

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA DE CAMPINAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA MECÂNICA

EFEITO DO COBRE NO MECANISMO DE DEFORMAÇÃO
E FRATURA DA LIGA Al-6Zn-2Mg-XCu, SOLICITADA EM TRAÇÃO MONOTÔNICA

Orestes E. Alarcon

Orientador: Prof.^a Dr.^a ANA MARIA MARTINEZ NAZAR.

Dissertação apresentada à Comissão de Pós-Graduação da Faculdade de Engenharia de Campinas, como parte dos requisitos para obtenção do título de MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA.

- 1985 -

AGRADECIMENTOS

À professora Dr.^a Ana Nazar pela dedicação e incentivo com que orientou este trabalho.

Ao professor Dr. Edgar A. Starke Jr., diretor da Faculdade de Engenharia da University of Virginia, pelo fornecimento do material.

Ao professor Dr. Ricardo Medrano pela colaboração na realização dos ensaios mecânicos nos laboratórios do Instituto de Física - UNICAMP.

Ao colega e amigo Itamar Ferreira pelo constante interesse e colaboração.

À colega Rita H.B. Jacon pelo auxílio nos trabalhos de microscopia ótica e eletrônica.

Ao Dr. Paulo I. Ferreira e Dr. Waldemar A. Monteiro pela colaboração nos trabalhos de usinagem e microscopia eletrônica, realizados nos laboratórios do IPEN - SP.

À Fundação de Amparo à Pesquisa do Estado de São Paulo - FAPESP - pelo apoio financeiro.

E a todas as pessoas que contribuíram direta ou indiretamente tornando possível a realização deste trabalho.

EFEITO DO COBRE NO MECANISMO DE DEFORMAÇÃO E FRATURA DA LIGA
Al-6Zn-2Mg-XCu, SOLICITADA EM TRAÇÃO MONOTÔNICA

RESUMO

Discute-se neste trabalho a influência que modificações no teor de cobre e tratamento térmico nas ligas Al-6Zn-2Mg-XCu provocam nas propriedades mecânicas em tração monotônica. Em especial, estuda-se o efeito que variações no conteúdo de cobre provocam no comportamento do material frente à deformação e modo de fratura. Com esta finalidade foram considerados três teores de cobre (1 - 1,6 - 2,1%), mantendo-se constante os outros parâmetros tais como composição química dos outros elementos, grau de recristalização e tamanho de grão.

Os resultados mostraram que o incremento do teor de cobre provoca um aumento simultâneo nas propriedades de resistência à tração, ductilidade e coeficiente de encruamento. Estudos utilizando microscopia ótica e eletrônica de varredura permitiram observar que a fratura ocorre pelo micromecanismo de "dimples" sendo que, com o aumento do tempo de envelhecimento, ocorre transição na fratura de predominantemente transgranular para intergranular. Também foi possível determinar que o aumento no teor de cobre não somente provoca um aumento dos precipitados endurecedores, mas também muda o mecanismo de deformação, já que observam-se bandas de deslizamento grosseiras e largamente espaçadas no caso de ligas com baixo teor de cobre e, bandas de deslizamento finas e pouco espaçadas para

altos teores de cobre. Utilizando microscopia eletrônica de transmissão constatou-se uma forte tendência à distribuição heterogênea da deformação para liga com 1% de cobre (T6) com discordâncias cisalhando os precipitados, e uma tendência à distribuição homogênea da deformação com discordâncias se movimentando preferencialmente pelo mecanismo de formação de anéis para a liga com 2,1% de cobre.

As evidências experimentais permitiram verificar que o cobre não somente aumenta a fração volumétrica dos precipitados como também aumenta a quantidade de precipitados semi-coerentes e incoerentes e, com isto, a homogeneidade da deformação.

THE EFFECT OF COPPER CONTENT ON THE DEFORMATION BEHAVIOR AND
FRACTURE MODE OF Al-6Zn-2Mg-XCu ALLOYS UNDER MONOTONIC TEN-
SILE TESTING

ABSTRACT

The effect of copper content and heat treatment of the Al-6Zn-2Mg-XCu alloys on their monotonic properties was investigated. Deformation behavior and fracture mode of these alloys are specially described. Three alloys of 1; 1,6 and 2,1% copper were considered, remaining constant the other variables like chemical composition of other elements, recrystallization degree and grain size.

The results show that increasing copper content simultaneously increase tensile strength, yield strength, ductility and strain hardening exponent. Studies using optical and scanning electron microscopy was observed that fracture proceeds by dimple rupture and with increasing aging time there is a change in the fracture mode from predominantly transgranular to intergranular. At the same time, increasing copper content there is a transition on the deformation behavior from coarse slip bands for the lower copper content to narrow small spacing slip bands for higher copper content. Transmission electron microscopy shows the tendency for inhomogeneous deformation for the 1% copper alloy with dislocation shearing precipitates and homogeneous deformation for the 2,1% copper alloy with precipitates looped by dislocation.

There are experimental evidence that the addition of copper not only increase the volume fraction of strengthening precipitates but also increase the number of partially coherent and incoherent precipitates and thus, the homogeneity of the deformation.

ÍNDICE

	Pag.
CAPÍTULO I	01
INTRODUÇÃO	01
I.1. ANTECEDENTES	01
I.2. OBJETIVOS	03
CAPÍTULO II	05
PRINCÍPIOS GERAIS DO ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO EM LIGAS DE ALUMÍNIO	05
II.1. INTRODUÇÃO	05
II.2. TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZAÇÃO	06
II.2.1. Efeito do resfriamento rápido após solubilização	10
II.3. TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO	12
II.3.1. Natureza do precipitado e fonte de endurecimento	13
CAPÍTULO III	21
MECANISMO DE FRATURA EM LIGAS DE ALUMÍNIO DE ALTA RESISTÊNCIA	21
III.1. INTRODUÇÃO	21
III.2. EFEITO DAS PARTÍCULAS DE 2 ^a FASE	22
III.3. DISTRIBUIÇÃO DA DEFORMAÇÃO EM LIGAS CONTEN- DO PRECIPITADOS	24
III.4. FRATURA DÚTIL	31

	Pag.
III.4.1. Nucleação de vazios	31
III.4.2. Crescimento e coalescência de mi- crovazios	33
CAPÍTULO IV	38
PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS	38
IV.1. MATERIAIS	38
IV.2. TÉCNICAS EXPERIMENTAIS	39
IV.2.1. Caracterização da microestrutura ..	39
IV.2.2. Tratamento térmico de solubilização	41
IV.2.3. Tratamento térmico de envelhecimen- to	42
IV.2.4. Usinagem das amostras	43
IV.2.5. Ensaio de tração	45
IV.2.6. Preparação para estudo da microes- trutura	46
CAPÍTULO V	50
RESULTADOS E DISCUSSÃO	50
V.1. MICROESTRUTURAS CARACTERÍSTICAS DAS LIGAS ...	50
V.2. EFEITO DO COBRE NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS LIGAS Al-6Zn-2Mg-XCu	55
V.3. ANÁLISE FRACTOGRÁFICA	64
V.4. ESTUDO DOS MECANISMOS DE DEFORMAÇÃO E FRATURA	72
V.4.1. Mecanismo de fratura	73
V.4.2. Mecanismos de deformação	80

	Pag.
CAPÍTULO VI	89
CONCLUSÕES	89
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	91
ANEXO 1	99
Método utilizado para o cálculo do coeficiente de encruamento (n)	99

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

I.1. ANTECEDENTES

As ligas de alumínio de alta resistência encontram sua principal aplicação na indústria aeronáutica, seu uso chega a representar aproximadamente 80%, em peso, das estruturas de aeronaves^(1,2). Este fato atribui-se, principalmente, à elevada relação resistência/peso apresentada por estas ligas, bem como às suas propriedades mecânicas de tenacidade à fratura, resistência à fadiga e resistência à corrosão sob tensão.

Para o projetista de ligas maximizar todas estas propriedades, ao mesmo tempo, é uma tarefa difícil. Combinações complexas de diversos parâmetros microestruturais influenciam a obtenção das mesmas. Assim, por exemplo, o aumento da resistência mecânica, via endurecimento por precipitação, pode provocar um abaixamento na tenacidade à fratura e na corrosão sob tensão⁽³⁻⁶⁾.

A necessidade crescente de desenvolver ligas estruturais mais leves e resistentes, tem provocado, nos últimos anos, grande interesse, por parte dos pesquisadores da área, no sentido de entender as relações entre os parâmetros micro-

estruturais e propriedades mecânicas, através da observação e modelação dos mecanismos operantes na deformação e na fratura dessas ligas⁽³⁻¹³⁾.

As ligas de alumínio da série 2XXX e 7XXX, sofrem fratura dútil (ou fibrosa) pelo micromecanismo de "dimples". Este tipo de fratura ocorre por nucleação e crescimento de microvazios, sendo que a nucleação se dá, normalmente, em partículas de 2ª fase. Nesses materiais encontram-se, geralmente, três tipos de partículas^(3,6,7,11): partículas grosseiras (formadas durante a solidificação, devido à presença de impurezas), partículas intermediárias (formadas por elementos adicionados para controle da taxa de recristalização e do tamanho do grão) e partículas finas (responsáveis pelo endurecimento por precipitação). Sendo essas ligas utilizadas, normalmente, após tratamento térmico de envelhecimento, seu endurecimento se dá essencialmente por interação entre discordâncias móveis e partículas finas⁽¹⁴⁻¹⁸⁾. As partículas grosseiras e intermediárias não contribuem para este endurecimento e funcionam como locais de fácil nucleação de trincas.^(6-8,11,12)

No início do processo de fratura, as partículas maiores sofrem decoesão com a matriz ou quebram-se originando microvazios no material. No decorrer do processo de deformação os microvazios são interligados, por coalescência, e, desta forma, provocam a fratura dos ligamentos entre eles. Este mecanismo é diretamente afetado pela presença de partículas finas que endurecem a matriz e conseqüentemente aumentam a resistência à deformação do material. Ao mesmo tempo, este endurecimento provoca concentrações de tensões que induzem a fratura prematura. Macroscopicamente, a ductilidade pode ser alta

ou baixa, dependendo da natureza, forma, dimensão, número e distribuição das partículas de 2.^a fase⁽¹¹⁻¹³⁾.

Desde que as partículas de 2.^a fase têm um papel importante, é evidente que os elementos de liga terão efeitos variados e de grande significância no processo de fratura, devido à formação de diferentes tipos de partículas e constituintes intermetálicos. Isto faz com que o estudo do mecanismo de fratura, através do efeito que diversos elementos de liga exercem na microestrutura do material, tenha uma importância fundamental, tanto para entender o comportamento das ligas, frente às propriedades mecânicas, quanto para permitir o desenvolvimento de novas ligas.

1.2. OBJETIVOS

O presente trabalho tem como finalidade estudar o mecanismo de deformação e modo de fratura de uma liga de alumínio de alta resistência, tipo 7475 (Al-6Zn-2Mg-XCu), solicitada em tração monotônica, sob efeito de mudanças nas características dos precipitados endurecedores. Neste caso, essas mudanças serão consequência exclusivamente das modificações no teor de cobre da liga e de variações no tratamento térmico de envelhecimento. Os demais parâmetros, tais como composição química dos outros elementos presentes, grau de recristalização e tamanho dos grãos, serão mantidos constantes.

Para atingir estes objetivos, o trabalho será desenvolvido em duas etapas:

- i) Determinação das propriedades mecânicas monotônicas da liga 7475 sob efeito das seguintes variáveis:
- conteúdo de cobre;
 - temperatura de envelhecimento;
 - tempo de envelhecimento.
- ii) Análise dos mecanismos de deformação e fratura, nas condições de sobenvelhecimento, máxima resistência (T6) e superenvelhecimento, para os diferentes teores de cobre considerados no trabalho.

CAPÍTULO II

PRINCÍPIOS GERAIS DO ENDURECIMENTO

POR PRECIPITAÇÃO EM LIGAS DE ALUMÍNIO

II.1. INTRODUÇÃO

Os primeiros trabalhos sobre endurecimento por precipitação aconteceram na Alemanha. No início do século (1906-1909) Alfred Wilm's realizando experiências com resfriamento rápido, a partir de aquecimento a elevadas temperaturas, utilizando uma liga de alumínio (Al-4%Cu-0,5%Mg), descobriu acidentalmente que a dureza desta liga aumentava posteriormente com o tempo.

Em 1919, Merica⁽¹⁴⁾ e colaboradores mostraram a ocorrência de um decréscimo na solubilidade sólida do cobre em alumínio com a redução da temperatura. A partir desta constatação, concluíram que a liga aquecida a elevadas temperaturas era composta de uma solução sólida homogênea. Se após este tratamento térmico de solubilização a liga fosse resfriada rapidamente, até a temperatura ambiente, a decomposição da fase CuAl_6 era suprimida e se produziria uma solução sólida supersaturada. O endurecimento era então provocado por precipitação de uma 2ª fase na forma de uma dispersão submicroscópica.

Em 1921, Juffries e Archer^(14,15) chegaram à proposição que o envelhecimento era provocado por "interferências no deslizamento dos grãos" devido à presença de partículas duras dispersas, e que o efeito era mais acentuado quanto mais fina fosse a dispersão das partículas, para uma mesma quantidade de fases. Determinaram, assim, que o endurecimento atinge um máximo, para um tamanho médio de partícula, denotado como "dispersão crítica".

Posteriormente, na década de 30, com a descoberta do raio X e, mais tarde, com a utilização de microscopia eletrônica de transmissão, na década de 50, novas interpretações foram acrescentadas ao fenômeno. O conceito de "interferências de deslizamento" é hoje entendido em termos de interações de discordâncias móveis e precipitados, sendo que o tamanho, a forma das partículas, sua natureza, as interfaces partícula/matriz, podem gerar diferentes tipos de interações e influenciar o comportamento mecânico das ligas.

Estes fatores exercem portanto, um papel determinante no comportamento do material com relação às suas propriedades mecânicas, bem como no mecanismo de deformação e fratura da liga submetida a tratamentos térmicos.

II.2. TRATAMENTO TÉRMICO DE SOLUBILIZAÇÃO

As ligas tratáveis termicamente contêm quantidades de elementos de liga solúveis que excedem o limite de solubi-

lidade sólida de equilíbrio em temperaturas ambiente ou moderadamente altas. A quantidade presente pode ser menor ou maior do que o máximo solúvel na temperatura eutética. A figura II-1 mostra uma porção do diagrama de equilíbrio Al-Cu⁽²⁰⁾ e ilustra essas duas condições.

Duas ligas contendo 4,5% e 6,3% de Cu estão representadas neste diagrama por uma linha vertical (A) e (B), respectivamente. Essas composições se aproximam das ligas comerciais 2025 e 2219⁽²¹⁾, respectivamente.

O diagrama mostra que, para uma mesma estrutura inicial, permanecendo a liga com 4,5%Cu na temperatura entre 515°C e 547°C até que o equilíbrio seja atingido, todo o cobre entrará em solução sólida. Esta operação é chamada tratamento térmico de solubilização. Se a temperatura é então reduzida para um pouco abaixo de 515°C, a solução sólida torna-se supersaturada e há uma tendência para excesso de soluto, em relação à quantidade de elementos realmente solúveis, que conseqüentemente precipitará a temperaturas mais baixas.

A força motriz para a precipitação aumenta com o grau de supersaturação e, conseqüentemente, com o decréscimo da temperatura. Mas, no entanto, a taxa de reação depende também da mobilidade atômica, que é reduzida na medida em que a temperatura decresce.

Toda reação de solubilização-envelhecimento é fundamentalmente reversível com a mudança da temperatura. Em muitas ligas formam-se estruturas de transição durante a precipitação, mas não durante a solubilização. As propriedades físicas e mecânicas dependem não somente se o soluto está ou não em solução, mas também do arranjo atômico particular em

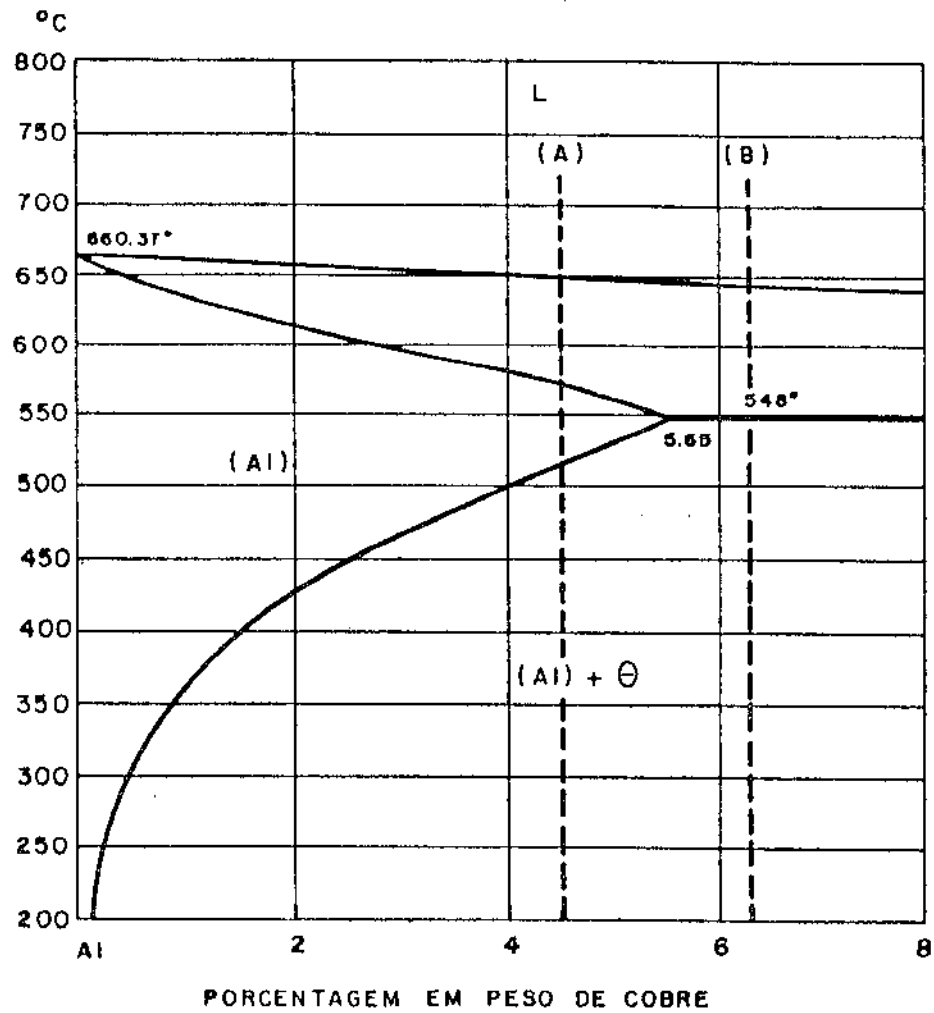


Figura II-1 - Diagrama de equilíbrio Al-Cu⁽²⁰⁾

(A) - 4,5% Cu - liga 2025 (B) - 6,3% Cu

liga 2219

que se encontra, bem como do tamanho e dispersão das fases precipitadas.

Ainda com relação à figura II-1, a liga com 6,3%Cu (b) excede o máximo conteúdo de cobre na temperatura eutética. Esta consiste de uma fase adicional, CuAl_2 não dissolvida na temperatura imediatamente abaixo da eutética. A solução sólida, neste caso, tem mais alta concentração de cobre do que a liga com 4,5%Cu, se a temperatura excede 515°C . Esta maior concentração proporciona maior força motriz para a precipitação em temperaturas mais baixas e aumenta a magnitude das mudanças que podem ocorrer nas propriedades. O CuAl_2 que não é dissolvido a altas temperaturas, permanece inalterado durante aquecimento e resfriamento e provoca mudanças perceptíveis no nível de resistência.

Este diagrama binário Al-Cu é conveniente para ilustrar os princípios do tratamento térmico de solubilização-envelhecimento. Os graus de liberdade adicionais, resultantes da adição de outros componentes ao diagrama de fase binário, produz composições de fases e temperaturas de transformações que não podem ser descritos por um diagrama bidimensional.

O propósito do tratamento térmico de solubilização é colocar a máxima quantidade de elementos endurecedores (Cu, Mg, Zn), em solução sólida na matriz de alumínio. A solução sólida formada, a uma dada temperatura, pode ser retida, em estado supersaturado, por um resfriamento suficientemente rápido. A temperatura escolhida deve ser máxima, no sentido de garantir solubilidade total dos solutos e, ao mesmo tempo, limitada a um nível seguro para evitar superaquecimento e fusão localizada do material. Por exemplo, uma concentração locali-

zada da fase Al_2CuMg na liga 7475, pode provocar uma fusão fora de equilíbrio entre $485^{\circ}C$ e $488^{\circ}C$ ⁽¹⁹⁾.

O tempo requerido para a solubilização depende do tipo de produto, da liga, do procedimento de fabricação e da espessura da seção transversal. Esses fatores estabelecem a proporção de solutos que permanecem em solução bem como o tamanho e distribuição das fases presentes. Uma vez que o produto esteja na temperatura de solubilização, a taxa de dissolução seria a mesma para um dado tamanho de partícula, levando-se em conta a seção transversal do produto. A principal consideração está relacionada com o crescimento da microestrutura, e as distâncias de difusão requeridas para uma satisfatória homogeneidade.

O aquecimento é seguido de um resfriamento rápido, até a temperatura ambiente, com o objetivo de não só preservar intacta a solução sólida formada, como também manter um certo número mínimo de lacunas e, com isto, facilitar o processo de difusão posterior, durante o tratamento térmico de envelhecimento.

II.2.1. Efeito do resfriamento rápido após solubilização

O congelamento da estrutura solubilizada é, em muitas ligas, um estágio crítico da sequência de tratamento térmico^(3,19). O objetivo é preservar intacta, quanto possível, a solução sólida formada na temperatura de tratamento térmico de solubilização, através de um resfriamento rápido até a temperatura próxima à ambiente. Este resfriamento rápido tem tam

bem a função de preservar uma certa quantidade mínima de lacunas na rede cristalina para ajudar a promover a difusão, em baixa temperatura, necessária para a formação das zonas de Guinier-Preston. Os átomos solutos que precipitam em contornos de grãos, em dispersóides ou em outras partículas, bem como as lacunas que migram para as regiões desordenadas do cristal, não vão contribuir para o subsequente endurecimento dado pelo tratamento térmico de envelhecimento.

De um modo geral, os níveis de resistência mais elevados, como também as melhores combinações resistência mecânica e tenacidade à fratura são atingidos com as maiores taxas de resfriamento após solubilização. No entanto, este argumento não pode ser usado independentemente, devido à possibilidade de distorções que podem ocorrer durante este resfriamento, tendo em vista que as grandezas das tensões residuais que se desenvolvem no produto tende a aumentar com a taxa de resfriamento.

