

INSTITUTO DE ENERGIA ATÔMICA
SECRETARIA DA CULTURA, CIÊNCIA E TECNOLOGIA
AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

**ESTUDO DO COMPORTAMENTO E MECANISMO DE DEFORMAÇÃO
PLÁSTICA DE LIGAS BIFÁSICAS**

Hideo Ichise

Dissertação apresentada ao Instituto de
Energia Atômica como parte dos
requisitos para obtenção do Grau de
"Mestre - Área Reactores Nucleares de
Potência e Tecnologia do Combustível
Nuclear".

Orientador: Dr. Hira Lal Fotedar

São Paulo
1979

INSTITUTO DE ENERGIA ATÔMICA

SECRETARIA DA CULTURA, CIÊNCIA E TECNOLOGIA
AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

Estudo do Comportamento e Mecanismo de Deformação Plástica de Ligas Bifásicas

HIDEO ICHISE

Dissertação apresentada ao Instituto de Energia Atômica como parte dos requisitos para obtenção do grau de "Mestre - Área Reactores Nucleares de Potência e Tecnologia do Combustível Nuclear".

Orientador: DR. HIRA LAL FOTEDAR



SÃO PAULO

1979

INSTITUTO DE ENERGIA ATÔMICA
SECRETARIA DA CULTURA, CIÊNCIA E TECNOLOGIA
AUTARQUIA ASSOCIADA À UNIVERSIDADE DE SÃO PAULO

ESTUDO DO COMPORTAMENTO E MECANISMO
DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DE LIGAS BI
FÁSICAS

HIDEO ICHISE

Dissertação apresentada ao
Instituto de Energia Atômi
ca como parte dos requisi
tos para obtenção do grau
de "Mestre - Área Reatores
Nucleares de Potência e Tec
nologia do Combustível Nu
clear".

ORIENTADOR: Dr. HIRA LAL FOTEDAR

São Paulo

1979

A G R A D E C I M E N T O S

Ao Dr. Hira Lal Fotedar, pela eficiente orientação e incentivo no decorrer deste trabalho.

Ao Prof. Dr. Clauer Trench de Freitas , pelas facilidades concedidas no uso de equipamentos para o desenvolvimento deste trabalho.

Ao Arnaldo Homobono Paes de Andrade, pela valiosa colaboração no início desta pesquisa.

Ao Eng^o Ney Freitas de Quadros, ao Marcio Messias da Fonseca, ao Pedro Shigueyoshi Nagay e ao Edison Rodrigues de Oliveira, pelo auxílio recebido durante a realização de ensaios mecânicos.

Ao Dr. Iris Ferreira, pela leitura, correção e sugestões obtidas durante a redação do texto.

À Luzinete Pereira Barbosa e à Florinda Vieira, pela ajuda e dedicação nos trabalhos metalográficos/ que foram indispensáveis na realização desta pesquisa.

À Marina Elisa dos Santos, pelo constante auxílio nos trabalhos datilográficos que fizeram presentes no desenvolvimento desta dissertação.

À todos que direta ou indiretamente contribuíram para a realização deste estudo.

Ao Programa de Recursos Humanos para o Setor Nuclear, pelo apoio financeiro.

Ao Prof. Dr. Rômulo Ribeiro Pieroni, Superintendente do Instituto de Energia Atômica, pela oportunidade de pesquisa e pelas facilidades oferecidas.

R E S U M O

Estudou-se o comportamento e mecanismo de deformação plástica de ligas bifásicas. Utilizou-se de uma liga Cu-40% Zn policristalina (T.G. - 30 μm) de pureza comercial. As principais propriedades mecânicas e parâmetros de ativação térmica foram calculados para esta liga, com frações volumétricas de fase β compreendidas entre 21,5 e 41,2%, e temperaturas entre 77 e 293 K.

A análise dos parâmetros de ativação térmica, revela que a deformação plástica da liga Cu-40%Zn é de natureza essencialmente térmica, e que o mecanismo atuante é o mesmo para todas as frações volumétricas estudadas. / A 77 K, o mecanismo predominante é o de Peierls-Nabarro e/ou interação das discordâncias com defeitos puntiformes. O mecanismo muda com o aumento da temperatura e, a 193 K, o provável mecanismo é o de interação das discordâncias com defeitos puntiformes. A maior parte do encruamento a 77 K é de natureza atérmica e, a 193 K, o de natureza térmica contribui em grande proporção para o encruamento da liga, devido / ao aumento da densidade de obstáculos de curto alcance com a deformação plástica. A resistência ao escoamento plástico / da liga é em grande parte devida à fase β , para qualquer fração volumétrica estudada, e ao seu aumento na liga correspondente tão somente ao aumento da tensão térmica de deformação.

O limite de escoamento aumenta continuamente com o aumento da quantidade de fase β , principalmente para baixas temperaturas, quando a fase β torna-se muito mais dura que a fase α . O limite de escoamento e o limite / de resistência aumentam continuamente com a diminuição de temperatura, para qualquer fração volumétrica analisada. A taxa de encruamento aumenta com a fração volumétrica de fase β e diminuição de temperatura, notadamente nos estágios / iniciais da deformação plástica. O pico observado na taxa de encruamento em função da deformação para 77 K, é atribuído à transformação martensítica induzida por deformação da fase β , e conseqüente aumento de resistência da liga.

A B S T R A C T

The mechanical behavior and the deformation mechanism of commercial purity polycrystalline Cu-40% Zn with an average grain size of 30 μm was studied. The mechanical properties and the activation parameters were analysed for alloys with volume fraction of β phase varying between 21,5 and 41,2% in the temperature range 77 to 293 K.

The results obtained for the thermal activation parameters showed that plastic deformation of the alloy Cu-40% Zn, is thermal in nature. Also, the operative mechanisms are the same for all volumetric fractions studied. At 77 K the most effective mechanisms are the Peierls-Nabarro / mechanism or the point defect interaction mechanism. A change in mechanism occurs as the temperature is increased/ and, at 193 K the most effective mechanism is the point defect interaction mechanism. At 77 K the strain hardening / is basically athermal but as the temperature is increased to 193 K the thermal contribution to strain hardening is increased due to the increase in the density of short range obstacles with strain. The resistance to plastic deformation is mostly controlled by the amount of β phase present in the alloy. The results showed that an increase in the amount / of β phase in the alloy leads to an increase in the thermal stress component only.

It was observed that the yield stress increases continuously with increase of β phase, especially / at low temperatures. In this low temperature range (<293K) the β phase is much harder than the α phase. The yield / stress and the ultimate tensile strength (UTS) increased / with the decrease in temperature for all the volume fractions analysed. In the initial stages of plastic deformation the strain hardening rate increased with an increase in volume fraction of β phase. The strain hardening rate also increased with a decrease in the test temperature. A peak in the strain hardening rate was observed at 77 K for a certain / plastic strain. This peak is believed to be due to a strain induced martensitic transformation in the β phase.

I N D I C E

	págs.
CAPÍTULO I - INTRODUÇÃO.....	1
CAPÍTULO II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA.....	4
II.1. - DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DE LIGAS BIFÁSICAS.....	4
II.1.1. - Ligas bifásicas dútil-dútil.....	5
II.1.2. - Ligas bifásicas dútil-frágil.....	17
II.2. - DEFORMAÇÃO TERMICAMENTE ATIVADA DE LIGAS BIFÁSICAS.....	20
II.2.1. - Teoria Básica.....	20
II.2.2. - Principais Métodos Experimentais de Determinação dos Parâmetros de Ativação Térmica.....	30
II.2.2.1. - Limite de escoamento em função da temperatura.....	31
II.2.2.2. - Método de mudança na velocidade de deformação.....	32
II.2.2.3. - Método de relaxação de tensão.....	38
II.2.3. - Mecanismos de Deformação de materiais cristalinos.....	43
II.2.4. - Mecanismos de Deformação de Ligas Bifásicas.....	46
CAPÍTULO III - MATERIAL E DESCRIÇÃO EXPERIMENTAL.....	50
III.1. - MATERIAL.....	50
III.2. - TRATAMENTO TÉRMICO.....	51
III.3. - CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL.....	56

III.4. - ENSAIOS MECÂNICOS.....	61
III.4.1. - Equipamentos e temperaturas de ensaios utilizados.....	62
III.4.2. - Ensaio de tração utilizando taxa de deformação constante.....	65
III.4.3. - Ensaio de tração utilizando mu dança na taxa de deformação du rante o ensaio.....	65
III.5. - OBTENÇÃO DE DADOS EXPERIMENTAIS.....	67
III.5.1. - Propriedades mecânicas.....	67
III.5.2. - Parâmetros de ativação térmica..	69
 CAPÍTULO IV - RESULTADOS EXPERIMENTAIS.....	 73
IV.1. - COMPORTAMENTO MECÂNICO DA LIGA Cu-40% Zn A BAIXAS TEMPERATURAS.....	73
IV.1.1. - Curvas tensão-deformação.....	73
IV.1.2.-Limite de escoamento (σ_y).....	73
IV.1.3.-Limite de resistência (σ_R).....	77
IV.1.4.-Taxa de encruamento ($\theta = \frac{d\sigma}{dE}$).....	79
IV.2. - MECANISMOS DE DEFORMAÇÃO DA LIGA Cu-40% Zn A BAIXAS TEMPERATURAS.....	81
IV.2.1. - Componentes térmica e atérmica da tensão de deformação.....	81
IV.2.2. - Volume de ativação (V^*).....	96
 CAPÍTULO V - DISCUSSÃO DE RESULTADOS.....	 102
V.1. - MECANISMOS DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DA LIGA Cu-40% Zn A BAIXAS TEMPERATURAS.....	102
V.1.1. - Mecanismos de deformação a 77 K..	102
V.1.2. - Mecanismos de deformação a 193 K.	106

V.2. - COMPORTAMENTO MECÂNICO DA LIGA Cu-40% Zn A BAIXAS TEMPERATURAS.....	112
V.2.1. - Limite de escoamento (σ_y).....	113
V.2.2. - Limite de resistência (σ_R).....	115
V.2.3. - Taxa de encruamento ($\theta = d\sigma/d\epsilon$)..	115
CAPÍTULO VI - CONCLUSÕES.....	119
SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS.....	122
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS.....	124

CAPÍTULO I - INTRODUÇÃO

Materiais cristalinos bifásicos, constituem grande parte dos materiais tecnologicamente importantes, estendendo-se aos materiais estruturais utilizados em reatores nucleares.

Recentemente, um grande esforço tem sido feito no sentido de desenvolver uma teoria quantitativa / que relacione o comportamento plástico de materiais cristalinos, com o comportamento de seus constituintes microestruturais. Progresso notável tem sido alcançado, no tocante ao estudo da deformação mecânica de materiais monocristalinos e materiais bifásicos simples em que as partículas de segunda / fase estão numa fina dispersão em uma matriz resistente. Porém, no que concerne à deformação de ligas bifásicas de microestrutura grosseira (1-100 μm), as propriedades mecânicas ainda não são muito bem entendidas quando relacionadas / com o comportamento isolado dos seus constituintes.

Para uma determinada composição química da liga, é sempre possível o uso de tratamentos termomecânicos adequados que permitam obter um determinado tamanho, espaçamento e densidade de partículas que resultem nas propriedades mecânicas desejadas. Portanto, uma correlação com o tamanho, forma, dispersão e propriedades dos componentes individuais, assim como dos efeitos exercidos pela segunda fase na matriz, é de grande importância tecnológica. Além

disso, o entendimento claro da deformação plástica de materiais de duas fases, conduzirá ao melhor entendimento do comportamento mecânico de materiais policristalinos nos sistemas mais complexos.

Várias técnicas experimentais tem sido utilizadas (18, 20, 31, 46, 62, 82) procurando correlacionar qualitativa e/ou quantitativamente, os vários parâmetros microestruturais de ligas bifásicas com as suas propriedades mecânicas. Entretanto, poucos trabalhos foram realizados no sentido de se estudar a deformação plástica destas ligas, utilizando a teoria da dinâmica de discordâncias. Um estudo desse tipo permite a obtenção de parâmetros que em geral auxiliam na identificação dos mecanismos de deformação envolvidos. Uma análise desta natureza, conduzirá a um melhor entendimento do fenômeno, pois relaciona a deformação plástica ao movimento dinâmico de discordâncias através dos obstáculos presentes na rede cristalina do material.

Este trabalho tem como objetivo o estudo do comportamento e mecanismo de deformação plástica de ligas bifásicas. As principais propriedades mecânicas e os parâmetros de ativação térmica mais importantes são calculados por intermédio de ensaios mecânicos para o sistema Cu-40% Zn. Os experimentos são realizados para várias frações volumétricas das fases constituintes deste material, para algumas temperaturas compreendidas entre 77 K e 293 K. O com

portamento e provável mecanismo de deformação plástica são propostos pela análise do comportamento dos resultados experimentais obtidos.

Uma breve revisão da literatura é apresentada no cap. II, visando mostrar o estágio atual de conhecimento do comportamento e mecanismo de deformação plástica de ligas bifásicas. Neste capítulo, descreve-se também em linhas gerais a teoria básica da deformação termicamente ativada de materiais cristalinos, para uma melhor caracterização conceitual dos vários parâmetros termodinâmicos que podem ser experimentalmente calculados. O material e o método experimental utilizados para o desenvolvimento do trabalho são descritos no cap. III. Os resultados experimentais obtidos são apresentados no cap. IV. Os principais dados são analisados e discutidos no cap. V visando caracterizar a deformação plástica de ligas bifásicas. Finalmente, as conclusões principais obtidas são apresentadas no cap. VI. Neste capítulo são também dadas algumas sugestões para futuros trabalhos, as quais no entender deste autor, são necessárias para o aprofundamento do estudo da deformação plástica de ligas bifásicas nos moldes que foi introduzido.

CAPÍTULO II - REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

II.1. - DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DE LIGAS BIFÁSICAS

Do ponto de vista de seu comportamento plástico, as ligas bifásicas podem ser classificadas de acordo com o comportamento mecânico individual das fases / constituintes. Deste modo, as partículas que constituem a segunda fase, podem ser mais moles ou mais duras que a fase matriz, ou ainda, serem dúteis ou frágeis ⁽⁸²⁾. Uma classificação desta natureza é muito importante no estudo da de formação mecânica destas ligas, pois para cada grupo, os vá rios tipos de ligas apresentam um comportamento básico co mum.

Nos trabalhos existentes na literatura, o comportamento plástico de ligas bifásicas é, em geral, re lacionado com o conhecimento das propriedades, tamanho, for ma e dispersão dos componentes individuais, e também com os vários parâmetros associados à sua rede cristalina. Os pa râmetros de rede mais importantes que tem sido estudados e que podem conduzir a uma descrição quantitativa das proprie dades macroscópicas em termos da microestrutura são ⁽³¹⁾:

- i - Fração volumétrica dos constituintes,
- ii - Superfície por unidade de volume de contornos

de grão e contornos de fase,

- iii - Grau de conexão dos constituintes (42),
- iv - Proporção de dureza ou de limite de escoamento dos componentes.

O relacionamento entre as propriedades/microestruturais dos constituintes e os vários parâmetros é muito importante, pois análises desta natureza explicam em geral, porque o comportamento de um determinado componente da liga pode eventualmente ser diferente daquele apresentado isoladamente. Por exemplo, constata-se experimentalmente, que o grau de deformação por unidade de volume da fase β é maior quanto menor a sua quantidade no latão ($\alpha + \beta$). O latão β puro é relativamente frágil e pode suportar aproximadamente apenas 20% de alongação sob tensão de tração antes da fratura, ao passo que num latão ($\alpha + \beta$), a fase β pode suportar pelo menos 40% de alongação.

O comportamento da deformação plástica de ligas bifásicas é exposto, a seguir, de acordo com a classificação de ligas dútil-dútil e dútil-frágil.

II.1.1. - Ligas bifásicas dútil-dútil

Devido à sua grande importância tecnológica e ao fato de apresentarem um comportamento bastante com

plexo, considerável interesse tem sido dispensado ao estudo da deformação plástica de ligas bifásicas em que ambos os componentes são dúteis, porém uma das fases com resistência/mecânica maior (3, 21, 31, 47, 49, 62, 82).

Em um dos primeiros trabalhos sistemáticos neste tipo de liga, Unckel (82) observou em vários sistemas, tais como, latão ($\alpha + \text{Pb}$), latão ($\alpha + \beta$), Cu-6%Fe, Cu-10%Sn, que para pequenas quantidades de segunda fase, a quantidade de deformação da última era menor que a da matriz quando apresentava maior resistência mecânica. No caso de ser menos resistente que a matriz, a sua quantidade de deformação era maior, e em ambos os casos ocorreu uma deformação/adicional na fase matriz. Observou-se também que o comportamento era diferente para as várias quantidades de deformação da liga.

Os trabalhos nos quais se tentaram caracterizar o comportamento das fases constituintes ao longo da região plástica para diferentes proporções das fases, foram baseados em técnicas metalográficas, raio - X e através da correlação da temperatura de início de recristalização / com o grau de deformação. A última técnica permite, inclusive, caracterizar a heterogeneidade de deformação das fases individuais. Este tipo de análise foi empregado em ligas / de prata-magnésio e de cobre-zinco que apresentam sob condições específicas, duas fases dúteis α e β de estruturas /

CFC e CCC, respectivamente, sendo que a resistência mecânica da fase β é ligeiramente superior ao da fase α (20,21,49).

Usando técnicas metalográficas, o comportamento individual dos componentes da liga Cu-Zn e Ag-Mg, foi acompanhado pelo desenvolvimento das bandas de deslizamento para diferentes quantidades de deformação. Observou-se que o comportamento depende não só do grau de deformação da liga como também da fração volumétrica de cada constituinte (20, 49). No que concerne à proporção das fases, as seguintes observações foram feitas:

1. Para quantidades de fase β menores que 30%, os primeiros escorregamentos são observados somente na fase α durante os primeiros estágios da deformação plástica. Eventualmente, algumas linhas de escorregamento dos cristais α continuam a pequenas distâncias nos cristais de fase β sem mudança de direção. Esse fato pode ser atribuído a uma relação cristalográfica entre as duas fases. Para altas deformações, próximas ao limite de resistência, intensos deslizamentos são observados em ambas as fases, indicando que essas deformam-se na mesma extensão ao da liga.
2. Para quantidades de fase β superiores a 30%, o comportamento das bandas de deslizamento eviden-

cia uma deformação homogênea em ambas as fases, para qualquer quantidade de deformação plástica. Para este tipo de liga, não foi possível constatar qualquer tipo de heterogeneidade de deformação nos grãos de fase α próximos aos grãos de fase β .

Comportamento diferente dos descritos / em 1 e 2 pode ser observado para ligas em que partículas pequenas e duras são distribuídas numa matriz bastante mole, como por exemplo, em ligas de Cu-Fe com partículas dispersas de óxido de ferro (20). Portanto, quando a proporção da segunda fase dura é pequena, a deformação que ocorre na matriz em torno das partículas é maior que em qualquer outra região do sistema.

Uma outra técnica empregada para o estudo do comportamento plástico neste tipo de liga, foi a de correlacionar a quantidade de deformação com a temperatura / de início de recristalização (20, 21, 49). Para este estudo, a liga deformada a diferentes proporções é recozida a diferentes temperaturas e determina-se a temperatura em que se inicia a recristalização dos grãos deformados. Verifica-se que quanto maior a quantidade de deformação, menor é a temperatura de recristalização das fases, o que torna possível caracterizar a deformação sofrida por cada componente.

Resultados do comportamento plástico típico de cada fase são apresentados esquematicamente na figura II-1, em função da fração volumétrica (V_β) dos constituintes.

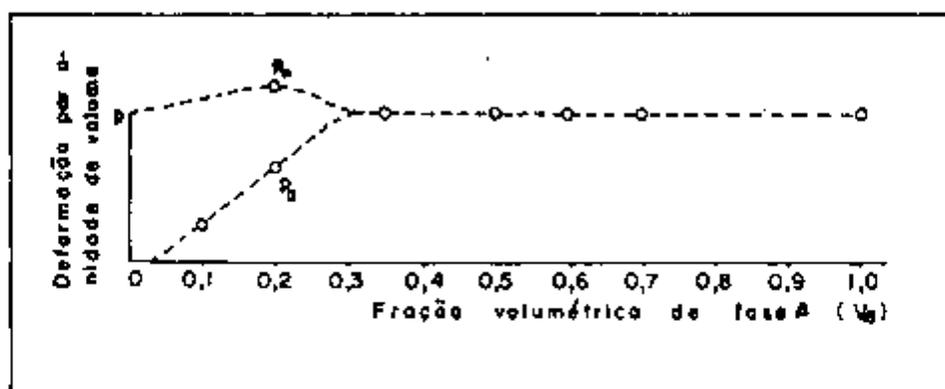


Figura II-1 - Influência da fração volumétrica de fase β (V_β) na deformação das fases constituintes (20, 21).

Verifica-se que para frações volumétricas superiores a 0,35, ambas as fases se deformam na mesma extensão, igual ao da liga (p). Na faixa de $0 < V_\beta < 0,35$, a deformação da fase β (p_β) aumenta de modo aproximadamente linear com a quantidade de segunda fase (V_β). Além disso, observa-se em torno de 20% de segunda fase, um valor máximo de deformação da fase α (p_α), o qual é superior à deformação/

da liga.

A explicação para essas observações é que para valores baixos de V_{β} ($< 0,35$), a liga consiste de cristais isolados de fase β na matriz e, conseqüentemente, maior parte da deformação ocorre para a última. As mesmas razões foram recentemente atribuídas para a independência do limite de escoamento do latão ($\alpha + \beta$), para frações volumétricas de fase β menores que 30%, quando ensaiado por tração à temperatura ambiente (3).

O fato de p_{α} ser maior que a deformação da liga (p) para 20% de quantidade de segunda fase, pode estar associado à ocorrência de uma deformação adicional na fase α em torno das partículas de fase β (este comportamento não pode ser constatado por técnicas metalográficas). Quando a proporção volumétrica da fase β excede aproximadamente 35%, a fase α deixa de ser uma matriz completamente contínua e os cristais de α começam a ser circundados pelos cristais de fase β . Nestas condições, a deformação localizada na fase α deixa de existir e ambas se deformam na mesma proporção similar ao da liga. Portanto, complementando as observações metalográficas, conclue-se que a deformação relativa das duas fases é fortemente dependente da deformação total da liga e de suas frações volumétricas.

O estudo de recristalização permite vi

sualizar a heterogeneidade de deformação no interior dos grãos de cada fase. Os autores verificaram que o modo de recristalização varia com as proporções das fases, de tal modo que quando a quantidade de fase β é pequena (~10%), a fase α nucleia preferencialmente nos contornos $\alpha - \beta$ e para concentrações de aproximadamente 20%, a nucleação tanto ocorre no contorno como no interior dos grãos. Para altas concentrações de fase β (~ 50%) a nucleação da fase α ocorre ao acaso. Estas observações podem ser interpretadas em termos de deformação da fase α . Para pequenas quantidades de fase β (< 10%) uma deformação adicional ocorre na matriz , próximo ao contorno de fase. Para quantidades próximas a 25%, a deformação adicional não é unicamente concentrada nos contornos de fase, e para grandes proporções (~50%) a deformação é homogênea no interior da fase α .

Quanto ao modo de deformação da fase β , verificou-se que quando a sua concentração era menor que / ~ 35%, e em qualquer quantidade de deformação da liga, a recristalização sempre ocorre pela nucleação no contorno α/β . Isto indica que os cristais de β deformam em maior extensão/nos seus contornos com cristais de α , concordando com as observações das linhas de escorregamento. Para quantidades de fase β superiores a 35%, a nucleação sempre ocorre ao acaso evidenciando uma deformação uniforme no interior dos grãos.

Mima & Meshii (62), através de medidas de microdureza nas fases do latão ($\alpha + \beta$) após várias quantidades de deformações, confirmaram a heterogeneidade de deformação da fase β quando em pequenas proporções. Apesar da técnica de microdureza não permitir avaliar a dureza ao longo de um determinado grão com exatidão, os autores concluem que deve ocorrer uma heterogeneidade de deformação na fase β , devido ao espalhamento dos valores de dureza nas regiões próximas aos contornos de fase (fig. II-2)

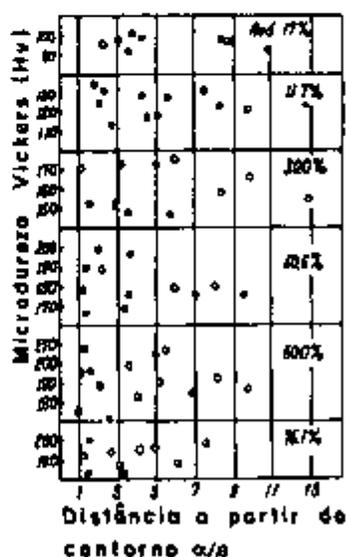


FIGURA II-2 - Distribuição de durezas ao longo da fase β para latão ($\alpha + \beta$), após várias quantidades de deformações (62).

Estas observações indicam que, para pequenas quantidades de deformação da liga, a deformação dos

cristais de uma fase é heterogênea, e a heterogeneidade é também de tipo diferente nas duas fases. Para grandes quantidades de deformação, a heterogeneidade é menos pronunciada, provavelmente como resultado do encruamento.

Um outro comportamento bastante complexo é observado neste tipo de ligas, e de maneira geral para as ligas bifásicas, no que se refere às características de encruamento.

De um modo geral, o encruamento de ligas bifásicas em pequenas deformações é explicado em termos da deformação plástica da fase mole e da deformação elástica da fase dura. Esse comportamento conduz a uma alta taxa de encruamento do sistema (17, 82). Assim que a tensão é aumentada, o limite de escoamento da fase mais dura será atingido e esta também se deformará plasticamente. As características relativas de encruamento das duas fases decidirão se elas continuarão a ser deformadas em diferentes extensões ou se a diferença será reduzida. Ocorrerá o último caso, se a fase originalmente mais mole tiver uma curva de encruamento mais acentuada do que a fase mais dura, como ilustrado na fig. II-3. No caso extremo, a fase mais mole encrua tão rapidamente que eventualmente deformará menos que a fase inicialmente mais dura.

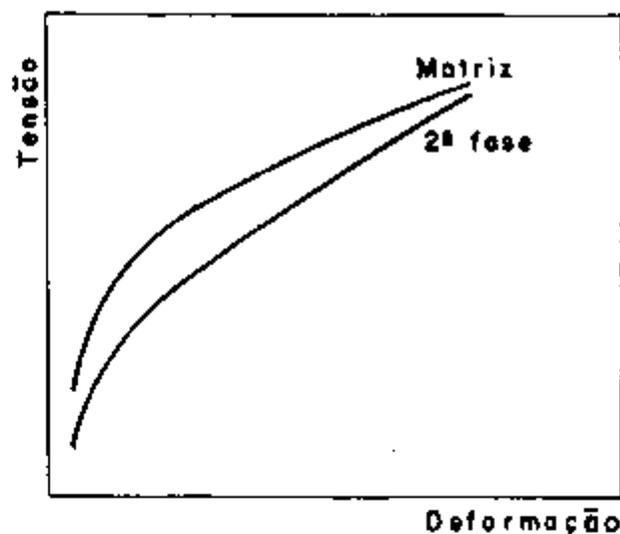


FIGURA II-3 - Curvas esquemáticas de encruamento da matriz e da segunda fase numa liga bifásica.

Na realidade, o comportamento de encruamento pode ser muito mais complexo. Por exemplo, se nos estágios iniciais da deformação, apenas uma fase se deforma, uma alta concentração de tensão ocorrerá nos contornos de fase. Consequentemente, uma deformação adicional ocorrerá na fase mais mole. Além disso, as características de encruamento de um determinado componente da liga bifásica, podem ser diferentes daquelas apresentadas isoladamente.

Poucos trabalhos foram realizados no sentido de estudar sistematicamente as características de encruamento das ligas bifásicas. Estudos em ligas de ferrita-marten

sita (31), em que a dureza da martensita foi variada através de tratamento de revenimento, mostraram que o aumento da dureza relativa das fases altera a taxa de encruamento. Nos estágios iniciais da deformação, a taxa de encruamento aumenta sensivelmente com o aumento da dureza relativa, tornando-se praticamente insensível às altas deformações (fig. II-4). O mesmo comportamento foi observado para a influência da fração volumétrica das fases constituintes na taxa de encruamento (fig. II-5).

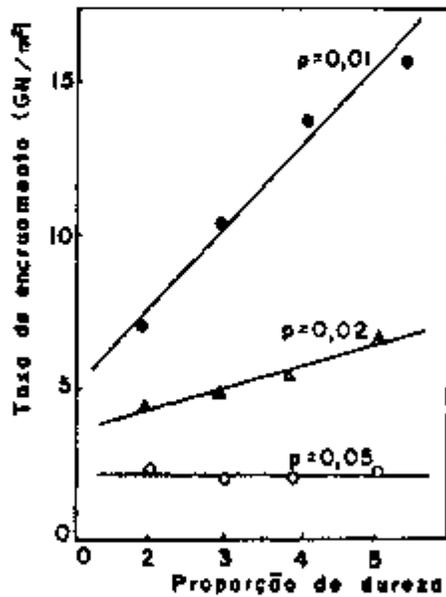


FIGURA II-4 - Influência da proporção de dureza das fases constituintes na taxa de encruamento da liga ferrita-martensita (31)

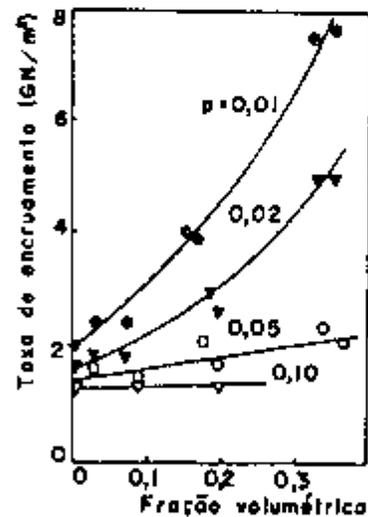


FIGURA II-5 - Influência da fração volumétrica dos constituintes na taxa de encruamento da liga ferrita-martensita (31)

Num dos trabalhos mais recentes (46), a taxa de encruamento numa liga Fe-Ag (50 - 50%) preparada por metalurgia do pó e deformada em compressão, revelou ser comandada distintamente pelo ferro ou pela prata ao longo de regiões plásticas bem caracterizadas: nos estágios iniciais/ da deformação, a taxa de encruamento da liga é similar à do ferro e para altas deformações, acima de 40/50%, à da prata (fig. II-6).

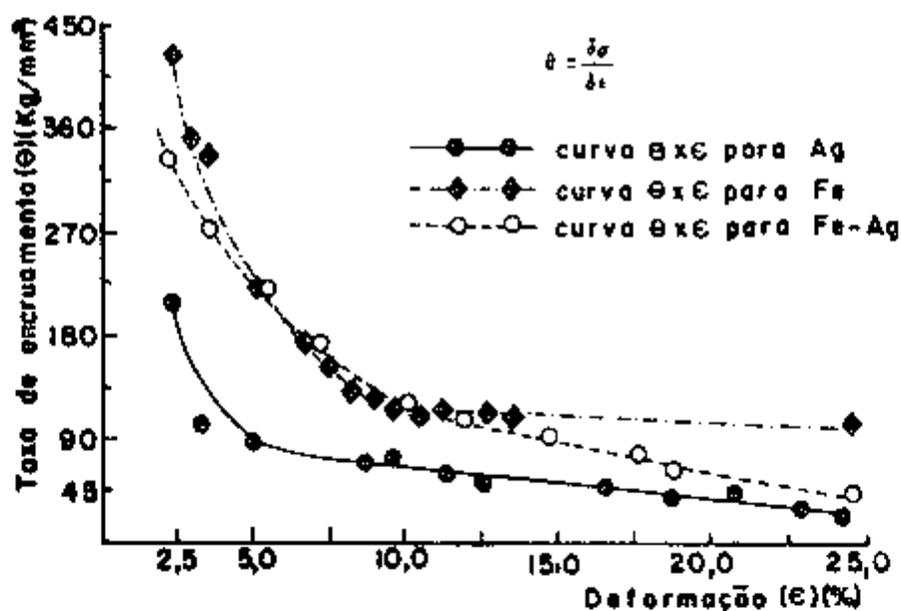


FIGURA II-6 - Curvas de taxa de encruamento em função/ da deformação para ferro, prata e liga Fe-Ag (50/50) deformadas a 25°C (46).

