

# **SMM0193 – ENGENHARIA E CIÊNCIA DOS MATERIAIS I**

## **ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO**

**Prof.Dr. José Benedito Marcomini**

# ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO

## TRATAMENTO TÉRMICO: ENVELHECIMENTO (AGING)

Transformação de fase que  
leva o material de um  
**estado estável a um estado  
metaestável**

**Tratamento térmico**

Aumentar a  
**resistência  
mecânica**

TÊMPERA E  
REVENIMENTO

Perde em  
tenacidade

TERMOQUÍMICOS  
(SUPERFICIAIS)

**ENDURECIMENTO  
POR PRECIPITAÇÃO  
↓  
ENVELHECIMENTO**

**Mantém boa  
tenacidade**

# TRATAMENTOS TÉRMICOS: OBJETIVO INVERSO

**Recuperação e  
recristalização**



**Reozimento**



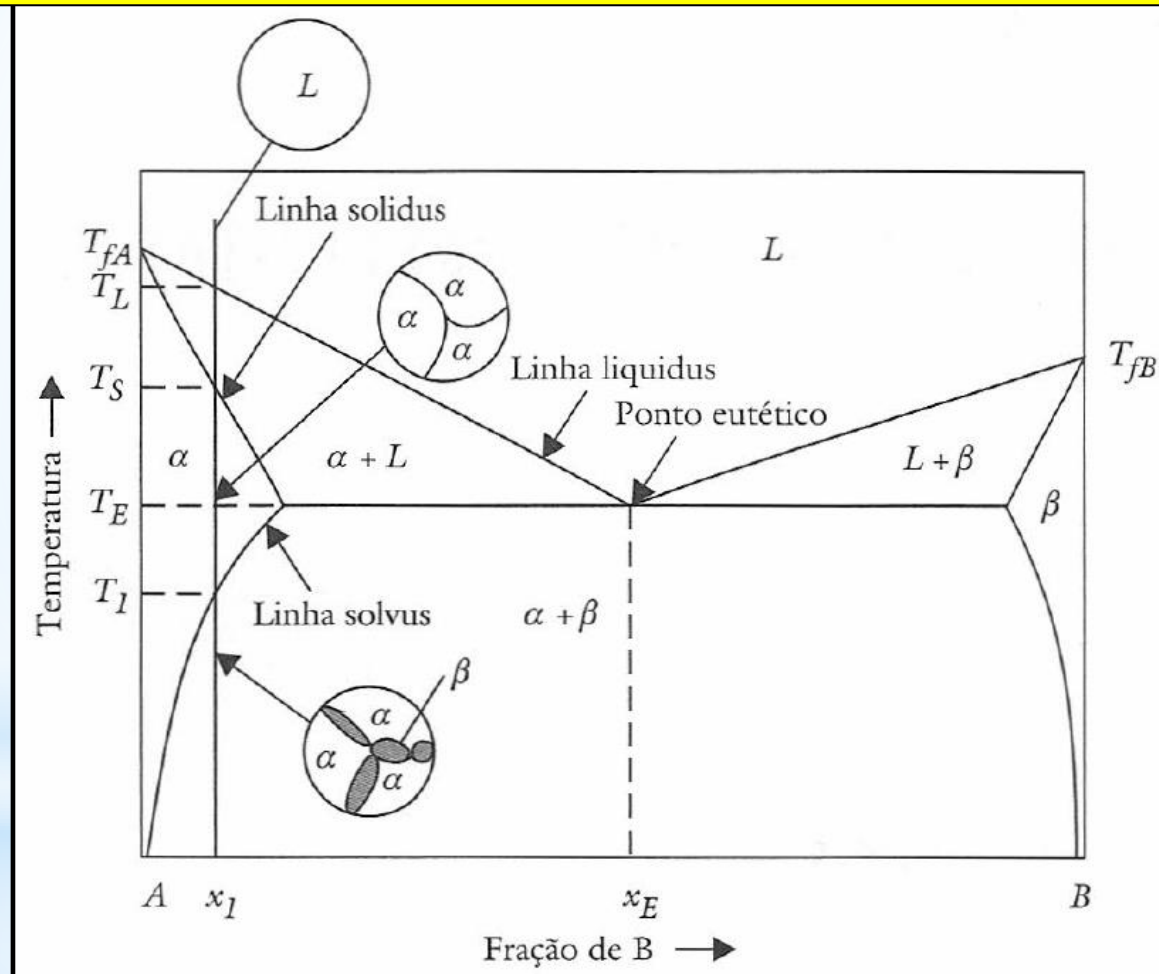
Processos de transformação de fase no estado sólido para **restaurar a estrutura e as propriedades** de um material metálico alteradas pela **deformação plástica**.



Estado **termodinâmico metaestável** para um **estado estável**

## O SIGNIFICADO DA LINHA SOLVUS

A linha **solvus** representa a **variação da solubilidade** dos átomos de B na rede cristalina de A em função da temperatura.



**SOLIDIFICAÇÃO COM RESFRIAMENTO LENTO DE UMA LIGA COM COMPOSIÇÃO  $x_1$**  (Fonte: Rezende)

## O SIGNIFICADO DA LINHA SOLVUS

Temperaturas abaixo de  $T_1$  a quantidade de átomos de **B** correspondente a  $X_1$  fica acima do limite de solubilidade.



**Precipitação** de átomos de **B** para **aliviar a supersaturação** da fase  $\alpha$ .



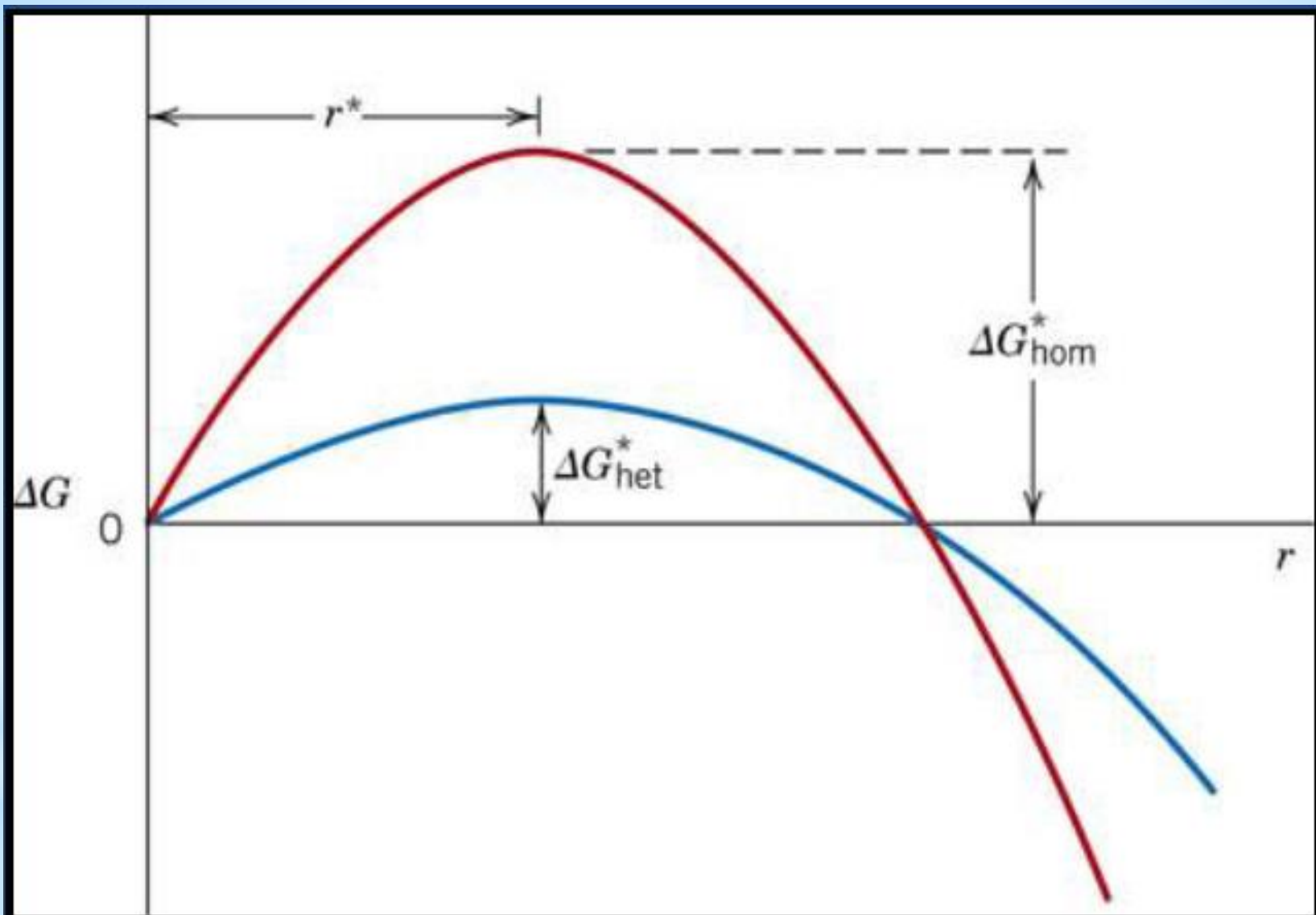
Átomos de B precipitados  $\rightarrow$  segunda fase  $\beta$ .



**Nucleação e Crescimento**



**Nucleação Heterogênea**



**Prof.Dr. José Benedito Marcomini**

**CONTORNOS DE GRÃO → ALTA ENERGIA**



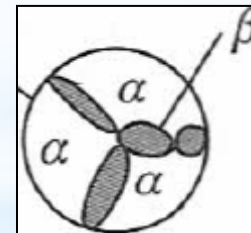
**SÍTIOS PREFERENCIAIS PARA A NUCLEAÇÃO  
HETEROGÊNEA**



**ENERGIA DISPONÍVEL CONTRIBUI COM PARTE DA ENERGIA DE  
ATIVAÇÃO**

**$T_1$  é relativamente alta**

**DIFUSÃO**



**Estrutura típica de  
peças fundidas**

*(Fonte: Rezende)*

No início do **século XX** descobriu-se que a **resistência mecânica** de uma peça com esse tipo de estrutura poderia ser **aumentada sensivelmente por meio de um tratamento térmico conveniente**, que levasse a uma **redistribuição da segunda fase ( $\beta$ )** na forma de **partículas finas distribuídas homogeneamente no interior dos grãos**. Esse processo é denominado **endurecimento por precipitação**

*(Fonte:Rezende)*

**Prof.Dr. José Benedito Marcomini**



# O TRATAMENTO TÉRMICO ENVELHECIMENTO (“AGING”)

## 1ª. ETAPA - SOLUBILIZAÇÃO

Átomos de B se dissolvem novamente na fase  $\alpha$ . A fase  $\beta$  desaparece.



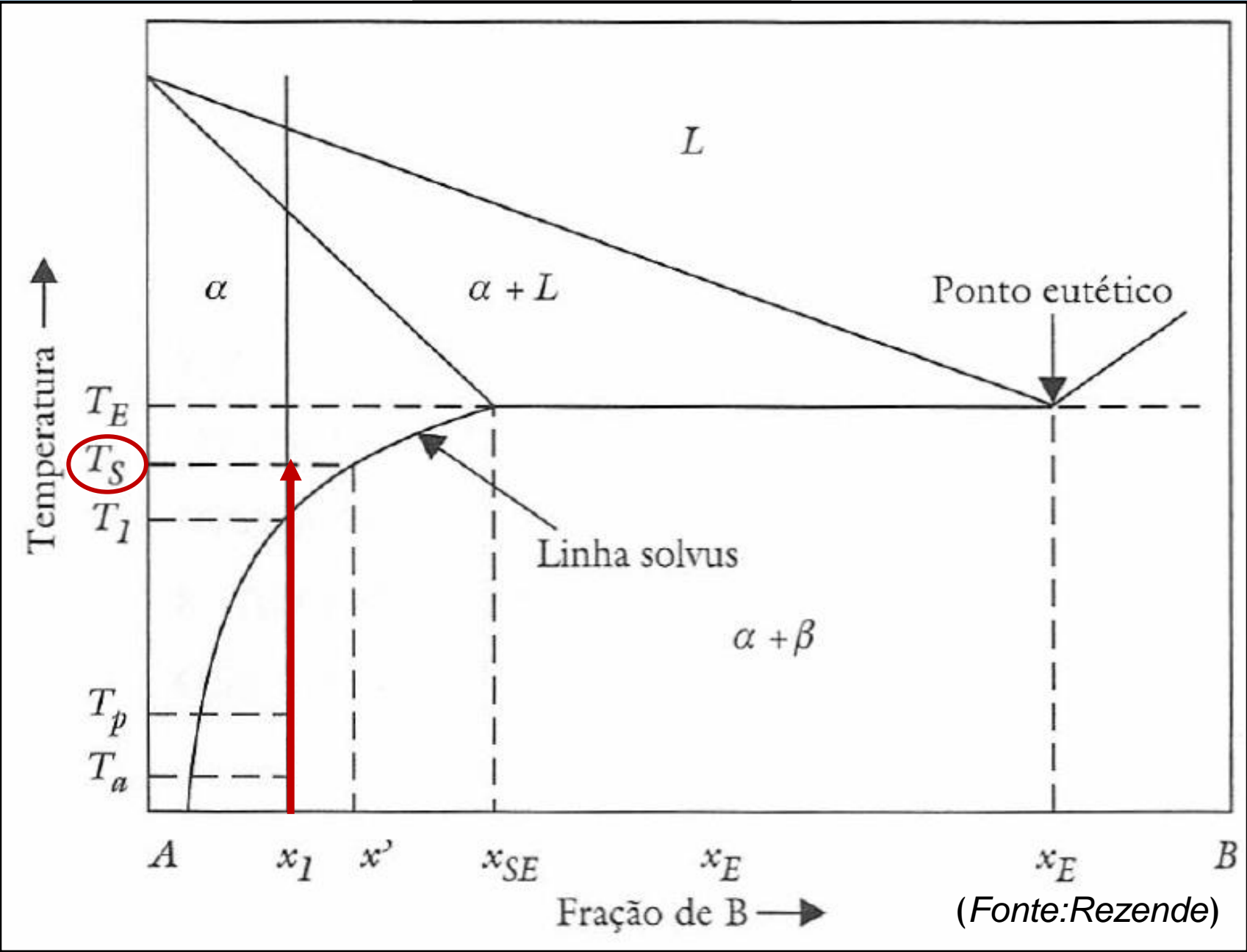
## 2ª. ETAPA – PRECIPITAÇÃO EM TEMPERATURA ADEQUADA

Precipitação controlada de  $\beta$  a partir da fase  $\alpha$  supersaturada de B.

## SOLUBILIZAÇÃO

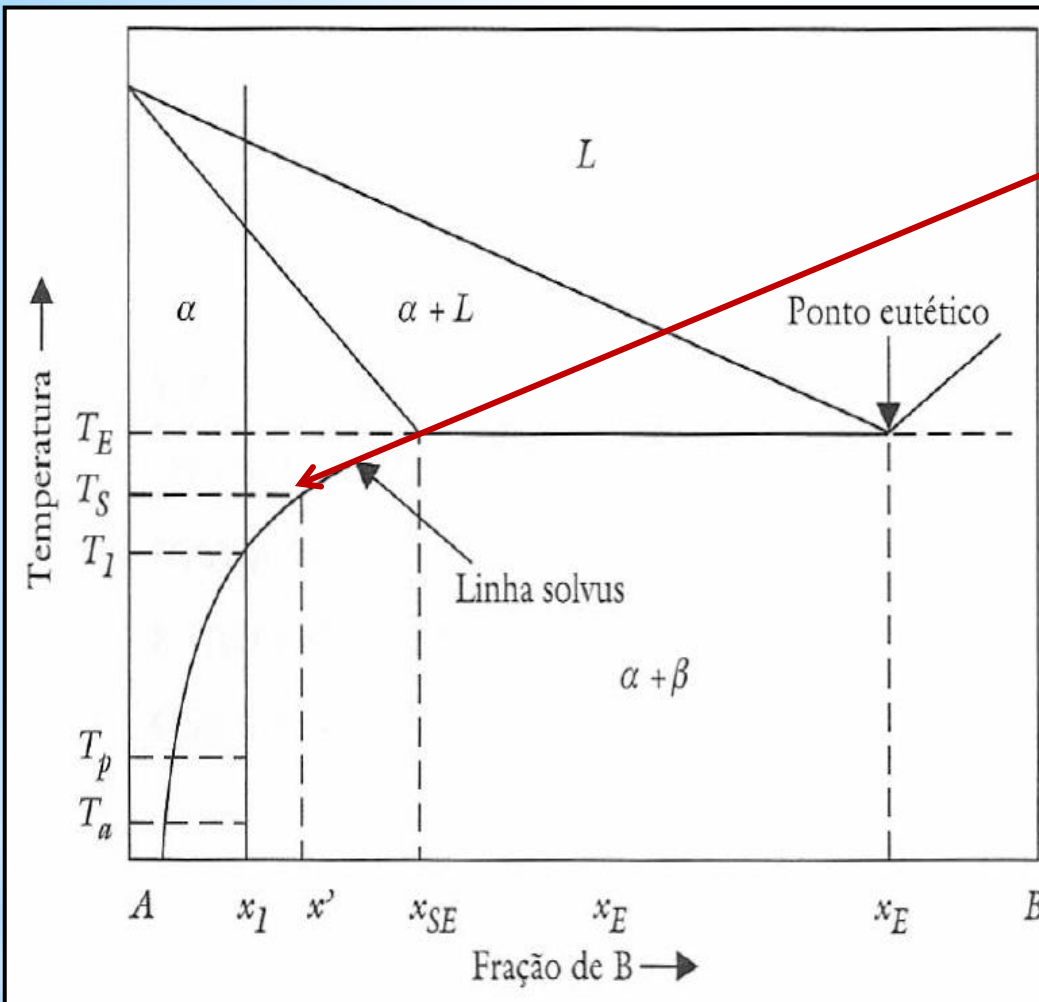
Para se promover a **completa solubilização de B** na fase  $\alpha$ , deve-se aquecer a liga de modo a passar da região de estabilidade da mistura  $\alpha + \beta$  do diagrama para uma região de estabilidade da fase  $\alpha$  apenas, elevando-se a temperatura até um valor  **$T_S$  acima de  $T_1$**  e **deixar um tempo suficiente**.

# SOLUBILIZAÇÃO

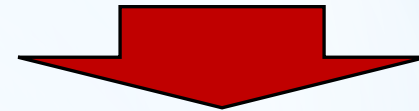


(Fonte: Rezende)

# SOLUBILIZAÇÃO



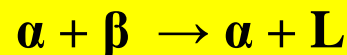
Solubilidade de B em  $T_S$  é  $X' > X_1$  (Conc. Liga):  
dissolução da fase  $\beta$  –  
material volta a ser  
monofásico



A 1ª. CONDIÇÃO PARA  
SOLUBILIZAÇÃO E  
PRECIPITAÇÃO:  
SOLUBILIDADE DO SOLUTO  
AUMENTE COM A  
TEMPERATURA.

