\bar{1}11\rangle$	12
α -Fe, K	$\{321\}$	$\langle\bar{1}11\rangle$	24
Hexagonal Close-Packed			
Cd, Zn, Mg, Ti, Be	$\{0001\}$	$\langle11\bar{2}0\rangle$	3
Ti, Mg, Zr	$\{10\bar{1}0\}$	$\langle11\bar{2}0\rangle$	3
Ti, Mg	$\{10\bar{1}1\}$	$\langle11\bar{2}0\rangle$	6

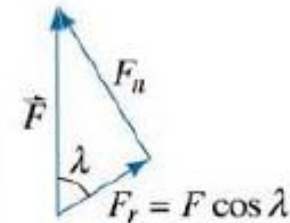
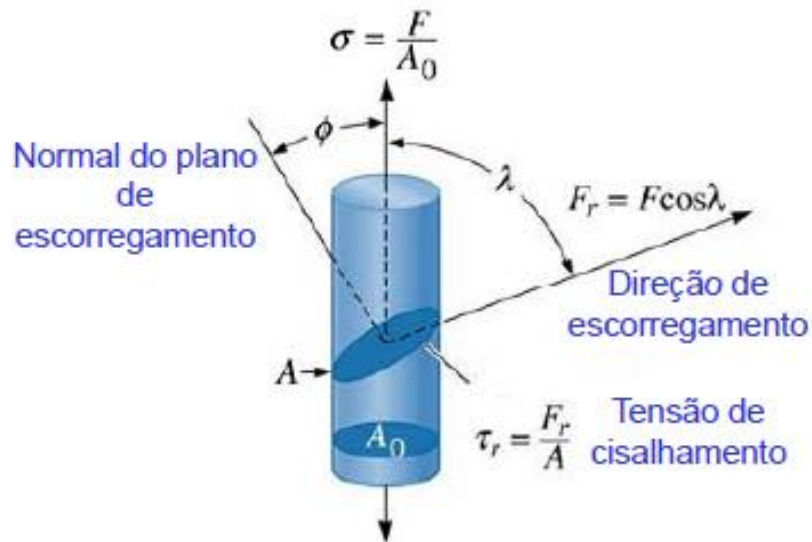
DEFORMAÇÃO PLÁSTICA EM MONOCRISTAIS

TENSÃO CILHANTE CRÍTICA DECOMPOSTA – LEI DE SHIMIDT

(FONTE:
ASKELAND)



$$\tau_r = \sigma \cos \lambda \cos \phi$$



A TENSÃO DE TRAÇÃO PODE SER DECOMPOSTA EM COMPONENTES QUE **DEPENDEM** DA **ORIENTAÇÃO** DO **PLANO** E DA **DIREÇÃO** DE ESCORREGAMENTO.

DEFORMAÇÃO PLÁSTICA EM MONOCRISTAIS

TENSÃO CILHANTE CRÍTICA DECOMPOSTA – LEI DE SHIMIDT

EXISTE UM **SISTEMA** DE ESCORREGAMENTO MAIS FAVORÁVEL QUE APRESENTA A **TENSÃO CILHANTE RESOLVIDA MÁXIMA**:

$$\tau_R(\max) = \sigma(\cos \phi \cos \lambda)_{\max}$$

PARA QUE O **ESCOAMENTO** TENHA INÍCIO A **TENSÃO CILHANTE RESOLVIDA** TEM QUE ATINGIR UM VALOR **CRÍTICO**:

$$\tau_R(\max) = \tau_{\text{crss}}$$

O “LIMITE DE ESCOAMENTO” DE UM MONOCRISTAL É DADO POR:

$$\sigma_y = \frac{\tau_{\text{crss}}}{(\cos \phi \cos \lambda)_{\max}}$$

ESCOAMENTO EM MONOCRISTAIS

A CONDIÇÃO MÍNIMA PARA QUE OCORRA O ESCOAMENTO

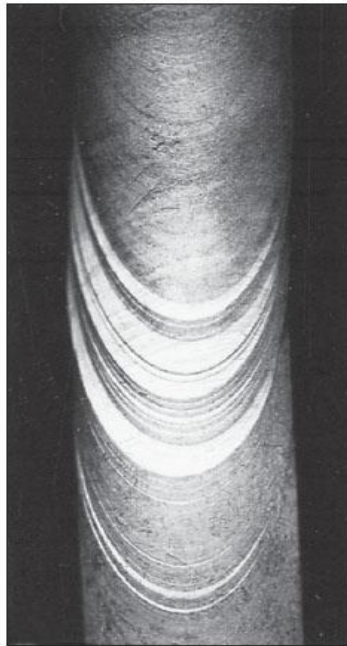
$$\phi = \lambda = 45^\circ$$

ENTÃO, O LIMITE DE ESCOAMENTO, NESTAS CONDIÇÕES:

$$\sigma_y = 2\tau_{crss}$$

DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DOS METAIS

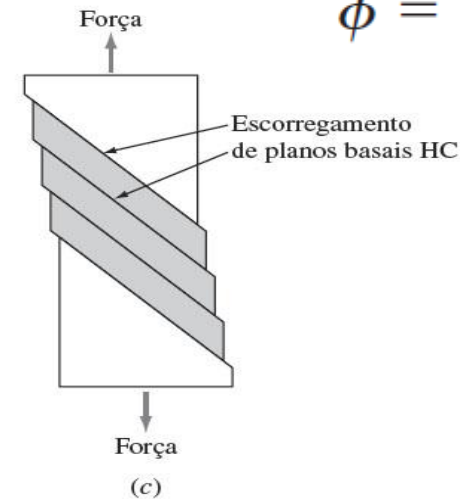
Monocristal de zinco deformado plasticamente, mostrando bandas de escorregamento: (a) vista frontal do cristal, (b) vista lateral do cristal, (c) vista lateral esquemática, indicando os planos basais de escorregamento no cristal HC e (d) indicação dos planos basais de escorregamento na célula unitária HC.



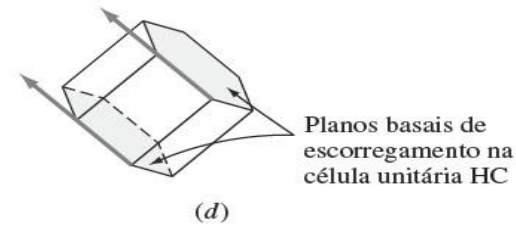
(a)



(b)



(c)



(d)

$$\phi = \lambda = 45^\circ$$

(FONTE: SMITH)

(As fotografias do monocristal de zinco foram cedidas pelo Prof. Earl Parker da University of California em Berkeley.)



FESC - USP

DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DOS METAIS



(FONTE: SMITH)

Metal	Estrutura cristalina	Pureza %	Plano de escorregamento	Direção de escorregamento	Tensão de cisalhamento crítica (MPa)
Zn	HC	99,999	(0001)	$[11\bar{2}0]$	0,18
Mg	HC	99,996	(0001)	$[1120]$	0,77
Cd	HC	99,996	(0001)	$[11\bar{2}0]$	0,58
Ti	HC	99,99	(1010)	$[11\bar{2}0]$	13,7
		99,9	(1010)	$[11\bar{2}0]$	90,1
Ag	CFC	99,99	(111)	$[1\bar{1}0]$	0,48
		99,97	(111)	$[1\bar{1}0]$	0,73
		99,93	(111)	$[1\bar{1}0]$	1,3
Cu	CFC	99,999	(111)	$[1\bar{1}0]$	0,65
		99,98	(111)	$[1\bar{1}0]$	0,94
Ni	CFC	99,8	(111)	$[1\bar{1}0]$	5,7
Fe	CCC	99,96	(110)	$[\bar{1}10]$	27,5
			(112)		
			(123)		
Mo	CCC		(110)	$[\bar{1}11]$	49,0

Fonte: G. Dieter, "Mechanical Metallurgy", 2. ed., McGraw-Hill, 1976, p. 129.

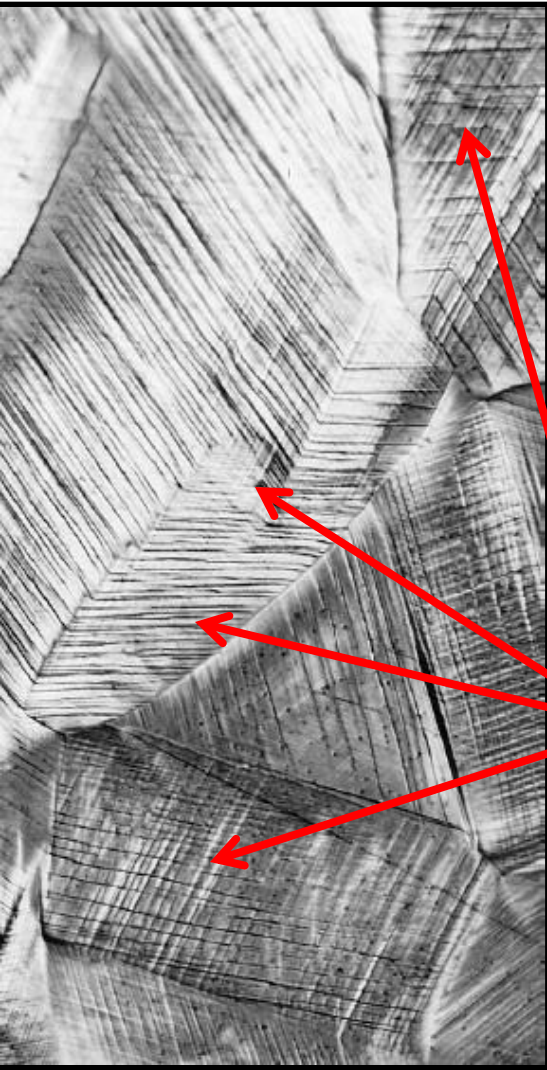
Prof. Dr. José Benedito Marcomini



DEFORMAÇÃO PLÁSTICA NOS METAIS POLICRISTALINOS

Prof. Dr. José Benedito Marcomini

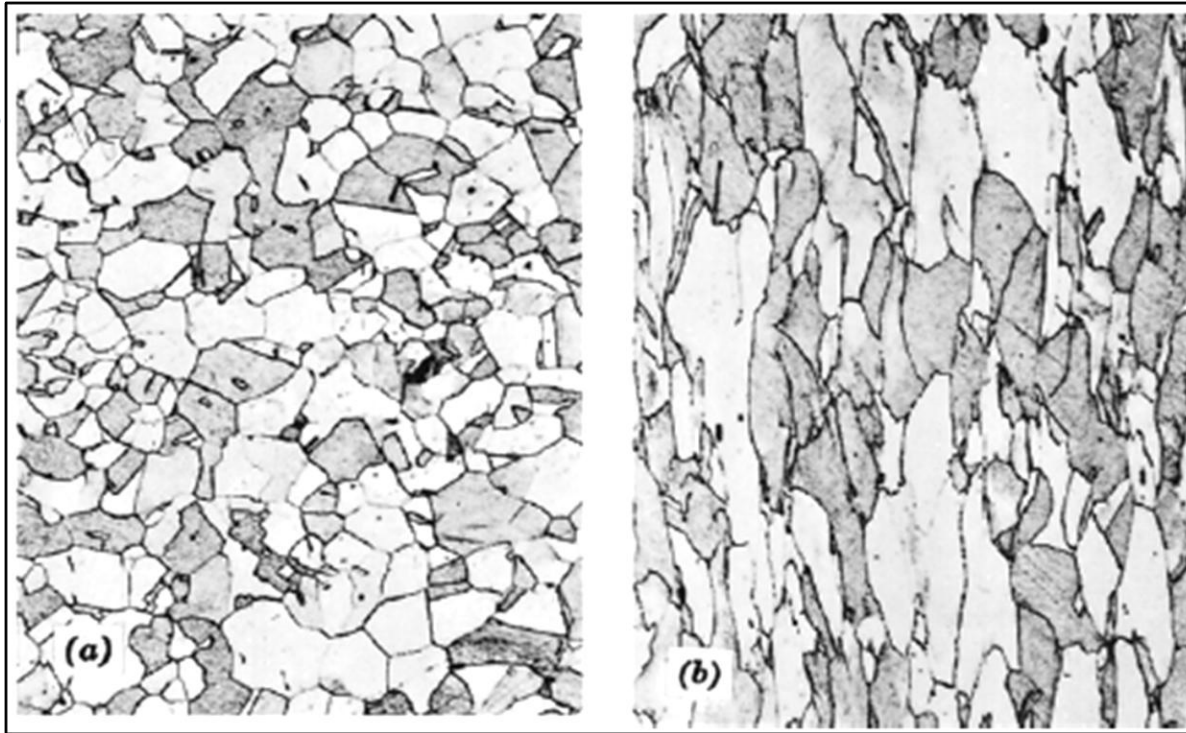
OLHANDO AO MICROSCÓPIO ÓPTICO COMUM: AUMENTO 200X-



LINHAS DE ESCORREGAMENTO EM AMOSTRA DE COBRE POLICRISTALINO, POLIDA E DEFORMADA. AO MENOS DOIS SISTEMAS DE ESCORREGAMENTO QUE SE CRUZAM, PODEM SER OBSERVADOS.

LINHAS DE ESCORREGAMENTO QUE SE CRUZAM.

DIFERENTES ORIENTAÇÕES EM CADA GRÃO. ATAQUE NITAL3%.



**GRÃOS EQUIAXIAIS ANTES DA DEFORMAÇÃO(a) E
ALONGADOS APÓS A DEFORMAÇÃO (b) DE UM METAL
POLICRISTALINO.
Site da AluMATTER**

DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DOS METAIS POLICRISTALINOS

- O ESCORREGAMENTO OCORRE INDIVIDUALMENTE EM CADA GRÃO;
- DIREÇÃO DE ESCORREGAMENTO VARIA PARA CADA GRÃO;
- PARA CADA GRÃO, A LINHA DE DISCORDÂNCIA DESLIZARÁ NO SISTEMA DE ESCORREGAMENTO MAIS FAVORÁVEL;
- OS GRÃOS SE DEFORMAM COM O FATOR LIMITANTE DAS FRONTEIRAS COM OUTROS GRÃOS;
- NORMALMENTE, OS CONTORNOS DE GRÃO PERMANECEM ÍNTEGROS;
- O LIMITE DE ESCOAMENTO É MAIOR QUE PARA OS MONOCRISTAIS: RESTRIÇÕES GEOMÉTRICAS E INTERAÇÃO DAS LINHAS DE DISCORDÂNCIAS COM OS CG.

DIFUSÃO NO ESTADO SÓLIDO

CONCEITO DE DIFUSÃO

Callister: Transporte de **massa** por **movimentação Atômica**.

Força motriz: **Gradiente de concentração**

Ocorre em **sólidos, líquidos e gases**.