A observação microestrutural revelou

que este comportamento pode ser devido ao rearranjo das partículas de ferro que se reorientam em camadas superpostas no sentido transversal ao de compressão. Este comportamento, provavelmente não pode ser generalizado para as ligas bifásicas com fases de durezas relativas equivalentes às da liga Fe-Ag, uma vez que esta liga foi preparada por metalurgia do pó e o processo de fabricação pode fortemente influir nas características de encruamento.

II.1.2. - Ligas bifásicas dútil-frágil

Diferentemente das ligas bifásicas em que ambos os componentes são dúteis, pouco interesse tem sido despertado para um estudo sistemático do comportamento plástico de ligas bifásicas de componentes dútil-frágil. Para a maioria das ligas deste tipo, normalmente a fase frágil encontra-se na forma de dispersões e dificilmente se deforma durante o processo de deformação plástica. Grande parte das ligas com alta proporção de componente frágil, tem sido preparadas pelo processo de metalurgia do pó.

Devido à grande diferença de resistência mecânica e do comportamento plástico de seus constituintes, o processo de deformação das ligas dútil-frágil é menos complexo que o das ligas dútil-dútil.

Um comportamento característico para este tipo de liga, é aquele apresentado por partículas frágeis de carbeto de tungstênio (WC) dispersas numa matriz mole de cobalto (43). Verificou-se que a resistência mecânica da liga é fortemente dependente do caminho livre médio entre as partículas frágeis, e a baixa ductilidade da liga é atribuída ao constrangimento da matriz pelas partículas de WC. No caso da fase frágil ser deformável com a matriz, então o comportamento mecânico da liga independe do caminho livre médio entre as partículas. Tal comportamento foi observado nos compostos constituídos por partículas de W numa matriz de Fe-Ni-W com quantidades de segunda fase entre 58 e 75% (67).

A influência da quantidade de segunda fase no comportamento mecânico neste tipo de liga, foi estudada em compostos de WC e Co (67). Verificou-se que as ligas ricas em cobalto, rompem pela deformação da matriz sem que seja necessária a fratura das partículas de carbonetos. A carga é em primeira instância, suportada pela matriz (Co) e a função das partículas duras (WC) é de aumentar a tensão/de escoamento do material. Para as ligas ricas em carboneto, a maior parte da carga é suportada pelo carboneto e as ligas rompem de modo frágil com pouca deformação da matriz. Para composições intermediárias, a ruptura da liga tem lugar através do escoamento plástico da matriz e fratura das partículas de carboneto.

Se a segunda fase frágil não se deforma durante a deformação plástica da liga, a dureza relativa das fases constituintes tem pouca influência na resistência mecânica do composto. Tal comportamento foi observado nos compostos formados por W, Mo e WC numa matriz de prata dútil⁽⁴¹⁾. Para concentrações das partículas de segunda fase em torno / de 15% (não deformam com a matriz), o comportamento mecânico para os três tipos de ligas é invariável conforme mostra a fig. II-7. Porém, o comportamento será afetado se as concentrações de segunda fase forem superiores e deformáveis / com a matriz. A partir de uma determinada concentração, a liga se comportará de acordo com o comportamento da segunda fase, rompendo-se de maneira frágil.

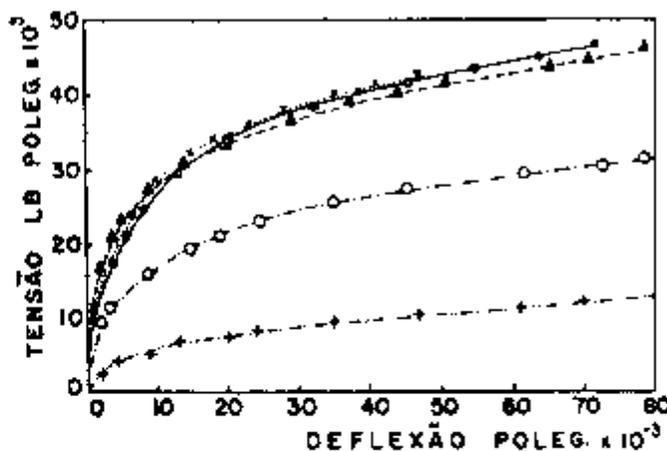


FIGURA II-7 - Curvas carga/deflexão dos testes de deflexão em prata e compósitos de prata contendo 15% Ni, Mo, W ou WC⁽⁴¹⁾.

+ prata pura x 15%W o 15% Ni
 ▲ 15% WC • 15%Mo

II.2 - DEFORMAÇÃO TERMICAMENTE ATIVADA DE LIGAS BIFÁSICAS

II.2.1. - TEORIA BÁSICA

A deformação plástica de sólidos cristalinos é em geral descrita em termos do movimento de discordâncias sob a ação de uma tensão aplicada. Este movimento/ é um processo complexo, uma vez que a discordância sofre a ação de inúmeras forças devido a vários tipos de obstáculos, que variam continuamente com a sua posição no plano de deslizamento e ao longo da linha de discordância. Os obstáculos que se opõem ao movimento das discordâncias possuem naturezas diferentes, dependendo do material, de sua história termo-mecânica assim como de outros fatores que controlam o seu tamanho e sua distribuição.

Geralmente a força que atua sobre uma discordância em movimento, pode ser decomposta em duas componentes distintas de acordo com a natureza do obstáculo:

- a. Uma força de longo alcance, F_{μ} , que é praticamente independente da posição da discordância no plano de deslizamento e é devida a grandes obstáculos, tais como partículas de segunda fase, discordância nos planos de escorregamentos paralelos, etc.

- b. Uma força de curto alcance, F^* , que atua sobre poucos diâmetros atômicos, tais como forças devido a emaranhado de discordâncias, defeitos tetragonais, etc.

A figura II-8 mostra esquematicamente a relação entre força e deslocamento de uma discordância que interage com algum tipo de obstáculo.

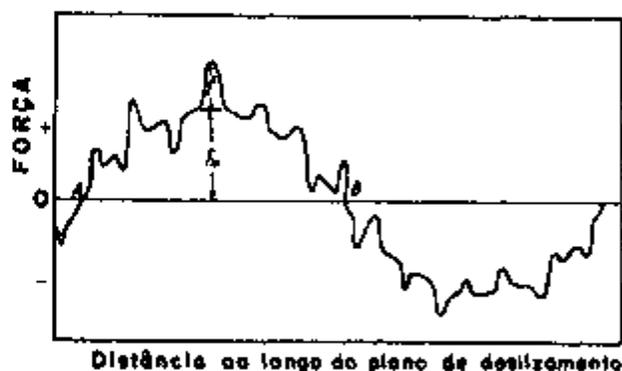


FIGURA II-8 - Curva esquemática da variação das forças sobre uma discordância em função da distância ao longo do plano de deslizamento.

A força máxima necessária para movimentar a discordância da posição A até B é dada por $(F_{\mu} + F^*)$. Quando nenhuma energia térmica estiver disponível na rede

cristalina, a 0 K, esta força deve ser suprida somente pela tensão aplicada dada por:

$$\tau_a = \frac{F^* + F_\mu}{lb} \quad (\text{II-1})$$

onde: τ_a = tensão aplicada
 l = comprimento médio da discordância para cada obstáculo.
 b = vetor de Burgers da discordância.

A energia total necessária para a discordância vencer o obstáculo é dada pela área abaixo da curva (fig.II-8). Portanto, maior quantidade de energia é requerida para vencer os obstáculos de longo alcance.

A qualquer temperatura finita T, flutuações térmicas auxiliam as discordâncias a vencerem os obstáculos. A tensão aplicada decresce, uma vez que a energia total da barreira possui uma quantidade fixa.

As flutuações térmicas tem poder de ativação somente a distâncias pequenas ($< \sim 10$ distâncias atômicas) ⁽²³⁾, auxiliando as discordâncias a vencerem obstáculos pequenos. Portanto, apenas os obstáculos de curto alcance dependem da temperatura, ao passo que os obstáculos de

longo alcance (> 10 distâncias atômicas) ⁽²³⁾ somente dependem da temperatura indiretamente pelo módulo de cisalhamento (μ).

Quando ambos os tipos de obstáculos estiverem presentes na rede cristalina do material, a tensão / aplicada necessária para a deformação plástica pode ser composta em componentes térmica e atérmica:

$$\tau_a = \tau^* + \tau_\mu \quad (\text{II-2})$$

onde:

- τ_a = tensão aplicada
- τ^* = tensão térmica
- τ_μ = tensão atérmica ou interna

O decréscimo da tensão aplicada com o aumento da temperatura é na sua maior parte devido ao decréscimo da tensão térmica. Isto equivale a se dizer que parte da tensão térmica é suprida pela energia térmica disponível / na rede cristalina.

A probabilidade de que parte da energia possa ser suprida pela energia térmica disponível na rede cristalina, conduz a uma equação de taxa relacionando a velocidade média da discordância, ou taxa de deformação, à magnitude da tensão aplicada e à temperatura.

Quando um segmento linear de discordância de comprimento l move-se reversível e isotermicamente da posição de equilíbrio ao ponto de sela do obstáculo, na presença de uma tensão efetiva τ^* , a energia livre de Gibbs que tem de ser suprida é dada por: (30)

$$\Delta G = \Delta g - \tau^* lb\Delta R \quad (\text{II-3})$$

onde: ΔG = energia livre de Gibbs
 ΔR = distância de ativação
 Δg = mudança na energia livre associada com os / deslocamentos atômicos durante ativação.

O termo $lb\Delta R$ é definido como volume de ativação, V^* . Quando a tensão efetiva é nula, Δg é igual a ΔG_0 ($\cong \Delta F_0$), a energia total para vencer o obstáculo.

A velocidade média v de uma discordância que vence o obstáculo com o auxílio de flutuações térmicas é, em geral, assumida como sendo do tipo Arrhenius: (30)

$$v = x v \exp \left(\frac{-\Delta G}{KT} \right) \quad (\text{II-4})$$

onde: v = frequência de vibração da discordância
 x = distância movida após flutuação com sucesso
 K = constante de Boltzmann
 T = temperatura

Assumindo que ocorre o movimento de um único tipo de discordância e que todos os obstáculos sejam idênticos, e utilizando a equação (II-4) na relação empírica de Orowan dada por:

$$\dot{\epsilon} = \rho b v \quad (II-5)$$

onde: $\dot{\epsilon}$ = taxa de deformação
 ρ = densidade de discordâncias móveis
 b = vetor de Burgers da discordância
 v = velocidade da discordância

Tem-se a equação da taxa dada por:

$$\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp\left(\frac{-\Delta G}{kT}\right) \quad (II-6)$$

onde: $\dot{\epsilon}_0 = \rho b v_0$ = fator pré-exponencial

Para uma análise de ativação térmica, torna-se necessário, portanto, conhecer o significado do termo ΔG da equação (II-6) e dos parâmetros termodinâmicos relacionados.

As relações básicas que descrevem o movimento de discordâncias através de campos de obstáculos localizados, tem sido derivadas com bases em princípios termo-

dinâmicos e discutidas por vários autores, entre eles, / Schoek (76), Gibbs (35 - 39), Hirth e Nix (48), Surek e outros (79, 80), Sastry e outros (74), Davidson e Lindholm (28), Li (57 - 59), Conrad e Wiedersich (25), e um trabalho de revisão apresentado por Evans e Rawlings (30).

Os parâmetros termodinâmicos de ativação térmica mais importantes que tem sido deduzidos da equação (II-6) e que são possíveis de serem medidos experimentalmente são o volume de ativação (V^*) e entalpia de ativação / (ΔH) do obstáculo.

Volume de ativação

O volume de ativação é relacionado à variação de ΔG com a tensão aplicada pela seguinte relação termodinâmica:

$$V^* = - \left(\frac{\delta \Delta G}{\delta \tau^*} \right)_T \quad (\text{II-7})$$

Ou assumindo que $\left(\frac{\delta \tau}{\delta \tau} \right)_T = 0$, tem-se:

$$V^* = - \left(\frac{\delta \Delta G}{\delta \tau} \right)_T \quad (\text{II-8})$$

Pela diferenciação da equação (II-6) ,
obtem-se uma equação que contém apenas quantidades que podem
ser determinadas experimentalmente, i.e., T, $\dot{\epsilon}$ e τ :

$$V^* = KT \left(\frac{\delta \ln \dot{\epsilon}}{\delta \tau} \right) = KT \left(\frac{\Delta \ln \dot{\epsilon}}{\Delta \tau} \right) \quad (\text{II-9})$$

onde: K = constante de Boltzmann

$\Delta \tau$ = variação de tensão

Entalpia de ativação

A entalpia de ativação, quando atua-se/
apenas um tipo de obstáculo e pela suposição de que τ_u não
altera durante o aumento de temperatura, pode ser calculada/
pela diferenciação da equação (II-6). Além disso, foi consi-
derado que:

$$\left(\frac{\delta \Delta G}{\delta T} \right)_{\tau} = -\Delta S \quad \text{e} \quad (\text{II-10})$$

$$\Delta H = \Delta G + T \Delta S \quad (\text{II-11})$$

onde: ΔS = variação de entalpia

Portanto, a entalpia de ativação pode /
ser dada por:

$$\left(\frac{\delta \ln \dot{\epsilon}}{\delta T} \right)_{\tau} = \left(\frac{\Delta \ln \dot{\epsilon}}{\Delta T} \right)_{\tau} = \frac{\Delta H}{KT^2} \quad (\text{II-12})$$

$$\therefore \Delta H = KT^2 \left(\frac{\delta \ln \dot{\epsilon}}{\delta T} \right)_{\tau} \quad (\text{II-13})$$

A entalpia pode ser determinada diretamente a partir dos resultados de testes de fluência em que se varia a temperatura durante o ensaio (fig. II-9). Um outro meio de se determinar a energia de ativação envolve a modificação da equação (II-12):

$$\left(\frac{\delta \ln \dot{\epsilon}}{\delta T} \right)_{\tau} \left(\frac{\delta \tau}{\delta T} \right)_{\dot{\epsilon}} = \frac{\Delta H}{KT^2} = \left(\frac{\Delta \ln \dot{\epsilon}}{\Delta T} \right)_{\tau} \left(\frac{\delta \tau}{\delta T} \right)_{\dot{\epsilon}} \quad (\text{II-14})$$

O termo $\left(\frac{\Delta \ln \dot{\epsilon}}{\Delta T} \right)_{\tau}$ da equação (II-14) é determinado através do ensaio de mudança na velocidade de deformação e o termo $\left(\frac{\delta \tau}{\delta T} \right)_{\dot{\epsilon}}$ é determinado através da mudança de temperatura de ensaio num teste de tração normal.

Um outro parâmetro de ativação importante é ΔH_0 , definido como sendo a entalpia de ativação para quando a tensão efetiva torna-se nula ou ainda como entalpia total de ativação do obstáculo. Este parâmetro pode ser obtido pela extrapolação da entalpia de ativação a zero de tensão térmica, porém é muito mais conveniente obtê-lo atra-

vés de uma faixa de tensão ou temperatura utilizando a seguinte relação:

$$\Delta H_o = \Delta H + \int_0^{\tau^*} V^* d\tau^* \quad (II-15)$$

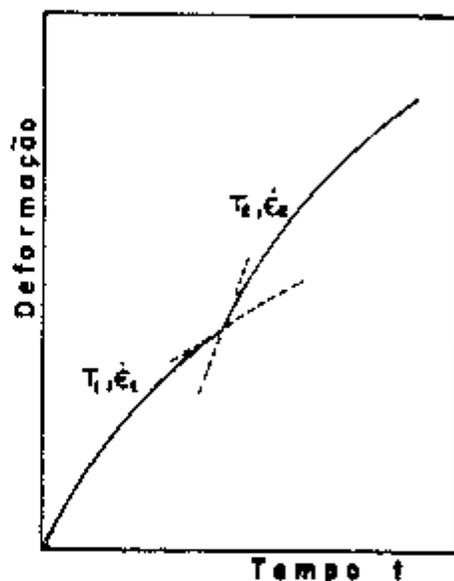


FIGURA II-9 - Curva característica de mudança de temperatura num teste de fluência (30).

A aplicação da equação (II-15) só é válida, no caso de haver somente uma curva $\tau^* - V^*$ e também / nas condições de entropia (ΔS) constante. Isto é observado a temperaturas baixas, necessitando de uma correção a altas temperaturas pela variação de ΔS .

Se um único tipo de obstáculo controla/ a taxa de deformação dentro da faixa de tensão investigada, ΔH_0 deve ser independente da tensão e temperatura. A avaliação de ΔH_0 em função da tensão fornece, portanto, uma preciosa informação a respeito do(s) processo(s) de deformação (30).

II.2.2. - PRINCIPAIS MÉTODOS EXPERIMENTAIS DE DETERMINAÇÃO DOS PARÂMETROS DE ATIVAÇÃO TÉRMICA

Vários métodos e técnicas experimentais tem sido utilizados na determinação dos parâmetros de ativação térmica. A escolha de um determinado método depende de vários fatores tais como: do material, da história termo-mecânica do material, ou ainda do tipo de ensaio a ser utilizado. Torna-se necessário, portanto, conhecer todos os métodos disponíveis assim como as suas potencialidades e limitações.

Na análise do processo de ativação térmica é de fundamental importância não só o conhecimento dos parâmetros de ativação térmica, mas também a caracterização/ das componentes térmica e atérmica da tensão aplicada. A variação da tensão térmica com a deformação juntamente com / possíveis variações do volume e entalpia de ativação, indica se o mecanismo depende da densidade de discordâncias, densi-

dades de defeitos puntiformes, etc, ou se o mecanismo muda com a deformação.

II.2.2.1. - Limite de escoamento em função da temperatura.

Um método bastante utilizado na determinação de tensão térmica (τ^*) envolve a análise da curva tensão de escoamento à taxa de deformação constante, em função da temperatura (fig. II-10) (10, 30, 34). O limite de escoamento decresce continuamente com o aumento da temperatura até T_0 , permanecendo praticamente constante às temperaturas superiores a T_0 . A inclinação da região linear é determinada pela dependência do módulo de cisalhamento com a temperatura e é independente da taxa de deformação. A tensão / nesta região é tomada como sendo atérmica e é utilizada na decomposição de tensão para temperaturas inferiores a T_0 .

Apesar de constituir em um método bastante simples de ser empregado, a sua utilização é às vezes inadequada pelas seguintes razões:

- a. Um grande número de testes é necessário numa larga faixa de temperatura para estabelecer a região linear da curva tensão-temperatura.
- b. A temperatura T_0 pode estar acima da temperatura

de fusão do material.

- c. A tensão atômica é obtida a altas temperaturas/ e para que seja a mesma nas temperaturas baixas, é necessário que a estrutura se mantenha constante.

II.2.2.2. - Método de mudança na velocidade de deformação

Este método baseia-se no fato de que a dependência da velocidade de discordâncias com a tensão pode ser avaliada através da sensibilidade de deformação do material com a taxa de deformação. Uma mudança na tensão de deformação é observada quando a taxa de deformação é subitamente alterada durante o ensaio de tensão-deformação (fig.II-11).

Johnston & Gilman ⁽⁵²⁾, propuseram uma equação empírica relacionando a dependência da velocidade de discordâncias com a tensão aplicada por:

$$v = B \tau^{*m^*} \quad (\text{II-16})$$

onde: v = velocidade da discordância
 B, m^* = constantes
 τ^* = tensão térmica

O parâmetro m^* descreve quão fortemente a velocidade da discordância varia com a tensão. O método mais preciso para a sua determinação é o método direto por etch-pit. Porém, além de trabalhoso o método de etch-pit é às vezes inadequado, particularmente em materiais impuros, quando as impurezas podem bloquear as discordâncias antes ou durante a aplicação de tensão.

Johnston & Stein ⁽⁵³⁾ propuseram que o parâmetro m^* poderia ser obtido por extrapolação para zero de deformação plástica (fig.II-12), a quantidade m definida por:

$$m = \left(\frac{\delta \ln \dot{\epsilon}}{\delta \ln \tau} \right)_{T,P} \quad (\text{II-17})$$

onde: $\dot{\epsilon}$ = taxa de deformação

τ = tensão aplicada

Os termos que envolvem a equação (II-17) são perfeitamente calculados pela mudança na velocidade de deformação durante o ensaio de tensão-deformação (fig.II-11).

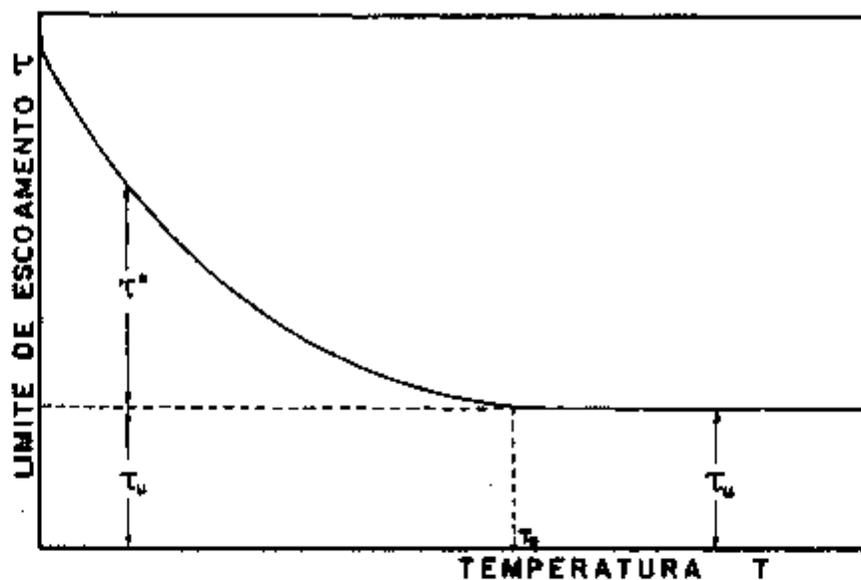


FIGURA II-10 - Curva esquemática do limite de escoamento em função da temperatura para determinação de tensão térmica e atérmica.

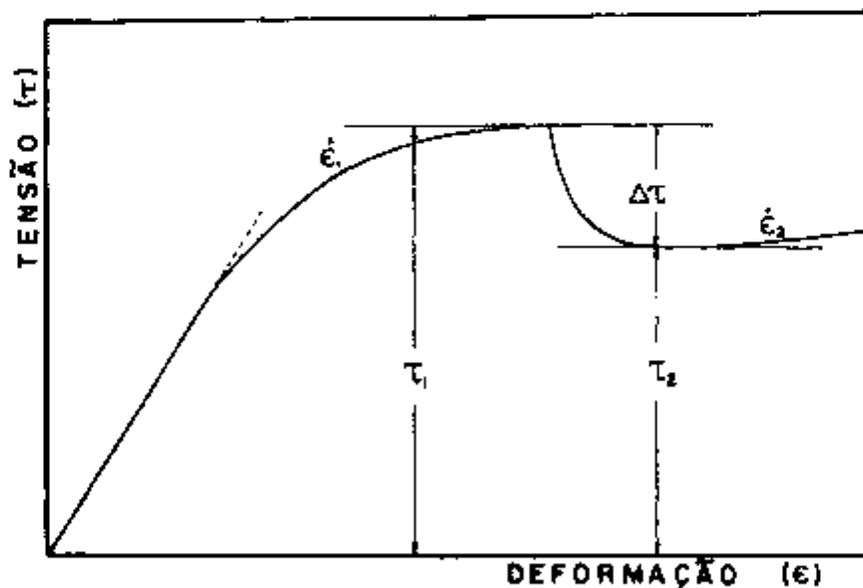


FIGURA II-11 - Curva típica do ensaio de tração com mudança na taxa de deformação.

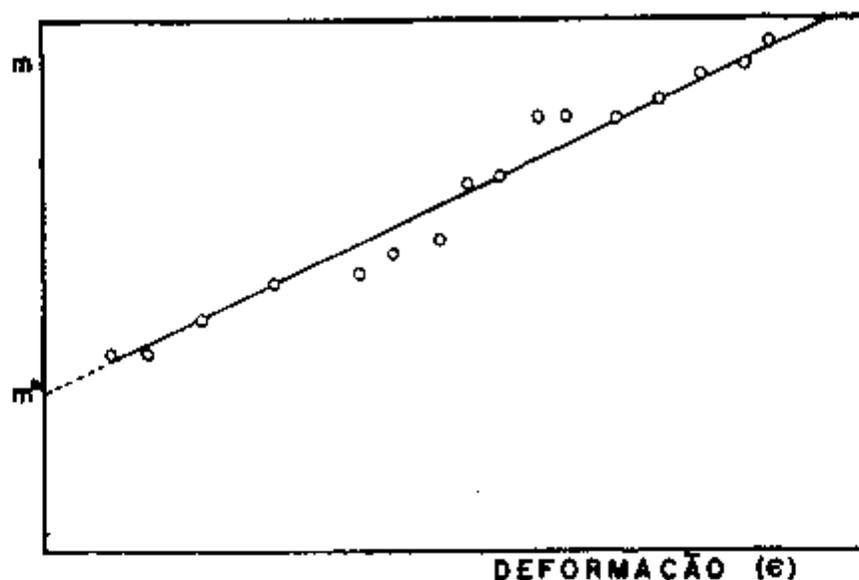


FIGURA II-12 - Curva $m \times \epsilon$ para determinação de m^* .

Assumindo-se que a tensão atérmica (τ_{μ}) e a densidade de discordâncias móveis (ρ) permanecem inalteradas durante a mudança na velocidade de deformação, a tensão térmica (τ^*) pode ser determinada através da relação (58)

$$m = \frac{d \ln \dot{\epsilon}}{d \ln \tau} = \frac{\tau d \ln v}{\delta \tau^*} = \frac{\tau}{\tau^*} m^*$$

(II-18)

ou
$$\tau^* = \frac{m^*}{m} \tau$$

onde: τ = tensão aplicada
 τ^* = tensão térmica

Conhecido τ^* , determina-se a tensão a térmica (τ_μ) através da relação (II-2).

Por outro lado, o volume de ativação V^* é calculado pela equação (II-9):

$$V^* = \frac{KT \ln \dot{\epsilon}_1 / \dot{\epsilon}_2}{\Delta\tau} \quad (II-9)$$

Uma variante para o método de mudança / na velocidade de deformação é o de dupla mudança na velocidade de de deformação (58) (fig.II-13). Assumindo que $\Delta\tau \ll \tau^*$, o parâmetro m^* pode ser determinado pela relação:

$$m^* = \frac{\ln(\dot{\epsilon}_2/\dot{\epsilon}_1) - \ln(\rho_2/\rho_1)}{\ln[(\tau_2 - \tau_{2\mu})/(\tau_1 - \tau_{1\mu})]} = \frac{\ln(\dot{\epsilon}_3/\dot{\epsilon}_2) - \ln(\rho_3/\rho_2)}{\ln[(\tau_3 - \tau_{3\mu})/(\tau_2 - \tau_{2\mu})]} \quad (II-19)$$

onde: ρ_n = densidade de discordâncias para $\dot{\epsilon}_n$
 $\tau_{n\mu}$ = tensão atérmica para $\dot{\epsilon}_n$

As mudanças na velocidade de deformação podem ser executadas de tal forma que $\dot{\epsilon}_2/\dot{\epsilon}_1 = \dot{\epsilon}_3/\dot{\epsilon}_2$. Por outro lado supondo-se que $\rho_2/\rho_1 = \rho_3/\rho_2$ e que $\tau_{1\mu} = \tau_{2\mu} = \tau_{3\mu}$, a tensão atérmica é dada por:

$$\tau_{ij} = \frac{(\tau_1 \tau_3 - \tau_2^2)}{[(\tau_1 + \tau_3) - 2\tau_2]} \quad (\text{II-20})$$

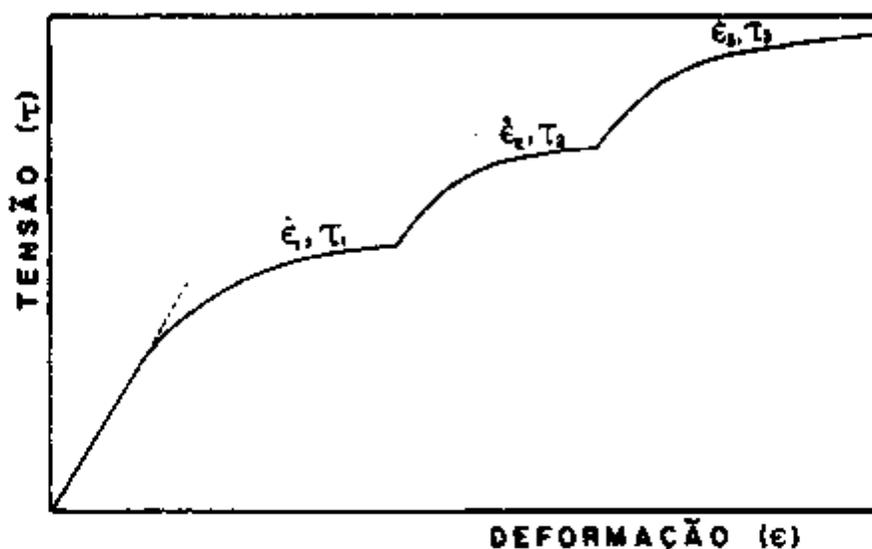


FIGURA II-13 - Curva típica de ensaio de tração com mudança dupla na taxa de deformação.

O requisito básico para a aplicação do método exposto é que a densidade de discordâncias móveis permaneça constante durante a mudança na velocidade de deformação. Este método é geralmente aconselhado para materiais / com baixa taxa de encruamento. Se grande parte das discordâncias tomam-se imobilizadas pelo encruamento, é possível / que um rápido aumento na tensão acarrete no seu desprendimento e, conseqüentemente, uma mudança na densidade de discor -

dâncias ⁽⁶¹⁾ e variação do fator pré-exponencial da equação/ (II-6).

II.2.2.3. - Método de relaxação de tensão

No método de relaxação de tensão, o movimento do cabeçote da máquina é subitamente parado durante o teste de tração ou compressão e mede-se o grau de relaxação da tensão com o tempo (fig.II-14).

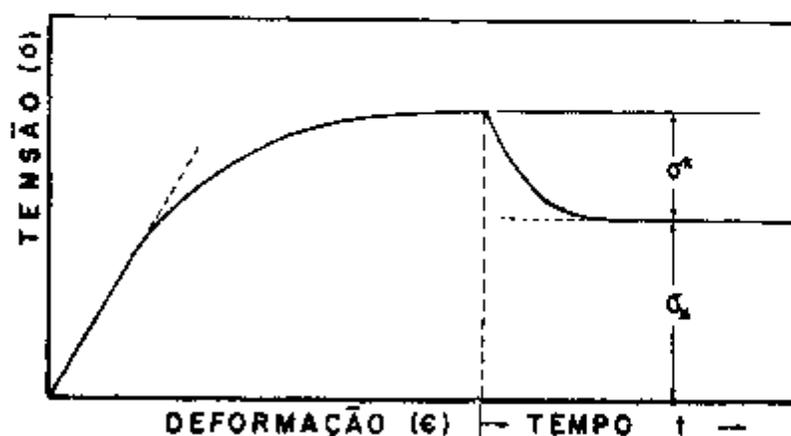


FIGURA II-14 - Curva típica de relaxação de tensão.

Quando a relaxação for completa, a tensão deve tender para σ_{μ} ($\tau_{\mu} = \sigma_{\mu} \cos\theta \cos\beta$, onde: $\cos\theta$ e $\cos\beta$ = fatores geométricos) e a quantidade total de tensão relaxada /

deve corresponder à tensão térmica (σ^*). (73). Entretanto, a relaxação dificilmente se completa num tempo finito e para longos períodos pode ocorrer recuperação ou ancoramento de discordâncias (15).