O gradiente de temperatura gerado pelo resfriamento brusco induz deformações plásticas por contração ou expansão diferencial. A superfície, resfriando mais rápido que o núcleo, tende a contrair-se e impor um estado de tensões compressivas no interior do produto. Este estado, por sua vez, coloca a superfície em tração. A camada superficial vai deformar-se plasticamente se as tensões de tração são superiores à tensão de escoamento do material. Quando o núcleo resfria o estado de tensão é invertido, permanecendo no material um estado de equilíbrio, com a superfície submetida a tensões de compressão e o interior a tensões de tração.

Estas tensões residuais são, em muitas ligas, ali-

viadas por aplicação de deformações plásticas a frio por tração ou laminação. A grandeza desta deformação é, normalmente, dependendo da liga, em torno de 1 a 6%. Geralmente, esta prática antecede o tratamento térmico de envelhecimento e sua função vai ser a de produzir uma nucleação adicional de partículas precipitadas, em discordâncias, oriundas da deformação plástica, proporcionando um aumento no nível de resistência máxima do material. (6,8)

II.3. TRATAMENTO TÉRMICO DE ENVELHECIMENTO

O tratamento térmico de envelhecimento pode ser realizado à temperatura ambiente (envelhecimento natural) ou a elevadas temperaturas (envelhecimento artificial).

O envelhecimento artificial é caracterizado pela diferenciação no comportamento da resistência mecânica e na dureza do material. Ambos aumentam até um máximo e decrescem com o aumento no tempo de envelhecimento. O efeito de decréscimo nas propriedades, durante um excesso de tempo na temperatura de tratamento, é chamado superenvelhecimento. Este resulta de mudanças no tipo, tamanho e distribuição dos precipitados, como também na interação entre estas partículas e as discordâncias.

Algumas das características importantes do tratamento térmico de envelhecimento estão indicadas a seguir:

- (a) o envelhecimento pode ser retardado ou mesmo suprimido, indefinidamente, pelo abaixamento da

- temperatura;
- (b) a taxa de endurecimento e de subsequente amolecimento pode ser aumentada com a elevação da temperatura. A figura II-2 mostra a variação da resistência mecânica com o tempo e temperatura de envelhecimento para a liga 7075⁽⁷⁾;
 - (c) na faixa de temperatura na qual pode ser obtida a máxima resistência, o nível máximo geralmente decresce com o aumento da temperatura (vide figura II-2);
 - (d) a temperaturas suficientemente altas, não é observado endurecimento e a precipitação causa um inicial e continuado amolecimento.

II.3.1. Natureza do precipitado e fonte de endurecimento

As variações na resistência mecânica, mostradas na figura II-2, indicam que mudanças significativas ocorrem no material quando este é submetido ao tratamento térmico de envelhecimento. Podem, assim, ser caracterizadas, em função do tempo de envelhecimento, três fases distintas, correspondentes às condições de sobenvelhecimento, máxima resistência e superenvelhecimento.

Durante o período inicial de envelhecimento, a principal mudança na solução sólida é a redistribuição de soluto, dentro da rede cristalina, na forma de aglomerados "clusters" ou zonas de Guinier-Preston (G-P)^(14,15,18,23). Esta segrega-

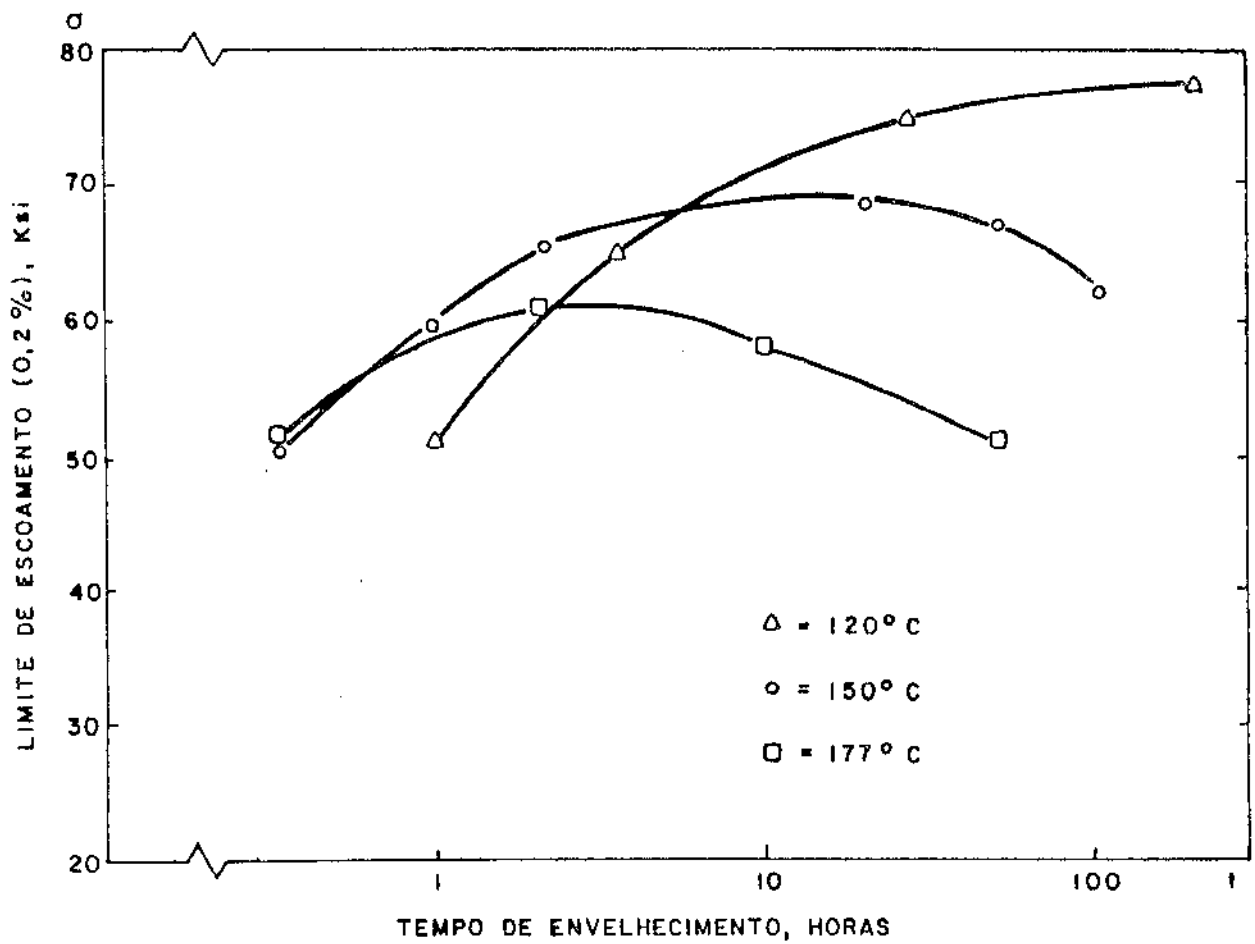


Figura II-2 - Variação da resistência mecânica com a temperatura e com o tempo de envelhecimento para liga 7075⁽⁷⁾

ção local, rica em solutos, produz uma distorção nos planos cristalinos da rede, próximos às zonas G-P, que se estendem por várias distâncias interatômicas ao longo da matriz. O aumento em número e/ou densidade dessas zonas provocam um aumento no grau de perturbação da regularidade e periodicidade da rede cristalina, criando uma interface coerente.

A interface coerente é tal que o plano que constitui a interface partícula/matriz tem uma estrutura cristalina comum. Algum deslocamento pode ser acomodado por deformações elásticas. A grandeza dessa deformação coerente depende da diferença relativa entre os espaços atômicos das duas estruturas.

Desta forma, o aumento da resistência pode ser considerado como sendo resultado de interferências adicionais no movimento das discordâncias quando estas atravessam as zonas G-P. Isto se traduz em um endurecimento devido à produção de novas interfaces partícula/matriz e ao aumento na tensão requerida para mover as discordâncias através da região distorcida por deformações coerentes⁽⁶⁾. (Vide figura II-3(a)).

O aumento progressivo na resistência com o tempo é então atribuído, nesta fase, ao aumento em número e densidade das zonas G-P.

Com o prolongamento do tempo de envelhecimento, as zonas G-P são transformadas ou substituídas por partículas com uma estrutura cristalina distinta daquela da solução sólida, mas também diferente da estrutura de equilíbrio. Essas partículas são chamadas precipitados de transição, os quais caracterizam-se por serem semi-coerentes com a matriz. (Figura II-3(b)). Os precipitados semi-coerentes mantêm coerência

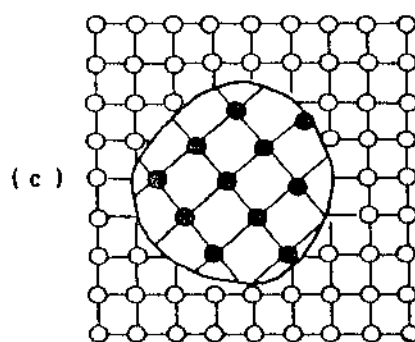
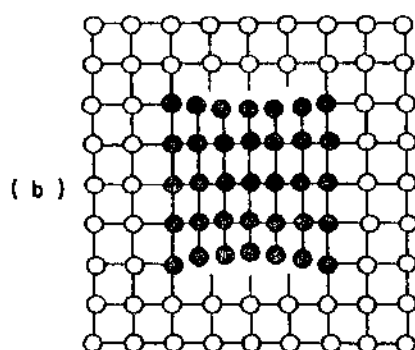
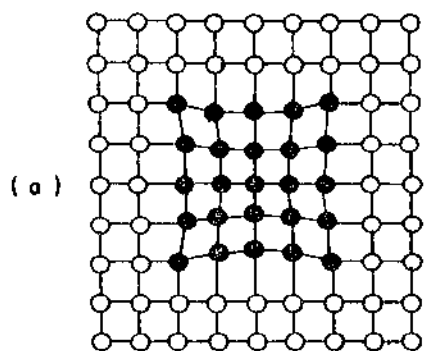


Figura II-3 - Interface precipitado/matriz

(a) interface coerente

(b) interface semi-coerente

(c) interface incoerente

com a matriz somente em alguns planos, por adaptação local de deformações elásticas e em outros são incoerentes.

O endurecimento provocado por estas partículas semi-coerentes está relacionado com o impedimento ao movimento das discordâncias provocados pela presença de deformações no reticulado e pelo aumento de tensão requerida para as discordâncias cisalharem os precipitados. Este cisalhamento vai resultar em um aumento da área externa da interface, ocorrendo assim um encruamento pelo acréscimo da energia de superfície. Desta forma, um aumento adicional de tensão será necessário para mover as próximas discordâncias^(16-17,22-24) (vide figura II-4).

Por este mecanismo, a tensão de cisalhamento resultante vai ser dada por^(3,10):

$$\tau = c f^m r^p \quad (\text{II.1})$$

onde: c = constante;
 f - fração volumétrica de precipitado;
 r - raio da partícula;
 m, p - coeficientes positivos.

Como os coeficientes m e p são positivos, a resistência vai aumentar com o aumento de ambos, fração volumétrica e raio da partícula.

Com o prosseguimento da reação de precipitação, as partículas de transição, semi-coerentes, continuam a crescer. Isto é acompanhado do aumento da deformação coerente, até que a resistência das ligações interfaciais é excedida e a coerência desaparece. Este fato, frequentemente, coincide com a μ

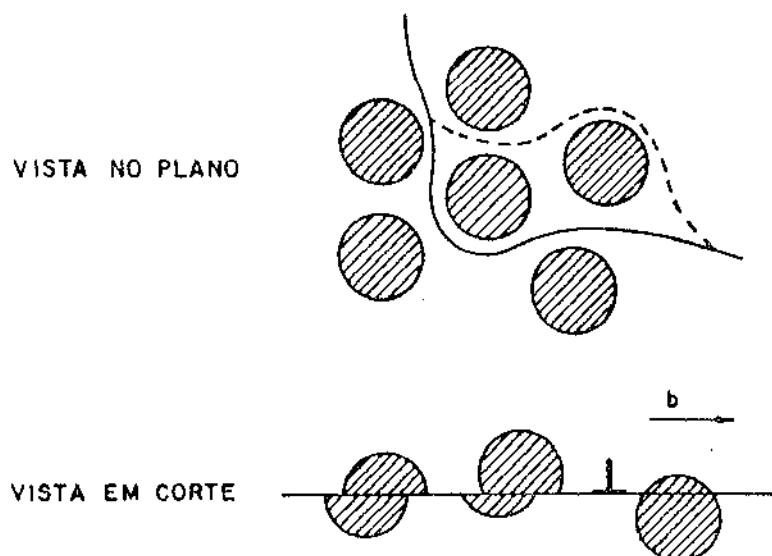


Figura II-4 - Representação esquemática do mecanismo de interação discordância/partículas coerentes. Modelo de Kelly⁽¹⁶⁾

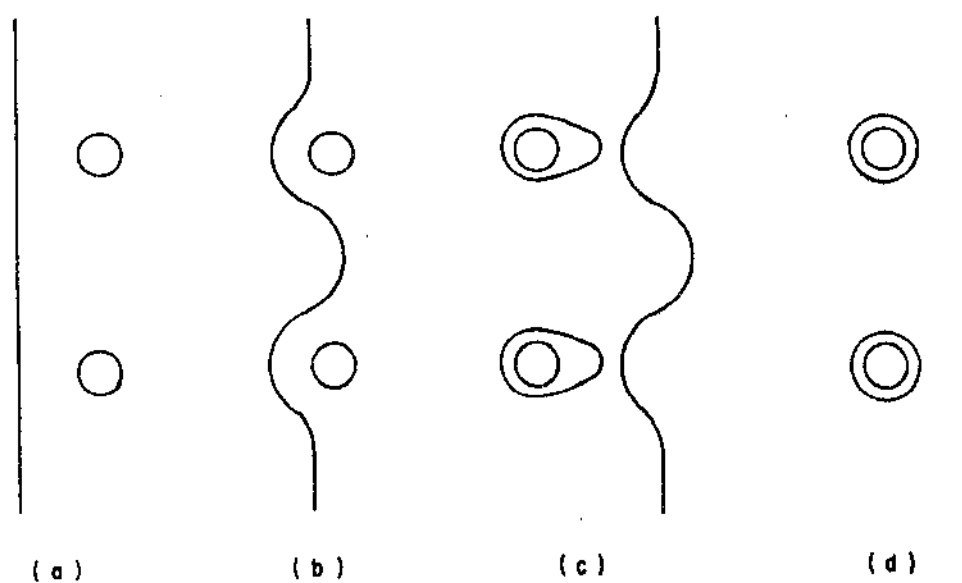


Figura II-5 - Representação esquemática do mecanismo de interação discordância/partículas incoerentes. Modelo de Orowan⁽¹⁶⁾

dança da estrutura dos precipitados de transição para a forma de equilíbrio.

Com a perda da deformação coerente, o efeito de endurecimento é agora produzido pela tensão requerida para as discordâncias contornar os precipitados. Um mecanismo clássico que descreve o comportamento das discordâncias, frente às partículas incoerentes, é dado por Orowan⁽¹⁴⁾.

O mecanismo de endurecimento por dispersão de Orowan descreve que, com o aumento da temperatura e/ou tempo de envelhecimento, os precipitados atingem um diâmetro crítico, d_c . A partir daí, as discordâncias não mais cisalham os precipitados mas passam a contorná-los através do mecanismo de "looping". Na figura II-5 está esquematizado este mecanismo.

Quando a tensão aumenta, as discordâncias podem curvar-se entre as partículas (b). Se a tensão de cisalhamento é suficiente para produzir um raio de curvatura bastante pequeno, permitindo que o segmento da discordância penetre entre duas partículas, a discordância passa a envolver completamente a partícula (c). Em (d), a discordância deixa em seu caminho percorrido anéis em torno das partículas e continua seu movimento com uma tensão menor. Uma segunda discordância vai requerer agora uma tensão mais elevada para atravessar os obstáculos. Essas partículas, após a passagem da primeira discordância, ficam envolvidas por anéis de discordâncias que repelem a discordância subsequente de igual sinal. O efeito resultante é um crescimento aparente de cada partícula, com uma conseqüente redução nos seus espaçamentos, provocando assim o encruamento do material. Neste caso, a tensão de cisalhamento resultante vai ser dada por^(3,14,18):

$$\tau = \frac{0,8 G b \sqrt{f}}{2\pi \{2(1 - U)r\}^{1/2}} \ln \frac{1,6}{r_0} r \quad (\text{II.2})$$

onde: G - módulo de cisalhamento;

b - vetor de Burger;

U - coeficiente de Poisson;

f - fração volumétrica de precipitados;

r_0 - raio da discordância que envolveu a partícula;

r - raio da partícula.

Pelo modelo de Orowan, a resistência vai decrescer com o aumento do raio da partícula. Isto significa que o precipitado já atingiu sua forma de equilíbrio e o crescimento da partícula é dado por coalescência, aumentando assim a discordância média entre partículas.

Ainda com relação à figura II-2, a continuação da reação de precipitação, com o tempo de envelhecimento, vai provocar o coalescimento dos precipitados de equilíbrio e a resistência vai progressivamente decrescendo como consequência do aumento das distâncias entre partículas. Nesta condição, as discordâncias vão encontrar menor número de obstáculos ao seu movimento. Esta situação vai corresponder ao superenvelhecimento do material.

CAPÍTULO III

MECANISMOS DE FRATURA EM LIGAS DE

ALUMÍNIO DE ALTA RESISTÊNCIA

III.1. INTRODUÇÃO

A fratura em ligas de alumínio de alta resistência acontece de forma dútil (ou fibrosa) e envolve nucleação, crescimento e/ou coalescência de microvazios formados por quebra ou decoesão de partículas de 2.^a fase^(6-8,11-13). Este fato faz com que uma série de fatores metalúrgicos estejam envolvidos:

- (a) distribuição de partículas de 2.^a fase;
- (b) resistência das partículas e suas interfaces criadas por fratura ou decoesão com a matriz;
- (c) locais de concentrações de deformação plástica, os quais aceleram o processo de coalescência de vazios;
- (d) tamanho dos grãos, quando o processo de coalescência envolve os contornos dos mesmos.

III.2. EFEITO DAS PARTÍCULAS DE 2.^a FASE

As partículas de 2.^a fase atuam como obstáculos para a deformação plástica. Grandes deformações por cisalhamento podem acontecer no material em geral, mas uma pequena porção de material, ao redor das partículas, não vai tomar parte do processo de deformação. Isto vai causar um sério defeito entre a partícula e a porção de material vizinho e, como consequência, grandes tensões serão desenvolvidas na interface partícula/matriz. Quando estas tensões atingem valores suficientemente elevados, vão aparecer vazios como resultado da decoesão dessas interfaces.

Pelas características do processo, tanto a natureza das partículas de 2.^a fase como as tensões coesivas na interface, terão um papel importante na fratura do material. Desta forma, é evidente que os elementos de liga terão efeitos variados e de grande significância no mecanismo de fratura, devido às diferentes formas, tamanhos, distribuições e resistências que terão estas partículas.

Em ligas de alumínio, podemos classificar basicamente três tipos de partículas de 2.^a fase^(6-8,11):

(a) partículas grosseiras (ou inclusões):

são compostos insolúveis de Fe e Si de composições $(Al_7Cu_2Fe; Mg_2Si; (Fe,Mn)Al_6)$. Estes são formados durante a solidificação do lingote.

São impurezas inerentes ao processo de fabricação da liga, podendo alcançar até 30 μm de diâmetro, normalmente (1,0 a 10 μm). Estas inclusões são visíveis a nível de microscópio ótico.

(b) partículas intermediárias (ou dispersóides):

são compostos complexos, formados de Al-Cu-Ti-Zr. Têm a função de controlar a taxa de recristalização e o tamanho dos grãos. Estas partículas são formadas durante a deformação do material, em elevadas temperaturas, a partir da solução sólida supersaturada. Seus tamanhos variam entre 500 a 5000 Å . Esses precipitados, de altas temperaturas, são estáveis nas temperaturas usuais de solubilização para envelhecimento.

(c) partículas finas (precipitados endurecedores):

são formados durante o tratamento térmico de envelhecimento, como visto no Capítulo II. Os tamanhos desses precipitados estão entre 50 a 500 Å , e são os principais responsáveis pelos elevados níveis de resistência mecânica das ligas de alumínio.

Os três tipos de partículas, presentes nestas ligas, vão exercer papéis importantes no processo de nucleação, crescimento e coalescência de microvazios que conduzirão o material à fratura. Por outro lado, o processo de fratura envolve a movimentação de um número relativamente grande de discordâncias⁽¹⁸⁾. Isto faz com que a distribuição da deformação no material deva ser considerada no processo de fratura, tendo

em vista que o tipo de deslizamento operante é afetado pela presença de precipitados⁽²⁴⁻²⁶⁾.

III.3. DISTRIBUIÇÃO DA DEFORMAÇÃO EM LIGAS CONTENDO PRECIPITADOS

Uma dada quantidade macroscópica de deformação plástica no material pode ser distribuída no cristal de forma homogênea ou heterogênea^(12-14,18,26). Se considerarmos o caso do deslizamento em um único sistema, são possíveis três geometrias no cristal deformado.