Exemplos:

- **Gota de tinta** diluindo-se na **água (líquido)**;
- **Perfume** espalhando-se por uma sala (**gás**);

A difusão ocorre:

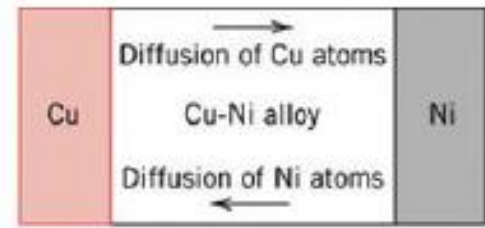
- **Metais:** movimento de **Átomos**;
- **Cerâmicas:** movimento de **Íons**;
- **Polímeros:** movimento de **Macromoléculas**.

PAR DE DIFUSÃO

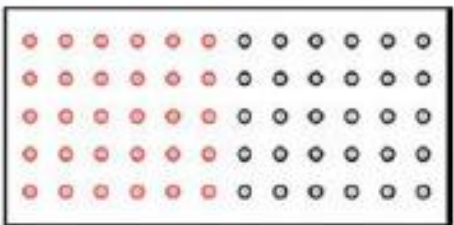
DEPOIS DE ALGUM TEMPO EM ALTA TEMPERATURA



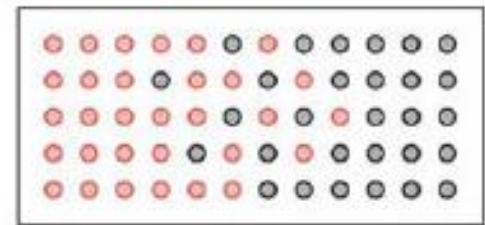
(a)



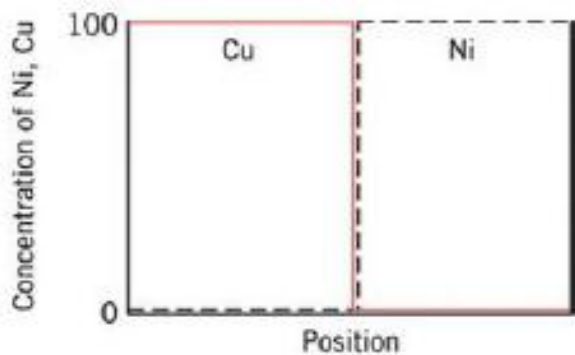
(a)



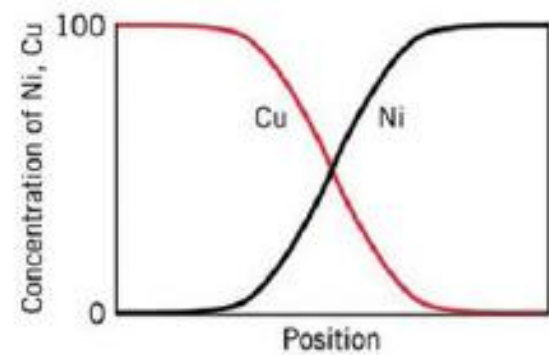
(b)



(b)



(c)



(c)

MECANISMOS DE DIFUSÃO

Difusão: deslocamento de átomos entre posições do reticulado cristalino.

Condições necessárias:

- **Existência de um espaço livre adjacente;**
- **Energia suficiente para quebrar as ligações químicas e provocar uma deformação na rede cristalina.**

MECANISMOS DE DIFUSÃO

DIFUSÃO EM UM CRISTAL PERFEITO

DIFUSÃO POR TROCA DIRETA

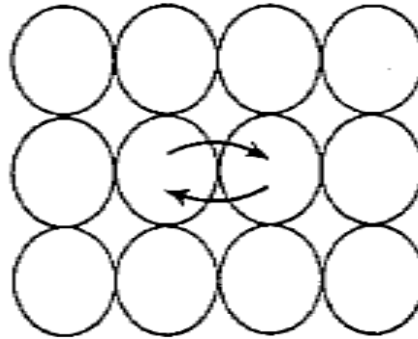


Fig. 10.8 Direct interchange diffusion mechanism.

Mecanismo exige $>$ energia

ANEL DE ZENER

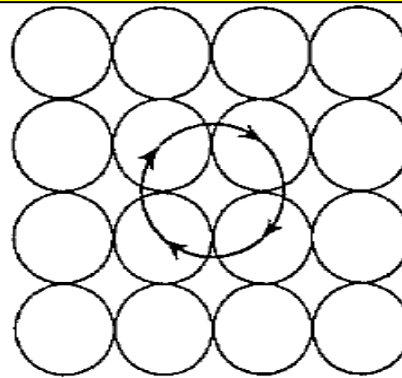


Fig. 10.9 Zener ring mechanism for diffusion.

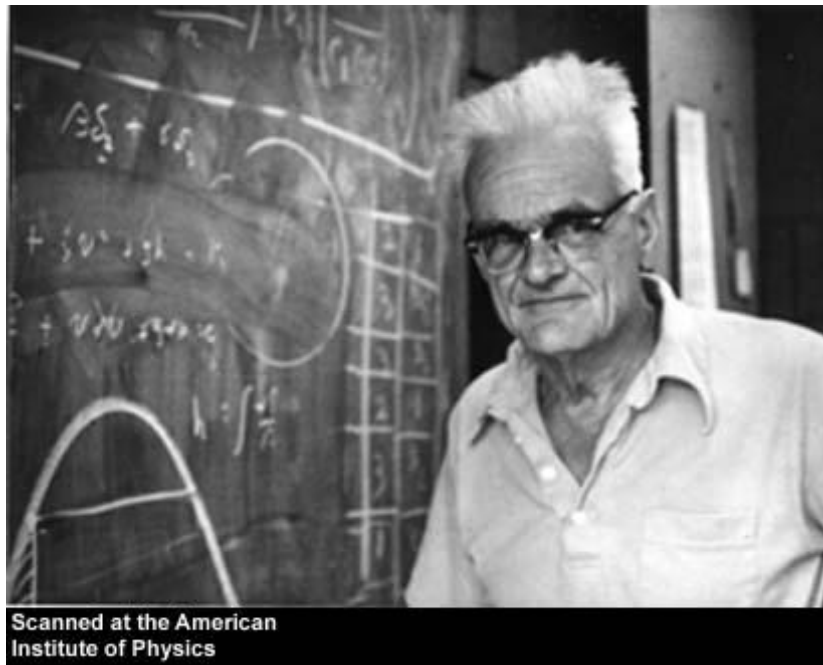
Mecanismo exige $<$ energia

(Reed-Hill)

MECANISMOS DE DIFUSÃO

ANEL DE ZENER

- Mecanismo **mais aceito** que a **troca direta**. Provoca **menor deformação** na rede, menor energia;
- Ocorre em **soluções sólidas substitucionais**;
- **Vibrações** térmicas **suficientes** para que **alguns átomos** efetuem um **salto simultâneo e síncrono, em anel**;
- Mecanismo **preferencial** em estruturas **CCC**, pois são **menos compactas** que **CFC** ou **HC** e a **deformação é menor**.



Clarence Melvin Zener - Físico-químico americano (1905-1993)

Doutorado em física pela Universidade Harvard, orientado por Edwin Crawford Kemble, em 1929, com a tese Quantum Mechanics of the Formation of Certain Types of Diatomic Molecules.

Áreas de atuação: supercondutividade, metalurgia, ferromagnetismo, elasticidade, mecânica da fratura, difusão.

(Seitz, F. "On the Occasion of the 80th Birthday Celebration for Clarence Zener: Saturday, November 12, 1985" J. Appl. Physics. 1986, Vol. 60, pp. 1865-1867.)

1946 – Kinetics of decomposition of austenite



AMERICAN INSTITUTE OF MINING AND METALLURGICAL ENGINEERS

Technical Publication No. 1925

(CLASS C, IRON AND STEEL DIVISION, No. 407)

DISCUSSION OF THIS PAPER IS INVITED. Discussion in writing (2 copies) may be sent to the Secretary, American Institute of Mining and Metallurgical Engineers, 29 West 39th Street, New York 18, N. Y. Unless special arrangement is made, discussion of this paper will close May 1, 1946. Any discussion offered thereafter should preferably be in the form of a new paper.

Kinetics of the Decomposition of Austenite

BY CLARENCE ZENER,* JUNIOR MEMBER A.I.M.E.

(Fall Meeting, October 1945)

CONTENTS

	PAGE
General Principles.....	2
Equilibrium Diagrams.....	2
Nucleation.....	4
Kinetics of Phase-boundary Propagation.....	6
Kinetics of Growth of New Phase.....	7
Spheroidization.....	11
Pure Iron-carbon System.....	12
Formation of Pearlite.....	12
Interlamellar Spacing.....	13
Pearlite C-curve.....	14
Bainite Formation.....	16
Formation of Martensite.....	16
Loss of Tetragonality of Martensite.....	21
Effect of Alloys upon Decomposition of Austenite.....	21
Pearlite.....	23
Bainite and Martensite.....	25
Time-temperature-transformation Curves.....	27
Appendix A.....	30
Appendix B.....	31
Appendix C.....	31

INTRODUCTION

THE present investigation started in an attempt to understand certain details of the decomposition of austenite, and of the effect of alloying elements thereon. As the investigation proceeded it became apparent that not only these details, but all the general features of austenite decomposition, could be understood in terms of

fundamental physical principles. Since the direct applicability of these physical principles has not been previously recognized, it was decided to incorporate the original results of the investigation into a review of the general subject of the kinetics of austenite decomposition. This review constitutes the present article. An extended summary of the results is given on pages 27 to 30.

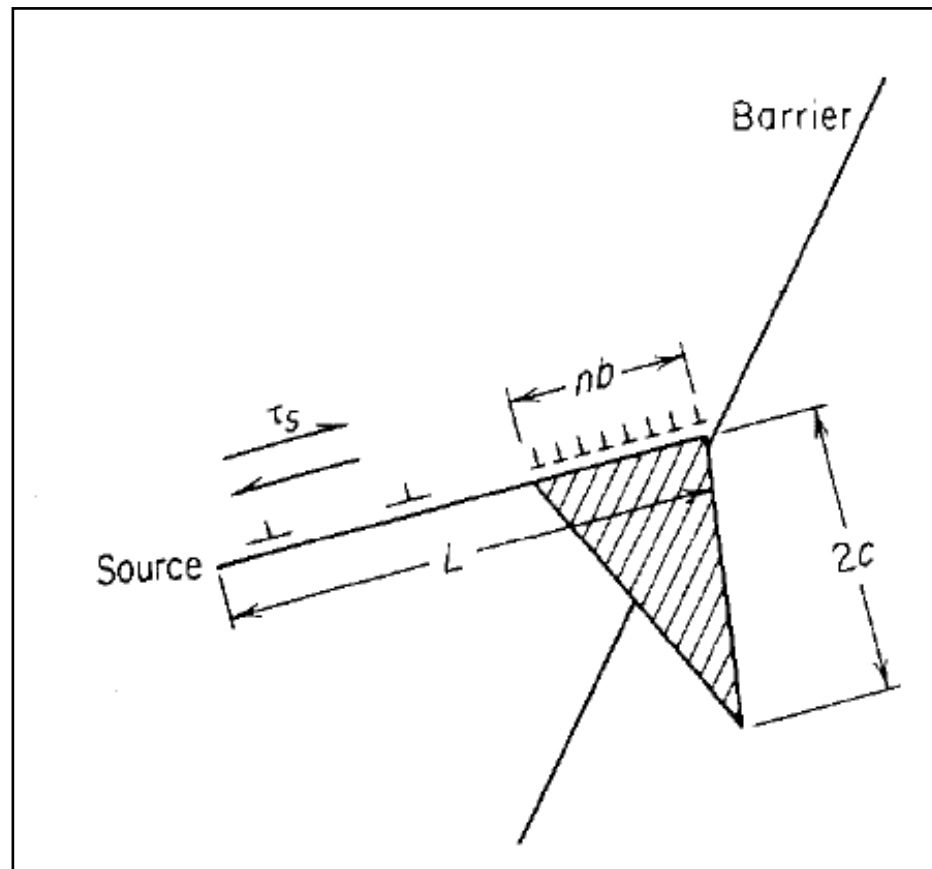
This article, which deals with the kinetics of phase transformations, may appropriately be considered as a sequel to two recent articles^{1,2} from this laboratory on the equilibrium relations in medium alloy steels.

¹ References are at the end of the paper.

The statements or opinions expressed in this article are to be considered those of the author, and do not necessarily express those of the Ordnance Department. Manuscript received at the office of the Institute March 3, 1945.

* Principal Physicist, Watertown Arsenal (on leave, Professor of Physics, Washington State College). Now Professor of Metallurgy in the Institute for the Study of Metals, University of Chicago.

Clarence Zener : **Primeira Teoria** do mecanismo de **trincas intergranulares**: “**The Micro-mechanism of Fracture**” – em *Fracturing of Metals*, American Society for Metals, Metals Park, Ohio, **1948**- mecanismo de geração de microtrinca na ponta do empilhamento.

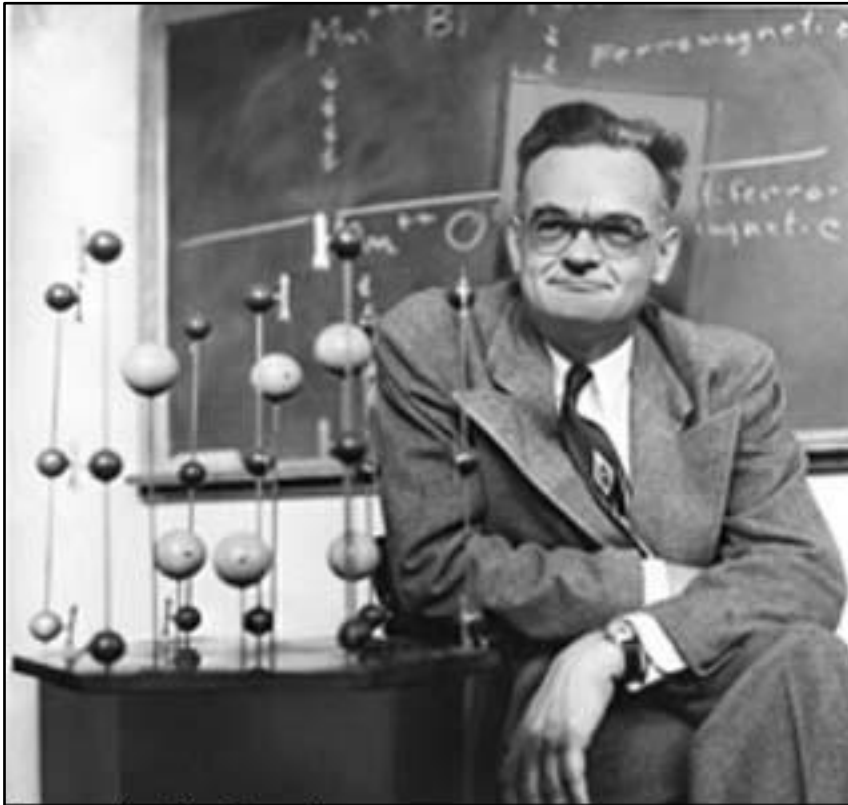


Esquema para trinca intergranular baseado no modelo de Zener de empilhamento de discordâncias (DIETER, 1988).