Li (40, 58), sugeriu um outro tipo de análise para o método da relaxação de tensão, o que tornou possível a determinação dos parâmetros de ativação térmica / em um tempo finito. Verificou-se que quando σ_v , ρ e m^* são constantes, a tensão de relaxação pode ser ajustada a uma relação do tipo:

$$\sigma - \sigma_v = K (t + a)^{-n} \quad (\text{II-21})$$

onde: t = tempo de relaxação

$$n = \frac{1}{m^* - 1}$$

a = constante que deve ser determinada experimentalmente.

$\tau = \sigma \cos\theta \cos\phi$, onde $\cos\theta \cos\phi$ = fatores geométricos.

Pela equação (II-21), um gráfico bilogarítmico de $\frac{\delta\sigma}{\delta t} \times t$ deve ser linear para longos tempos de relaxação. A partir da inclinação da curva pode-se determinar o parâmetro m^* . Uma curva deste tipo é ilustrada na

fig. II - 15 para a relaxação do ferro de alta pureza.

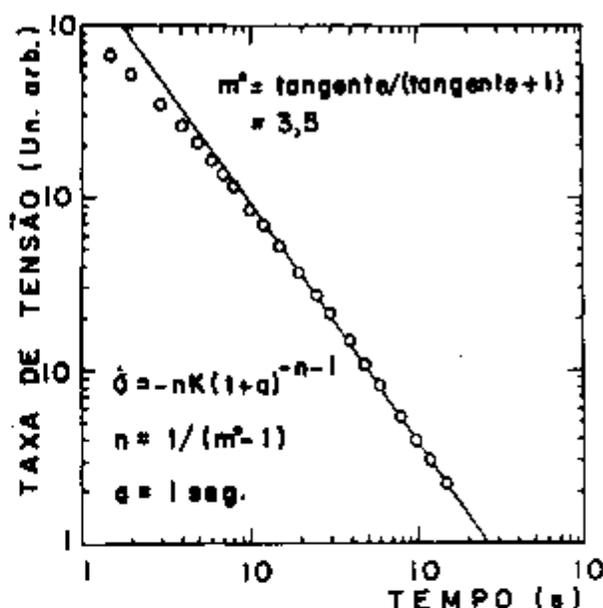


FIGURA II - 15 - Determinação de m^* para a relaxação de tensão do ferro de alta pureza (58).

Por outro lado, a tensão atérmica é obtida pela extrapolação no eixo de σ , a longos tempos, a curva $\frac{-\dot{\sigma}}{a \log t} \times \sigma$. A fig. II-16 ilustra a tensão atérmica obtida para ferro de alta pureza.

Se a tensão atérmica permanece constante durante o período de relaxação, a variação de tensão é devida somente ao decréscimo da tensão térmica. Sob estas condições pode ser mostrado que:

$$\frac{d\tau^*}{d \ln \dot{\gamma}} = \frac{d(\sigma^* \cos\theta \cos\phi)}{d \ln \dot{\epsilon}} = \frac{d(\sigma \cos\theta \cos\phi)}{d \ln(-\dot{\sigma})} = \lambda = \frac{KT}{V^*} \quad (\text{II-22})$$

onde: $\cos\theta$, $\cos\phi$ = fatores geométricos

O volume de ativação (V^*) pode ser obtido através da tangente da curva $\ln(-\dot{\sigma}) \times \sigma$.

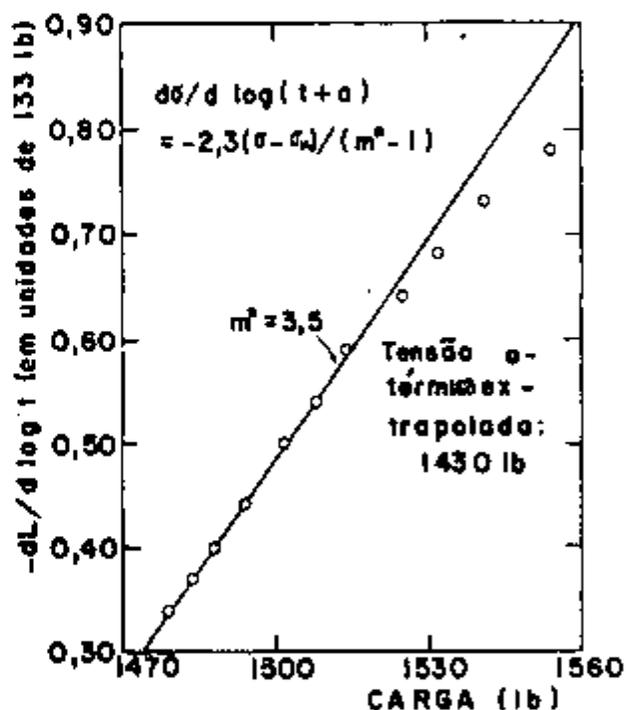


FIGURA II-16 - Determinação da tensão atômica através da relaxação de tensão para o Fe de alta pureza (58).

Como visto, o requisito fundamental /

para a aplicação deste método é que a estrutura se mantenha constante durante o período de relaxação. Para verificar/ se ocorreu qualquer recuperação, envelhecimento dinâmico ou encruamento, basta que a máquina seja ligada novamente com a mesma velocidade de deformação depois da relaxação. Se a tensão/ de escoamento atingir o mesmo nível, pode-se dizer que a microestrutura permaneceu constante e que o tempo de relaxação não foi muito longo.

Outro fator importante que deve ser levado em consideração num ensaio de relaxação de tensão, é a relaxação da própria máquina de ensaio ⁽⁷¹⁾. A determina- ção da tensão interna (σ_y) e do parâmetro m^* pode ser afeta- da seriamente se este fato não for levado em consideração . A correção pode ser feita deformando elasticamente um corpo/ de prova rígido e registrar a relaxação da máquina para o tempo normal de uso.

Além destes, outros métodos menos con- sagrados tem sido utilizados em determinadas condições. Por exemplo, o método baseado na propagação da banda de Lüders / tem fornecido valores dos parâmetros de ativação similares / aos obtidos por relaxação de tensão ou mudança na velocidade de deformação para a deformação plástica do latão α ⁽¹¹⁾.

Finalmente, para testar a validade de qualquer método utilizado na determinação dos parâmetros de

ativação térmica, compara-se os resultados obtidos indiretamente com os dados obtidos através da técnica de "etch-pit", raio - X ou microscopia eletrônica.

II.2.3. - MECANISMOS DE DEFORMAÇÃO DE MATERIAIS CRISTALINOS

Os mecanismos de deformação de materiais cristalinos são caracterizados pela interação das discordâncias com os vários tipos de obstáculos. Os principais mecanismos são classificados de acordo com a geometria dos / obstáculos e também de acordo com os meios pelos quais as discordâncias vencem estes obstáculos. Desta forma, quando flutuações térmicas auxiliam as discordâncias e vencerem os obstáculos, o mecanismo é denominado termicamente ativado. Quando o processo de deformação independe da temperatura o mecanismo correspondente é denominado de atérmico.

Dentro deste panorama, a classificação dos principais mecanismos de deformação é apresentada na tabela II-1:

Por outro lado, como já foi afirmado anteriormente, a magnitude dos parâmetros de ativação térmica e sua dependência com a temperatura, tensão e deformação, auxiliam na identificação dos mecanismos de deformação plástica. Os parâmetros calculados experimentalmente são compa

Tipos de Obstáculos	Tipo de mecanismo	Exemplos representativos
Localizados	Termicamente ativado $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp \left(- \frac{\Delta G}{RT} \right)$ ΔG - estatístico.	Florestas de discordâncias repulsivas. Campos de tensões de átomo de soluto. Centros de deformações tetragonais. Zonas de Guinier-Preston.
	Térmico o/ou atômico	Danos de radiação. Precipitações coerentes. Junções atrativas.
	Atômico $\tau_{\mu} = \tau_{\mu_0} \frac{\mu}{\mu_0}$	Precipitados incoerentes. Campos de tensões de longo alcance.
Lineares	Termicamente ativado $\dot{\epsilon} = \dot{\epsilon}_0 \exp \left(- \frac{\Delta G}{RT} \right)$ ΔG - não-estatístico	Mecanismo de Peierls. Deslizamento cruzado. Recombinação. Pseudo mecanismo de Peierls. Dissociação Cottrell-Lomer.
	Térmico ou atômico	Desancoramento de Fisher. Desancoramento de Suzuki.
	$\tau_A = \tau_A$ (orden)	Ordem de curto alcance. Ordem de longo alcance.
Volumétricos	Atômico $\dot{\epsilon} = \beta \tau$	Termoelástico Espalhamento de fonons. Viscosidade de fonons. Viscosidade de elétrons.
		Relativístico.

TABELA II-1 - Classificação dos principais mecanismos de de formação plástica de materiais cristalinos (29-a).

Mecanismos	AR (b)	l (b)	Comentários
Pellets-Substrato	~ 1	1 - 20	v independente da deformação; ΔE_0 é relacionado com a energia de linha da discordância.
Arresto de defeitos pontuais	~ 1	$1 - 10^3$	ΔE_0 é dado pela energia de migração do defeito pontual; aplica-se preferencialmente para dislocâncias em ombra.
Interação de defeitos pontuais	< 10	$1 - 10^2$	v deve ser relacionado com a concentração de tipos de defeitos pontuais que controlam a deformação; pode depender da deformação se esta altera a distribuição ou concentração de defeitos pontuais.
Interação de discordâncias	< 10	$> 10^3$	v deve decrescer (e v aumentar) com o aumento da densidade de florestas de discordâncias, i.e., depende da deformação.
Movimento de "jogs" não-conservativo	~ 1	$10 - 10^3$	ΔE_0 é dado pela energia de auto-difusão (ou metais); aplica-se exclusivamente para discordâncias em hélices. v depende da deformação, sobretudo quanto o empilhamento de "jogs" térmico ou dinâmico.
Associação ("Climb") de discordâncias	~ 1	~ 1	ΔE_0 é dado pela energia de auto-difusão; aplica-se exclusivamente para discordâncias de caráter cúbico.
Movimento de "jogs" conservativo	~ 1	$10 - 10^3$	Aplica-se apenas para discordâncias em hélices. v depende da deformação de maneira idêntica a do movimento de "jogs" não-conservativo.
Deslizamento cruzado ("Cross-slip")	~ 1	$10 - 10^2$	Aplica-se apenas para discordâncias em hélices; muitas vezes torna-se o mecanismo controlador / quando as discordâncias estão dissociadas de tal maneira que o ΔE inclui um termo relacionado com a energia de criação.
Interação de dipolos de discordâncias	1 - 10	$> 10^3$	v decresce com o aumento da densidade de dipolos com a deformação.

TABELA II-2 - Características dos principais mecanismos termicamente ativados (30).

rados aos determinados para mecanismos específicos. Para identificação do mecanismo de deformação, os parâmetros calculados experimentalmente podem ser comparados com as características de vários processos de ativação, equivalentes a da tabela II-2.

II.2.4. - MECANISMOS DE DEFORMAÇÃO DE LIGAS BIFÁSICAS

A determinação dos parâmetros de ativação térmica tem sido amplamente utilizada na identificação dos mecanismos de deformação plástica de metais de estrutura CCC (10, 14, 19, 32, 40, 61, 78), CFC (11, 13, 55, 63, 66), HC (22, 24, 27, 64, 74), cristais iônicos (5, 6, 34, 54, 72) e compostos intermetálicos (65, 75).

Entretanto, já foi afirmado anteriormente, poucos trabalhos visando o estudo dos mecanismos de deformação de sistemas bifásicos tem sido publicados.

A liga Cu- 40%Zn é constituída de duas fases α e β , de estruturas CFC e CCC, respectivamente, e o seu comportamento plástico deverá ser de algum modo dependente do comportamento destes constituintes. Portanto, o conhecimento do mecanismo de deformação de cada fase isoladamente, auxilia na análise dos mecanismos de deformação da liga.

Balasubramaniam e outros ⁽¹¹⁾, estudaram a deformação plástica da liga Cu-Zn- α policristalina / através da dinâmica de discordâncias e fizeram as seguintes / observações:

- a. A tensão aplicada assim como a tensão atérmica / não variam muito com a temperatura, para a mesma liga e ao mesmo nível de deformação. Verificou-se que o comportamento plástico da liga Cu - Zn - α é de natureza essencialmente atérmica.
- b. Independentemente da composição química da liga, a tensão atérmica corresponde aproximadamente 90 - 95% da tensão aplicada.
- c. O encruamento da liga é devido ao aumento da tensão atérmica com a deformação. A tensão / térmica permanece praticamente constante.
- d. Para a liga Cu - Zn com alto teor de zinco, a tensão atérmica (encruamento) provém principalmente do empilhamento ou arranjos planares de discordâncias.

O caráter atérmico da liga Cu-Zn- α / foi confirmado por Andrade e outros ⁽⁴⁾, que verificaram ser

a sua tensão de deformação independente da temperatura ou da taxa de deformação. Constataram também que o encruamento da liga Cu - Zn - α policristalina é devido à interação atômica do empilhamento de discordâncias produzido durante a deformação com as discordâncias geometricamente necessárias / para manter a compatibilidade entre os grãos.

Por outro lado, poucos trabalhos que estudem especificamente o mecanismo de deformação da liga Cu - Zn - β através da dinâmica de discordâncias são disponíveis na literatura. Estudos de deformação da liga Cu - Zn - β de estrutura ordenada, determinam um pico na curva de limite de escoamento em função da temperatura, em torno de 200°C (7, 33, 81) (fig.II-17). Este comportamento é atribuído ao efeito da orientação sobre o escorregamento / transversal das discordâncias em hélices $\langle 111 \rangle$ para o plano de maclação (112) (81). Recentemente, verificou-se que o mesmo pico ocorre para a liga bifásica Cu - 40%Zn, caracterizando a influência da fase β na deformação plástica/destas ligas (3). Porém, o limite de escoamento da liga Cu - Zn - β a baixas temperaturas ($< - 20^\circ\text{C}$), possui características típicas dos metais de estrutura CCC, quando o limite aumenta de maneira acentuada com a diminuição de temperatura (7) (fig. II-17).

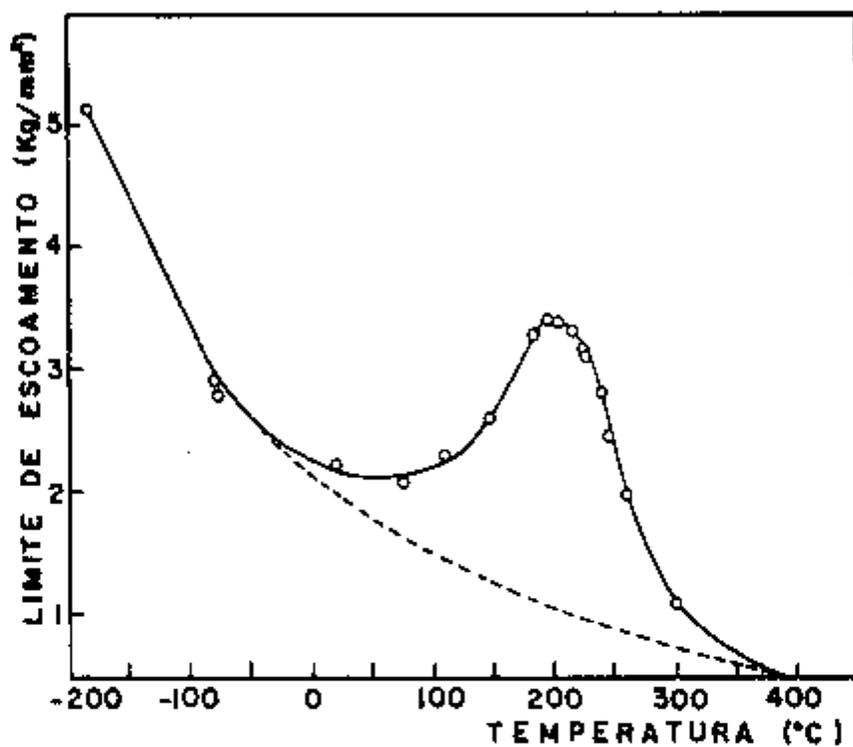


FIGURA II-17 - Curva de limite de escoamento em função da temperatura para a liga Cu - Zn - β ⁽⁷⁾.

CAPÍTULO III - MATERIAL E DESCRIÇÃO EXPERIMENTAL

III.1. - MATERIAL

Para o desenvolvimento do trabalho, utilizou-se de uma liga cobre-40%zinco policristalina de pureza comercial. O material foi recebido através da Eagle Metal Company, Seattle, Washington (EUA), na forma de chapa laminada e recozida, com espessura de aproximadamente 1,34 mm.

Este tipo de liga preenche certos requisitos básicos necessários para o desenvolvimento do trabalho. Esta liga possui duas fases de estruturas cristalinas diferentes, em proporções que podem ser controladas através/ de tratamentos térmicos adequados.

A estrutura cristalina e a proporção/ das fases constituintes da liga, podem ser caracterizadas de um modo mais conveniente através do diagrama de equilíbrio / correspondente ao sistema cobre-zinco. Este diagrama é mos- trado na figura III-1. A liga de cobre com 40% de zinco é constituída de duas fases α e β de estruturas cristalinas / CFC e CCC, respectivamente, na faixa de temperaturas entre / 454 e 775°C. Além disso, a proporção das fases varia ao longo desta faixa de temperatura. Esta estrutura mantém-se à temperatura ambiente, se a liga for resfriada rapidamente/

(têmpera). Por este processo, consegue-se uma fase β de estrutura ordenada à temperatura ambiente.

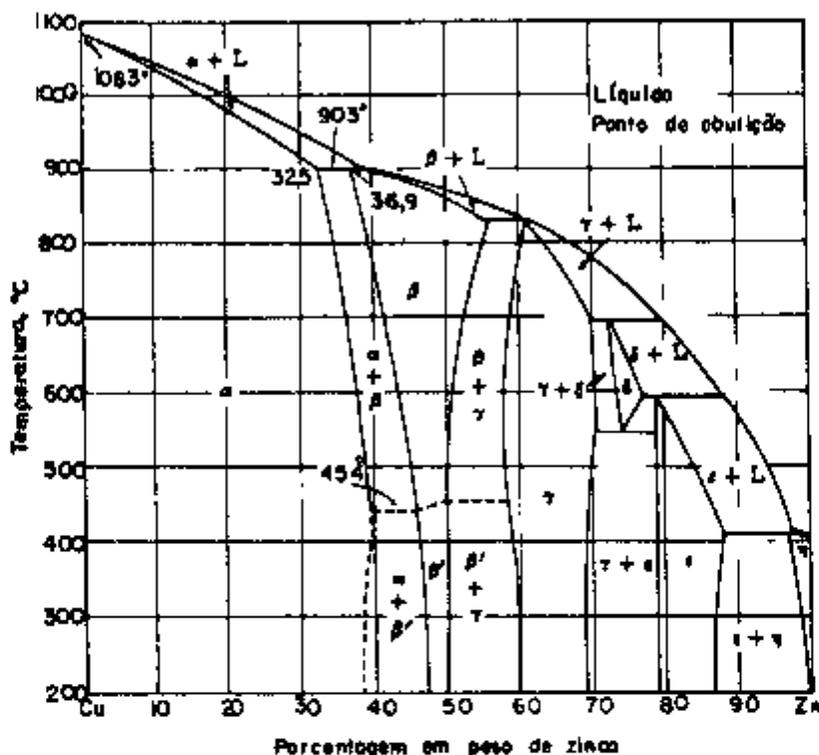


FIGURA III-1 - Diagrama de equilíbrio Cobre-Zinco.

III.2 - TRATAMENTO TÉRMICO

A partir da chapa, corpos-de-prova padrão para ensaios mecânicos (fig. III-2) foram confeccionados por estampagem em matriz. O formato e dimensões são aqueles especificados pela norma E.8 da ASTM ⁽²⁾ para corpos-de-prova planos. Todos os corpos-de-prova foram confeccionados no

sentido longitudinal ao de laminação da liga.

O objetivo do tratamento térmico é o de obter diferentes proporções das fases constituintes na liga, através da variação de temperatura de tratamento, conforme descrito no Ítem III.1.

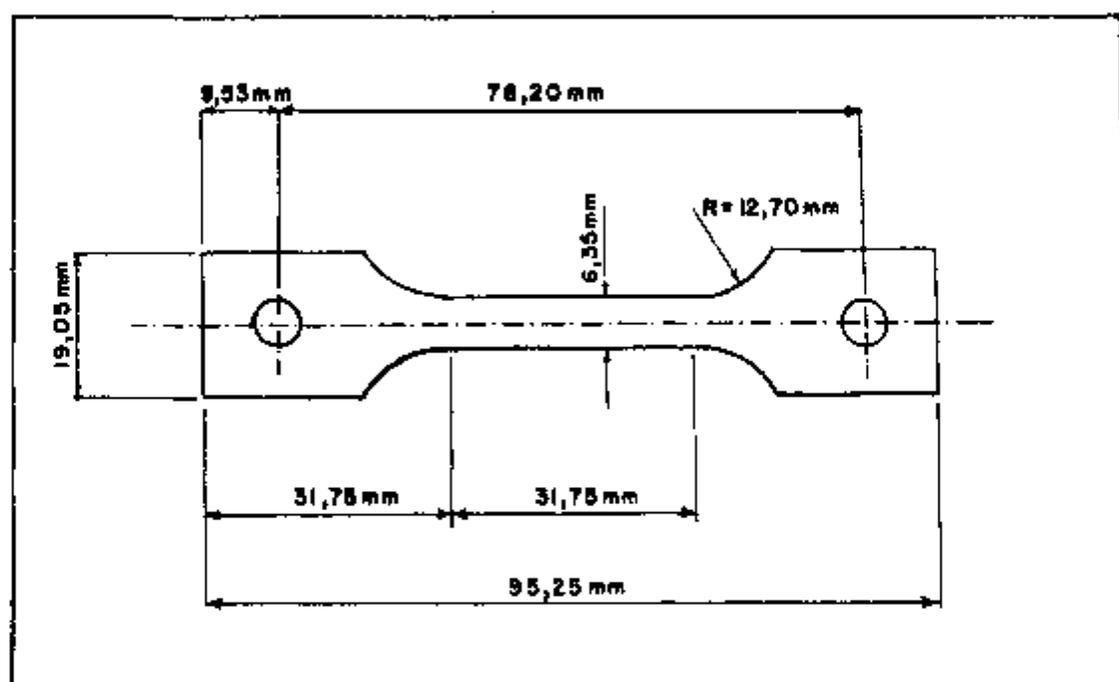


FIGURA III-2 - Corpo-de-prova padrão para ensaios mecânicos (especificação E.8 - ASTM).

Inicialmente, os corpos-de-prova foram devidamente lixados e encapsulados em tubos de quartzo / sob vácuo de aproximadamente 10^{-4} Torr para evitar qualquer tipo de oxidação durante o tratamento térmico. Para minimi

zar a dezincagem superficial, os corpos-de-prova foram enrolados em folhas de latão u e colocados no interior da cápsula juntamente com cavacos do mesmo material de estudo.

O sistema utilizado para o tratamento térmico é esquematizado na fig. III.3. Foi utilizado um forno vertical de resistência elétrica marca Instron mod. A 1017-301. O forno consiste de três zonas de aquecimento/ e permite operar com temperaturas entre 400 e 1200°C. O controle de temperatura foi realizado por intermédio de um controlador de temperatura marca Instron mod. 3112. A temperatura medida foi aquela correspondente à superfície da cápsula e foi realizada através de um termopar de cromel-alumel. A millivoltagem correspondente foi medida através de um potenciômetro fabricado por Leeds & Northrup (mod. 8686). O sistema permite a queda livre da cápsula e o seu rápido / resfriamento em meio líquido.

O ciclo de tratamento térmico utilizado na obtenção de frações volumétricas desejadas é mostrado/ na fig. III-4. As temperaturas de tratamento térmico (T_t) corresponderam à faixa de 500 a 700°C.

Inicialmente, para qualquer tratamento térmico, o sistema foi aquecido a 750°C e, após estabilizado, mantido a esta temperatura durante 20 minutos para a solubilização. Em seguida, foi resfriado para a temperatu-

ra de tratamento térmico (T_t) estabelecido, e mantido durante 20 minutos para solubilização após a estabilização de temperatura. Finalmente, foi temperado em água à temperatura ambiente. A variação de temperatura para qualquer medida foi de aproximadamente $\pm 1^\circ\text{C}$.

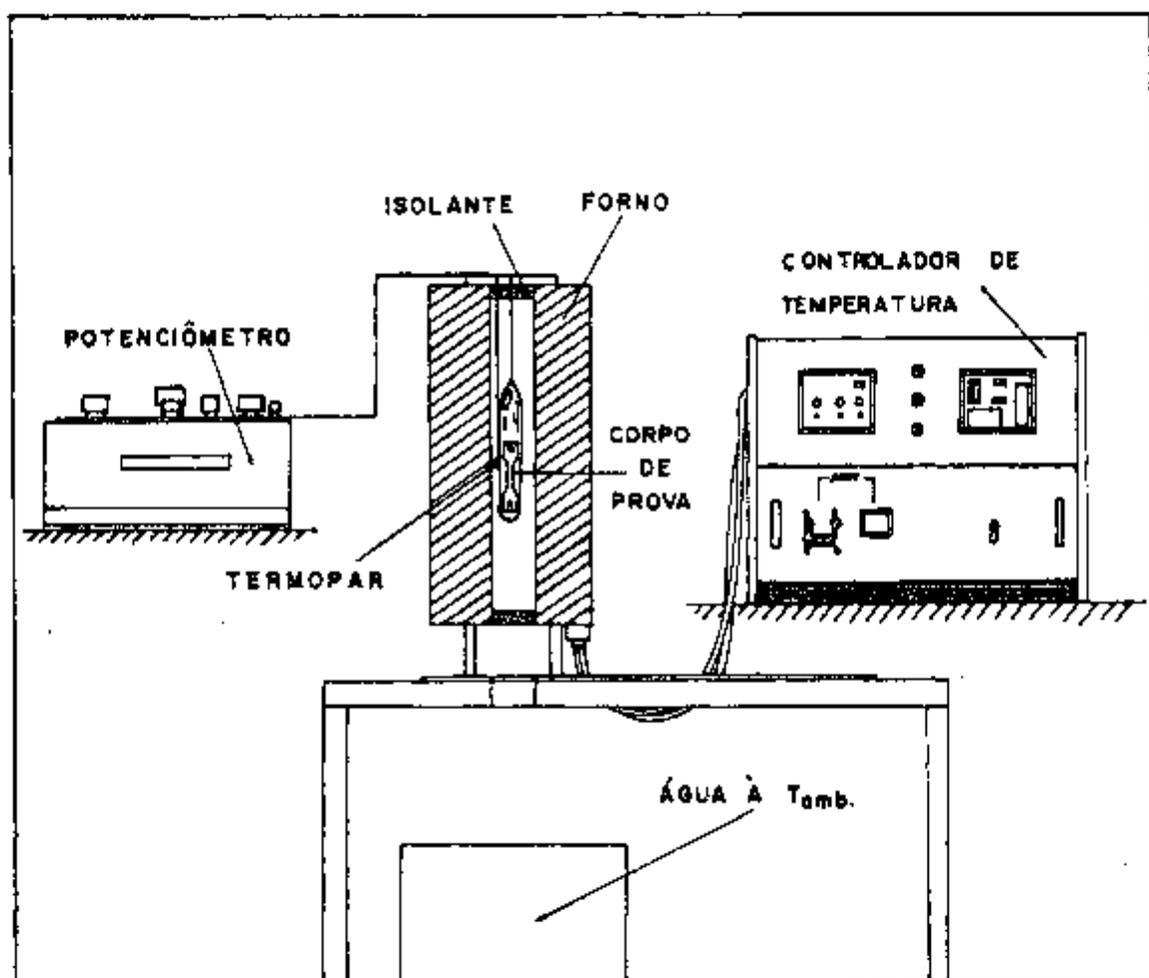


FIGURA III-3 - Esquema do sistema de tratamento térmico para obtenção de frações volumétricas variáveis na liga Cu - 40% Zn.

Como o tratamento térmico visa somente a obtenção de frações volumétricas variáveis, é necessário verificar se a dureza das fases manteve-se constante para as diferentes temperaturas de tratamento térmico. Para tanto, medidas de microdureza Vickers foram realizadas após o tratamento térmico em ambas as fases da liga e são apresentadas na tabela III-1. Cada valor corresponde a uma média / de 12 medidas de microdureza. Nota-se uma constância nos valores de microdureza, se considerado o desvio-padrão da média.

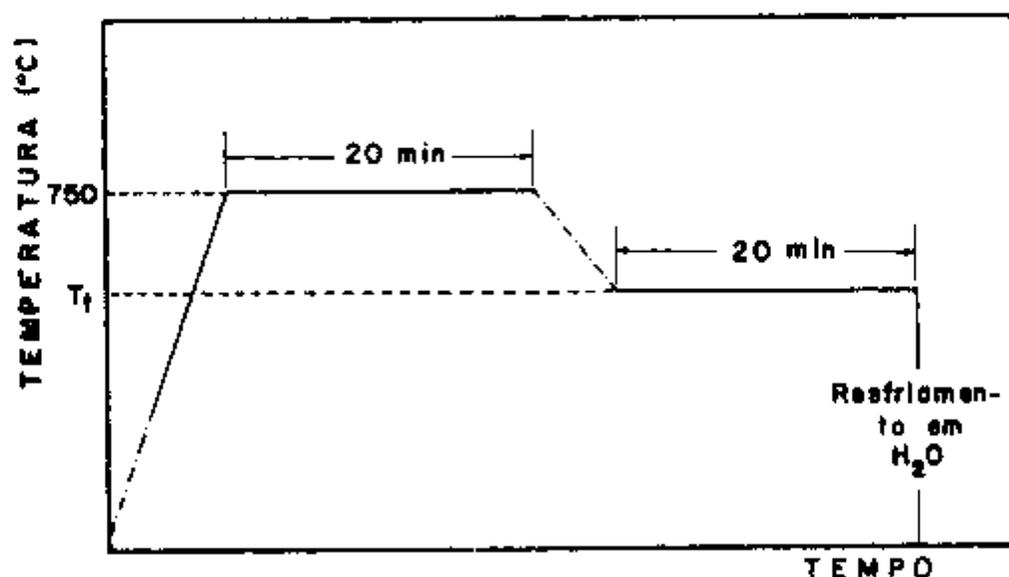


FIGURA III-4 - Ciclo de tratamento térmico para obtenção/ de diferentes frações volumétricas na liga Cu - 40% Zn.

Temperatura de tratamento término (°C)	Microdureza Vickers (Hv)	
	Fase α	Fase β
500	69,09 \pm 7,83	114,118 \pm 8,32
600	68,87 \pm 4,41	119,14 \pm 8,68
700	73,16 \pm 9,10	119,18 \pm 17,87
Sem tratamento térmico	77,19 \pm 4,96	134,93 \pm 8,34

TABELA III-1 - Microdureza Vickers (Hv) na fase α e fase β da liga Cu - 40% Zn para diferentes temperaturas de tratamento térmico (carga = 50g)

III.3 - CARACTERIZAÇÃO MICROESTRUTURAL

Após o tratamento térmico, uma amostra retirada do comprimento útil de um corpo-de-prova foi embutida em baquelite no sentido longitudinal ao de laminação para a caracterização da microestrutura. A amostra foi também embutida através de sua seção reta para avaliar o grau de dezincagem superficial.

O polimento das amostras foi realizado, inicialmente, em uma série de lixas de SiC com granula-

ções entre 180 e 600 μm . Seguiu-se o polimento em pasta de diamante de 6 μm e posteriormente em uma solução aquosa de alumina- γ de 0,05 μm . Finalmente, foi efetuado um rápido polimento eletrolítico em uma solução com 40% de H_3PO_4 em água destilada. O polimento foi realizado sob agitação / constante à temperatura ambiente, e uma voltagem de aproximadamente 2,7 V. O tempo de polimento foi o mínimo possível / (- 3-5s) para evitar o ataque localizado intenso sobre a fase β .

A solução química utilizada para a revelação da microestrutura da liga é apresentada na tabela / III-2. O procedimento que forneceu resultados mais satisfatórios foi o de rápida imersão da amostra na solução por um período de aproximadamente 3s. Quando necessário, o procedimento foi repetido por duas ou três vezes. Esta solução / escurece somente a fase β , sendo praticamente inativa à fase α . Os contornos de grão e de macla da fase α podem ser revelados através do ataque dessa solução por um tempo mais / longo.

