

*Este exemplar corresponde
à redação final da Tese
defendida por Itamar
Ferreira e aprovada pela
Comissão Julgadora em
04/08/87.*

Alves

TENACIDADE À FRATURA, EM CONDIÇÕES ELASTO-
PLÁSTICAS, DAS LIGAS DE ALUMÍNIO DE ALTA
RESISTÊNCIA DO TIPO $Al-6Zn-2Mg-xCu$.

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA DE CAMPINAS

Tese de: DOUTORADO

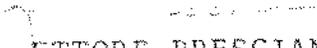
Título da Tese: TENACIDADE À FRATURA, EM CONDIÇÕES ELASTO-PLÁSTI
CAS, DAS LIGAS DE ALUMÍNIO DE ALTA RESISTÊNCIA
DO TIPO Al-6Zn-2Mg-xCu.

Autor: ITAMAR FERREIRA

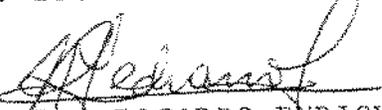
Orientador: Dra. ANA MARIA MARTINEZ NAZAR

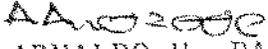
Aprovado por


Prof.^a Dr.^a ANA MARIA MARTINEZ NAZAR, Presidente


Prof. Dr. ETTORE BRESCIANI FILHO


Prof. Dr. PAULO ROBERTO MEI


Prof. Dr. RICARDO ENRIQUE MEDRANO


Prof. Dr. ARNALDO H. PAES DE ANDRADE

Campinas, 04 de agosto de 1987

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA DE CAMPINAS
SETOR DE MATERIAIS E PROCESSOS

TENACIDADE À FRATURA, EM CONDIÇÕES ELASTO-
PLÁSTICAS, DAS LIGAS DE ALUMÍNIO DE ALTA
RESISTÊNCIA DO TIPO Al-6Zn-2Mg-xCu.

Orientador: Profª Drª ANA MARIA MARTINEZ NAZAR

Itamar Ferreira

Tese apresentada à Comissão de Pós-Gradua-
ção da Faculdade de Engenharia de Campinas
- UNICAMP, como parte dos requisitos ne-
cessários para obtenção do título de
DOCTOR EM ENGENHARIA MECÂNICA.

- CAMPINAS -
1987

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL

AGRADECIMENTOS

À Profª Drª ANA MARIA MARTINEZ NAZAR pela dedicação, incentivo e segurança com que orientou este trabalho.

Ao Prof. Dr. ÉTTORE BRESCIANI FILHO pela co-orientação e discussões gerais sobre o assunto deste trabalho.

Ao Prof. Dr. EDGAR A. STARKE Jr., da University of Virginia, pelo fornecimento dos materiais.

Ao Prof. Dr. RICARDO E. MEDRANO, do Instituto de Física da UNICAMP, pela grande colaboração na realização dos ensaios mecânicos.

Aos engenheiros e técnicos, do Centro de Tecnologia da UNICAMP, pela colaboração na realização de ensaios mecânicos e medições dimensionais (metrologia).

Ao meu irmão Dr. PAULO I. FERREIRA, do Instituto de Pesquisas Energéticas e Nucleares, pela colaboração na usinagem de corpos-de-prova e pelas críticas e sugestões ao trabalho.

Ao grande amigo ORESTES E. ALARCON pela colaboração na realização de ensaios mecânicos e discussões gerais sobre o assunto deste trabalho.

Aos amigos ANTONIO LAERTE STRUZIATO e RITA H. B. JACON, da FEC/UNICAMP, pela grande colaboração na usinagem de corpos de prova e nos trabalhos de microscopia ótica e eletrônica.

Aos colegas e amigos da UNESP e UNICAMP que contribuíram, direta ou indiretamente, tornando possível a realização deste trabalho.

*As minhas queridas,
Maria Isabel, Lúcia e Lina*

Título: TENACIDADE À FRATURA, EM CONDIÇÕES ELASTO-PLÁSTICAS, DAS LIGAS DE ALUMÍNIO DE ALTA RESISTÊNCIA DO TIPO Al-6Zn-2Mg-xCu.

RESUMO

Estuda-se, neste trabalho, a tenacidade à fratura, em condições elasto-plásticas, das ligas de alumínio de alta resistência do tipo Al-6Zn-2Mg-xCu - com três teores diferentes de cobre (1, 1,6 e 2,1% em peso), com alta pureza (baixos teores de Fe e Si), com zircônio como agente controlador da recristalização, com microestruturas similares (iguais grau de recristalização e tamanhos dos grãos recristalizados e não recristalizados) na forma de chapas finas (espessura de 6,4 mm) - em uma ampla faixa de comportamento mecânico obtida por variações no tempo de envelhecimento (de 1 até 300 h) à temperatura de 393 K (120°C). Verifica-se que essas ligas, nas condições estudadas, apresentam altos níveis de resistência mecânica associados a altos níveis de tenacidade à fratura e que os parâmetros de tenacidade à fratura J_Q e δ_c são bastante sensíveis às variações do tempo de envelhecimento e teor de cobre. Com o aumento do tempo de envelhecimento há, para as ligas com 1,6 e 2,1% de cobre, diminuição bastante sensível de J_Q e δ_c em toda a faixa de tempo estudada; para a liga com 1% de cobre, há diminuição, também bastante sensível, desses parâmetros nas regiões correspondentes ao sobenvelhecimento e à máxima resistência, sendo que, para longos tempos de envelhecimento, há um nítido aumento nesses parâmetros. Nas três ligas, ainda com o aumento do tempo de envelhecimento, aumenta a

tendência de ocorrência de "pop-in" e há, possivelmente como consequência disso, uma diminuição bastante sensível dos parâmetros de avaliação da resistência à propagação estável da trinca (dJ/da e módulo de rasgamento). Com o aumento do teor de cobre há diminuição sensível dos parâmetros J_Q e δ_c . O parâmetro J_{IC} se aplica muito bem nas condições correspondentes à máxima resistência e ao superenvelhecimento, apresentando um baixo nível de dispersão dos pontos ($\Delta a, J$), em torno da curva R; o valor médio do índice de correlação desses pontos é 0,93, o que representa um bom nível de reprodutibilidade do ensaio J_{IC} . Já o ensaio δ_c , apesar de mais simples e menos trabalhoso, pode apresentar, por condição ensaiada, uma variação significativa. Verificou-se, ainda, que há uma relação bem definida entre os parâmetros J_Q e δ_c , sendo que, em média, a relação $J_Q/\sigma_y \delta_c$ é 1,14. A espessura mínima, necessária à obtenção de J_{IC} , é da ordem de 14,6 vezes menor do que a necessária à obtenção de K_{IC} . Por observação direta da superfície de fratura, do corpo de prova do ensaio J_{IC} , verificou-se que a região correspondente à "stretched zone" está razoavelmente contida dentro dos limites de valores estimados da largura dessa zona, através dos parâmetros J_Q e δ_c .

Title: ELASTIC-PLASTIC FRACTURE TOUGHNESS OF HIGH STRENGTH
ALUMINUM ALLOYS OF THE Al-6Zn-2Mg-xCu TYPE.

ABSTRACT

This study deals with the elastic-plastic fracture toughness of sheet form (6.4 mm thickness) high strength aluminum alloys of the Al-6Zn-2Mg-xCu type - with three different copper content (1.0, 1.6 and 2.1 wt%), high purity (low Fe and Si content), with Zr as a recrystallization controlling agent and similar microstructures - in a wide interval of mechanical behavior obtained by varying the aging time (between 1 and 300 hours) at a temperature of 393 K (120°C). The results show, for these conditions, high mechanical strength associated with high fracture toughness and that the fracture toughness parameters J_Q and δ_c are very sensitive to the aging time and copper content variation. For the alloys containing 1.6 and 2.1% Cu a continuous decrease in J_Q and δ_c with increasing aging times is observed; for the 1.0% Cu alloy decrease of J_Q and δ_c is also observed for the underaging and maximum strength conditions but for long aging times these occurs an increase in these parameters. Pop-in behavior shows a tendency to increase for long aging times and is probably responsible for the very sensitive decrease of the parameters characterizing low crack propagation strength (dJ/da and tear modulus). J_Q and δ_c show a decrease with an increase in copper content. The J_{IC} parameter can be well used to characterize the fracture toughness of the alloys for the maximum strength and overaging conditions, showing a low level

of scattering of the $(\Delta a, J)$ points in the R curve; the average correlation coefficient of these points is 0.93, indicating good reproductibility of the test results. The δ_c parameter, though less difficult to determine, can show some variation, depending on test condition. A close relationship between J_Q and δ_c was observed; the average value of the ratio $J_Q/\sigma_y \delta_c$ is 1.14. The minimum specimen thickness for J_{IC} determination was seen to be about 14.6 times less than the minimum thickness for K_{IC} determination. The observation of fracture surface of J_{IC} specimens showed that the stretched zone width is in good accord with values calculated from J_Q and δ_c values.

ÍNDICE

	Página
CAPÍTULO 1 - INTRODUÇÃO	01
1.1. CONSIDERAÇÕES GERAIS	01
1.2. IMPORTÂNCIA DA MECÂNICA E MECANISMO DE FRATURA	05
1.3. ASPECTOS GERAIS SOBRE AS LIGAS DE ALUMÍNIO DE ALTA RESISTÊNCIA	10
1.4. OBJETIVOS DO PRESENTE TRABALHO	13
CAPÍTULO 2 - ELEMENTOS DA MECÂNICA DE FRATURA	14
2.1. INTRODUÇÃO	14
2.2. ELEMENTOS DAS TEORIAS BÁSICAS QUE PRECEDEM A MECÂNICA DE FRATURA LINEARMENTE ELÁSTICA	15
2.2.1. Resistência de coesão teórica de metais	15
2.2.2. Teoria de Griffith de fratura frágil	19
2.3. NOÇÕES DA MECÂNICA DE FRATURA LINEARMENTE ELÁSTICA.	21
2.3.1. Teoria de Irwin-Orowan	22
2.3.2. Distribuição de tensões em corpos que pos- suem trincas	24
2.3.3. Dimensões da zona plástica	32
2.3.4. Influência da espessura do espécime na tena- cidade à fratura	37
2.3.5. Noções da metodologia de projeto	41
2.4. MECÂNICA DE FRATURA ELASTO-PLÁSTICA	43
2.4.1. Deslocamento de abertura da ponta da trinca (CTOD)	44
2.4.2. Integral J	50
2.4.3. Relação entre CTOD e J	56

	Página
CAPÍTULO 3 - TENACIDADE À FRATURA	58
3.1. INTRODUÇÃO	58
3.2. FATORES QUE INFLUENCIAM A TENACIDADE À FRATURA	59
3.3. ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA	63
3.3.1. Ensaio K_{IC}	72
3.3.2. Ensaio COD	75
3.3.3. Ensaio J_{IC}	81
3.4. ASPECTOS IMPORTANTES NA CARACTERIZAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA DAS LIGAS DE ALUMÍNIO DE ALTA RESISTÊNCIA.	91
3.4.1. Noções dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio	93
3.4.2. Mecanismos de fratura das ligas de alumínio de alta resistência	98
3.4.3. Influência das partículas de segunda fase no mecanismo de fratura e tenacidade das ligas de alumínio de alta resistência	102
 CAPÍTULO 4 - MATERIAIS E MÉTODOS	 107
4.1. MATERIAIS	107
4.2. TÉCNICAS EXPERIMENTAIS	108
4.2.1. Caracterização da microestrutura	108
4.2.2. Tratamento térmico de solubilização	110
4.2.3. Pré-deformação	111
4.2.4. Tratamento térmico de envelhecimento	111
4.2.5. Confeção dos corpos de prova	112
4.2.6. Ensaio de tração	118
4.2.7. Ensaios de tenacidade à fratura	118
4.2.8. Fractografia	121

CAPÍTULO 5 - RESULTADOS E DISCUSSÃO	122
5.1. MICROESTRUTURAS CARACTERÍSTICAS DAS LIGAS	122
5.2. RESULTADOS DOS ENSAIOS	122
5.2.1. Resultados dos ensaios de tração	122
5.2.2. Resultados dos ensaios de tenacidade à fra- tura	125
5.3. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO	129
5.4. PREVISÃO DO COMPORTAMENTO ELASTO-PLÁSTICO E DISCUS- SÃO DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TENACIDADE À FRA- TURA	136
5.4.1. Previsão do comportamento	137
5.4.2. Discussão dos resultados dos ensaios J_{IC}	140
5.4.3. Discussão dos resultados dos ensaios COD	149
5.5. CORRELAÇÃO ENTRE J_{IC} E δ_c	154
5.6. ESTIMATIVA DE K_{IC} A PARTIR DE J_{IC}	155
5.7. ANÁLISE DOS RESULTADOS ATRAVÉS DE FRACTOGRAFIA	158
CAPÍTULO 6 - CONCLUSÕES	167
REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS	171
ANEXO 1 - PROJETO DO DISPOSITIVO UTILIZADO NOS ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA	184
ANEXO 2 - CURVAS DE J EM FUNÇÃO DE $\Delta\alpha$ PARA AS LIGAS Al-6Zn-2Mg-xCu ENVELHECIDAS A 120 °C NOS TEMPOS 1, 24 e 200 h	186

CAPÍTULO 1

INTRODUÇÃO

1.1. CONSIDERAÇÕES GERAIS

Nos últimos cem anos ocorreram inúmeros casos de fraturas de estruturas metálicas, principalmente em estruturas de aço soldadas, como pontes, reservatórios de óleo, navios, caldeiras, e etc., com conseqüências muitas vezes catastróficas. Como exemplo pode-se citar os desastres com os navios "Liberty" em 1940, com os navios "Merchant" entre 1942 e 1946, com as aeronaves "De Havilland" entre 1953 e 1954 e com um reservatório de estocagem de óleo cru no Canadá em 1980 /1-3/. Para se ter uma noção da extensão do problema, de 4694 navios "Liberty" construídos, 1289 apresentaram falhas estruturais, dos quais 233 catastróficas, ocasionando a perda total do navio /4/.