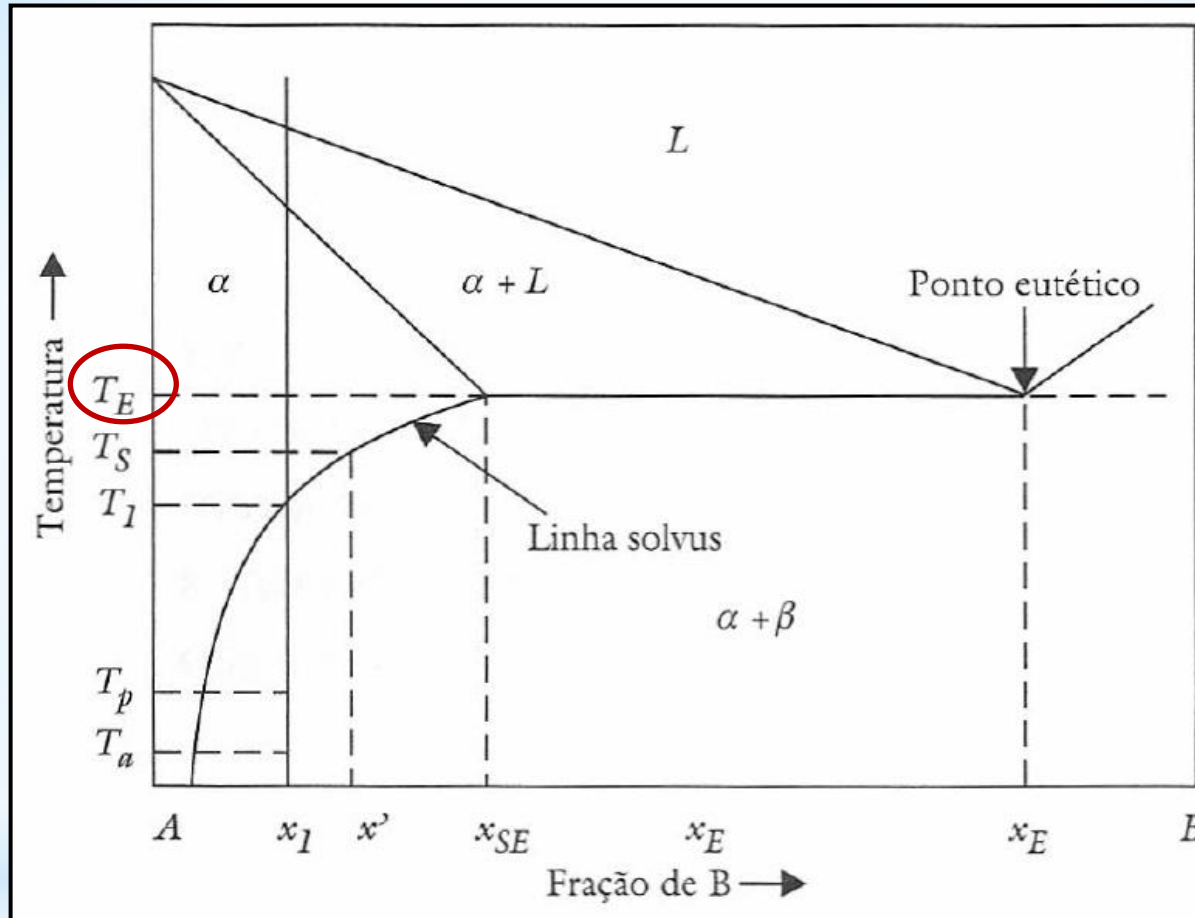
2ª. CONDIÇÃO: APENAS LIGAS CONTENDO B  $< X_{SE}$  (MENOR QUE O EUTÉTICO)

LIGAS COM TEOR DE B MAIOR, DURANTE O AQUECIMENTO:



(Fonte: Rezende)

# SOLUBILIZAÇÃO



(Fonte:Rezende)

DEVE-SE FAZER A **SOLUBILIZAÇÃO ABAIXO DE  $T_E$**  – ESPECIALMENTE PARA **PEÇAS FUNDIDAS** - ESPAÇO INTERDENDRÍTICO PODE CONTER EUTÉTICO (REDISTR. SOLUTO NA SOLID.) – ATINGE  $x_{SE}$  – FUNDE EM  $T_E$ .

**APÓS SOLUBILIZAÇÃO EM  
TEMPO SUFICIENTE DE  
PATAMAR**

**TEMPERATURA DE  
SOLUBILIZAÇÃO**

**RESFRIAMENTO BRUSCO**

**TEMPERATURA DE DIFUSÃO  
DESPREZÍVEL -  $T_{\text{AMBIENTE}}$**

**PROMOVER A FORMAÇÃO DE SOLUÇÃO  
SÓLIDA SATURADA DE ÁTOMOS DE B**

**Prof.Dr. José Benedito Marcomini**

**PRECIPITAÇÃO**

**SOLUÇÃO SUPERSATURADA**

**FORMAÇÃO DE FASES  
METAESTÁVEIS  
INTERESSANTES**

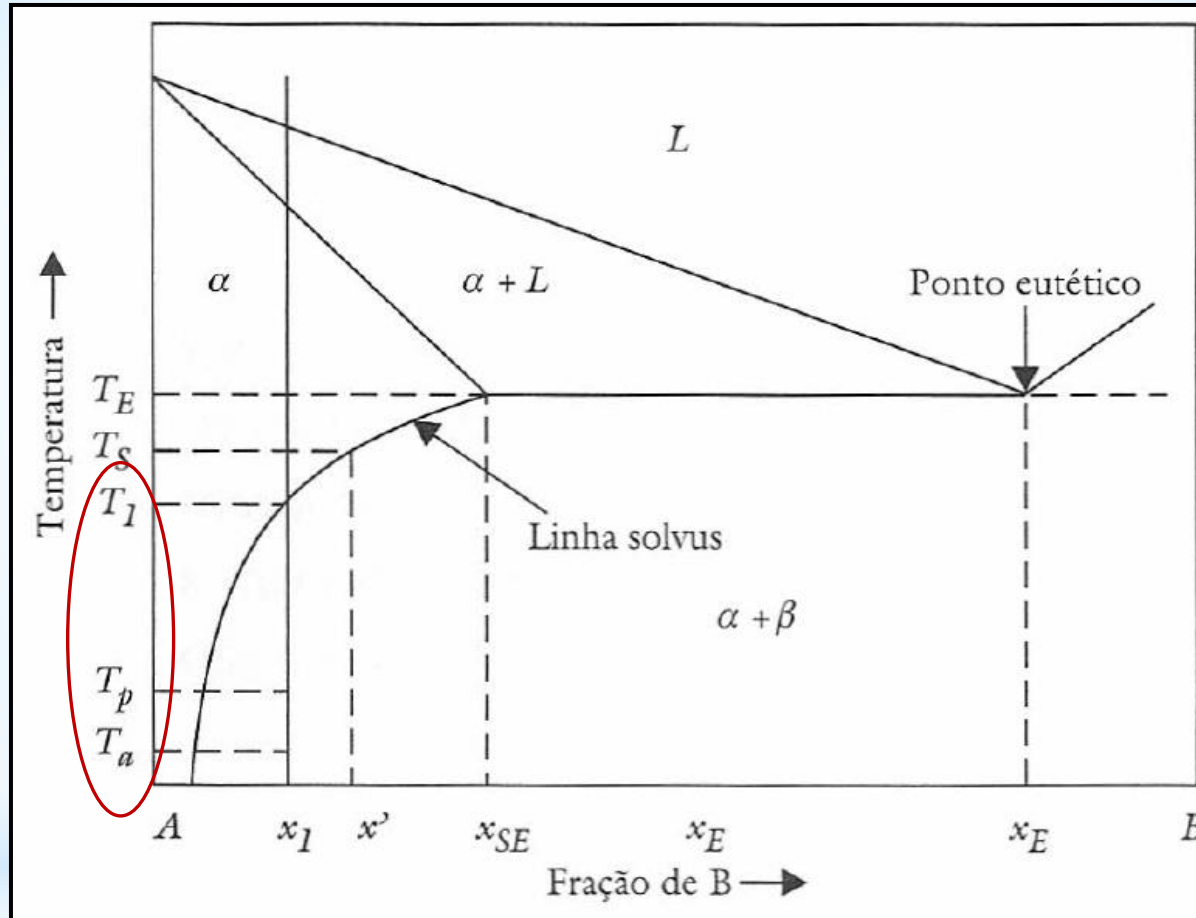
**TRATAMENTO ISOTÉRMICO  
EM  $T_p$  - LONGOS PERÍODOS  
(ENVELHECIMENTO)**

**Formação da segunda fase**  
↓  
**partículas finas dispersas  
homogeneamente no interior  
dos grãos**

**RESFRIAMENTO BRUSCO  
EVITAR O CRESCIMENTO  
EXCESSIVO DOS PRECIPITADOS**

**Prof.Dr. José Benedito Marcomini**

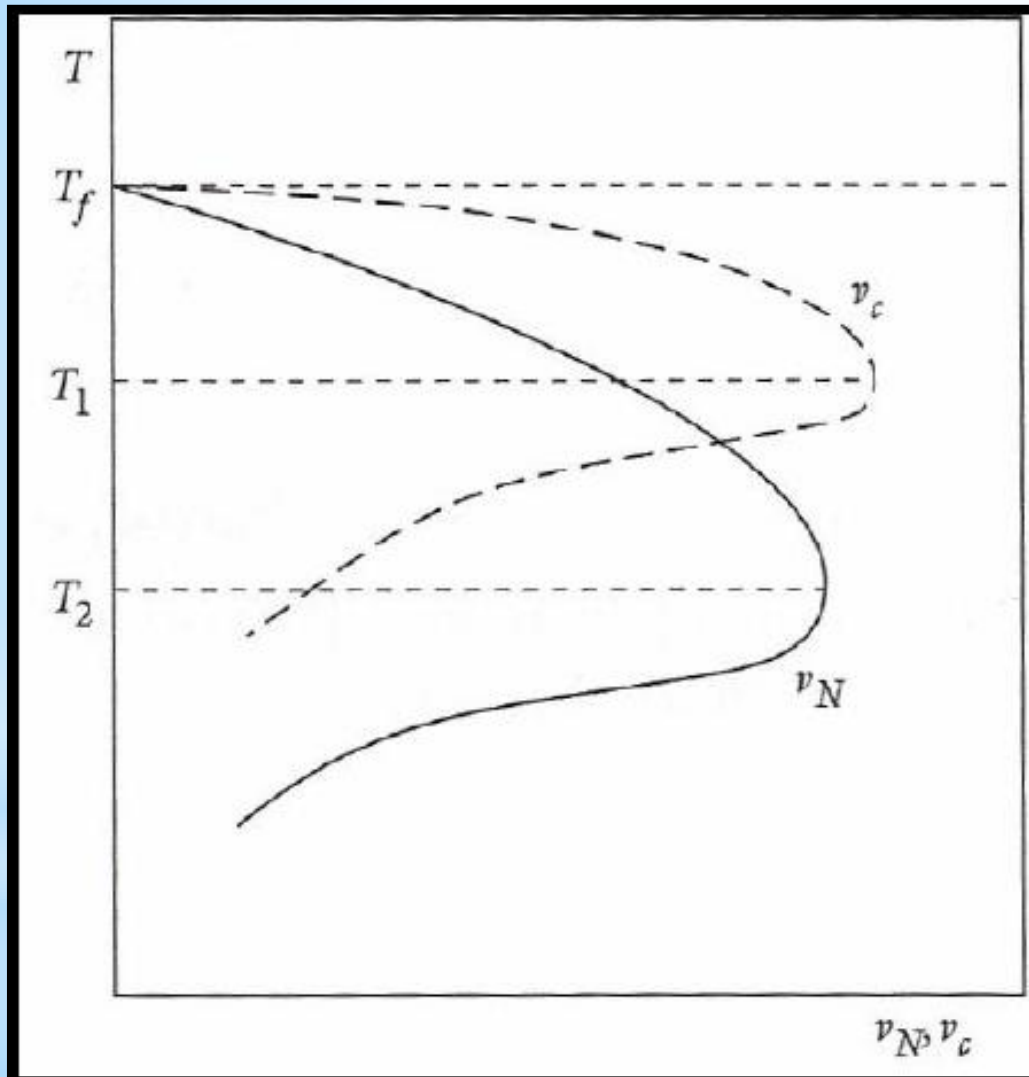
# PRECIPITAÇÃO



$$T_a < T_p \ll T_1$$



# PRECIPITAÇÃO



$$T_P : V_{\text{nucleação}} > V_{\text{crescimento}}$$

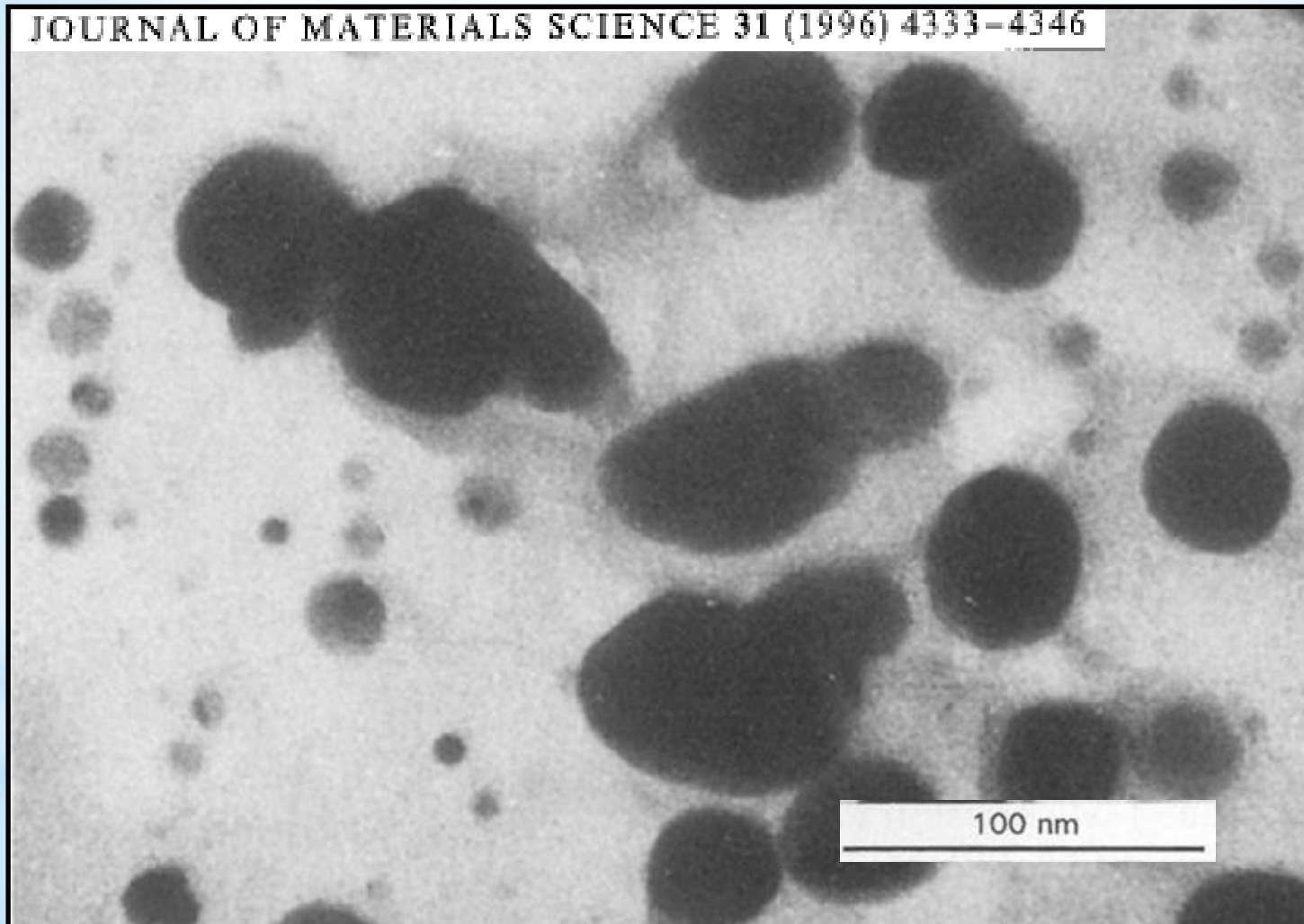
$T_P$  Baixa o suficiente para não ter difusão de longo alcance – evitar precipitação em CG.

Para algumas ligas:  
 $T_P = T_a$

(Fonte:Rezende)

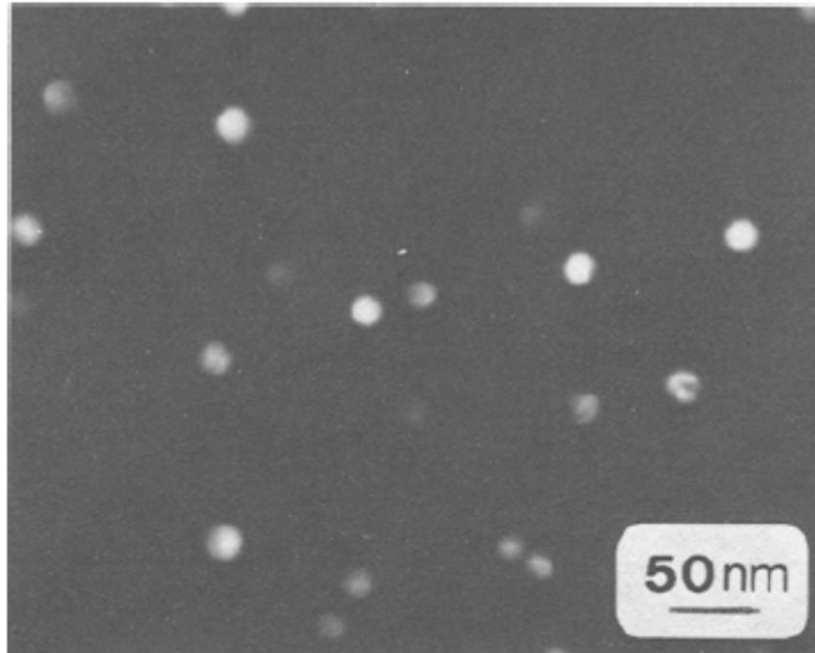
Prof.Dr. José Benedito Marcomini

# PRECIPITADOS – MICROSCÓPIO ELETRÔNICO DE TRANSMISSÃO (MET)

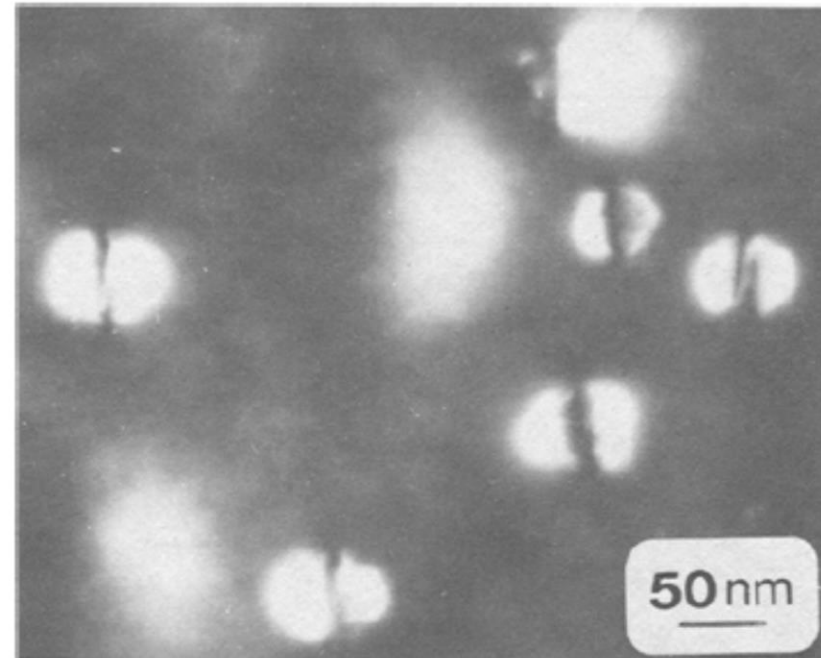


**Prof.Dr. José Benedito Marcomini**

## PRECIPITADOS DE 2ª FASE -MET



(a)



(b)

Fig. 8—TEM micrographs documenting coarsening of cubic  $L1_2$   $Al_3Zr$  after 20 and 200 h of aging at 425 °C.