As microestruturas correspondentes às temperaturas de tratamento térmico de 500, 600 e 700 $^{\circ}\text{C}$, são mostradas nas figuras III-5 a III-7, respectivamente. As micrografias foram obtidas através de um microscópio ótico acoplado ao Micro-Videomat Zeiss (12). Nota-se que os grãos das fases constituintes são praticamente equiaxiais.

Componentes químicos da solução para ataque químico	Concentração em volume (ml)
Ácido Clorídrico (HCl)	30
Cloreto férrico	10
Água destilada	100

TABELA III-2 - Solução para ataque químico da liga Cu-40% Zn.

A fração volumétrica das fases α e β , correspondente a cada temperatura de tratamento térmico utilizada, é apresentada na tabela III-3. As medidas foram feitas através de metalografia quantitativa automática (12), utilizando-se de um Micro-Videomat Zeiss. A medição foi bastante precisa, devido ao alto contraste apresentado entre as fases.

A determinação do tamanho de grão das amostras, foi realizada através da contagem automática em um Micro-Videomat Zeiss (12), e os resultados são apresentados na tabela III-4 para as diferentes temperaturas de tratamento térmico da liga. Verifica-se que o tamanho de grão / das fases α e β , mantém-se praticamente constante para qual-

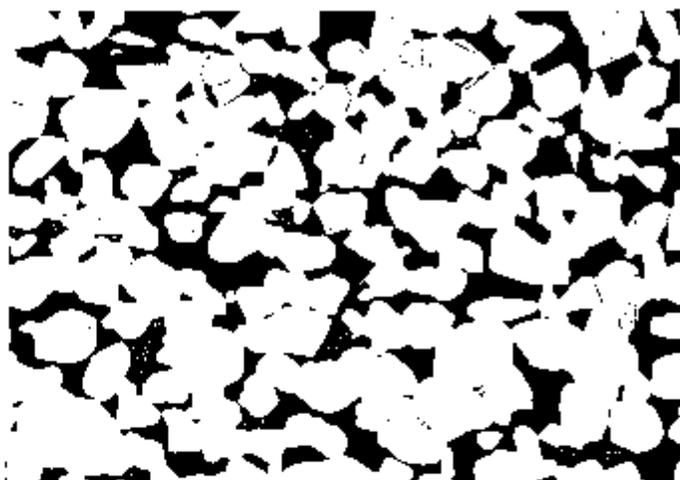


FIGURA III-5 - Microes-
trutura da liga Cu -
40% Zn tratada termi-
camente a 500°C.
Aumento: 260 X

FIGURA III-6 - Microes-
trutura da liga Cu-
40% Zn tratada termi-
camente a 600°C.
Aumento: 260 X

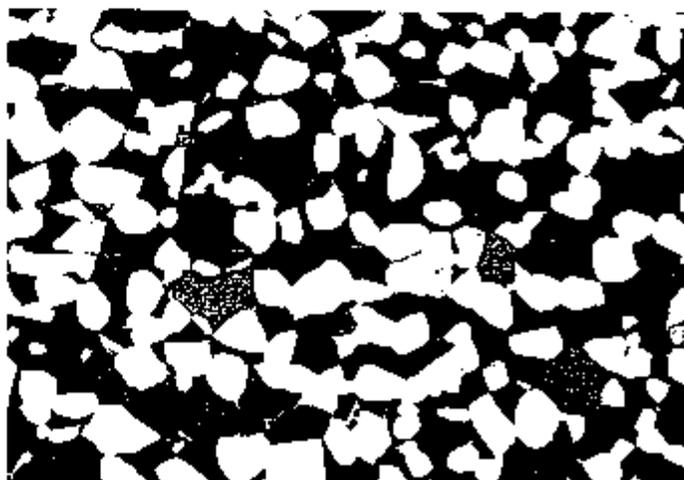
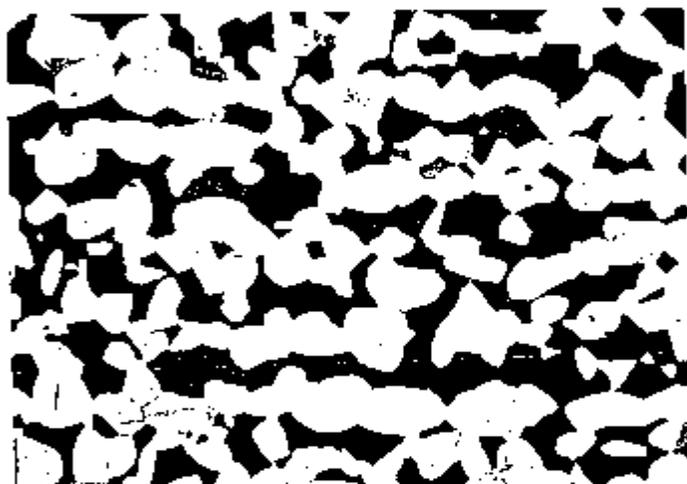


FIGURA III-7 - Microes-
trutura da liga Cu-
40% Zn tratada termi-
camente a 700°C.
Aumento: 260 X

quer temperatura de tratamento térmico utilizada.

Temperatura de tratamento térmico (°C)	Fração Volumétrica de fase β (V_{β}) (%)
500	21,5 ± 2,2
600	30,4 ± 1,8
700	41,2 ± 1,5

TABELA III-3 - Fração volumétrica de fase β da liga Cu-40% Zn para diferentes temperaturas de tratamento térmico (T_t).

Temperatura de tratamento térmico (°C)	Tamanho de grão (μm)	
	Fase α	Fase β
500	29,0 ± 4,3	28,1 ± 4,8
600	30,7 ± 2,1	29,9 ± 2,6
700	30,3 ± 3,7	30,8 ± 4,6

TABELA III-4 - Tamanho de grão das fases da liga Cu-40%Zn para diferentes temperaturas de tratamento térmico.

Pela microestrutura correspondente à seção da amostra, verificou-se que praticamente não ocorreu dezincagem superficial para qualquer temperatura de tratamento térmico utilizada.

III.4 - ENSAIOS MECÂNICOS

Ensaios de tração foram realizados / nos corpos-de-prova da liga Cu-40% Zn com diferentes frações volumétricas, conforme caracterizadas no ítem III.3.

Para cada tipo de liga, realizou-se / dois tipos de ensaios mecânicos:

1. Ensaio de tração utilizando taxa de deformação constante.
2. Ensaio de tração utilizando mudança na taxa de deformação durante o ensaio.

Os equipamentos e temperaturas de ensaio utilizados, juntamente com a descrição detalhada dos tipos de ensaios mencionados serão, a seguir, apresentados.

III.4.1. - Equipamentos e temperaturas de ensaios utilizados

Todos os ensaios de tração foram executados numa máquina universal para ensaios mecânicos Instron mod. 1125 com capacidade nominal de até 10 ton. Dentre os inúmeros recursos que a máquina oferece, os mais utilizados / foram os seguintes:

1. Seletor de velocidades do travessão da máquina na faixa de 0,05 a 500 mm/min em treze intervalos discretos.
2. Seletor de velocidades do papel do registrador/ na faixa de 1 a 1000 mm/min em dez intervalos discretos.
3. Supressão de zero simples ou através de 10 etapas, as quais permitem aumentar a sensibilidade do fundo de escala estabelecido em até 10 vezes.

A armação especial utilizada para ensaios de tração nas temperaturas criogênicas é esquematizada na fig. III-8. Todo o sistema com o corpo-de-prova é imerso no banho criogênico através da utilização de um criostato. Os banhos criogênicos e temperaturas correspondentes, que

foram utilizados nos ensaios de tração são:

1. Nitrogênio líquido - 77K.
2. Solução estabilizada de gelo seco e acetona comercial - 193 K.

Além das temperaturas acima mencionadas, os ensaios foram também realizados à temperatura ambiente utilizando-se da mesma armação. Tal procedimento, foi utilizado com o propósito de manterem inalteradas as condições de ensaio.

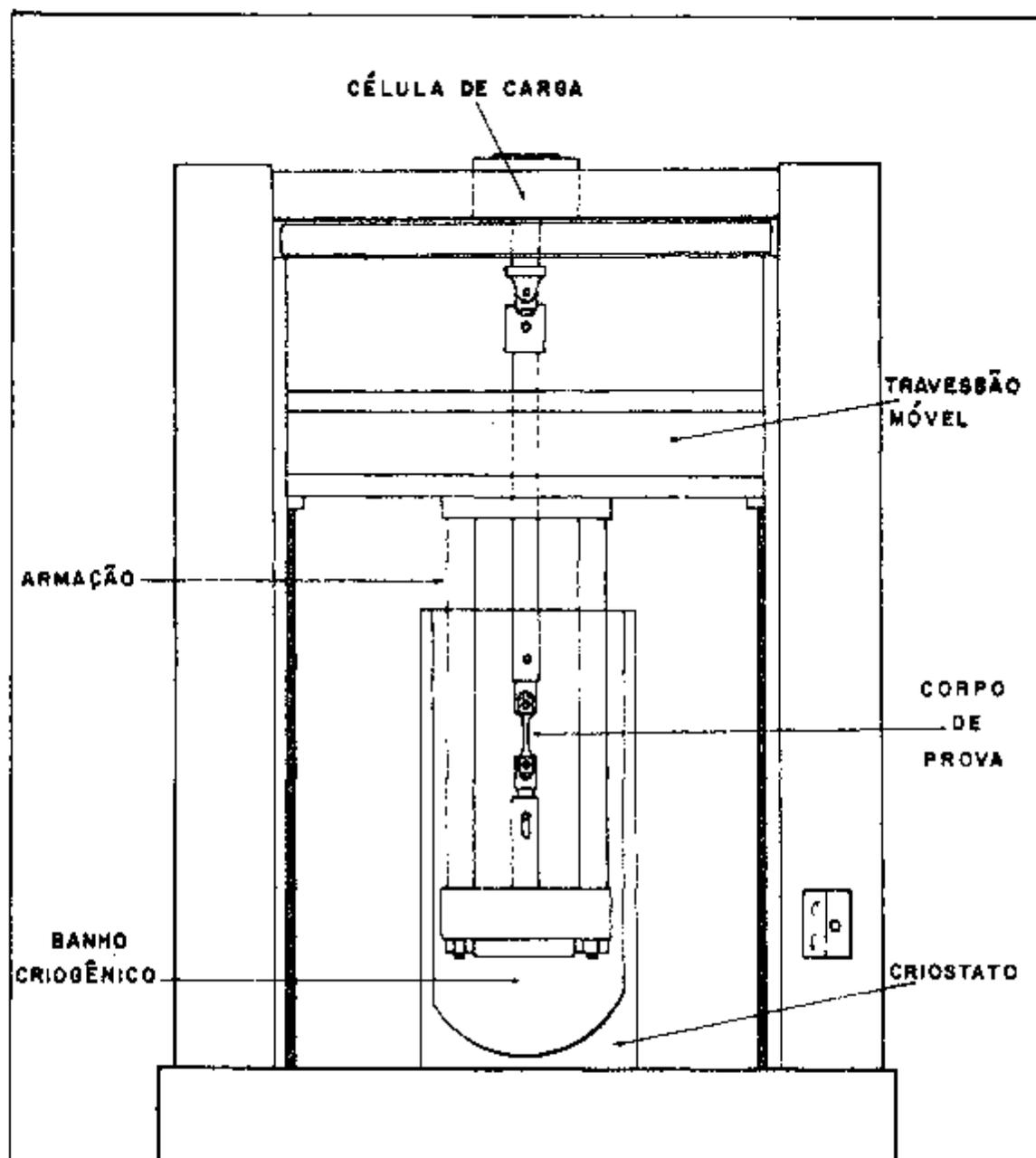


FIGURA III-8 - Armação especial para ensaios de tração às temperaturas criogênicas.

III.4.2. - Ensaio de tração utilizando taxa de deformação constante

Com este tipo de ensaio, determinou -se a curva tensão-deformação para cada corpo-de-prova ensaiado. As frações volumétricas das ligas ensaiadas foram (item III.3): 21,5; 30,4 e 41,2%. Para qualquer tipo de liga, a temperatura de ensaio utilizada foi de 77,193 e 293 K.

Os ensaios foram realizados com velocidade do travessão da máquina equivalente a 0,5 mm/min, correspondendo a uma taxa de deformação nominal do corpo-de-prova ($\dot{\epsilon}$) de $2,62 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. Utilizou-se de uma célula / de carga de 500 Kg e fundo de escala de 50 Kg através da supressão de zero em 10 etapas, permitindo leituras de até 0,5 Kg para cada divisão do papel da carta registradora.

III.4.3. - Ensaio de tração utilizando mudança na taxa de de
formação durante o ensaio

Este tipo de ensaio foi realizado de acordo com as condições estabelecidas no método experimental para determinação dos parâmetros de ativação térmica, descritos no item II.2.2.2. Os ensaios foram executados para as ligas com várias frações volumétricas de fase β , equivalen -

tes a 21,5; 30,4 e 41,2% (item III.3). Todas as ligas foram ensaiadas a 77 K e 193 K.

Uma curva tensão-deformação típica / que se obtém através destes ensaios, é mostrada na fig. II - 11 . A taxa de deformação base ($\dot{\epsilon}_1$) é aquela imposta à liga no início da deformação e antes da mudança na taxa de deformação.

Nos ensaios, utilizou-se de uma velocidade base do travessão da máquina de 0,1 mm/min, que equivale a uma taxa de deformação base do corpo-de-prova ($\dot{\epsilon}_1$) / de $5,25 \times 10^{-5} \text{ s}^{-1}$. A velocidade do travessão da máquina foi mudada para 0,01 mm/min, a qual corresponde a uma taxa de deformação do corpo-de-prova ($\dot{\epsilon}_2$) de $5,25 \times 10^{-6} \text{ s}^{-1}$. Após uma determinada quantidade de deformação (~0,2%) na segunda taxa de deformação ($\dot{\epsilon}_2$), foi retomada a taxa de deformação base ($\dot{\epsilon}_1$), completando o ciclo do método. O ciclo foi repetido por algumas vezes num mesmo corpo-de-prova, até aproximadamente 10% de deformação plástica da liga.

A célula de carga utilizada foi de 500 Kg. Utilizou-se, a 77 K, o fundo de escala equivalente a 50 Kg por intermédio da supressão de zero em 10 etapas. Isto permite a leitura de 0,5 Kg em cada divisão do papel da carta registradora. Por outro lado, o fundo de escala utilizado nos ensaios a 193 K foi de 20 Kg, obtido através do

uso simultâneo da supressão de zero simples e a de 10 etapas. Este último procedimento permite a leitura de 0,2 Kg em cada divisão do papel da carta registradora.

III.5 - OBTENÇÃO DE DADOS EXPERIMENTAIS

III.5.1. - Propriedades mecânicas

As seguintes propriedades mecânicas / foram extraídas da curva tensão-deformação nominal, obtida / através dos ensaios realizados de acordo com o procedimento / descrito no item III.4.2.:

1. Limite de escoamento (σ_y)

Como pode ser visto na figura III-9 , o limite de escoamento da liga foi considerado para a tensão correspondente a 0,002 mm/mm de deformação plástica.

2. Limite de resistência (σ_R)

Determinou-se o limite de resistência da liga (fig. III-9) através da carga máxima suportada pela mesma, anteriormente à sua ruptura.

3. Taxa de encruamento ($\theta = d\sigma / d\varepsilon$)

A taxa de encruamento da liga para /
uma determinada deformação plástica, foi calculada através /
da inclinação (θ) da curva tensão-deformação, conforme in-
dicada na fig. III-9.

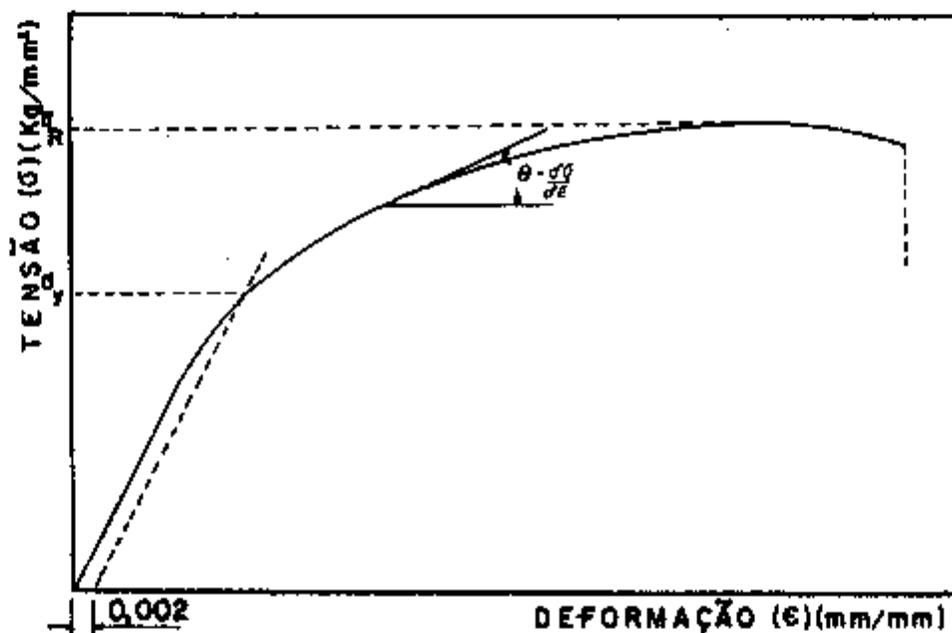


FIGURA III-9 - Curva típica de tensão-deformação à taxa de deformação constante e principais propriedades mecânicas.

III.5.2. - Parâmetros de ativação térmica

Os parâmetros de ativação térmica foram calculados utilizando-se dos dados obtidos das curvas tensão-deformação, levantadas através do procedimento descrito no item III.4.3.

Para cada mudança na taxa de deformação após determinada deformação plástica da liga, estabelece-se σ_1 para $\dot{\epsilon}_1$, e σ_2 para $\dot{\epsilon}_2$, conforme mostrado na fig. III-10.

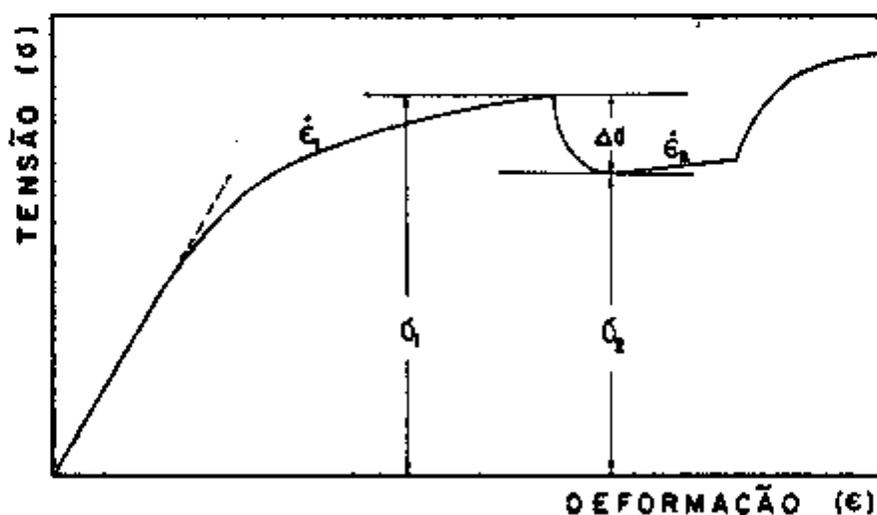


FIGURA III-10 - Curva típica de tensão-deformação com mudança na taxa de deformação durante o ensaio de tração.

A tensão térmica (σ^*) foi calculada através da equação II-18:

$$\sigma^* = \frac{m^*}{m} \sigma_a \quad (\text{II-18})$$

Considerou-se para a tensão aplicada (σ_a), a tensão correspondente à taxa de deformação base ($\dot{\epsilon}_1$), para o instante da mudança na taxa de deformação, isto é, $\sigma_a = \sigma_1$.

O parâmetro de ativação m^* foi determinado através da extrapolação para zero de deformação plástica (fig. II-12), a quantidade m definida pela equação II-17:

$$m = \frac{\ln \dot{\epsilon}_1 / \dot{\epsilon}_2}{\ln \sigma_1 / \sigma_2} \quad (\text{II-17})$$

A tensão atérmica (σ_μ) foi calculada utilizando-se da relação II-2:

$$\sigma_\mu = \sigma_a - \sigma^* \quad (\text{II-2})$$

Por outro lado, o volume de ativação/térmica foi obtido através da equação II-9:

$$V^* = \frac{2KT \ln \dot{\epsilon}_1 / \dot{\epsilon}_2}{\Delta\sigma} \quad (\text{II-9})$$

onde: $\Delta\sigma = \sigma_1 - \sigma_2$

$$K = 1,3805 \times 10^{-23} \text{ J.K}^{-1}$$

$$\frac{\dot{\epsilon}_1}{\dot{\epsilon}_2} \approx 10$$

$$T = 77 \text{ ou } 193 \text{ K}$$

$$2 = \frac{\Delta\sigma}{\Delta\tau} = \text{fator geométrico para maioria dos polí-
cristais (72).}$$

O volume de ativação foi calculado em termos do vetor de Burgers (b) da discordância. Após as devidas transformações dimensionais, as seguintes relações / foram obtidas para o cálculo do volume de ativação:

$$1. \quad V^* = \frac{30,452}{\Delta\sigma} b^3 \quad , \quad \text{para } 77 \text{ K}$$

$$2. \quad V^* = \frac{76,13}{\Delta\sigma} b^3 \quad , \quad \text{para } 193 \text{ K}$$

onde: $[\Delta\sigma] = [\text{Kg/mm}^2]$

O valor do vetor de Burgers da discor

dância (b) considerado para a liga bifásica Cu -40% Zn foi de 2,54 Å (69).

CAPÍTULO IV - RESULTADOS EXPERIMENTAIS

IV.1. - COMPORTAMENTO MECÂNICO DA LIGA Cu-40%Zn A BAIXAS TEMPERATURAS

IV.1.1. - Curvas tensão-deformação

O efeito da temperatura nas curvas / tensão-deformação da liga Cu-40% Zn é apresentado nas figuras IV-1 a IV-3 para frações volumétricas da fase β (V_{β}) / iguais a 21,5 ; 30,4 e 41,2%, respectivamente. Observa-se que a tensão de escoamento para uma determinada deformação, aumenta com a diminuição de temperatura, para todas as ligas estudadas. Além disso, vê-se claramente que este aumento é mais acentuado para decréscimo da temperatura de 193 a 77 K que o de 293 a 193 K, na maior parte da curva tensão-deformação.

IV.1.2. - Limite de escoamento (σ_y)

A fig. IV-4 mostra o efeito da temperatura e fração volumétrica da fase β (V_{β}) no limite de escoamento da liga Cu-40% Zn. O limite de escoamento aumenta com a diminuição de temperatura, aproximadamente de 10-15% /

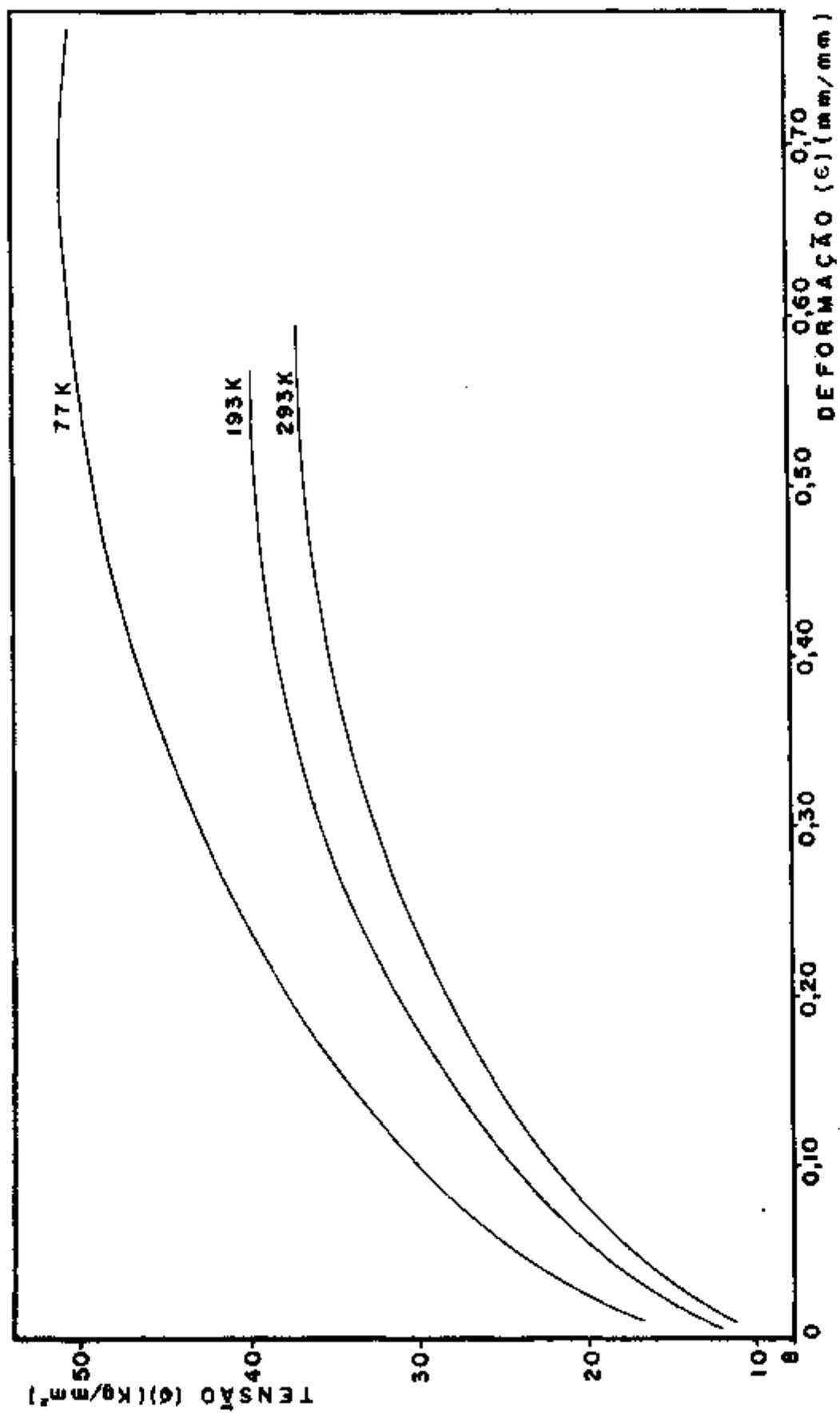


FIGURA IV-1 - Curvas tensão-deformação para a liga Cu-40% Zn com $V_B = 21,5\%$ a 77, 193 e 293 K.

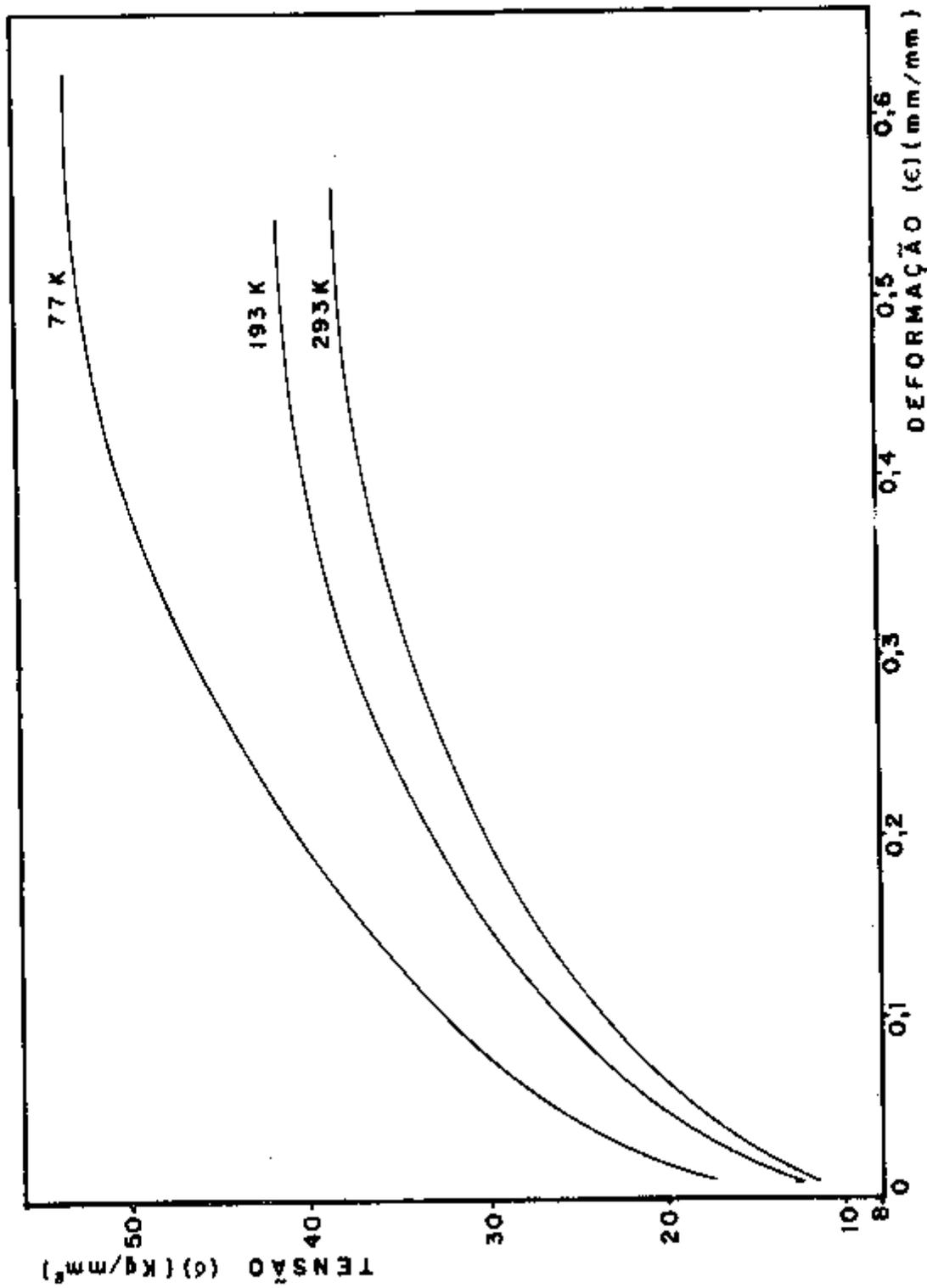


FIGURA IV-2 - Curvas tensão-deformação para a liga Cu-40% Zn com $V_{\beta} = 30,48$ a 77, 193 e 293 K.