Há muito tempo atrás fratura já representava problema, pois os cadernos de apontamentos de Leonardo da Vinci (Itália, 1452-1519) contêm uma discussão sobre a resistência de colunas e vigas e um esboço de um dispositivo para medir a resistência à tração de um fio. Em 1920, Griffith /5/ publicou um trabalho clássico que estabelecia que a propagação de uma trinca em um sólido frágil exigia uma dissipação adequada de energia de deformação elástica, necessária à criação da nova superfície da trinca. O trabalho de Griffith apresenta uma séria restrição, pois estabelece relações entre a tensão de fratura e as dimensões dos defeitos em vidro, não se aplicando aos materiais metálicos.

A partir de 1940 houve um grande aumento na utilização

de materiais de média e alta resistência em componentes mecânicos e estruturas de grande porte, o que criou uma grande necessidade de se entender corretamente as causas das fraturas, para se projetar com o máximo de segurança possível. Surgiu, assim, em 1947 o primeiro Simpósio da ASM ("American Society for Metals") sobre fratura de metais. Logo após, Orowan (1949-1952) e Irwin (1952-1953), independentemente, modificaram a expressão de Griffith para tensão de fratura, estendendo-a aos materiais metálicos, sendo por isso considerados os criadores da mecânica de fratura. Em 1958 houve a conferência sobre Fratura de Swampscott e a partir de 1965 as Conferências Internacionais sobre Fratura (ICF).

A modificação da teoria de Griffith, feita por Orowan e Irwin, levou à formação da Mecânica de Fratura Linearmente Elástica (MFLE), sendo que esta apesar de ser uma aproximação desenvolvida para materiais metálicos, apresenta uma séria restrição, pois só se aplica a materiais onde a região deformada plasticamente na ponta de uma trinca (quando um espécime com uma trinca é solicitado por forças externas) é muito menor que o comprimento da trinca e a menor dimensão do espécime, ou seja, materiais com baixa tenacidade. Isto resolveu apenas uma parte do problema, pois existem muitos materiais com média e alta tenacidade que são usados em engenharia para fins estruturais e para os quais não se aplica a MFLE.

A utilização da tecnologia de mecânica de fratura envolve basicamente três áreas: propriedades mecânicas; análise de tensões e ensaios não destrutivos (detecção de defeitos). Em MFLE as tensões envolvidas, os tamanhos de defeitos e a tenacidade à fratura são relacionados em termos do parâmetro K_I , que é o fator de intensificação de tensões (em modo I de sollicitação da trinca). De acordo com esta metodologia ocorre propagação instável da trin

ca (fratura frágil) quando o fator de intensificação de tensões K (função das tensões envolvidas, do comprimento da trinca e da geometria do espécime) atinge o valor crítico K_{IC} (tenacidade à fratura em deformação plana) – uma propriedade intrínseca do material.

Em 1961 Wells /6/ estabeleceu que há um crítico e único valor do deslocamento de abertura da ponta da trinca na interface entre a ponta da trinca e a zona plástica (região deformada plasticamente na ponta da trinca). Em um ensaio de fratura (ensaio com um espécime com uma trinca) em materiais de média e alta tenacidade, quando a carga é aumentada para as condições de escoamento generalizado as cargas admissíveis tendem a um valor limite enquanto o valor do deslocamento de abertura da trinca (COD) aumenta continuamente até a condição de falha ser atingida. Isto faz com que o método COD de tenacidade à fratura pode se estender desde a faixa completamente elástica – onde a mecânica de fratura linearmente elástica se aplica – até as condições onde ocorre escoamento generalizado do material nas proximidades da trinca /3/; surgiu, assim, a Mecânica da Fratura com Escoamento ou Mecânica de Fratura Elasto-Plástica (MFEP). De acordo com esta metodologia ocorre fratura – propagação estável ou instável da trinca dependendo do comportamento do material – quando o COD atinge um valor crítico que define a tenacidade à fratura do material.

A metodologia de utilização do COD apresenta uma desvantagem com relação à metodologia de K por não possuir uma base teórica sólida. Rice /7/ propôs, em 1968, uma aproximação alternativa para tratar problemas de fratura em condições elasto-plásticas. Os trabalhos de Hutchinson /8/ e Rice e Rosengren /9/, mostram que em condições elasto-plásticas também existe uma única distribuição de tensão e deformação na ponta de uma trinca associada a

um único parâmetro, a integral J. Dessa forma, a metodologia da utilização de J possibilitou o tratamento de problemas de fratura elasto-plástica da mesma forma que a metodologia de K em condições de fratura linear elástica.

A metodologia de utilização de J estabelece que inicia a propagação estável da trinca quando a integral J atinge o valor crítico J_{IC} (tenacidade à fratura em condições elasto-plásticas). Esta metodologia apresenta uma grande vantagem pois se aplica a uma maior gama de materiais usados em engenharia. Para se ter uma noção disso, basta citar que, para certos materiais de média resistência a determinação de K_{IC} requer corpos-de-prova de espessura impraticável — da ordem de metros —, ao passo que para J_{IC} os corpos-de-prova, geralmente, necessitam ter espessuras consideravelmente menores. Além disso se, para um dado material, for demonstrado a existência de K_{IC} , pode-se a partir de J_{IC} estimar K_{IC} pela relação $K_{IC}^2 = J_{IC}E$, onde E é o módulo de Young /17/. O parâmetro de tenacidade J_{IC} pode, ainda, ser usado no campo de pesquisa e desenvolvimento, como um critério de tenacidade à fratura dútil para avaliar o efeito de variáveis metalúrgicas, tratamentos térmicos e termomecânicos, soldas, etc.

Além dos parâmetros de fratura K, COD e J, surgiram nos últimos anos vários outros, sendo que os mais importantes se encontram na tabela 1.1.

Tabela 1.1. Principais Parâmetros usados em Mecânica de Fratura e o Período em que Foram Desenvolvidos /10/.

A - Mecânica de Fratura Linearmente Elástica		
1. Caracterização do campo de tensões e deformações na ponta da trinca - K		Final da década de 50
2. Tenacidade à Fratura - K_{IC}		Início década de 60
3. Crescimento de trinca em fadiga - $da/dN \times \Delta K$		Início década de 60
4. Corrosão sob tensão - K_{ISCC}		Meio da década de 60
5. Limite de fadiga - ΔK_{TH}		Final da década de 60
B - Mecânica de Fratura Elasto-Plástica		
1. Caracterização do campo de tensões e deformações na ponta da trinca - CTOD - e J		Início década de 60 Início década de 70
2. Tenacidade à Fratura - J_{IC}		Início década de 70
3. Crescimento de trinca em fadiga - $da/dN \times \Delta J$		Meio da década de 70
C - Dependência do Tempo		
1. Caracterização do campo de tensões e deformações na ponta da trinca - C^*		Meio da década de 70
2. Fluência - $da/dt \times C^*$		Meio da década de 70

1.2. IMPORTÂNCIA DA MECÂNICA E MECANISMO DE FRATURA

Até a década de 40 o controle de fratura de componentes e estruturas metálicas se baseava predominantemente em dados obtidos no ensaio de impacto em corpos-de-prova entalhados com 10mm de espessura (ensaio do tipo Charpy). Esta metodologia, aplicada basicamente para aços, se baseava na energia absorvida na fratura do corpo-de-prova em função da temperatura. A figura 1.1 mostra o comportamento de três categorias de materiais, que compreendem a

maioria dos materiais usados em engenharia, no que se refere à energia absorvida em um ensaio de impacto em espécime entalhado. Nota-se nesta figura que os materiais de alta resistência, em toda a faixa de temperatura, e os materiais com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (ccc) de baixa resistência, em baixas temperaturas, absorvem pouca energia na fratura, o que, em geral, caracteriza baixa tenacidade.

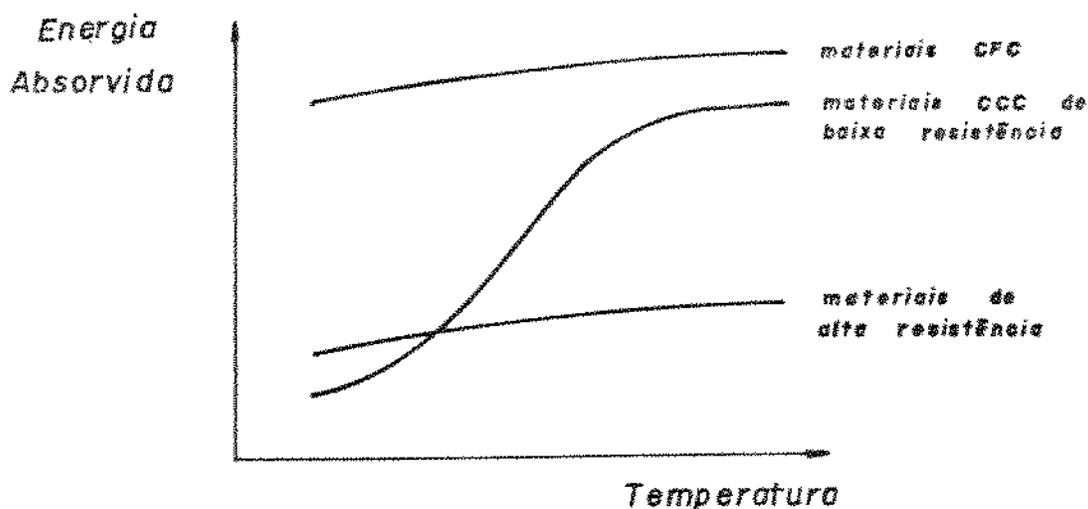


Figura 1.1. Esquema do comportamento de vários materiais em um ensaio de impacto do tipo Charpy /13/.

Os materiais com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado apresentam uma faixa de temperatura de transição devido à mudança no micromecanismo de fratura. Abaixo da transição ocorre fratura frágil por clivagem ou intergranular. Acima da transição ocorre fratura dútil pelo mecanismo de fratura alveolar ("dimples"). Na tabela 1.2 se encontram alguns materiais que se enquadram nesta categoria (ccc), sendo que dentre eles se encontram a maioria dos aços.

Tabela 1.2. Planos de clivagem e de cisalhamento de alguns materiais e estruturas cristalinas /14/.

Estrutura cristalina	Exemplo	Plano de Clivagem	Plano de cisalhamento primário
CCC - cúbica de corpo centrado	Li, Na, K, Fe, a maioria dos aços, V, Cr, Mn, Cb, Mo, W, Ta	{100}	{112}, {110}
CFC - cúbica de face centrada	Cu, Ag, Au, Al, Ni, latão, aços inoxidáveis da série 300	Não sofrem clivagem	{111}
HCP - hexagonal compacta	Be, Mg, Zn, Sn, Ti, U, Cd, grafita	{1000}	{1122}, {1010}, {1000}

Os materiais com estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC), geralmente, não sofrem fratura frágil por clivagem, como pode ser visto na tabela 1.2. Dentre esses materiais se encontram o cobre, o alumínio, o níquel, o latão e os aços inoxidáveis da série 300. Esses materiais, via de regra, não apresentam uma faixa de temperatura de transição e apresentam altos níveis de energia absorvida.