**Prof.Dr. José Benedito Marcomini**

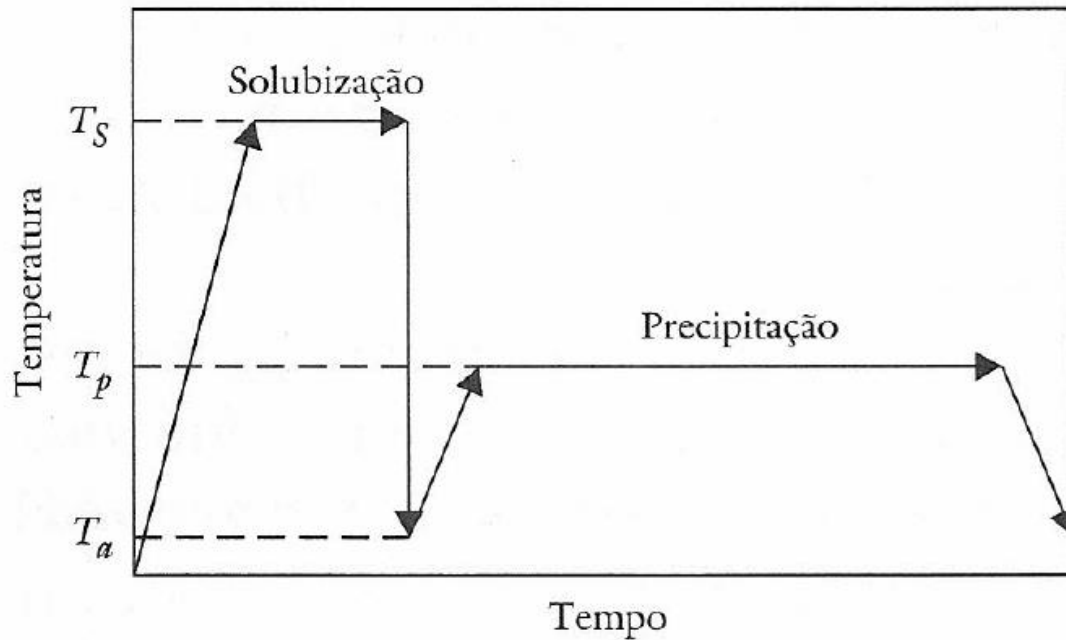
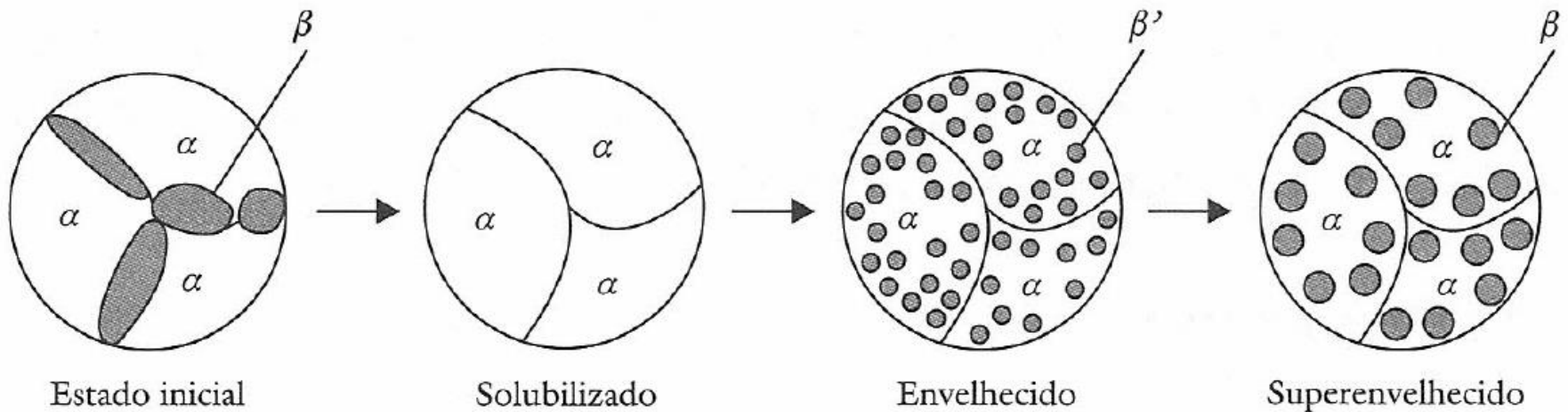


Figura 9.3 — Representação esquemática das etapas de solubilização e precipitação apresentando as temperaturas e os intervalos de tempo relativos a cada etapa

(Fonte: Rezende)



# TEORIA DO ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO

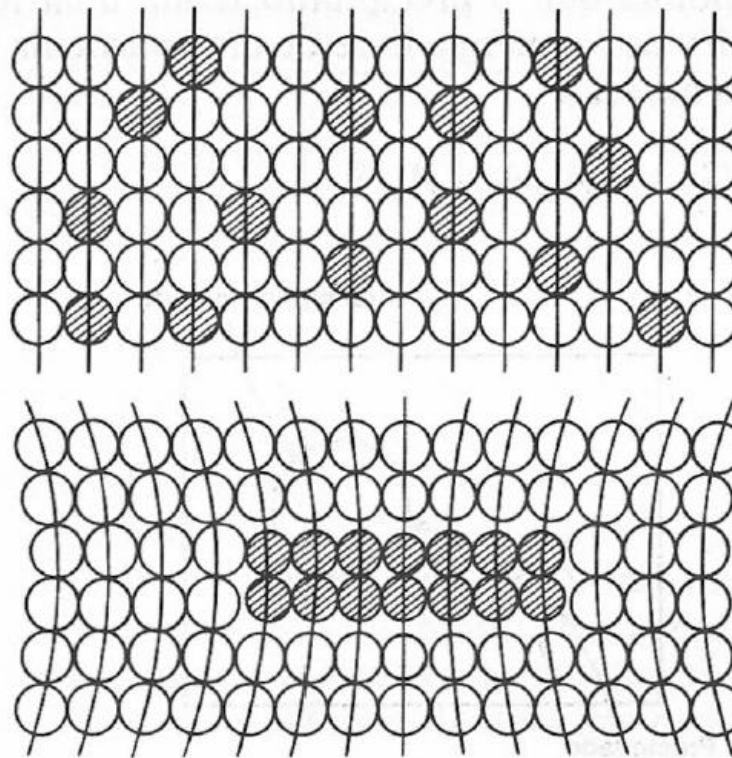
PARTÍCULAS COERENTES



TENSÕES INTERNAS



DISCORDÂNCIAS

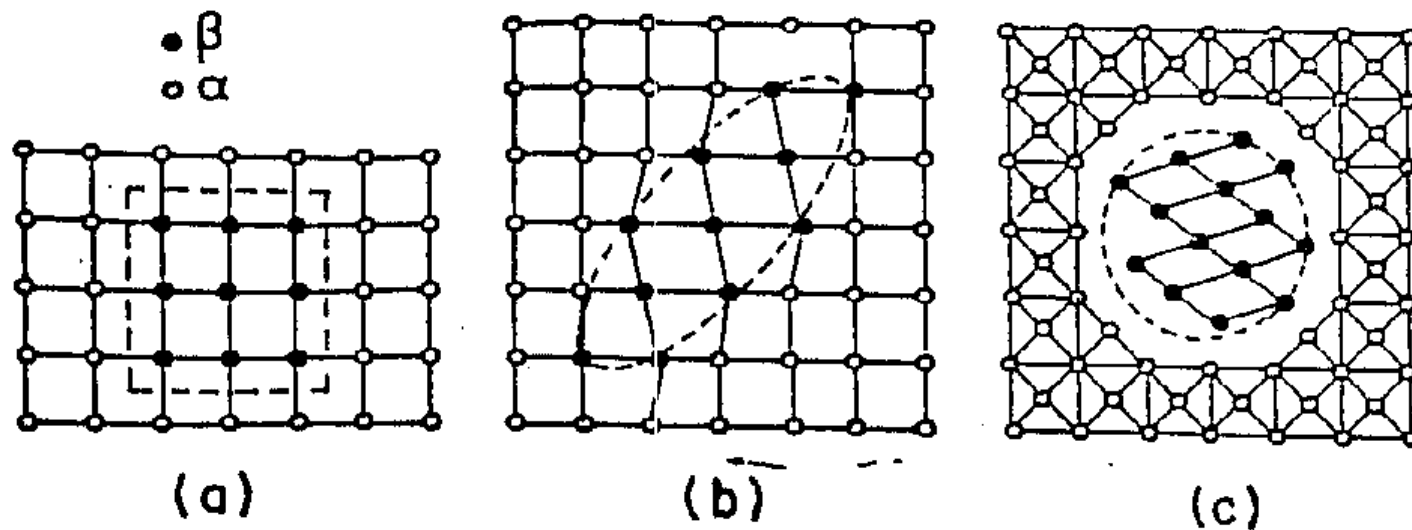


**Fig. 9.13** Coerência. A figura superior representa uma solução sólida supersaturada de átomos de *B* (círculos escuros) em uma matriz de átomos de *A* (círculos claros). A figura inferior mostra um precipitado coerente, formado pelo agrupamento de átomos de *B*.

**Prof.Dr. José Benedito Marcomini**

(Fonte:Reed-Hill)

# TEORIA DO ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO

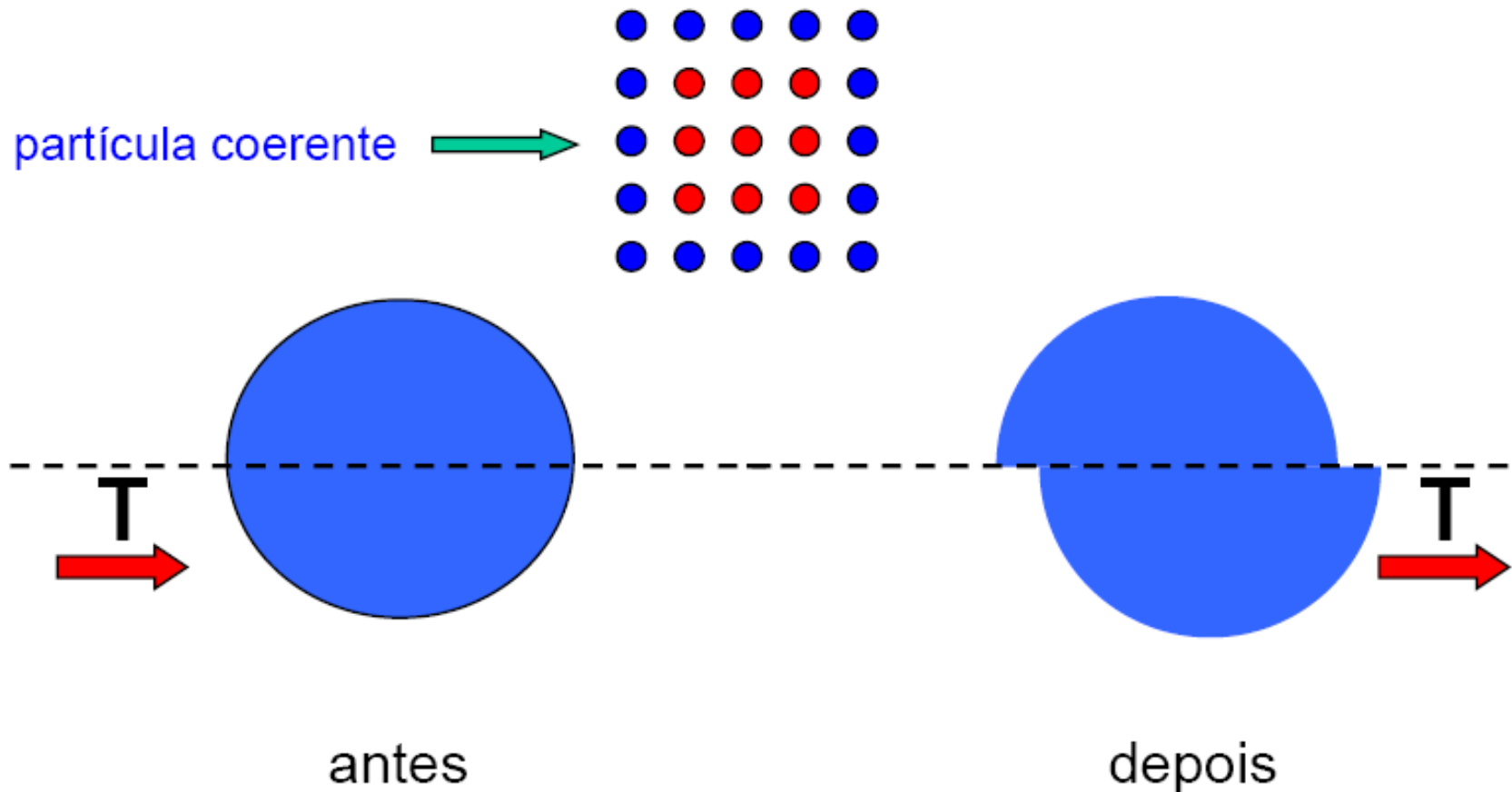


- a - COERÊNCIA
- b - SEMICOERÊNCIA
- c - INCOERÊNCIA

(Fonte: Rezende)

# TEORIA DO ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO

➤ **Endurecimento por precipitação:** se as partículas forem coerentes as discordâncias podem cisalhá-las.



# **TEORIA DO ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO**

**PARTÍCULAS COERENTES COM DIMENSÃO DE  
ALGUNS ÁTOMOS**



**O PLANO DE DESLIZAMENTO CONTÉM A  
DISCORDÂNCIA E A PARTÍCULA**



**DEVIDO Á TENSÃO EM TORNO DO PRECIPITADO**



**AUMENTO DA TENSÃO APLICADA PARA A  
DISCORDÂNCIA ATRAVESSAR A PARTÍCULA**

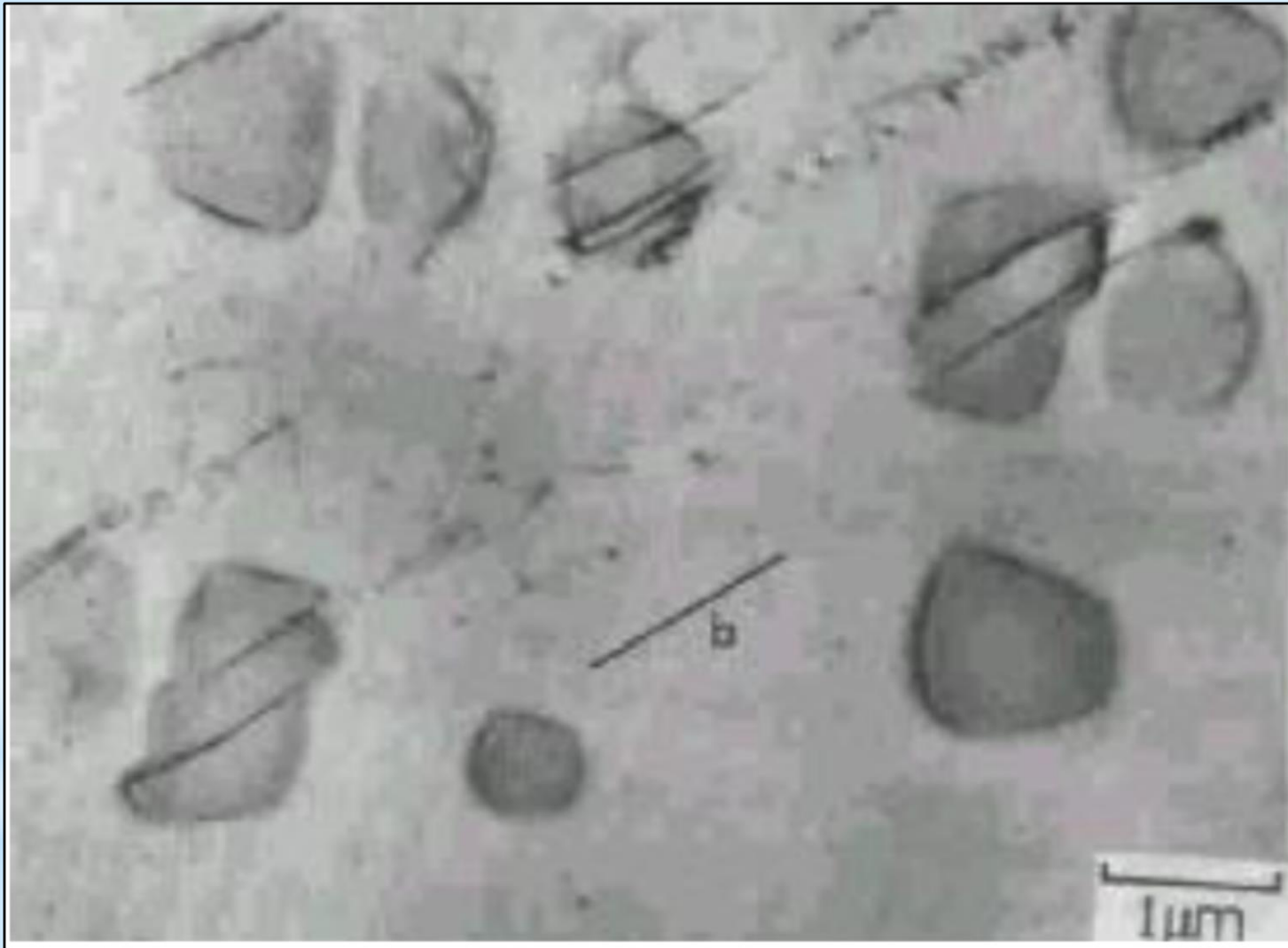


**DEFORMAÇÃO**

**Prof.Dr. José Benedito Marcomini**



## PRECIPITADOS DE 2ª FASE CORTADOS-MET



**Prof.Dr. José Benedito Marcomini**

# TEORIA DO ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO

O SEGUNDO MECANISMO OCORRE QUANDO A TENSÃO NECESSÁRIA PARA A DISCORDÂNCIA ATRAVESSAR O PRECIPITADO É MUITO ALTA E É CARACTERÍSTICO DE PRECIPITADOS METAESTÁVEIS INTERMEDIÁRIOS.