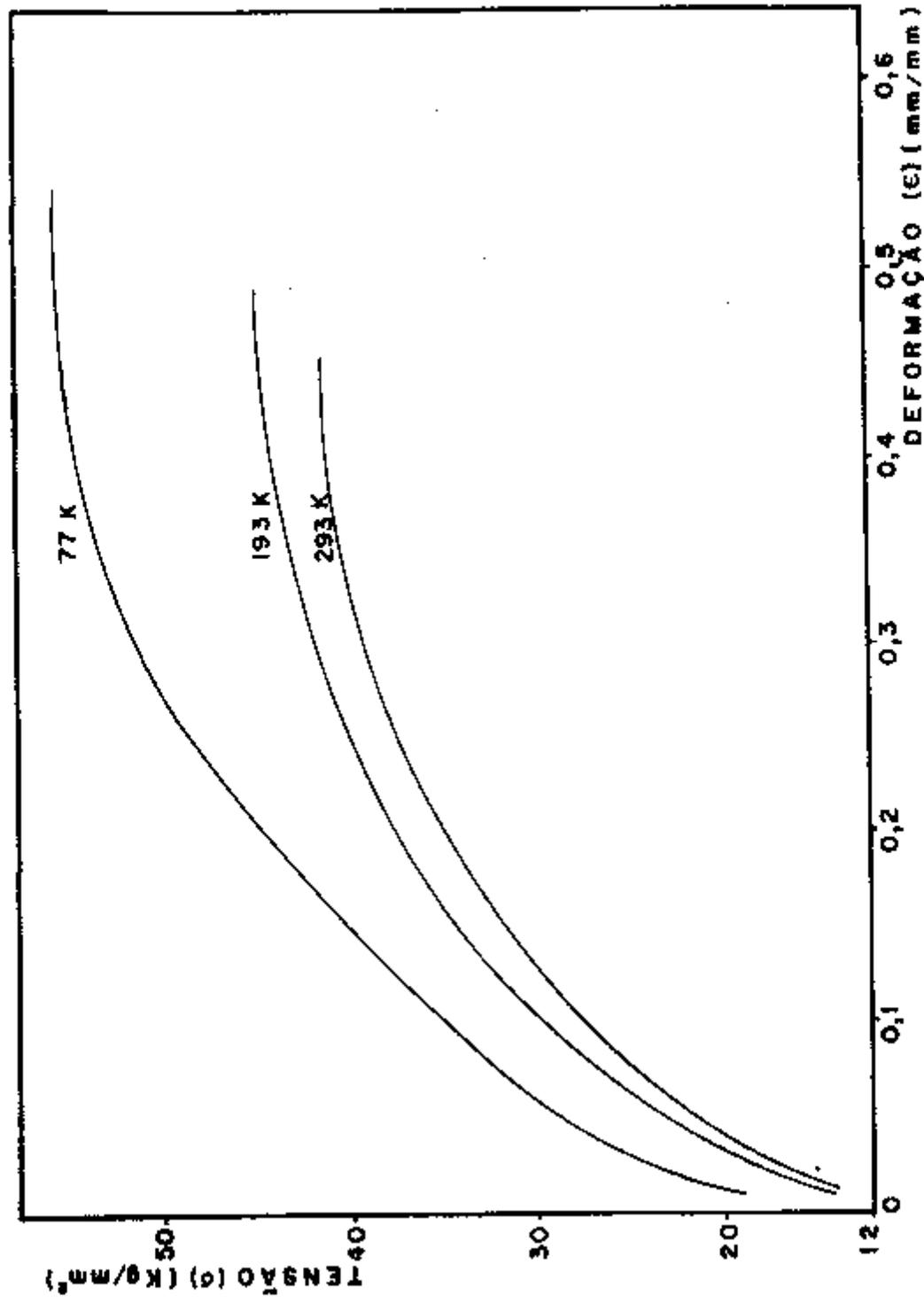


FIGURA IV-3 - Curvas tensão-deformação para a liga Cu-40% Zn com $V_{\beta} = 41,2\%$ a 77, 193 e 293 K.

para o intervalo de temperatura entre 293 e 193 K e 35 - 40% para o intervalo de 193 e 77 K.

A influência da fração volumétrica no limite de escoamento da liga, pode ser visualizada de um modo mais conveniente através da fig. IV-5. Nota-se que a 293 K, a influência da fração volumétrica é pequena entre / 21,5% e 30,4% (~ 2%), se comparada ao aumento do limite de escoamento para 41,2% (-18%). Nas demais temperaturas, a 193 K e 77 K, o limite de escoamento aumenta praticamente na mesma proporção (10 - 15%) para quantidades de fase β compreendidas entre 21,5% e 41,2%.

IV.1.3. - Limite de resistência (σ_R)

O efeito da temperatura e fração volumétrica da fase β (V_β) no limite de resistência da liga Cu-40% Zn é mostrado na fig. IV-6.

O limite de resistência aumenta com a diminuição de temperatura para todas as ligas com diferentes frações volumétricas. Este aumento é de aproximadamente 10% para o intervalo de temperatura entre 293 K e 193 K e 30% para o intervalo de 193 K a 77 K. Por outro lado, o limite / de resistência aumenta continuamente com a fração volumétrica de fase β entre 21,5% e 41,2%, conforme a fig. IV-7. Ve

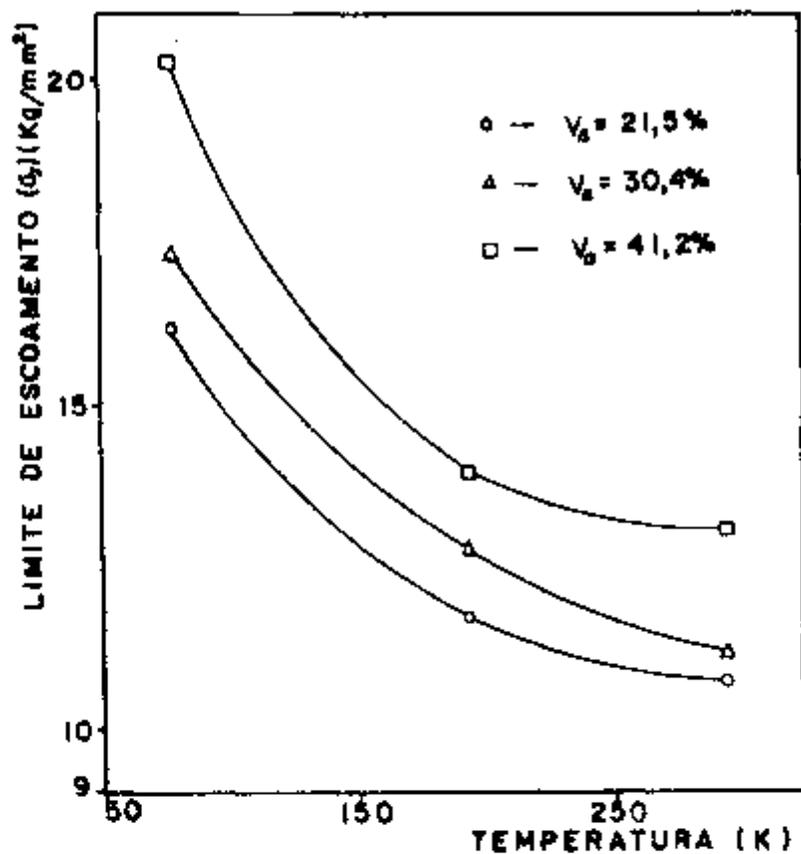


FIGURA IV-4- Efeito da temperatura e fração volumétrica da fase β (V_β) no limite de escoamento da liga Cu-40%Zn

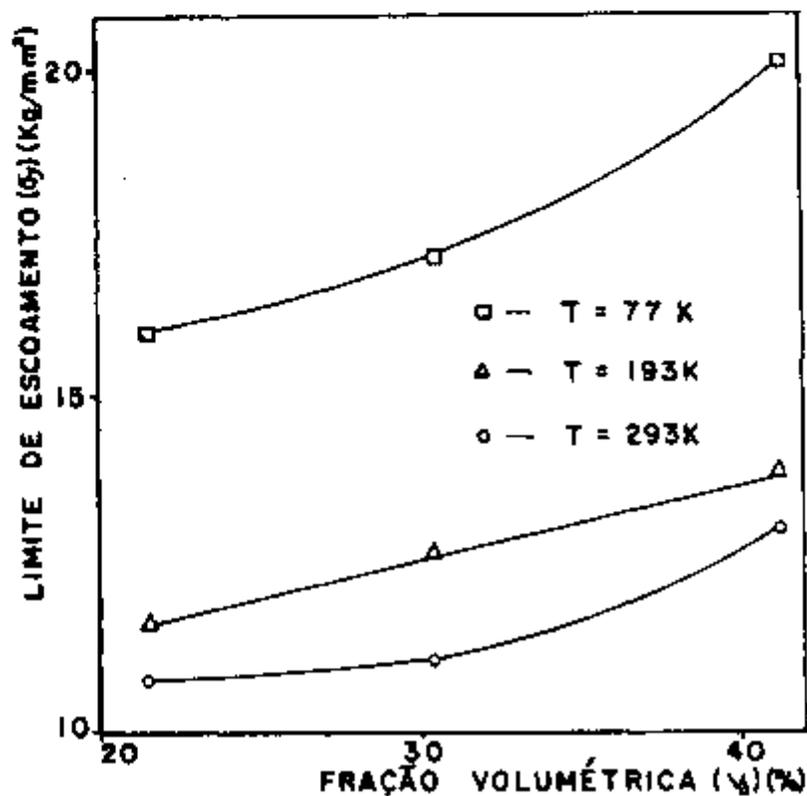


FIGURA IV-5- Efeito da fração volumétrica (V_β) no limite de escoamento da liga Cu-40% Zn.

rifica-se que o comportamento da curva é o mesmo para as três temperaturas utilizadas, com o aumento do limite de resistência de aproximadamente 5 - 8% para cada aumento na fração volumétrica.

IV.1.4. - Taxa de encruamento ($\theta = \frac{d\sigma}{d\epsilon}$)

A taxa de encruamento em função da deformação para a liga Cu-40% Zn é mostrada para as diferentes frações volumétricas nas figuras IV-8 a IV-10, para 77, 193 e 293 K, respectivamente. Observa-se que a 193 K e 293 K, o comportamento da taxa de encruamento é o usualmente observado para a maioria dos policristais. Nestas temperaturas, a taxa de encruamento decresce continuamente com a deformação plástica para qualquer fração volumétrica. Vê-se também que a taxa de encruamento aumenta com a quantidade de segunda fase notadamente nos estágios iniciais da deformação. Após aproximadamente 27% de deformação, as taxas de encruamento tendem a valores constantes para todas as ligas com diferentes frações volumétricas.

Por outro lado, a 77 K, é observado um pico na taxa de encruamento após uma determinada quantidade de deformação. Nota-se que além da intensidade do pico ser proporcional à quantidade de segunda fase, o mesmo ocorre em

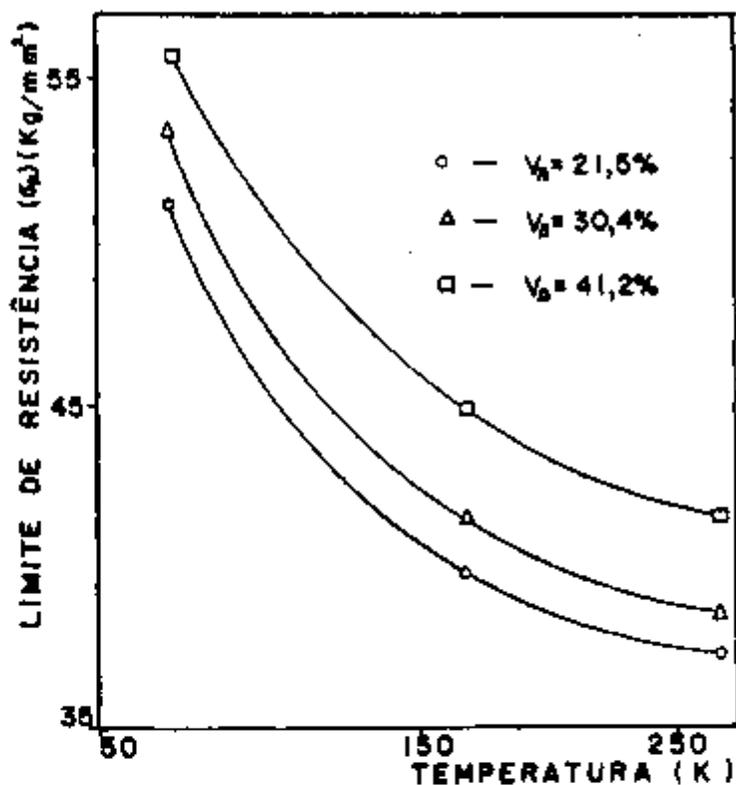


FIGURA IV-6 - Efeito da temperatura e fração volumétrica de fase β (V_β) no limite de resistência da liga Cu-40% Zn.

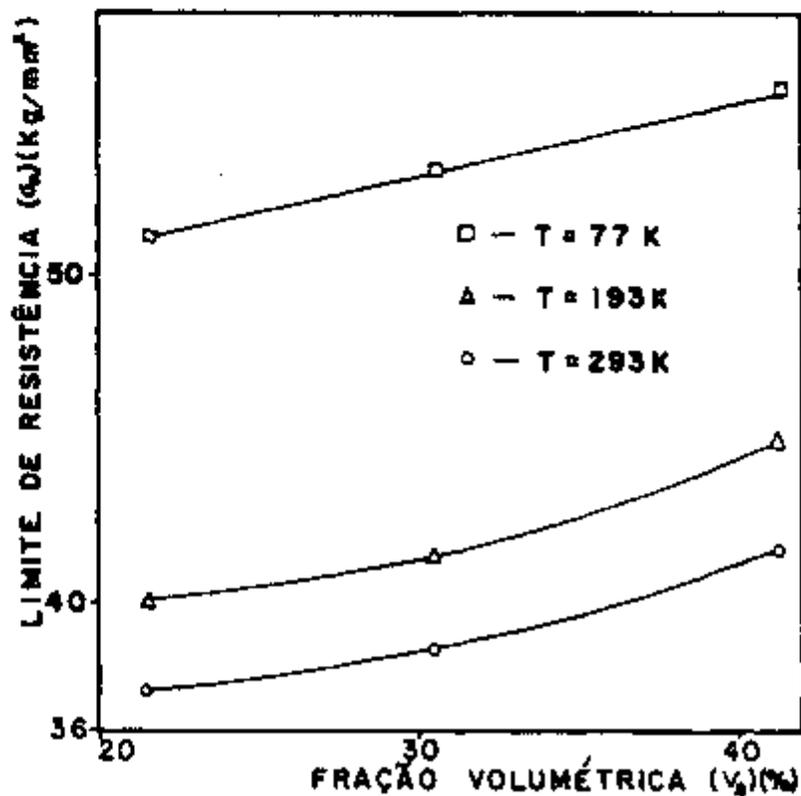


FIGURA IV-7-Efeito da fração volumétrica (V_β) / no limite de resistência da liga Cu-40% Zn.

níveis diferentes de deformação plástica. A deformação correspondente ao pico é de aproximadamente 15% e 22% para 41,2% e 30,4% de fase β , respectivamente. Entretanto, para a liga com 21,5% de fase β , o pico na taxa de encruamento não é detectado.

IV.2 - MECANISMOS DE DEFORMAÇÃO DA LIGA Cu-40% Zn A BAIXAS TEMPERATURAS

IV.2.1. - Componentes térmica e atérmica da tensão de formação

As componentes térmica e atérmica / da tensão de escoamento plástico da liga Cu-40% Zn foram determinadas através do ensaio de mudança na taxa de deformação (Ítem III.4.3.), utilizando-se do procedimento descrito/ no ítem III.5.2. Na figura IV-11 é mostrada uma curva típica para o cálculo de m^* , correspondente a 77 K e ligas com diferentes frações volumétricas de fase β .

As figuras IV-12 a IV-14, representam as curvas das componentes térmica e atérmica da deformação, correspondentes aos ensaios realizados nas ligas com 21,5 ; 30,4 e 41,2% de fase β , respectivamente, para 77 K .

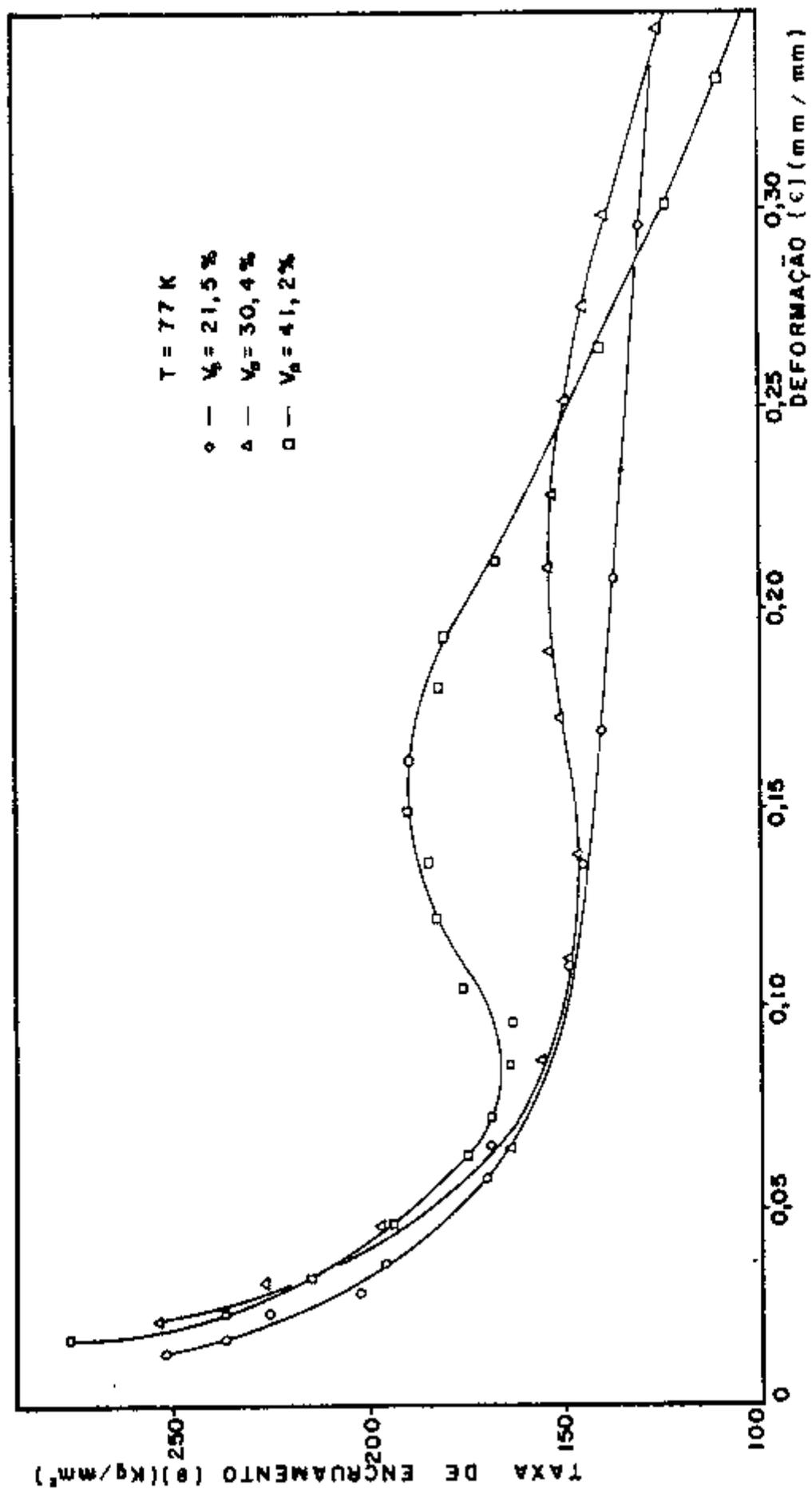


FIGURA IV-8 - Curvas de taxa de encruamento em função da deformação para a liga Cu-40% Zn com 21,5 ; 30,4 e 41,2% de fase β a 77 K.

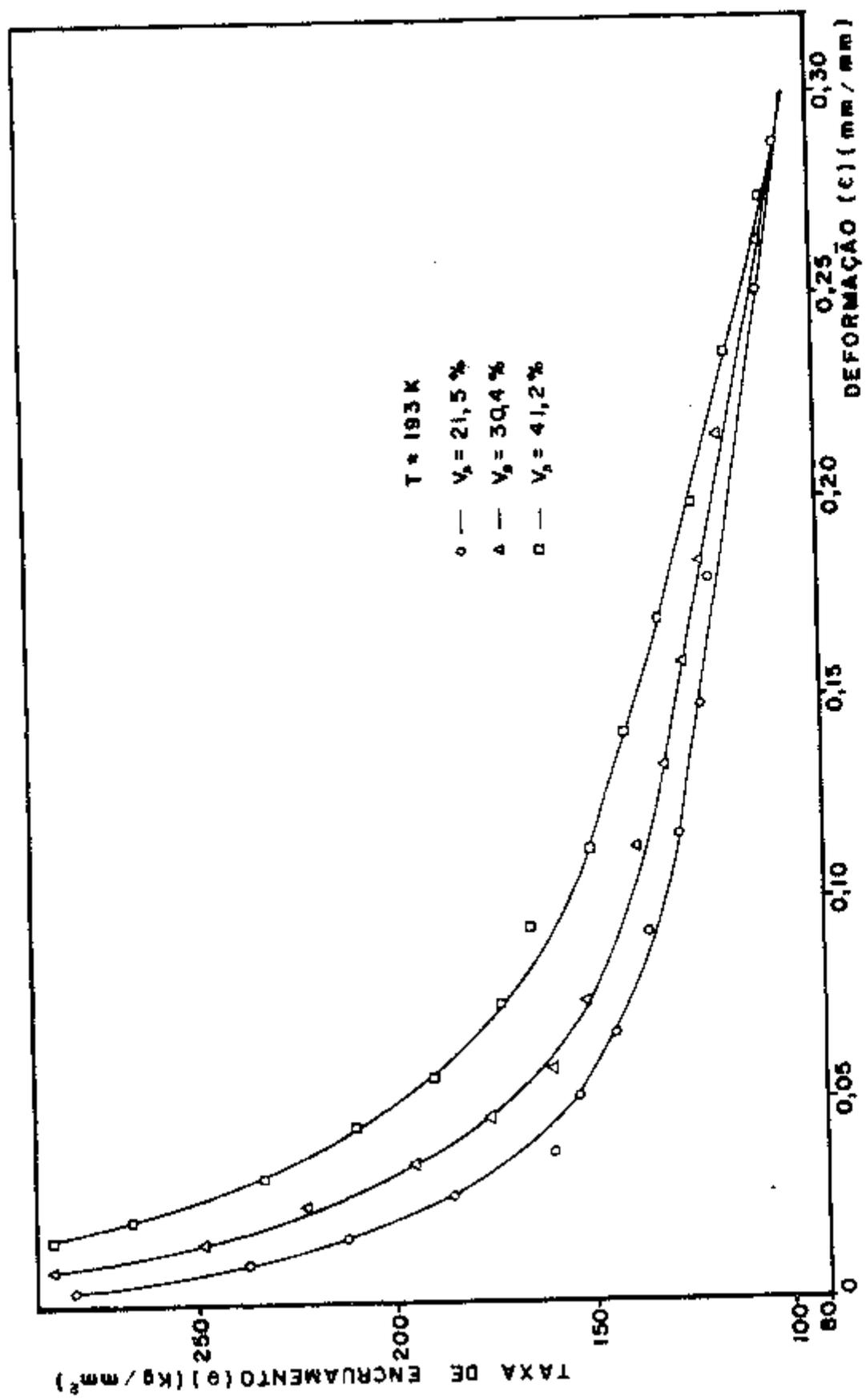


FIGURA IV-9 - Curvas de taxa de encruamento em função da deformação para a liga Cu-40% Zn com 21,5 ; 30,4 e 41,2% de fase β a 193 K.

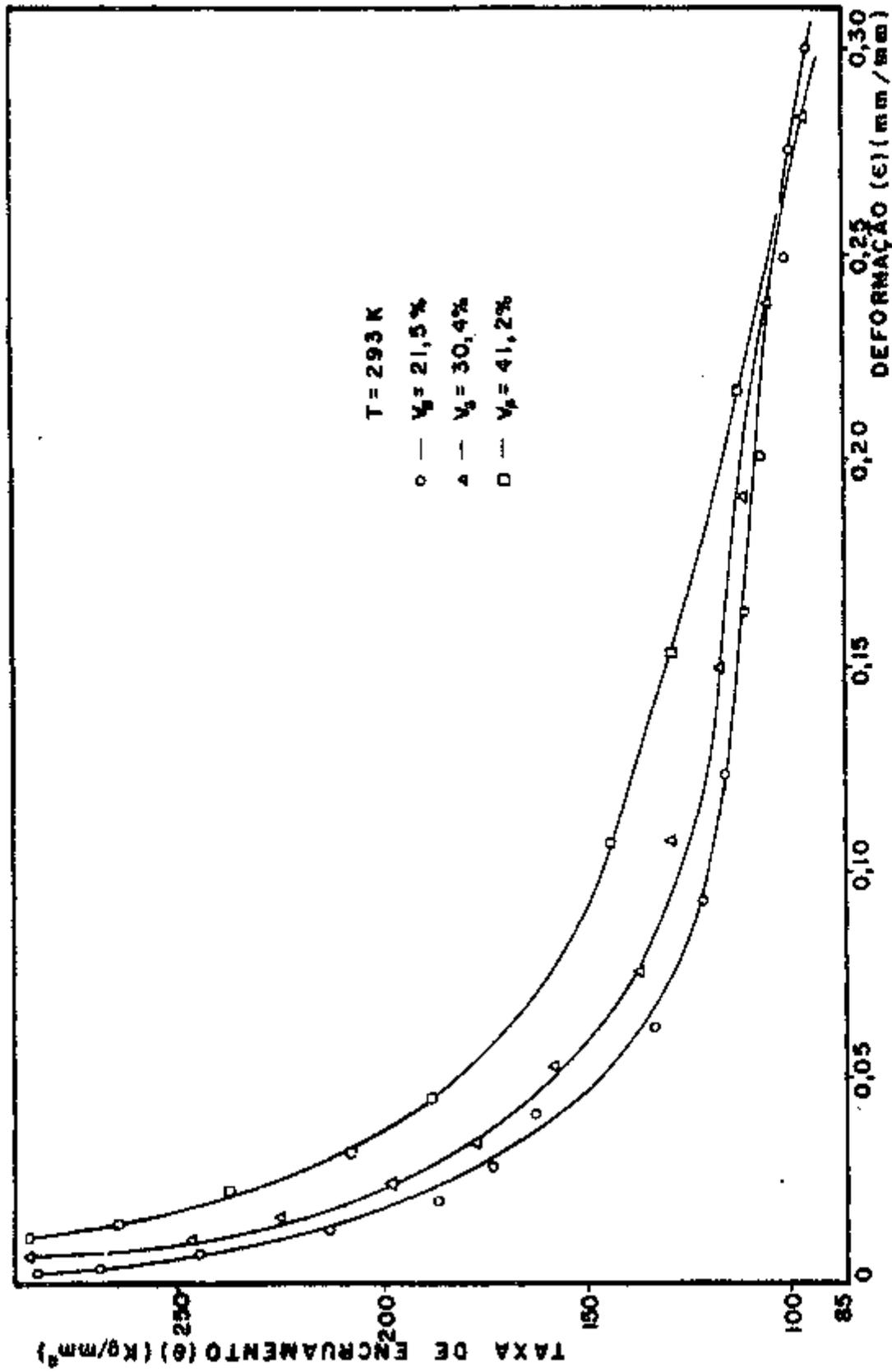


FIGURA IV-10 - Curvas de taxa de encruamento em função da deformação para a liga Cu-40% Zn com . 21,5 ; 30,4 e 41,2% de fase β a 293 K.

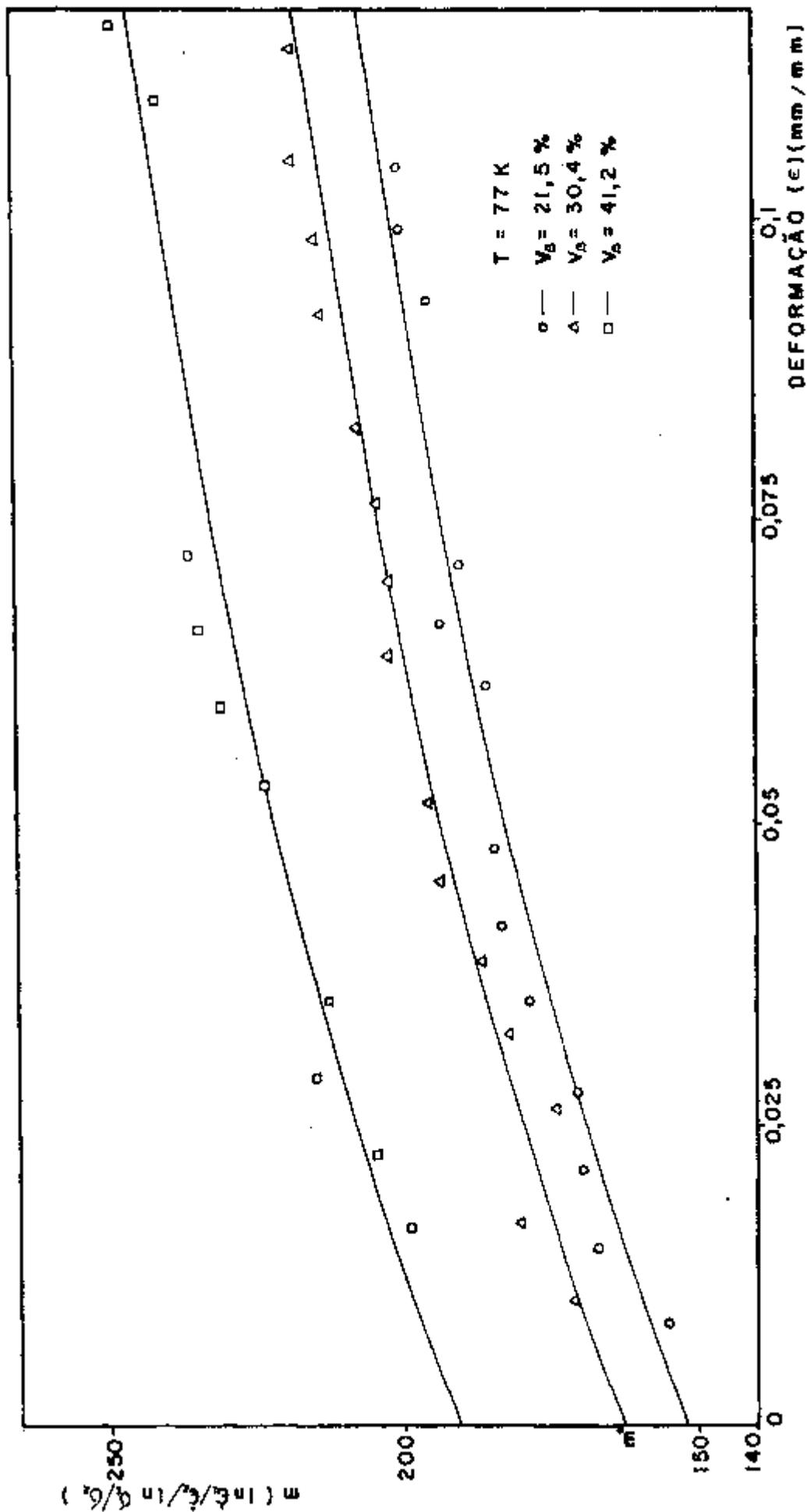


FIGURA IV-11 - Curva típica m x ϵ para cálculo de m^* . $T = 77\text{ K}$ para $V_\beta = 41,2$, $30,4$ e $21,5\%$.

Verifica-se que nos estágios iniciais da deformação, a tensão térmica corresponde praticamente a 90 - 95% da tensão aplicada, para as ligas com qualquer fração volumétrica. Por outro lado, a tensão atérmica aumenta de modo mais acentuado que a tensão térmica com a deformação, contribuindo em maior proporção para o encruamento da liga. O aumento da tensão atérmica é de aproximadamente 8 Kg/mm^2 até 10% de deformação, e da térmica de aproximadamente 4 Kg/mm^2 .

O efeito da fração volumétrica de fase β nas componentes da tensão de deformação da liga, é mostrado na fig. IV-15 para 77 K. Observa-se que ao aumento / da quantidade de fase β na liga, corresponde tão somente ao aumento da tensão térmica. Este aumento é da ordem de 2 Kg/mm^2 para a proporção das fases entre 21,5% e 30,4%, ao longo de toda a deformação estudada, e de aproximadamente / 3 Kg/mm^2 para proporções de fase β entre 30,4% e 41,2%. A tensão atérmica é praticamente independente da fração volumétrica de fase β .