Parâmetro de Zener-Hollomon

O parâmetro de Zener-Hollomon é um fator importante na modelagem matemática dos fenômenos relacionados com os processos de deformação a quente e é dado por:

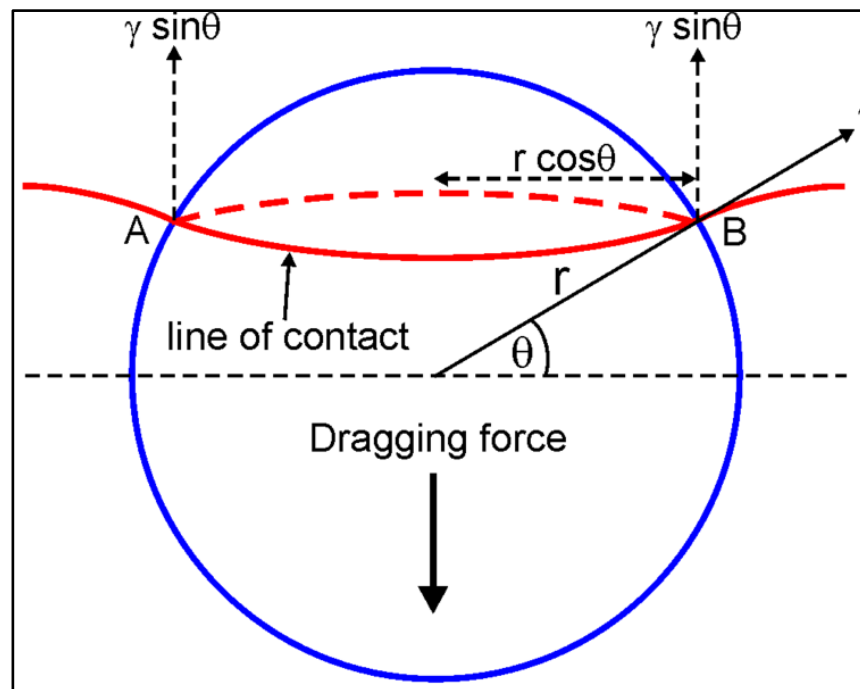
Essa equação relaciona a taxa de deformação com a temperatura absoluta de deformação. A tensão de escoamento é função de Z.



Scanned at the American
Institute of Physics

$$Z = \dot{\epsilon} \cdot \exp\left(\frac{Q_{\epsilon}}{R.T}\right)$$

Força retardadora devido a uma partícula: Zener pinning



$$F = 2\pi r \gamma \cos \theta \sin \theta$$



EESC • USP



Explicou o **efeito Zener** (multiplicação de portadores de cargas) :
Bell labs homenageou-o com o **diodo Zener**

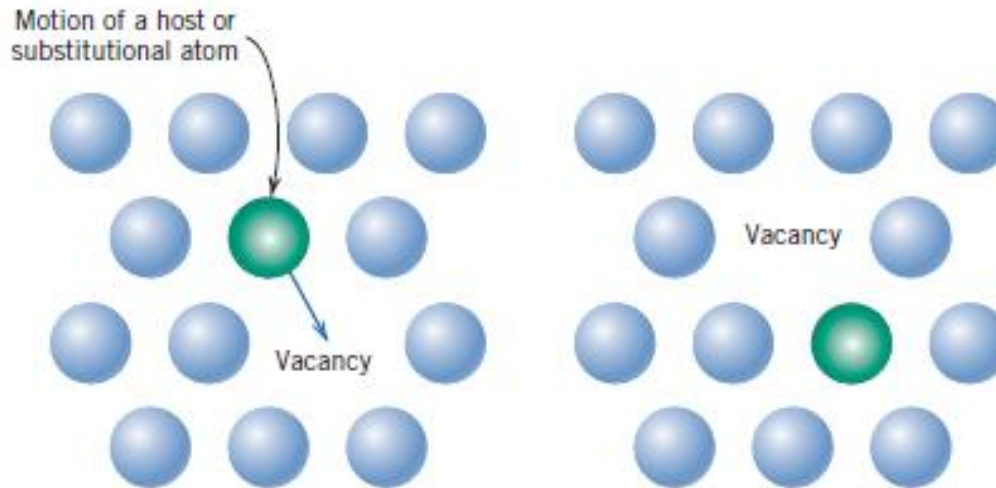


Scanned at the American
Institute of Physics



MECANISMOS DE DIFUSÃO

DIFUSÃO POR LACUNAS OU VACÂNCIAS



- **Átomos trocam** de posições com **vacâncias** existentes na **rede cristalina**;
- A movimentação é função do **número de vacâncias**;
- O **número** de vacâncias **aumenta exponencialmente com a temperatura**;
- O **deslocamento** dos átomos e vacâncias ocorrem em **sentidos opostos**;
- Na **autodifusão** o deslocamento é de **átomos do mesmo elemento**;
- Na **interdifusão** o deslocamento é de **átomos de elementos diferentes**.

MECANISMOS DE DIFUSÃO

DIFUSÃO INTERSTICIAL

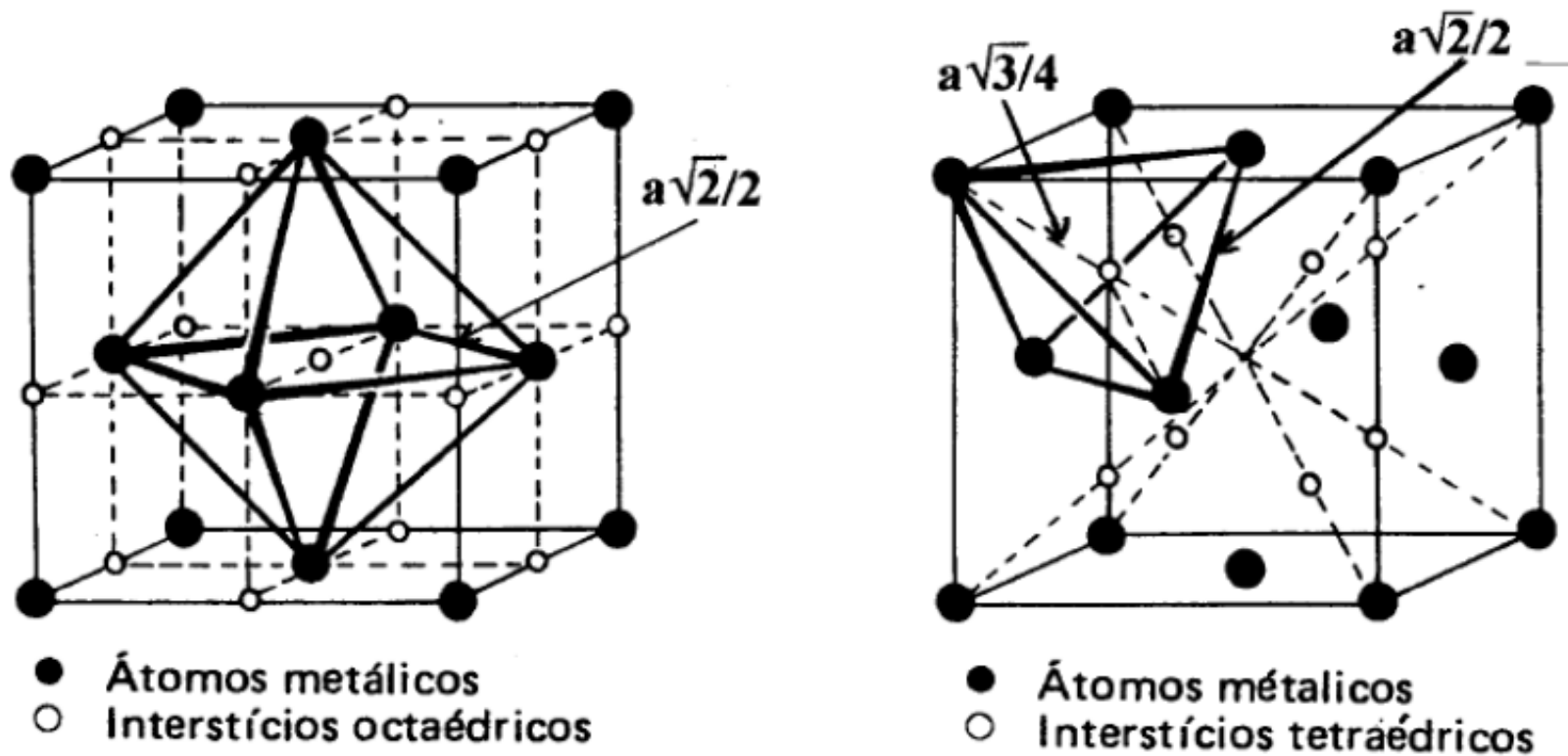
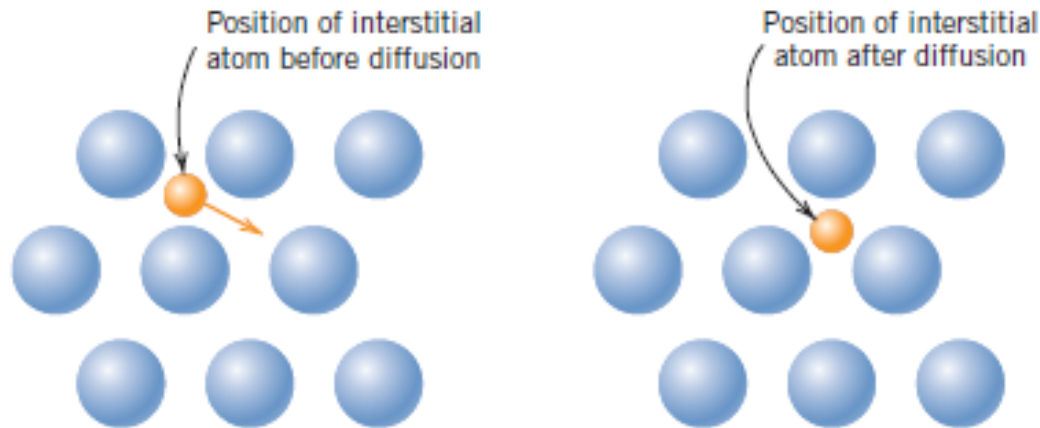


Figura 2.29 Posições intersticiais em uma célula unitária CFC, segundo C. Barret e T. B. Massalski (1993) [Padilha, 2000].

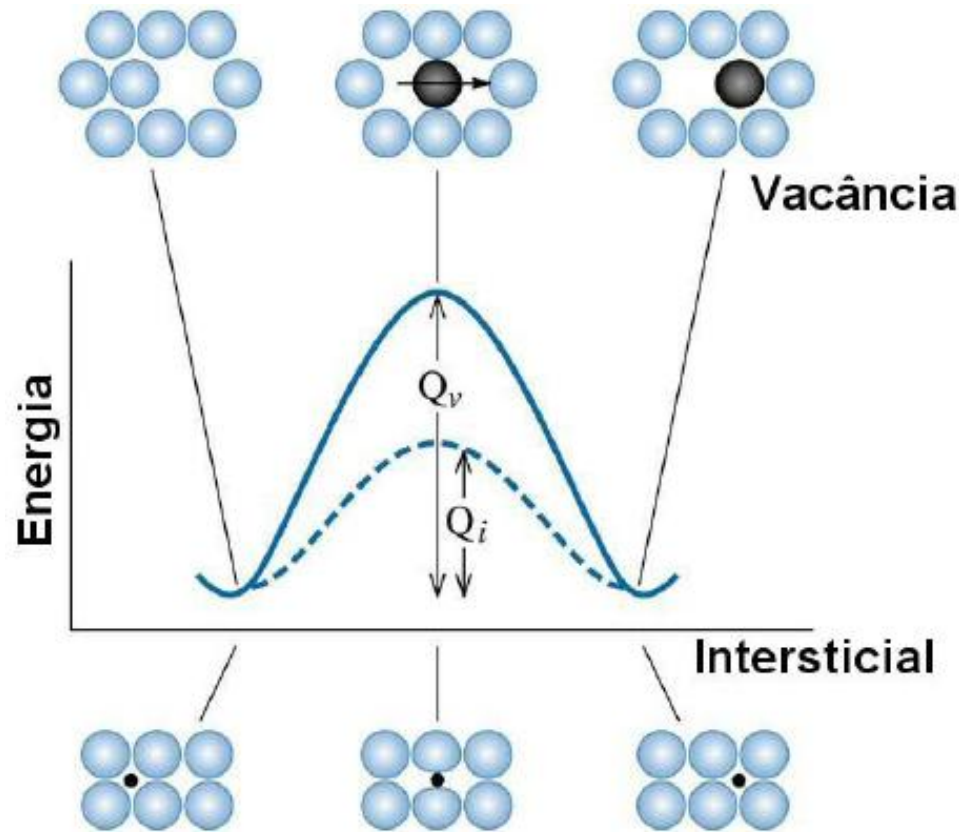
MECANISMOS DE DIFUSÃO

DIFUSÃO INTERSTICIAL



- Átomos **migram** para **interstícios** adjacentes **não ocupados**;
- **Não há** necessidade de ocorrência **de vacâncias**;
- **Ocorre** especialmente em **metais e ligas**, com átomos de impureza cujo **raio atômico é pequeno** em relação ao **raio atômico dos átomos da matriz**. Ex: **carbono, nitrogênio, hidrogênio e oxigênio, no aço**;
- A difusão **intersticial** é muito **mais rápida** que a **difusão por vacâncias**. Ex: **Ferrita a 500°C- carbono difunde 10^9 mais rápido** que a **autodifusão do Fe (vacâncias)**;
- **Especialmente**, no **aço e ferro (CCC)**, interstícios **preferenciais** são **octaédricos**.