MECANISMO DE OROWAN (1948)

ANÉIS DE DISCORDÂNCIA EM TORNO DOS PRECIPITADOS

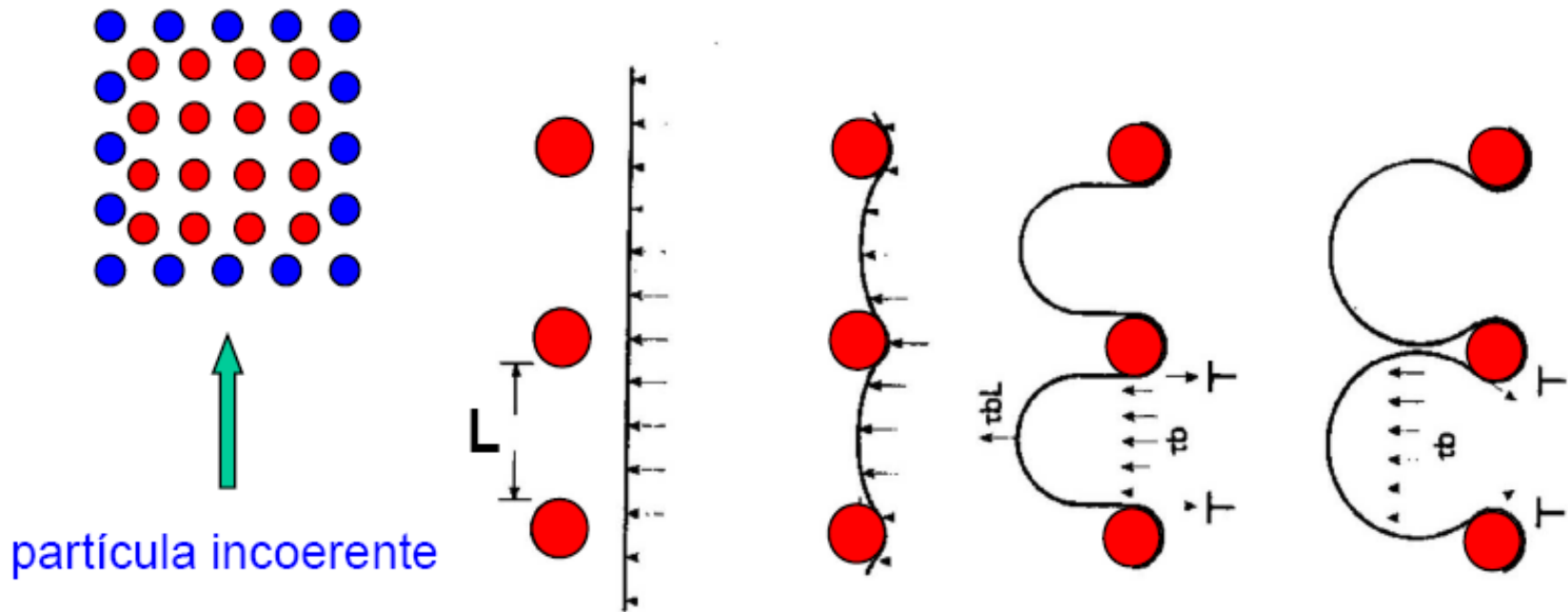
PRÓXIMA DISCORDÂNCIA ENFRENTA OS ANÉIS DA 1ª.

MAIOR ENCRUAMENTO DURANTE A DEFORMAÇÃO  
MAIOR AUMENTO DE RESISTÊNCIA MECÂNICA

Prof.Dr. José Benedito Marcomini

# TEORIA DO ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO

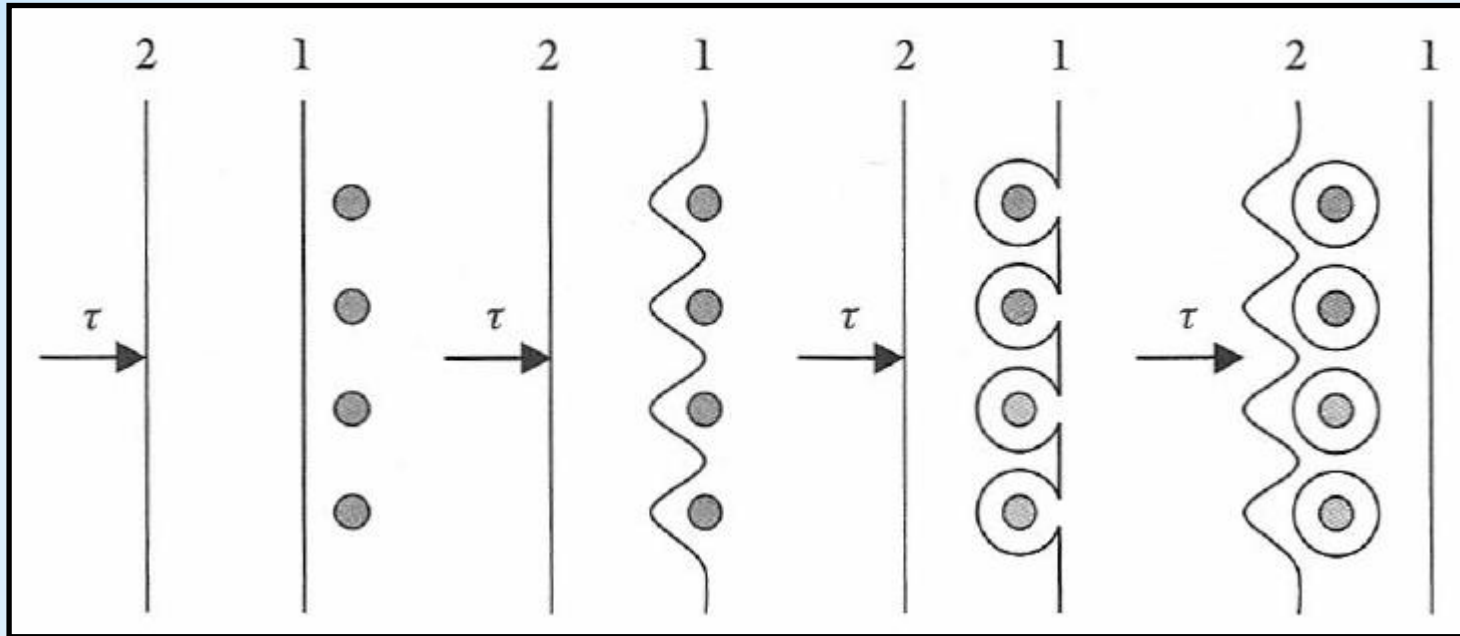
➤ **Endurecimento por precipitação:** se as partículas forem incoerentes as discordâncias devem ultrapassá-las.



Modelo de Orowan:

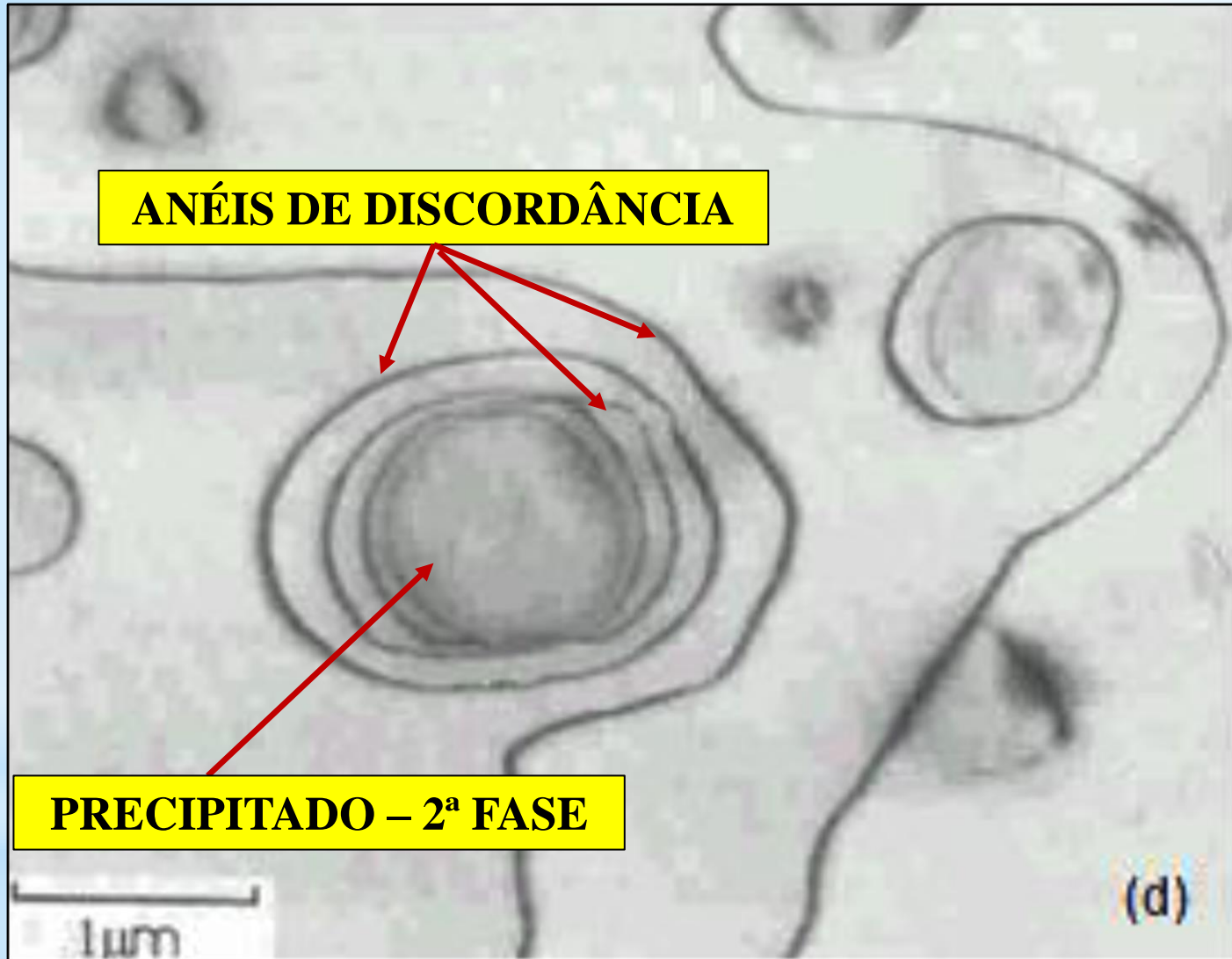
$$\Delta\sigma_p = \frac{G \cdot b}{L}$$

# TEORIA DO ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO



- QUANTO MENOR O ESPAÇAMENTO, MAIOR O EFEITO DO ENDURECIMENTO;
- ALGUMAS LIGAS, O AUMENTO DO LIMITE DE ESCOAMENTO É DE 5 VEZES;
- NO SUPERENVELHECIMENTO, O AUMENTO DOS PRECIPITADOS LEVA AO AUMENTO DA DISTÂNCIA ENTRE ELES- A RESISTÊNCIA CAI.

## MECANISMO DE OROWAN-MET



Prof.Dr. José Benedito Marcomini

## FORMAÇÃO DOS PRECIPITADOS DE 2ª FASE

Fases metaestáveis intermediárias depende:

- **Tipo e teor dos elementos na composição da liga**
- **Temperatura da precipitação: difusão e velocidades de nucleação e crescimento.**
- **Algumas fases metaestáveis intermediárias podem não se formar, se a precipitação for realizada a uma temperatura mais alta que a de sua precipitação;**
- **Zonas iniciais de aglomerados de solutos (coerentes) têm características em comum para a maioria das ligas.**

## **FORMAÇÃO DOS PRECIPITADOS DE 2ªFASE**

**Zonas iniciais de aglomerados de solutos (coerentes):**

- **Apresentam dimensões da ordem de 20 a 40 angstroms e não podem ser observadas por microscopia óptica;**
- **São denominadas zonas de Guinier- Preston (GP) por terem sido detectadas pela primeira vez pelas técnicas de difração de raio X, por A. Guinier, na França, e G. D. Preston, na Inglaterra, realizando trabalhos independentes na década de 30 do século XX;**

## Zonas GP responsável pelo endurecimento

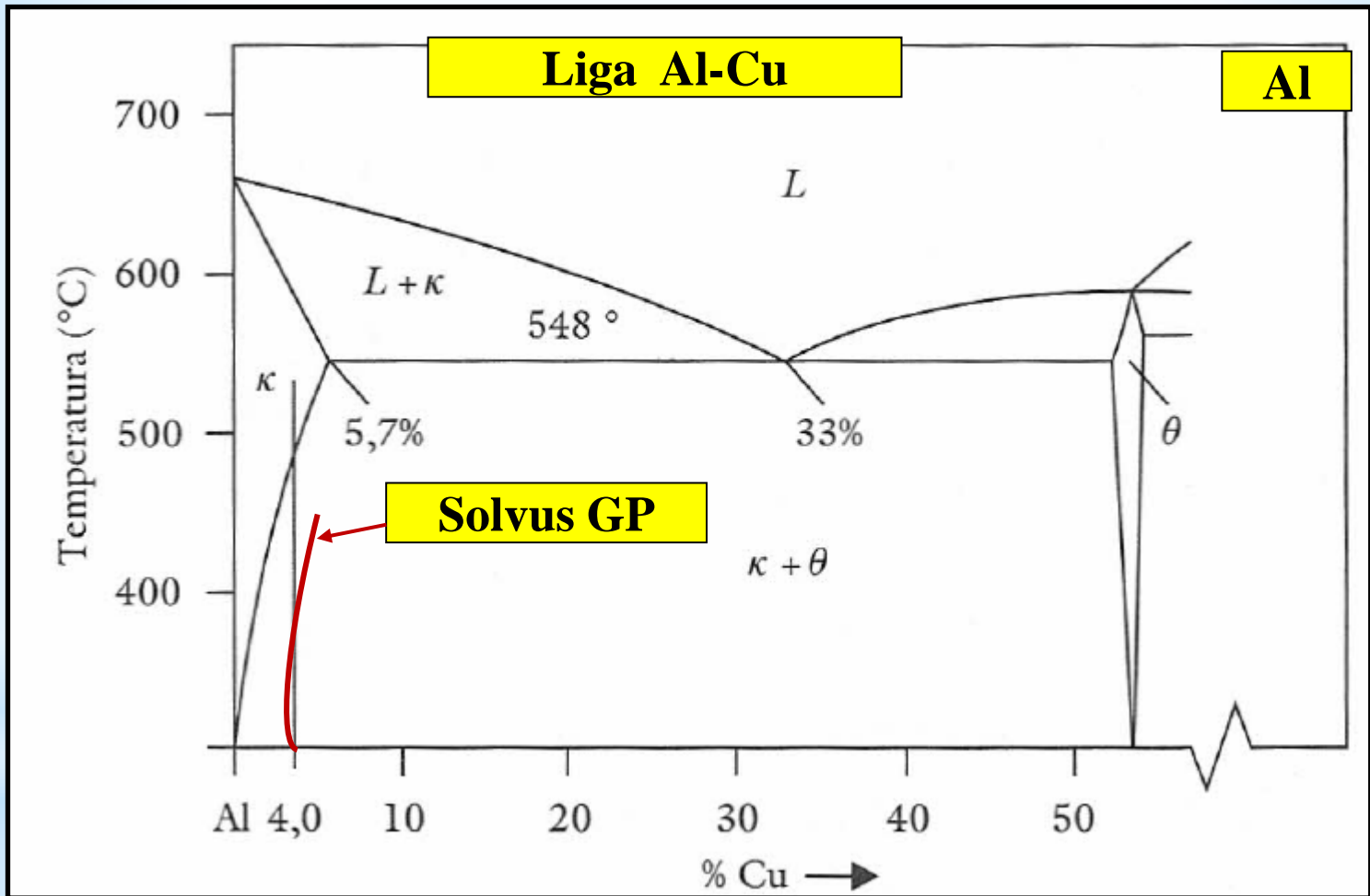
- Zonas Guinier-Preston (GP): homenagem aos cientistas que revelaram a estrutura dessas zonas através de estudos de difração de raios-x;
- **Guinier, A.:** *Nature*, **142**, 569 (1938), **Preston, G. P.:** *Nature*, **142**, 570 (1938);
- As fases **precipitadas** são altamente **coerentes** com a matriz, ou seja, é muito **difícil** determinar a sua estrutura mesmo com microscopia eletrônica de alta resolução (**HRTEM**);
- Por **exemplo**: no sistema **Al-Cu**, os átomos de **Cu** precipitam **paralelos** aos planos **{100}** da matriz de alumínio, então o **contraste** entre as fases depende muito da **espessura** da amostra.



## FORMAÇÃO DOS PRECIPITADOS DE 2ªFASE

- Com a **continuidade** do processo, as zonas (partículas) **maiores crescem** com o **desaparecimento** de zonas **menores** (**Ostwald Ripening**);
- Essas zonas são estáveis em temperaturas mais baixas;
- Existe uma **temperatura limite**, acima da qual os átomos de **soluto** que compõem as zonas se **dissolvem** novamente na rede cristalina da matriz;
- Para uma **liga** com uma determinada **composição**, essa temperatura-limite é denominada **temperatura solvus da zona GP** e é bem **menor** que a temperatura **solvus** da liga.

# FORMAÇÃO DOS PRECIPITADOS DE 2ª FASE



Prof.Dr. José Benedito Marcomini

(Fonte:Rezende)

## FORMAÇÃO DOS PRECIPITADOS DE 2ªFASE

- Fator importante na formação das zonas GP é a **concentração de vazios** na rede cristalina da solução supersaturada de soluto;
- A concentração de vazios **aumenta com a temperatura**, sendo, portanto, **alta na temperatura de solubilização**;
- **Após resfriamento brusco**, mantém alta concentração: **supersaturada de vazios**;
- **Difusão dos átomos de soluto** necessários para a formação das zonas, explica a precipitação das zonas, **para algumas ligas**, mesmo à **temperatura ambiente**.