Os materiais de alta resistência, como as ligas de Al das séries 2XXX e 7XXX, os aços liga, etc., normalmente, sofrem fratura pelo micromecanismo alveolar ("**dimples**"). Este tipo de fratura ocorre por nucleação e crescimento de microvazios, sendo que a nucleação geralmente se dá em partículas de 2ª fase. A fratura ocorre quando os microvazios são juntados por coalescência, fraturando os ligamentos entre eles. Este processo é, em geral, altamente dútil em microescala, pois o crescimento dos microvazios é controlado por deformação e a coalescência final ocorre por es-

trificação interna dos ligamentos entre os vazios /15/. Macroscopicamente a ductilidade pode ser alta ou baixa dependendo do tamanho, número, forma e distribuição das partículas de segunda fase.

A metodologia de fratura baseada na temperatura de transição, vigente até a década de 40, apresenta algumas limitações sérias: a temperatura de transição depende fortemente da espessura do espécime e o critério de sua definição não é único. Essas dificuldades levaram aos ensaios DT ("dynamics tear test") que utiliza corpos-de-prova de grandes dimensões (espessura de 25mm/ASTM E-604) e DWT ("drop weight tear test") com corpos-de-prova maiores e espessura igual à da chapa (ASTM E 436) /16/.

Na década de 60, Pellini e Puzak, do "United States Naval Research Laboratory", desenvolveram o diagrama de análise de fratura (FAD), que é bastante útil no projeto contra fratura por clivagem em aços. Embora este diagrama ter sido desenvolvido para estabelecer critérios de projeto contra fratura em estruturas de aço de baixo carbono, ele pode ser estendido para análise de fratura em estruturas onde o modo instável de fratura ocorre por clivagem /14/. Para a utilização desta metodologia é necessário levantar a curva CAT ("crack arrest temperature") para o material em estudo. Esta curva garante que, dentro de certos limites, para um dado nível de tensão e temperatura, qualquer trinca existente no material não se propaga instavelmente, isto é, é immobilizada.

Os materiais de média e alta resistência são, em geral poucos influenciados pela temperatura. Conseqüentemente não há uma transição de temperatura acima da qual não ocorre fratura instável. Não se pode, então, projetar com base em uma temperatura de immobilização da trinca. O único critério seguro contra a propagação (instável ou estável) de uma trinca nesses materiais se baseia na prevenção da iniciação da propagação da trinca, ou seja,

pela utilização das metodologias da mecânica de fratura.

A mecânica de fratura, a partir da década de 60, tem se tornado uma poderosa ferramenta usada na avaliação da confiabilidade e vida de estruturas. Os componentes estruturais metálicos podem conter defeitos que se desenvolvem durante o processo de fabricação ou que se iniciam durante a vida em serviço e que podem causar fratura prematura. A mecânica de fratura é uma ferramenta quantitativa poderosa para prever o comportamento de estruturas contendo defeitos, fazendo uma ponte de ligação entre o comportamento do material e o comportamento do componente estrutural.

No controle de fratura é de fundamental importância também, o conhecimento do mecanismo de fratura, isto é, das características gerais da fratura do ponto de vista microscópico, sendo que os principais mecanismos são: clivagem, quasi-clivagem, alveolar, escoamento ou corte dútil, separação intergranular e fadiga. O mecanismo de fratura faz uma ponte de ligação entre a estrutura do material e o comportamento do material; este último, então, é o elo de ligação entre o mecanismo de fratura e a mecânica de fratura. Existe assim uma conexão entre a estrutura do material e o componente estrutural, chamada por alguns autores de conexão estrutural /10/. O esquema da figura 1.2 ilustra esta conexão.

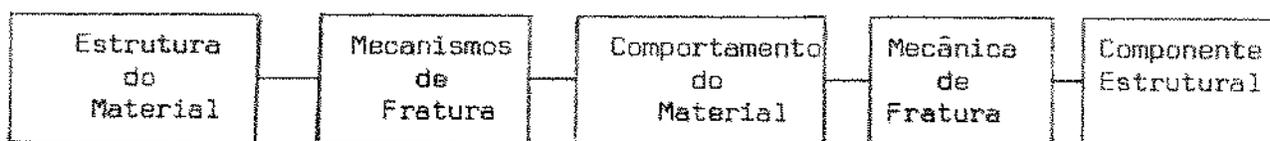


Figura 1.2. Conexão estrutural /10/.

No controle de fratura, o comportamento do material é expressado, basicamente, em termos da tenacidade à fratura. Em

condições elasto-plásticas esta propriedade assume importância singular, na medida em que amplia as condições de aplicação da tecnologia de mecânica de fratura.

1.3. ASPECTOS GERAIS SOBRE AS LIGAS DE ALUMÍNIO DE ALTA RESISTÊNCIA

As ligas de alumínio das séries 2XXX e 7XXX estão, atualmente, entre os materiais mais usados na indústria aeroespacial. Até recentemente, as propriedades especificadas para essas ligas eram basicamente resistência ao escoamento e resistência a corrosão sob tensão longitudinal e transversal /11/. Essas especificações eram adequadas para materiais de pequenas espessuras, sendo que a liga 7075-T6 satisfazia essas especificações. Entretanto, o uso de seções mais espessas e os conceitos de projeto "safe-life" e "fail-safe" exigiram propriedades que as ligas convencionais da época não apresentavam /12/. As ligas convencionais eram inadequadas devido às suas baixa resistência a corrosão sob tensão e principalmente baixa tenacidade à fratura. O problema da corrosão sob tensão foi minimizado com o tratamento térmico de envelhecimento T73 e o problema da tenacidade à fratura tem gerado inúmeras pesquisas.

As propriedades das ligas da série 7XXX podem ser alteradas por modificações no processamento e na composição química. Para uma dada liga, com composição química fixada, modificações no tratamento térmico ou termo-mecânico que levam a aumentos na resistência mecânica, via de regra, tendem a diminuir a tenacidade à fratura; a figura 1.3 ilustra este fenômeno. No desenvolvimento de ligas a grande preocupação seria obter ligas com altos níveis

de resistência associados a altos níveis de tenacidade, ou em outras palavras, deslocar a curva da figura 1.3 para cima/direita. Como exemplo, do desenvolvimento de ligas, pode-se dizer que as ligas de alumínio da série 7XXX significam um avanço com relação às ligas da série 2XXX, e especificamente a liga 2124 com relação à 2024 e a 7475 com relação à 7075 /16/.

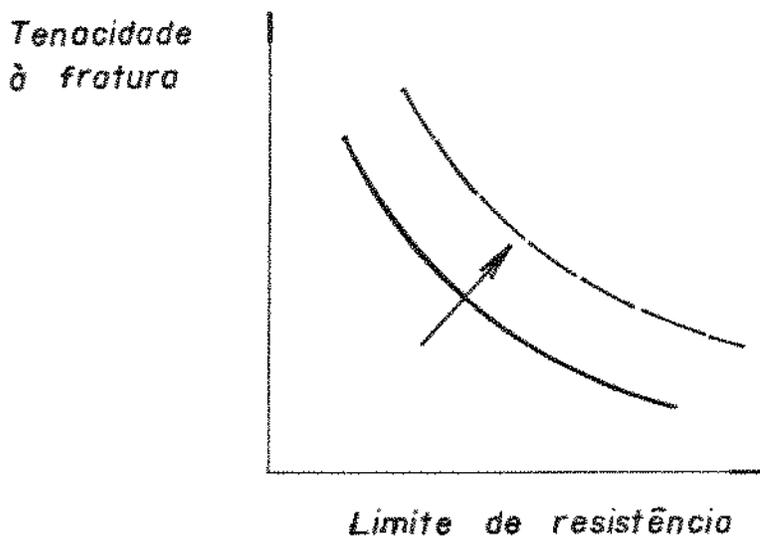


Figura 1.3. Diagrama esquemático mostrando a relação inversa entre tenacidade e resistência. A otimização das propriedades da liga envolve o deslocamento da curva na direção indicada. /16/.

Nas ligas de Al da série 7XXX e Zn é o principal elemento de liga, que quando acompanhado por pequena porcentagem de Mg resulta em ligas tratáveis termicamente e de alta resistência. Além desses elementos as ligas das séries 7XXX podem também conter Cu, Cr ou Zr /18/. Com o aumento do teor de cobre nessas ligas obtém-se um progressivo aumento da resistência e diminuição da tenacidade, sendo que as principais ligas são: 7039 (sem Cu), 7079 (0,6%

Cu), X7080 (1,0% Cu), 7075 (1,6% Cu), 7178 (2,0% Cu) e 7050 (2,3% Cu) /21-23/.

Como visto no item anterior, as ligas de Al da série 7XXX fraturam pelo micromecanismo alveolar ("dimples") dependendo este das partículas de segunda fase presentes na liga. Nessas ligas, encontram-se, normalmente, três tipos de partículas: as grandes, formadas devido à presença de impurezas (Fe e Si); as intermediárias ou dispersóides, devido à presença dos elementos adicionados para controle da recristalização e tamanho de grão e as finas, responsáveis pelo endurecimento por precipitação /19,20/. Essas ligas são normalmente utilizadas após o tratamento térmico de envelhecimento e, nessa condição, o endurecimento se dá pela interação de discordâncias com as partículas finas; as partículas grandes e intermediárias não promovem o endurecimento, pois são locais de fácil nucleação de trincas /16/. De acordo com Heinz Schwalbe /24/, alguns autores demonstraram que o mecanismo de deformação e de fratura da liga 7075 (Al-5,6 Zn - 2,5 Mg - 1,6 Cu - 0,23 Cr) pode ser significativamente alterado quando as impurezas Fe e Si e o Cr são removidos.

Alguns autores /25,26/ tem verificado vários fatores metalúrgicos e mecânicos que influenciam o comportamento na fratura das ligas de Al. Starke e colaboradores tem verificado o efeito da porcentagem de Cu e tratamento térmico das ligas Al - 6 Zn - 2 Mg - X Cu, nas características de corrosão sob tensão /21/ e resistência à fadiga /27/, sendo que as suas pesquisas demonstram que pequenas variações da porcentagem de cobre influenciam as propriedades acima citadas. Poucas informações se tem sobre a influência do cobre na tenacidade à fratura em condições elasto-plásticas das ligas Al - 6 Zn - 2 Mg - X Cu.

1.4. OBJETIVOS DO PRESENTE TRABALHO

As ligas de alumínio de alta resistência da série 7XXX, de amplo uso em estruturas aeronáuticas, são motivos permanentes de estudos visando o aprimoramento de suas propriedades mecânicas, com a finalidade de obter uma alta relação resistência/peso aliada a uma alta tenacidade à fratura. Por outro lado, o estudo da tenacidade à fratura de materiais metálicos, através dos parâmetros convencionais K_{IC} , J_{IC} e COD_C , é motivo frequente de discussões relativas ao campo de aplicação e limite de validade dos mesmos.

O presente trabalho tem dois objetivos prioritários:

- a) Estudar o comportamento das ligas de alumínio de alta resistência, do tipo Al-6Zn-2Mg-xCu, sob influência de mudanças na porcentagem de cobre, em teores de 1, 1,6 e 2,1%;
- b) Efetuar um estudo do campo de aplicação dos parâmetros de tenacidade à fratura, em condições elasto-plásticas. Com este objetivo as ligas em estudo serão submetidas a tratamentos térmicos de precipitação, a 120°C, em tempos diferentes, a fim de se obter uma ampla faixa de comportamento mecânico.

Desta forma, o trabalho permitirá efetuar uma análise:

- da influência do cobre nas propriedades mecânicas monotônicas e tenacidade à fratura em condições elasto-plásticas;
- da variação do comportamento mecânico com o tempo de envelhecimento a 120°C.

CAPÍTULO 2

ELEMENTOS DA MECÂNICA DE FRATURA

2.1. INTRODUÇÃO

Os materiais metálicos normalmente usados em engenharia possuem baixa resistência à fratura quando comparados às suas resistências teóricas, devido basicamente à existência de defeitos. Esses podem se originar no processo de fabricação (porosidades, inclusões, partículas frágeis, defeitos gerais de solda, marcas de usinagem, etc.) ou no projeto do componente ou estrutura (excessiva concentrações de tensões devido ao projeto incorreto). Um exemplo clássico disso foi a fratura da ponte Duplessis no Quebec, Canadá em 1951, onde as análises da causa da fratura indicaram a existência de tinta na superfície interna do defeito (na estrutura de aço) onde originou a trinca /16/.