Na figura III-1, a situação (a) corresponde à deformação de cisalhamento macroscópica com um ângulo ϕ . As situações (b), (c) e (d) indicam os três caminhos possíveis de deslizamento. Em (b) está formado um degrau de deslizamento de largura H e em (c), a mesma deformação macroscópica é formada por muito menores deslocamentos. Esses dois casos são exemplos extremos da distribuição de deformação heterogênea e homogênea, respectivamente. Em (d) observa-se um deslizamento localizado em uma banda de largura B , com banda de deslizamento espaçadas de A . Esta corresponde a uma situação intermediária entre as duas anteriores com relação a distribuição da deformação. Se b , é o vetor de Burger sobre o sistema de deslizamento em questão e n , o número de discordâncias móveis no plano particular de deslizamento, o ângulo de cisalhamento ϕ vai ser dado por:

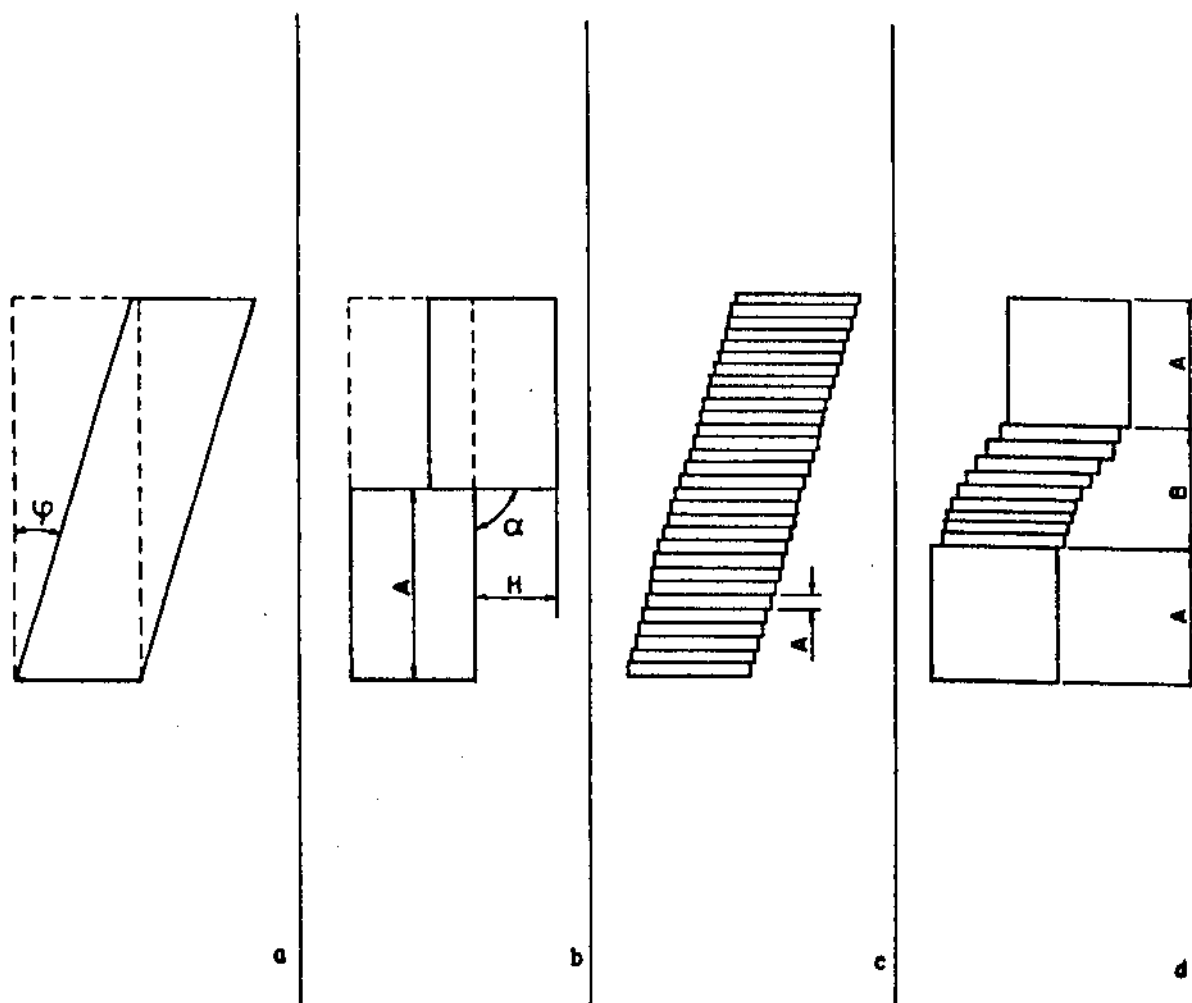


Figura III-1 - Possibilidades geométricas para a deformação plástica em um sistema de deslizamento (único⁽²⁶⁾). A é o espaçamento do degrau de deslizamento, H é a largura do degrau de deslizamento, B é a espessura da banda de deslizamento, α é o ângulo entre o plano de deslizamento e a superfície do cristal e ϕ é o ângulo de cisalhamento.

$$\phi = \frac{\Sigma H}{\Sigma A} = \frac{\Sigma n b \text{ sen } \alpha}{\Sigma A} \quad (\text{III.1})$$

Numerosos fatores metalúrgicos afetam a distribuição da deformação no material. Hornbogen⁽²⁶⁾ mostra como o tipo de interação entre discordâncias e precipitados interferem na formação das bandas de deslizamento. Bandas de deslizamento grosseiras são favorecidas pela presença de partículas cisalhadas por discordâncias e poucos sistemas de deslizamento operantes. Por outro lado, bandas de deslizamento finas estão presentes no material quando este favorece a presença de contornamento das partículas por discordâncias ("looping"), ascensão de discordâncias ("climb") e a operação de vários sistemas de deslizamento.

Nas ligas de alumínio, endurecidas por tratamento térmico de envelhecimento, quando o diâmetro dos precipitados atinge um tamanho crítico d_c , o deslizamento ocorre segundo o mecanismo de Orowan; as discordâncias contornam os precipitados, deixando, no plano de deslizamento, um acúmulo de anéis de discordâncias em torno dos precipitados. Isto favorece um endurecimento por deformação do plano sobre o qual as discordâncias estão se movimentando. Desta forma, energeticamente, é favorecida a ocorrência da deformação em outros planos de deslizamento ainda não endurecidos pelo trabalho de deformação. Assim a deformação tende a ser homogênea nesses materiais.

Por outro lado, para ligas com dispersão de partículas de diâmetro médio menor que o diâmetro crítico d_c , durante o escoamento, as partículas são cisalhadas pelas discordâncias de uma quantidade equivalente a um vetor de Burger, b .

Sobre o plano do deslizamento as seções transversais efetivas das partículas são reduzidas após a passagem da primeira discordância (vide figura II-4). As discordâncias subsequentes, provenientes da mesma fonte e deslizando no mesmo plano, vão novamente cisalhar as partículas, agora com seções transversais menores, e provocar assim um amolecimento no plano de deslizamento (18,24,26).

Este fato pode ser melhor demonstrado, partindo-se da equação geral para a tensão de cisalhamento resultante, quando o cristal contém uma dada fração volumétrica de precipitados, f , com diâmetro médio, d .

$$\tau = C f^{1/2} d^{1/2} \quad (\text{III.2})$$

onde: C = constante dependente do tipo de mecanismo de endurecimento operante.

Se n discordâncias de vetor de Burger b cisalham uma dada partícula, a seção transversal da mesma, no plano de deslizamento, será reduzida da quantidade " $n b$ ". Assumindo por simplicidade que o plano corta a partícula no seu diâmetro, a tensão resultante para um cisalhamento posterior será:

$$\tau = C f^{1/2} (d - n b)^{1/2}$$

$$\tau = C f^{1/2} d^{1/2} (1 - n b/d)^{1/2} \quad (\text{III.3})$$

O plano de deslizamento é então amolecido por trabalho de deformação, de maneira que a deformação tende a con-

centrar-se neste plano, isto é, a deformação tende a ser heterogênea em tal cristal.

A figura III-2 ilustra como varia a tensão de cisalhamento em função do número de discordâncias, mostrando a tendência ao amolecimento por deformação do plano de deslizamento quando as partículas são cisalhadas pelas discordâncias (deformação heterogênea) e a tendência ao endurecimento do plano de deslizamento quando as partículas são contornadas pelas discordâncias (deformação homogênea; $d > d_c$).

Hornbogen⁽²⁶⁾ considera a mudança na variação $d\tau/dn$ em função do tempo de envelhecimento, equação III.4.

$$\frac{d\tau}{dn} = - \frac{b C f^{1/2}}{2 d^{1/2} (1 - n b/d)^{1/2}} \quad (\text{III.4})$$

Suas conclusões são mostradas esquematicamente a partir da figura III-3. Quando as partículas são nucleadas, $d\tau/dn$ assume valores negativos, encontrando-se um valor mínimo quando a fração volumétrica de partículas finas é máxima. Neste ponto, a tendência à deformação heterogênea é máxima. A medida que as partículas crescem, $d\tau/dn$ torna-se menos negativo e se aproxima de zero quando $d = d_c$. Quando o tamanho médio das partículas excede o diâmetro crítico, d_c , o mecanismo predominante é o de contornamento das partículas pelas discordâncias e o plano de deslizamento passa a ser endurecido por trabalho, conduzindo a um deslizamento homogêneo. Os valores de $d\tau/dn$ passam a ser positivos.

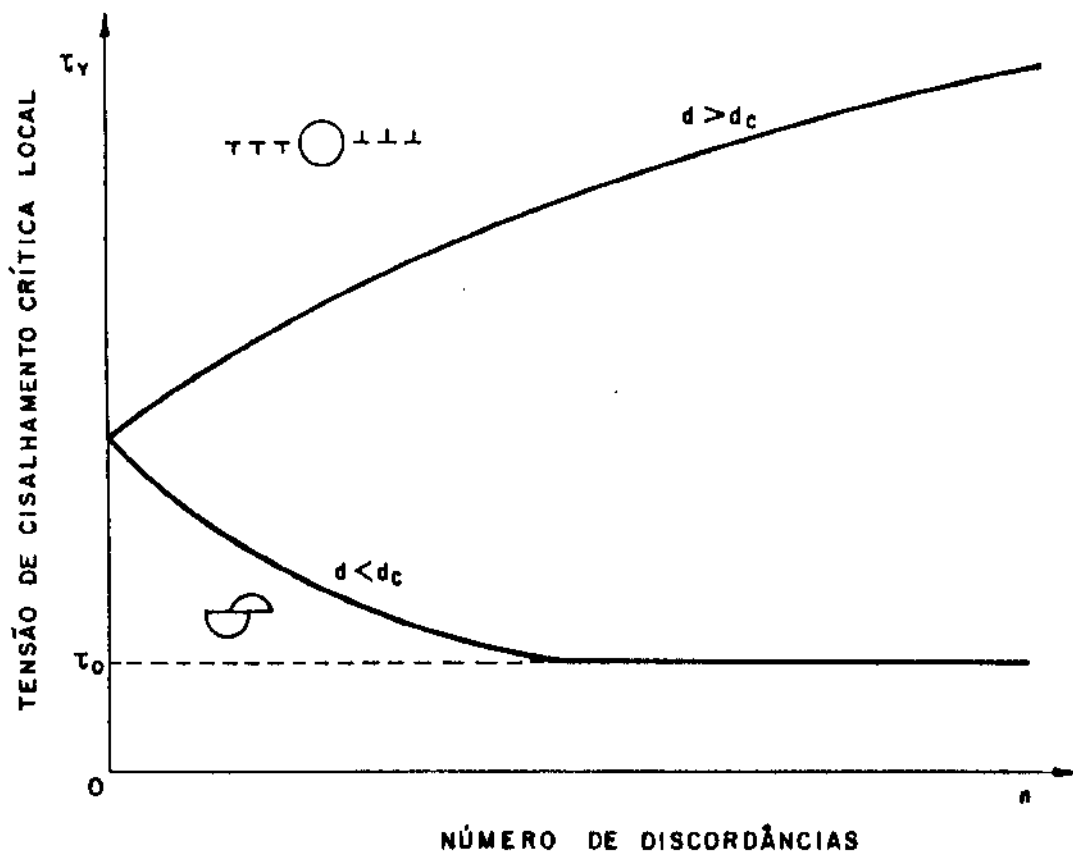


Figura III-2 - Variação da tensão de cisalhamento crítica local τ_y , em função do número de discordâncias n que passam através do plano de deslizamento⁽²⁶⁾.

$d > d_c$ - mecanismo de anéis ("looping")

$d < d_c$ - mecanismo de cisalhamento

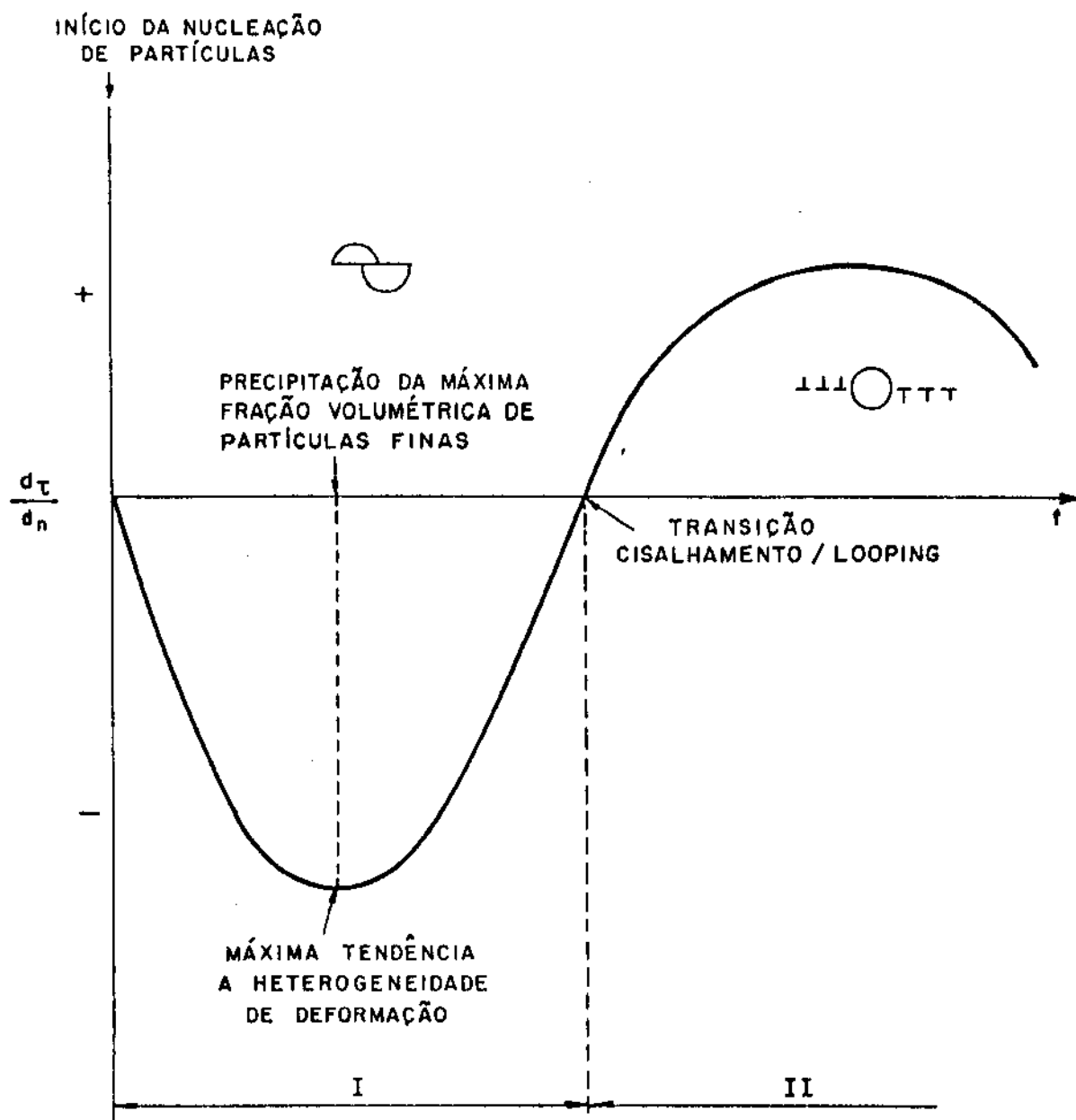


Figura III-3 - Representação esquemática da variação $d\tau/dn$ em função do tempo de envelhecimento (18).

- I - Deformação heterogênea, causada por cisalhamento de partículas
- II - Deformação homogênea, causada pela formação de anéis ("looping")

III.4. FRATURA DÚTIL

A falha em materiais dúteis ocorre pela concentração de deformação plástica em uma região localizada⁽¹¹⁻¹³⁾. Um modelo idealizado do processo de fratura está ilustrado na figura III-4.

O material submetido a uma determinada tensão pode-se deformar plasticamente por cisalhamento, através de um único plano de deslizamento, figura III-4(a). Se dois planos de deslizamento ortogonais são operativos, a deformação plástica vai ocorrer com a formação de uma estricção no material, figura III-4(b). Na prática, o material dútil vai falhar com uma redução de área muito menor que 100%. Isto porque, nos materiais reais, a ruptura dútil se processa simultaneamente com a formação de vazios dentro dos mesmos⁽²⁵⁻³¹⁾.

A fratura dútil, em materiais contendo partículas de 2.^a fase, é iniciada pela geração de vazios formados por quebra ou decoesão dessas partículas⁽¹¹⁾. Estes vazios crescem, com a deformação do material e, posteriormente, coalescem por um mecanismo interno de estricção. Isto vai provocar no material a superfície de fratura alveolar (fratura por "dimples"), característica da falha dútil.

III.4.1. Nucleação de vazios

As partículas grosseiras (ou inclusões) são relati-

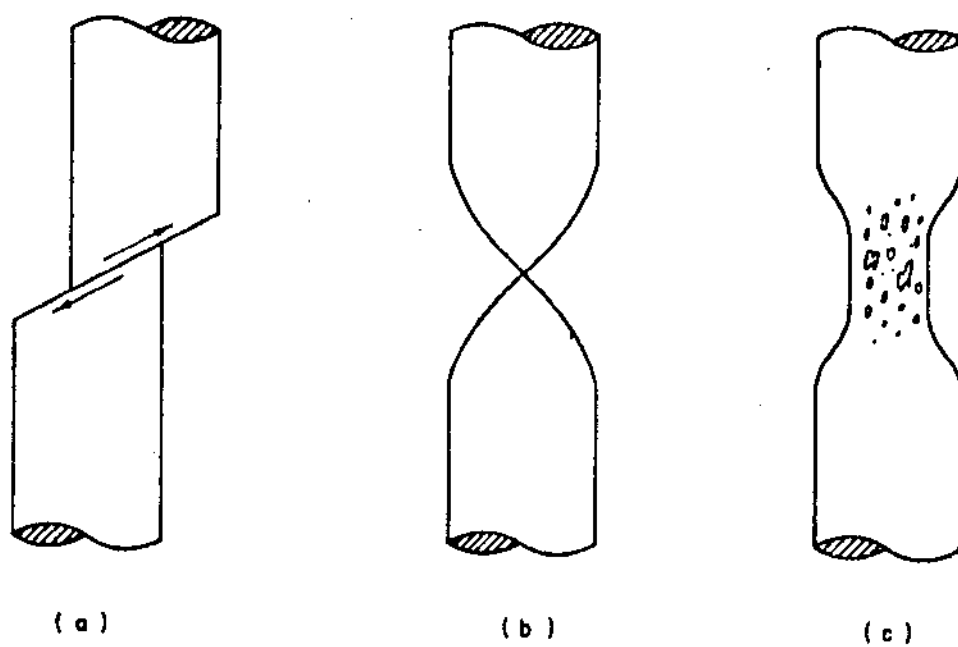


Figura III-4 - Representação esquemática dos mecanismos de fratura dútil⁽¹⁸⁾

- (a) cisalhamento único - idealizado,
- (b) simples estrição - idealizado,
- (c) processo de crescimento e coalescência de vazios - real.

vamente frágeis e, portanto, não podem acomodar a deformação plástica da matriz circundante. Consequentemente elas falham quando ainda o material está pouco deformado⁽²⁵⁾. No caso de ligas de alumínio⁽¹¹⁻¹³⁾, as partículas grosseiras normalmente falham a níveis de 2 a 3% de deformação, porém, a fratura final do material ocorre a níveis de deformação em torno de 20 a 25%. Estas observações implicam que as inclusões podem determinar a localização da fratura dútil, mas elas não podem isoladamente ser responsáveis pelo processo de fratura.

Quando fraturada, estas partículas grosseiras provocam uma concentração local de tensões originando um aumento localizado de deformação, o qual, na ausência de partículas, seria obtido como a deformação média em todo o material. Com o aumento da deformação, as partículas intermediárias, não podendo suportar as deformações sofridas pela matriz, quebram-se ou perdem coerência com a matriz formando microvazios que crescem com o deslizamento. Estudos feitos por Broek⁽¹¹⁾, em ligas de alumínio, mostram, de forma geral, que as partículas alongadas tendem a quebrar-se, enquanto que as partículas arredondadas perdem coerência com a matriz. A figura III-5 ilustra esquematicamente a falha dessas partículas em termos de deslizamento, e a figura III-6 mostra o caminho percorrido pela trinca; os microvazios formados, nas partículas intermediárias, crescem e coalescem, fazendo a ligação com as partículas grosseiras.

III.4.2. Crescimento e coalescência de microvazios

Os microvazios nucleados em torno das partículas,

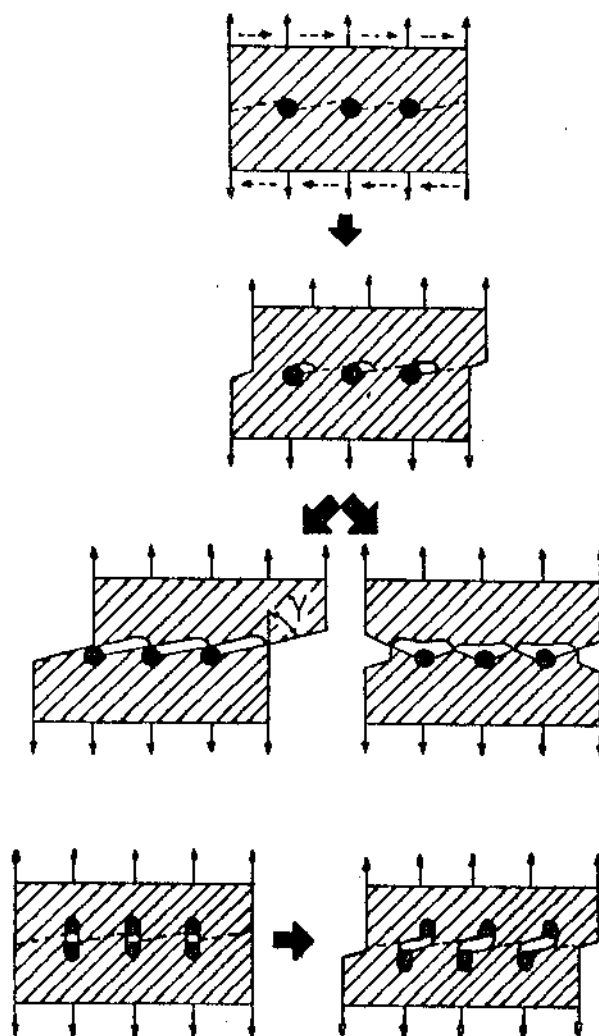


Figura III-5 - Representação esquemática da formação de microvazios em partículas de 2.^a fase⁽¹¹⁾

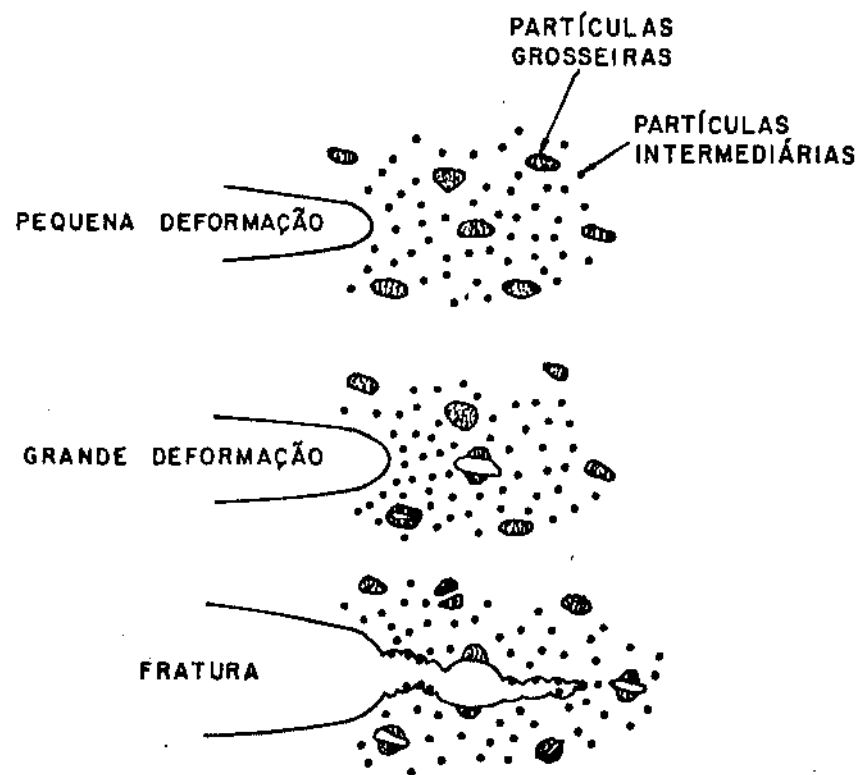


Figura III-6 - Representação esquemática do processo de fratura⁽¹¹⁾

crecem com o aumento da tensão aplicada e posteriormente coalescem provocando a fratura no material^(12,18,25,32).