# LIGAS DE Al - Cu

## FORMAÇÃO DOS PRECIPITADOS DE 2ªFASE

- A fase de equilíbrio **K**: matriz e é uma **solução sólida substitucional**, formada por átomos de **cobre dissolvidos na rede CFC do alumínio**;
- Fase de equilíbrio **Θ**: **CuAl<sub>2</sub>** (tetragonal);
- **T<sub>s</sub> = 520°C** – só a fase **K**;
- Resfriamento brusco: **K supersaturada de Cu**;
- Na precipitação: primeira zona **GP1** - **discos** de diâmetro de **100 Å** e **5 Å** de espessura nos planos **{001}** de **K**;
- Depois de um certo tempo: **GP2** ou **Θ''** – **maior, tetragonal** com parâmetro de rede próxima à **CFC** de **K**, porém com algumas faces diferentes-**distorção**, planos **{100}** paralelos aos **{100}** de **K**;
- **GP2-menor energia, mais estável-GP1 desaparece**;

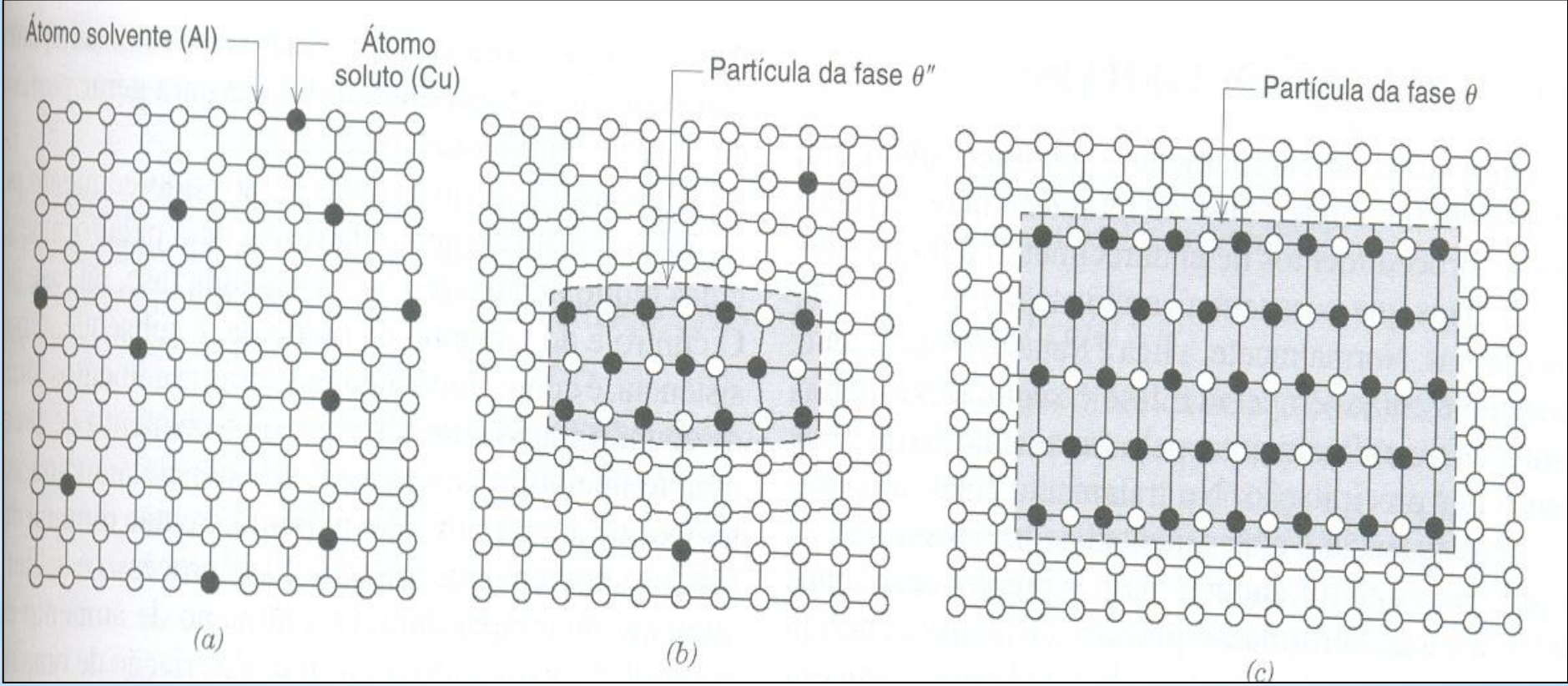
# LIGAS DE Al - Cu

## FORMAÇÃO DOS PRECIPITADOS DE 2ªFASE

- **GP2 ou  $\Theta''$  tem maior dureza;**
- **Após intervalo de tempo maior:  $\Theta'$ - tetragonal, semicoerentes-maiores (visível em MO), menor energia de deformação elástica ( $\Delta G$ ), menor distorção da rede-menor dureza;**
- **$\Theta'$  e  $\Theta''$  convivem por algum tempo e depois,  $\Theta''$  desaparece;**
- **Com o tempo, surge  $\Theta$ , fase de equilíbrio incoerente;**
- **Quanto maior o teor do soluto maior o efeito do endurecimento por precipitação. Ex: para o caso citado, o efeito maior é para 4% de Cu em comparação a 2%de Cu.**

**Prof.Dr. José Benedito Marcomini**

# FORMAÇÃO DOS PRECIPITADOS DE 2ª FASE



## EVOLUÇÃO DOS PRECIPITADOS DE 2ª FASE

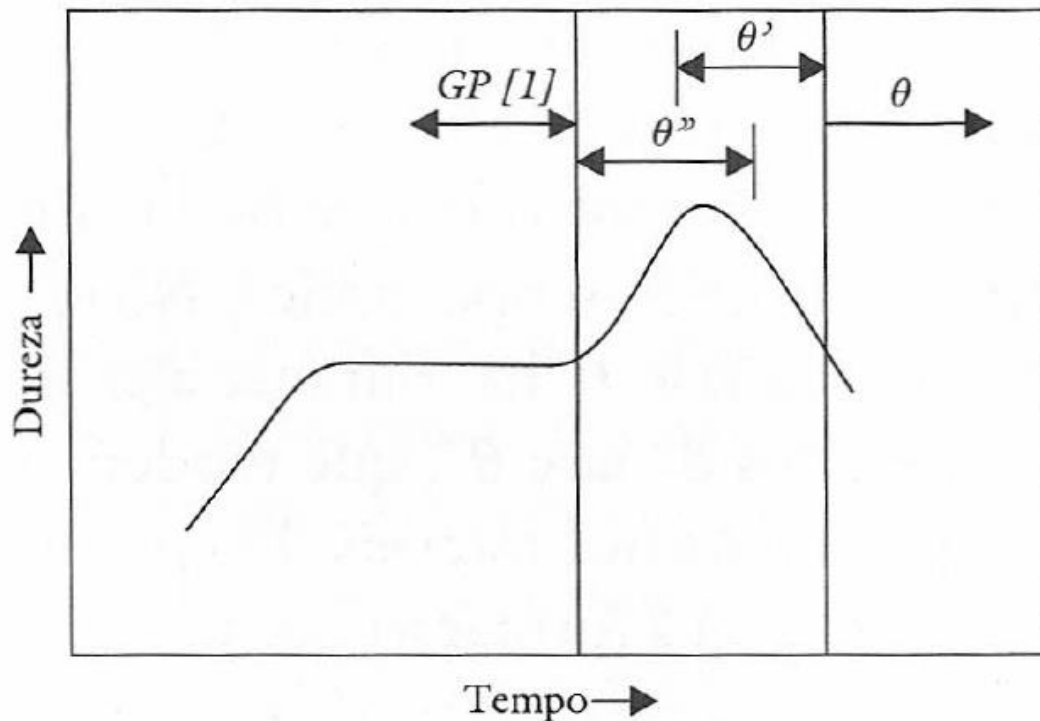
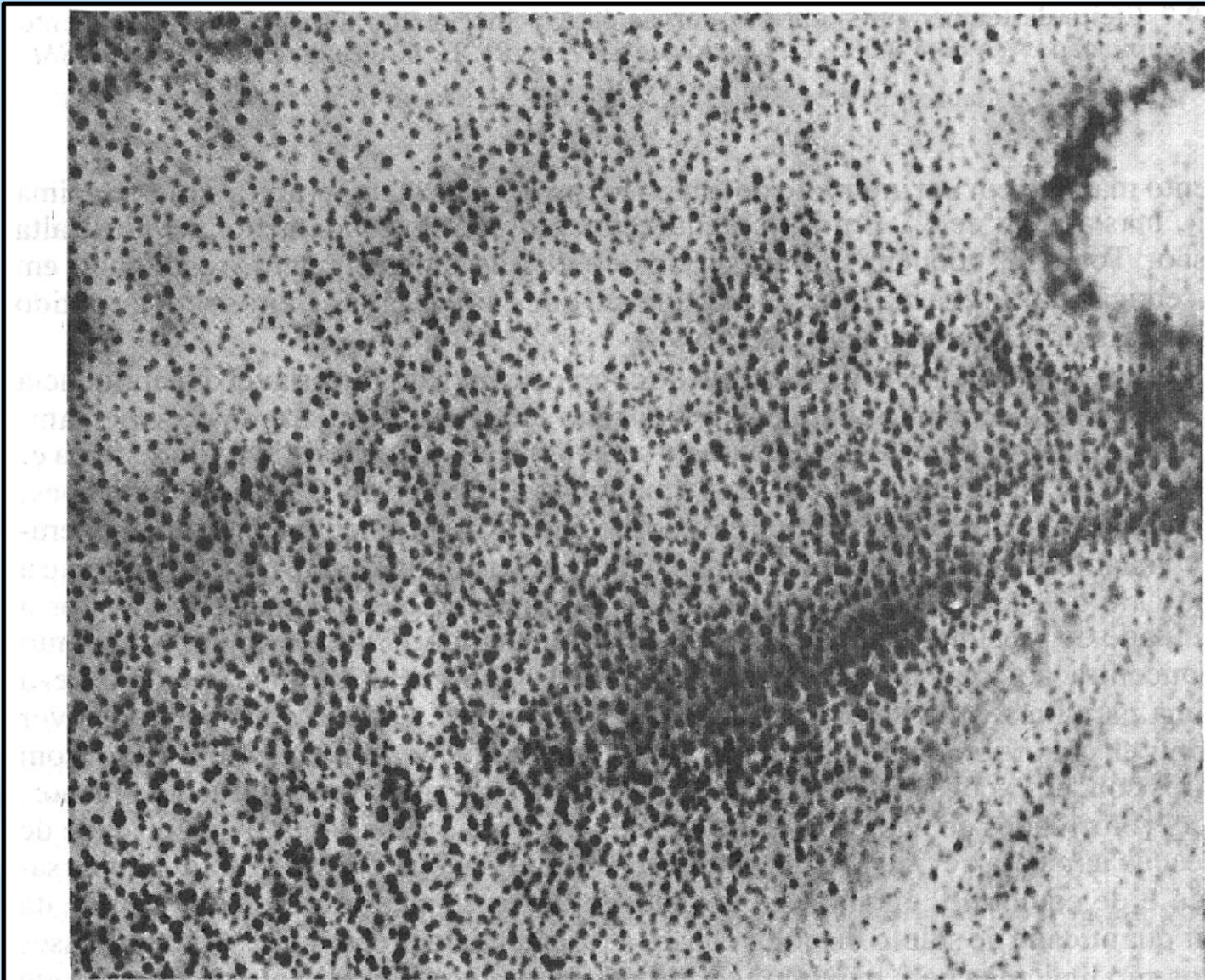


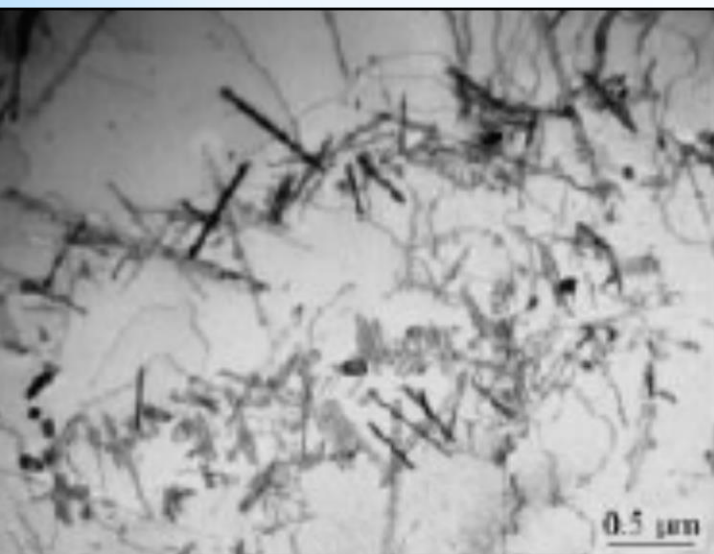
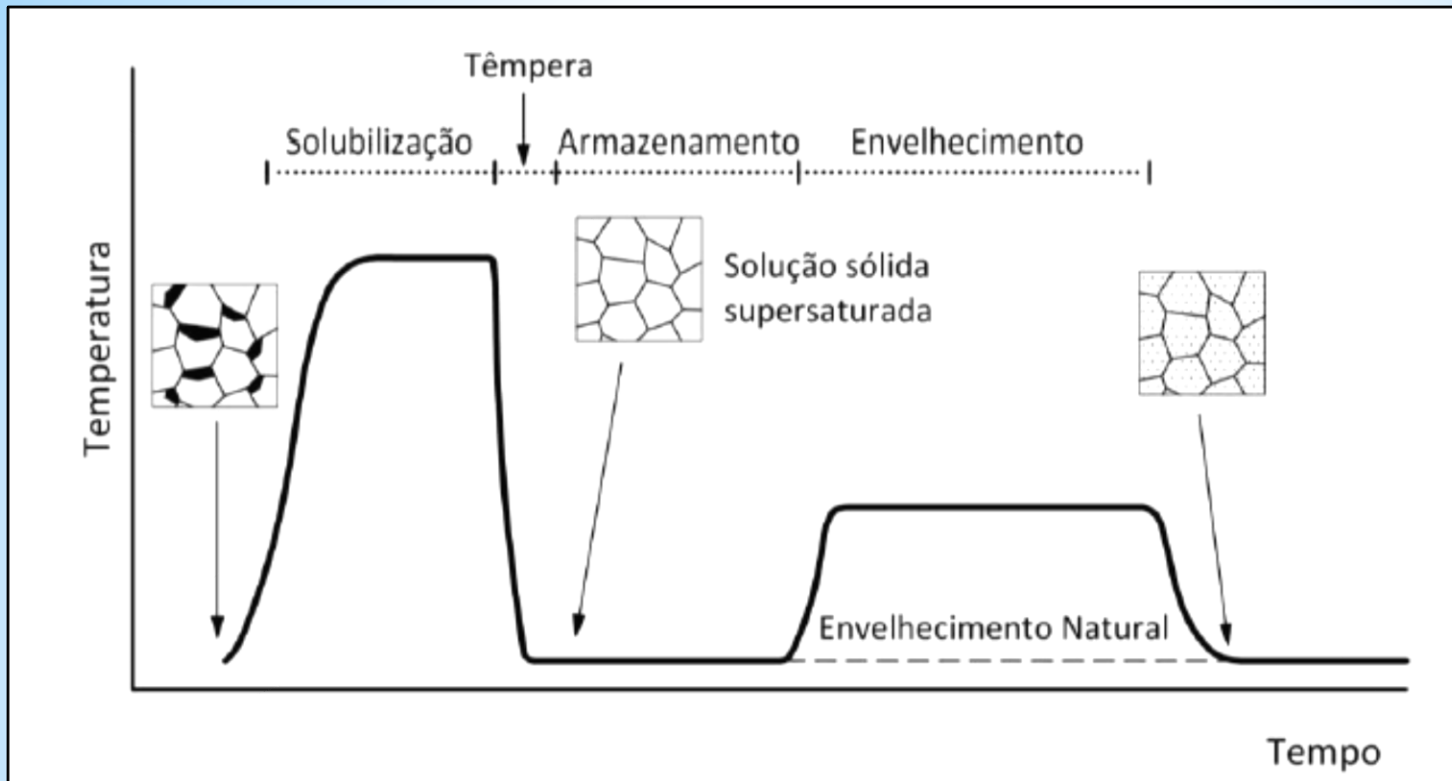
Figura 9.8 — Representação esquemática da seqüência de precipitados formados ao longo do tempo para uma liga *Al-Cu* e sua influência na dureza



**Fig. 9.8** Zonas de Guinier-Preston numa liga de alumínio com 16% de prata. (De Nicholson, R. B. e Nutting, J., *Acta Met.*, **9**, 332 [1961]. Cortesia de R. B. Nicholson.)

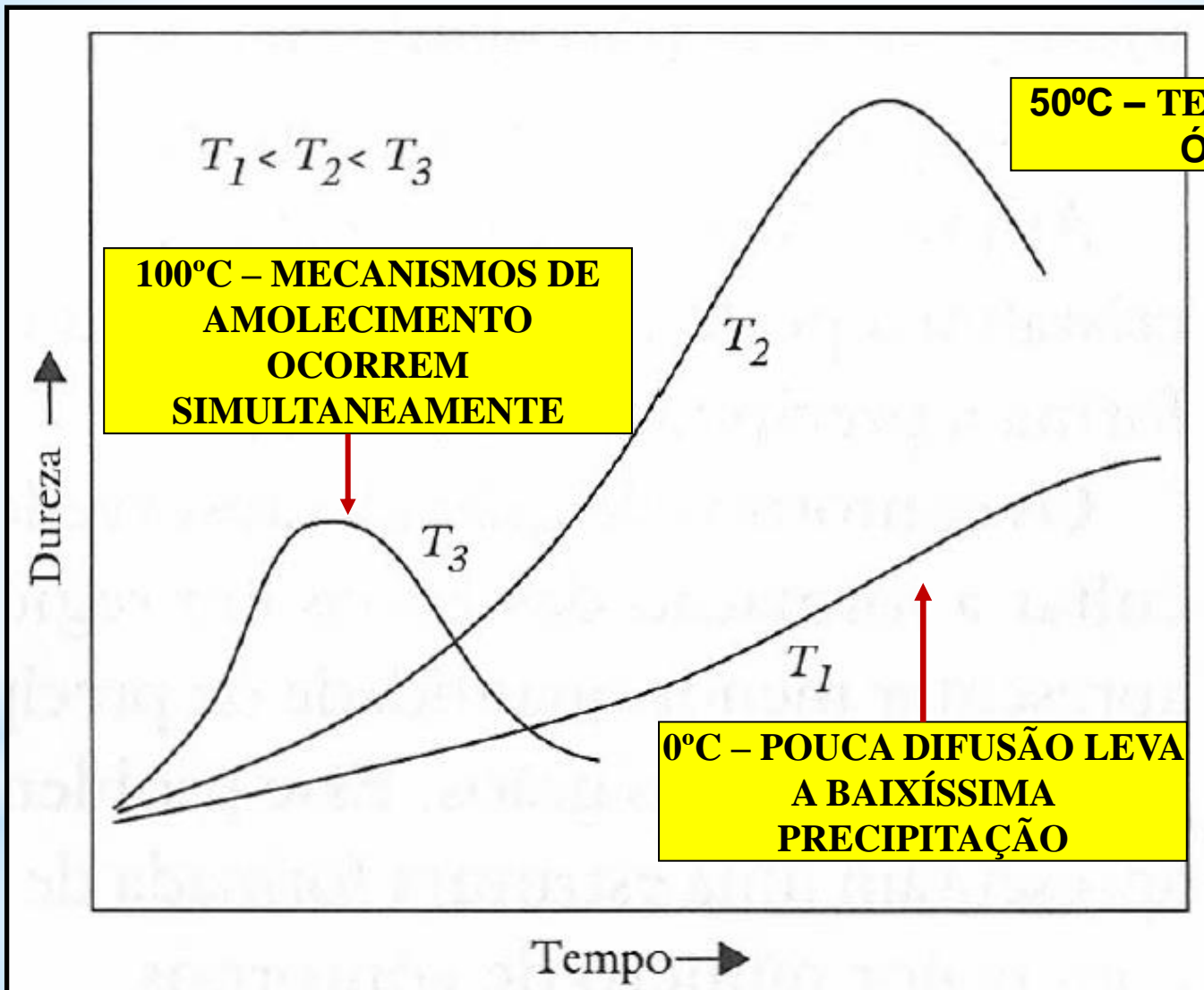
(Fonte:Reed-Hill)





**INTERAÇÃO ENTRE  
PRECIPITADOS E  
DISCORDÂNCIAS EM  
LIGAS DE AL**

# EFEITO DA TEMPERATURA DE PRECIPITAÇÃO



Prof.Dr. José Benedito Marcomini

(Fonte:Rezende)