O comportamento de um componente ou estrutura, no que se refere à fratura, depende fundamentalmente de quatro fatores : nível de tensão; dimensões de um defeito existente no material; propriedades do material e mecanismo de fratura. A mecânica de fratura estabelece correlações quantitativas entre os três primeiros fatores. Em 1920 Griffith /5/ estabeleceu correlações entre esses fatores para o vidro e posteriormente Orowan, em 1945, e Irwin, em 1948, modificaram a teoria de Griffith, estendendo-a aos metais; com isso surgiu a mecânica de fratura linearmente elástica. A metodologia da mecânica de fratura elasto-plástica, baseada na integral J, proposta por Rice /7/ em 1968 amplia os limites da mecânica de fratura linearmente elástica.

2.2. ELEMENTOS DAS TEORIAS BÁSICAS QUE PRECEDEM A MECÂNICA DE FRACTURA LINEARMENTE ELÁSTICA

A teoria de Griffith /5/ foi a primeira tentativa para explicar a grande discrepância existente entre a resistência de coesão teórica e a resistência à fratura de cristais. Neste item será feita uma análise da resistência de coesão teórica de metais para, em seguida, abordar a teoria de Griffith.

2.2.1. Resistência de coesão teórica de metais

Na maioria dos metais a resistência se deve à força coesiva entre os átomos. Em geral, altas forças coesivas estão relacionadas com altas constantes elásticas, alto ponto de fusão e pequeno coeficiente de expansão térmica /13/.

A força coesiva entre os átomos pode ser representada em um gráfico, como mostra a figura 2.1.

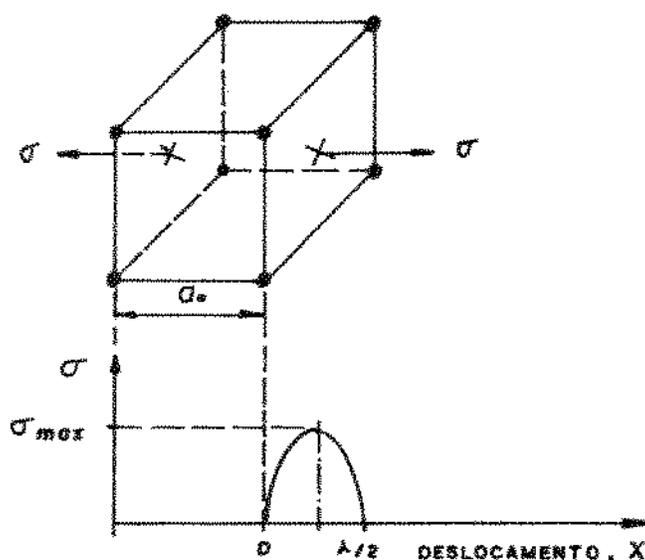


Figura 2.1. Ilustração esquemática da ação da tensão de tração teórica para separar planos vizinhos de átomos.

Para simplificar a análise, considera-se que a força coesiva entre os átomos segue uma lei senoidal como ilustrado na figura 2.1. Tem-se, então:

$$\sigma = \sigma_{\max} \operatorname{sen} \left(\frac{2\pi x}{\lambda} \right) \quad (2.1)$$

onde σ_{\max} é a resistência coesiva teórica, x é o deslocamento e λ é o comprimento da onda senoidal.

Para pequenos deslocamentos $\operatorname{sen}\theta \approx \theta$. Então $\sigma = \sigma_{\max} \left(\frac{2\pi x}{\lambda} \right)$. Se a consideração for restringida a sólido elástico-frágil, pela lei de Hooke $\sigma = Ee = Ex/a_0$, onde a_0 é a constante de rede e E é o módulo de Young. Substituindo na equação (2.1) obtém-se

$$\sigma_{\max} = \frac{\lambda E}{2\pi a_0} \quad (2.2)$$

Quando a fratura ocorre em um sólido frágil o trabalho consumido na fratura criará duas novas superfícies, sendo que cada uma dessas superfícies tem uma energia superficial por unidade de área γ . O trabalho por unidade de área da superfície (U_0), realizado na fratura, é a área sob a curva tensão-deslocamento.

$$U_u = \int_0^{\lambda/2} \sigma_{\max} \operatorname{sen} \left(\frac{2\pi x}{\lambda} \right) dx = \frac{\lambda}{\pi} \sigma_{\max} \quad (2.3)$$

Considerando que este trabalho é igual à energia requerida para formar as duas novas superfícies de fratura obtém-se $\lambda = 2\pi\gamma/\sigma_{\max}$. Substituindo este valor na equação (2.2) obtém-se

$$\sigma_{\max} = \left(\frac{E\gamma}{a_0} \right)^{1/2} \quad (2.4)$$

A equação (2.4) estabelece a resistência coesiva teórica de um sólido frágil, onde E é o módulo de Young, γ é a energia superficial (por unidade de área) e a_0 é a constante de rede. Usando nesta equação valores típicos de γ e a_0 chega-se a um valor médio de $\sigma_{\max} \approx E/10$ /13,14/.

Na prática, a resistência dos materiais utilizados em engenharia é da ordem de 10 a 1000 vezes menor do que os valores teóricos calculados pela equação 2.4. Somente em materiais com pequenas dimensões, fibras de sílica com diâmetro pequeno e lâminas metálicas livres de defeitos os valores reais se aproximam dos valores teóricos. A diminuição da resistência, nos materiais reais, se deve à ocorrência de escorregamento a baixos níveis de tensões ou porque uma trinca se propaga a partir de pequenos defeitos ou entalhes presentes no material /3/. Esses defeitos causam uma alta concentração de tensões localizada.

A figura 2.2 mostra uma trinca elíptica fina em uma chapa com largura infinita e com tensão normal de tração perpendicular ao plano da trinca.

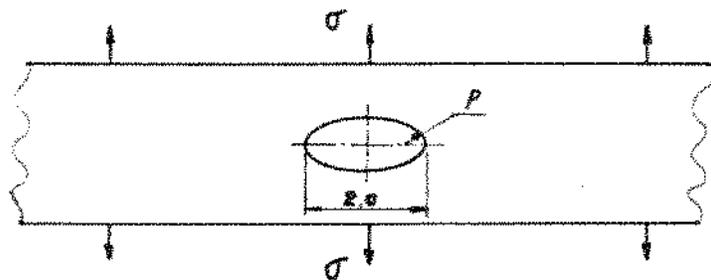


Figura 2.2. Trinca elíptica fina em uma chapa de largura infinita e sujeita a tensão uniaxial. A trinca tem comprimento $2a$ e raio de curvatura da ponta ρ .

Inglis /28/ determinou, em 1913, que a tensão na ponta

da trinca é dada pela equação:

$$\sigma_p = \sigma \left[1 + 2 \left(\frac{a}{\rho} \right)^{1/2} \right] \quad (2.5)$$

onde σ , a e ρ estão indicados na figura 2.2. Quando $2(a/\rho)^{1/2} \gg 1$ a tensão na ponta da trinca (σ_p) pode ser dada aproximadamente por

$$\sigma_p \approx 2\sigma(a/\rho)^{1/2} \quad (2.6)$$

No caso limite de uma trinca muito fina pode-se considerar $\rho = a_0$, a constante de rede. Substituindo $\rho = a_0$ na equação (2.6) e igualando σ_p à resistência coesiva teórica de um sólido frágil – equação (2.4) – o critério para propagação da trinca ou falha é dado por

$$\sigma_F = \left(\frac{E\gamma}{4a} \right)^{1/2} \quad (2.7)$$

ou seja, quando a tensão normal nominal σ (longe da trinca) atingir σ_F , a tensão na ponta da trinca atinge a resistência coesiva teórica ocorrendo fratura frágil. Entretanto, esta derivação ignora o fato que a equação que estabelece a concentração de tensão – equação (2.5) – foi obtida com base no comportamento elástico linear, enquanto a resistência de coesão teórica – equação (2.4) – se baseia em uma relação senoidal que considera a força e espaçamento atômico. Esta inconsistência é evitada na aproximação feita por Griffith /5/, pois neste caso o critério para propagação da trinca é baseado em considerações energéticas.

2.2.2. Teoria de Griffith de fratura frágil

A primeira explicação da discrepância entre a resistência à fratura observada em cristais e a resistência coesiva teórica foi proposta por Griffith /5/, em 1920. Ele propôs que um material frágil contém uma população de finas trincas, que produzem uma concentração de tensão de magnitude suficiente para atingir a resistência coesiva teórica em regiões localizadas, com uma tensão nominal bem abaixo do valor teórico.

O modelo de trinca utilizado por Griffith pode ser visto na figura 2.3. Considera-se que as trincas tem a secção transversal elíptica, sendo que uma trinca no interior da chapa tem comprimento $2a$ e na extremidade da chapa a . O efeito dos dois tipos de trinca no comportamento da fratura é o mesmo.

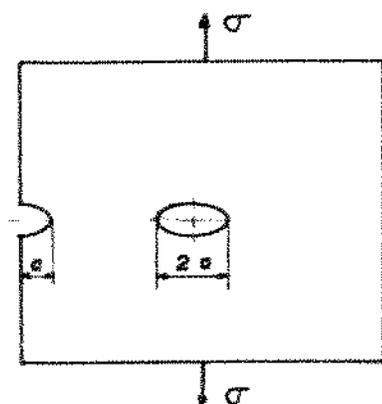


Figura 2.3. Modelo de trinca de Griffith.

Griffith calculou que a energia de deformação elástica na chapa com uma trinca, por unidade de espessura da chapa, é da-

da pela equação:

$$U_E = \frac{\Pi \sigma^2 a^2}{E}, \text{ para condições de tensão plana} \quad (2.8a)$$

e

$$U_E = \left(\frac{\Pi \sigma^2 a^2}{E} \right) \cdot (1 - \nu^2), \text{ para condições de deformação plana} \quad (2.8b)$$

onde E é o módulo de Young e ν é o coeficiente de Poisson.

A energia superficial devido à presença da trinca, por unidade de espessura da chapa, é dada por:

$$U_S = 4a\gamma \quad (2.9)$$

onde γ é a energia superficial específica (por unidade de área).

A fonte do aumento da energia superficial U_S é a dissipação da energia de deformação elástica. Griffith estabeleceu o seguinte critério para a propagação de uma trinca: uma trinca se propagará quando a diminuição na energia de deformação elástica é pelo menos igual à energia requerida para criar a nova superfície da trinca. Então, o critério para propagação da trinca pode ser dado por

$$\frac{\partial U_E}{\partial a} \geq \frac{\partial U_S}{\partial a} \quad (2.10)$$

Derivando as equações (2.8) e (2.9), substituindo em (2.10) e rearranjando, obtêm-se a tensão para causar fratura, dada por

$$\sigma_F \geq \left(\frac{2E\gamma}{\Pi a} \right)^{1/2}, \text{ para condições de tensão plana} \quad (2.11a)$$

$$e \quad \sigma_F \geq \left| \frac{2E\gamma}{\pi a(1-\nu^2)} \right|^{1/2}, \text{ para condições de deformação plana} \quad (2.11b)$$

O comprimento da trinca que causa a fratura, sob a ação de uma tensão nominal σ , é dado pela equação

$$a_c = \frac{2E\gamma}{\pi\sigma^2}, \text{ para condições de tensão plana} \quad (2.12a)$$

$$e \quad a_c = \frac{2E\gamma}{\pi\sigma^2(1-\nu^2)}, \text{ para condições de deformação plana} \quad (2.12b)$$

onde a_c é, então, o comprimento crítico da trinca.

A equação de Griffith [equação (2.11)] mostra uma grande dependência da resistência à fratura com o comprimento da trinca. Essa equação prevê satisfatoriamente a resistência à fratura de materiais completamente frágeis, como o vidro, sendo que neste caso o comprimento da trinca, para causar fratura, é da ordem de 1 μm . Para cristais de zinco a teoria de Griffith prevê um comprimento crítico da trinca de vários milímetros; esse comprimento da trinca seria, na maioria das situações, maior do que a espessura do espécime, não se aplicando assim esta teoria.

2.3. NOÇÕES DA MECÂNICA DE FRATURA LINEARMENTE ELÁSTICA

Irwin e Orowan modificaram a teoria de Griffith estendendo-a aos metais; com isso criaram a mecânica de fratura linearmente elástica (MFLE). Neste item será feita uma abordagem sobre a teoria de Irwin-Orowan para em seguida definir vários parâmetros e analisar a metodologia de projeto em MFLE.

2.3.1. Teoria de Irwin-Orowan

Observa-se, por difração de raio X e análise metalográfica, que mesmo metais que falham de maneira completamente frágil apresentam alguma deformação plástica antes da fratura /13/. Por isso, a equação de Griffith para a tensão de fratura não se aplica aos metais.