Brown e Embury⁽³²⁾ desenvolveram um modelo assumindo que os microvazios crescem se alongando plasticamente. Como a matriz, entre os microvazios vizinhos, não pode sofrer grandes deformações locais, devido à restrição plástica exercida pelo material ao seu redor, vai ocorrer alta concentração de tensões e o vazio esférico se alonga inicialmente a uma taxa maior do que a do material (figura III-7(a)). Com o decorrer do processo de deformação, os microvazios tornam-se elípticos e crescem mais lentamente, até que, quando muito alongados, eles se estendem a uma mesma taxa que o material.

Quando os vazios estão alongados de um comprimento igual ao seu espaçamento (figura III-7(b)), pode ser construído, entre os vazios, um campo de linha de deslizamento plástico, de tal maneira que a restrição plástica, prevenindo a deformação local, é removida. Brown e Embury consideram que uma vez formada a geometria dada pela figura III-7(b), ocorrerá um adicional escoamento plástico localizado sobre as linhas de deslizamento e a fratura dútil ocorre imediatamente (figura III-7(c)). A fratura consistirá de alvéolos ("dimples") sendo que cada um deles conterá uma partícula.

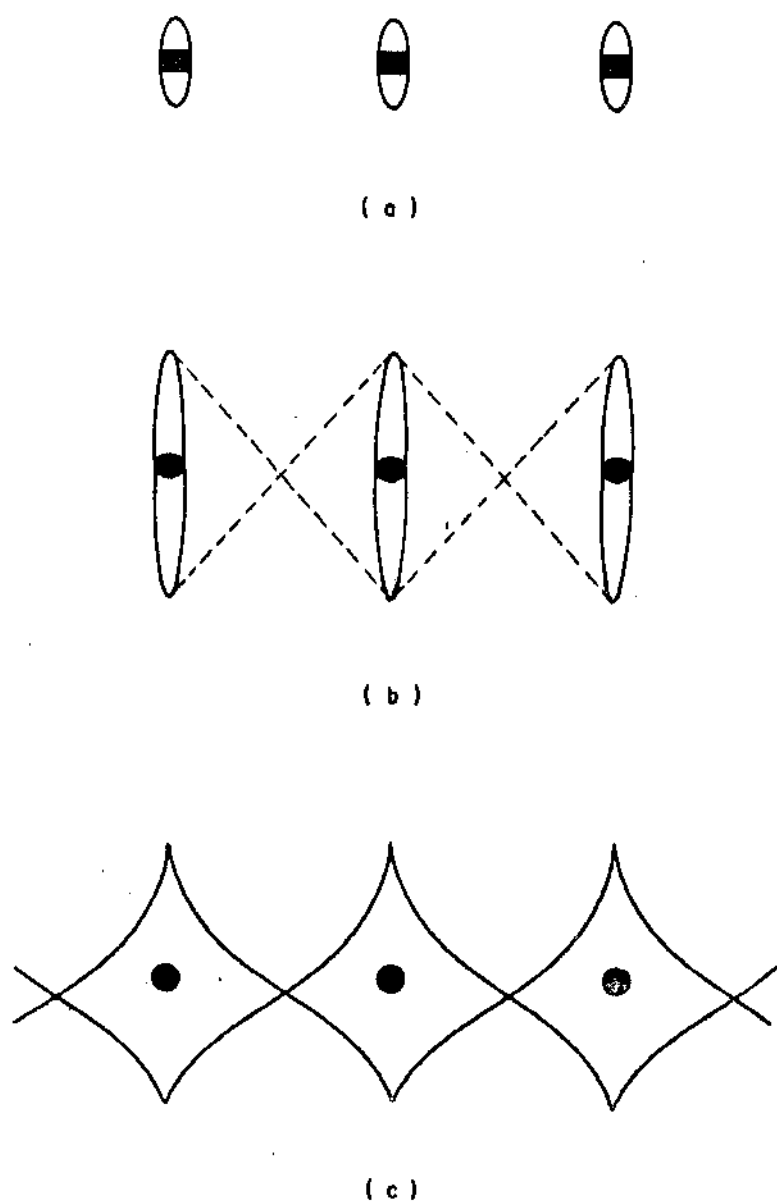


Figura III-7 - Mecanismo de crescimento e coalescência de microvazios. Modelo de Brown e Embury⁽³²⁾

(a) crescimento

(b) coalescência

(c) fratura por alvéolos contendo partículas de 2ª fase.

CAPÍTULO IV

PROCEDIMENTOS EXPERIMENTAIS

IV.1. MATERIAIS

As ligas utilizadas nesta pesquisa foram preparadas pela ALCOA TECHNICAL CENTER, Pennsylvania, USA. Basicamente são ligas de alumínio de alta resistência, do tipo 7XXX (Al-6Zn-2Mg-XCu), utilizadas na indústria aeronáutica para fins estruturais. Em particular, essas ligas foram preparadas com baixo nível de impurezas (Fe e Si), com a finalidade de melhorar suas propriedades de tenacidade à fratura e de resistência à corrosão sob tensão, e com diferentes teores de cobre, com o objetivo de estudar a influência desse elemento nas propriedades mecânicas.

As composições químicas das ligas estudadas encontram-se na tabela IV-1. Os resultados de análise foram fornecidos pela University of Virginia, Charlottesville, Virginia, USA.

LIGA	Zn	Mg	Zr	Fe	Si	Ti
2,1% Cu	5,92	2,10	0,12	0,07	0,06	0,02
1,6% Cu	6,07	2,22	0,12	0,05	0,06	0,02
1,0% Cu	6,05	2,20	0,12	0,05	0,06	0,02

Tabela IV-1 - Composição química das ligas (% em peso)

Pode-se observar que as ligas foram preparadas com quantidades similares de elementos de liga, com exceção da variação, intencional, no teor de cobre.

Os materiais foram recebidos no estado laminado e, da mesma forma, o processo de fabricação mecânica foi conduzido, utilizando-se os mesmos esquemas de laminação (deformações, temperaturas e tempos), com o objetivo de se obter microestruturas similares, para as três composições e estudar assim o efeito da variação do teor de cobre nas ligas.

A sequência de processamento utilizada foi a seguinte: placas com 5,6 cm de espessura foram solubilizadas a 480°C, por 12 horas e posteriormente resfriadas ao ar até a temperatura de 400°C. Em seguida, foram laminadas utilizando-se uma sequência de 8 passes, com reaquecimento a 400°C entre cada um deles. O esquema de redução utilizado foi, em porcentagem: 18,2 - 11,1 - 12,5 - 14,3 - 16,7 - 25,0 - 40,0 - 44,4.

IV.2. TÉCNICAS EXPERIMENTAIS

IV.2.1. Caracterização da microestrutura

Foi utilizado microscópio ótico para a observação

da microestrutura.

Como a estrutura dos grãos encontra-se parcialmente recristalizada, foi medido o grau de recristalização (porcentagem em volume de grãos recristalizados), utilizando-se o método de contagem por pontos^(4,33). Devido à grande variação do grau de recristalização com a distância, da superfície ao núcleo da chapa, a medida foi realizada tomando-se o valor médio através de toda a espessura, utilizando-se as seções longitudinal e transversal.

O método de determinação consiste na superposição de um reticulado sobre a fotomicrografia. Deve-se contar as intersecções do reticulado que estiverem sobre os grãos recristalizados. A fração volumétrica de grãos recristalizados será dada por:

$$G_R = \frac{P_i}{P_t} \times 100 \quad (\text{IV.1})$$

onde: G_R - (%) de grãos recristalizados

P_i - número de intersecções do reticulado incidentes nos grãos recristalizados

P_t - número total de intersecções do reticulado.

O tamanho dos grãos recristalizados e não recristalizados foram medidos pelo método do intercepto⁽³³⁾. Este consiste na superposição de um círculo de diâmetro conhecido sobre a microestrutura na qual se deverá medir o tamanho do grão. Desta forma, deve-se contar o número de intersecções do

círculo com os contornos dos grãos da microestrutura. O diâmetro médio dos grãos será dado por:

$$\bar{\phi} = \frac{L}{M N} \quad (\text{IV.2})$$

onde: $\bar{\phi}$ - diâmetro médio dos grãos

L - perímetro do círculo superposto

N - número de intersecções

M - aumento utilizado no microscópio.

IV.2.2. Tratamento térmico de solubilização

As chapas laminadas, com 0,64 cm de espessura, foram cortadas, na direção longitudinal, em tiras de 1,40 cm de largura por 30 cm de comprimento. Para garantir homogeneidade nas dimensões, as tiras foram frezadas em uma frezadora universal.

Essas tiras foram submetidas ao tratamento térmico de solubilização a $(482 \pm 5)^{\circ}\text{C}$ durante 1 hora. O equipamento utilizado foi um forno de resistência, tipo mufla, comandado por um controlador tipo liga-desliga, acoplado a um termopar Cromel-Alumel. Para garantir a variação de temperatura na faixa $\pm 5^{\circ}\text{C}$, as amostras foram acondicionadas em uma manta de amianto e a temperatura foi acompanhada por um termopar, inserido no centro das amostras, acoplado a um registrador gráfico.

Imediatamente após o resfriamento brusco, em água, as tiras foram pré-tensionadas, a uma deformação permanente

de aproximadamente 1,5% no alongamento, utilizando-se uma máquina de tração universal e extensômetro eletrônico, na escala 1:200, para acompanhar a deformação.

Posteriormente, as tiras foram cortadas longitudinal e transversalmente, obtendo-se dois tipos de amostras:

(a) amostras 1 - tarugos de 0,64 x 0,64 x 10,0 (cm)

(b) amostras 2 - tiras de 0,20 x 0,64 x 10,0 (cm).

IV.2.3. Tratamento térmico de envelhecimento

As amostras 1 e 2 foram submetidas ao tratamento térmico de envelhecimento artificial. Utilizou-se um forno, tipo poço, de aquecimento resistivo, construído especialmente para esta finalidade. O aquecimento foi comandado por um controlador de temperatura eletrônico, digital, com linearizador, tipo liga-desliga, acoplado a um termopar Fe-Co. O forno foi alimentado através de um variac que permitiu a redução da voltagem para 30 volts. Com este sistema foi possível obter uma variação na temperatura de tratamento de $\pm 1^{\circ}\text{C}$. Esta variação foi acompanhada por um registrador gráfico PHILIPS.

As temperaturas de tratamento utilizadas foram 120°C e 150°C . O critério utilizado para o tempo de envelhecimento foi o de se obter no material as condições de sobenvelhecimento, resistência máxima e superenvelhecimento, nas duas temperaturas, para as três composições estudadas.

IV.2.4. Usinagem das amostras

(a) amostras 1:

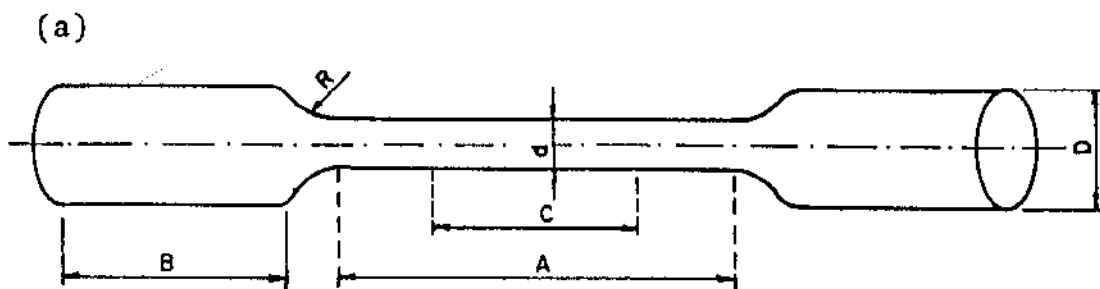
Após o tratamento térmico de envelhecimento, essas amostras foram usinadas em uma máquina especial para a confecção de corpos de prova cilíndricos. Esta máquina possui uma freza que trabalha a 20000 rpm, sendo que o corpo de prova, preso entre pontas, também possui movimento de rotação. O perfil de corte é dado por um gabarito, que garante a reprodutibilidade de fabricação. Uma outra característica importante é que este tipo de usinagem não introduz tensões internas no material, o que é crítico quando se confecciona os corpos de prova por outro processo, por exemplo torneamento. Além disso, este processo possibilita uma redução de alguns centêsimos, no centro dos corpos de prova, garantindo a ruptura dos mesmos neste local, quando se realiza o ensaio de tração.

As dimensões nominais dos corpos de prova cilíndricos encontram-se na figura IV-1(a). Estes foram confeccionados segundo a NBR-6152/80.

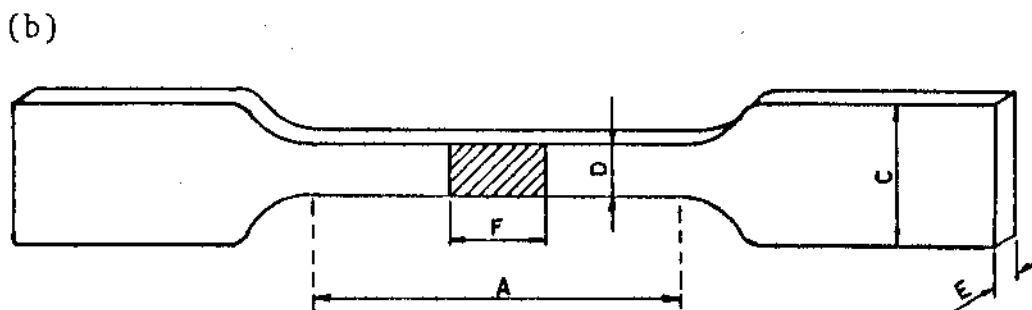
(b) amostras 2:

Os corpos de prova das amostras 2 foram obtidos por frezamento, utilizando-se uma frezadora vertical. As dimensões nominais encontram-se na figura IV-1(b).

Após a operação de usinagem, esses corpos de prova foram lixados mecanicamente, até lixa 600 e posteriormente polidos eletroliticamente em sua seção central (área hachurada na figura IV-1(b)).



A - comprimento da parte útil	2,4 cm
B - comprimento da garra	2,5 cm
C - comprimento de referência	2,0 cm
R - raio de curvatura	0,63 cm
D - diâmetro do cilindro	0,64 cm
d - diâmetro da parte útil	0,4 cm



A - comprimento da parta útil	4,0 cm
C - largura do corpo-de-prova	0,64 cm
D - largura da parte útil	0,4 cm
E - espessura do corpo-de-prova	0,15 cm
F - comprimento da parte polida eletroliticamente	0,5 cm

Figura IV-1 - Dimensões nominais dos corpos de prova para ensaio de tração monotônica

(a) amostra 1 - corpos de prova cilíndricos

(b) amostra 2 - corpos de prova planos.

O polimento eletrolítico foi realizado nas seguintes condições:

catodo - aço inoxidável

eletrólito - 700 ml de álcool etílico

120 ml de água destilada

100 ml de butil glicol

68 ml de ácido perclórico 70%

densidade de corrente: $1,5 \text{ A/cm}^2$

tempo: 20 seg.

IV.2.5. Ensaio de tração

Com o objetivo de determinar as propriedades mecânicas das ligas -- limite de escoamento, limite de resistência, % de alongamento, % de redução de área e coeficiente de encruamento --, os corpos de prova foram ensaiados em tração monotônica, utilizando-se uma máquina MTS - 10 ton. As propriedades mecânicas foram obtidas através do registro, em papel milimetrado, das curvas de carga em função do deslocamento do pistão. O limite de escoamento foi obtido, com estensômetro eletrônico, a uma deformação de 0,2%, e o limite de resistência através da leitura da carga máxima fornecida pela máquina. O coeficiente de encruamento foi calculado utilizando-se o gráfico carga vs. deslocamento do pistão, de acordo com o método dado no anexo 1.

Inicialmente foram ensaiadas uma série de corpos de prova cilíndricos (amostras 1) com o objetivo de obter as curvas de envelhecimento (resistência vs. tempo de envelhecimen-

to) e determinar assim as condições de sobenvelhecimento, resistência máxima e superenvelhecimento, nas duas temperaturas de tratamento (120°C e 150°C, para as três ligas estudadas). Em seguida, foram realizados novos ensaios, em amostras envelhecidas, nas condições de envelhecimento anteriormente definidas. No primeiro caso, foi realizado um ensaio para cada condição de envelhecimento, e no segundo, dois ensaios para cada condição.

Uma outra série de corpos de prova de amostras (1), envelhecidas na condição de resistência máxima - 120°C por 24 horas - (T6), foram tracionadas até a deformação de 2% no alongamento, utilizando-se extensômetro eletrônico. Esta deformação foi realizada com o objetivo de estudar o mecanismo de deformação influenciado pelo conteúdo de cobre nas ligas.

Os corpos de prova de amostras (2) foram tracionadas até a ruptura com o objetivo de estudar os mecanismos de deformação e fratura das ligas, afetados pelos tratamentos térmicos e pelo teor de cobre.

IV.2.6. Preparação para estudo da microestrutura

Microscopia ótica

A revelação da microestrutura característica das ligas foi feito em amostras previamente lixadas mecanicamente, até lixa 600, posteriormente polidas mecanicamente, com pasta de diamante e atacadas com reagente de Keller.

Foram observadas também, em microscópio ótico, as

superfícies polidas eletroliticamente das amostras 2, tracionadas até a fratura. As condições de polimento encontram-se no índice IV.2.4. Esta técnica foi aplicada com a finalidade de estudar o mecanismo de deformação e fratura das ligas.

Microscopia eletrônica de varredura

O estudo fractográfico nas superfícies fraturadas, das amostras 1, foi realizado utilizando-se microscopia eletrônica de varredura. Essas observações foram feitas, para as três ligas e em todas as condições de envelhecimento estudadas, com o objetivo de verificar o tipo de fratura e as modificações no mecanismo em função do teor de cobre, temperatura e tempo de envelhecimento.

Também as superfícies polidas das amostras 2 foram observadas no microscópio eletrônico de varredura, com o objetivo de verificar, com maiores resoluções, o mecanismo de deformação das ligas através de bandas de deslizamento.

Microscopia eletrônica de transmissão

A identificação dos mecanismos de deformação, que conduzem o material à ruína, necessitou de uma observação mais detalhada, a nível da subestrutura, com microscópio eletrônico de transmissão. Neste caso, o material deve ser transparente ao feixe de elétrons. Isto pode ser obtido através da preparação de folhas extremamente finas ("thin foil"), da ordem de 500 a 1500 Å.

Quando o feixe de elétrons passa através do mate-

rial, ele perde energia nos lugares de maior densidade. Isto significa que as partículas pequenas do material aparecerão como áreas escuras na imagem. O feixe de elétrons será difratado nos lugares onde a estrutura cristalográfica regular está deformada, assim discordâncias e contornos de grãos e subgrãos aparecerão como linhas escuras na imagem.

As amostras usadas para análise de transmissão foram obtidas dos corpos de prova de tração (amostras 1), tratados termicamente na condição T6 (120°C x 24 h.) e deformados em tração monotônica a 2% no alongamento, para as três composições de cobre. Da parte central de cada corpo de prova foram retiradas 4 amostras de 3 mm de diâmetro e 25 μ m de espessura.

Esses discos foram lixados mecanicamente até a espessura aproximadamente igual ou inferior a 5 μ m. Posteriormente foram submetidos à técnica de eletropolimento, utilizando-se um aparelho Tenupol-Struern, obtendo-se a folha fina para a observação no microscópio.

O eletrolito utilizado e as condições de polimento foram:

eletrolito: 700 ml de álcool etílico
 120 ml de água destilada
 100 ml de butil glicol
 70 ml de ácido perclórico (70%)

condições: potencial - 50 V
 amperagem - 0,9 A

O aparelho é dotado de uma célula fotoelétrica que interrompe o polimento quando ocorre passagem de luz, através

da amostra, proveniente de uma fonte que se encontra do lado oposto à célula.

Para observação da microestrutura utilizou-se um aparelho Jeol, modelo JEM-200C, com voltagem de aceleração do feixe eletrônico de 200 kV.

CAPÍTULO V

RESULTADOS E DISCUSSÃO

V.1. MICROESTRUTURAS CARACTERÍSTICAS DAS LIGAS

O processo de fabricação das ligas foi conduzido de maneira a se obter microestruturas similares para as três composições estudadas. Desta forma, pode-se isolar o efeito do cobre, já que a composição química dos outros elementos se manteve aproximadamente constante. (Vide Tabela IV-1).

As fotomicrografias da figura V-1 mostram as microestruturas características das três ligas com diferentes conteúdos de cobre. Estas são compostas, na sua maior parte, de grãos não recristalizados, contendo subgrãos, grãos recristalizados e algumas inclusões ricas em ferro e silício⁽⁴⁻¹⁰⁾. Ambos, forma e tamanho dos grãos e distribuição e tamanho das inclusões são estabelecidos durante os primeiros estágios de fabricação das ligas e não são afetados pelos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento^(38,39). As fotomicrografias apresentadas foram obtidas com o material no estado laminado.