# EFEITO DA $T_p$ E CONCENTRAÇÃO DE SOLUTO

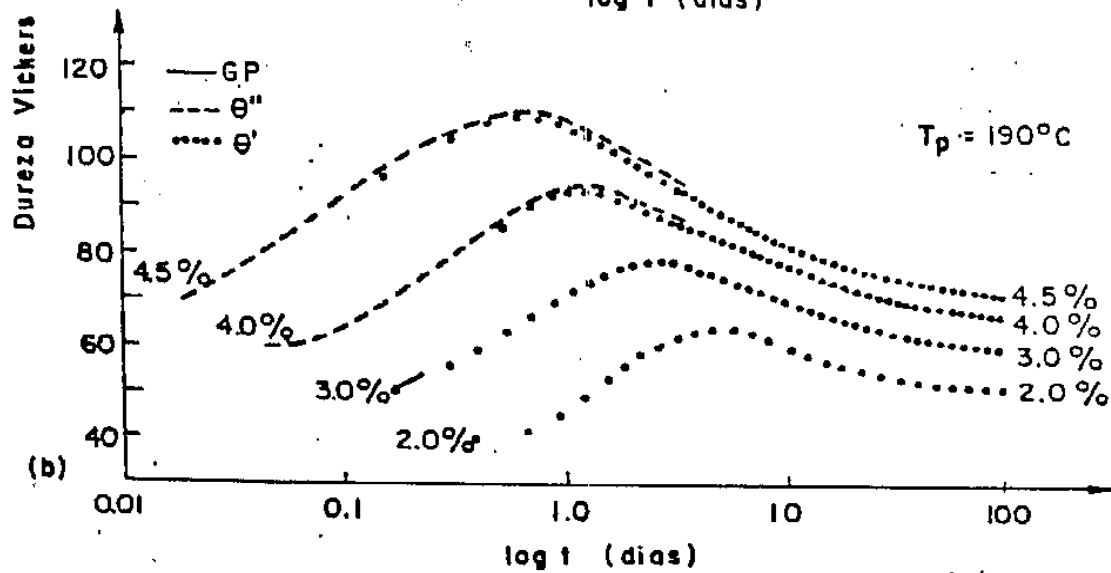
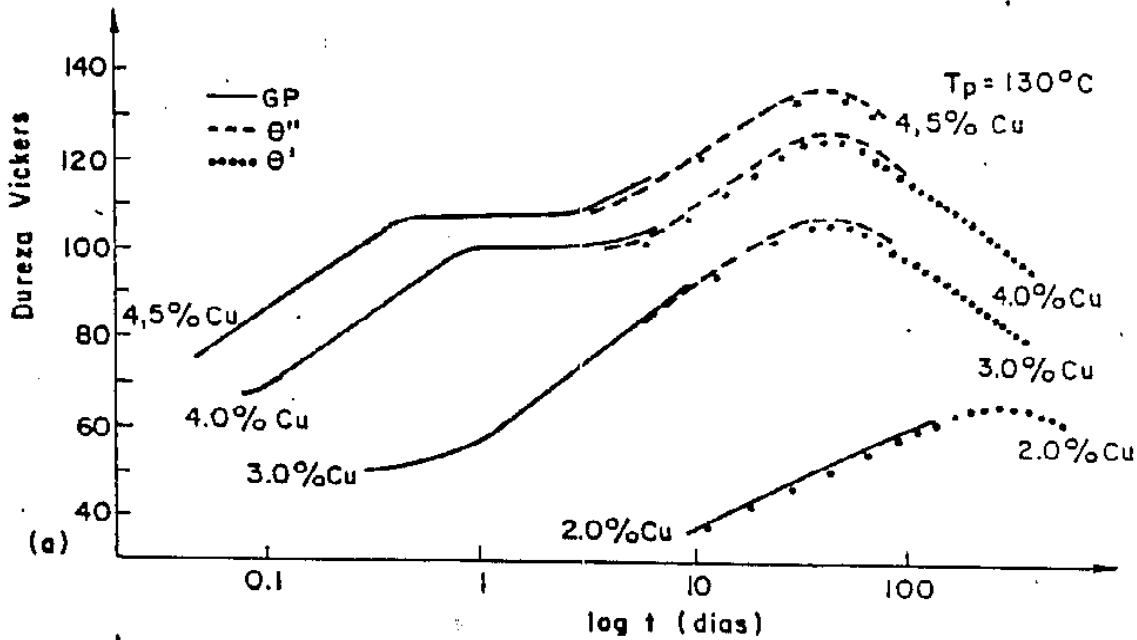
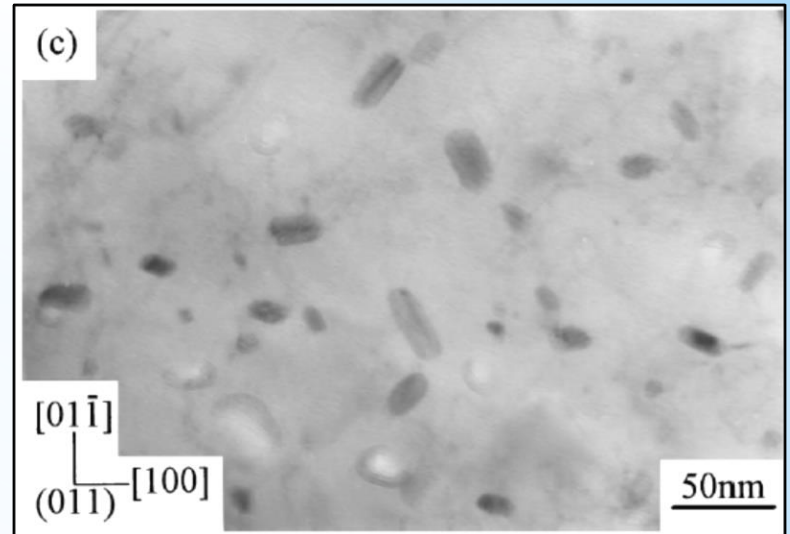
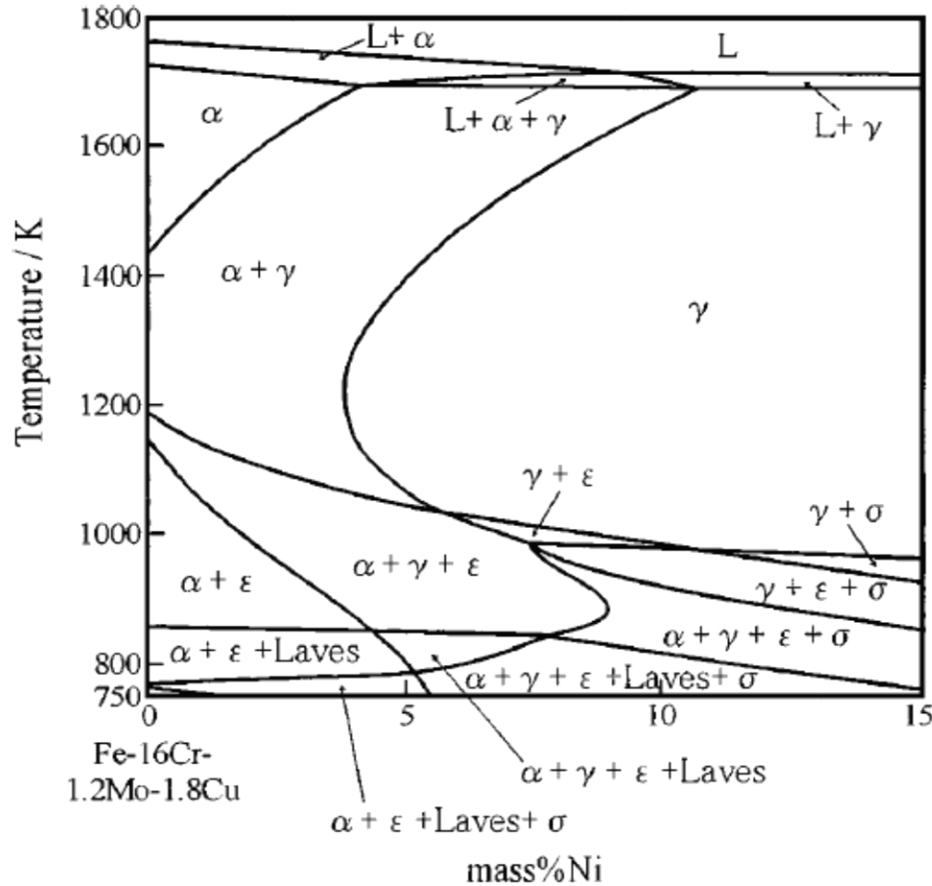


TABLE I Chemical composition of the present steel (mass%)

C	Cu	Ni	Cr	Mo	Nb	N	Fe
0.008	1.78	7.29	15.91	1.16	0.08	0.017	Bal.



JOURNAL OF MATERIALS SCIENCE 35 (2000) 2245–2253

**Aços inoxidáveis endurecíveis por precipitação-PH (martensítico):**  
**ASTM A 564-81 – tipo 630**  
**(Villares Metals-V630)**  
**ASTM A 705-80-tipo 630, ou**  
**17-4 PH.**

# FATORES QUE AFETAM A PRECIPITAÇÃO

- 1. Temperatura:** a precipitação depende da difusão atômica;
- 2. Vazios:** facilitam a difusão;
- 3. Trabalho a frio:** inibe a precipitação pois as discordâncias introduzidas durante a deformação podem absorver os vazios;
- 4. Impurezas:** interagem com os vazios;
- 5. Contornos de grão:** também podem absorver os vazios;
- 6. Velocidade de resfriamento após a solubilização (nucleação heterogênea em CG);**
- 7. Recristalização durante a precipitação;**

**OBS:** Precipitados nem sempre são esféricos: estruturas de Widmanstätten.

## FATORES QUE AFETAM A PRECIPITAÇÃO

**VELOCIDADE  
MODERADA DE  
RESFRIAMENTO**

Precipitado em contorno de grão



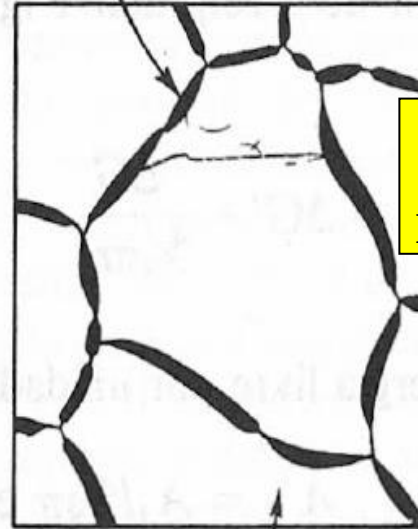
Precipitado  
generalizado fino

Região  
empobrecida

(A)

**VELOCIDADE  
BAIXA DE  
RESFRIAMENTO**

Precipitado em contorno de grão



Matriz empobrecida

(B)

**Fig. 9.15** Nucleação heterogênea em contornos de grão. (A) Velocidade moderada de resfriamento pode resultar tanto em nucleação heterogênea nos contornos de grão, como nucleação homogênea no centro dos grãos. (B) Resfriamento muito lento pode acarretar precipitação apenas nos contornos de grão.

**Prof.Dr. José Benedito Marcomini**

(Fonte:Reed-Hill)

# CONDIÇÕES PARA A APLICAÇÃO DO ENVELHECIMENTO

**Nem todas as ligas podem ser envelhecidas.**

**Quatro condições principais :**

**1.A liga deve possuir campo monofásico em temperatura elevada e um campo bifásico em baixa temperatura;**

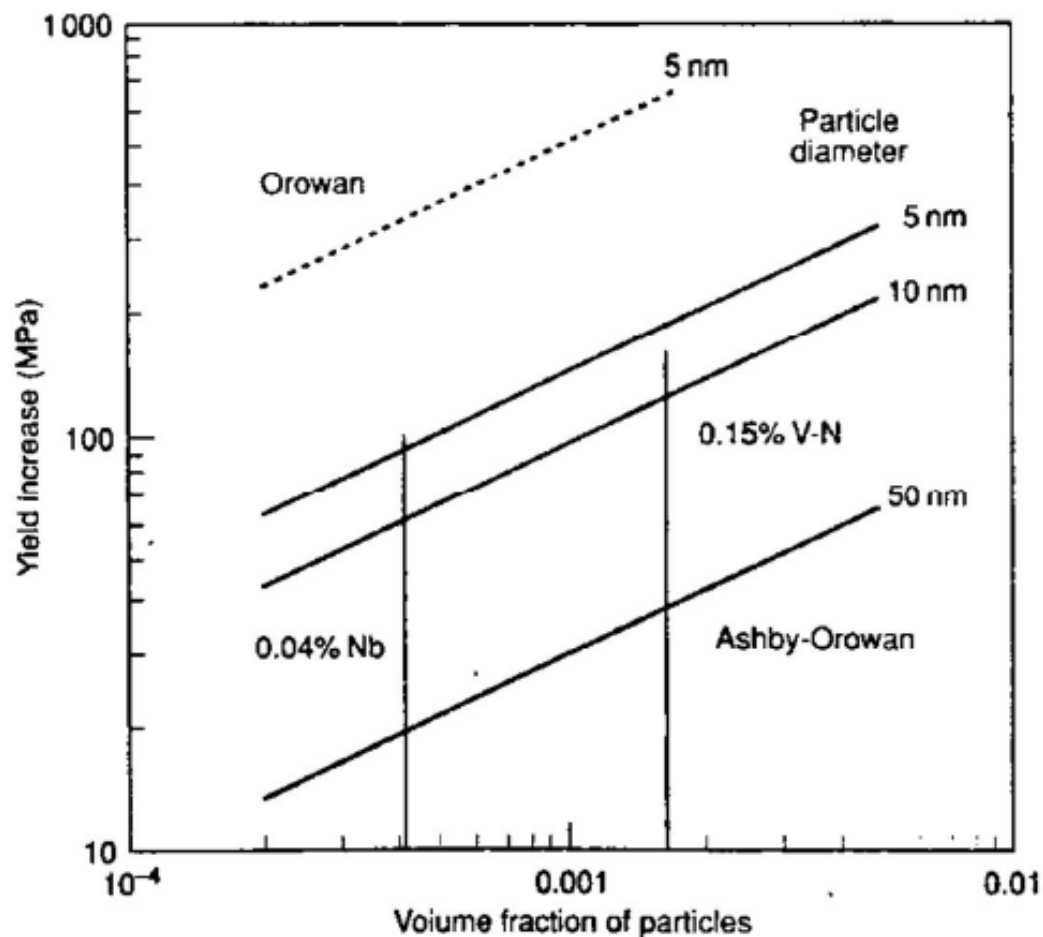
**2.O precipitado deve ser mais duro que a matriz. Geralmente, o precipitado é um composto intermediário duro e frágil;**

**3.A liga deve suportar um resfriamento rápido.** Algumas ligas não podem ser resfriadas com taxa suficiente para suprimir a formação do precipitado de equilíbrio. O resfriamento pode introduzir **tensões residuais** que causam a **distorção da peça;**

**4.Há necessidade de precipitar uma fase coerente em condições de tempo e temperatura exequíveis;**

**Nota:** as ligas de Al são resfriadas em água aquecida a cerca de 80°C, para minimizar as tensões residuais.

## ➤ Endurecimento por precipitação:



Processo industrial



adição de microligantes (Nb, Ti, V)

■ modelo de Orowan-Ashby:

$f$  – fração volumétrica  
 $d$  – tamanho partícula [nm]

$$\Delta\sigma_p = 10800 \cdot \frac{\sqrt{f}}{d} \cdot \ln(1,63 \cdot d) \quad 11 >$$



**Bielas SAE 1541 X 27MnSiVS6:  
Metalurgia, Processo de  
Forjamento, Usinabilidade, Propriedades Mecânicas e  
Atendimentos aos Requisitos Operacionais**

**Alessandro Teixeira Neto**

**Antônio José de Araujo Pôrto**

**Edward Werninghaus**

**José Benedito Marcomini**

**Mauro Valadão**



## CROSS WEDGE ROLLING

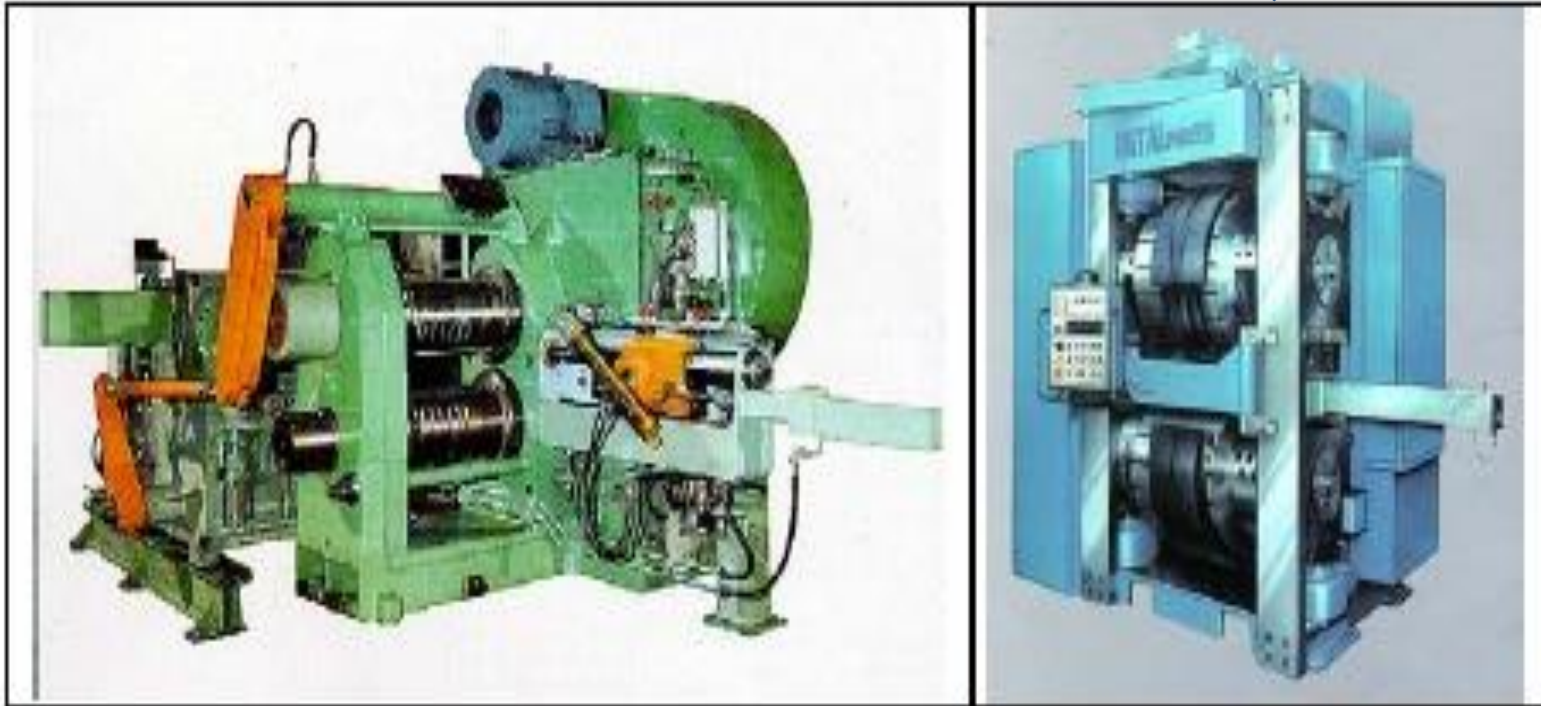
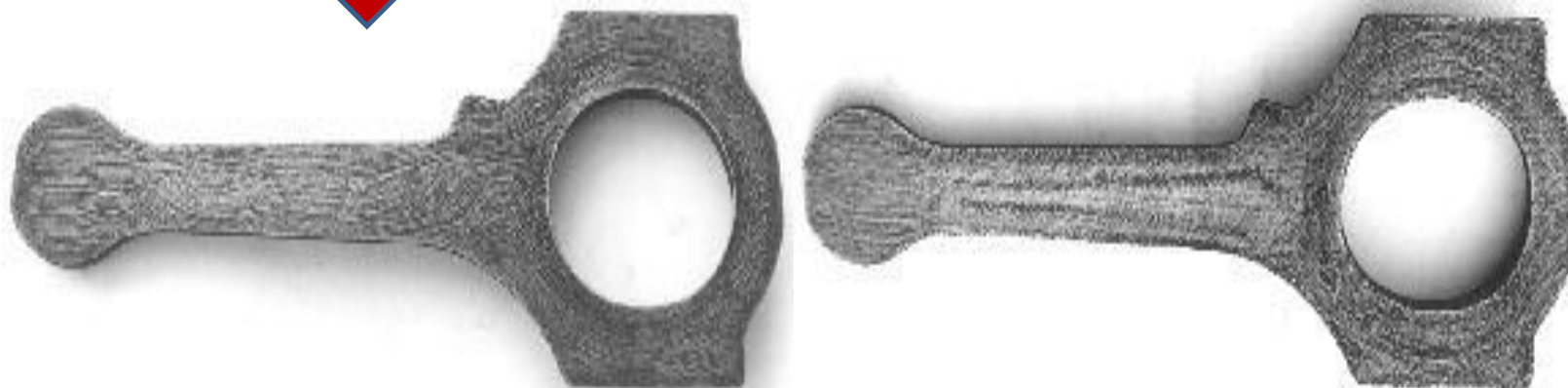
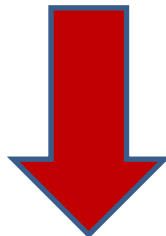