DIFUSÃO INTERSTICIAL X POR VACÂNCIAS



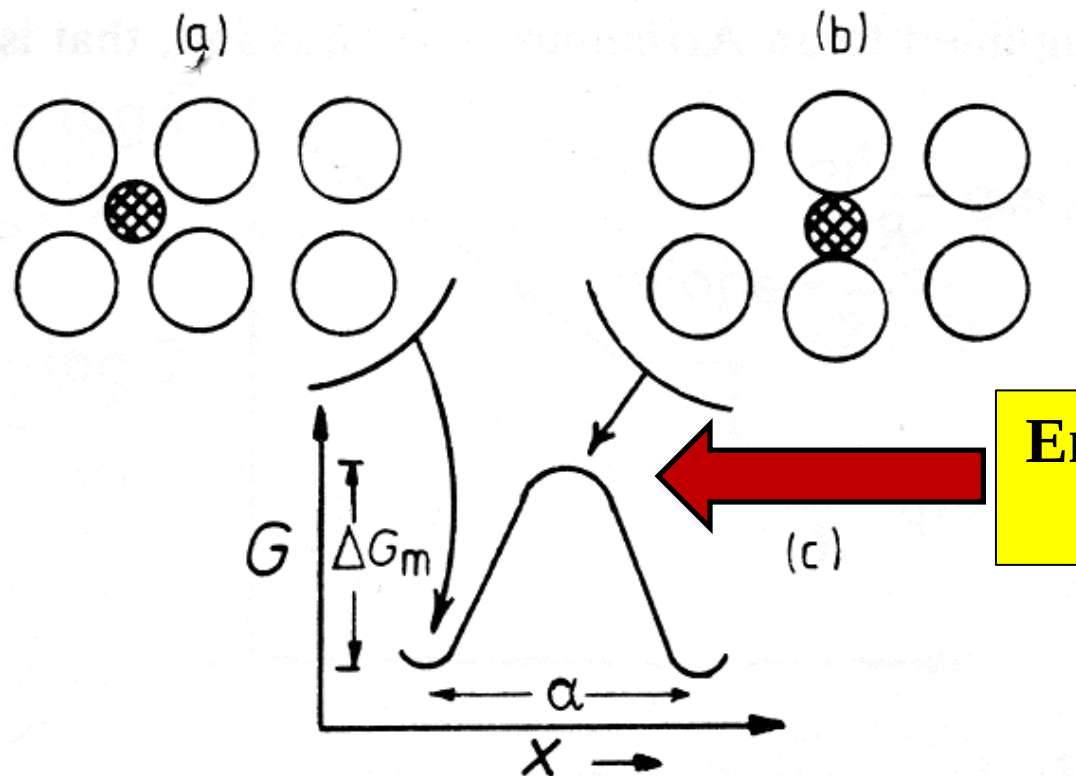
A energia de ativação para o mecanismo de vacâncias, geralmente, é maior que para o mecanismo intersticial:

- Espécie atômica;
- Interstício;
- Formação de vacâncias

(Adaptado de: Askeland)

TERMODINÂMICA DA DIFUSÃO

- Átomos “vencem” as barreiras energéticas por meio de saltos para difundir;
- Depende da frequência de saltos, portanto, depende da energia de vibração da rede - Temperatura;
- Difusão é um processo termicamente ativado.



**Energia mínima
(Gibbs)**

(Porter & Easterling)

HISTÓRICO

- **Robert Boyle (1627-1691)** foi o primeiro a reportar que um sólido (zinco) penetrou em uma moeda de cobre e formou um **material dourado** (latão = liga cobre-zinco);
- **Adolf Eugen Fick**-Iniciou seus estudos em física e matemática porém, logo mudou para medicina. Em 1855 derivou a lei que leva seu nome.



Fick, Adolf Eugen

Kassel, Germany
03.09.1829

Blankenberghe, Belgium
21.08.1901

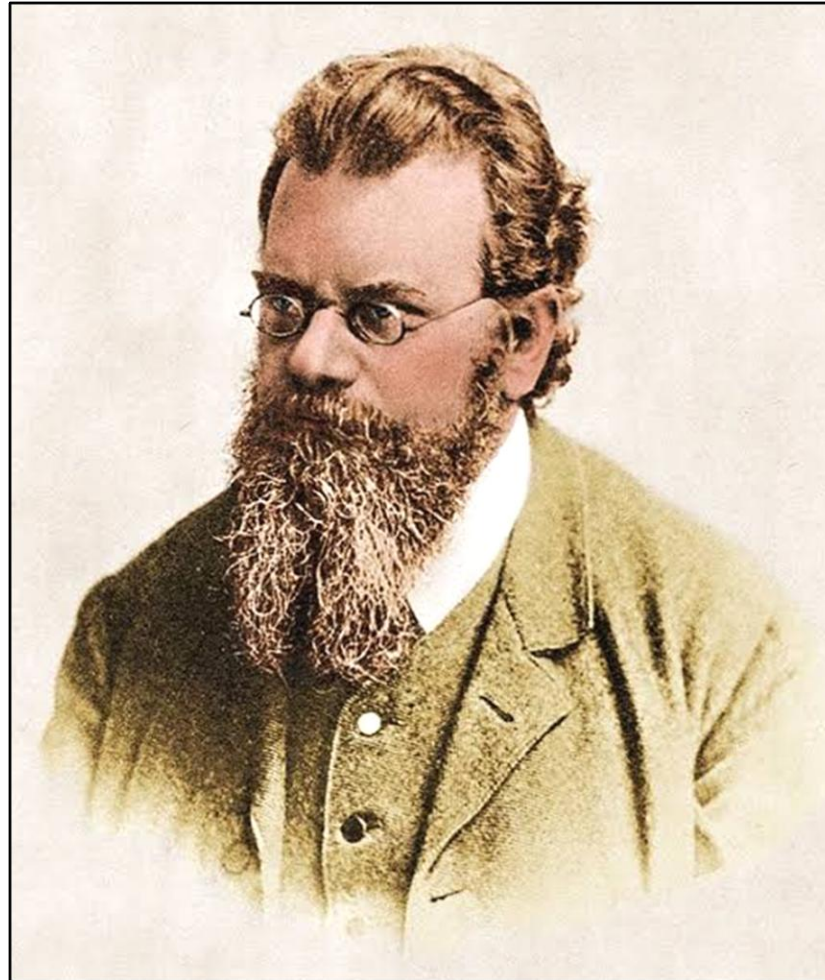
Degrees:

1851 doctorate

- O fenômeno da **difusão em sólidos** foi **formalmente** comunicado em **1896** por **Sir Roberts-Austen (Austenita)**, estudando a difusão do **ouro em chumbo**. Ele determinou o **coeficiente de difusão do Au no Pb** e a difusividade do ouro em função do inverso da temperatura.

Cientista	Ano	Contribuição
Boyle	1684	Observação da difusão de zinco em uma moeda de cobre
Nollet	1752	Observação do fenômeno da osmose
Fourier	1822	Livro: <i>Theorie analytique de la chaleur</i>
Dutrochet	1827	Trabalhos experimentais sobre osmose
(a)Brown	1828	Observação do movimento errático de partículas microscópicas
Graham	1833	Estudos experimentais sobre difusão em gases
Poiseuille	1846	Estudos experimentais sobre escoamento de água em capilares
Graham	1850	Estudos experimentais sobre difusão em líquidos
(a)Lorde Kelvin	1851	Formulação da 2ª lei da termodinâmica
Fick	1855	Aplicação dos modelos de Fourier para a difusão mássica
Darcy	1856	Estudo do escoamento em meios porosos
(a)Clausius	1858	Introdução do conceito de caminho livre médio
(a)Maxwell	1859-1867	Utilização da teoria cinética dos gases em fenômenos de transporte
(a)Clausius	1865	Introdução do conceito de entropia
(a)Gibbs	1865	Livro: <i>On the equilibrium of heterogeneous substances</i>
Van't Hoff	1887	Desenvolvimento da teoria da pressão osmótica por analogia à lei dos gases
Nernst	1888	Interpretação da 1ª lei de Fick em termos de forças e resistências
(a)Arrhenius	1889	Dependência da constante de velocidade de reação química com a temperatura
Roberts-Austen	1896	Estudo experimental sobre difusão em sólidos cristalinos (metálicos)
Einstein	1905	Movimento browniano e equação para o coeficiente de difusão em líquidos
Langevin	1908	Introdução de equação diferencial estocástica para o movimento browniano

Cientista	Ano	Contribuição
^(a) Langmuir e Dushman	1922	Extensão da equação de Arrhenius para o coeficiente de difusão em sólidos
^(a) Frenkel	1926	Difusão mássica em sólidos metálicos através de defeitos locais
^(a) Onsager	1931	Reciprocidade na interferência mútua de processos irreversíveis e simultâneos
^(a) Kirkendall	1946	Interdifusão atômica na interface entre dois metais
^(a) Bohm	1946	Estudo da difusão em plasma
^(a) Crank	1956	Livro: <i>The mathematics of diffusion</i>
^(a) Taylor e Krishna	1993	Livro: <i>Multicomponent mass transfer</i>



Ludwig Eduard **Boltzmann** (Viena, 20 de fevereiro de 1844 — Duino-Aurisina, 5 de setembro de 1906)

Prof. Dr. José Benedito Marcomini

No **século XIX**, a **termodinâmica clássica** (com leis formuladas por **Carnot, Clausius e Kelvin**) descrevia **macroscopicamente** sistemas em equilíbrio, mas não explicava o comportamento microscópico das partículas. **Boltzmann** estabeleceu uma **ponte** entre o **microscópico** (átomos/moléculas) e o **macroscópico** (propriedades termodinâmicas): criou a **Termodinâmica Estatística**.

Distribuição de Boltzmann:

$$P(E) \propto e^{-E/k_B T}$$

- $P(E)$: Probabilidade de uma partícula ter energia E .
- k_B : Constante de Boltzmann (1.38×10^{-23} J/K).
- T : Temperatura absoluta.

Descreve a **distribuição de partículas** em **diferentes** estados de energia **em equilíbrio térmico**.

Na **difusão**, **átomos em um cristal** precisam **superar** uma barreira de **energia** (energia de ativação E) para **migrar entre sítios**. A **distribuição de Boltzmann** determina a **fração de átomos** com **energia** suficiente para o “salto”.

Existe uma **frequência de saltos** (Γ) que depende da **probabilidade** de um **átomo** ter a **energia necessária** para o salto (E_0) e da da **frequência de vibração atômica** (ν_0):

$$\Gamma = \nu_0 e^{-E_a/k_B T}$$

Outras contribuições de Boltzmann:

- **Entropia**

$$S = k_B \ln \Omega$$

- Ω : Número de microestados possíveis do sistema.

Interpretação: A entropia é uma medida da desordem microscópica. Sistemas evoluem para estados mais prováveis (maior Ω), explicando a **Segunda Lei da Termodinâmica**.

Equação de Boltzmann

Descreve a evolução temporal da distribuição de partículas em um gás fora do equilíbrio:

$$\frac{\partial f}{\partial t} + \mathbf{v} \cdot \nabla f = \left(\frac{\partial f}{\partial t} \right)_{\text{colisões}}$$

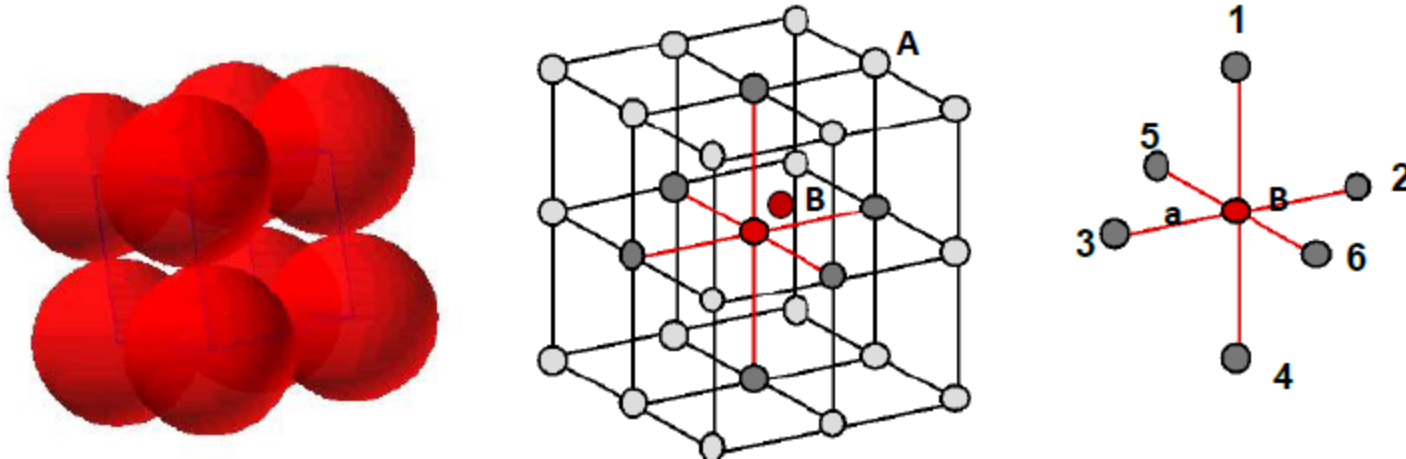
- f : Função distribuição das partículas.
- **Aplicações:** Base para a teoria de transporte em fluidos e plasmas.

CINÉTICA DA DIFUSÃO

1ª. LEI DE FICK



Considerando a difusão intersticial em uma rede cúbica simples, compostas por átomos A, de solvente, e soluto B, observa-se que existem seis posições intersticiais possíveis para difundir



(Adaptado do Callister, cap.1)



Considerando que a frequência de saltos aleatórios (Boltzmann) para todas as direções possíveis é igual a f , a frequência de átomos saltando de B para 2 (figura) é igual a $f/6$. Se o número de átomos B por unidade de área no plano perpendicular ao eixo B-2, passando pela posição B é n_2 , o número de átomos saltando para a posição 2 (N_2') em um intervalo de tempo δt , será:

$$N_2' = 1/6 \cdot f \cdot n_2 \cdot \delta t \quad (1)$$

(Adaptado do livro: “Transformações de fase em materiais metálicos”, Rezende Gomes dos Santos, Unicamp, 2006)



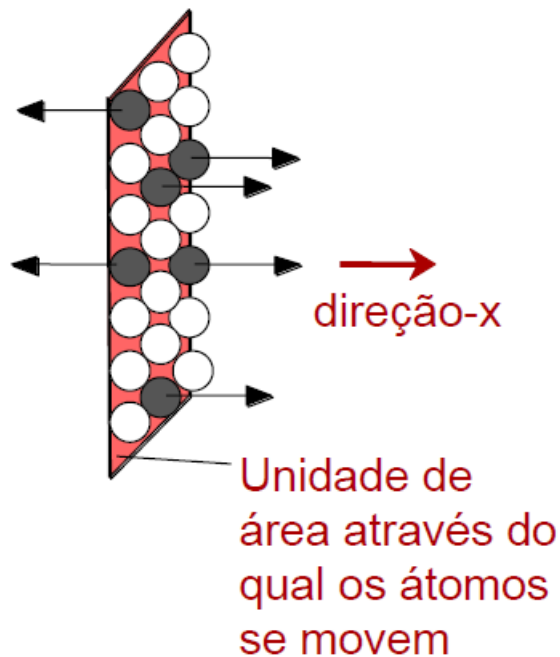
Do mesmo modo, considerando o número de átomos por unidade de área no plano perpendicular ao eixo B -2, passando pela posição 2 como n_2' o número de átomos que salta no sentido contrário (N_B'), no mesmo intervalo de tempo será:

$$N_B' = 1/6 \cdot f \cdot n_2' \cdot \delta t \quad (2)$$

(Adaptado do livro: “Transformações de fase em materiais metálicos”, Rezende Gomes dos Santos, Unicamp, 2006)



Desse modo, o fluxo líquido (J_x) será:



$$J_x = 1/6.f.(n_2 - n_2') \quad (3)$$

(Adaptado do livro: “Transformações de fase em materiais metálicos”, Rezende Gomes dos Santos, Unicamp, 2006)



É mais conveniente utilizar concentração (C):

$$C = \frac{\text{número de átomos}}{\text{Volume}}$$

$$C = \frac{\text{número de átomos}}{\text{Área} \cdot a}$$

$$C = \frac{\text{número de átomos}}{\text{Área}} \cdot \frac{1}{a}$$

**a = parâmetro de rede,
associado ao plano.**

$$n_2 = \frac{\text{número de átomos de B}}{\text{Área}}$$

$$C_2 = \frac{n_2}{a} \quad (4) \quad \text{e}$$

$$C_B = \frac{n_2'}{a} \quad (5)$$



Substituindo em (3):

$$J_x = 1/6.f.a.(C_2 - C_B) \quad (6)$$

Para um tempo t , a concentração varia com a distância (x), então:

$$C_B = C_2 + a(\partial C / \partial x)$$

Substituindo em (6):

$$J_x = -1/6.f.a^2. (\partial C / \partial x) \quad (7)$$

Definindo o coeficiente de difusão (D):

$$D = 1/6 \cdot f \cdot a^2$$

Reescrevendo a equação (7), temos:

$$J_x = -D \cdot (\partial C / \partial x)$$

1ª. LEI DE FICK!!!