Orowan /29/, em 1945, sugeriu que a equação de Griffith seria mais compatível com a fratura frágil de metais pela inclusão nesta de um termo γ_p expressando o trabalho plástico necessário para estender a trinca. Assim, a equação de Griffith foi reescrita como

$$\sigma_F = \left| \frac{E(2\gamma + \gamma_p)}{\pi a} \right|^{1/2} \quad (2.13)$$

A energia superficial γ é desprezível quando comparada ao trabalho plástico γ_p . Então

$$\sigma_F = \left| \frac{E\gamma_p}{\pi a} \right|^{1/2} \quad (2.14)$$

Irwin /30/, em 1948, propôs que era necessário uma quantidade crítica de energia (G_c) para criar uma área adicional da superfície da trinca e que G_c seria determinada para um material específico em um ensaio de fratura. Com isso poder-se-ia fazer previsões sobre a propagação ou não da trinca, pela comparação da quantidade de energia que seria dissipada quando uma trinca se propaga sob um nível de tensão especificado, com o valor de G_c conhecido.

A equação de energia para propagação da trinca |equação (2.10)| pode ser reescrita na forma

$$\frac{\partial U_E}{\partial a} = -G \geq \frac{\partial W'}{\partial a} \quad (2.15)$$

onde G é a taxa de dissipação de energia de deformação elástica (também conhecida por força de extensão da trinca) e W' é a energia necessária para o crescimento da trinca. Assumindo, em uma primeira aproximação, $\partial W'/\partial a$ constante e considerando a trinca elíptica da figura 2.2, pode-se escrever o critério para a tensão de fratura como

$$\sigma_F = \left| \frac{EG_c}{\Pi a} \right|^{1/2}, \text{ para condições de tensão plana} \quad (2.16a)$$

$$\text{e } \sigma_F = \left| \frac{EG_c}{\Pi a(1-\nu^2)} \right|^{1/2}, \text{ para condições de deformação plana} \quad (2.16b)$$

Rearranjando a equação (2.16) obtêm-se

$$G = \frac{\Pi a \sigma^2}{E}, \text{ para condições de tensão plana} \quad (2.17a)$$

$$\text{e } G = \left(\frac{\Pi a \sigma^2}{E} \right) (1-\nu^2), \text{ para condições de deformação plana} \quad (2.17b)$$

A trinca começa a se propagar quando G atinge o valor crítico G_c , sendo que este, dentro de certos limites, é uma propriedade intrínseca do material.

Em 1957 Irwin /31/, através de uma análise de tensões

nas vizinhanças da ponta de uma trinca, verificou que as tensões locais dependem do produto da tensão nominal σ e da raiz quadrada da metade do comprimento da trinca. A partir disso foi definido o fator de intensificação de tensão (K), para uma trinca elástica em uma chapa de largura infinita, como

$$K = \sigma \sqrt{\pi a} \quad (2.18)$$

onde σ é a tensão nominal e a é a metade do comprimento da trinca localizada no interior da chapa. Combinando as equações (2.17) e (2.18) obtém-se

$$G = \frac{K^2}{E}, \text{ para condições de tensão plana} \quad (2.19a)$$

$$\text{e } G = \frac{K^2}{E} (1-\nu^2), \text{ para condições de deformação plana} \quad (2.19b)$$

Apesar da força de extensão da trinca ter um significado físico maior, o fator de intensificação de tensão é preferido em trabalhos de mecânica de fratura, pois este é melhor tratável do ponto de vista analítico. Posteriormente (no item 2.3.2) o fator de intensificação de tensão será melhor definido.

2.3.2. Distribuição de tensões em corpos que possuem trincas

De acordo com Bates /15/, são ainda incompletas as descrições da natureza exata da distribuição de tensões e deformações próximo à ponta da trinca. Com a definição do fator de intensificação de tensão (K) Irwin /31/ simplificou bastante o problema de análise de tensões nas vizinhanças de uma trinca, pois uma

vez determinado K (que depende basicamente do nível de tensão no corpo longe da trinca e da geometria do espécime e trinca) essas tensões são facilmente determinadas.

Uma trinca pode se deformar de três maneiras independentes, como mostra a figura 2.4.

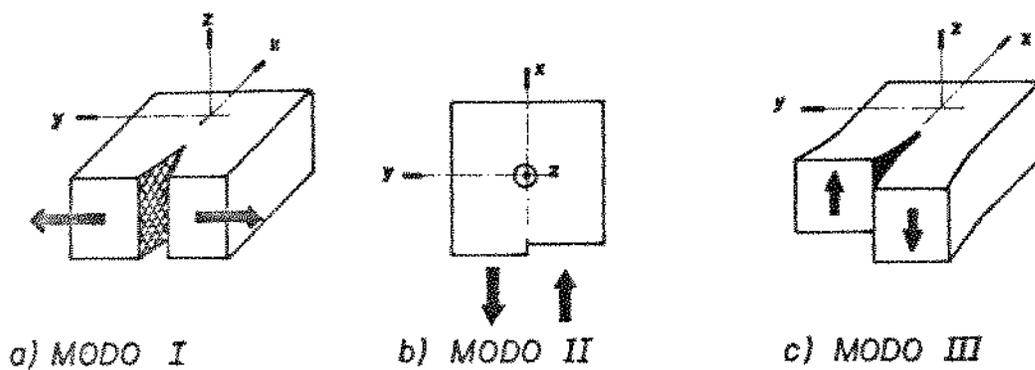


Figura 2.4. Modos de deformação da trinca.

Esses modos de deformação são:

- . Modo I (ou modo aberto) - tensão normal de tração na direção y (perpendicular à superfície da trinca);
- . Modo II - tensão de cisalhamento na direção x (perpendicular ao eixo da ponta da trinca);
- . Modo III - tensão de cisalhamento na direção z (paralela ao eixo da ponta da trinca).

Os campos de tensão e deslocamento na ponta de uma trinca podem ser caracterizados, para uma situação genérica, pela combinação dos três modos de deformação. O conjunto completo de expressões, que fornecem as distribuições de tensões e deslocamentos, para os três modos de deformação, na ponta de uma trinca li-

nearmente elástica idealizada é dada por /32/:

a) Modo I (em deformação plana)

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{(2\pi r)^{1/2}} \cos(\theta/2) |1 - \sin(\theta/2) \sin(3\theta/2)|$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{(2\pi r)^{1/2}} \cos(\theta/2) |1 + \sin(\theta/2) \sin(3\theta/2)| \quad (2.20a)$$

$$\tau_{xy} = \frac{K_I}{(2\pi r)^{1/2}} \cos(\theta/2) \sin(\theta/2) \cos(3\theta/2)$$

$$\tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$$

$$\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$$

$$u = \frac{K_I}{G'} \left[\frac{r}{2\pi} \right]^{1/2} \cos(\theta/2) |1 - 2\nu + \sin^2(\theta/2)| \quad (2.20b)$$

$$v = \frac{K_I}{G'} \left[\frac{r}{2\pi} \right]^{1/2} \sin(\theta/2) |2 - 2\nu - \cos^2(\theta/2)|$$

$$w = 0$$

b) Modo II (em deformação plana)

$$\sigma_{xx} = \frac{K_{II}}{(2\pi r)^{1/2}} \{-\sin(\theta/2) |2 + \cos(\theta/2) \cos(3\theta/2)|\}$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_{II}}{(2\pi r)^{1/2}} |\sin(\theta/2) \cos(\theta/2) \cos(3\theta/2)| \quad (2.21a)$$

$$\tau_{xz} = \frac{K_{II}}{(2\pi r)^{1/2}} \{ \cos(\theta/2) |1 - \sin(\theta/2) \sin(3\theta/2)| \}$$

$$\tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$$

$$\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy})$$

$$u = \frac{K_{II}}{G'} \left(\frac{r}{2\pi}\right)^{1/2} \{ \sin(\theta/2) |2 - 2\nu + \cos^2(\theta/2)| \}$$

$$v = \frac{K_{II}}{G'} \left(\frac{r}{2\pi}\right)^{1/2} \{ \cos(\theta/2) |-1 + 2\nu + \sin^2(\theta/2)| \} \quad (2.21b)$$

$$w = 0$$

Para converter as expressões acima (modos I e II) para as condições de tensão plana, coloca-se $\sigma_{zz} = 0$ e troca-se ν por $\nu/(1+\nu)$.

c) Modo III

$$\tau_{xz} = \frac{K_{III}}{(2\pi r)^{1/2}} |-\sin(\theta/2)|$$

$$\tau_{yz} = \frac{K_{III}}{(2\pi r)^{1/2}} |\cos(\theta/2)| \quad (2.22a)$$

$$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \sigma_{zz} = \tau_{xy} = 0$$

$$w = \frac{K_{III}}{G'} \left(\frac{2r}{\pi}\right)^{1/2} \sin(\theta/2) \quad (2.22b)$$

$$u = v = 0$$

Nas expressões acima K_I , K_{II} e K_{III} são os fatores de intensificação de tensão respectivamente para os modos I, II e III e G' é o módulo de cisalhamento - $G' = E/2(1+\nu)$. K_I , K_{II} e K_{III} são definidos como /38/

$$K_I = \lim_{r \rightarrow 0} |\sigma_{yy} (2\pi r)^{1/2}| \quad (2.23a)$$

$$K_{II} = \lim_{r \rightarrow 0} |\tau_{xy} (2\pi r)^{1/2}| \quad (2.23b)$$

$$K_{III} = \lim_{r \rightarrow 0} |\tau_{yz} (2\pi r)^{1/2}| \quad (2.23c)$$

Nas equações acima - de (2.20a) até (2.23c) - (r, θ, z) e (x, y, z) de finem os sistemas de coordenadas com origem no eixo da ponta da trinca, como pode ser visto na figura 2.5, e u , v e w são os deslocamentos nas direções x , y e z respectivamente. Essas equações

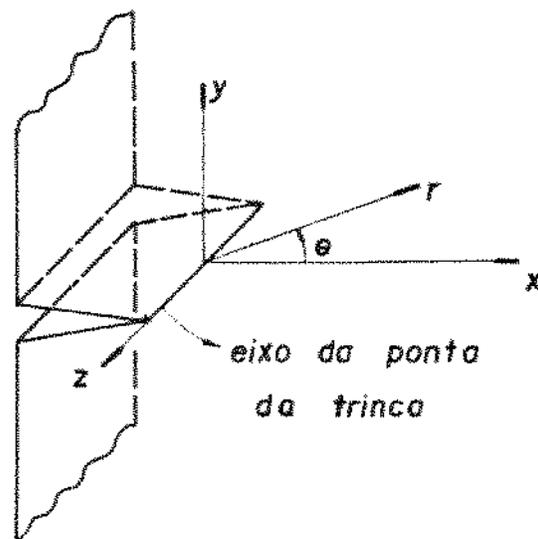


Figura 2.5. Sistemas de coordenadas e de tensões na ponta da trinca.

são válidas quando o raio de ponta da trinca tende a zero e são exatas somente no limite quando r se aproxima de zero, mas representam uma boa aproximação na região onde r é muito menor que o comprimento da trinca e a menor dimensão do espécime.

Analisando as equações (2.20a) até (2.22b) pode-se observar que as tensões em um dado ponto, nas vizinhanças de uma trinca em um material com comportamento linear elástico, dependem somente do fator de intensificação de tensão, sendo que quanto maior K maiores serão as tensões.

Pode-se agora estabelecer relações entre a taxa de dissipação de energia de deformação elástica, G , e o fator de intensificação de tensão, K . Combinando as equações (2.17) e (2.18) e considerando os modos de deformação da trinca, obtêm-se /32/.

a) Modo I

$$G_I = \frac{K_I^2}{E}, \text{ para condições de tensão plana} \quad (2.24)$$

e $G_I = \frac{K_I^2}{E} (1-\nu^2), \text{ para condições de deformação plana}$

b) Modo II

$$G_{II} = \frac{K_{II}^2}{E}, \text{ para condições de tensão plana} \quad (2.25)$$

e $G_{II} = \frac{K_{II}^2}{E} (1-\nu^2), \text{ para condições de deformação plana}$

c) Modo III

$$G_{III} = \frac{K_{III}^2}{E} (1+\nu) \quad (2.26)$$

As expressões (2.24) até (2.26) são válidas para a extensão da trinca em seu plano original. Se a trinca se estende sob condições de carregamento combinado a taxa total de dissipação de energia de deformação (G_T) é dada por /32/.

$$G_T = G_I + G_{II} + G_{III} \quad (2.27)$$

Neste trabalho será abordado, basicamente, o modo I de sollicitação da trinca, por ser de maior importância, pois predomina na maioria dos casos em engenharia.