Figura 2 – Laminadoras Convencional e Transversal

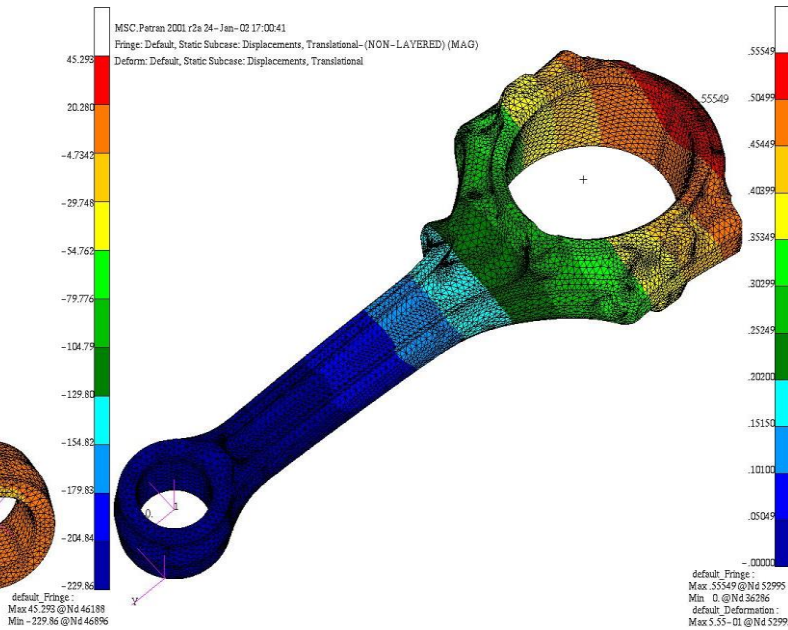
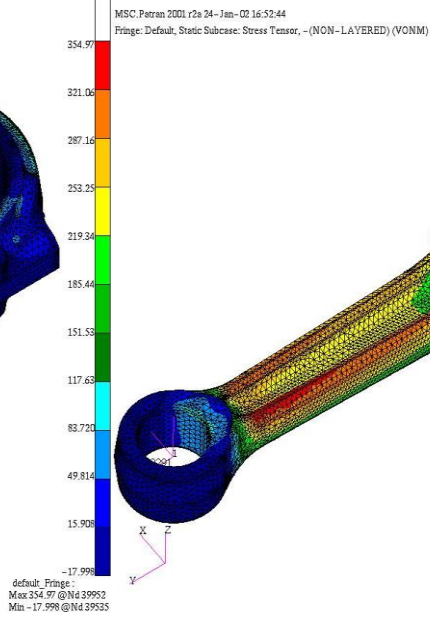
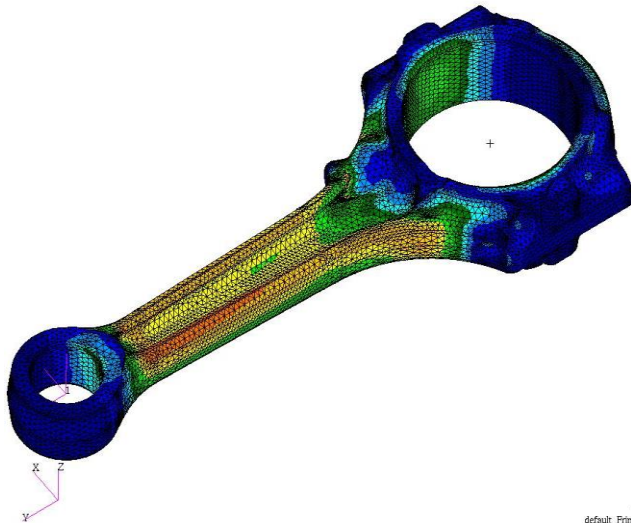
## CROSS WEDGE ROLLING



## Fibramento CWR e convencional



Figura 5 – Condições de Contorno



Resultados  
da análise  
de MEF.

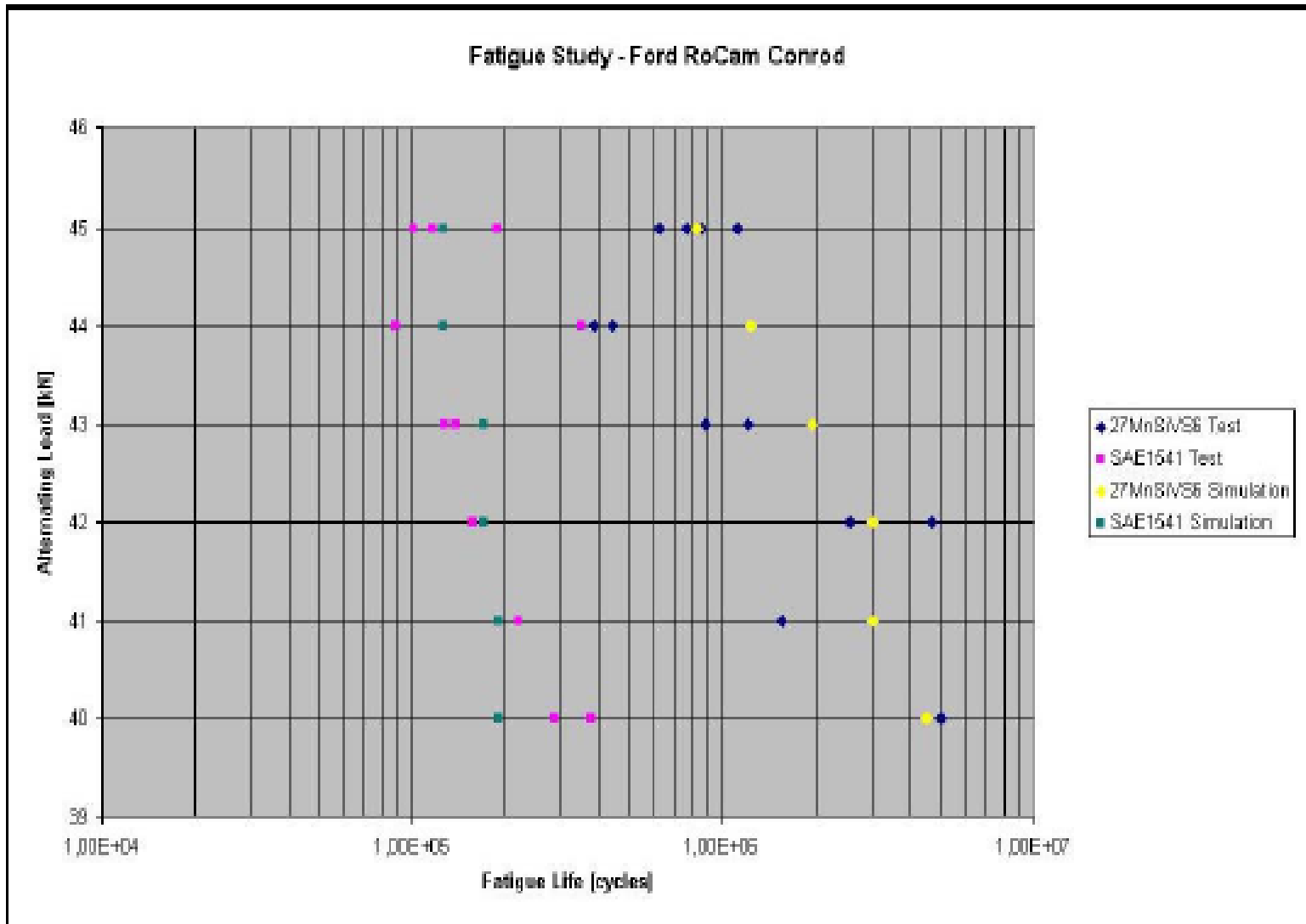


Figura 9 – Resistência à Fadiga, Resultados Teóricos e Experimentais

# NA PIOR CONDIÇÃO, SE O CARRO FICASSE LIGADO ININTERRUPTAMENTE, LEVARIA MAIS DE 300 ANOS PARA FALHAR POR FADIGA.

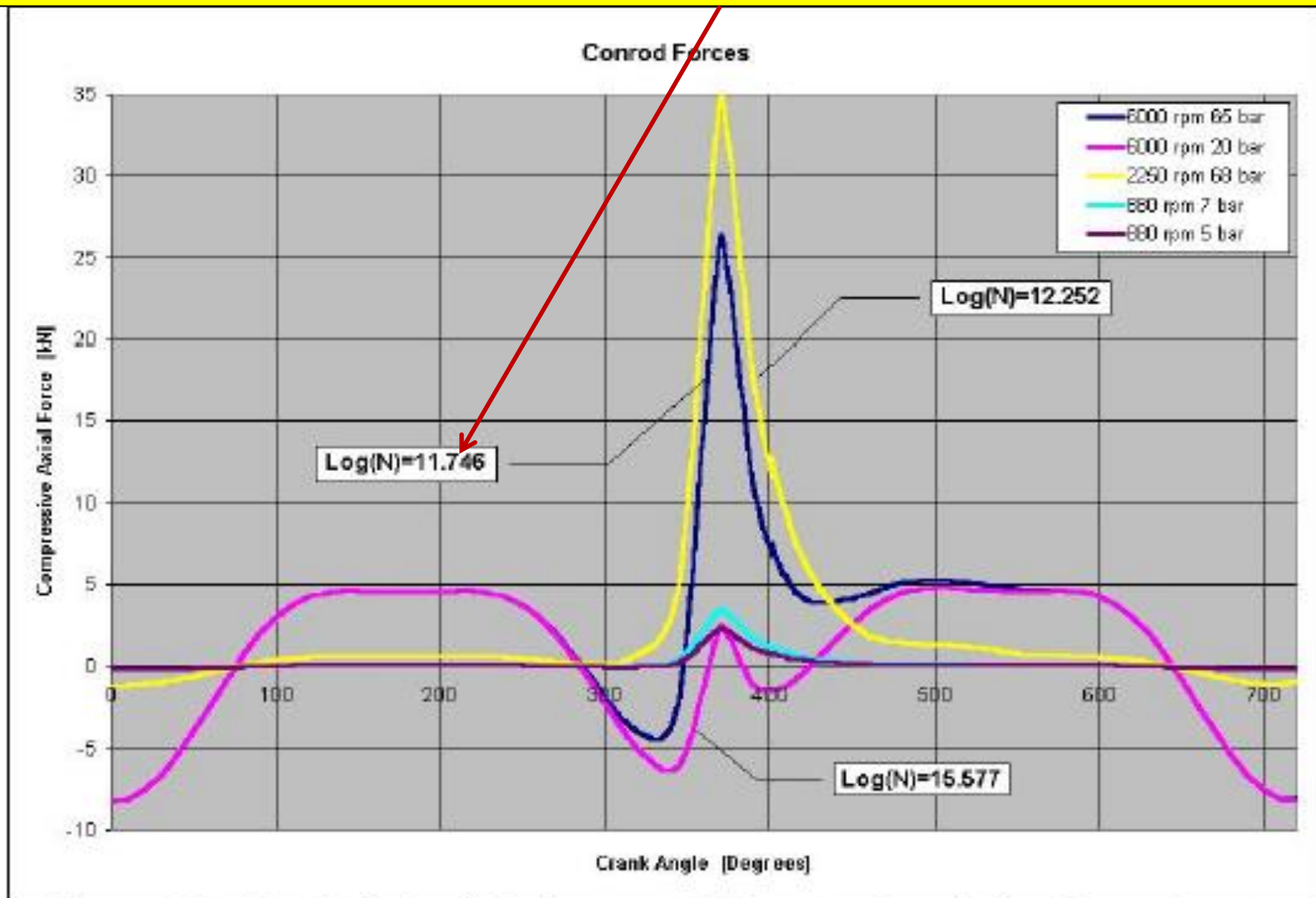
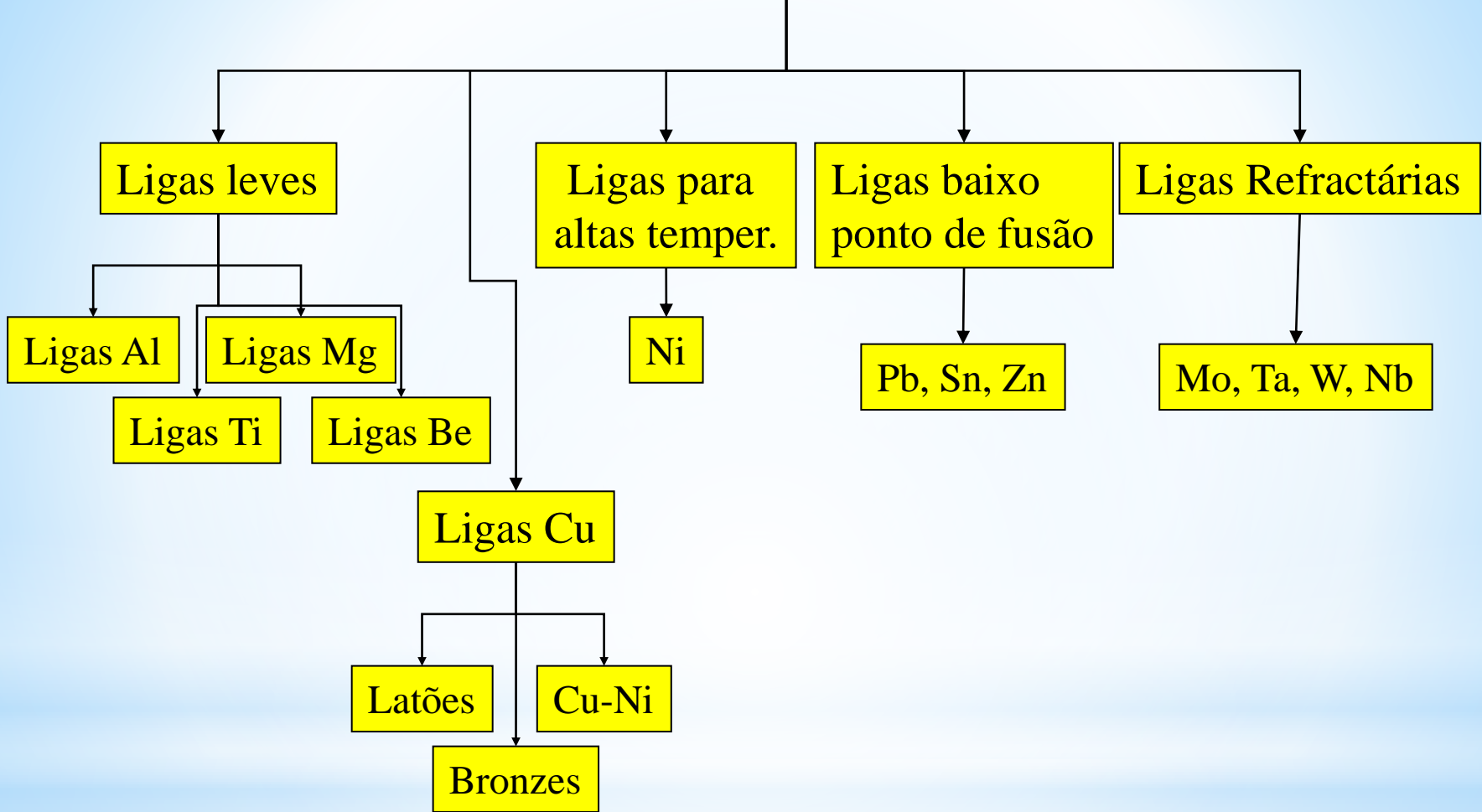