(Adaptado do livro: “Transformações de fase em materiais metálicos”, Rezende Gomes dos Santos, Unicamp, 2006)

CINÉTICA DA DIFUSÃO

1ª. LEI DE FICK

COEFICIENTE DE DIFUSÃO (D)

FLUXO DE ÁTOMOS (J)

$$J = -D \frac{dC}{dx}$$

GRADIENTE DE
CONCENTRAÇÃO $\frac{dC}{dX}$

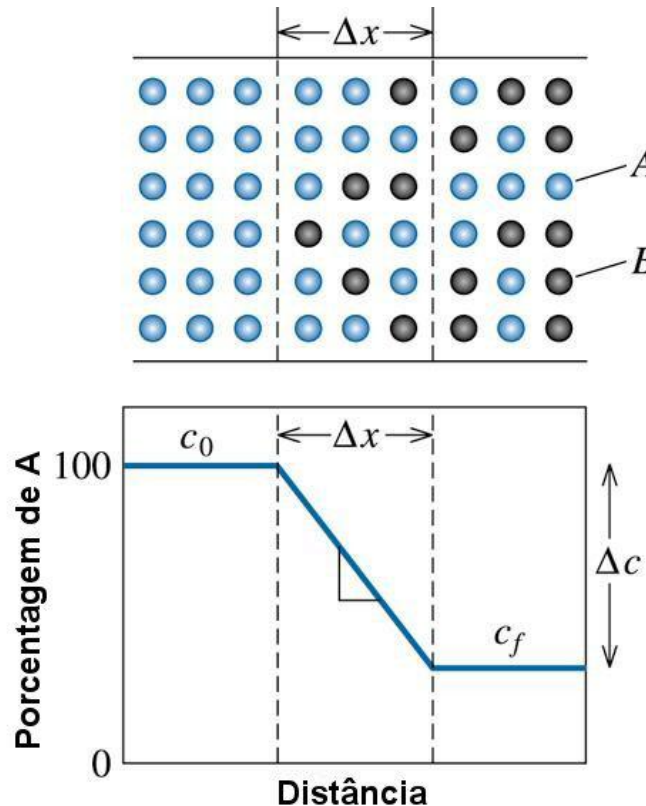
1ª. LEI DE FICK!!!

FORÇA MOTRIZ!

DIFUSÃO EM ESTADO ESTACIONÁRIO

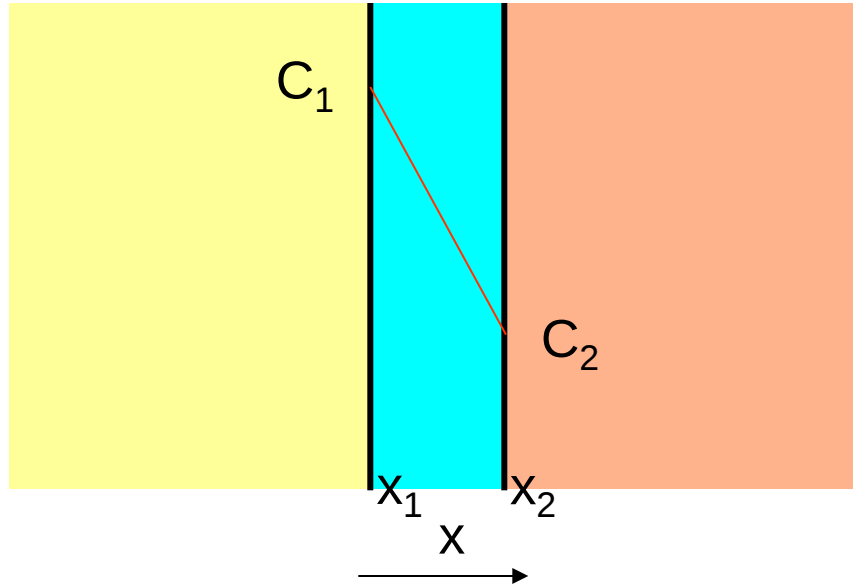
1ª. LEI DE FICK

Quando a concentração não varia com o tempo, temos o regime estacionário ou independente do tempo. Nesta caso, a Lei de Fick pode ser escrita como segue.



DIFUSÃO EM ESTADO ESTACIONÁRIO

1ª. LEI DE FICK



$$J = -D \frac{dC}{dx}$$

if linear $\frac{dC}{dx} \cong \frac{\Delta C}{\Delta x} = \frac{C_2 - C_1}{x_2 - x_1}$

(Adaptado de: Callister – cap.5)

DIFUSÃO EM ESTADO ESTACIONÁRIO

1ª. LEI DE FICK



EXEMPLO

O cloreto de metileno é um ingrediente comum de removedores de tinta. Além de ser um irritante, ele pode também ser absorvido através da pele. Ao utilizar este removedor de pintura, luvas de proteção devem ser usadas.

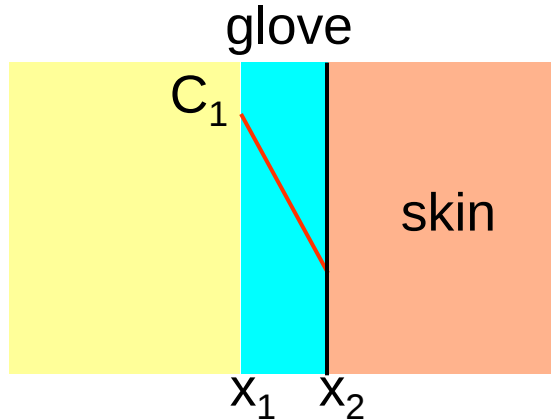
Se forem usadas as luvas de borracha de butilo (0,04 cm de espessura), qual é o fluxo de difusão de cloreto de metileno através da luva.

DADOS:

borracha de butilo: $D = 110 \times 10^{-8} \text{ cm}^2/\text{s}$

$$C_1 = 0.44 \text{ g/cm}^3$$

$$C_2 = 0.02 \text{ g/cm}^3$$



$$J = -D \frac{dC}{dx} \cong -D \frac{C_2 - C_1}{x_2 - x_1}$$

Data:

$$D = 110 \times 10^{-8} \text{ cm}^2/\text{s}$$

$$C_1 = 0.44 \text{ g/cm}^3$$

$$C_2 = 0.02 \text{ g/cm}^3$$

$$x_2 - x_1 = 0.04 \text{ cm}$$

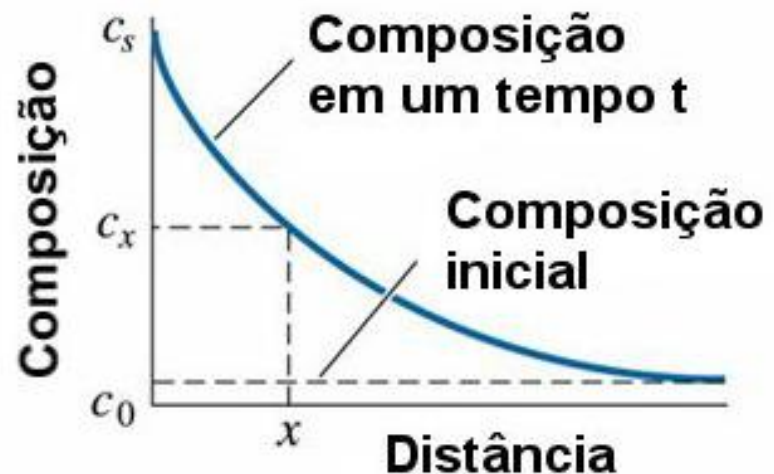
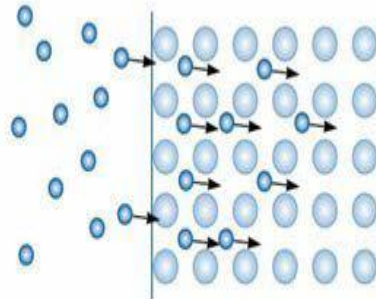
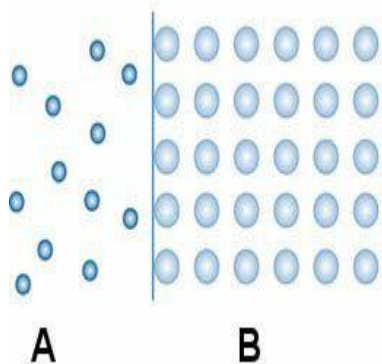
$$J = - (110 \times 10^{-8} \text{ cm}^2/\text{s}) \frac{(0.02 \text{ g/cm}^3 - 0.44 \text{ g/cm}^3)}{(0.04 \text{ cm})} = 1.16 \times 10^{-5} \frac{\text{g}}{\text{cm}^2\text{s}}$$

(Adaptado de: Callister – cap.5)

DIFUSÃO EM ESTADO NÃO ESTACIONÁRIO

2ª. LEI DE FICK

Na difusão em regime transitório (não estacionário), a concentração varia com o tempo



(Adaptado de: Askeland)

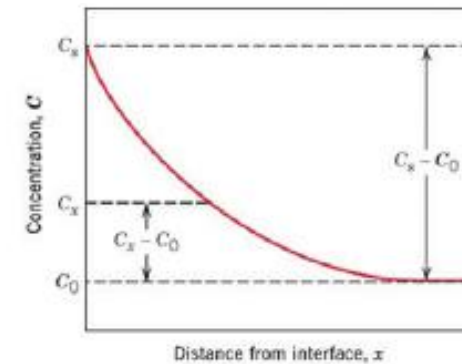
DIFUSÃO EM ESTADO NÃO ESTACIONÁRIO

2ª. LEI DE FICK!!!

$$\frac{dC}{dt} = D \frac{d^2 C}{dx^2}$$

SOLUÇÃO DA 2ª. LEI DE FICK

$$\frac{C(x,t) - C_0}{C_s - C_0} = 1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$$



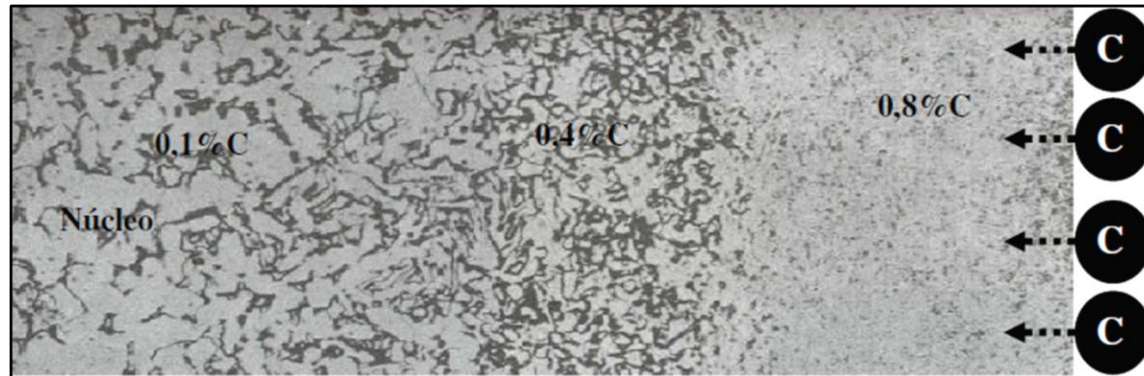
z	$\operatorname{erf}(z)$	z	$\operatorname{erf}(z)$	z	$\operatorname{erf}(z)$
0	0	0.55	0.5633	1.3	0.9340
0.025	0.0282	0.60	0.6039	1.4	0.9523
0.05	0.0564	0.65	0.6420	1.5	0.9661
0.10	0.1125	0.70	0.6778	1.6	0.9763
0.15	0.1680	0.75	0.7112	1.7	0.9838
0.20	0.2227	0.80	0.7421	1.8	0.9891
0.25	0.2763	0.85	0.7707	1.9	0.9928
0.30	0.3286	0.90	0.7970	2.0	0.9953
0.35	0.3794	0.95	0.8209	2.2	0.9981
0.40	0.4284	1.0	0.8427	2.4	0.9993
0.45	0.4755	1.1	0.8802	2.6	0.9998
0.50	0.5205	1.2	0.9103	2.8	0.9999

APLICAÇÃO : TRATAMENTOS TÉRMICOS E TERMOQUÍMICOS

TRATAMENTOS TÉRMICOS: TRANSFORMAÇÕES DE FASES

TRATAMENTOS TERMOQUÍMICOS: CEMENTAÇÃO E NITRETAÇÃO

CEMENTAÇÃO



$$\frac{C_s - C_x}{C_s - C_0} = \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$$

C_s : concentração na superfície do gás que difundi-se ao interior;