A estrutura dos subgrãos, dentro dos grãos não recristalizados é mostrada na fotomicrografia da figura V-2. Estes são formados, por recuperação dinâmica, durante o traba-

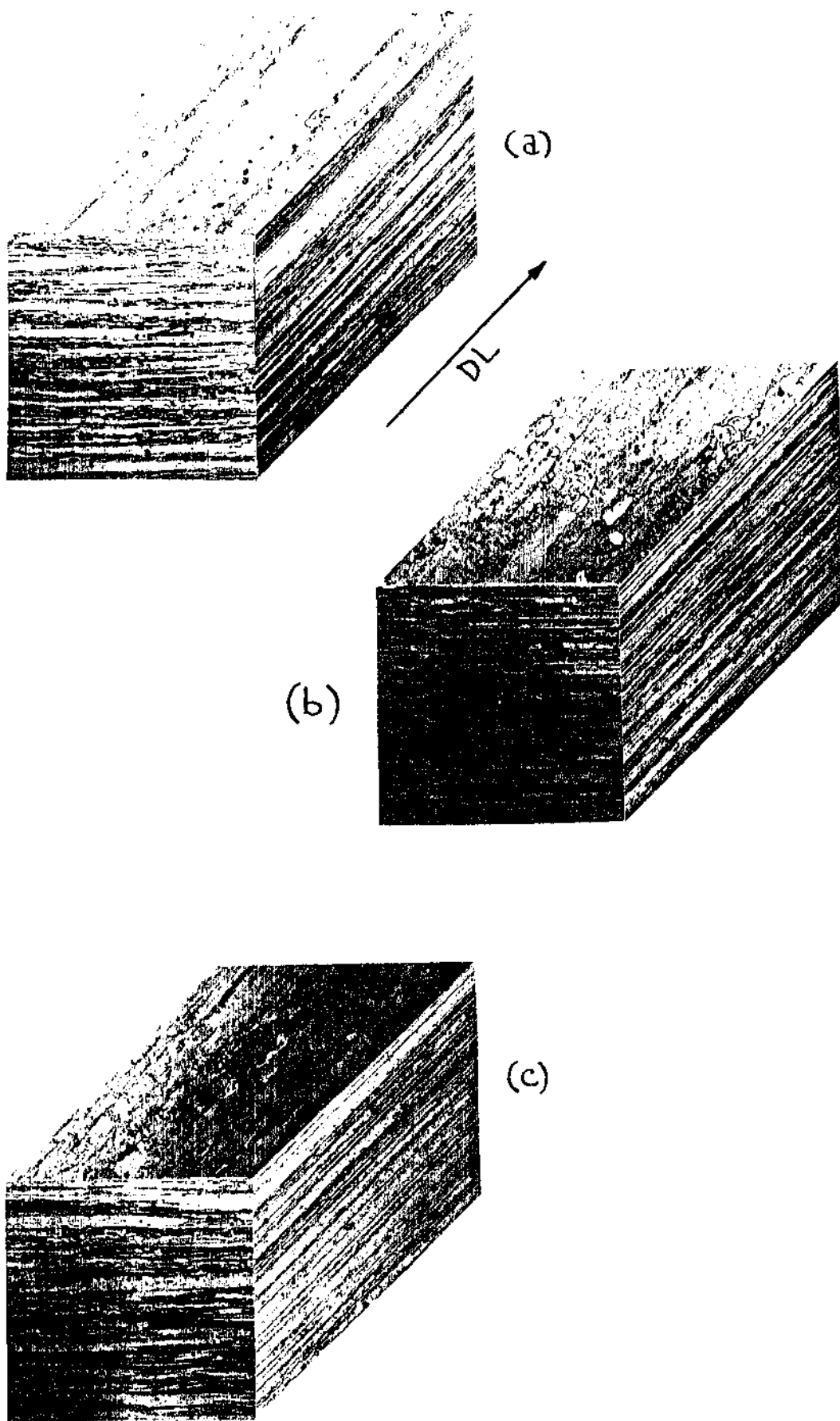


Fig. V-1 - Micrografias características das ligas Al-6Zn-2Mg-XCu. (a) 1% Cu, (b) 1,6% Cu, (c) 2,1% Cu. Ataque de Keller. DL - direção de laminação. Aumento 50x.

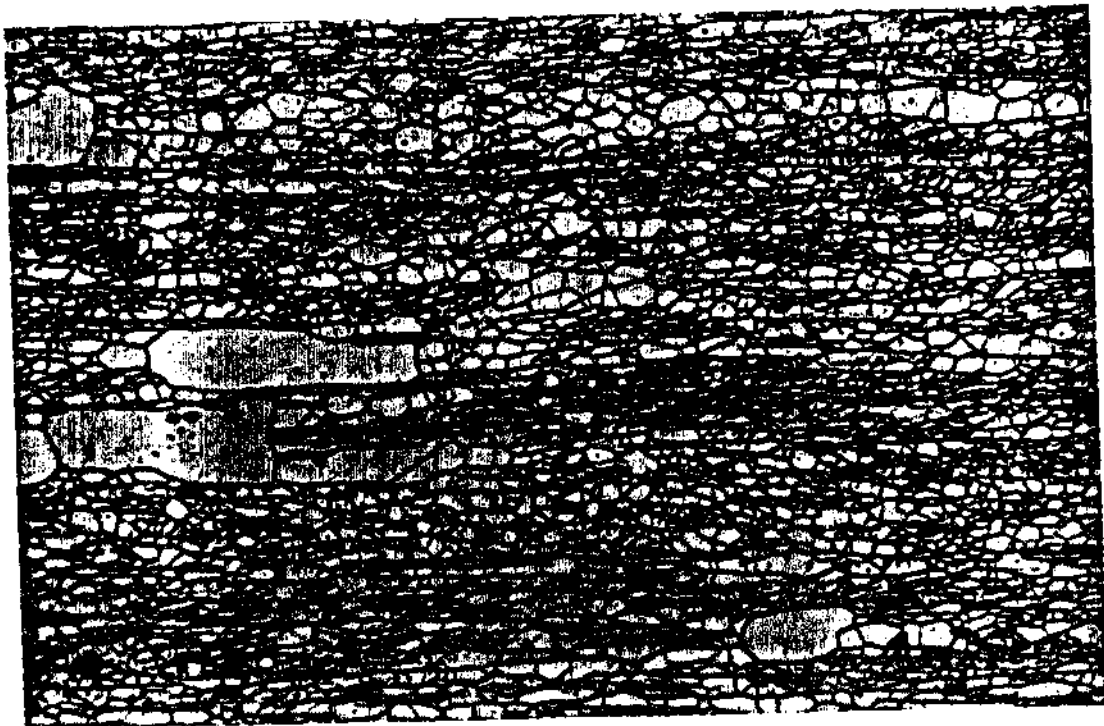


Fig. V-2 - Micrografia da liga Al-6Zn-2Mg-XCu, mostrando sub-grãos. Ataque H_3PO_4 (10%) a quente. Aumento 300 x.

lho de deformação a quente, por laminação.

Os parâmetros microestruturais medidos originalmente por Starke^(4,5), para as três ligas em estudo, encontram-se na tabela V-1.

Liga (% Cu)	1%	1,6%	2,1%
Grau de recristalização (%)	12	12	13
Tamanho dos grãos não recristalizados (μm)	1100	1100	1100
Tamanho dos subgrãos (μm)	10-15	10-15	10-15
Tamanho dos grãos recristalizados (μm)	40-50	40-50	40-50

Tabela V-1⁽⁴⁾ - Parâmetros microestruturais das ligas Al-6Zn-2Mg-XCu.

Observando-se a microestrutura com maiores aumentos, utilizando-se microscópio eletrônico de transmissão, foi possível distinguir um outro tipo de partículas, possuindo forma aproximadamente esférica e medindo aproximadamente entre 0,5 a 1,0 μm . (Vide figura V-3). Essas partículas são chamadas intermediárias ou dispersóides e são compostas de Al-Mg-Zr⁽⁶⁻¹⁰⁾, os quais precipitam durante o tratamento térmico de homogeneização ou na laminação a quente. A distribuição desses precipitados também não é afetada pelos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento. Eles atuam como barreiras ao movimento dos contornos de grãos, durante a laminação a quente, por efeito de ancoramento dos mesmos⁽⁴⁰⁻⁴¹⁾. Desta forma, atuam como inibidores do processo de recris



Fig. V-3 - Micrografia obtida em MET, mostrando dispersões. Aumento 60000 x.

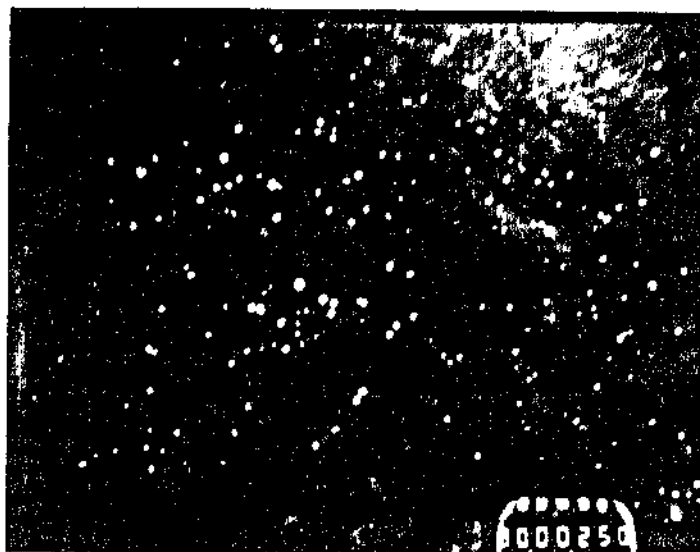


Fig. V-4 - Imagem em campo escuro dos precipitados endurecedores, utilizando MET. Aumento 30000 x.

talização estática do material após deformação a elevadas temperaturas.

Os precipitados endurecedores foram observados através da imagem obtida em campo escuro com microscópio eletrônico de transmissão (vide figura V-4). Esses precipitados medindo, a grosso modo, uma ordem de grandeza menor que os dispersóides, são os responsáveis pelos elevados níveis de resistência mecânica apresentados por essas ligas, bem como exercem uma influência determinante na distribuição local da deformação plástica do material, como veremos em análise posterior.

V.2. EFEITO DO COBRE NAS PROPRIEDADES MECÂNICAS DAS LIGAS Al-6Zn-2Mg-XCu

Com a finalidade de estudar o comportamento das ligas Al-6Zn-2Mg-XCu, sob efeito de diferentes conteúdos de cobre, foram realizados tratamentos térmicos de solubilização a 482°C e de envelhecimento a 120°C e 150°C, com tempos de envelhecimento variando entre 1 h e 200 h. Posteriormente as ligas foram solicitadas mecanicamente em tração monotônica.

Os resultados das propriedades mecânicas — limite de escoamento (LE), limite de resistência (LR) e porcentagem de alongamento (%A1) — em condição de tração monotônica, são apresentados na tabela V-2, para temperaturas, tempos de envelhecimento e teores de cobre já referidos anteriormente. Esses dados foram obtidos com o objetivo de determinar os tempos que, em cada temperatura, correspondem às condições de

Envelhecimento a 120°C						Envelhecimento a 150°C					
Liga % Cu	Tempos (h)	LE (kgf/mm ²)	LR (kgf/mm ²)	% Al	Liga % Cu	Tempos (h)	LE (kgf/mm ²)	LR (kgf/mm ²)	% Al		
1%	1	45,9	55,1	13,5		1	44,2	52,9	19,5		
	10	54,1	60,1	17,0		10	49,8	55,1	18,0		
	50	56,5	60,1	22,0	1%	50	47,7	54,7	18,5		
	100	56,0	59,8	14,5		70	46,3	52,7	19,0		
	200	54,7	60,5	-		100	46,5	53,2	19,5		
1,6%	1	47,0	56,9	15,0		1	45,0	53,7	13,5		
	10	56,5	60,5	17,5		10	51,6	58,0	12,5		
	50	57,9	61,7	19,5	1,6%	50	50,6	54,3	17,5		
	100	57,3	60,9	15,5		70	50,8	51,7	20,0		
	200	56,5	60,2	12,0		100	50,0	52,0	18,0		
2,1%	1	48,2	58,8	19,0		1	45,4	53,5	15,5		
	10	57,0	63,2	12,0		10	47,8	54,5	16,0		
	50	58,2	64,0	13,5	2,1%	50	-	-	14,0		
	100	58,1	64,1	10,0		70	42,2	49,4	15,0		
	200	60,0	64,5	9,5		100	-	-	14,0		

Tabela V-2 - Propriedades mecânicas das ligas Al-6Zn-2Mg-XCu.

sob envelhecimento, resistência máxima e superenvelhecimento para as três ligas estudadas.

Nos gráficos das figuras V-5 e V-6, estão representadas as variações do limite de escoamento e limite de resistência, respectivamente, em função do tempo de envelhecimento, nas temperaturas de 120°C e 150°C , para as três composições de cobre. A partir desses dados e por informações da literatura^(4-7,9,10), definiu-se o tempo de envelhecimento, correspondente à resistência máxima, a 24 horas, para a temperatura de tratamento de 120°C . Esta corresponde à condição comercial T-6.

Observa-se pelos gráficos que, no tratamento térmico a 120°C , as ligas com 1,0% Cu e 1,6% Cu apresentam uma queda nos limites de escoamento e de resistência somente para 200 horas de tratamento térmico. No entanto, o mesmo não ocorre para a liga com 2,1% Cu. Portanto não ficou caracterizada a condição de superenvelhecimento para a liga com maior teor de cobre.

Na temperatura de tratamento de 150°C , a condição de máxima resistência foi definida em torno de 10 horas de tratamento térmico. Nesta temperatura, com 100 horas de tratamento, as ligas já se encontram superenvelhecidas, mas com 1 hora de tratamento não fica caracterizada a condição sob envelhecida.

A partir desses dados, foram definidos tempos de envelhecimento mais representativos das condições objetivadas e novos ensaios foram realizados nas novas condições de envelhecimento. Os tempos utilizados, bem como os resultados das propriedades mecânicas, encontram-se na tabela V.3. Neste caso

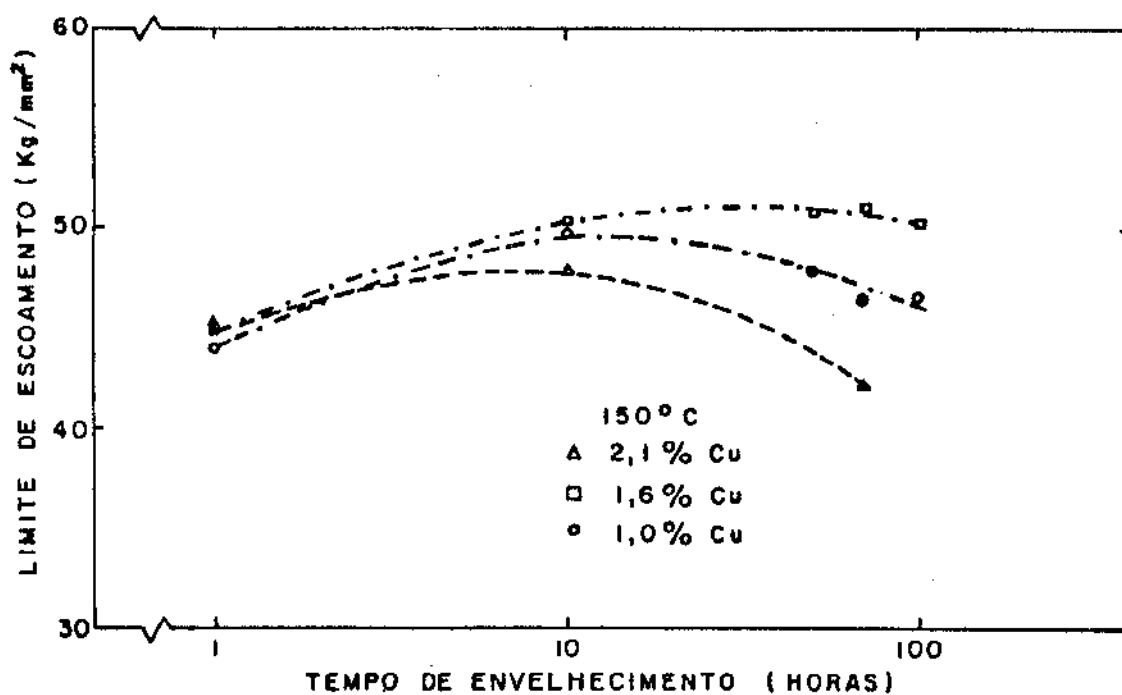
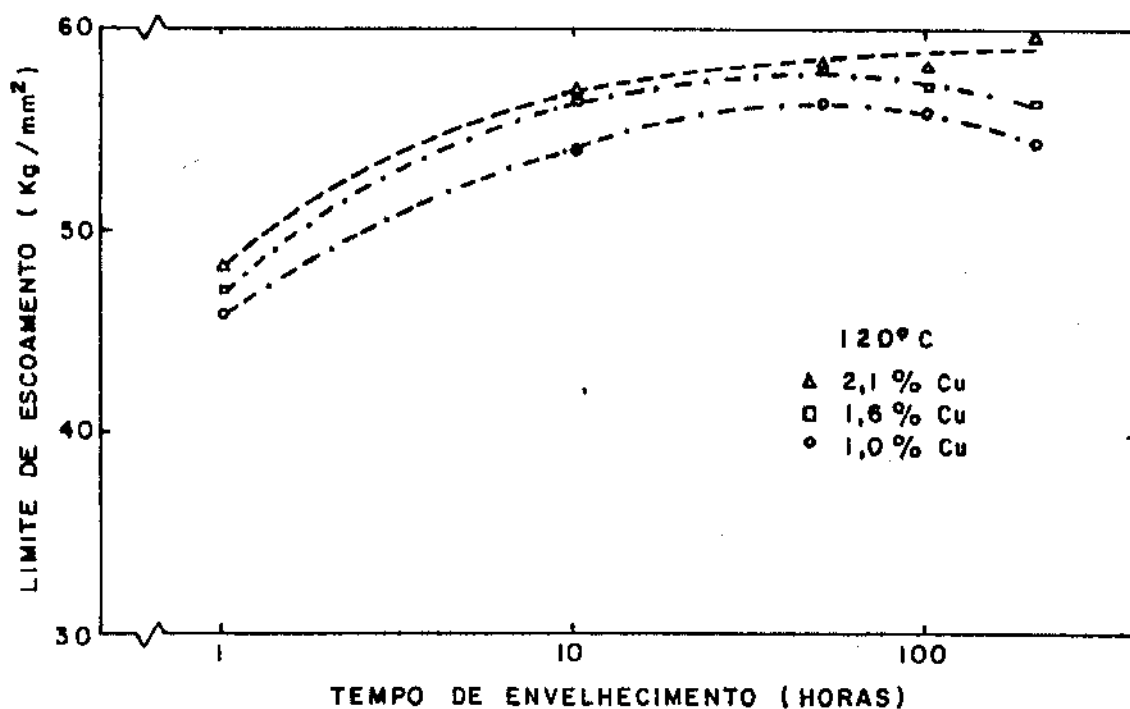


Figura V-5 - Variações do limite de escoamento em função do tempo de envelhecimento, para as ligas Al-6Zn-2Mg-XCu. A 120°C e 150°C respectivamente.

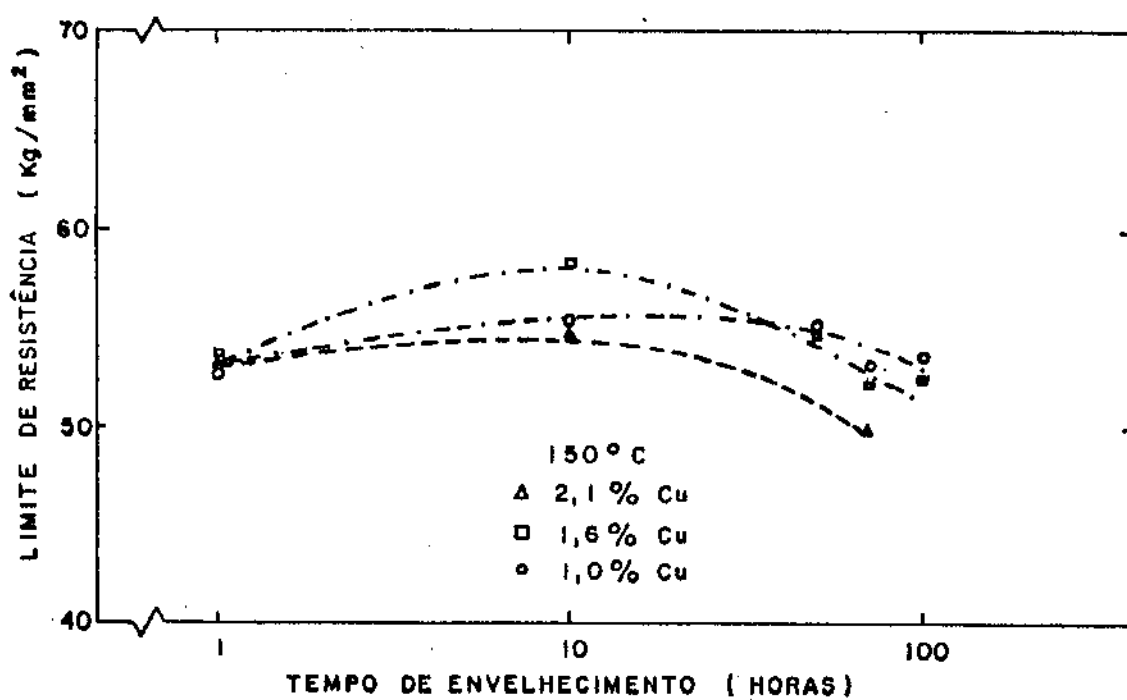
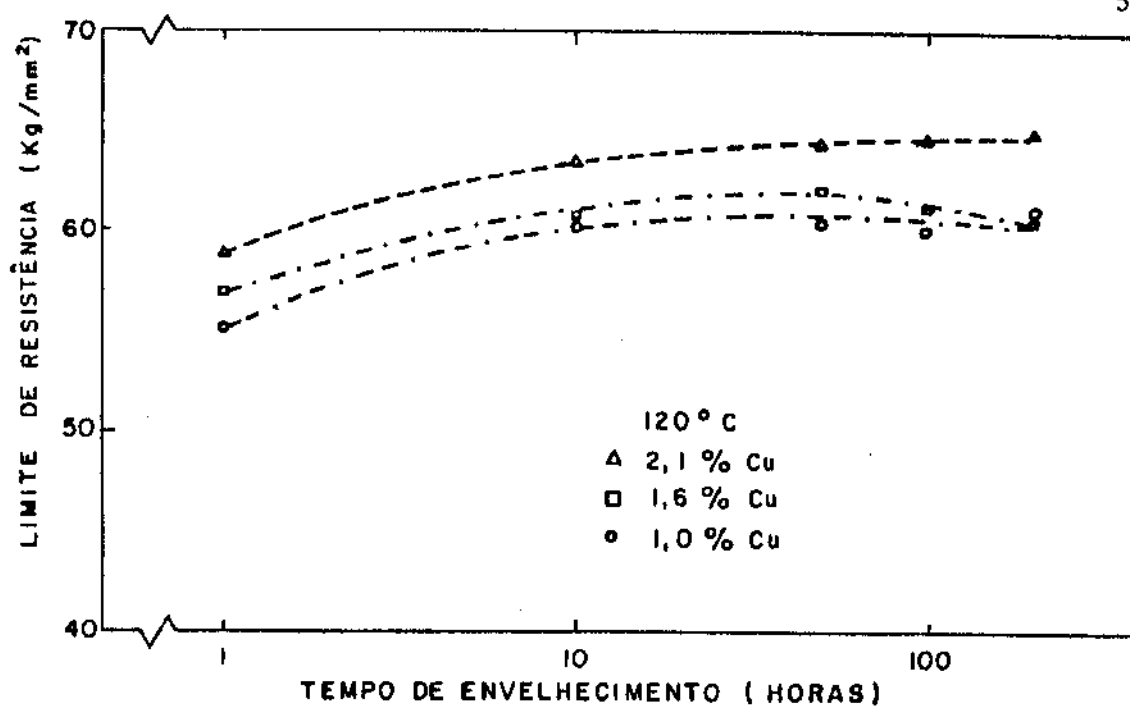


Figura V-6 - Variações do limite de resistência em função do tempo de envelhecimento para as ligas Al-6Zn-2Mg-XCu. A 120°C e 150°C respectivamente.