Figura 10 – Resistência à Fadiga para Diferentes Condições Operacionais

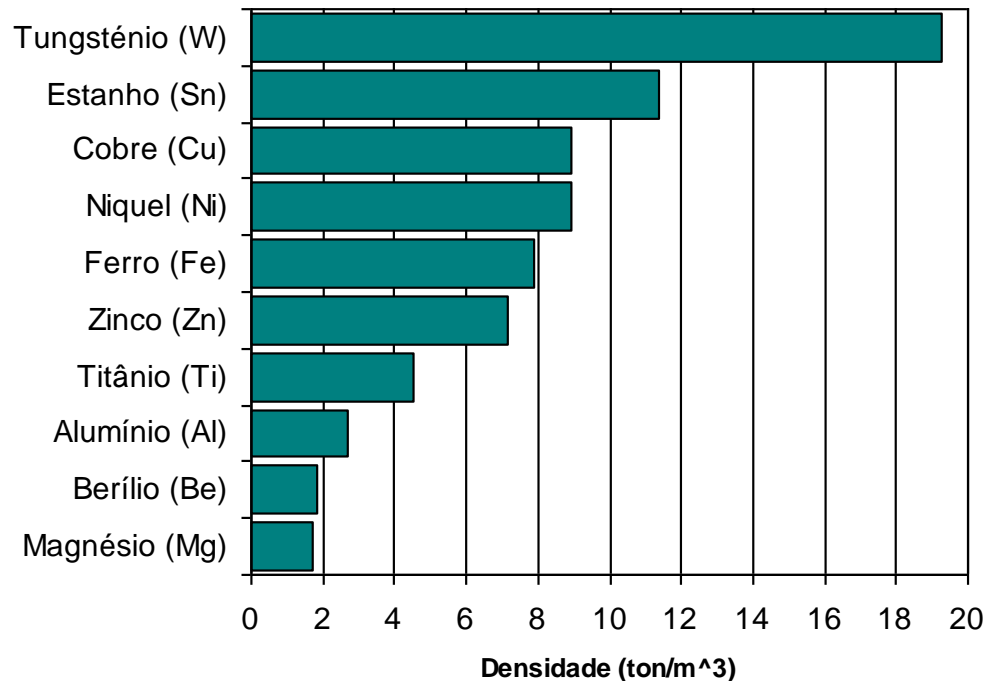
# LIGAS NÃO FERROSAS

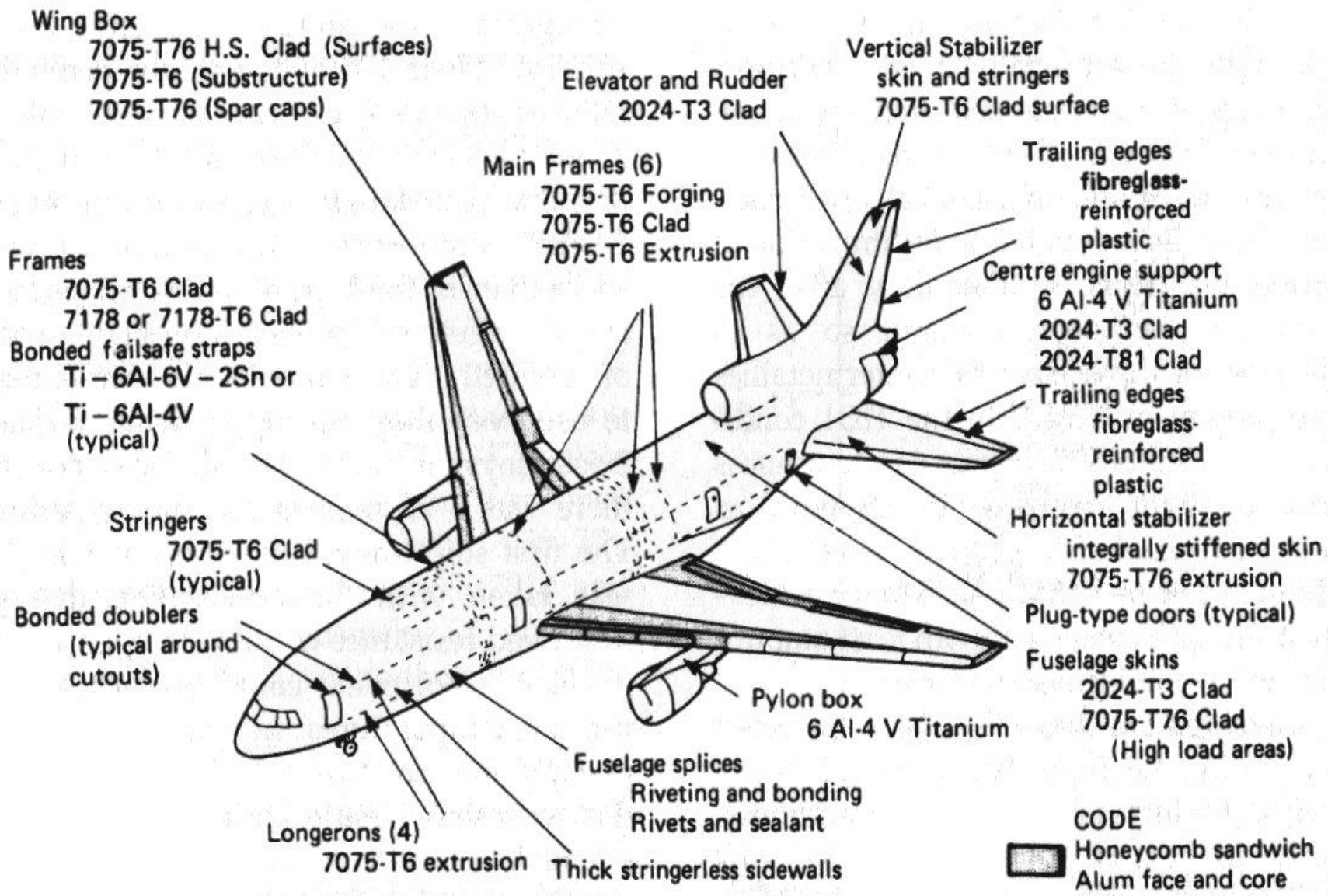




# LIGAS NÃO FERROSAS (GENERALIDADES)

- Em geral mais caras que as ligas ferrosas
- Usadas para aplicações específicas:
  - Resist. à corrosão (Cu, Ni)
  - Alta condutividade (Cu, Al)
  - Baixo peso (Al, Mg, Ti)
  - Resistência a altas temperaturas (Ni)
- Utilização desde utensílios domésticos até aplicações aeroespaciais





L1011 basic materials and design features.

# LIGAS DE ALUMÍNIO

Ligas Trabalhadas Mecanicamente

Ligas Fundidas

**Endurecíveis por  
tratamento térmico**

Al-Cu  
Al-Cu-Ni  
Al-Mg-Si  
Al-Zn-Cu  
Al-Li

**Não endurecíveis  
por trat. térmico**

Al-Mg  
Al-Mn  
Al-Si

## LIGAS DE ALUMÍNIO

- O alumínio é o **metal mais abundante** na crosta terrestre;
- Al comercialmente puro é um metal branco, lustroso, **leve e resistente à corrosão**;
- Principais elementos de liga de Al : Mn, Mg, Cr e Si;
- **Baixa densidade (1/3 do aço)**;
- **Boa condutividade térmica e elétrica**;
- Tratamentos: Recozimentos, **envelhecimento (algumas ligas)**;
- **Endurecível** por deformação plástica a frio (**encruamento**);
- **Fácil usinagem e fundição**;
- **Aplicações** diversas: utensílios de cozinha, embalagens, eletroeletrônica, construção civil, automotiva, ferroviária. Naval e aeroespacial.

# NOMENCLATURA DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

Consiste em 4 dígitos:  $X_1X_2X_3X_4$

$X_1$  → elemento **majoritário** da liga

$X_2$  → **zero** se é liga normal, 1, 2 e 3 indica uma variante específica da liga normal (como teor mínimo e máximo de um determinado elemento)

$X_3$  e  $X_4$  → são para diferenciar as várias ligas do grupo. São arbitrários

- 1xxx – Alumínio puro (99%)
- 2xxx – Ligas com Cu
- 3xxx – Ligas com Mn
- 4xxx – Ligas com Si
- 5xxx – Ligas com Mg
- 6xxx – Ligas com Mg e Si
- 7xxx – Ligas com Zn
- 8xxx – Outros elementos (Li...)

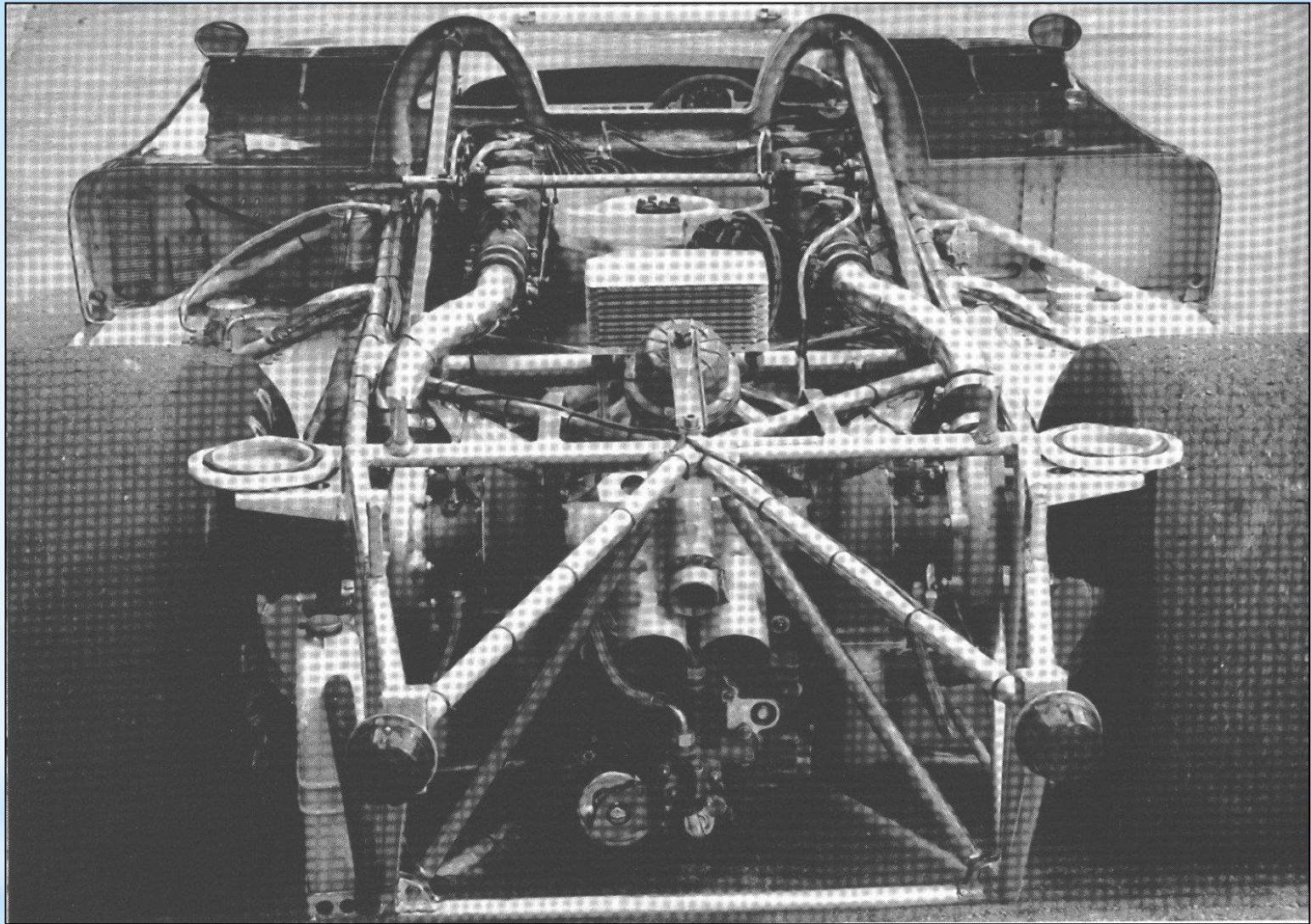
**Alumínio não ligado** → 1000

- Os dois últimos algarismos representam os centésimos do teor de alumínio
- Ex: 1065 → Al com **65% de pureza**

# LIGAS DE MAGNÉSIO

- **Mais leve dos metais estruturais;**
- 3º metal mais abundante na crosta;
- Principais elementos de liga: Al, Zn, Mn, Th, Ce;
- Inflamável (cuidados na usinagem);
- Boa resistência à corrosão;
- Baixa ductilidade,
- Baixo ponto de fusão-bom para fundição;
- Boa resistência à fadiga;
- Alta resistência ao impacto;
- Tratamentos: envelhecimento, recozimento;
- Endurecível por deformação em pequeno grau;
- Aplicações diversas: Bloco de motor, patins, tacos, raquetes, rodas, **aeroespacial**, anodo de sacrifício;
- Atualmente: **ligas para armazenamento de hidrogênio-fonte alternativa de energia;**

<b>Propriedades mecânicas</b>							
<i>ASTM</i>	<i>UNS</i>	<i>Composição</i>	<i>Condição</i>	<i>Res.(MPa)</i>	<i>Esc.MPa)</i>	<i>Al%)</i>	<i>Aplicações/Características</i>
<b>LIGAS DE TRABALHO MECÂNICO</b>							
AZ80A	M11800	8.5Al, 0.5Zn, 0.12Mn		340	250	11	Elementos estruturais, peças forjadas
HK31A	M13310	3.0Th, 0.6Zr	Def. frio e parcialmente recozido	255	200	9	Elementos estruturais com boa resistência até 315°C
ZK60A	M16600	5.5Zn, 0.45Zr	Envelhecido artificialmente	350	285	11	Peças forjadas de grande resistência para aeronaves
<b>LIGAS DE FUNDIÇÃO</b>							
AM60A	M10600	6.0Al, 0.13Mn		220	130	6	Peças de automóveis
EZ33A	M12330	2.7Zn, 0.6Zr, 3.3Terr. raras	Envelhecido artificialmente	160	110	3	Peças fundidas para utilização até 260°C
AZ91A	M11910	9.0Al, 0.13Mn,0.7Zn		230	150	3	Peças para automóveis, cortavelva e malas de viagem



**Porsche 917 com estrutura tubular em Magnésio –  
peso 15kg menor em relação ao Al**



## LIGAS DE TITÂNIO

- Desenvolvimento recente (a partir da década de 50);
- Fase  $\alpha$  – HC – pouco dúctil;
- Fase  $\beta$  – CCC – muito dúctil;
- Elementos de liga: Al, Sn, V, Mo, Nb, Mn, Cr, Fe, Co, Ta;
- Tratamentos: recozimento, **envelhecimento** (algumas ligas);
- Baixa densidade ( $4.5 \text{ ton/m}^3$ );
- Alto ponto de **fusão** ( $1668^\circ\text{C}$ );
- **Alta resistência mecânica;**
- **Alta resistência à fluência;**
- Excelente resistência corrosão abaixo de  $550^\circ\text{C}$ ;
- Aplicações diversas: **Implantes**, aeroespacial (**motores a reação**), trocadores de calor.

# LIGAS DE TITÂNIO

## Ti puro

- Excelente **resistência à corrosão**
- Alguma ductilidade (apesar de ser HC)
- **Baixa resistência mecânica**

## Ligas $\alpha$

Al, O, N, H, Ga

- Ligas **não endurecíveis por T.T.** – endurecimento por solução sólida
- **Al** principal elemento de liga – **até 5~6%**
- Resistência moderada a alta temperatura
- Boas tenacidade, **resist fluência**, soldabilidade

## Ligas quase $\alpha$

V, Mo (peq. quant.)

- Alguma fase  $\beta$  numa microestrutura essencialmente  $\alpha$
- Adiciona-se **Sn e Zr** para manter a resistência **diminuindo o Al**
- Altas resist mecânica, tenacidade, **resist fluência**, soldabilidade
- Resist aumentada com **envelhecimento** ( $\Rightarrow$  **menor resist corrosão**)

## Ligas $\alpha \beta$

(ou duplex)

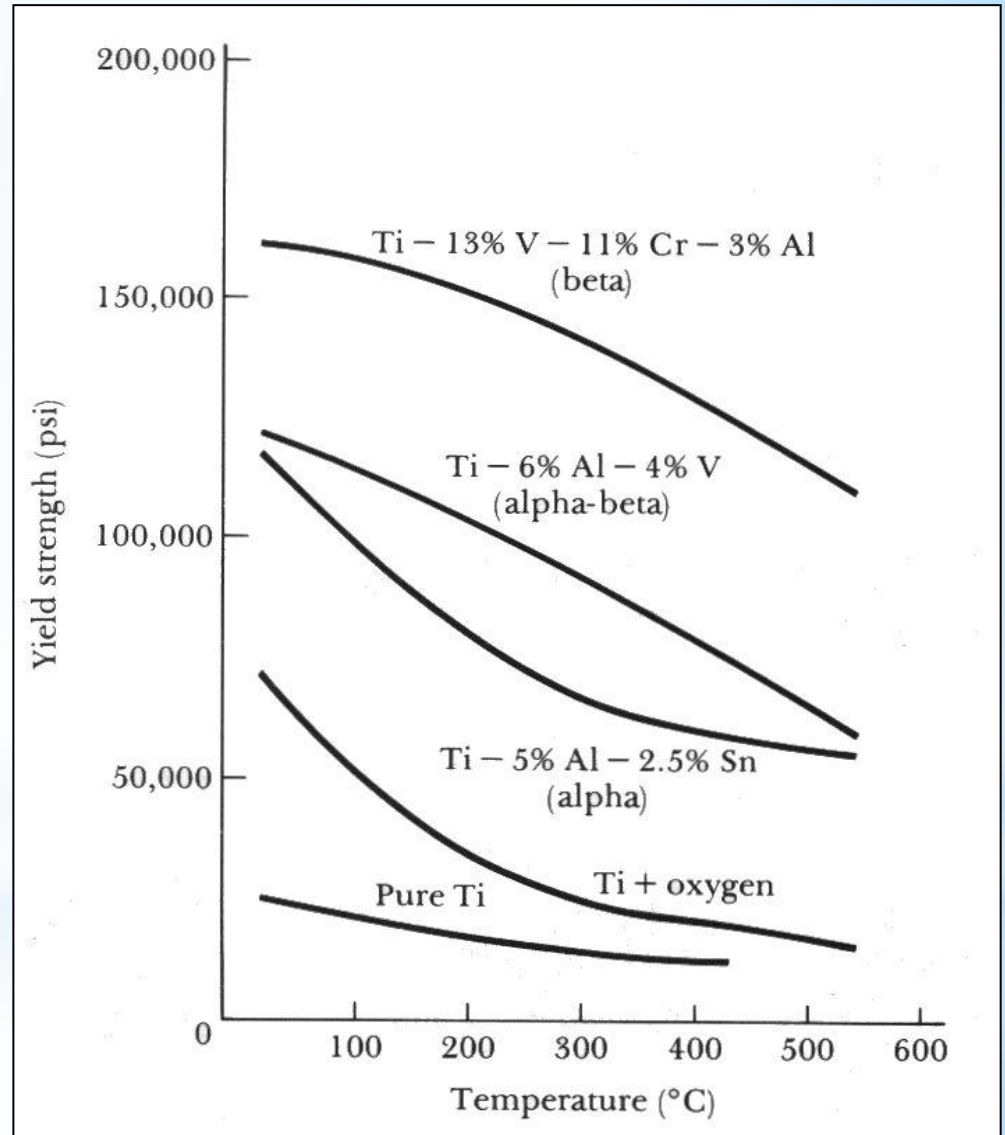
- Balanço conveniente de elementos  $\Rightarrow$  Microestrutura bifásica
- Os **tratamentos térmicos controlam microestrutura e propriedades**

## Ligas $\beta$

V, Mo, Nb, Cr, Fe, Ta

- Grande adição de **V e Mo**  $\Rightarrow$   $\beta$  à temp ambiente (**não é usual**)
- Estrutura  $\beta$  obtida com tratamento de **envelhecimento**
- Grande ductilidade – fácil deformação a frio
- São soldáveis
- Ligas **mais pesadas**

# LIGAS DE TITÂNIO



# LIGAS DE TITÂNIO

				<b>Propriedades mecânicas</b>			
<i>Tipo de liga</i>	<i>Comum (UNS)</i>	<i>Composição</i>	<i>Condição</i>	<i>Resi. (MPa)</i>	<i>Esc. (MPa)</i>	<i>Al (%)</i>	<i>Aplicações/Características</i>
Comercial/ Puro	(R50500)	99.1Ti	Recozido	517	448	25	Blindagem de motores jacto, Cascas de aeronaves, equipamento resist à corrosão em navios e ind química
a	Ti-5Al- 2.5Sn (R54520)	5.0Al, 2.5Sn	Recozido	862	807	16	Caixas de turbinas de gás, equipamento químico com resistência mecânica até 480°C
Quase a	Ti-8Al- 1Mo-1V (R54810)	8.0Al, 1.0Mo, 1.0V	Recozido (duplex)	1000	951	15	Peças forjadas para motores a jacto (discos de compressor, cubos, etc)

**FIM**

**Prof.Dr. José Benedito Marcomini**