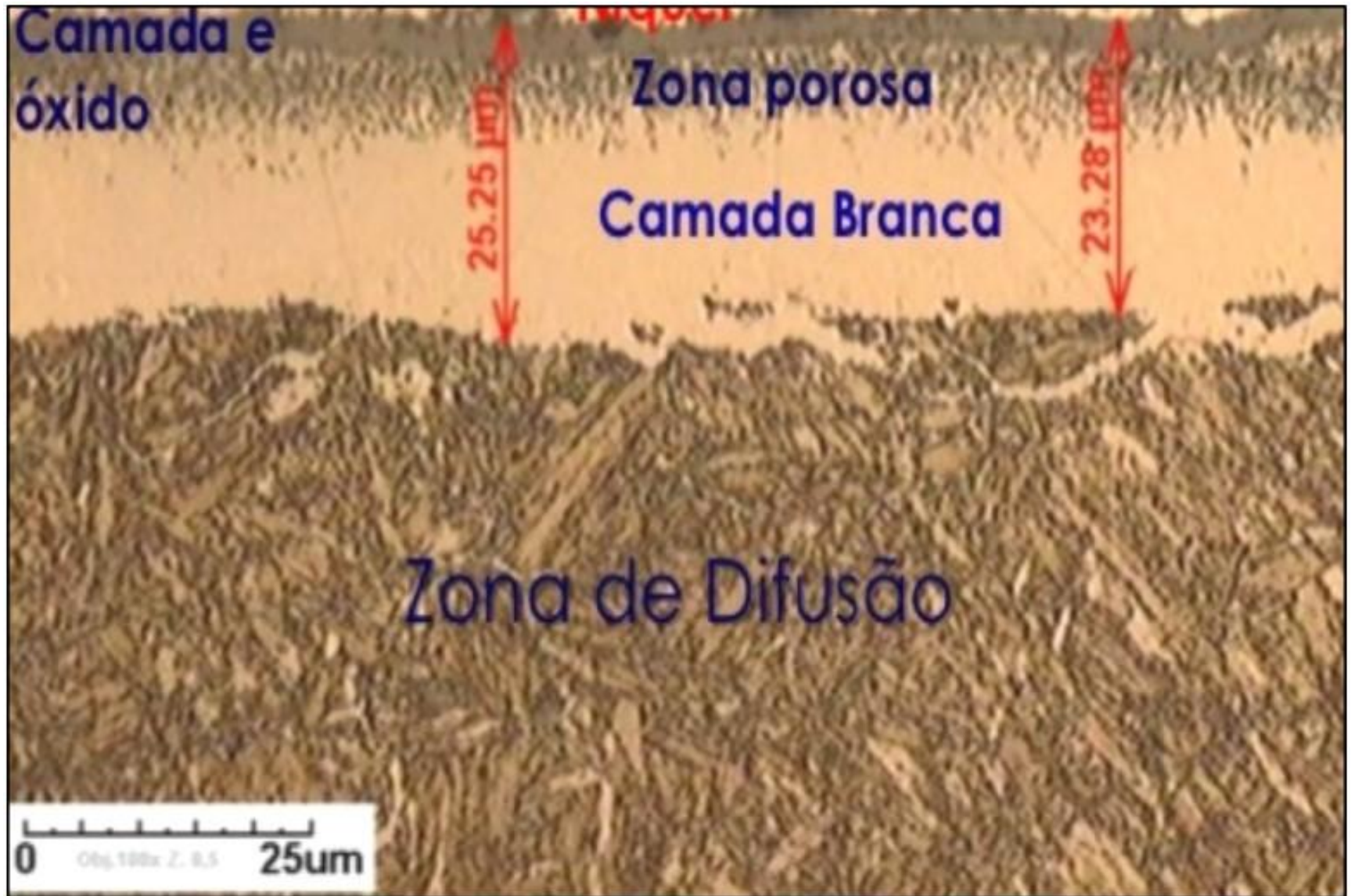
C_0 : concentração inicial, uniforme, do elemento no sólido

C_x : concentração do elemento, a x da superfície no instante t

x: distância à superfície

D: coeficiente de difusão do elemento soluto que se difunde

NITRETAÇÃO

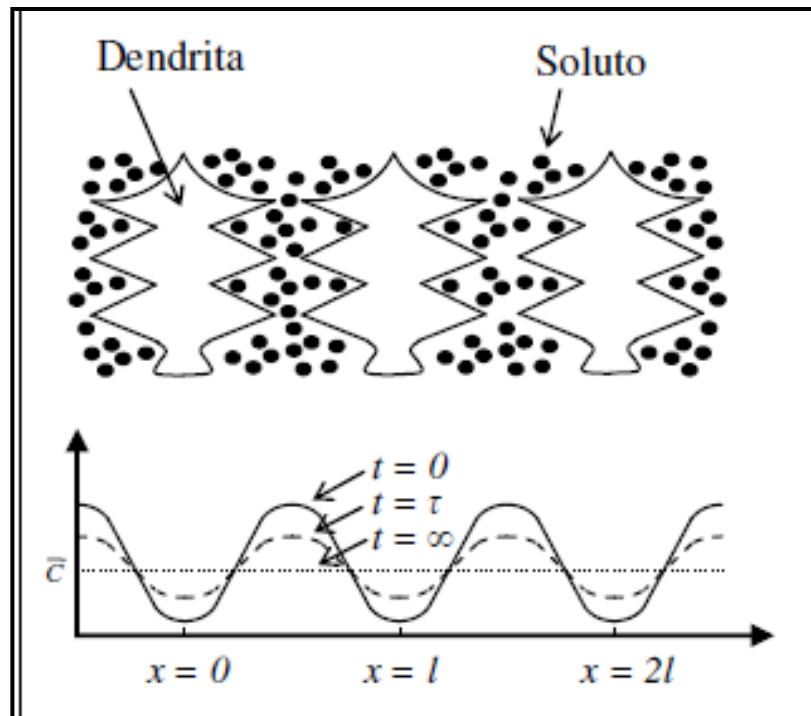


DIFUSÃO EM ESTADO NÃO ESTACIONÁRIO

2ª. LEI DE FICK – OUTRA SOLUÇÃO

Tratamento de homogeneização de fundidos

Para minimizar micro-segregação em peças fundidas. A micro-segregação de solutos ocorre em torno dos braços dendríticos, levando o perfil de concentração de solutos a apresentar uma variação senoidal.



(Adaptado da apostila
do Prof. Jorge Teófilo
de Barros Lopes-
UFPA)

DIFUSÃO EM ESTADO NÃO ESTACIONÁRIO

2ª. LEI DE FICK – OUTRA SOLUÇÃO

$$C = \bar{C} + \beta_0 \sin \frac{\pi x}{l}$$

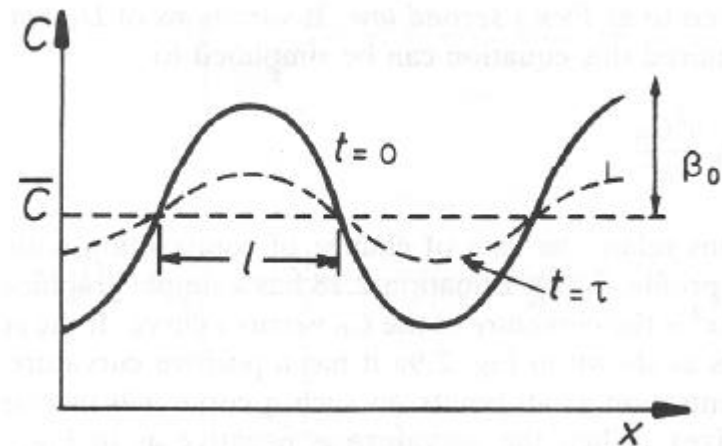
$$C = \bar{C} + \beta_0 \sin \left(\frac{\pi x}{l} \right) \exp \frac{-t}{\tau}$$

$$\tau = \frac{l^2}{\pi^2 D_B}$$

tempo de relaxação

$$\beta = \beta_0 \exp \frac{-t}{\tau}$$

amplitude do perfil de concentrações



SOLIDIFICAÇÃO POR LINGOTAMENTO CONVENCIONAL

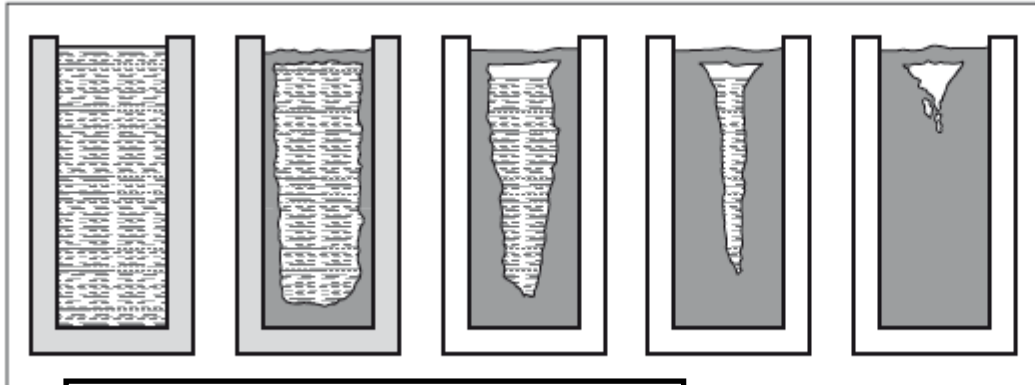
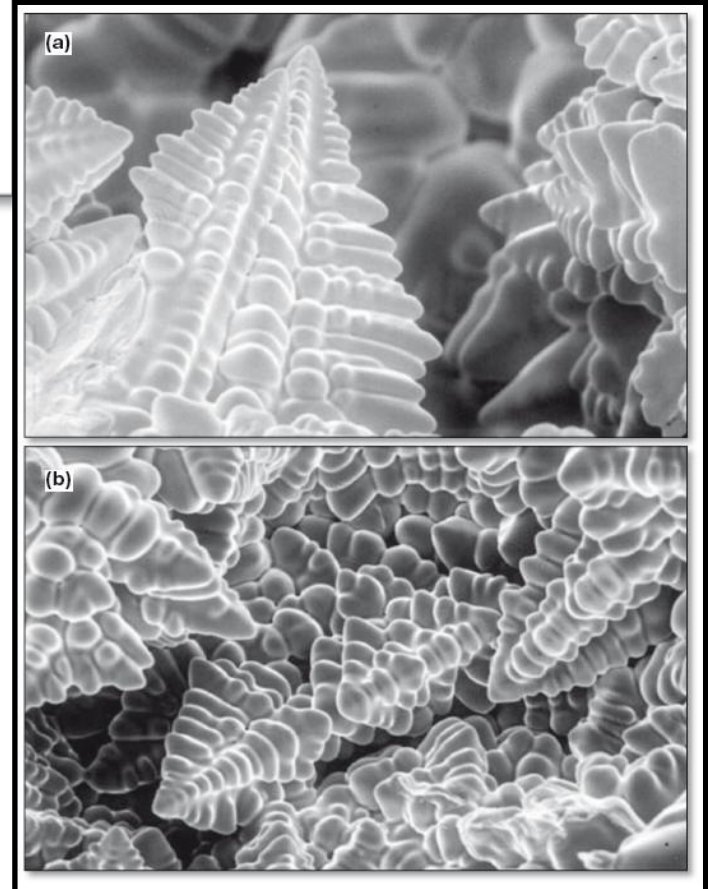


Figura 8.4

Progresso da solidificação em um molde metálico em que a extração de calor se passa, principalmente, pelas laterais e pela base e, de forma secundária, pelo topo.



(Colpaert)

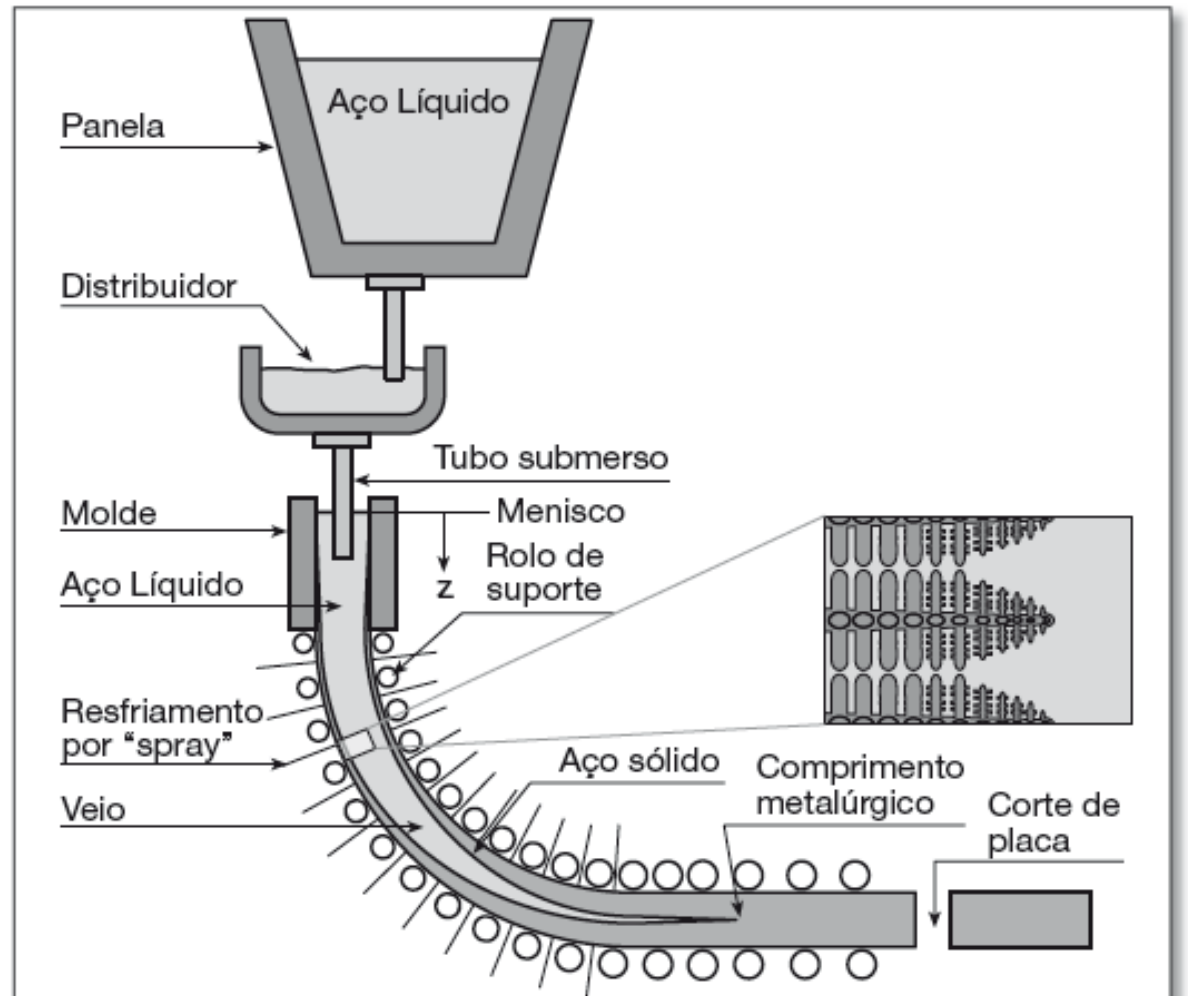


SOLIDIFICAÇÃO POR LINGOTAMENTO CONTÍNUO

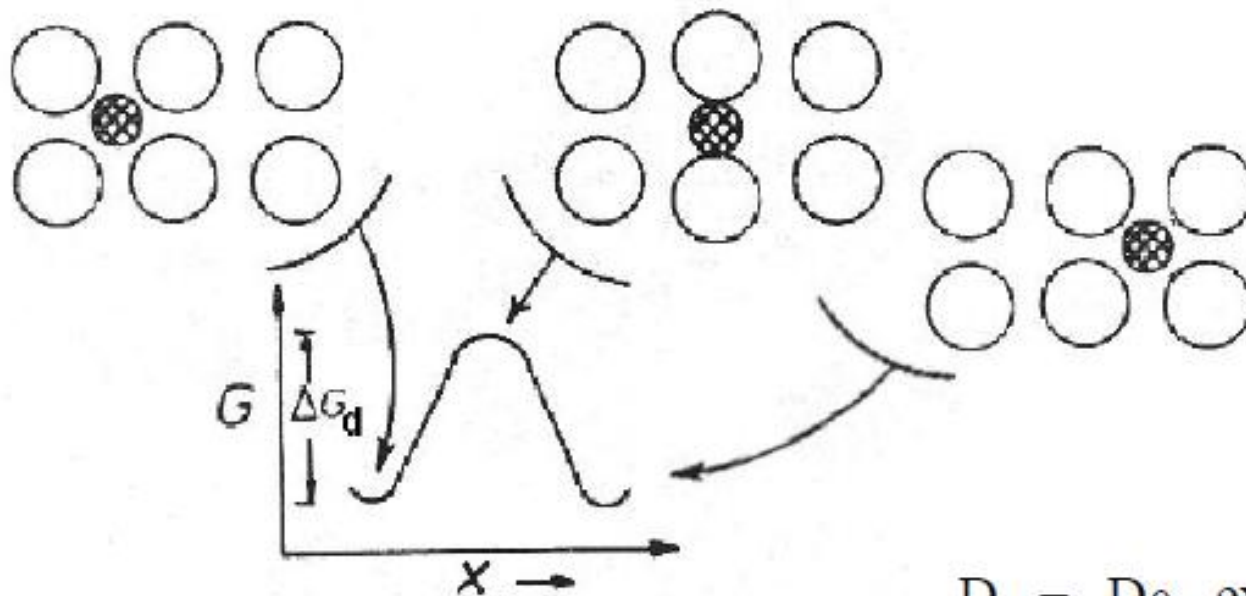
Figura 8.48

Esquema de uma máquina de lingotamento contínuo. A solidificação é concluída vários metros abaixo do nível do menisco formado no interior do molde (comprimento metalúrgico). Velocidades de lingotamento (ou do veio) da ordem de 1 a 2 m/min são típicas. Como o veio é curvo, a estrutura não é perfeitamente simétrica (ver Figura 8.52).