Envelhecimento a 120°C						Envelhecimento a 150°C					
Liga % Cu	Tempos (h)	LE (kgf/mm ²)	LR (kgf/mm ²)	% RA	Liga % Cu	Tempos (h)	LE (kgf/mm ²)	LR (kgf/mm ²)	% RA		
1%	1	46,2	55,7	21		1/2	43,8	52,5	28		
	24	56,9	61,3	28	1%	10	50,2	54,9	32		
	200	54,4	61,7	28		100	46,7	52,9	50		
1,6%	1	47,5	57,1	26		1/2	44,6	52,5	30		
	24	58,1	62,9	28	1,6%	10	51,1	58,6	35		
	200	56,4	60,8	34		100	50,1	54,1	44		
2,1%	1	48,6	59,5	24		1/2	44,6	54,9	22		
	24	58,5	63,7	32	2,1%	10	47,8	54,9	31		
	200	59,9	64,4	36		100	47,8	54,1	48		

Tabela V-3 - Propriedades mecânicas da liga Al-6Zn-2Mg-XCu.

optou-se pela medida da ductilidade das ligas, utilizando-se como parâmetro a porcentagem de redução de área dos corpos-de-prova tracionados até a fratura, considerando que os ensaios preliminares evidenciaram que esta propriedade é bastante sensível às variações do teor de cobre das ligas, bem como, da temperatura e do tempo de envelhecimento.

De forma geral, na condição de envelhecimento a 120°C , a adição de cobre favorece um aumento nas propriedades mecânicas de resistência (LE e LR). Observa-se que na condição comercial T6, o maior ganho de resistência ocorre entre 1% Cu e 1,6% Cu. Isto corresponde a valores em torno de 2% a 2,5% de ganho no limite de escoamento e limite de resistência, respectivamente. Podemos acrescentar que o aumento das propriedades mecânicas, devido ao efeito da adição de cobre, situa-se em torno de 10% quando comparamos a liga sem cobre e a adição de 2,1% Cu. Os valores determinados por Starke⁽¹⁰⁾, para o limite de resistência em tração monotônica, são respectivamente 56 kg/mm^2 e 63 kg/mm^2 para a liga sem adição de cobre e com 2,1% Cu.

Por outro lado, a ductilidade apresenta variações significativas quando se altera a composição de cobre nas ligas, como pode ser apreciado pelos dados apresentados na tabela V-3. Esta propriedade cresceu em torno de 10% com o aumento do teor de cobre de 1% Cu para 2,1% Cu, na condição T6. Pode ser observado também um acréscimo sistemático, na mesma propriedade, quando as ligas passam da condição sobenvelhecida para a superenvelhecida. Desta forma o maior nível de ductilidade foi obtido para a liga com 2,1% Cu na condição envelhecida a 200 horas.

Com o aumento da temperatura de envelhecimento de 120°C para 150°C, não foram apreciáveis as mudanças nas propriedades mecânicas de resistência influenciadas pelas variações nos teores de cobre das ligas. Nesta temperatura o material já se encontra na condição superenvelhecida e o efeito do cobre é mascarado.

Da mesma forma que a 120°C, a 150°C a ductilidade cresceu com o aumento do tempo de envelhecimento e com o aumento do teor de cobre, mas somente entre 1% e 1,6% Cu. De maneira geral, com a elevação da temperatura de envelhecimento, houve queda na resistência mecânica e aumento na ductilidade das ligas.

O aumento da resistência mecânica observado, com o tempo de envelhecimento, é atribuído inicialmente ao aparecimento das zonas de Guinier-Preston que nucleiam homogeneamente e assumem uma forma aproximadamente esférica, coerente com a matriz^(4-6,9-10). Desta forma as discordâncias sofrem um impedimento à sua movimentação, devido às regiões de deformações coerentes provocadas pelas zonas G-P.

Com o aumento do tempo as zonas crescem em número e tamanho até se transformarem em precipitados de transição, conhecidos como θ' , parcialmente coerentes com a matriz. O aumento na resistência é agora proveniente da energia necessária para a discordância cisalhar os precipitados. A máxima resistência, obtida na condição T6, caracteriza-se pela presença das zonas de Guinier-Preston, com um diâmetro médio entre 500 a 5000 Å⁽¹⁴⁾ e alguma quantidade de precipitados de transição θ' .

Na sequência da reação de precipitação, com o tempo

de envelhecimento, ocorre a transformação $\theta' \rightarrow \theta$. Estes são os precipitados de equilíbrio, incoerentes com a matriz. O aumento da resistência mecânica é, neste caso, proveniente da tensão necessária para as discordâncias se curvarem entre os precipitados formando anéis de discordâncias em torno dos mesmos. Esses anéis repelem as discordâncias subseqüentes de igual sinal. O efeito resultante será um crescimento aparente das partículas, com uma conseqüente redução no caminho livre para as discordâncias se movimentarem, provocando o encruamento do material.

Na condição em que o material se encontra superenvelhecido, a queda na resistência mecânica é gerada pelo aumento do espaçamento médio entre os precipitados. Este é proveniente da coalescência de precipitados, pela maior facilidade de difusão, devida a um tempo excessivo na temperatura de tratamento de envelhecimento. Neste caso as discordâncias têm seu caminho livre ampliado e o material amolece.

O aumento da temperatura de envelhecimento, para 150°C , vai provocar um incremento na cinética da reação de precipitação. Nessas condições a situação de máxima resistência foi encontrada em tempos mais curtos, com uma redução em torno de 10% a 20% no limite de escoamento, quando comparado com o material envelhecido na condição T6.

A queda nas propriedades de resistência foi acompanhada de elevação na ductilidade das ligas. Esta tendência é proveniente da maior taxa de difusão obtida com o aumento da temperatura. Com isto, os precipitados coalescem com maior facilidade; os precipitados crescem, e conseqüentemente aumenta o livre caminho médio para as discordâncias se movimentarem.

Provavelmente as ligas na condição superenvelhecida a 120°C devem apresentar fração volumétrica e tamanho de precipitados equivalentes aos das ligas nas condições sobenvelhecidas ou de máxima resistência a 150°C.

V.3. ANÁLISE FRACTOGRÁFICA

Macroscopicamente os corpos-de-prova cilíndricos, tracionados até a ruptura, mostram, para as ligas na condição sobenvelhecida, uma fratura por cisalhamento, inclinada de aproximadamente 45° em relação ao eixo de aplicação da carga, com pouca resistência à deformação localizada. Por outro lado, nas condições de máxima resistência e superenvelhecimento, constata-se uma tendência de fratura do tipo taça-cone apresentando maior deformação localizada (estricção) nas amostras superenvelhecidas. Vide figuras V-7 e V-8.

O aumento da temperatura de envelhecimento de 120°C para 150°C provoca, de um modo geral, um aumento apreciável na estricção do material, como pode ser observado pela comparação das figuras V-8 e V-9.

As observações das áreas fraturadas utilizando-se microscópio eletrônico de varredura mostram de maneira geral, ocorrência de fratura por micromecanismo de "dimples"-- ruptura alveolar. Este tipo de fratura é originado em partículas de 2ª fase e se propaga por crescimento e coalescência de vazios⁽⁴²⁻⁴³⁾.

Na condição sobenvelhecida, as ligas apresentam fra

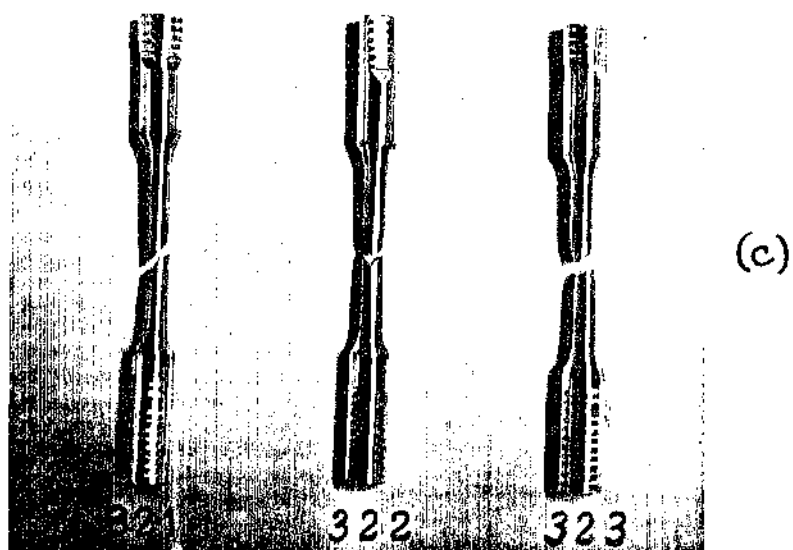
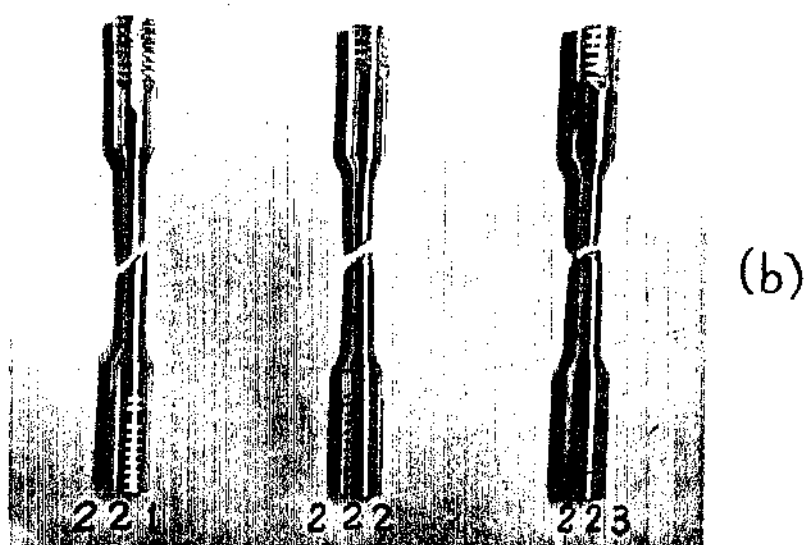
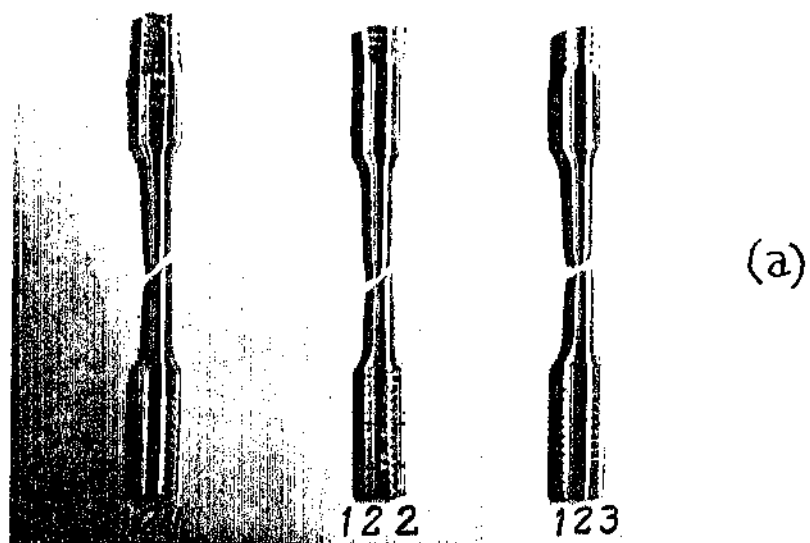


Fig. V-7 - Corpos-de-prova rompidos em tração monotônica. Temperatura de envelhecimento 120°C . (a) 1% Cu, (b) 1,6% Cu, (c) 2,1% Cu. Tempo de envelhecimento 1 h, 24 h, 200 h, respectivamente.



(a)



(b)

Fig. V-8 - Aspecto típico da fratura, obtido em MEV. Temperatura de envelhecimento de 120°C . (a) condição sobenvelhecida. (b) condição superenvelhecida.



(a)



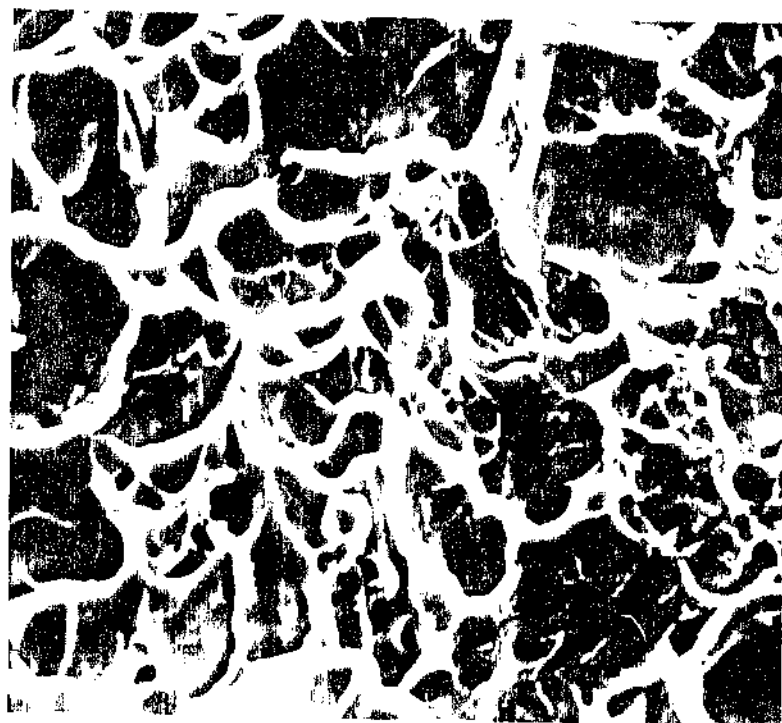
(b)

Fig. V-9 - Aspecto típico da fratura, obtido em MEV. Temperatura de envelhecimento de 150°C . (a) condição sobenvelhecida. (b) condição superenvelhecida.

tura predominantemente transgranular, composta de pequenos alvéolos medindo aproximadamente 0,5 a 1,0 μm (associados a partículas intermediárias) e, ocasionalmente, grandes alvéolos, medindo entre 5 a 20 μm (associados a partículas grosseiras ou inclusões). Vide figura V-10 (a). Em (b) apresenta-se o detalhe de um alvéolo contendo uma partícula de 2.^a fase quebrada, com vários pequenos alvéolos ao seu redor, originados por dispersóides.

Na condição de máxima resistência pode ser observada uma tendência à fratura intergranular. Esta consiste de regiões facetadas associadas à ruptura através dos contornos dos grãos. Este tipo de fratura apresenta pequenos alvéolos associados a partículas precipitadas em contornos dos grãos. Vide figura V-11. A tendência à fratura intergranular é acentuada com o aumento do tempo e da temperatura de envelhecimento, devido à maior coalescência dos precipitados em contornos de grãos.

Com o aumento da temperatura de envelhecimento para 150°C, observa-se o mesmo tipo de transição; tendência à fratura intergranular com o aumento do tempo de envelhecimento. As ligas envelhecidas nesta temperatura apresentam alvéolos nitidamente maiores que as envelhecidas a 120°C, vide figura V-12. Este fato está relacionado ao crescimento do tamanho médio dos precipitados.

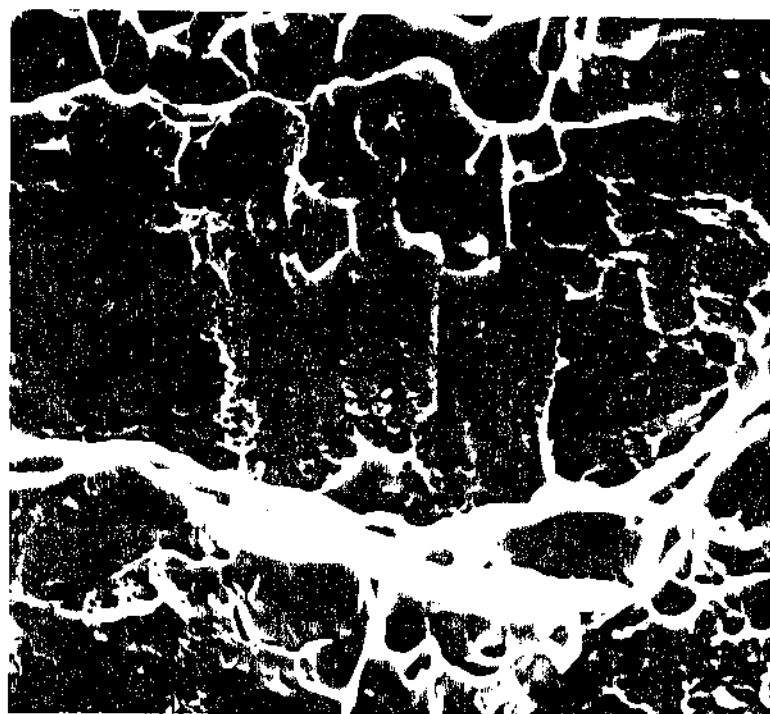


(a)

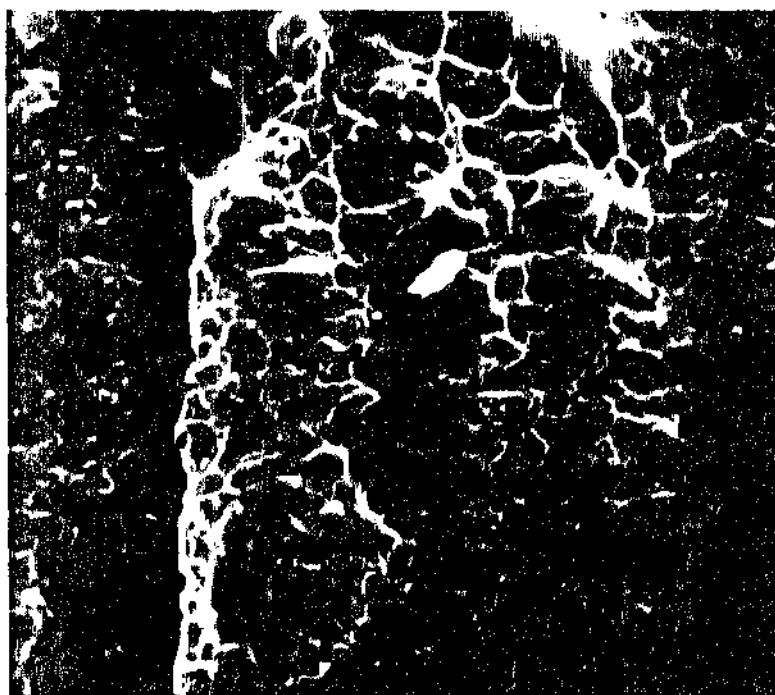


(b)

Fig. V-10 - (a) Aspecto típico da fratura transgranular, obtido em MEV. Liga com 2,1% Cu na condição de envelhecimento 120° x 24 h . Aumento 2000 x. (b) Detalhe mostrando alvéolo com partícula quebrada. Aumento 5000 x.

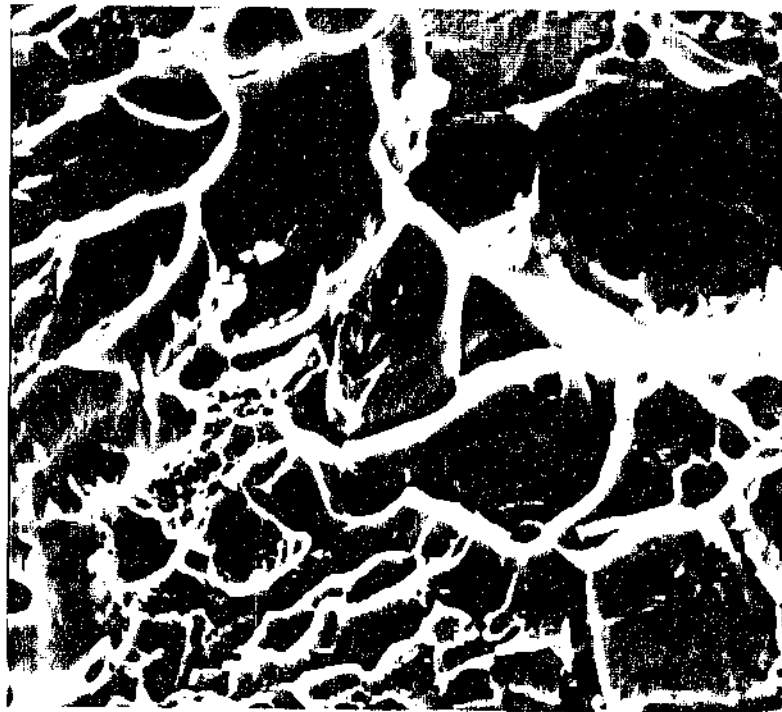


(a)

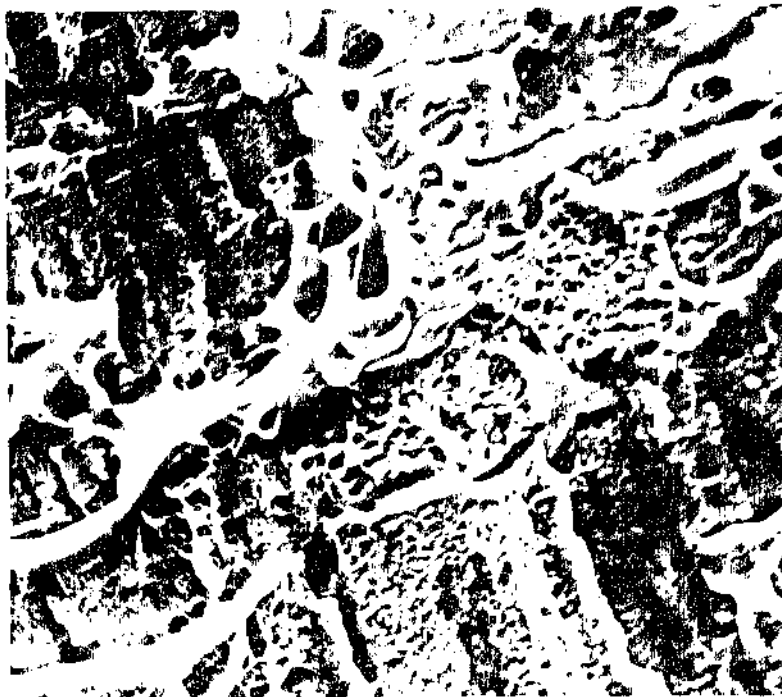


(b)

Fig. V-11 - (a) Aspecto típico da fratura intergranular obtido em MEV. Liga com 2,1% Cu na condição de envelhecimento 120°C x 200 h. Aumento 2000 x. (b) Detalhe mostrando alvéolos nas áreas facetadas. Aumento 5000x.