A mecânica de fratura linearmente elástica tem por base o fator de intensificação de tensão, pois uma vez conhecido este as distribuições de tensões e deslocamentos, nas vizinhanças de uma trinca em um material elástico linear, são prontamente determinadas através das equações (2.20a) até (2.22b). Então, este fator é de fundamental importância no controle de fratura frágil. Vários são os métodos de determinação do fator de intensificação de tensão, sendo que os mais importantes são os analíticos, os numéricos e os experimentais. Atualmente é bastante grande o número de informações compiladas sobre a determinação de K, existindo assim vários manuais que fornecem K para uma grande variedade de situações. No caso geral K é dado por

$$K = \alpha \sigma \sqrt{\Pi a} \quad (2.28)$$

onde α é uma função da geometria do espécime e da trinca. Na tabela 2.1 se encontra - como exemplo - uma pequena amostra de fórmulas que fornecem o valor de K.

Tabela 2.1. Algumas fórmulas para a determinação do fator de intensificação de tensão (K). σ é a tensão normal ao plano da trinca e τ e τ_t são, respectivamente, as tensões de cisalhamento na direção x(II) e na direção z(III) /34/.

Forma da trinca e espécime	Modo de carregamento	Fator de int. de tensão (K)
trinca de comprimento 2a no centro de uma chapa de largura infinita	I	$K_I = \sigma(\Pi a)^{1/2}$
	II	$K_{II} = \tau(\Pi a)^{1/2}$
	III	$K_{III} = \tau_t(\Pi a)^{1/2}$
trinca de comprimento 2a em uma chapa de largura w	I	$K_I = \sigma(\Pi a)^{1/2} \left \sec(\Pi a/w) \right ^{1/2}$
	II	$K_{II} = \tau(\Pi a)^{1/2} \left \sec(\Pi a/w) \right ^{1/2}$
	III	$K_{III} = \tau_t(\Pi a)^{1/2} \left (w/\Pi a) \operatorname{tg}\left(\frac{\Pi a}{w}\right) \right ^{1/2}$
trinca de comprimento a na borda de uma chapa de largura w	I	$K_I = \sigma(\Pi a)^{1/2} \left 1,12 - 0,23\left(\frac{a}{w}\right) + 10,6(a/w)^2 - 21,7(a/w)^3 + 30,4(a/w)^4 \right $
duas trincas de comprimento a, colineares, uma em cada borda de uma chapa de largura w.	I	$K_I = \sigma(\Pi a)^{1/2} \left 1,12 - 0,56\left(\frac{a}{w}\right) - 0,015(a/w)^2 + 0,091(a/w)^3 \right / (1-a/w)^{1/2}$

2.3.3. Dimensões da zona plástica

Nota-se, nas equações que fornecem a distribuição de tensão nas vizinhanças de uma trinca [equações (2.20a), (2.21a) e (2.22a)], que há uma singularidade quando r tende a zero, ou seja, na ponta da trinca as tensões tendem a infinito. Como os materiais usuais possuem resistência ao escoamento finita, isto faz com que ocorra uma deformação plástica localizada. Esta deformação localizada caracteriza a zona plástica. As dimensões dessa zona dependem basicamente das tensões na ponta da trinca e do comportamento do material, sendo que a aplicabilidade da mecânica de fratura linearmente elástica está intimamente ligada às dimensões dessa zona, ou seja, a MFLE se aplica a situações onde a zona plástica é pequena quando comparada com o comprimento da trinca e a menor dimensão do espécime. Isto só é possível quando a espessura do espécime é relativamente grande a ponto de criar um certo nível de triaxilidade de tensões no interior desse espécime, sendo que esta triaxilidade decorre da restrição à deformação na direção z (ver figura 2.5), ou seja, quando há condições de deformação plana em uma faixa relativamente grande no interior do espécime. Torna-se importante, então, determinar as dimensões da zona plástica em condições de tensão plana e deformação plana.

a) Dimensões da zona plástica em condições de tensão plana

A distribuição de tensão no plano da trinca ($\theta=0$), para o modo I e condições de tensão plana, dada pela equação (2.20a) é a seguinte:

$$\sigma_{xx} = \frac{K_I}{(2\pi r)^{1/2}} \quad (2.29)$$

$$\sigma_{yy} = \frac{K_I}{(2\pi r)^{1/2}}$$

$$\sigma_{zz} = \tau_{xy} = \tau_{xz} = \tau_{yz} = 0$$

Os critérios de escoamento ou de resistência estabelecem que o material escoá quando a "tensão equivalente" (σ_{eq}) excede o limite de escoamento (σ_e). O critério de von Mises estabelece o seguinte /13/

$$\sigma_{eq} = \frac{1}{\sqrt{2}} \left| (\sigma_1 - \sigma_2)^2 + (\sigma_1 - \sigma_3)^2 + (\sigma_2 - \sigma_3)^2 \right|^{1/2} \quad (2.30)$$

onde σ_1 , σ_2 e σ_3 são as tensões principais. Então, com $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_{xx} = \sigma_{yy}$ e $\sigma_3 = \sigma_{zz} = 0$ obtém-se

$$\sigma_{eq} = \sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \frac{K_I}{(2\pi r)^{1/2}} = \sigma_e \quad (2.31)$$

O critério de Tresca estabelece que a "tensão equivalente" é dada por $\sigma_1 - \sigma_3$. Como neste caso $\sigma_1 = \sigma_2 = \sigma_{xx}$ e $\sigma_3 = 0$ este critério dá o mesmo resultado do critério de von Mises.

Rearranjando a equação (2.31) obtém-se

$$r = r_y = \frac{1}{2\pi} \left(\frac{K_I}{\sigma_e} \right)^2 \quad (2.32)$$

onde r_y é o comprimento da zona plástica no plano da trinca ($\theta=0$ - direção x). Mas, quando o material escoá na ponta da trinca, há uma redistribuição de tensão para manter o equilíbrio de forças :

isto pode ser visto na figura 2.6.

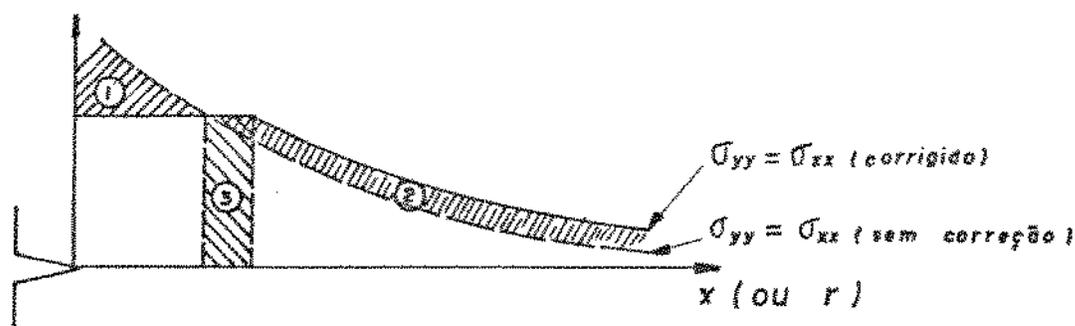


Figura 2.6. Esquema da distribuição de tensão no plano da trinca ($\theta=0$), com raio de ponta da trinca tendendo a zero, em tensão plana e modo I.

Na figura 2.6, a área sob a curva σ_{yy} é a força por unidade de espessura do espécime, na direção de y ; para que o equilíbrio de forças seja mantido as áreas 1 e 2 devem ser iguais. Mas, a área 2 é igual à área 3; então

$$\int_0^{r_y} \sigma_{yy} dr - \sigma_e r_y = \sigma_e (R_y - r_y) \quad (2.33)$$

Resolvendo a equação (2.33) obtém-se

$$R_y = 2r_y = \frac{1}{\Pi} \left| \frac{K_I}{\sigma_e} \right|^2 \quad (2.34)$$

onde R_y é o comprimento (corrigido) da zona plástica no plano da trinca (direção x). r_y é conhecido como correção da zona plástica de Irwin /19/ ou zona plástica ajustada /38/. A figura 2.7 mostra um esquema da correção da zona plástica de Irwin, sendo que o com

primento efetivo da trinca \bar{a} é considerado como o comprimento inicial da trinca mais o raio da zona plástica r_y .

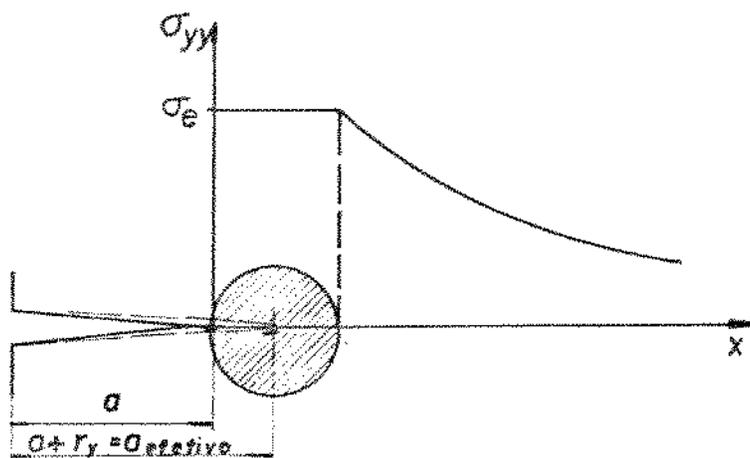


Figura 2.7. Esquema da correção da zona plástica de Irwin, para o modo I e tensão plana.

b) Dimensões da zona plástica em condições de deformação plana

Em condições de deformação plana — a deformação principal na direção de z , ϵ_3 , é nula — há triaxilidade de tensões em uma faixa central no interior do espécime e nas proximidades da ponta da trinca. Nessas condições a distribuição de tensão no plano da trinca (eixo x) — equação (2.20a) — é dada por

$$\sigma_{xx} = \sigma_{yy} = \frac{K_I}{(2\pi r)^{1/2}} \quad (2.35)$$

$$\sigma_{zz} = \nu(\sigma_{xx} + \sigma_{yy}) = 2\nu \frac{K_I}{(2\pi r)^{1/2}}$$

Pelo critério de von Mises ou pelo critério de Tresca, obtêm-se

$$(1-2\nu) \frac{K_I}{(2\pi r)^{1/2}} = \sigma_e \quad (2.36)$$

Rearranjando a equação (2.36) obtém-se

$$r_y = (1-2\nu)^2 \frac{1}{2\pi} \left| \frac{K_I}{\sigma_e} \right|^2 \quad (2.37)$$

A equação (2.37) estabelece que, em deformação plana, o comprimento da zona plástica depende do coeficiente de Poisson (ν). No estado plástico o coeficiente de Poisson é assumido como 1/2 para todos os metais e ligas /39/; no estado elástico é uma constante, dependendo do material, sendo que para muitos metais é da ordem de 1/3 /13/. Se for substituído, na equação (2.37), ν por zero se obtém condições de tensão plana [equação (2.32)] e por 1/2 se obtém $r_y=0$. A zona plástica ajustada, em modo I e deformação plana, foi estimada por McClintock e Irwin /40/ como sendo

$$r_y = \frac{1}{6\pi} \left| \frac{K_I}{\sigma_e} \right|^2 \quad (2.38)$$

A forma completa da zona plástica pode ser obtida variando o valor de θ , na equação (2.20a), de zero até 180° e estabelecendo um critério de escoamento. A figura 2.8 mostra um esquema da forma da zona plástica, nas proximidades da ponta da trinca.

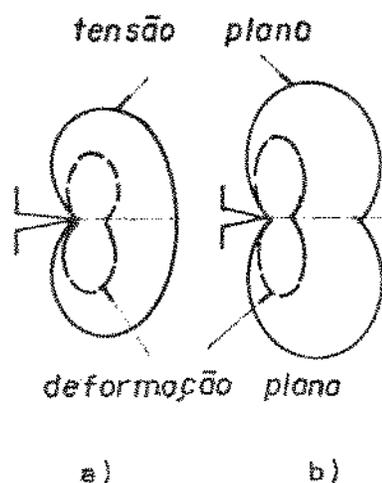


Figura 2.8. Forma esquemática da zona plástica para o modo I: a) critério de von Mises e b) critério de Tresca /32/.

2.3.4. Influência da espessura do espécime na tenacidade à fratura

A espessura do espécime exerce grande influência sobre o estado de tensão na ponta da trinca e este sobre a forma da zona plástica. Com isso, a forma da superfície de fratura também varia com a espessura, sendo que, normalmente, se identifica três tipos de comportamento em espécimes entalhados solicitados em modo I /41/. Em espécimes de pequenas espessuras a superfície de fratura forma um ângulo de 45° com a direção da tensão nominal ou com o eixo de tração (ver figura 2.9). Com o aumento da espessura, a partir de um determinado valor, começa a surgir uma parte na região central da superfície de fratura, formando um ângulo reto com a direção do eixo de tração. Em espécime de grande espessura a superfície de fratura é predominantemente reta. Pode-se dizer, então, que para pequenas espessuras há condições de tensão plana, para grandes espessuras condições de deformação plana numa

ampla faixa no interior do espécime e para espessuras intermediárias há uma transição.