(Colpaert)



COEFICIENTE DE DIFUSÃO



$$D = D_0 \exp \left(- \frac{\Delta G_d}{RT} \right)$$

onde: D_0 , uma constante (m^2/s); ΔG_d , energia de ativação para difusão (J/mol); R , constante universal dos gases ($8,31 \text{ J/mol.K}$); e T , temperatura absoluta (K).

COEFICIENTE DE DIFUSÃO

Relação do tipo Arrhenius

$$D = D_0 \exp(-Q_d / RT)$$

D_0 = constante (m^2/s)

Q_d = energia de ativação para difusão
($\text{eV}/\text{átomo}$)

R = Cons. do gás = $8,62 \times 10^{-5} \text{ eV}/\text{átomo}$

T = temperatura absoluta (K)

DIFUSÃO

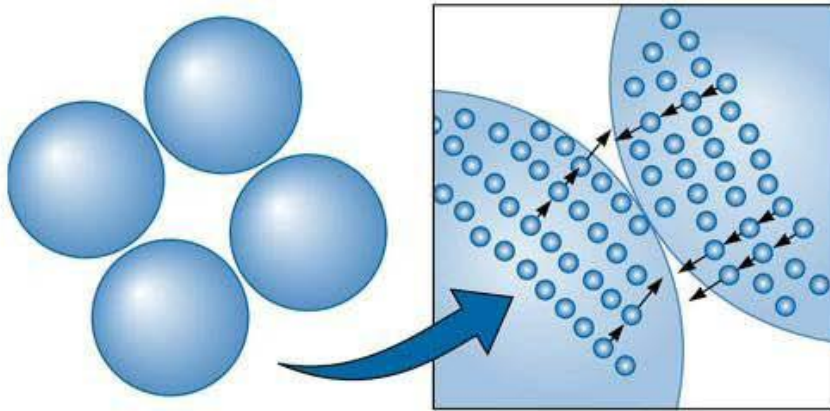
A difusão pode ocorrer:

- **No volume do material;**
- **Ao longo de defeitos lineares: discordâncias;**
- **Ao longo de defeitos bidimensionais: contornos de grão e superfícies externas.**

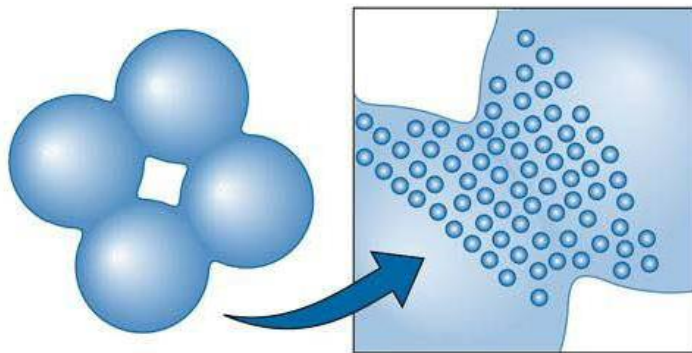
$$Q_V > Q_{CG} > Q_S$$

$$D_V < D_{CG} < D_S$$

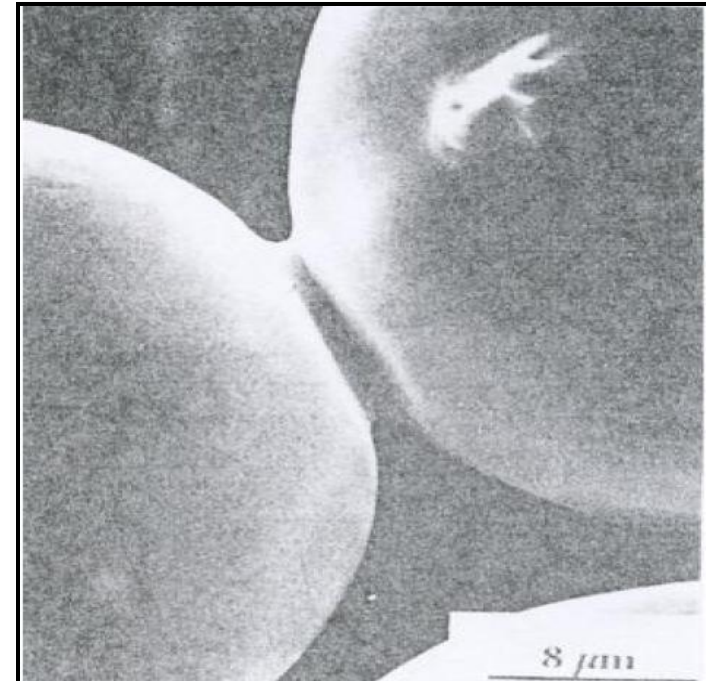
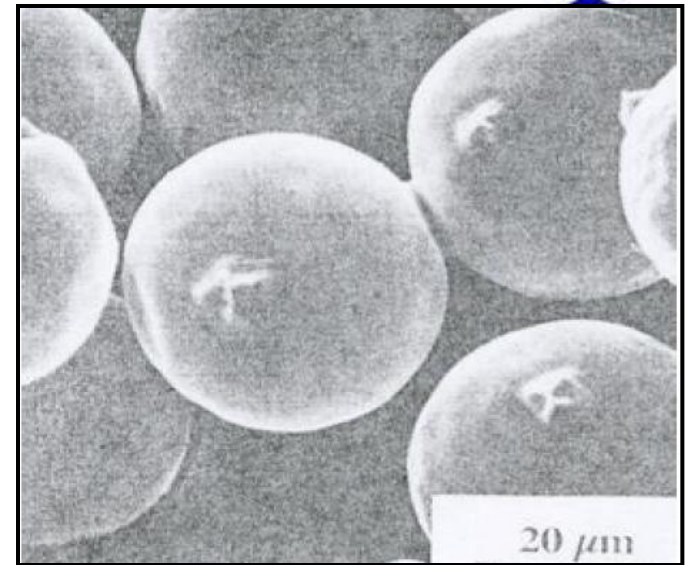
DIFUSÃO SINTERIZAÇÃO



Pó compacto



Início da sinterização

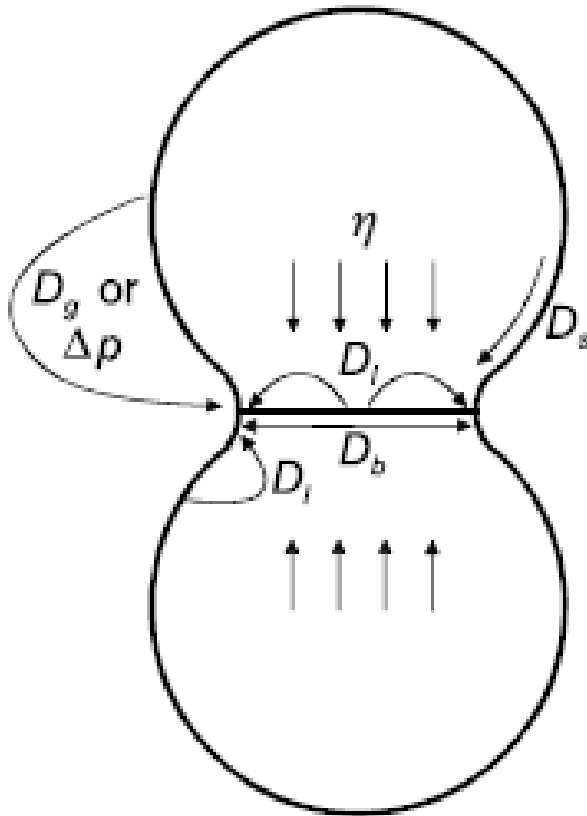


DIFUSÃO SINTERIZAÇÃO



Table 4.1. Material transport mechanisms during sintering

Material transport mechanism	Material source	Material sink	Related parameter
1. Lattice diffusion	Grain boundary	Neck	Lattice diffusivity, D_l
2. Grain boundary diffusion	Grain boundary	Neck	Grain boundary diffusivity, D_b
3. Viscous flow	Bulk grain	Neck	Viscosity, η
4. Surface diffusion	Grain surface	Neck	Surface diffusivity, D_s
5. Lattice diffusion	Grain surface	Neck	Lattice diffusivity, D_l
6. Gas phase transport			
6.1. Evaporation/condensation	Grain surface	Neck	Vapour pressure difference, Δp
6.2. Gas diffusion	Grain surface	Neck	Gas diffusivity, D_g



(Adaptado de: Suk – Joong L. Kang – Sintering- Elsevier)

DIFUSÃO SINTERIZAÇÃO

O mecanismo que **mais contribui** para **diminuição** da distância **entre as partículas** e que promove a **densificação** e a **retração**, além do **fluxo viscoso** é a **difusão** atômica pelo **contorno de grão (Db)**.

Este mecanismo **não** despertou interesse quando foi proposto **em 1940**, ganhando credibilidade apenas **em 1950**, com os experimentos de **Alexander e Balluffi** que demonstraram que apenas **os poros em contorno de grão** contraíam ao passo que os poros dentro dos grãos não.

DIFUSÃO SINTERIZAÇÃO – METALURGIA DO PÓ

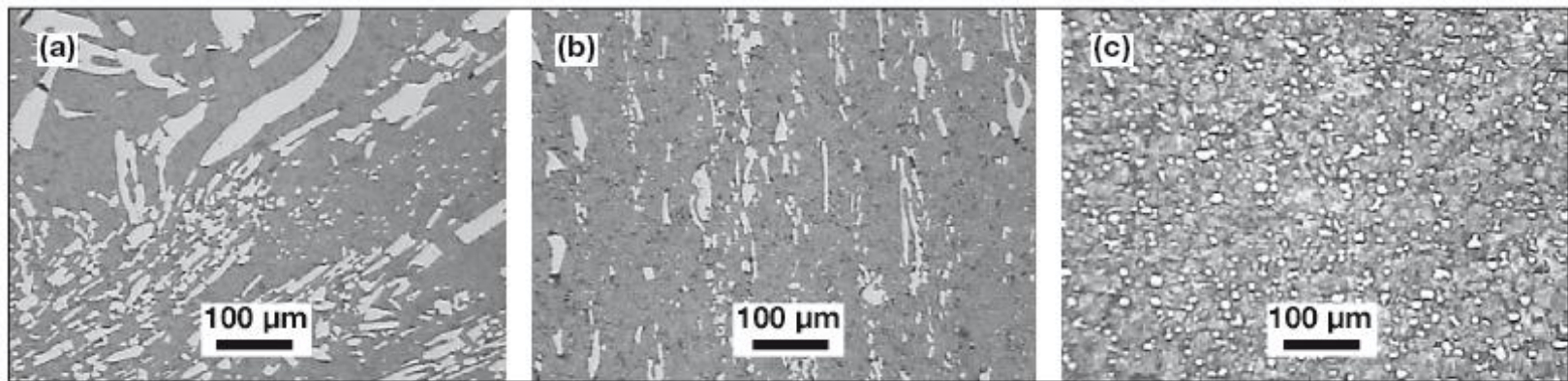


Figura 11.35

Aço ASTM A681 – D2, aço-ferramenta para trabalho a frio. Microestrutura recozida para 250 HB. Carbonetos em matriz ferrítica. (a) Lingote convencional de diâmetro de 830 mm submetido à redução a quente de 5,6/1. (b) Lingote obtido por refusão ESR, do mesmo diâmetro, submetido à mesma redução a quente. Em (a) e (b) observam-se a fragmentação e redistribuição dos carbonetos pelo trabalho a quente. (c) Fabricado por metalurgia do pó e laminado a quente. Distribuição uniforme de carbonetos. Ataque: Nital 4%. Cortesia Villares Metals S.A., Sumaré, SP, Brasil. Mais detalhes sobre o processamento deste aço em [2].

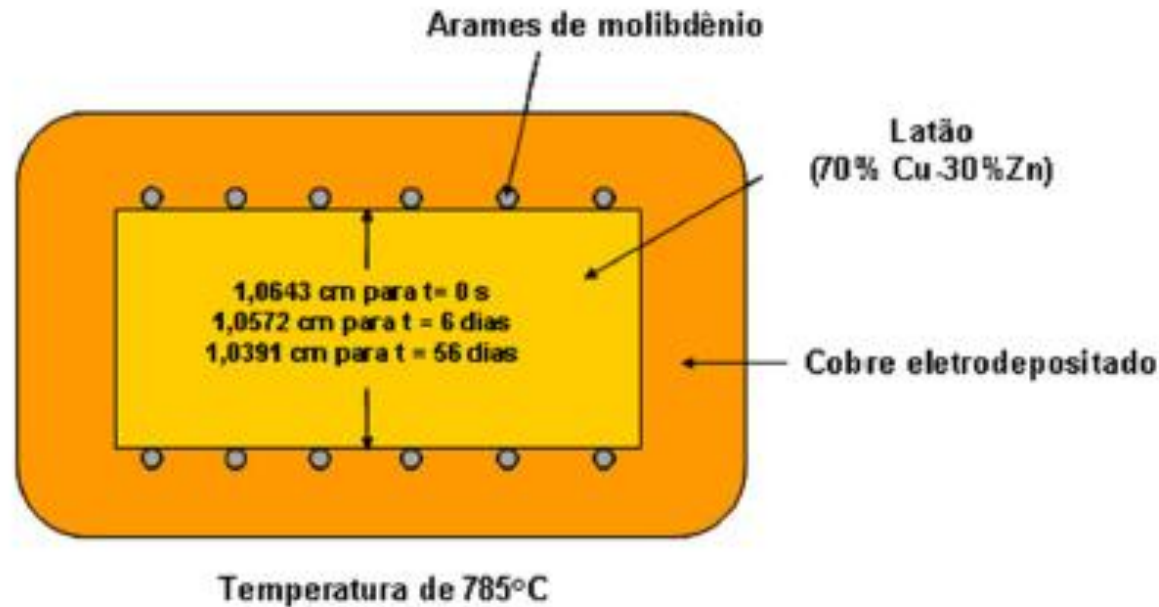
(Adaptado de: Colpaert, 4ª. Ed.)