(a)



(b)

Fig. V-12 - Aspecto típico da fratura obtido em MEV. Temperatura de envelhecimento 150°C . (a) 1h - fratura predominantemente transgranular. Aumento 2000 x. (b) 100 h - fratura predominantemente intergranular. Aumento 2000 x.

V.4 ESTUDO DOS MECANISMOS DE DEFORMAÇÃO E FRATURA

A análise fractográfica nas superfícies fraturadas das amostras envelhecidas, sugere uma modificação no tipo de fratura, de transgranular para intergranular, com o aumento do tempo e da temperatura de envelhecimento e que ambos os tipos de fratura ocorrem pelo micromecanismo de "dimples". No entanto, esta técnica de observação não se mostrou satisfatória para caracterizar o fenômeno, devido às dificuldades de visualização da fratura intergranular, quando se procede a ruptura por tração, pois os grãos ficam orientados segundo o eixo de aplicação da carga. Além disso, não foi possível identificar algum efeito significativo, provocado pelo cobre, nas observações fractográficas realizadas.

Pelos resultados de propriedades mecânicas obtidos, ficou bem caracterizado um aumento simultâneo na resistência mecânica e na ductilidade das ligas com o aumento do teor de cobre. Além disso, os valores do coeficiente de encruamento n (calculados a partir das curvas tensão x deformação, Anexo 1), podem também fornecer informações importantes com relação à capacidade de deformação das ligas.

% Cu t env.	1 h	24 h	200 h
1% Cu	0,151	0,096	0,096
1,6% Cu	0,155	0,103	0,098
2,1% Cu	0,159	0,115	0,098

Tabela V-4 - Valores calculados do coeficiente de encruamento n , para a temperatura de envelhecimento de 120°C .

Os resultados apresentados na tabela V-4 mostram um aumento sistemático do coeficiente de encruamento n com o aumento do teor de cobre nas ligas. Nota-se também um decréscimo significativo quando as ligas passam da condição sobenvelhecida para a de resistência máxima. O incremento desta propriedade está relacionado com o aumento da capacidade de encruamento da liga (maior ângulo de inclinação da curva tensão x deformação na região plástica), bem como com o aumento da deformação uniforme do material (E_u). Desta forma, o efeito do cobre, na liga 7475, é o de aumentar a capacidade de encruamento da liga como também de suportar maiores deformações localizadas. (maior estrição).

V.4.1. Mecanismo de fratura

Observações realizadas em amostras previamente polidas eletroliticamente e deformadas em tração monotônica, até a fratura (amostras 2, vide Capítulo IV), utilizando-se mi-

croscopia ótica e eletrônica de varredura, puderam melhor evidenciar os efeitos do tempo de envelhecimento e do teor de cobre nos mecanismos de fratura do material.

As fotomicrografias da figura V-13 mostram a formação de vazios junto às partículas grosseiras (inclusões). Em baixos níveis de deformações, de aproximadamente 3 a 5% no alongamento, já se observam vazios dados pela quebra das partículas que não conseguem suportar a deformação imposta à matriz. Esta quebra normalmente ocorre em partículas que possuem formas alongadas. Figura V-13 (a). Em (b) observa-se que as partículas com a forma aproximadamente esférica e, provavelmente, menos frágeis, provocam vazios oriundos da decoesão da interface partícula/matriz. Esses dois mecanismos básicos, do processo de fratura, vão atuar também nas partículas intermediárias; os dispersóides que se encontram na forma de bastonetes fraturam-se (figura V-13 (c)) e os de formato esférico, de maior resistência ao cisalhamento, vão originar microvazios dados por decoesão com a matriz⁽¹²⁾. Vide figura V-15 (b).

Por outro lado, pode-se melhor confirmar a transição da fratura do tipo transgranular para intergranular, com o aumento do tempo de envelhecimento. A figura V-14 mostra a trinca intergranular para a liga com 2,1% de cobre na condição de resistência máxima (120°C x 24 h). As ligas na condição superenvelhecida apresentam sistematicamente este tipo de fratura. A fratura intergranular é provocada pela maior facilidade de coalescimento dos precipitados em contornos de grãos, devido à maior taxa de difusão nessas regiões. Provavelmente a liga contendo maior fração volumétrica de precipitados (liga com 2,1% de cobre) terá maior tendência ao trinca

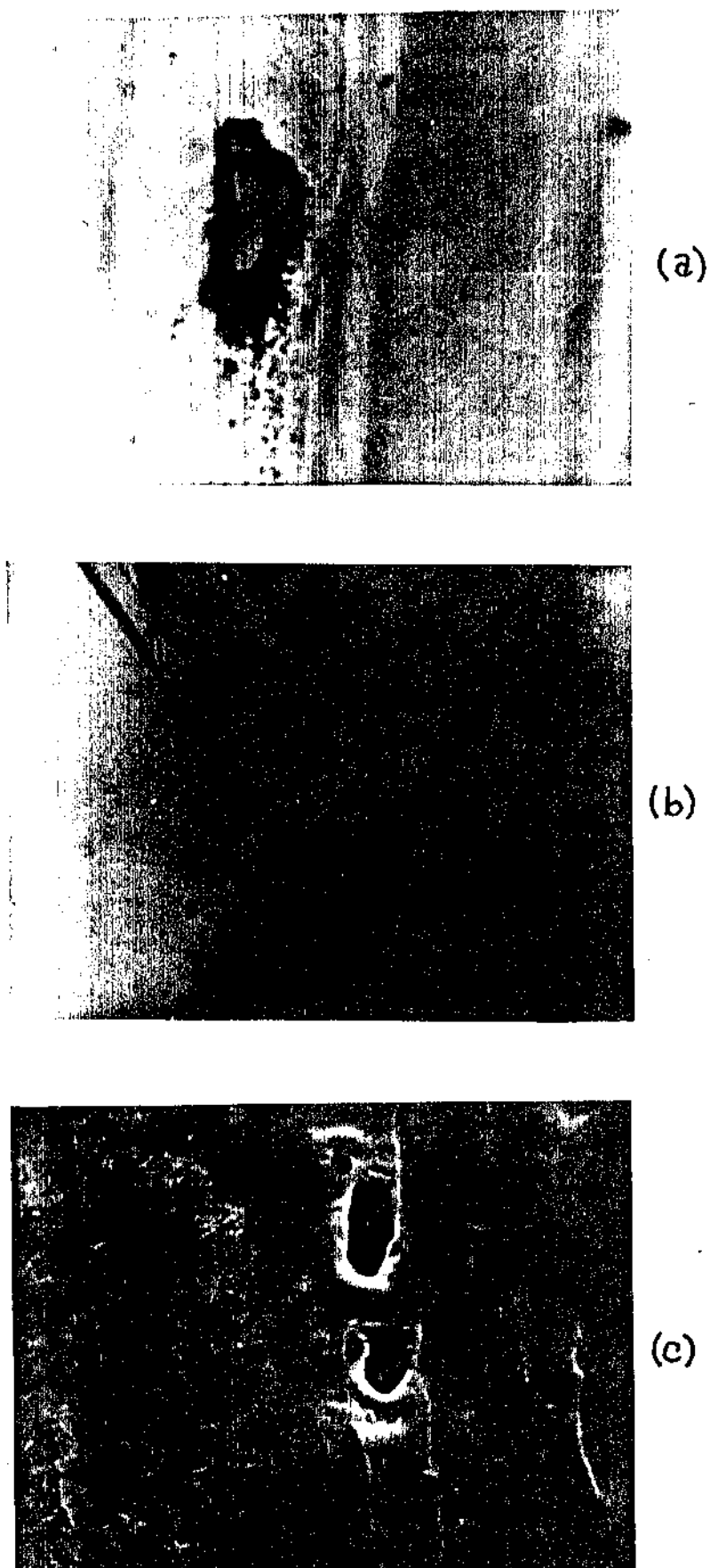
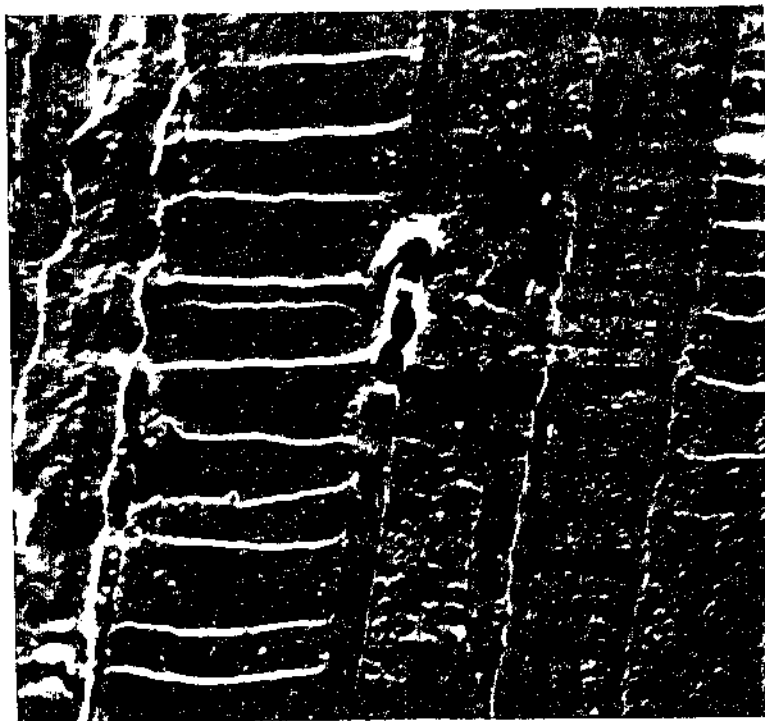


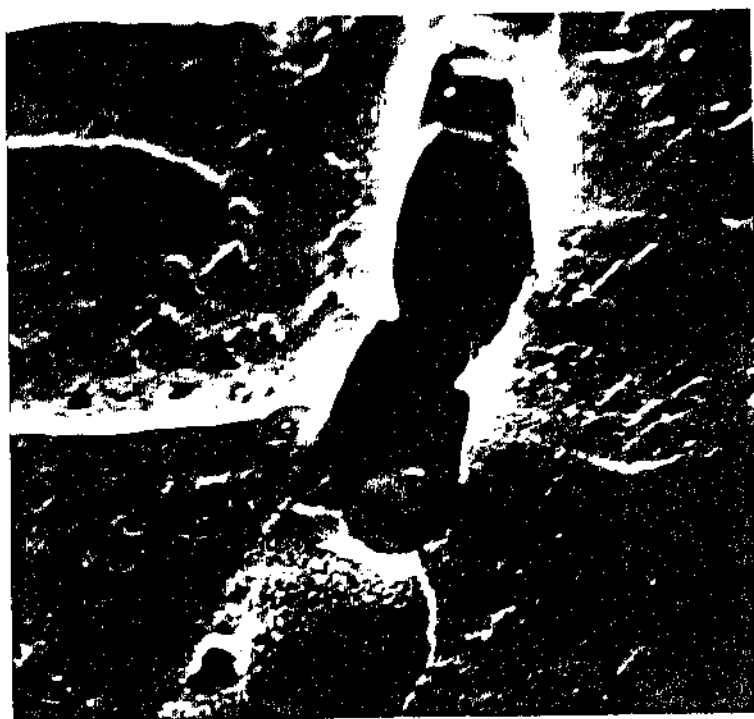
Fig. V-13 - Micrografias mostrando o mecanismo de fratura (a) por quebra de partícula grosseira. Aumento 1000 x. (b) por decoesão partícula grosseira/matriz. Aumento 1000 x. (c) por quebra de dispersóide. Aumento 2000 x.



Fig. V-14 - Micrografia obtida em MBV, mostrando trincamento intergranular. Liga com 2,1% Cu na condição T6 . Aumento 500 x.



(a)



(b)

Fig. V-15 - (a) Micrografia típica de bandas de deslizamento, obtida em MEV. Aumento 2000 x. (b) Detalhe mostrando decoesão de partícula/matriz junto à banda de deslizamento. Aumento 5000 x.

mento intergranular. No entanto, esta influência não pode ser quantificada nos experimentos realizados.

Analisando os materiais sob o ponto de vista de distribuição da deformação na matriz, observa-se que o deslizamento ocorre através de bandas de deslizamento e que as mesmas se encontram confinadas dentro dos grãos encruados. Essas bandas são formadas por um conjunto de linhas de deslizamento que são os planos através dos quais o material se deforma por cisalhamento⁽⁴⁴⁾. Na superfície polida das amostras tracionadas, podem ser observados os traços correspondentes às bandas de deslizamento, figura V-15 (a). A observação dessas amostras, em microscópio eletrônico de varredura, sugere que a fratura transgranular pode ter sua origem nas bandas de deslizamento e que frequentemente o trincamento dessas bandas está associado a vazios formados pelas partículas de 2.^a fase (46, 47). Vide figura V-15 (b).

De acordo com o modelo proposto por Broek⁽¹¹⁾, microtrincas podem originar-se em bandas de deslizamento, devido ao empilhamento de discordâncias em precipitados que se encontram no plano onde está ocorrendo o deslizamento. Essas microtrincas coalescem com o aumento da deformação e a fratura pode ocorrer de modo transgranular ou intergranular. A representação esquemática desse mecanismo encontra-se na figura V-16.

Durante a deformação plástica ocorre o empilhamento de discordâncias em torno dos precipitados, figura V-16 (a). Os anéis de discordâncias formados são, por um lado, repelidos pelas partículas, através da sua força imagem e, por outro lado, são forçados contra as mesmas, através das tensões

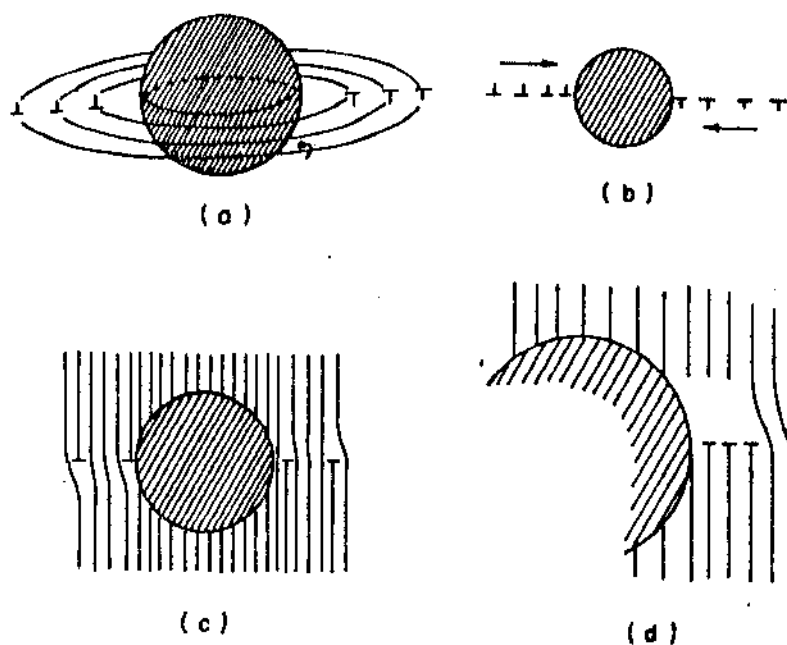


Figura V-16 - Representação esquemática do modelo de discordâncias para iniciação e crescimento de microvazios⁽¹¹⁾.

(a) empilhamento em anéis de discordâncias

(b) secção transversal

(c) detalhe

(d) cavidade

oriundas do empilhamento e da tensão de cisalhamento aplicada no material. Quando um, ou um par de anéis de discordâncias são forçados contra a interface da partícula, pode ocorrer de coesão partícula/matriz e um vazio ser formado. Como consequência, da nucleação de um vazio na interface, as forças de repulsão aos anéis de discordâncias subsequentes são drasticamente reduzidas e uma grande parte do empilhamento pode juntar-se dentro do vazio recentemente formado, gerando assim um processo de crescimento de vazios. As fontes de discordâncias, atrás dos anéis, as quais estavam inativas, devido à restrição imposta à frente do empilhamento, podem ser reativadas e, deste modo, o processo pode conduzir a um crescimento instável e coalescência de vazios, tão logo o vazio tenha sido nucleado. Vide figura V-16 (c) e (d).

Desta forma, o processo de fratura nessas ligas vai estar também associado ao mecanismo de formação das bandas de deslizamento que, por sua vez, é afetado pelo tipo de interação entre precipitados endurecedores e discordâncias.

V.4.2. Mecanismos de deformação

Macroscopicamente o processo de fratura em ligas contendo partículas de 2.^a fase ocorre em três estágios distintos⁽⁴⁶⁻⁵¹⁾. Durante o primeiro estágio aparecem bandas de deslizamento grosseiras, provenientes da aglomeração de linhas de deslizamento, geralmente em torno de 20 a 50 linhas⁽⁴⁶⁾. Em segundo lugar aparece um cisalhamento localizado em uma dessas bandas e, finalmente, uma fissura se forma na região

cisalhada. A fratura dútil ocorre preferencialmente nos graus de cisalhamento, que são regiões de alta concentração de deformação, e se propagam através dessas zonas por coalescência de vazios nucleados em partículas de 2.^a fase.

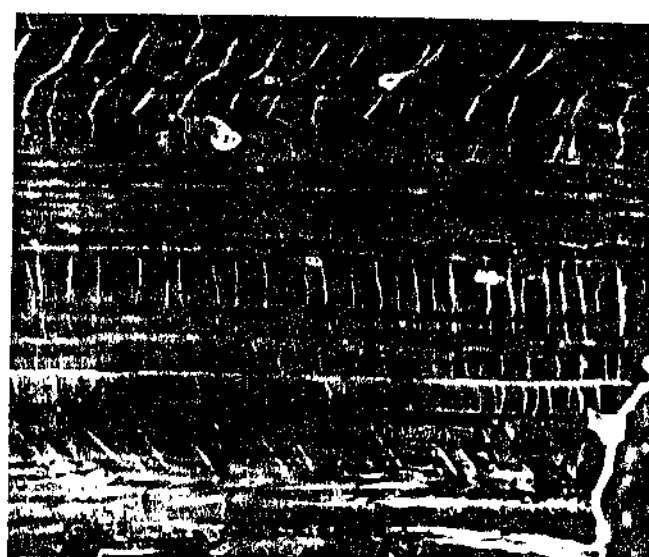
A figura V-17 mostra a variação na distribuição das bandas de deslizamento com o tempo de envelhecimento e com o teor de cobre nas ligas. Constata-se que bandas de deslizamento grosseiras e largamente espaçadas são características do material submetido à condição sobenvelhecida. Com o aumento do tempo de envelhecimento, as bandas se tornam mais finas e mais próximas. Esta tendência é acentuada com o aumento do teor de cobre.

Bandas de deslizamento grosseiras são favorecidas pela presença de precipitados coerentes^(26,48-50). Neste caso a deformação local, no plano de deslizamento, é distribuída de maneira heterogênea; as discordâncias cisalham os precipitados e o plano de deslizamento se torna amolecido por trabalho, após a passagem da primeira discordância. Isto ocorre devido à diminuição da seção transversal do precipitado. Vide equação III.3. Desta forma, a liga encontrando-se na condição sobenvelhecida apresenta a tendência ao deslizamento em um único sistema de planos. Isto pode ser confirmado através de microscopia eletrônica de transmissão. Vide figura V-18 (a) e (b). Em (a) observa-se linhas de deslizamento operando na direção (110) sobre o plano (111). A orientação do deslizamento foi obtida através do padrão de difração eletrônica, através do plano de observação (112), figura V-18 (b).

A condição de máxima tendência a bandas de deslizamento grosseira é dada quando é máxima a fração volumétrica de precipitados coerentes⁽²⁶⁾. Com o aumento no tempo de enve



(a)



(c)



(b)



(d)

Fig. V-17 - Micrografias obtidas em MEV, mostrando a distribuição de bandas de deslizamento. Temperatura de envelhecimento, 120°C . (a) 1% Cu - 1 h. (b) 1% Cu - 200 h. (c) 2,1% Cu - 1 h. (d) 2,1%Cu - 200 h. Aumento 200x.

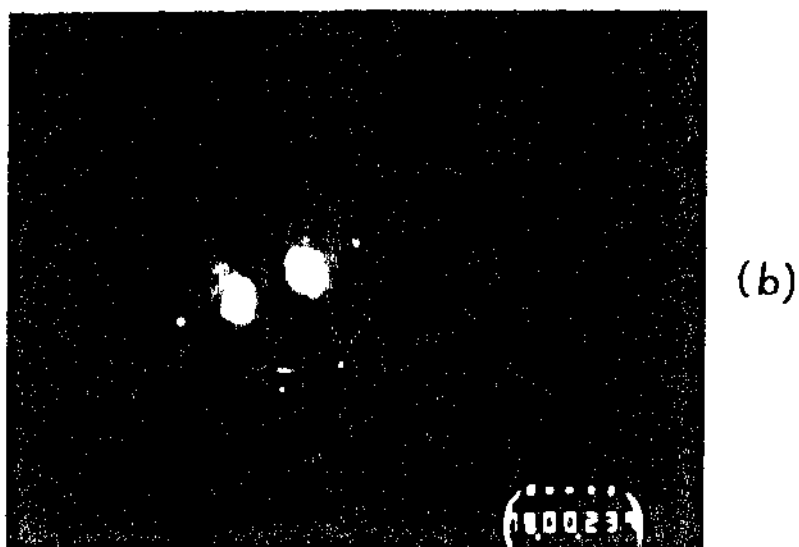
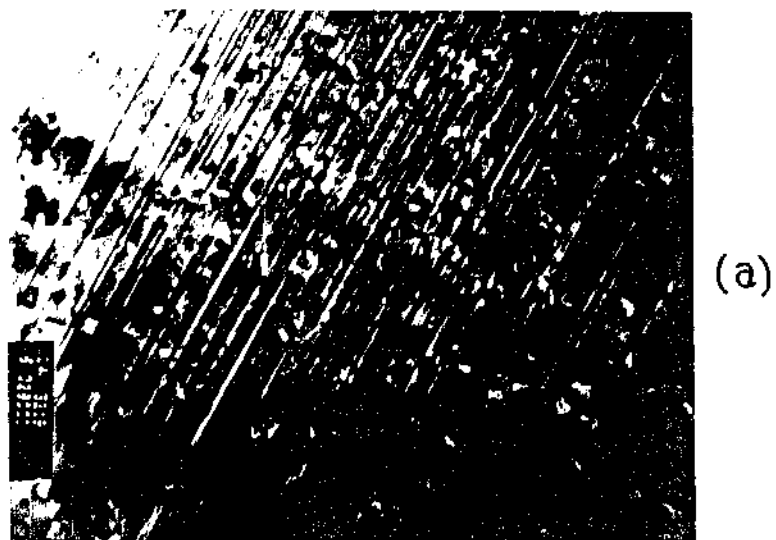


Fig. V-18 - Micrografia obtida em MET para a liga com 1% Cu na condição T6.