A tenacidade à fratura, medida por G_c ou K_{Ic} [ver equação (2.16)], depende da espessura do espécime. A partir de pequenas espessuras a tenacidade aumenta até atingir um valor máximo, sendo que este coincide com o início do aparecimento, na superfície de fratura, da região formando um ângulo reto com o eixo de tração (ver figura 2.9). A partir desse valor máximo a tenacidade diminui até atingir um valor mínimo, que corresponde à superfície de fratura com a região central predominantemente reta.

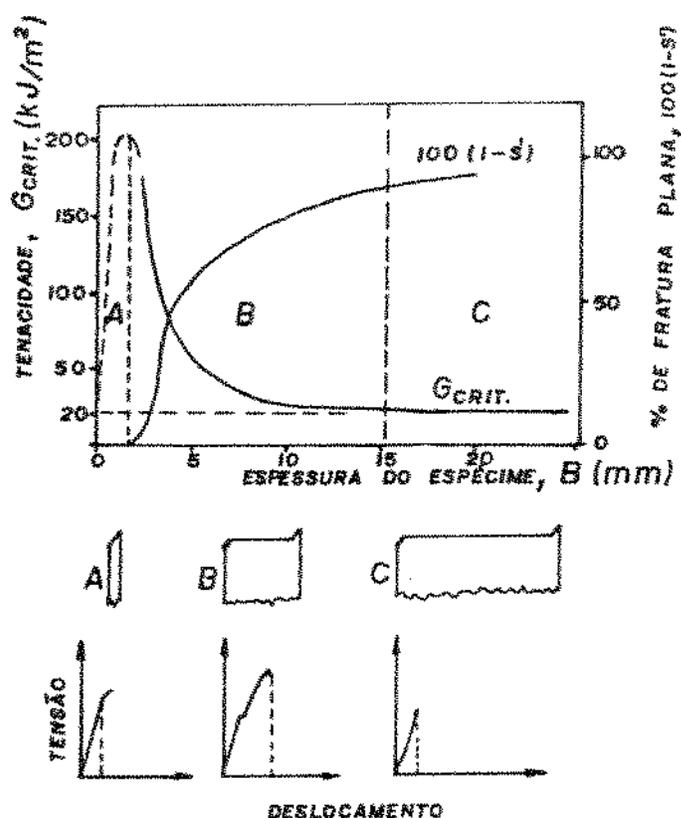


Figura 2.9. Influência da espessura do espécime na forma da superfície de fratura e na tenacidade à fratura, para a liga de alumínio 7075-T6, solicitada em modo I /41/.

A tenacidade à fratura em deformação plana (K_{Ic}) é o

parâmetro de tenacidade usado em mecânica de fratura linearmente elástica. Este valor corresponde à máxima triaxilidade de tensões possível na ponta da trinca o que corresponde a uma superfície de fratura do espécime predominantemente reta – região c da figura 2.9. A tenacidade à fratura em deformação plana (K_{IC}) é definida, então, a partir de uma certa espessura mínima do espécime. A ASTM E399 /42/ estabelece a metodologia de determinação de K_{IC} , sendo que, dentre outras restrições, a espessura (B) do corpo de prova deve ser dada por

$$B \geq 2,5 \left(\frac{K_{IC}}{\sigma_e} \right)^2 \quad (2.39a)$$

ou $B \geq 47 r_y$, para condições de deformação plana (2.39b)

A espessura mínima, dada pela equação (2.39), é uma forte restrição, pois, como visto na figura 1.3, os materiais com baixa resistência, geralmente, apresentam altos níveis de tenacidade, o que faz com que a espessura mínima seja bastante grande. Esta é, sem dúvida, a maior restrição imposta pela metodologia da utilização da mecânica de fratura linearmente elástica. A figura 2.10 mostra a variação da tenacidade à fratura com a espessura do espécime de lineando o campo de utilização da mecânica de fratura linearmente elástica.

Em espécimes de grande espessura se tem condições de tensão plana nas superfícies livres e deformação plana em uma faixa central. Então, nesses espécimes a zona plástica nas superfícies livres é maior do que no centro, podendo isto ser visualizado no esquema da figura 2.11.

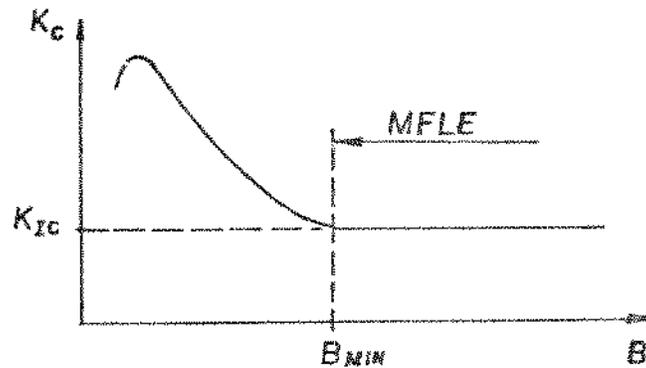


Figura 2.10. Esquema da variação da tenacidade à fratura com a espessura do espécime, onde $B_{min} = 2,5 \left(\frac{K_{1C}}{\sigma_e} \right)^2 / 2$.

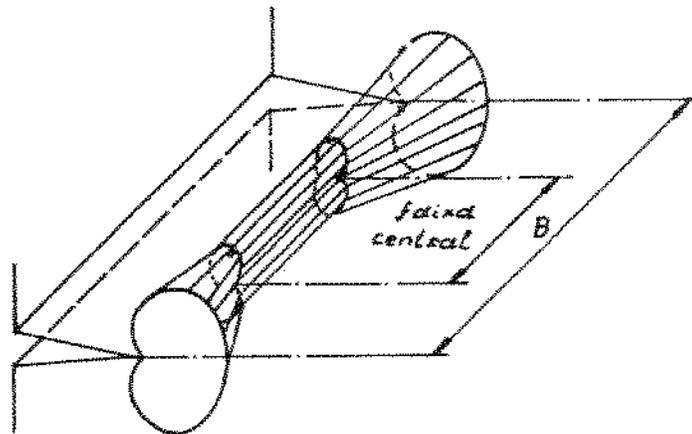


Figura 2.11. Forma esquemática da zona plástica, em modo I de carregamento e baseado no critério de von Mises, mostrando o campo de tensão plana na superfície e deformação plana na faixa central.

2.3.5. Noções da metodologia de projeto

Como visto no item 1.2 os materiais de alta resistência e os materiais CCC de baixa resistência em baixas temperaturas possuem baixa tenacidade, ou em outras palavras, são suscetíveis à fratura frágil. O único critério seguro contra a propagação instável (fratura frágil) de uma trinca em materiais de baixa tenacidade se baseia na prevenção da iniciação da propagação da trinca, ou seja, pela utilização da metodologia da mecânica de fratura linearmente elástica.

A propagação da trinca se inicia quando o fator de intensificação de tensão, K , atinge um valor crítico, sendo que este define a tenacidade à fratura do material. Então, o critério contra a propagação instável da trinca é dado por: $K \leq K_c$ onde K_c é o valor crítico do fator de intensificação de tensão. No caso geral, utilizando a equação (2.28), tem-se

$$K_c = \alpha \sigma (\Pi a)^{1/2} \quad (2.40a)$$

$$\text{ou } \sigma_F = \frac{K_c}{\alpha (\Pi a)^{1/2}} \quad (2.40b)$$

$$\text{ou } a_c = \frac{K_c^2}{\Pi \alpha^2 \sigma^2} \quad (2.40c)$$

onde σ_F e a_c são, respectivamente, a tensão e comprimento da trinca críticos. Assim, pela equação (2.40b), é possível teoricamente obter, para efeito de projeto, a máxima tensão que a estrutura pode suportar sem falhar, se K_c , α e a são conhecidos. Na prática ha certas dificuldades para se determinar com exatidão os valores

de K_c , α e a .

O valor de tenacidade, K_c , é raramente uma constante do material; depende fortemente das dimensões da estrutura (principalmente da espessura), das condições ambientais, do nível de resistência e tratamento térmico prévio. Em condições de deformação plana a tenacidade é, dentro de certos limites, uma propriedade intrínseca do material.

O valor de α depende da forma da trinca, do raio da ponta da trinca, das dimensões da estrutura onde a trinca se encontra e, em altos níveis de tensões, das dimensões da zona plástica.

O valor de a (comprimento da trinca) é de difícil determinação. Os métodos de inspeção podem não ser capazes de determinar as dimensões de trincas antes da estrutura entrar em operação. Para efeito de projeto se considera uma situação crítica, onde o valor do comprimento da trinca — antes da fase de operação — é assumido ser igual ao maior tamanho da falha que não pode ser detectável. Mudanças no comprimento da trinca durante a operação podem ser estimadas com base no conhecimento das taxas de crescimento da trinca por fadiga, corrosão sob tensão ou fadiga-corrosão.

O valor da tensão σ pode, também, ser difícil de ser determinado, principalmente em estruturas com formas complicadas e sujeitas a carregamento complexo.

Apesar das dificuldades anteriormente citadas, a mecânica de fratura é uma aproximação extremamente útil no projeto seguro contra fratura para materiais de baixa tenacidade. Torna-se necessário salientar que a aproximação utilizada em mecânica de fratura será tanto melhor, quanto melhor forem:

- 1º) os procedimentos utilizados na detecção da trinca e de seu crescimento;

- 2º) os procedimentos utilizados para determinar o valor de σ em todos os pontos da estrutura;
- 3º) os aspectos analíticos de mecânica de fratura que são usados na determinação de α (ou K) para trincas complicadas em estruturas complexas;
- 4º) as técnicas utilizadas na determinação de K_{IC} .

2.4. MECÂNICA DE FRATURA ELASTO PLÁSTICA

A mecânica de fratura é uma ferramenta poderosa usada na avaliação da confiabilidade e vida de estruturas e na seleção de materiais. A mecânica de fratura linearmente elástica estabelece critérios de falha para uma classe limitada de problemas; aqueles que se referem a corpos trincados com escoamento em pequena escala onde a região plástica na ponta da trinca é pequena quando comparada com a menor dimensão do espécime. Assim, como visto anteriormente, a mecânica de fratura linearmente elástica se aplica aos materiais de baixa tenacidade, o que representa uma séria restrição. Tem-se procurado, então, estabelecer critérios de prevenção de fratura em situações de escoamento em pequena e grande escala, no sentido de ampliar o campo de aplicação da mecânica de fratura; com isso surgiu então a mecânica de fratura com escoamento ou mecânica de fratura elasto-plástica. A figura 2.12 mostra, esquematicamente, o campo de aplicação da mecânica de fratura elasto-plástica.

Na mecânica de fratura linearmente elástica o campo de tensão e deformação na ponta da trinca é único e é caracterizado pelo parâmetro K – fator de intensificação de tensão. Wells /6/

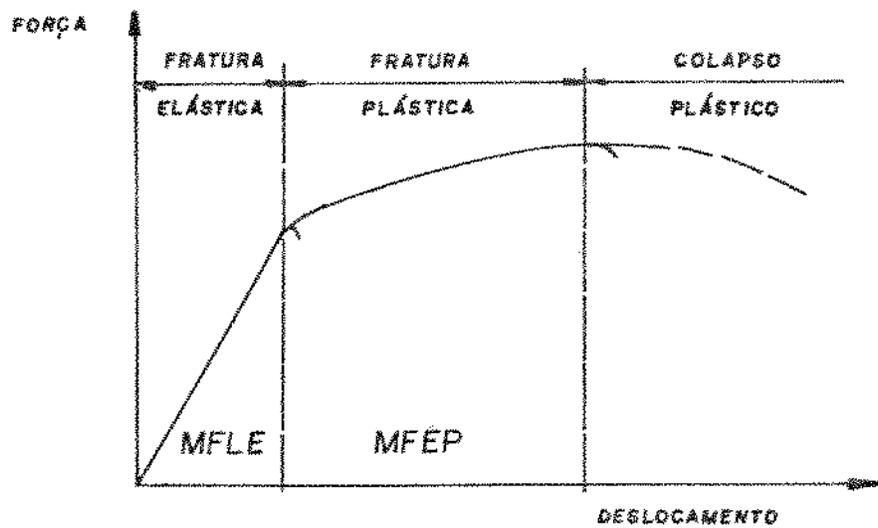


Figura 2.12. Representação esquemática dos regimes de comportamento na fratura, mostrando os campos de aplicação da mecânica de fratura linearmente elástica (MFLE) e da mecânica de fratura elasto-plástica (MFEP) /35/.

estabeleceu que também há um único campo de tensão e deformação na ponta da trinca quando a fratura ocorre com escoamento em grande escala e que este campo pode ser caracterizado pelo deslocamento de abertura da ponta da trinca na interface com a zona plástica, criando, com isso, a mecânica de fratura com escoamento. Hutchinson /8/ e Rice e Rosengren/9/ mostraram que, para condições de escoamento em grande escala, a integral J – definida por Rice /7/ – também caracteriza o campo de tensões e deformações na ponta da trinca.