As figuras IV-16 a IV-18, mostram as curvas de tensão térmica e atérmica para as ligas com 21,5 ; 30,4 e 41,2% de fase β , respectivamente, a 193 K. Observa-se que praticamente 85 - 90% da tensão aplicada é térmica / nos estágios iniciais da deformação. Nas ligas com 21,5% e 30,4% de fase β , tanto a tensão térmica como a atérmica contribuem praticamente nas mesmas proporções para o encruamen-

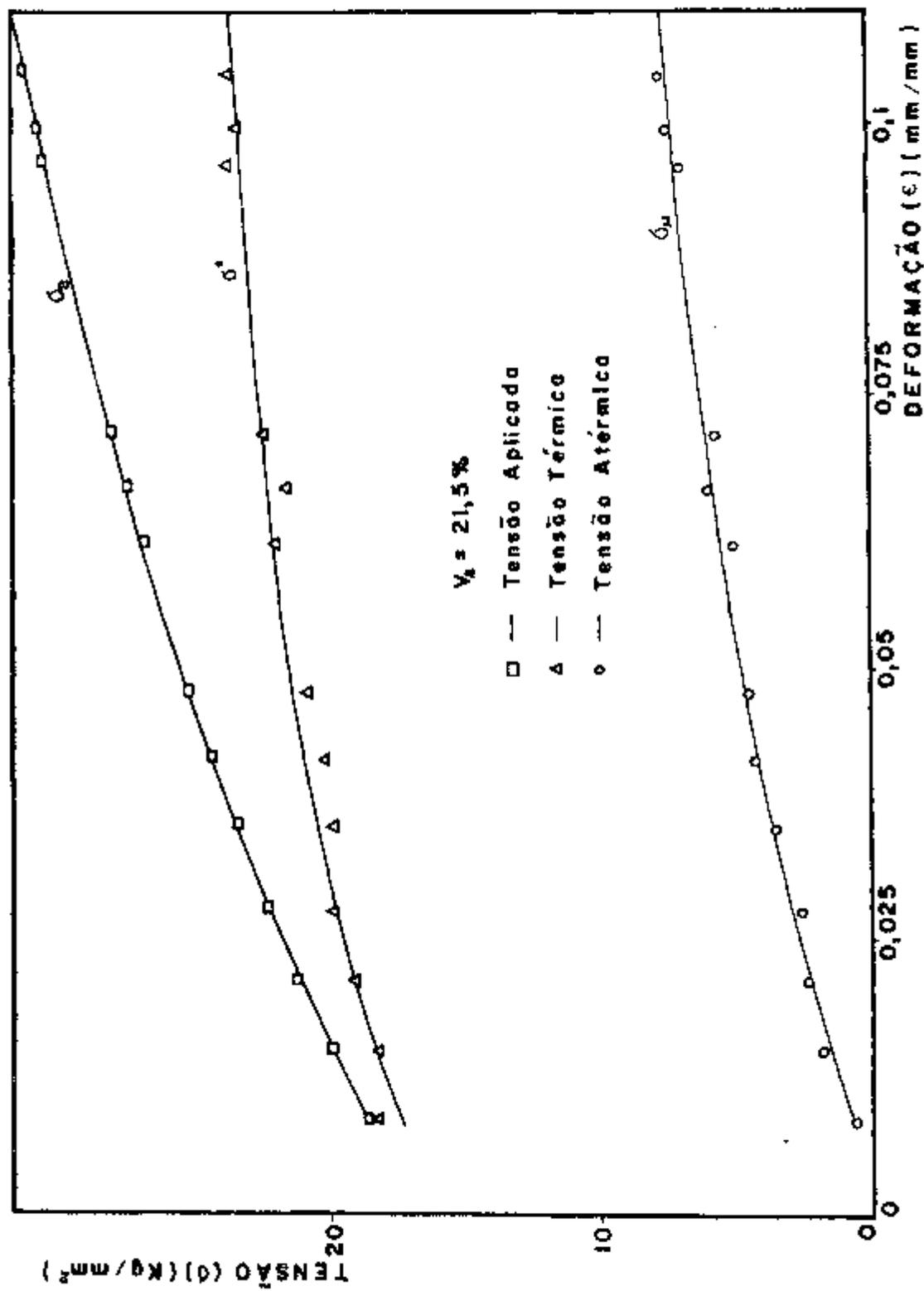


FIGURA IV-12 - Tensão térmica e atérmica da tensão de deformação da liga Cu-40% Zn com 21,5% de fase β a 77 K.

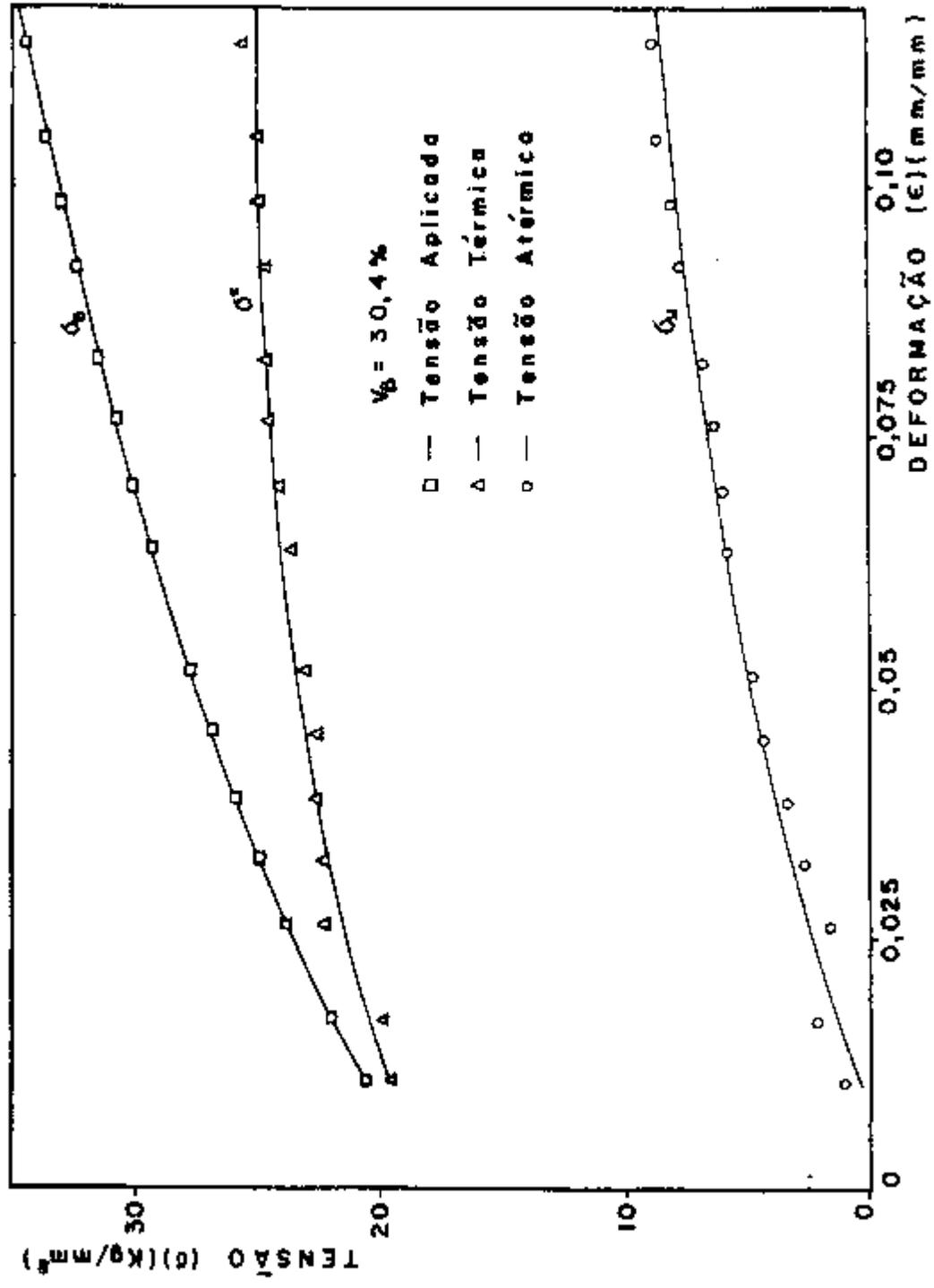


FIGURA IV-13 - Tensão térmica e atérmica da tensão de deformação da liga Cu-40% Zn com 30,4% de fase β a 77 K.

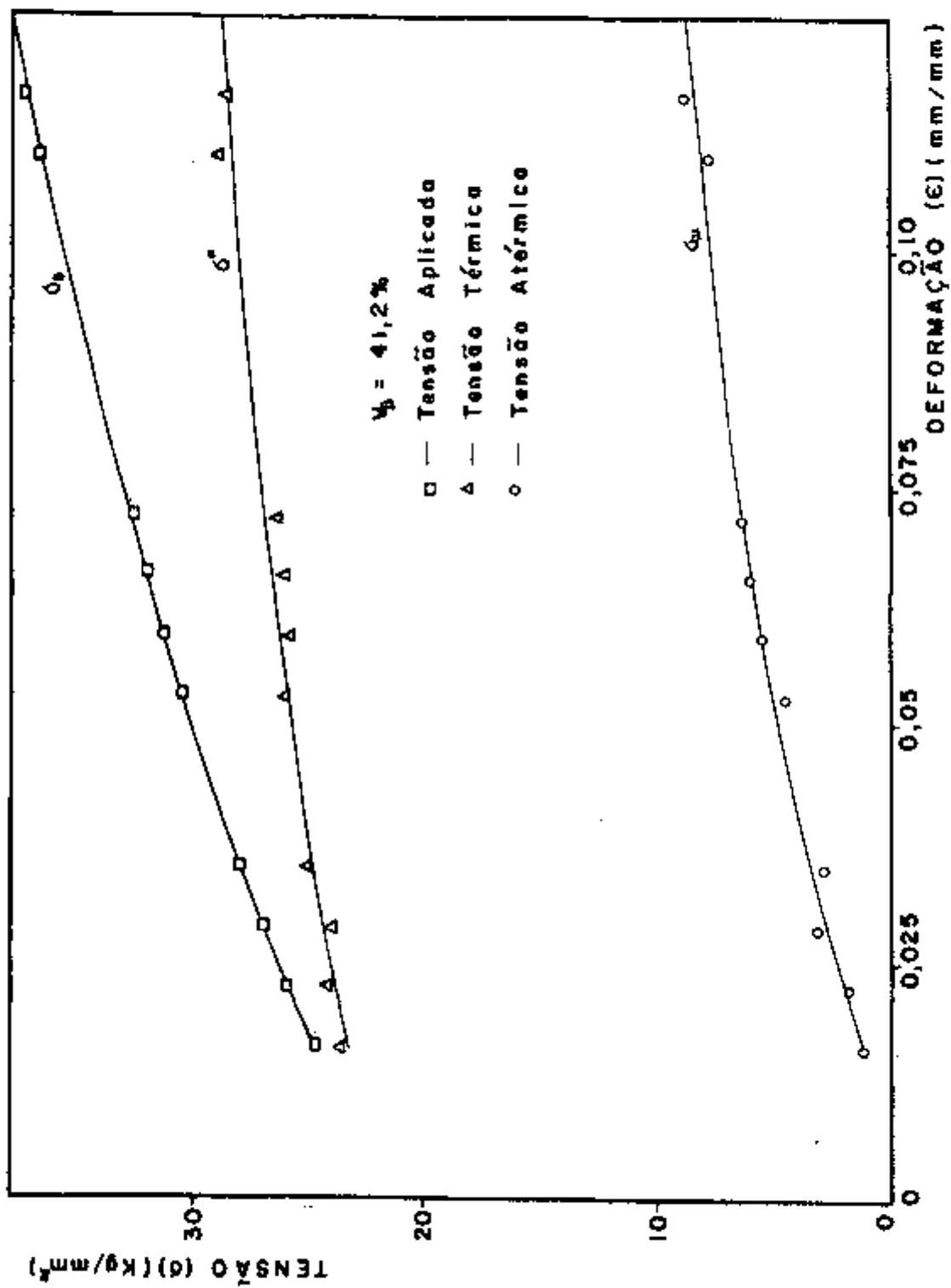


FIGURA IV-14 - Tensão térmica e atérmica da tensão de deformação da liga Cu-40% Zn com 41,2% de fase β a 77 K.

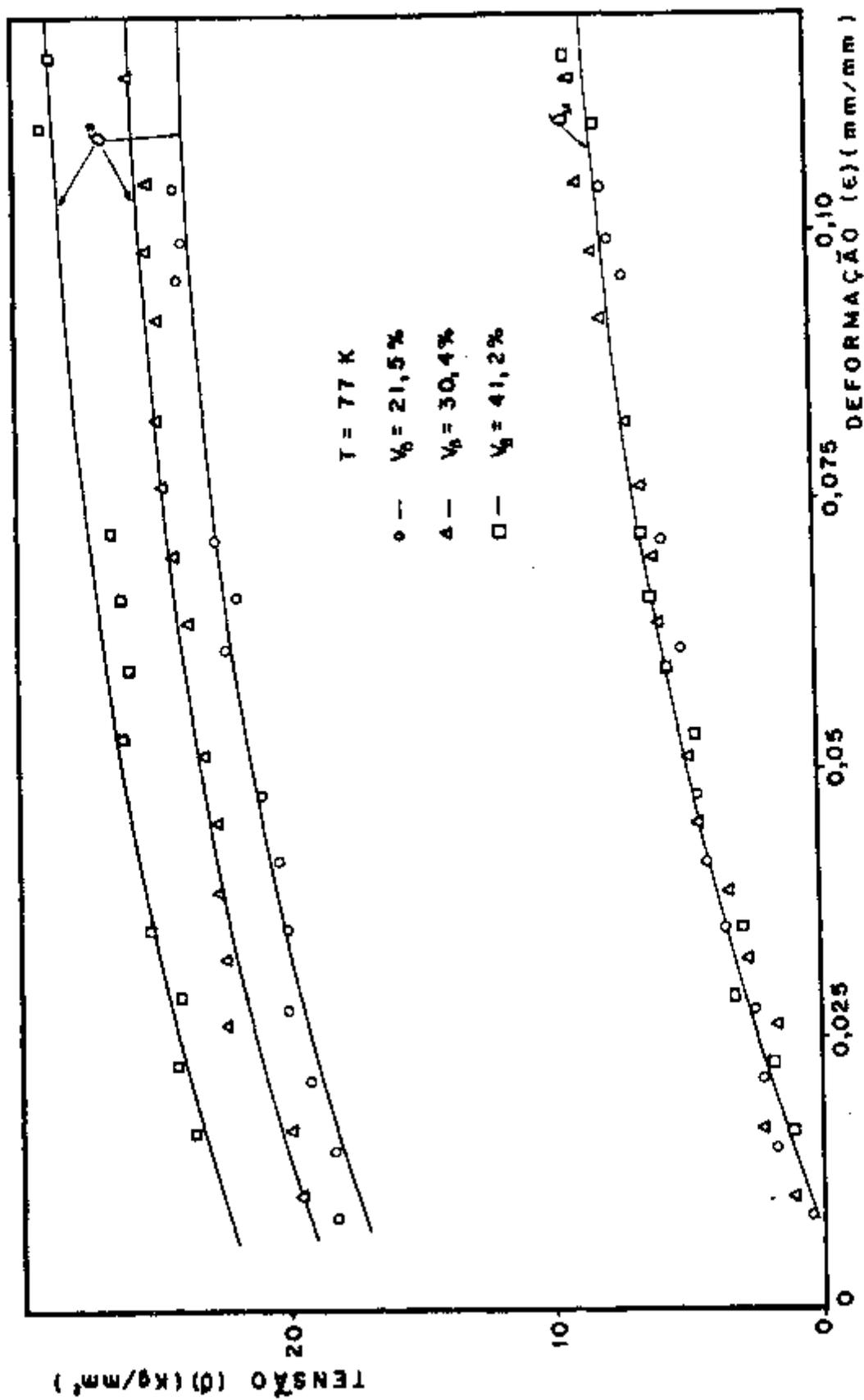


FIGURA IV-15 - Efeito da fração volumétrica na tensão térmica e atérmica da tensão de deformação da liga Cu-40% Zn a 77 K.

to da liga. O aumento da tensão é de aproximadamente 6 Kg/mm^2 para 10% de deformação. Para a liga com 41,2% de fase β , verifica-se que a componente térmica tem maior participação no encruamento da liga, aproximadamente 11 Kg/mm^2 para 10% de deformação, se comparada à participação da tensão a térmica, aproximadamente 4 Kg/mm^2 .

O efeito da fração volumétrica de fase β nas componentes da tensão de deformação para 193 K, é mostrado na figura IV-19. Nota-se que a influência da fase β é a de aumentar a componente térmica de deformação da liga. A variação da tensão térmica com a quantidade de fase β de 21,5% para 30,4%, é praticamente desprezível. Porém, quando a quantidade de fase β é aumentada para 41,2%, a tensão térmica é acrescida de aproximadamente 2 Kg/mm^2 nos estágios iniciais da deformação e de 7 Kg/mm^2 para 10% de deformação. Observa-se que o efeito da quantidade de segunda fase na componente atérmica da liga é desprezível.

As figuras IV-20 a IV-22 mostram o efeito da temperatura sobre as componentes de tensão da deformação para as ligas com 21,5; 30,4 e 41,2% de fase β , respectivamente. Para pequenas deformações ($< 2\%$), a tensão térmica decresce aproximadamente 40% quando a temperatura é aumentada de 77 K para 193 K, para as ligas com qualquer fração volumétrica. Para a liga com 21,5% de fase β / este decréscimo mantém-se ao longo de toda a faixa de defor-

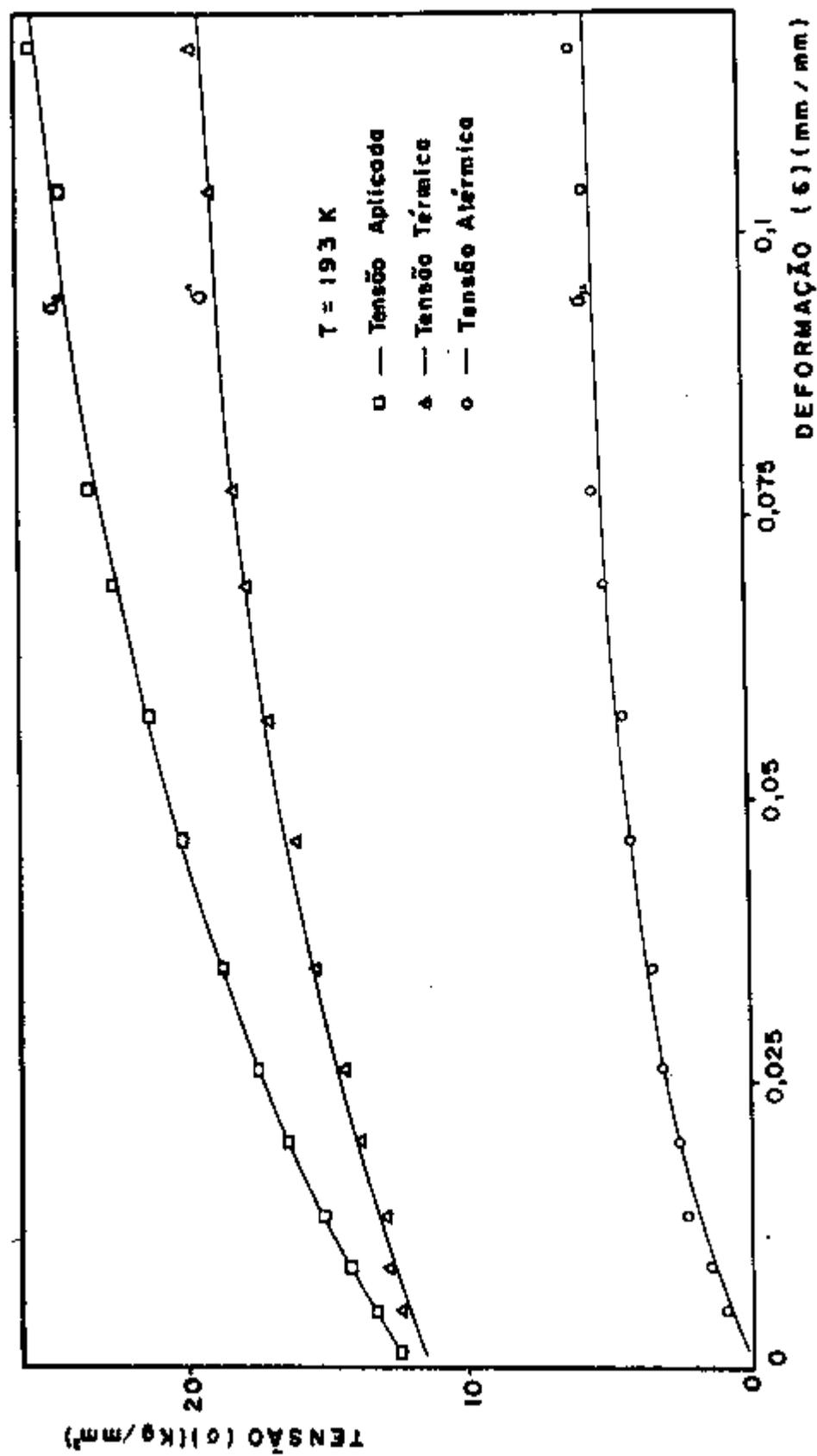


FIGURA IV-16 - Tensão térmica e atérmica da tensão de deformação da liga Cu-40% Zn com 21,5% de fase β a 193 K.

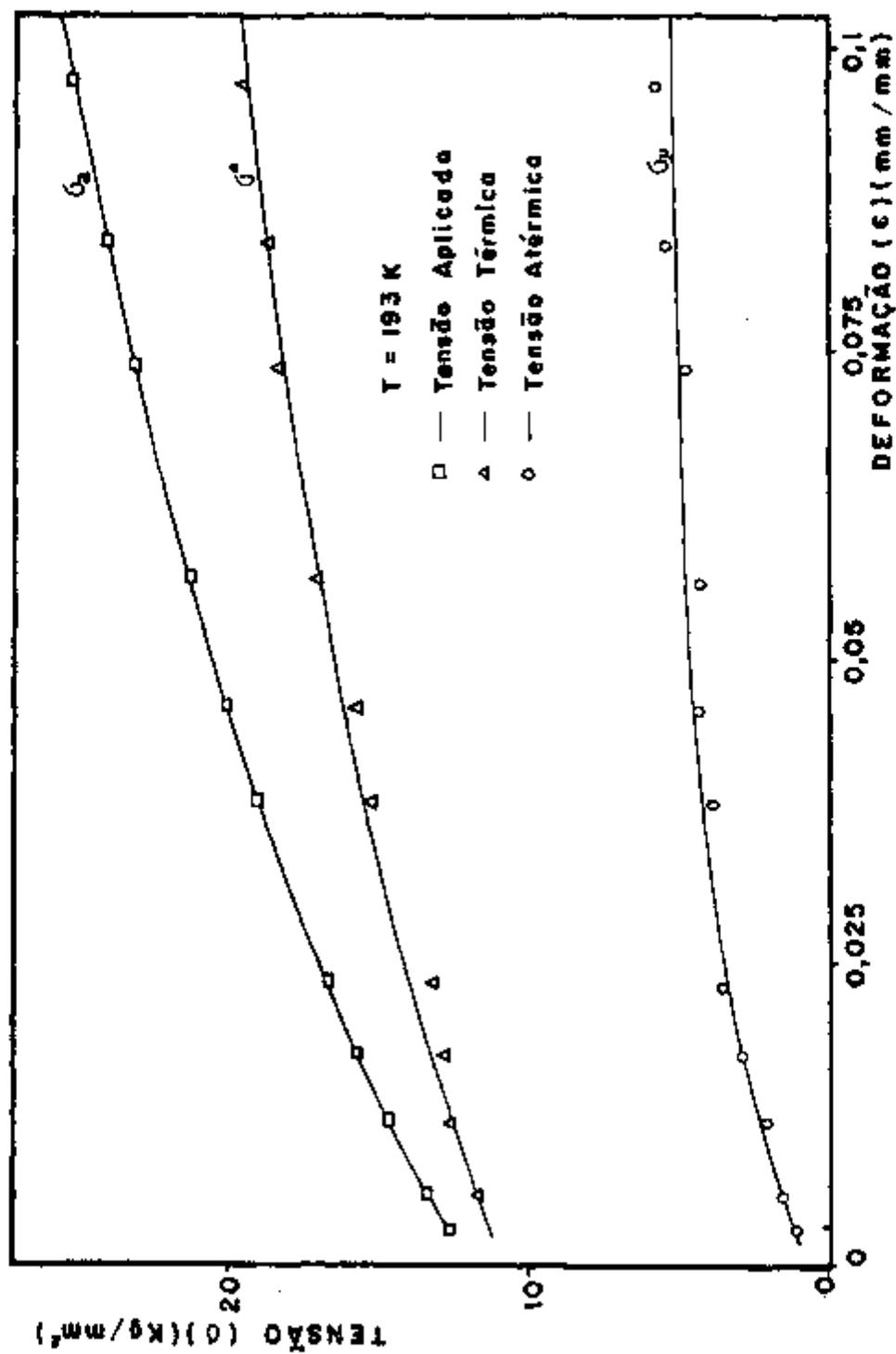


FIGURA IV-17 - Tensão térmica e atérmica da tensão de deformação da liga Cu-40% Zn com 30,4% de fase β a 193 K.

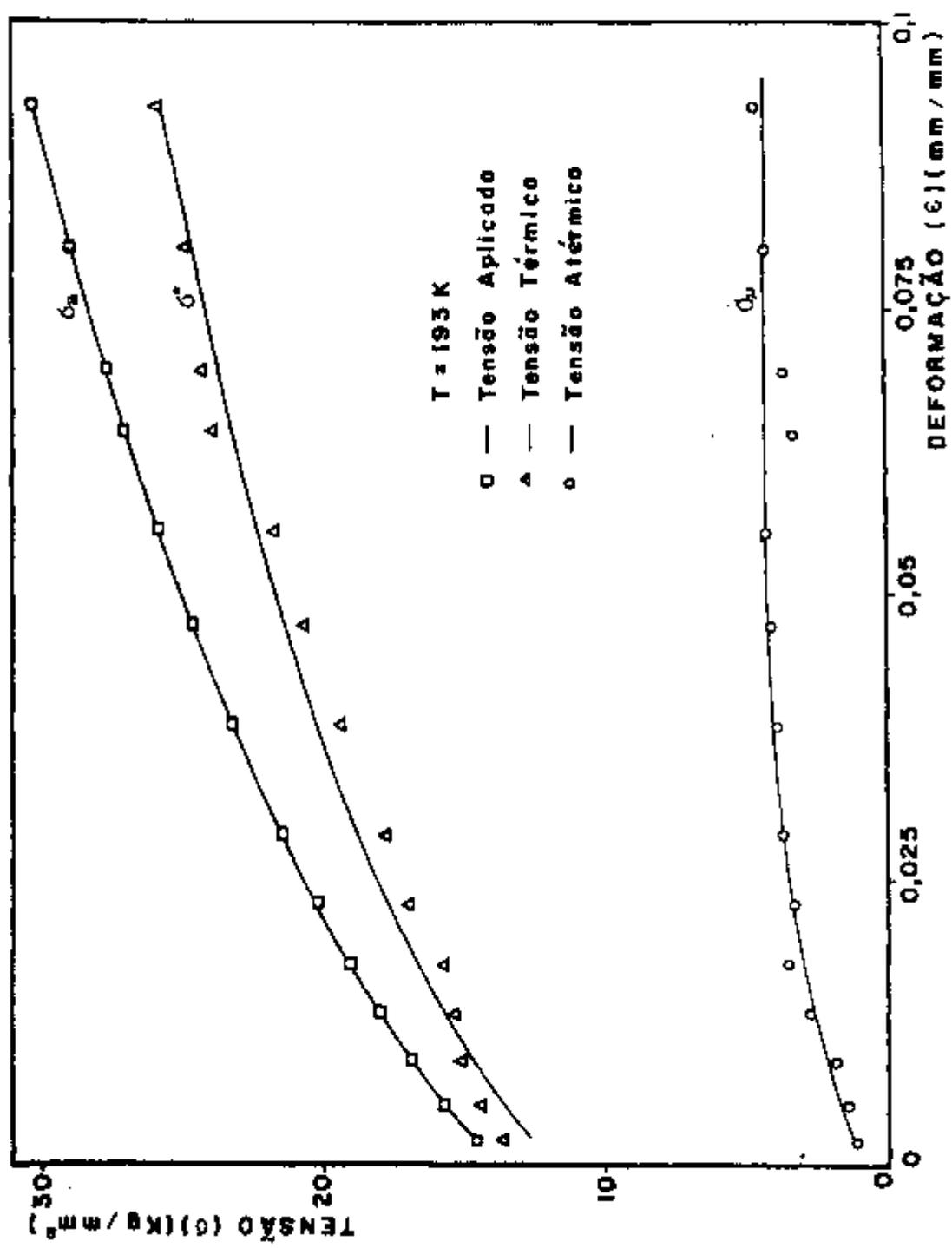


FIGURA IV-18 - Tensão térmica e atérmica da tensão de deformação da liga Cu-40% Zn com 41,2% de fase β a 193 K.

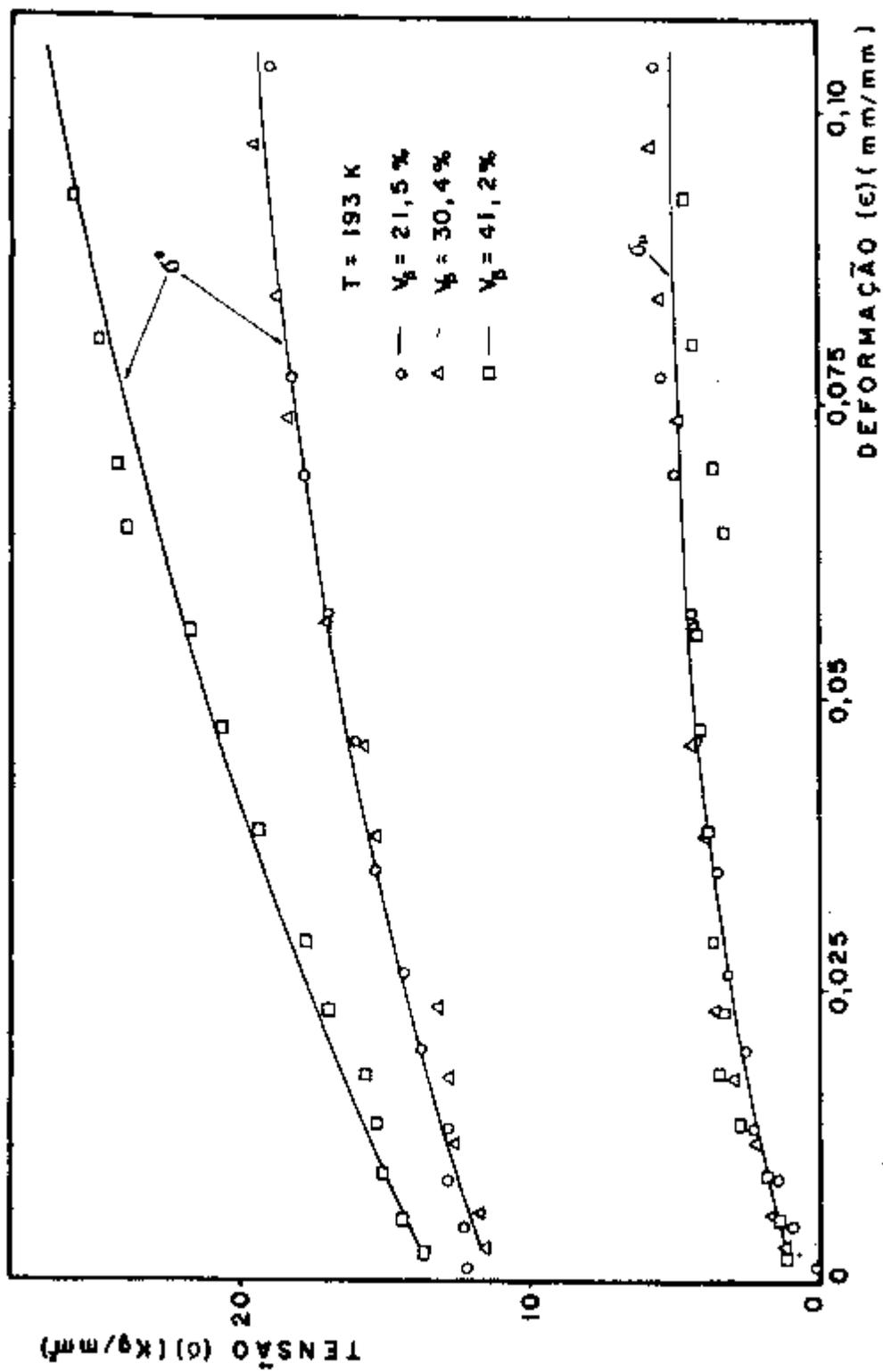


FIGURA IV-19 - Efeito da fração volumétrica na tensão térmica e atérmica da tensão de deformação da liga Cu-40% Zn a 193 K.

mação estudada. Porém, para as ligas com 30,4% e 41,2% de segunda fase, o decréscimo da tensão térmica torna-se menos acentuado com a deformação, notadamente para a última, a qual decresce aproximadamente 10% para 10% de deformação.