(a) linhas de deslizamento na direção (111). Aumento 28000 x.

(b) padrão de difração eletrônica no plano de observação. (112)

lhhecimento, as partículas crescem e atingem um tamanho crítico d_c , onde ocorre a transição, cisalhamento das partículas, através de precipitados coerentes, para contornamento das mesmas, por discordâncias, através de precipitados incoerentes. Neste caso é favorecido o processo de deformação através de bandas de deslizamento finas e menos espaçadas.

As discordâncias, não podendo penetrar nas partículas incoerentes, curvam-se entre elas gerando subseqüentes anéis de discordâncias ao seu redor. Isto faz com que o plano de deslizamento se torne endurecido por trabalho de deformação. Desta forma, energeticamente, é favorecido o deslizamento através do mecanismo de escalagem de discordâncias ("climb"). Se isto ocorre o deslizamento passa a operar em outros planos, menos endurecidos, e a distribuição da deformação no material tende a ser homogênea.

Observações realizadas, utilizando-se microscópio eletrônico de transmissão, mostraram maior tendência ao cisalhamento de partículas coerentes por discordâncias para a liga com 1% de cobre. Vide figura V-19 (a). Para a liga com 1,6% de cobre observou-se discordâncias cisalhando e contornando os precipitados e, para a liga com 2,1% de cobre, discordâncias contornando os precipitados. Vide figura V-19 (b) e (c). Nos três casos a liga se encontrava na condição T6 (120°C x 24 h). Além disso, pode-se também constatar a maior tendência à deformação homogênea para a liga com 2,1% Cu (figura V-20 (a)), na qual observa-se o deslizamento simultâneo de vários grãos. Por outro lado, verificou-se a presença de deformação heterogênea para a liga com 1% Cu. A figura V-20 (b) ilustra o caso típico de deformação ocorrendo em um único sistema de deslizamento.



(a)



(b)



(c)

Fig. V-19 - Micrografias obtidas em MET, mostrando interação entre precipitados e discordâncias, condição T6 . (a) Cisalhamento. Liga com 1,0% Cu. Aumento 46000 x. (b) Cisalhamento + "looping". Liga com 1,6%Cu. Aumento 22000 x. (c) "looping". Liga com 2,1% Cu. Aumento 30000 x.

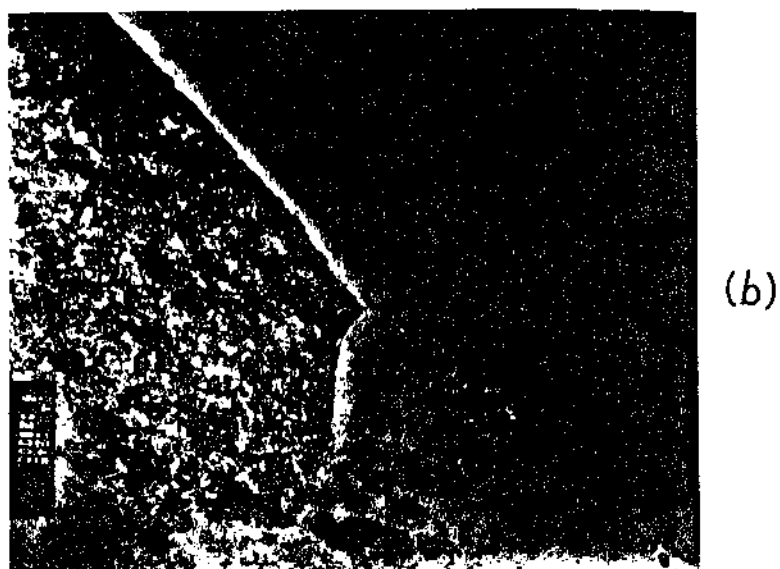
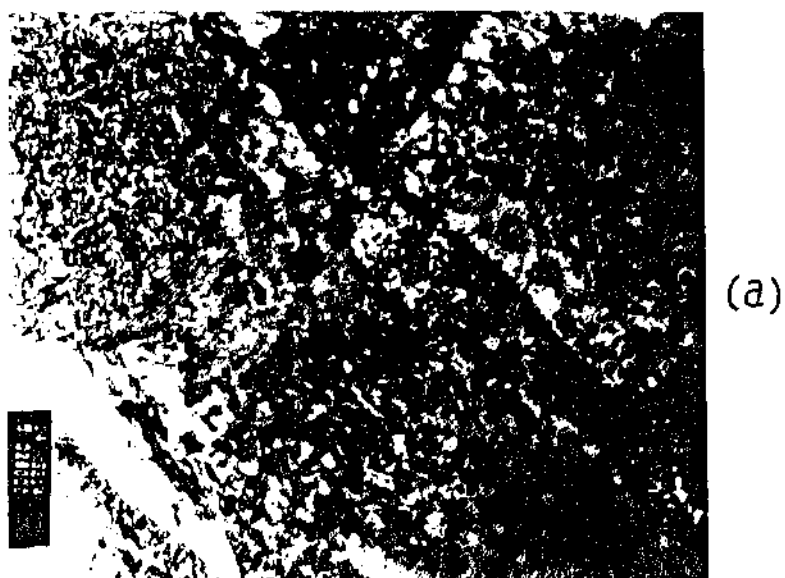


Fig. V-20 - Micrografias obtidas em MET, mostrando a distribuição da deformação.
(a) Deformação homogênea. Liga 2,1% Cu, condição T₀. Aumento 28000 x.
(b) Deformação heterogênea. Liga 1% Cu, condição T₀. Aumento 28000 x.

O endurecimento provocado por partículas coerentes é um dos mecanismos mais eficientes de aumento de resistência (52). O cisalhamento das partículas por discordâncias ocorre pelo rompimento das ligações interatômicas das mesmas. Por outro lado, o movimento das discordâncias através de partículas incoerentes vai provocar, em geral, um endurecimento menor que no caso anterior. Neste caso, as discordâncias podem evitar as partículas por escalagem ("climb") ou deslizamento cruzado ("cross-slip") ou mesmo curvar-se entre as partículas, gerando a formação de anéis de discordâncias ao redor das mesmas. Este mecanismo é chamado endurecimento por dispersão (modelo de Orowan).

Embora o endurecimento provocado por partículas coerentes seja mais efetivo que o endurecimento por dispersão, o mesmo não ocorre com relação à taxa de endurecimento. As ligas contendo precipitados incoerentes apresentam um grau de encruamento maior pois as discordâncias, não podendo atravessar os precipitados, tendem a deixar anéis em torno das partículas, os quais interferem na distribuição e densidade de discordâncias.

De fato, a liga contendo maior teor de cobre (2,1% Cu) apresentou maior coeficiente de encruamento do que as ligas com 1,0% Cu e 1,6% Cu. Este fato, associado às observações realizadas em microscópio eletrônico de transmissão, as quais mostraram maior tendência ao cisalhamento de partículas, para a liga com 1% Cu e maior tendência à formação de anéis, para a liga com 2,1% Cu, levam a supor que o efeito do cobre na liga 7475 é o de aumentar a quantidade de precipitados incoerentes e/ou semi-coerentes. Além disso, a maior tensão de escoamento encontrada para a liga com 2,1% Cu indica

que a mesma deve possuir uma maior fração volumétrica de precipitados, levando em consideração que o mecanismo de endurecimento por partículas coerentes é mais efetivo do que o provocado por partículas incoerentes ou semi-coerentes.

Desta forma, o aumento do teor de cobre na liga 7475 (de 1,6% Cu para 2,1% Cu) faz crescer não somente a fração volumétrica de precipitados endurecedores, como também a quantidade de precipitados semi-coerentes e incoerentes. Portanto, além de aumentar o nível de resistência mecânica da liga, o aumento do teor de cobre faz crescer também a tendência à deformação homogênea, o que justifica o aumento do coeficiente de encruamento, bem como o aumento da ductilidade medida pela redução da área.

CAPÍTULO VI

CONCLUSÕES

- a) O aumento do teor de cobre na liga 7475, envelhecida a 120°C , provoca um incremento simultâneo no limite de escoamento, limite de resistência, ductilidade e coeficiente de encruamento, quando a mesma é solicitada em tração monotônica;
- b) O aumento da temperatura de envelhecimento de 120°C para 150°C provoca uma queda nas propriedades mecânicas de resistência e um aumento na ductilidade;
- c) Com o aumento do tempo de envelhecimento ocorre uma transição na fratura de predominantemente transgranular para intergranular. Ambos os tipos de fratura ocorrem pelo processo de ruptura alveolar ("dimples"), sendo os alvéolos nucleados em partículas de 2.^a fase;
- d) O mecanismo de deformação muda drasticamente com o aumento do teor de cobre, de bandas de deslizamento grosseiras e pouco espaçadas para bandas de deslizamento finas e pouco espaçadas. Esta tendência é acentuada com o tempo de envelhecimento;

- e) a liga com 1% de cobre, na condição de máxima resistência (T6) , mostra maior tendência à deformação heterogênea através do mecanismo de cisalhamento de partículas por discordâncias e, em contraste, a liga com 2,1% de cobre apresenta deformação homogênea com formação preferencial de anéis de discordâncias, para a mesma condição de envelhecimento;
- f) O aumento do teor de cobre na liga 7475 faz crescer não somente a fração volumétrica de precipitados endurecedores, como também a quantidade de precipitados semi-coerentes e incoerentes.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- (1) STARKE Jr., E.A. The Application of the Fundamentals of Strengthening to the Design of New Aluminium Alloys. Strength of Metals and Alloys - R.G. Gifkins - N.Y., 1983, p. 1025.
- (2) CHANDLER, H.E. Emerging Trends in Aerospace Materials and Processes - Metals Progress, 1984, p.21.
- (3) STARKE Jr., E.A. Aluminium Alloys of the 70's: Scientific Solutions to Engineering Problems - Materials Science and Engineering, 29, (1977), pp. 99-115.
- (4) SARKAR, B. MAREK, M. STARKE Jr., E.A. The Effect of Copper Content and Heat Treatment on the Stress Corrosion Characteristics of Al-6Zn-2Mg-XCu Alloys. Metallurgical Transactions 12A, (1981), pp. 1939-1943.
- (5) LIN, F.S. STARKE Jr., E.A. The Effect of Copper Content and Degree of Recrystallization on the Fatigue Resistance of 7XXX Type Aluminum Alloys. I Low Cycle Corrosion Fatigue. Materials Science and Engineering, 39 (1979), pp. 27-41.
- (6) HANH, G.T. ROSENFELD, A.R. Metallurgical Factors Affecting Fracture Toughness of Aluminium Alloys. Metallur-

gical Transactions. 6A (1975), pp. 653-670.

- (7) KIRMAM, I. The Relation between Microstructure and Toughness in 7075 Aluminum Alloys. Metallurgical Transactions 2A(1971), pp. 1761-70.
- (8) THOMPSON, D.S. Metallurgical Factors Affecting High Strength Aluminium Alloys Productions. Metallurgical Transactions 2A (1975), pp. 671-83.
- (9) LIN, F.S. STARKE Jr., E.A. The Effect of Copper Content and Degree of Recrystallization on the Fadigue Resistance of 7XXX Type Aluminium Alloys. II Fadigue Crack Propagation. Materials Science and Engineering 13, (1980), pp. 65-76.
- (10) LIN, F.S. STARKE Jr., E.A. The Effect of Copper Content and Deformation Mode on the Fadigue Crack Propagation of Al-6Zn-2Mg-XCu Alloys at Low Stress Intensities. Materials Science and Engineering 15 (1980), pp. 153-65.
- (11) BROEK, D. Elementary Engineering Fracture Mechanics. Martinus Nighoff Publishers. Netherlands, 1984.
- (12) HORNBOGEN, E. Microstructure and Mechanisms of Fracture. Strength of Metals and Alloys. R.C. Grifkins - Vol.3 - 6th International Conference on the Strength of Metals and Alloys, Melbourne, Australia. 8 (1982), pp. 16-20.

- (13) PEREIRA DA SILVA, P.S.C. A Metalurgia Física e a Previsão do Comportamento Mecânico de Metais e Ligas. Meta
lurgia ABM. 39 (1983), pp. 401-12.
- (14) MARTIN, J.W. Precipitation Hardening. Perg: Press,
1968.
- (15) FINE, E.M. Precipitation Hardening of Aluminium Alloys. Metallurgical Transaction, 6A,4 (1975), pp. 625-30.
- (16) KELLY, A. NICHOLSON, R.B. Precipitation Hardening. Pro-
gress in Materials Science, 10 (1963), pp. 330-38.
- (17) TYSON, W.R. Yield Strength of Spheroidites. Acta Metal-
lurgica, 11 (1963), p.61.
- (18) MARTIN, J.W. Micromechanics in Particle Hardened Alloys.
Pergamon Press - Oxford - 1979.
- (19) KATZ, J. A New Heat Treatment for Precipitation Harden-
ing Aluminium Alloys. Metals Progress, 2 (1966), pp.
70-2.
- (20) METALS HANDBOOK - ASM - vol. 8, p.259, 8ª edição.
- (21) ALUMINIUM STANDARDS AND DATA. Aluminium Association -
7ª edição, 1982.
- (22) SHEWMON, P.G. Transformations in Metals. McGraw-Hill ,
1969, cap. 7.

- (23) DIETER, G.E. Mechanical Metallurgy. McGraw-Hill - Kogakusha Ltd., 1976.
- (24) HONEYCOMBE, R.W. The Plastic Deformation of Metals. Edward Arnold, 1977.
- (25) BATES, R.C. Modeling of Ductile Fracture by Microvoid Coalescence for the Prediction of Fracture Toughness. Fracture: Interaction of Microstructure, Mechanisms and Mechanics. Conference Proceedings. AIME, 1984.
- (26) HORNBOKEN, E. GAHR, Karl-Heinz zum. Distribution of Plastic Strain in Alloys Containing Small Particles. Metallography, 8 (1975), pp. 181-202.
- (27) GREENFILED, M.A. MARGOLIN. II. The Mechanism of Void Formation, Void Growth and Tensile Fracture in an Alloy Consisting of Two Ductile Phases. Metallurgical Transactions, vol. 3, outubro, 1972, pp. 2649-59.
- (28) ARGON, A.S. SAFOGIU, R. Cavity Formation from Inclusions in Ductile Fracture. Metallurgical Transactions A, vol. 64, abril, 1975, pp. 825-37.
- (29) McCLINTOCK, F.A. A Criterion for Ductile Fracture by the Growth of Holes. Journal of Applied Mechanics, junho, 1968, pp. 363-71.
- (30) McCLINTOCK et alii. Ductile Fracture by Hole Growth in Shear Bands. Int. Journal of Fracture Mechanics, vol. 2, 1966, pp. 614-27.

- (31) WILSDORF, H.G.F. The Ductile Fracture of Metals: A Microstructural Viewpoint. Materials Science and Engineering, 59 (1983), pp. 1-39.
- (32) EMBURY, J.D. Strength of Metals and Alloys. R.C.Gifkins, vol.3 - 6th International Conference. Ductile Fracture, p.1089.
- (33) HILLARD, J.E. Recrystallization, Grain Growth and Texture. ASM, Metals Park, OH. 1965, p. 267.
- (34) STARKE Jr., E.A. The Influence of Grain Structure on the Ductility of the Al-Cu-Li-Mn-Cd Alloy 2020. Metallurgical Transactions, 13A (1982), pp. 2259-69.
- (35) SANDERS, T.H. STARKE Jr., E.A. The Relationship of Microstructure to Monotonic and Cyclic Straining of Two Age Hardening Aluminium Alloys. Metallurgical Transactions, 7A (1976), pp. 1407-18.
- (36) LIN, F.S. STARKE Jr., E.A. Microstructure - Property Relationships of Two Al-3Li-2Cu-0,2Zr-XCd Alloys. Metallurgical Transactions, 13A (1982), pp. 401-10.
- (37) CORNISH, A.J. Miss DAY, M.K.B. Precipitation in the Neighbourhood of Grain Boundaries in an Al-Zn-Mg Alloy. Journal of the Institute of Metals, 97 (1969), p. 44-52

- (38) MULHERIN, J.H. ROSENTHAL, H. Influence of Nonequilibrium Second-Phase Particles Formed During Solidification upon the Mechanical Behavior of an Aluminium Alloy. Metallurgical Transactions, 2 (1971), pp. 427-32.
- (39) SINGH, S.N. FLEMING, M.C. Influence of Ingot Structure and Processing on Mechanical Properties and Fracture of a High Strength Wrought Aluminium Alloy. Transactions of Metallurgical Society of AIME, 245 (1969), pp. 1811-19.
- (40) DOHERTY, R.B. MARTIN, J.W. The Effect of a Dispersed Second Phase on the Recrystallization of Aluminium Alloys. Journal of the Institute of Metals, 91(1962-63), p.332.
- (41) DOHERTY, R.B. MARTIN, J.W. Recrystallization in Two-Phases Aluminium Copper Alloy. Transactions of the ASM, 57 (1964), pp. 874-84.
- (42) Van STONE, R.R. COX, T.B. Use of Fractography and Sectioning Techniques to Study Fracture Mechanisms. Fractography-Microscopic Cracking Processes, ASTM STP 600, ASTM 1976, pp. 5-29.
- (43) METALS HANDBOOKS - vol. 9 - 8.^a edição.
- (44) BEEVERS, C.J. HONEYCOMBE, R.W.K. The Initiation of Ductile Fracture in Pure Metals. Acta Metallurgica

- (45) BARRET, C.R. et alii. The Principles of Engineering Materials. Prentice-Hall Inc., 1973.
- (46) PRICE, R.J. KELLY, A. Deformation of Age-Hardened Aluminium Alloy Crystals I- Plastic Flow. Acta Metallurgica. 12 (1964), pp. 159-69.
- (47) PRICE, R.J. KELLY, A. Deformation of Age-Hardened Aluminium Alloy Crystal II - Fracture. Acta Metallurgica. 12 (1964), pp. 979-92.
- (48) SANDERS Jr., T.H. STARKE Jr., E.A. The Effect of Slip Distribution on the Monotonic and Cyclic Ductility of Al-Li Binary Alloys. Acta Metallurgica. 30 (1982), pp. 927-39.
- (49) VOGEL, W. et alii. Persistent Slip Bands in Fatigued Peak Aged Al-Zn-Mg Simple Crystal I - Development of Dislocation Microstructure and Change of Precipitation Distribution. Acta Metallurgica. 30 (1982), pp. 21-30.
- (50) VOGEL, W. et alii. Persistent Slip Bands in Fatigued Peak Aged Al-Zn-Mg Simple Crystal II - Persistent Slip Band in Front of Stage I Fatigue Cracks. Acta Metallurgica. 30 (1982), pp. 30-31.
- (51) STARKE Jr., E.A. The Application of Fundamentals of Strengthening to the Design of New Aluminium Alloys. Pergamon Press-Oxford, 1983. Editado por J.C.Gifkins.

- (52) NICHOLSON, R.B. KELLY, A. Strengthening Methods in Crystals. Applied Science Pub. Ltd. London, 1971.

ANEXO 1

Método utilizado para o cálculo do coeficiente
de encruamento (n)

O coeficiente de encruamento é uma propriedade que mede a capacidade de encruamento do material. Este valor pode ser obtido através da curva tensão verdadeira x deformação verdadeira quando se aplica logaritmo à equação $\sigma = K \epsilon^n$, resultando:

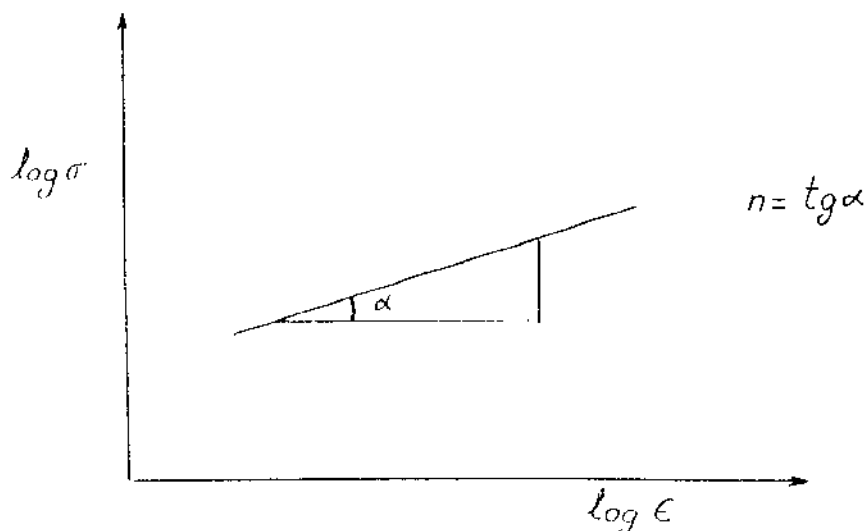
$$\log \sigma = \log K + n \log \epsilon \quad (1)$$

onde σ - tensão verdadeira

K - módulo de elasticidade

ϵ - deformação verdadeira.

Deste modo, o valor de n vai ser dado pela inclinação da reta formada pelo logaritmo da função. Vide figura abaixo.



Pelos dados obtidos nos gráficos carga vs. alongamento (quando se utiliza extensômetro), podemos obter:

a) Deformação verdadeira - ϵ

$$e = \frac{L - L_0}{L_0}$$

$$\epsilon = \ln L/L_0 = \ln (1 + e)$$

onde e - deformação de engenharia

L - comprimento do corpo-de-prova
deformado

L_0 - comprimento inicial do
corpo-de-prova

b) Tensão verdadeira - σ

$$S = F/A_0$$

$\sigma = S(1 + e)$, na região de deformação uniforme.

onde S - tensão de engenharia

F - carga

A_0 - área inicial

Usando regressão linear, o valor de n pode ser obtido pela expressão:

$$n = \frac{N \sum_{i=1}^N (\log \epsilon_i \log \sigma_i) - \left(\sum_{i=1}^N \log \epsilon_i \sum_{i=1}^N \log \sigma_i \right)}{N \sum_{i=1}^N (\log \epsilon_i)^2 - \sum_{i=1}^N (\log \epsilon_i)^2}$$

onde N é o número de pares de valores tensão e de formação verdadeiras.