DIFUSÃO

EFEITO KIRKENDALL

Efeito Kirkendall: história

- Ernest Kirkendall (1914-2005) reportou em 1947 o efeito da interdifusão de cobre e zinco em latão (liga Cu-Zn).
- Mostrou que o volume de latão sofre uma contração em função do tempo, para uma temperatura constante.

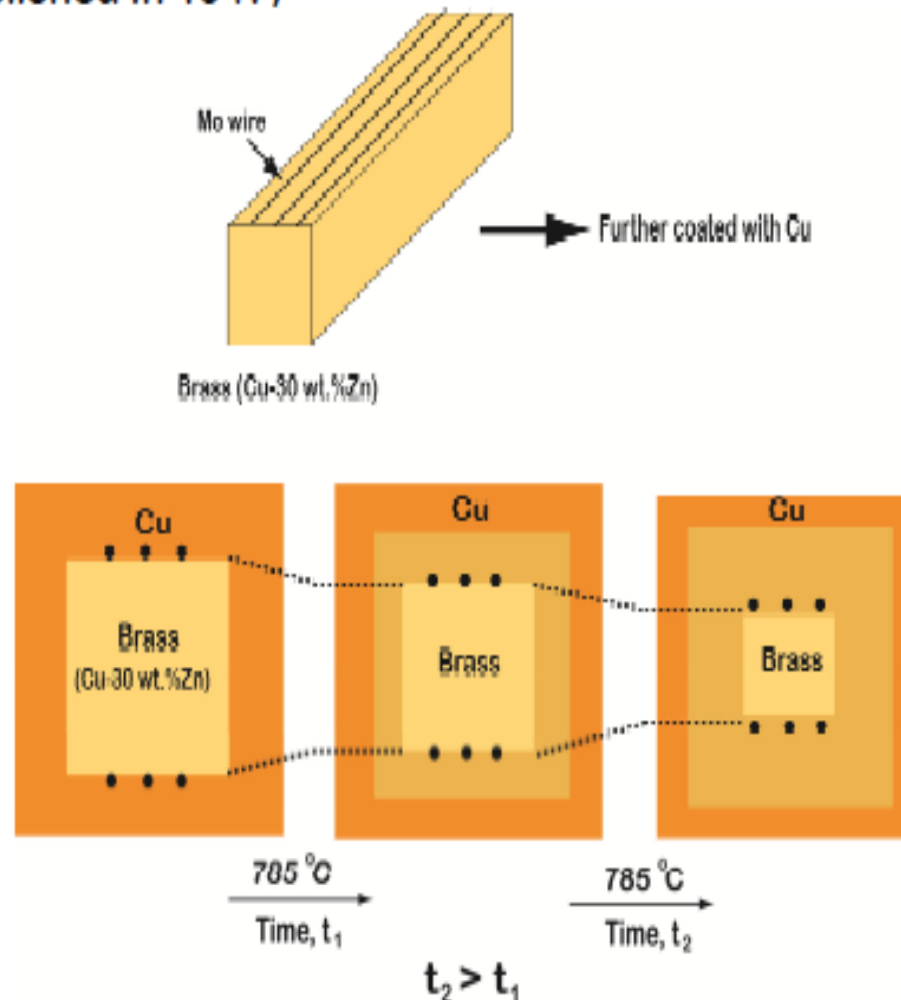


(Adaptado apostila PMT-EPUSP)

DIFUSÃO

EFEITO KIRKENDALL

➤ To check this issue Kirkendall with his student Smigelkas designed a special experiment (published in 1947)



DIFUSÃO EFEITO KIRKENDALL

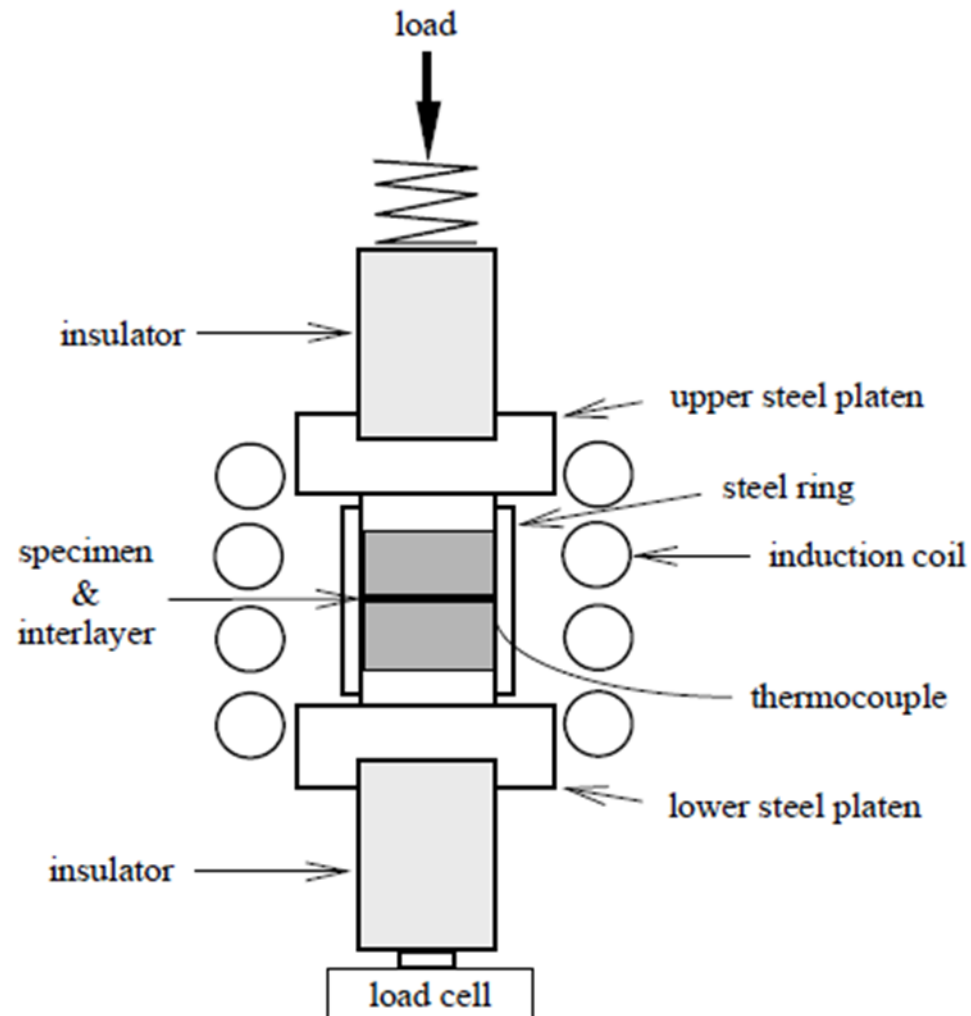


- Em 1947, Smigelskas e Kirkendall utilizaram um par de difusão para realizar seu experimento;
- Barra de latão (70%Cu-30%Zn) e nas faces, barras muito finas ($D=0,075\text{mm}$) de Mo para servirem de marcadores;
- Depositaram cobre eletrolítico (puro);
- Após dezenas horas dentro do forno a 834°C , as barras de Mo de ambas as faces haviam se aproximado;

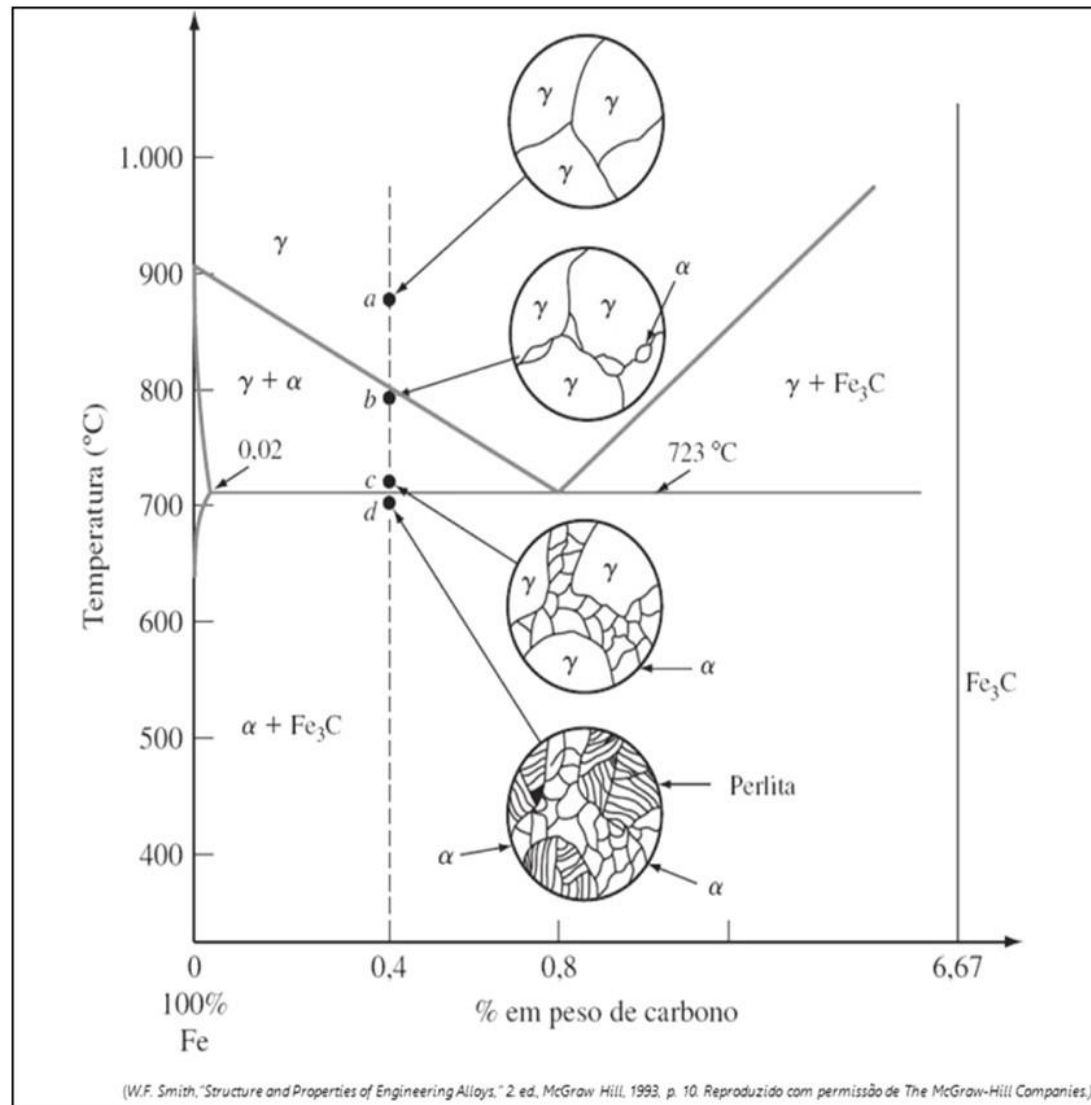
CONCLUSÕES

- Átomos de Zn difundem mais rapidamente para dentro do Cu do que os átomos de Cu difundem para dentro do latão;
- Por meio de medidas experimentais - metais com ponto de fusão mais baixo difundem mais rapidamente;
- O mecanismo de difusão no caso do “Efeito Kirkendall” foi o de difusão por vacâncias;
- concluíram que o deslocamento dos marcadores era proporcional à raiz quadrada do tempo de permanência na temperatura de difusão: $X \propto \sqrt{t}$

APLICAÇÃO : SOLDAGEM POR DIFUSÃO



Transformações de fases nos diagramas de fase, ou em tratamentos térmicos com resfriamentos lentos ocorrem por nucleação e crescimento, que envolvem **difusão.**



DIFUSÃO EM ESTADO NÃO ESTACIONÁRIO

2ª. LEI DE FICK – EXERCÍCIO

EXERCÍCIO RESOLVIDO

Uma liga de ferro-carbono FCC inicialmente contendo 0,20% em peso de C é cementado a uma temperatura elevada e em atmosfera que resulta em uma concentração constante da superfície de carbono de 1,0% em peso. Se, depois de 49,5 horas, a concentração de carbono é de 0,35% em peso numa posição 4,0 milímetros abaixo da superfície, determinar a temperatura na qual o tratamento foi realizado.

DIFUSÃO EM ESTADO NÃO ESTACIONÁRIO

2ª. LEI DE FICK – EXERCÍCIO-SOLUÇÃO

$$\frac{C(x,t) - C_o}{C_s - C_o} = 1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right)$$

- $t = 49.5 \text{ h}$ $x = 4 \times 10^{-3} \text{ m}$
- $C_x = 0.35 \text{ \% em peso}$ $C_s = 1.0 \text{ \% em peso}$
- $C_o = 0.20 \text{ \% em peso}$

$$\frac{C(x,t) - C_o}{C_s - C_o} = \frac{0.35 - 0.20}{1.0 - 0.20} = 1 - \operatorname{erf}\left(\frac{x}{2\sqrt{Dt}}\right) = 1 - \operatorname{erf}(z)$$

$$\therefore \operatorname{erf}(z) = 0.8125$$

DIFUSÃO EM ESTADO NÃO ESTACIONÁRIO

2ª. LEI DE FICK – EXERCÍCIO-SOLUÇÃO

Devemos agora determinar a partir da **Tabela 5.1**, o valor de z para os quais a função erro é 0,8125. Uma **interpolação** é necessário como se segue:

z	$\text{erf}(z)$
0.90	0.7970
z	0.8125
0.95	0.8209

$$\frac{z - 0.90}{0.95 - 0.90} = \frac{0.8125 - 0.7970}{0.8209 - 0.7970}$$

$$z = 0.93$$

Isolando D :

$$z = \frac{x}{2\sqrt{Dt}} \Rightarrow D = \frac{x^2}{4z^2t}$$

$$\therefore D = \left(\frac{x^2}{4z^2t} \right) = \frac{(4 \times 10^{-3} \text{ m})^2}{(4)(0.93)^2(49.5 \text{ h})} \frac{1 \text{ h}}{3600 \text{ s}} = 2.6 \times 10^{-11} \text{ m}^2/\text{s}$$

$$D = D_0 \cdot e^{-Q/RT}$$

$$\ln D = \ln (D_0 \cdot e^{-Q/RT}) \quad \longrightarrow \quad T = \frac{Q_d}{R(\ln D_0 - \ln D)}$$

Da tabela 5.2 (Callister), para a difusão do C no Fe (CFC):

$$D_0 = 2.3 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s} \quad Q_d = 148,000 \text{ J/mol}$$

$$\therefore T = \frac{148,000 \text{ J/mol}}{(8.314 \text{ J/mol} \cdot \text{K})(\ln 2.3 \times 10^{-5} \text{ m}^2/\text{s} - \ln 2.6 \times 10^{-11} \text{ m}^2/\text{s})}$$

$$T = 1300 \text{ K} = 1027^\circ\text{C}$$

FIM