O efeito da temperatura sobre a tensão atérmica de deformação, apresenta-se de dois modos diferentes de acordo com o nível de deformação plástica das ligas. Para as ligas com 21,5% e 30,4% de fase β , a tensão/atérmica aumenta-se com o aumento da temperatura de 77 K para 193 K, quando a deformação é inferior a aproximadamente / 4,5%. Para deformação superior a 4,5%, a tensão atérmica / decresce com o aumento da temperatura. Para a liga com 41,2% de fase β , a transição aumento-decréscimo da tensão a térmica ocorre para deformação de aproximadamente 3,5% e a variação é mais acentuada do que nas demais composições.

IV.2.2. - Volume de ativação (V^*)

O volume de ativação foi calculado a través da equação II-9, utilizando-se do procedimento descrito no Ítem III. 5.2.

A fig. IV-23 mostra o volume de ativação em função da deformação para as ligas com 21,5 ; 30,4 ;

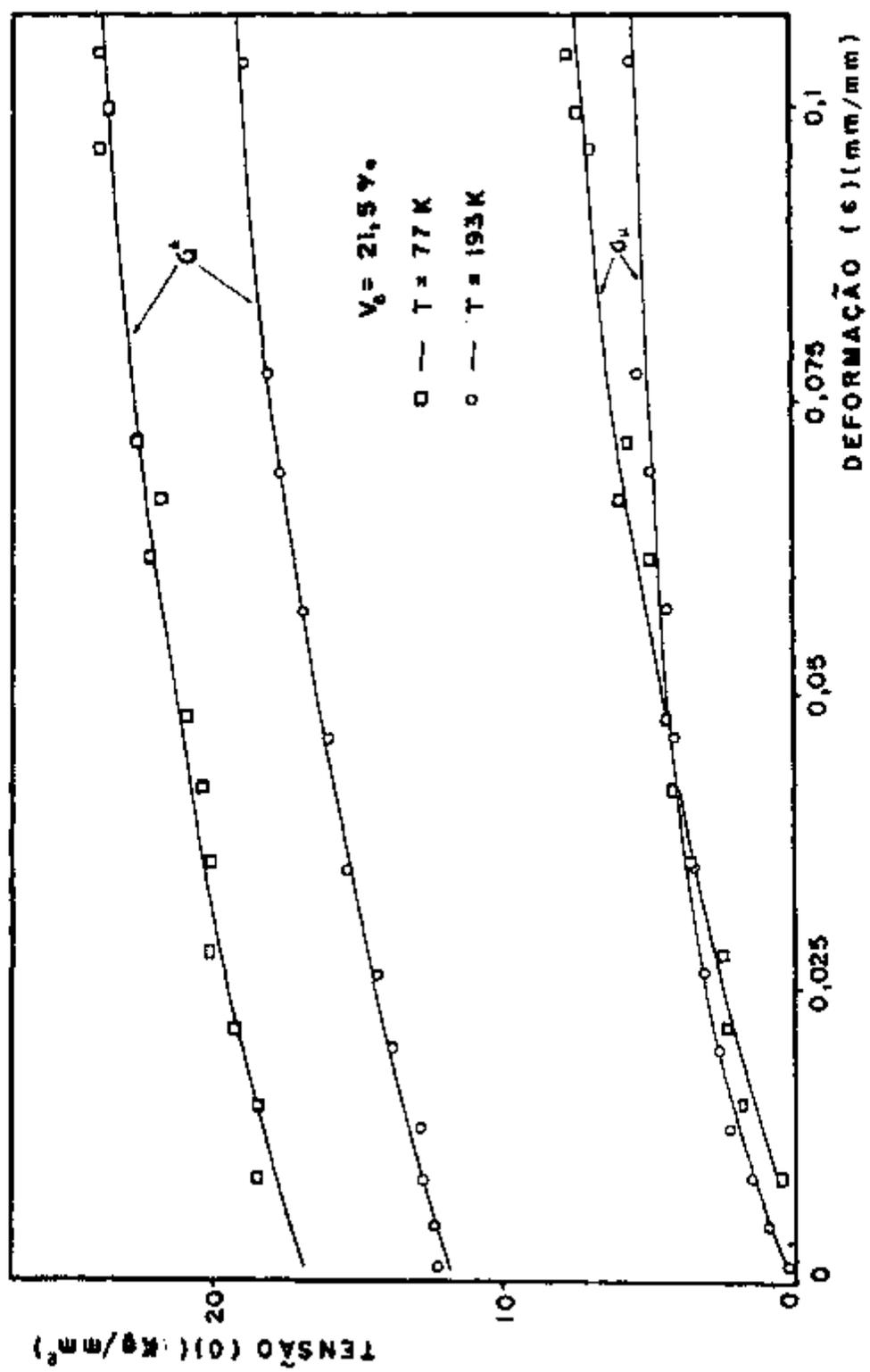


FIGURA IV-20 - Efeito da temperatura sobre a tensão térmica e atérmica da tensão de deformação da liga Cu-40% Zn com 21,5% de fase β .

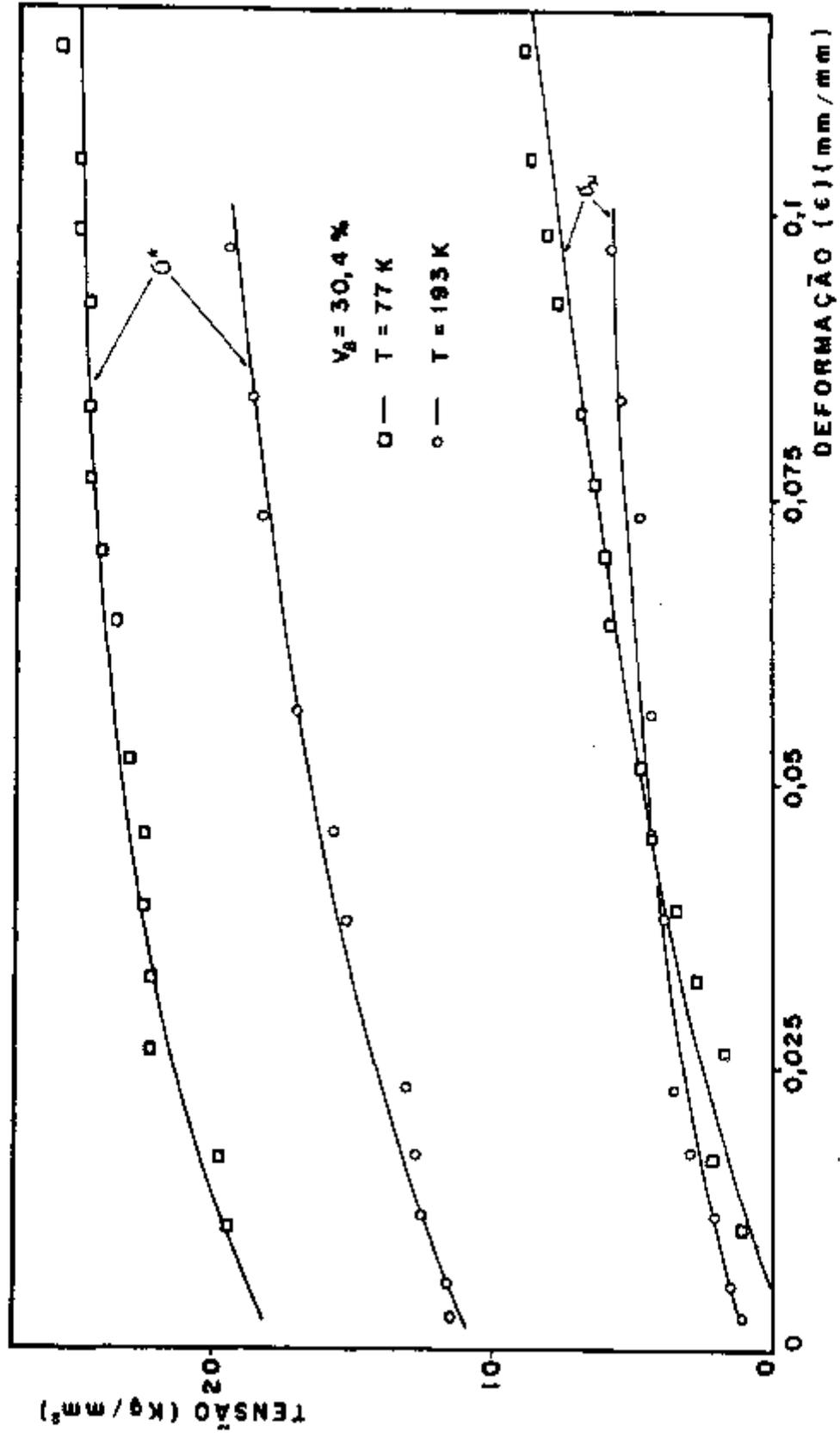


FIGURA IV-21 - Efeito da temperatura sobre a tensão térmica e atérmica da tensão de deformação da liga Cu-40% Zn com 30,4% de fase β .

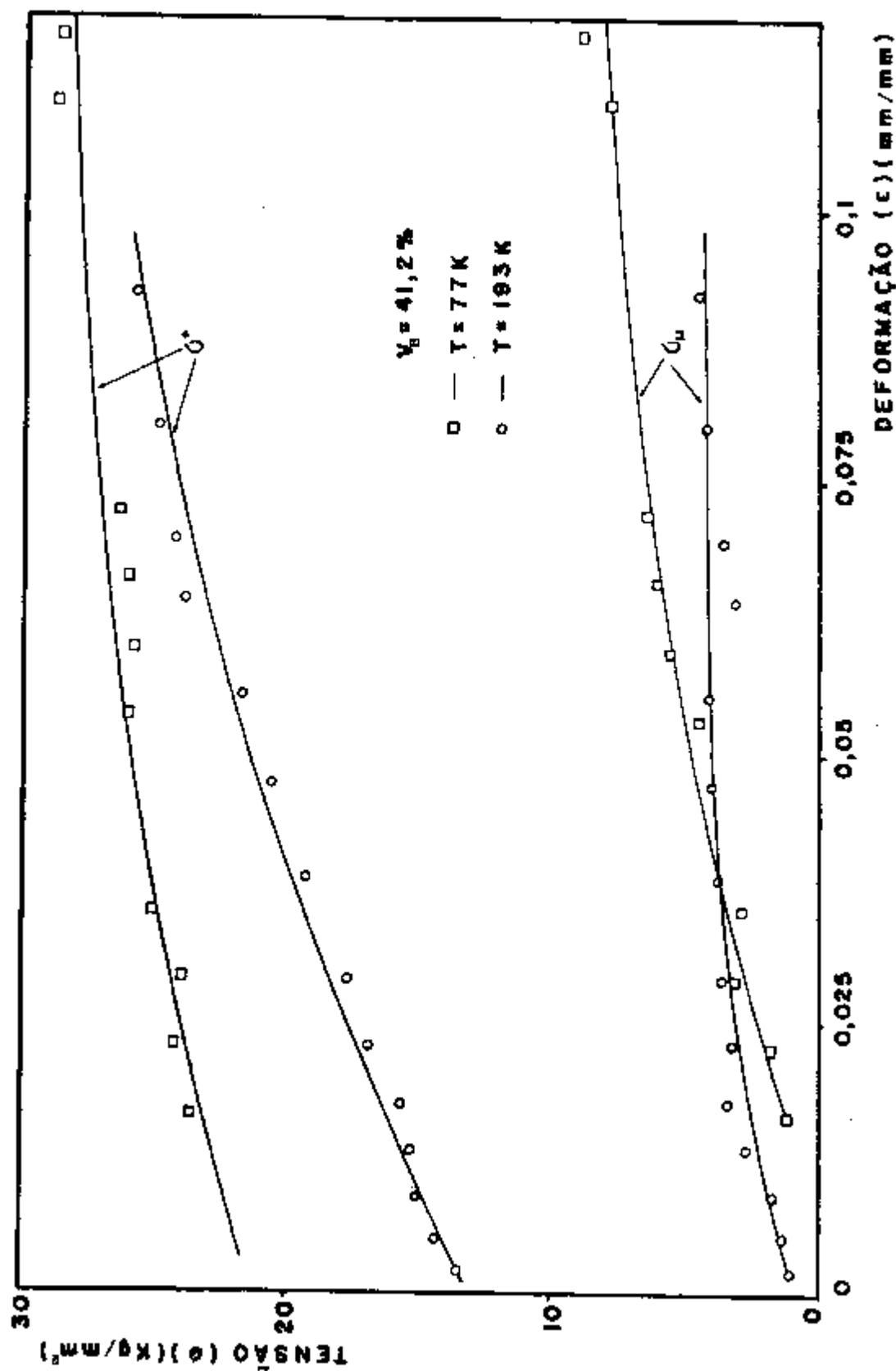


FIGURA IV-22 - Efeito da temperatura sobre a tensão térmica e atômica da tensão de deformação da liga Cu-40% Zn com 41,2% de fase β .

e 41,2% de fase β , nas temperaturas de 77 K e 193 K. Observa-se que a variação da fração volumétrica praticamente não afeta o volume de ativação da liga ao longo de toda a deformação para 77 K. Nesta temperatura, o volume de ativação / extrapolado para zero de deformação plástica é de aproximadamente $110 b^3$ e decresce ligeiramente com a deformação, atingindo aproximadamente $86 b^3$ para 10% de deformação. Nota-se também que o decréscimo é mais pronunciado para deformações inferiores a 2,5%. Até 2,5% de deformação, o decréscimo do volume é de $\sim 10 b^3$.

A 193 K, o volume de ativação decresce acentuadamente com a deformação, e de modo mais intenso para a liga com 41,2% de fase β . Para as ligas com qualquer fração volumétrica, o volume é de aproximadamente $380 b^3$, quando extrapolado para zero de deformação plástica. O volume de ativação decresce continuamente com a deformação atingindo valores próximos a $240 b^3$ para 10% de deformação, para as ligas com 21,5% e 30,4% de fase β . Para a liga com 41,2% de fração volumétrica, o volume de ativação decresce para valores de níveis mais baixos, aproximadamente $210 b^3$ para 10% de deformação plástica.

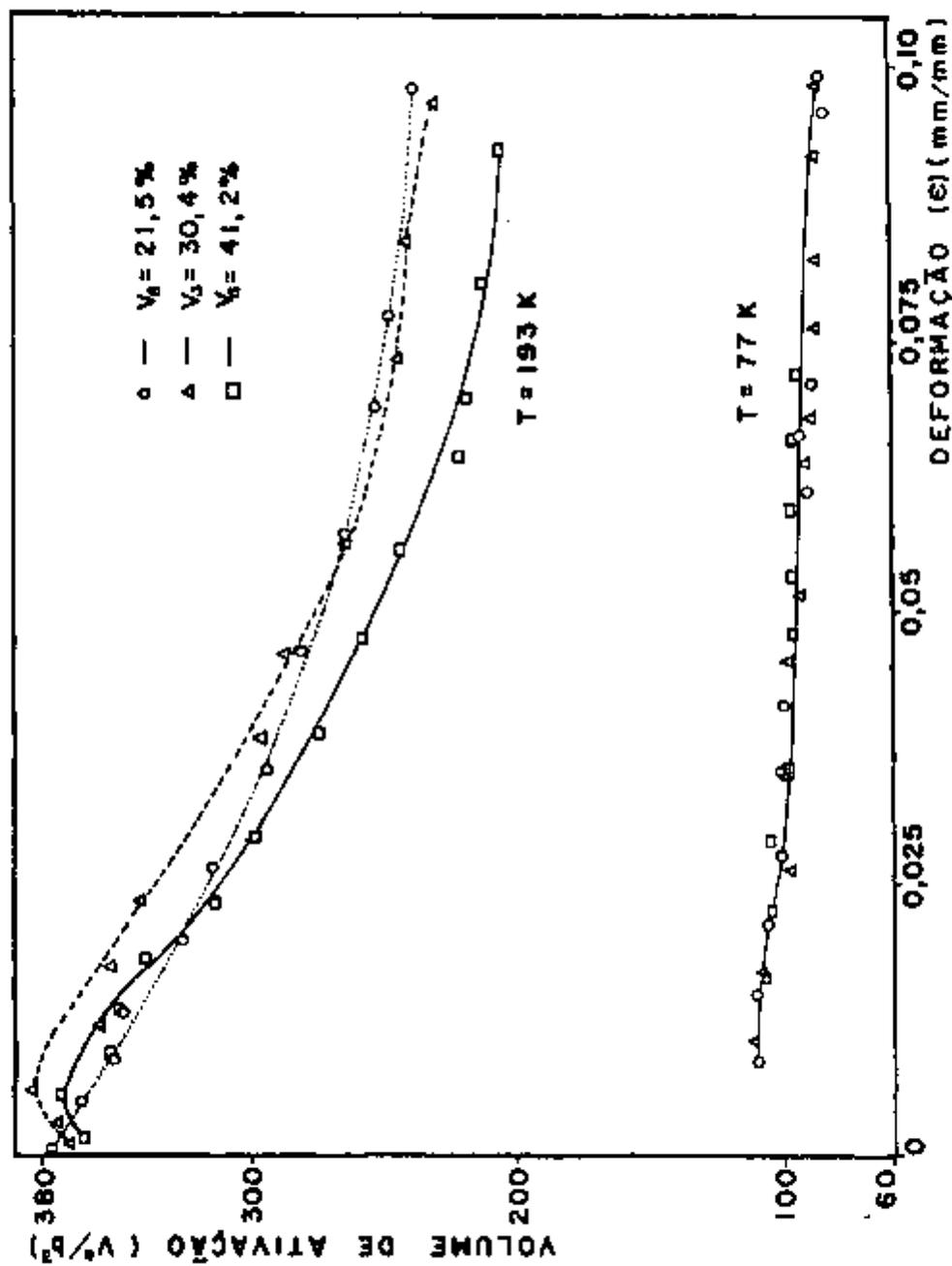


FIGURA IV-23 - Volume de ativação (V^*) em função da deformação para a liga Cu-40% Zn com 21,5 ; 30,4 e 41,2% de fase β a 77 K e 193 K.

CAPÍTULO V - DISCUSSÃO DE RESULTADOS

V.1. - MECANISMOS DE DEFORMAÇÃO PLÁSTICA DA LIGA Cu-40% Zn A BAIXAS TEMPERATURAS

V.1.1. - Mecanismos de deformação a 77 K

Verifica-se a 77 K, que ao aumento de fase β na liga Cu-40% Zn, corresponde tão somente o aumento/ da componente térmica da tensão de escoamento plástico. A componente atérmica permanece praticamente constante para a liga com qualquer fração volumétrica (fig. IV-15). Através do comportamento essencialmente térmico observado para estas ligas, e também pelo comportamento atérmico da fase α (Ítem / II.2.4.), a resistência ao escoamento plástico da liga estudada é em grande parte exercida pela fase β , inclusive para/ a liga com menor fração volumétrica (21,5%).

O efeito da fração volumétrica de fase β no escoamento plástico, pode ser explicado em termos do movimento de discordâncias através de obstáculos. Para o caso da liga estudada, a resistência ao movimento das discordâncias é exercida pelos obstáculos presentes na rede cristalina da fase β . Aumentando-se a quantidade de fase β na liga, aumenta-se proporcionalmente a quantidade total de obstá

culos e, conseqüentemente, a força total requerida para a deformação plástica. O aumento da componente térmica com a quantidade de fase β é devido ao caráter essencialmente térmico da interação discordância-obstáculo. O encruamento / das ligas, na sua maior parte devido ao aumento da componente atérmica com a deformação, pode ser atribuído às interações de longo alcance entre o empilhamento de discordâncias/ produzido durante a deformação e as discordâncias geométricamente necessárias geradas para manter a compatibilidade dos grãos.

O parâmetro de ativação térmica fundamental na identificação do mecanismo de deformação da liga é o volume de ativação (V^*), resultante da interação discordância-obstáculo. Nota-se a 77 K, que o volume de ativação varia muito pouco com a deformação, para as ligas com / qualquer fração volumétrica (fig. IV-23). O volume de ativação extrapolado para zero de deformação plástica é da ordem de $110 b^3$ e decresce ligeiramente com a deformação, atingindo aproximadamente $86 b^3$ para 10% de deformação plástica. De início, a possibilidade de atuação do mecanismo de interação das discordâncias com átomos de impurezas deve ser eliminada. Para este mecanismo, além do volume de ativação ser independente da deformação, deve ser superior a aproximadamente $1000 b^3$ (34). Portanto, o provável mecanismo deve / ser o de interação das discordâncias com defeitos puntiformes, ou devido à força de fricção da rede, isto é, mecanismo

do tipo Peierls-Nabarro (Tabela II-2).

A possibilidade de atuação do mecanismo de interação das discordâncias com defeitos puntiformes / pode ser justificada através das seguintes observações fundamentais:

1. É observado um ligeiro decréscimo do volume de ativação com a deformação plástica.
2. O mecanismo de Peierls-Nabarro baseado na nucleação de um par de "kinks", requer volume de ativação da ordem de $50 b^3$ (44). O volume de ativação calculado para as ligas, varia de $110 b^3$ a $86 b^3$.

Por outro lado, como o decréscimo do volume de ativação com a deformação é relativamente baixo, podendo ser considerado constante principalmente para deformação superior a 2,5%, a possibilidade de ativação do mecanismo de Peierls-Nabarro não deve ser eliminada. Além disso, deve-se levar em consideração que a fase β possui estrutura ordenada e que o processo de deformação envolve o movimento de "super-discordâncias" (pares de discordâncias). Este tipo de discordâncias tem sido observadas para as ligas Cu-Zn- β através da microscopia eletrônica (16). Geralmente, a ta

xa de encruamento das ligas ordenadas é muito maior que a da liga desordenada, atribuída principalmente à redução do domínio e contornos de antifase com a deformação (33). Sabe-se também que a ordenação de longo alcance conduz, na maioria / dos casos, ao aumento da entalpia de ativação para fluência, verificado por exemplo para a ordenação da liga Fe - Al / (CCC) (56). Portanto, se a ordenação conduz às variações / destes comportamentos, poderia também, de certa forma, aumentar o volume de ativação da deformação (para $-110 b^3$), e justificar a atuação do mecanismo de Peierls-Nabarro para a liga em estudo. Além disso, ressaltando as observações já mencionadas, foi encontrado um volume de ativação praticamente independente da deformação e em torno de $100 b^3$ (77 K) para a deformação da liga ordenada Cu_3Au (55). Através de uma análise mais profunda, comparando-se inclusive com outros parâmetros de ativação térmica, pode-se concluir que o mecanismo de deformação do Cu_3Au é típico ao de Peierls-Nabarro.

Através do comportamento do volume de ativação com a deformação já analisado, há possibilidade de ambos os mecanismos serem ativados simultaneamente. O ligeiro decréscimo do volume de ativação, pode ser relacionado com a geração de defeitos puntiformes com a deformação plástica. Além disso, o decréscimo do volume de ativação observado para deformação inferior a 2,5%, pode ser devido ao predomínio do mecanismo de interação das discordâncias com de

feitos puntiformes. Os defeitos puntiformes nestas deformações, podem estar relacionados com as vacâncias que são geradas em altas concentrações através da transformação ordem-desordem que ocorre durante o tratamento térmico de têmpera. A estas mesmas vacâncias, foi atribuído o aumento do limite de escoamento da liga Cu-Zn- β policristalina quando temperada (45).

Foi observado que o volume de ativação independente da fração volumétrica ao longo de toda a deformação analisada. Isto mostra que o mesmo mecanismo atua em todas as ligas estudadas. Esta observação implica num predomínio da fase β para o comportamento plástico da liga, inclusive para a menor fração volumétrica. Portanto, esta afirmação é compatível com aquela feita para a influência da fração volumétrica na deformação plástica da liga.

V.1.2. - Mecanismos de deformação a 193 K

Similarmente a 77 K, o comportamento plástico da liga Cu-40% Zn é de natureza essencialmente térmica a 193 K. Nesta temperatura, verifica-se também que o efeito da fração volumétrica de fase β na liga, é o de aumentar apenas a componente térmica da tensão de deformação plástica (fig. IV-19). Novamente, a fase β comanda a deformação da liga, inclusive para a menor fração volumétrica. Ao

aumento da quantidade de fase β , corresponde o aumento da quantidade total de obstáculos e, conseqüentemente, da tensão térmica de deformação.

Nota-se, porém, que o volume de ativação a 193 K é acentuadamente superior ao de 77K (fig. IV-23), da ordem de $380 b^3$ para zero de deformação plástica. Por tanto, o mecanismo que comanda a deformação destas ligas, muda com o aumento da temperatura de 77 K para 193 K.

É verificado também que o volume de ativação decresce acentuadamente com a deformação, atingindo um valor mínimo, em torno de $210 b^3$, para 10% de deformação. Isto elimina qualquer possibilidade de atuação do mecanismo/ de interação das discordâncias com átomos de impurezas ou do mecanismo de Peierls-Nabarro. O provável mecanismo deve / ser o de interação das discordâncias com defeitos puntifor - mes.

O volume de ativação térmica é dado por $V^* = l b \Delta R$. O decréscimo do volume de ativação com a deformação, equivale ao decréscimo de ΔR , ou seja, ao aumento da densidade de obstáculos. Portanto, obstáculos são gerados pela deformação plástica, o que não ocorre com átomos/ de impurezas ou com obstáculos que são inerentes à estrutura cristalina.

O decréscimo acentuado do volume de ativação com a deformação, sugere que os defeitos puntiformes podem ser vacâncias geradas em grande quantidade com o transcorrer da deformação plástica. Estas vacâncias predominam na deformação plástica, porém as vacâncias que são geradas pelo tratamento térmico de têmpera podem ter algum papel no início da deformação (< - 1%).

O provável mecanismo de geração de vacâncias pela deformação pode ser atribuído ao movimento de discordâncias do tipo hélice com um "jog" de caráter cunha / (51,60) (fig. V-1). A discordância do tipo hélice movimenta-se em qualquer plano da estrutura cristalina, porém, o movimento da discordância de caráter cunha ("jog") está restrito ao sistema de deslizamento. O movimento da discordância de caráter hélice fora do sistema de deslizamento da discordância de caráter cunha ("jog"), gera uma alta concentração de vacâncias, conforme mostrado na fig. V-2 (51). Por este processo são gerados tanto vacâncias como átomos intersticiais que podem-se aniquilar mutuamente. Porém, a energia de formação dos interstícios é muito maior que a de vacâncias e o equilíbrio final resulta numa alta concentração das últimas.

A probabilidade das discordâncias interagirem com estas vacâncias é grande, e pode ocorrer de várias maneiras. Tanto as vacâncias podem ser obstáculos iso

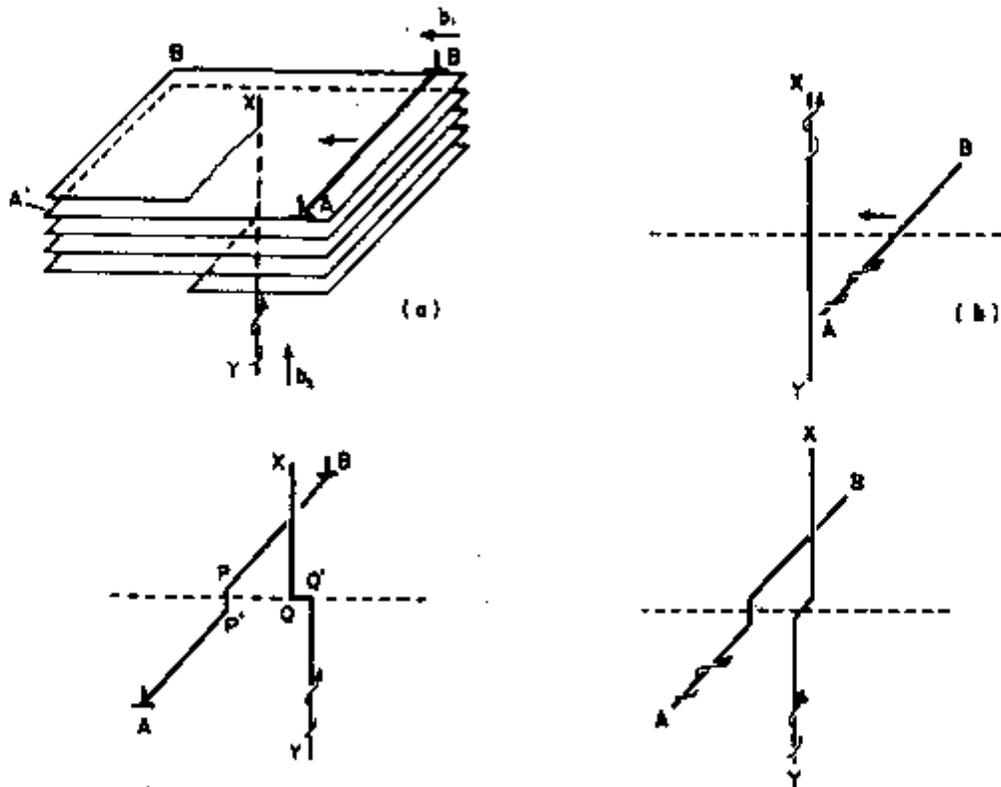


FIGURA V-1 - Formação de um "Jog" de caráter cunha numa discordância tipo hélice. (a) Intersecção de discordância em cunha com uma discordância em hélice. (b) Intersecção de discordâncias tipo hélice (51).

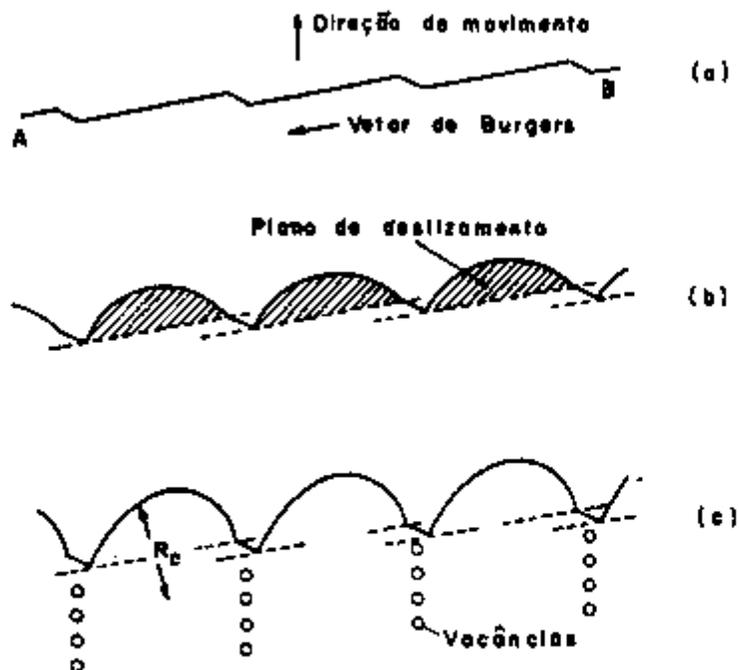


FIGURA V-2 - Geração de vacâncias devida ao movimento de discordância tipo hélice com "jog" de caráter cunha (51).

lados, tendo papel similar ao exercido por átomos de soluto/ para dificultar o movimento de discordâncias, ou ainda pela formação de "loops" de vacâncias através do coalescimento / das mesmas. Estes teriam os mesmos efeitos exercidos por "loops" formados através da irradiação de um material.

A energia térmica disponível na rede cristalina pode ter múltiplos efeitos, tanto ativando o movimento das discordâncias de caráter hélice e conseqüentemente maior geração de vacâncias, ou ainda favorecendo a formação de "loops", visto que a última envolve difusão de vacâncias/ que depende fortemente da temperatura.

Deve ser salientado, que o mecanismo/ mencionado para a geração de vacâncias, é plenamente satisfeito para os metais de estrutura CCC ou CFC (51).

Verifica-se que o decréscimo do volume de ativação com a deformação é mais acentuado para ligas com maiores quantidades de segunda fase, atingindo aproximadamente 210 b^3 para a liga com 41,2% de fase β e 240 b^3 para 21,5 e 30,4%, quando a deformação das ligas é ~ 10%. Nos estágios iniciais de deformação, os valores são praticamente os mesmos para as ligas com qualquer fração volumétrica. A diminuição mais acentuada do volume de ativação é equivalente à geração de obstáculos puntiformes em maiores quantidades. Portanto, se a concentração de defeitos é dependente/

da deformação, o comportamento mencionado equivale a um grau de deformação mais intenso da fase β para a maior fração volumétrica, numa determinada deformação total da liga.

Coerentemente ao aumento da concentração de defeitos puntiformes com a deformação, observa-se que grande parte do encruamento da liga é de natureza térmica. Aumentando-se a quantidade de defeitos, diminui-se o comprimento médio da discordância para cada obstáculo (supondo-se que a densidade de discordâncias móveis mantém-se constante com a deformação) e conseqüentemente conduzindo ao aumento da componente térmica da tensão de deformação.

Foi observado que a componente térmica da tensão de escoamento decresce com o aumento da temperatura (figuras IV-20 a IV-22), principalmente nos estágios iniciais da deformação. Esse fato corresponde à natureza essencialmente térmica da deformação plástica das ligas. Quanto maior a temperatura, maior é a energia térmica disponível na rede cristalina para ativar os obstáculos de curto alcance com conseqüente diminuição da tensão térmica.

O comportamento da curva de tensão térmica com a deformação não é o mesmo para as temperaturas utilizadas, uma vez que ocorre mudança no mecanismo de deformação, alterando a energia de ativação total (ΔH_0) do obstáculo.

V.2 - COMPORTAMENTO MECÂNICO DA LIGA Cu-40% Zn A BAIIXAS TEM-
PERATURAS

O comportamento mecânico de materiais cristalinos é relacionado ao mecanismo microscópico da plasticidade. Portanto, uma vez conhecido exatamente o mecanismo que controla a deformação plástica das ligas, o seu comportamento mecânico será conseqüentemente caracterizado.

As principais propriedades mecânicas/ da liga Cu - 40% Zn, devem ter forte correlação com os mecanismos de deformação já analisados.

Através da proporção de componente / térmica da tensão de escoamento, viu-se que a deformação plástica da liga Cu - 40% Zn nas temperaturas utilizadas, é de natureza essencialmente térmica. O reflexo imediato deste comportamento é a forte dependência com a temperatura das curvas tensão-deformação das ligas estudadas (figuras IV-1 a IV-3). A tensão de escoamento das ligas aumenta com a diminuição de temperatura ao longo de toda a região plástica.

Por outro lado, a identificação dos mecanismos que atuam na deformação plástica, pode caracterizar o grau de participação dos componentes individuais no comportamento mecânico das ligas, de acordo com a variação /

da fração volumétrica.

V.2.1. - Limite de escoamento (σ_y)

É observado na literatura (3, 21), que para a liga Cu - 40% Zn, o limite de escoamento praticamente independe da quantidade de segunda fase para frações volumétricas de fase β até aproximadamente 30%, quando ensaiada à temperatura ambiente.

No presente trabalho, foi verificado/ que o limite de escoamento da liga Cu - 40% Zn é quase independente da quantidade de segunda fase até 30,4%, à 293K (figura IV-5). Porém, para temperaturas inferiores, isto é, 77 K e 193 K, este comportamento não é observado e nota-se um aumento no limite de escoamento ao longo de toda a faixa de composição estudada.

A dependência do limite de escoamento das ligas com a fração volumétrica observada a baixas temperaturas, está coerente com a análise dos mecanismos de de formação destas ligas. Viu-se que a fase β tem papel preponderante sobre a resistência da liga, inclusive para a menor fração / volumétrica estudada. Portanto, se o mecanismo de deformação é compatível com o da fase β , o limite de escoamento /

calculado para 0,2% de deformação plástica, deve ser equivalente à tensão necessária para movimentar as discordâncias / através dos obstáculos presentes na fase β . Aumentando-se a quantidade de segunda fase deve-se, conseqüentemente, aumentar o limite de escoamento da liga, pois aumenta-se a quantidade total de obstáculos ao seu escoamento.

O caráter térmico do limite de escoamento da liga, mostrado nas figuras IV-4 e IV-5, é demonstrado pelo rápido aumento do limite de escoamento com a diminuição de temperatura. Por exemplo, nota-se que inclusive para a liga com menor fração volumétrica de fase β (21,5%), o limite de escoamento aumenta com a diminuição de temperatura de 293 K para 77 K. Portanto, a fase β exerce um papel preponderante na deformação da liga, para qualquer fração volumétrica estudada.

Concluindo, pode-se afirmar de certa forma, que a influência da segunda fase torna-se mais evidente a baixas temperaturas, quando a fase termicamente ativa - vel (fase β) torna-se muito mais dura que a fase atérmica (fase α). À temperatura ambiente, a influência da segunda fase não é detectável, devido à pequena diferença das durezas para frações volumétricas de até aproximadamente 30%.

V.2.2. - Limite de resistência (σ_R)

O limite de resistência da liga Cu - 40% Zn aumenta com a diminuição de temperatura, caracterizando o caráter térmico da deformação (figuras IV-6 e IV-7). Diferentemente do limite de escoamento, o comportamento da curva é o mesmo para todas as temperaturas analisadas, isto é, o limite de resistência aumenta continuamente com o aumento da quantidade de segunda fase. Este comportamento é esperado, uma vez que nos estágios finais da deformação, próximos ao ponto de fratura, ambas as fases se deformam na mesma extensão igual a da liga.

O aumento do limite de resistência / com a segunda fase, é devido ao aumento na densidade total de obstáculos dentro dos grãos de ambas as fases.

V.2.3. - Taxa de encruamento ($\theta = d\sigma/d\epsilon$)

A alta taxa de encruamento observada nos estágios iniciais da deformação plástica da liga Cu- 40% Zn (figuras IV-8 a IV-10), é devida ao rápido crescimento / das tensões localizadas próximas as interfases α/β . O aumento da taxa de encruamento com a fase β , deve ser devido /

ao aumento dos contornos de fase que são barreiras muito / mais eficientes ao movimento de discordâncias do que os con- / tornos de grão.

A diminuição da taxa de encruamento / com a deformação é normalmente atribuída ao alívio de ten- / sões por meio de escorregamento transversal ou devida à nu- / cleação de escorregamento em sistemas secundários (3).

Por outro lado, encontrou-se um com- / portamento não usualmente observado da taxa de encruamento / com a deformação para 77 K (fig. IV-8). Verificou-se um pi- / co na taxa de encruamento após determinada quantidade de de- / formação da liga. Como a intensidade do pico é dependente / da fração volumétrica, o responsável pela ocorrência do mes- / mo pode ser a fase β . Provavelmente, este comportamento / pode ser explicado através da transformação martensítica que / é verificada na liga Cu - Zn - β a temperaturas baixas, e / que tem sido estudada por vários autores (1, 8, 9, 26, 29 , / 50, 68, 70, 77, 83, 84).

Termicamente, a transformação marten- / sítica ocorre abaixo da temperatura M_s . Porém, acima de M_s , / a transformação pode ocorrer por deformação e a martensita / formada é denominada de "induzida por deformação". Verifi- / cou-se que a temperatura M_s para a liga Cu - Zn - β é forte- / mente dependente da composição química (8), conforme mostra-

da na fig. V-3. Acima de 40,6% de zinco, a temperatura M_s é inferior à temperatura de nitrogênio líquido (77 K).

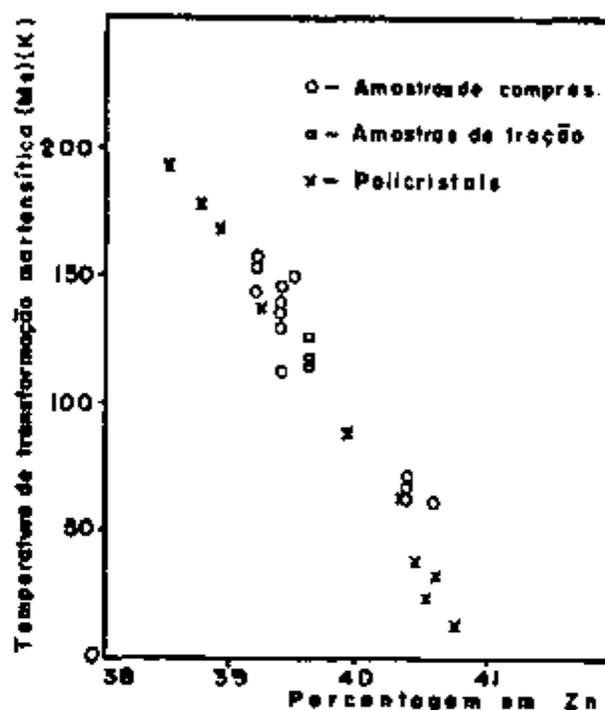


FIGURA V-3 - Temperatura de transformação martensítica (M_s) da liga Cu - Zn - β em função da composição química (8).

No presente trabalho, foi utilizada / uma liga de composição química nominal de 40% de zinco. Con forme o diagrama de equilíbrio cobre-zinco (figura III-1) , para a faixa de temperatura utilizada no tratamento térmico, a concentração de zinco na fase β é muito mais elevada que

na fase α , podendo atingir até cerca de 43%. Nestas condições, a temperatura M_s deve ser menor que 77 K, e a transformação térmica da martensita não deve ocorrer na fase β a 77 K.

Portanto, o pico na taxa de encruamento observado para 77 K pode ser atribuído à transformação martensítica induzida por deformação da fase β .

Nota-se que a intensidade do pico depende da quantidade de segunda fase, demonstrando que realmente a transformação ocorre na fase β . Por outro lado, a deformação em que acontece o pico é dependente da fração volumétrica, requerendo-se maior quantidade de deformação / quanto menor a fração volumétrica da liga. Tal fato, pode ser atribuído à menor quantidade de deformação da fase β para determinada deformação total da liga, quando em menores frações volumétricas.

As micrografias dos corpos-de-prova/fraturados revelam que realmente ocorre algum tipo de transformação na fase β , para as ligas ensaiadas a 77 K. A 193 K não pode ser constatado qualquer tipo de transformação ou precipitação. Portanto, desde que o pico seja dependente da quantidade de fase β e também da deformação, pode-se concluir que ocorre transformação martensítica na fase β da liga Cu-40% Zn, conduzindo ao aumento de sua resistência mecânica.

CAPÍTULO VI - CONCLUSÕES

1. A deformação plástica da liga Cu - 40% Zn a baixas temperaturas é de natureza essencialmente térmica. Nos estágios iniciais da deformação plástica, a tensão térmica / corresponde praticamente a 90% da tensão de escoamento / plástico destas ligas.
2. O aumento da tensão de escoamento da deformação com a fração volumétrica de fase β , é devido somente ao aumento / da componente térmica da tensão de deformação. A tensão atérmica praticamente independe da fração volumétrica. Portanto, através do comportamento essencialmente atérmico da fase α , maior parte da resistência ao escoamento / destas ligas é devida à fase β .
3. O provável mecanismo de deformação plástica a 77 K é o de Peierls-Nabarro ou de interação das discordâncias com defeitos puntiformes. Ainda, ambos os mecanismos podem ser ativados simultaneamente, com certa evidência do mecanismo de interação das discordâncias com defeitos puntiformes nas baixas deformações (até - 2,5%). Os defeitos puntiformes que constituem os obstáculos nestas deformações, podem ser vacâncias geradas em altas concentrações durante a transformação ordem-desordem da fase β por tratamento térmico de têmpera das ligas.

4. O mecanismo de deformação plástica a 193 K deve ser o de interação das discordâncias com defeitos puntiformes. Os defeitos puntiformes podem estar relacionados com as vacâncias geradas em altas concentrações através do movimento de discordâncias em hélice com "jog" de caráter cunha. No início da deformação ($< \sim 1,0\%$), vacâncias geradas pelo tratamento térmico de têmpera podem ter alguma participação na deformação plástica das ligas.

5. O encruamento de deformação das ligas a 77 K, na sua maior parte de natureza atérmica, pode ser atribuído à interação entre o empilhamento de discordâncias produzido durante a deformação e as discordâncias geometricamente necessárias para manter a compatibilidade dos grãos. Por outro lado, a maior contribuição para o encruamento das ligas a 193 K é proveniente da componente térmica, e pode ser atribuída ao aumento da densidade de obstáculos de curto alcance com a deformação plástica.

6. O limite de escoamento a 293 K praticamente independe da fração volumétrica de fase β de até aproximadamente 30%. Este comportamento não é observado a baixas temperaturas, quando a fase β torna-se muito mais dura que a fase α devido ao seu caráter essencialmente térmico. Nestas temperaturas, o limite de escoamento aumenta de modo proporcional com a quantidade de fase β , devido ao aumento da densidade de obstáculos para o escoamento da liga. O li

mite de escoamento aumenta com a diminuição da temperatura para as ligas com qualquer fração volumétrica de fase β , refletindo o caráter essencialmente térmico das ligas.

7. O limite de resistência das ligas aumenta de maneira proporcional com a quantidade de fase β , para qualquer temperatura de ensaio utilizada. O limite de resistência depende fortemente da temperatura, evidenciando o caráter / eminentemente térmico das ligas. O limite de resistência aumenta com a fração volumétrica de fase β , pois aumenta-se a densidade total de obstáculos dentro dos grãos de ambas as fases.
8. A taxa de encruamento aumenta com a quantidade de segunda fase ou com a diminuição de temperatura. Além disso, a taxa de encruamento decresce acentuadamente com a deformação plástica para as ligas com qualquer fração volumétrica de fase β .

O pico observado na taxa de encruamento com a deformação / plástica para 77 K, após determinada deformação plástica / conforme a fração volumétrica de fase β , pode ser atribuído à transformação martensítica induzida por deformação / na fase β . Esta transformação aumenta a resistência da fase β e conseqüentemente a da liga.

SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Para um estudo mais profundo da deformação plástica de ligas bifásicas, para trabalhos futuros, sugerimos:

1. Determinar a energia de ativação (ΔH) da deformação / plástica, utilizando-se das mesmas condições estudadas . Este parâmetro de ativação térmica é de fundamental importância para melhor identificação dos mecanismos que controlam a deformação plástica.
2. Identificar os mecanismos de deformação plástica da liga Cu - Zn - β . A caracterização dos mecanismos que controlam a deformação deste material, possibilitará numa análise mais profunda de sua influência para o comportamento / plástico da liga bifásica Cu - 40% Zn. Saliente-se o fato de que a liga monofásica de fase β , pode ser obtida através da liga Cu - 40% Zn, mediante tratamentos térmicos adequados.
3. Para efeitos comparativos, utilizar outros métodos experimentais disponíveis para determinação dos parâmetros de ativação térmica. Tanto o método de relaxação de tensão como o de dupla mudança na taxa de deformação, por exemplos, podem ser perfeitamente ajustados nas condições que

foram utilizadas para o desenvolvimento do trabalho. Além disso, o método de relaxação de tensão permite a determinação dos parâmetros de ativação térmica da liga Cu - 40% Zn à temperatura ambiente.

4. Investigar de maneira mais detalhada, o comportamento da taxa de encruamento em função da deformação observado para 77 K. O uso do microscópio eletrônico de transmissão, por exemplo, confirmará se realmente ocorre transformação martensítica induzida por deformação na fase β . Por outro lado, análises metalográficas para diferentes quantidades de deformação da liga, determinará o momento exato em que ocorre a transformação. Além disso, sendo a transformação induzida por deformação, provavelmente poderá ser associada com a deformação sofrida pelos constituintes para uma determinada deformação da liga.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. AHLERS, M.; PASCUAL, R. & RAPACIOLI, R. Transformation / Hardening and energy dissipation in martensitic β -brass . *Mater. Sci. engng.*, 27: 49-55, 1977.
2. AMERICAN NATIONAL STANDARD. Standard methods of tension testing of metallic materials. (ANSI/ASTM E8-78). In: 1978 ANNUAL Book of ASTM standards, part. 10: Metals-mechanical, fracture, and corrosion testing, fatigue, erosion, effect of temperature. p. 160-80.
3. ANDRADE, A.H.P. & FOTEDAR, H.L. Comportamento da deformação num latão ($\alpha + \beta$) com fração volumétrica variável/ de β . *Metalurgia-ABM*, 34 (248): 488-480, 1978.
4. ANDRADE, A.H.P.; GUERIN, Y. & FOTEDAR, H.L. Microestrutural aspects of strain hardening and dynamic strain aging in Cu-Zn alloys. In: PROCEEDINGS of the IV Interamerican conference in materials technology. Caracas, Venezuela, 1975. (s.n.t.) p. 377-81.
5. APPEL, F. Thermally activated dislocation processes in NaCl single crystals (I). *Phys. Status Solidi (a)*, 25: 607-617.

6. APPEL, F. Thermally activated dislocation processes in NaCl single crystals (II). *Phys. Status Solidi (a)*, 31: 615-24, 1975.
7. ARDLEY, G.W. & COTTRELL, A.H. Yield points in brass / crystals. *Proc. R. Soc. London, A*, 219: 328-41, 1953.
8. ARNEODO, W. & AHLERS, M. The martensite transformation in Cu-Zn. *Acta metall.*, 22: 1975- 1480, 1974.
9. ARNEODO, W. & AHLERS, M. Plastic deformation of martensitic Cu-Zn single crystals. *Scr. Metall.*, 7: 1287-94, / 1973.
10. ARSENAULT, R.J. An investigation of the mechanism of thermally activated deformation in tantalum and tantalum-base alloys. *Acta metall.*, 14: 831-8, 1966.
11. BALASUBRAMANIAN, N.; LI, J.C.M. & GENSAMER, M. Plastic / deformation and Lüders band propagation in α - brass . *Mater. Sci. engng.*, 14: 37-45, 1974.
12. BARCELOS, E.J.B.V.; AMBROZIO F9, F. & CUNHA, R.C. *Metalografia quantitativa automática. Algumas aplicações.* São Paulo, Instituto de Energia Atômica, dez. 1976. (IEA - Pub. - 449).

13. BAZINSKI, Z.S. Thermally activated glide in face-centred cubic metals and its application to the theory of strain hardening. *Phil. Mag.*, 4: 393-432, 1959.
14. BOWEN, D.K. & TAYLOR, G. The deformation behaviour of dilute niobium-nitrogen alloys. *Acta metall.*, 25: 417-36, 1977
15. BRADLEY, W.L.; RENFROE, W. & MATLOCK, D.K. Recovery during stress relaxation testing of aluminum at 298 K. *Scr. Metall.*, 10: 905-908, 1976.
16. BROOM, N. & HUMBLE, P. An $a \langle 110 \rangle + a \langle 001 \rangle$ dislocation pair in beta brass. *Phil. Mag.*, 19: 639-42, / 1969.
17. BROWN, L.M. Deformation of 2-phase alloys. *Mater. Sci. engng*, 25: 181-5, 1976.
18. CHAO, H.C. & VAN VLACK, L.H. Deformation of oriented / MnS inclusions in low carbon steel. *Trans. Metall. Soc. AIME*, 233: 1227-31, 1965.
19. CHRISTIAN, J.W. & MASTERS, B.S. Low temperature deformation of body-centred cubic metals. I-Yield and flow / stress measurements. *Proc. R. Soc. London*, A.281: 223-39, 1964.

20. CLAREBROUGH, L.M. Deformation and recrystallization of alloys containing two phases. *Aust. J. scient. Res.*, A (3): 72-90, 1950.
21. CLAREBROUGH, L.M. & PERGER, G.R. Influence of the volume fraction of the phases on the deformation of (α + β) brass. *Aust. J. scient. Res.*, A (5): 114-119, 1952.
22. CONRAD, H. Thermally activated deformation of Titanium below $0,4 T_M$. *Can J. Phys.*, 45: 581-90, 1967.
23. CONRAD, H. The athermal component of the flow stress in crystalline solids. *Mater. Sci. engng*, 6: 265-273, / 1970.
24. CONRAD, H.; HAYS, L.; SCHOECK, G. & WIEDERSICH, H. On the rate controlling mechanism for plastic flow of Mg crystals at low temperatures. *Acta metall.*, 9: 367-378, 1961.
25. CONRAD, H. & WIEDERSICH, H. Activation energy for deformation of metals at low temperatures. *Acta metall.*, 8: 128-130. 1960.
26. CORNELIS, I. & WAYMAN, C.M. Phase transformations in metastable β' CuZn alloys. I- Martensite transformations. *Actametall.*, 22: 291-300, 1974.

27. CRAMPON, J.; DOUKHAN, J.C.; ESCAIG, B. & FARVACQUE, J.L.
the thermally activated deformation of tellurium single crystals. *Phys. Status Solidi (a)*, 24: 167-179, 1974.
28. DAVIDSON, D.L. & LINDHOLM, U.S. The effect of barrier / shape in the rate theory of metal plasticity. *Inst. / Phys. conf.*, 21; 124-137.
29. DELAEY, L. & CORNELIS, I. The variation of stacking order and structure symmetry in copper-base martensites. *Acta metall.*, 18: 1061-1066, 1970.
- 29.a. DORN, J.E. Low-temperature dislocation mechanisms. In: ROSENFELD, A.R.; HAHN, G.J.; BEMENT, A.L.; JAFFEE, R. J., eds. *Dislocation dynamics*. New York, N.Y., McGraw Hill, 1968, p.27-55.
30. EVANS, A.G. & RAWLINGS, R.D. The thermally activated deformation of crystalline materials. *Phys. Status / Solidi*, 31: 9-31, 1969.
31. FISHMEISTER, H.; HJALMERED, J.O.; KARLSSON, B.; LINDEN, G. & SUNDSTROM, B. Plastic deformation of Two-phase / materials with coarse microstructure. In: Institute / of Metals, The microstructure and design of alloys : proceedings of the third international conference on

the strength of metals and alloys, Cambridge, Engl., /
20-25 August 1973, V.1. London, 1973. p. 621-5. (Monog
graph and report series, vol. 36).

32. FLEISCHER, R.L. The flow stress of body-centered cubic
metals: inherent lattice hardening or solution hardening.
Acta metall., 15: 1513-1519, 1967.
33. FLINN, P.A. Theory of deformation in superlattices. *Trans.*
Metall. Soc. AIME, 218: 145-154, 1960.
34. FOTEDAR, H.L. & STOEBE, T.G. Low temperature deformation
mechanisms in LiF single crystals. São Paulo, Institu
to de Energia Atômica, mai. 1976. (IEA - pub. - 417).
35. GIBBS, G.B. Thermodynamic analysis of dislocation glide
controlled by dispersed local obstacles. *Mater. Sci.*
engng., 4: 313-327, 1969.
36. GIBBS, G.B. The thermodynamics of creep deformation. *Phys.*
Status Solidi, 5: 693-695, 1964.
37. GIBBS, G.B. The thermodynamics of thermally activated /
dislocation glide. *Phys. Status Solidi*, 10: 508-12, 1965.
38. GIBBS, G.B. Thermodynamics systems for the analysis of
dislocation glide. *Phil. Mag.*, 22: 701-6, 1970.

39. GIBBS, G.B. The activation parameters for dislocation/
glide. *Phil. Mag.*, 16: 97-102, 1967.
40. GUPTA, I. & LI, J.C.M. Stress relaxation, internal stress,
and work hardening in some BCC metals and alloys. *Metall.
Trans.*, 1: 2323-9, 1970.
41. GURLAND, J. Comparison of dispersion hardening in four
silver base alloy of equivalent composition. *Trans. /
Metall. Soc. AIME*, 221: 407, 1961.
42. GURLAND, J. The measurement of grain contiguity in two-
phase alloys. *Trans. Metall. Soc. AIME*, 212: 452-455,
1958.
43. GURLAND, J. & NORTON, J.T. Role of the binder phase in
cemented tungsten carbide-cobalt alloys. *Trans. Metall.
Soc. AIME*, 194: 1051-56, 1952.
44. GUYOT, P. & DORN, J.E. A critical review of the Peierls/
mechanism. *Can. J. Phys.*, 45: 983-1015, 1967.
45. HANADA, S.; MORI, Y. & IZUMI, O. Effect of order-disorder
transformation temperature on quench hardening in β -
brass binary and ternary alloys. *Scr. Metall.*, 12: /
693-5, 1978.

46. HAZIF, R. Deformation plastique du systeme biphasé Fer-Argent de composition equivolumique. *Acta metall.*, / 26: 247-257, 1978.
47. HEURNER, V. & LEOGRANDE, A. Mecanische Eigenschaften / und Rekristallisation on ($\alpha + \beta$) Messing. *Metall.*, / 25: 1238-44, 1971.
48. HIRTH, J.P. & NIX, W.D. An analysis of the thermodynamics of dislocation glide. *Phys. Status Solidi*, 35: 177-88, 1969.
49. HONEYCOMBE, R.W.K. & BOAS, W. The deformation and recrystallization of an alloy containing two phases. *Aust. J. scient. Res.*, A (3): 70-84, 1950.
50. HORBOGEN, V.E.; SEGMULLER, A. & WASSERMANN, G. Martensitische umwandlung bei der verformung von abgeschrecktem beta-messing. *Z. Metallkd.*, 48: 378-384, 1957.
51. HULL, D. *Introduction to dislocations*. 2.ed. Oxford, / Pergamon, 1975. (International series on materials / science and technology, v.16).
52. JOHNSTON, W.G. & GILMAN, J.J. Dislocation velocities, / dislocation densities, and plastic flow in Lithium / Fluoride Crystals. *J. appl. Phys.*, 30 (2): 129-144, 1959.

53. JOHNSTON, W.G. & STEIN, D.F. Stress dependence of dislocation velocity inferred from strain rate sensitivity. *Acta metall.*, 11: 317-8, 1963.
54. KISEL, V.P. Mobility of dislocations in NaCl single / crystals at low temperature. *Phys. Status Solidi(a)*, 36: 297-306.
55. LANGDON, T.G. & DORN, J.E. Low temperature dislocation mechanisms in ordered and disordered Cu_3Au . *Phil. / Mag.*, 17: 999-1015, 1968.
56. LAWLEY, A.; COLL, J.A. & CAHN, R.W. Influence of crystallographic order on creep of iron-aluminum solid solutions. *Trans. Metall. Soc. AIME*, 218: 166-176, / 1960.
57. LI, J.C.M. Kinetics and dynamics in dislocation plasticity. In: ROSENFELD, A.R.; HAHN, G.J.; BEMENT Jr., A.L.; JAFFEE, R.J., eds. *Dislocation dynamics*. New / York, N.Y., McGraw-Hill, 1968, p. 87-116.
58. LI, J.C.M. Dislocation dynamics in deformation and recovery. *Can. J. Phys.*, 45: 493-509, 1967.

59. LI, J.C.M. Thermodynamics of dislocation mobility and the third law analysis of the activation process. *Trans. Metall. Soc. AIME*, 233: 219-226, 1965.
60. McLEAN, D. Mechanical properties of metals. New York, N.Y., Wiley, 1967. (Wiley series on the science and technology of materials).
61. MICHALAK, J.T. The influence of temperature on the development of long-range internal stress during the plastic deformation of high purity iron. *Acta metall.*, 13: 213-222.
62. MIMA, G. & MESHII, M. Studies of deformation and annealing of alloys composed of two phases: ($\alpha + \beta$) brass. Harwell, Berks, Engl., Atomic Energy Authority, Research/Group, Atomic Energy Research Establishment, 1967 (AERE Trans. - 1082).
63. MITRA, S.K.; OSBORNE, P.W. & DORN, J.E. On the intersection mechanism of plastic deformation in aluminum single crystals. *Trans. Metall. Soc. AIME*, 221: 1206-1213, 1961.
64. MOSKALENKO, V.A. & PUPTSOVA, V.N. Dispersed barrier hardening and thermally activated deformation in α -Titanium. *Mater. Sci. engng.*, 16: 269-276, 1974.

65. MUKHERJEE, A.K.; FERGUSON, W.C.; BARMORE, W.L. & DORN, J.E. Temperature and strain-rate dependence of the flow stress of AgMg single crystals. *J. appl. Phys.*, 37: 3706-13, 1966.
66. MUKHERJEE, A.K.; MOTE, J.D. & DORN, J.E. Strain hardening of single aluminum crystals during polyslip. *Trans. Metall. Soc. AIME*, 233: 1559-1568, 1965.
67. NISHIMATSU, C. & GURLAND, J. Experimental survey of the deformation of the hard-ductile two phase system WC-Co. *Trans. ASME*, 52: 469-84, 1960.
68. OTSUKA, K. & SHIMIZU, K. On the crystallographic reversibility of martensitic transformations. *Ser. Metall.*, 11: 757-760, 1977.
69. PEARSON, W.B. *A handbook of lattice spacings and structures of metals and alloys*. London, Pergaman, 1958.
70. PERKINS, J. The nature of martensite matrix interfaces in brass alloys. *Phil. Mag.*, 30: 379-388, 1974.
71. REED-HILL, R.E. & DONOSO, J.R. Concerning the effect of machine relaxation on the measurement of the internal stress in commercial purity titanium at 300 K by stress relaxation methods. *Ser. Metall.*, 9: 1305-1308, 1975.

72. RODRIGUEZ, D.; CASTAING, J. & PHILIBERT, J. Plastic deformation of pure and doped NiO single crystals. *J. Mater. Sci. engng.*, 27: 217-223, 1977.
73. RODRIGUEZ, P. A method for determining the thermal and athermal components of flow stress from stress-relaxations. *J. Mater. Sci.*, 3: 98-101, 1968.
74. SASTRY, D.H.; LUTON, M.J. & JONAS, J.J. Thermally activated flow of H.C.P. metals at low temperatures. *Phys. Status Solidi (a)*, 33: 173-187, 1976.
75. SCHENCK, S.R.; GOTTSCHALL, R.J. & WILLIAMS, W.S. Deformation of cemented carbides: high temperatures, stress relaxations and strain-rate dependence. *Mater. Sci. / engng.*, 32: 229-39.
76. SCHOEK, G. The activation energy of dislocation movement. *Phys. Status Solidi*, 8: 499-507, 1965.
77. SCHROEDER, T.A. & WAYMAN, C.M. Martensite-to-martensite transformations in deformed Cu-Zn monocrystals. *Scr. Metals.*, 10: 241-246, 1976.
78. SPITZIG, W.A. Analysis of thermally-activated flow in iron single crystals. *Acta metall.*, 18: 1275-1284, 1970.

79. SUREX, T.; LUTON, M.J. & JONAS, J.J. Dislocation glide controlled by linear elastic obstacles: a thermodynamic analysis. *Phil. Mag.*, 27: 425-440, 1973.
80. SUREX, T.; LUTON, M.J. & JONAS, J.J. On the pre-exponential factor in the rate equation for plastic flow. *Phys./Status Solidi (b)*, 57: 647-659, 1973.
81. UMAKOSHI, Y.; YAMAGUCHI, M.; NAMBA, Y. & MURAKAMI, K. The effect of crystal orientation on the strength anomaly in β -CuZn at around 200°C. *Acta metall.*, 24: 89-93, 1976.
82. UNCKEL, H. A study of the deformation of the macrostructure of some two-phase alloys by cold rolling. *J. Inst. Metals*, 61: 171-196, 1937.
83. WASILEWSKI, R.J. On the "reversible shape memory effect" in martensitic transformation. *Scr. Metall.*, 9: 417-22, 1975.
84. WAYMAN, C.M. & CORNELIS, I. Deformation behavior of Cu-Zn martensites. *Scr. Metall.*, 9: 437-438, 1975.