2.4.1. Deslocamento de abertura da ponta da trinca (CTOD)

No desenvolvimento do CTOD várias definições físicas do mesmo tem sido propostas, sendo que as mais importantes estão

ilustradas na figura 2.13.

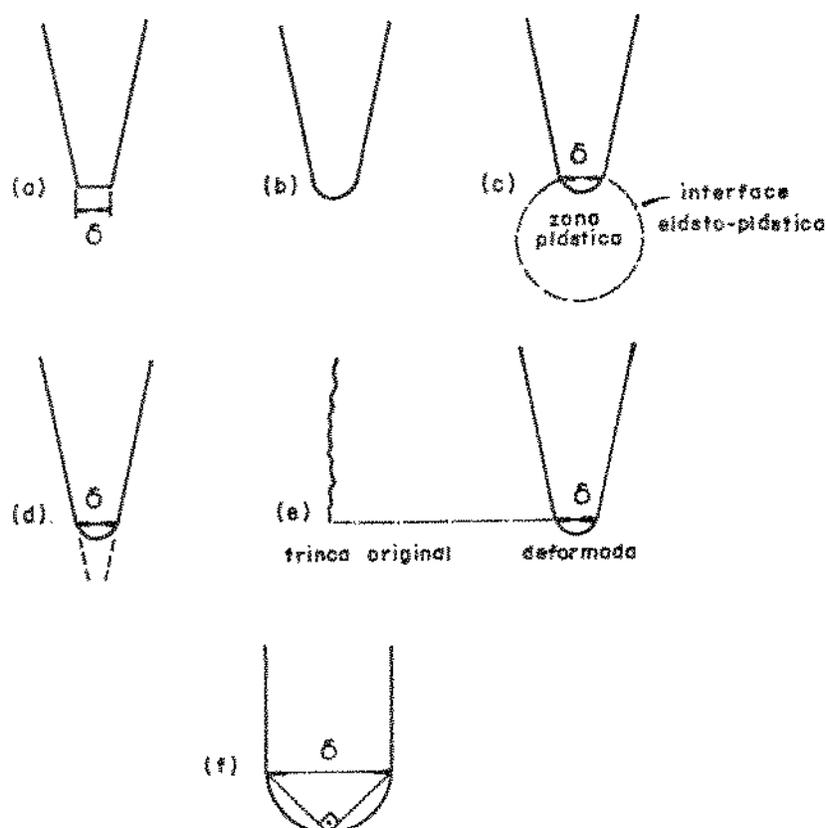


Figura 2.13. Várias definições físicas do CTOD: a) primeira idealização; b) forma mais realista; c) interface elasto-plástica; d) CTOD tangente; e) CTOD na posição da ponta da trinca original; f) CTOD formando um ângulo de 90° com a ponta da trinca /36/.

As duas definições de CTOD mais importantes são:

- a) o deslocamento da posição da ponta da trinca original, proposto por Dawes /37/, e ilustrado na figura 2.13e. Nessa definição o movimento da ponta da trinca é causado pela contração do material na zona plástica e não pela formação de novas superfícies da trinca por crescimento estável. No ensaio de tenacidade à fratura para a determinação do CTOD crítico, o movimento da ponta da trinca pode ser identificado na região entre a pré

-trinca de fadiga e o posterior crescimento da trinca instável ou estável, sendo que esta região é conhecida por "stretch zone" (ver figura 2.14). Esta região, na superfície de fratura, corresponde então ao arredondamento da ponta da trinca;

- b) O deslocamento medido em uma posição que forma um triângulo reatângulo com a ponta da trinca, proposto por Rice /7/, e ilustrado na figura 2.13f.

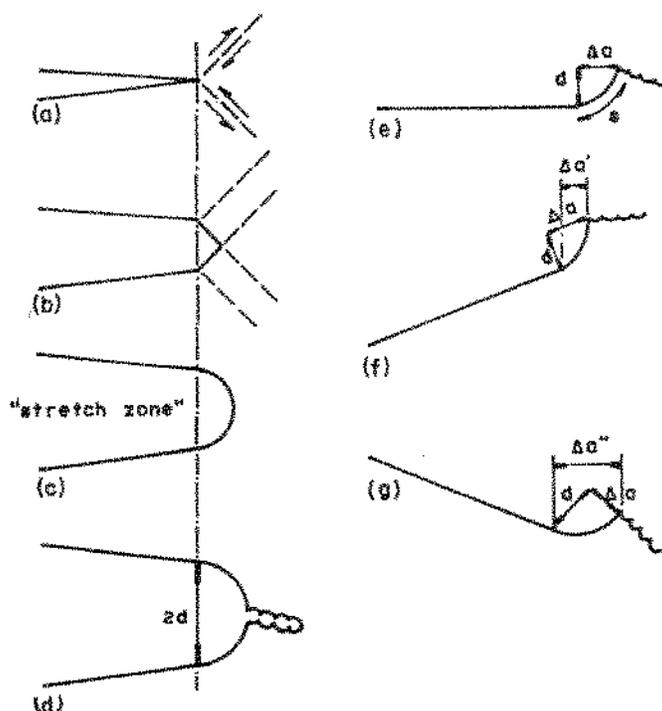


Figura 2.14. Formação e definições da "stretch zone". a)-d) formação da "stretch zone" com o aumento da carga; e) definições dos parâmetros da stretch zone; f), g) efeito do ângulo de observação da amostra sobre as dimensões da stretch zone /36/.

A figura 2.15 mostra uma trinca elíptica mostrando a posição de medida do CTOD (deslocamento de abertura da ponta da trinca) e do COD (deslocamento de abertura da trinca). O desloca-

mento de abertura das superfícies da trinca, em modo I, é dado por /19/

$$\text{COD} = 2v = \frac{4\sigma}{E} \sqrt{a^2 - x^2} \quad (2.41)$$

onde v é o deslocamento na direção y e σ é a tensão nominal.

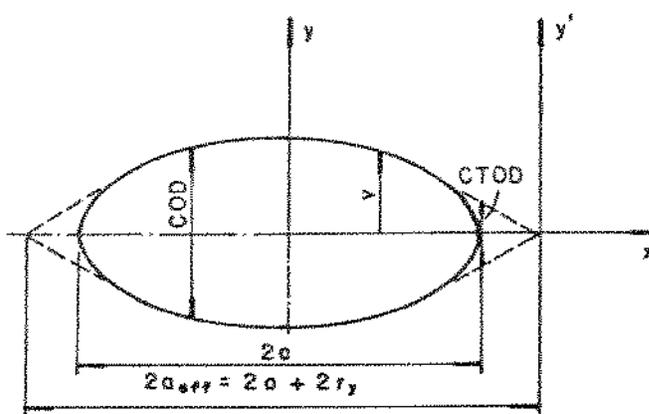


Figura 2.15. Esquema de uma trinca elíptica mostrando as posições de medida do CTOD e do COD.

Corrigindo o comprimento da trinca – zona plástica ajustada (ver figura 2.7) – obtêm-se

$$\text{COD} = \frac{4\sigma}{E} \sqrt{(a+r_y)^2 - x^2} \quad (2.42)$$

onde $a+r_y$ é o comprimento efetivo da trinca, com o sistema de referência colocado no centro da trinca. O deslocamento de abertura da ponta da trinca – CTOD – é definido na posição $x=a$ (ver figuras 2.13 e 2.15) e considerando que $r_y \ll a$ obtêm-se

$$CTOD = \frac{4\sigma}{E} \sqrt{2ar_y} \quad (2.43)$$

Substituindo o valor de $r_y = K_I^2 / 2\pi\sigma_e^2$ – equação (2.32) – e considerando que $K_I = \sigma\sqrt{\pi a}$ – equação (2.18) – na equação (2.43), obtem-se

$$CTOD = \frac{4}{\pi} \frac{K_I^2}{E\sigma_e} \quad (2.44)$$

Em mecânica de fratura linearmente elástica o critério de fratura estabelece que a trinca começa a se propagar quando o fator de intensificação de tensão (K_I) atinge um valor crítico que define a tenacidade à fratura em deformação plana (K_{IC}). A equação (2.44) mostra que, quando K_I atinge o valor crítico K_{IC} , o CTOD também atinge um valor crítico, o que faz com que o CTOD seja, também, um critério de fratura.

A medição experimental do CTOD é praticamente impossível; o que se faz, no ensaio de tenacidade à fratura, é medir o valor do COD. Rearranjando as equações (2.42) e (2.43), juntando-as e desprezando os termos em r_y^2 , obtém-se

$$COD = \frac{4\sigma}{E} \sqrt{a^2 - x^2 + \frac{E^2}{16\sigma^2} (CTOD)^2} \quad (2.45)$$

O valor do CTOD pode, então, ser obtido indiretamente, através da equação (2.45).

Na prática a equação (2.44) nem sempre se verifica. Baseado na aproximação de Dugdale /43/ se obtém

$$CTOD = \frac{K_I^2}{E\sigma_e} \quad (2.46)$$

sendo que esta equação difere da equação (2.44) apenas pelo fator $\frac{4}{\pi}$. Na prática a equação (2.46), também, nem sempre se verifica, sendo usual expressar essa equação na forma /19/

$$CTOD = \frac{G_I}{\lambda\sigma_e} = \frac{K_I^2}{\lambda E\sigma_e} (1-\nu^2) \quad (2.47)$$

onde o fator $(1-\nu^2)$ pode ser desprezado para condições de tensão plana e λ é um fator que depende do local exato onde o CTOD é determinado, ou seja, do local que está sendo considerado como ponta da trinca. Na tabela 2.2 se encontram alguns valores de λ .

Tabela 2.2. Valores de λ na equação (2.47).

Autor	Ref.	Método	λ
Broek	44	estereoscopia	2,3
Spitzig	45	microscopia eletrônica de transmissão	1,8
Bates e Clark	46	microscopia eletrônica de transmissão	2,6
Schwalbe	47	microscopia eletrônica de varredura	2,3
Robinson e Tetelman	48	infiltração de borracha de silicone	0,97
Levy et al	49	elementos finitos	2,14
Sumpter et al	50	elementos finitos	1,15

Nota-se, na tabela 2.2, que os valores de λ estão distribuídos em torno de 2, sendo que a "British Standards Institution" – BS5762: 1979 /51/ – estabelece este valor de λ para o cálculo da componente elástica do CTOD.

Em um ensaio de tenacidade à fratura, em materiais de média e alta tenacidade, quando a carga é aumentada para as condições de escoamento generalizado, as cargas admissíveis tendem a um valor limite enquanto o valor do CTOD aumenta continuamente até a condição de falha ser atingida; isto faz com que o método CTOD pode se estender desde a faixa elástica – onde a mecânica de fratura linearmente elástica se aplica – até as condições onde ocorre escoamento generalizado do material nas proximidades da trinca /3/.

2.4.2. Integral J

Uma aproximação alternativa para estabelecer critérios de fratura em condições elasto-plásticas é a utilização da integral J, introduzida por Rice /7/ em 1968, e que é definida para problemas bidimensionais e dada por

$$J = \int_{\Gamma} \left| W dy - T(\partial \bar{u} / \partial x) ds \right| \quad (2.48)$$

onde Γ é um contorno ao redor da trinca na direção anti-horária como mostrado na figura 2.16a; W é a energia de deformação por unidade de volume ou densidade de energia de deformação, definida, na forma tensorial, por:

$$W = W(\epsilon_{mn}) = \int_0^{\epsilon_{mn}} \sigma_{ij} d \epsilon_{ij} \quad (2.49)$$

T é o vetor de tração definido pela normal n , ao longo de Γ , $T_i = \sigma_{ij} n_j$; \bar{u} é o vetor deslocamento e ds é um elemento de comprimento do arco ao longo de Γ . Como material elasto-plástico entende-se como um material elástico não linear exibindo uma resposta linear e a partir daí uma superfície de escoamento com endurecimento não linear /7/.

Para um contorno fechado Rice /7/ demonstrou que $J=0$. Considere, agora, a trinca mostrada na figura 2.16b com dois contornos Γ_1 e Γ_2 ao seu redor. Para a linha ABCDEFA tem-se $J=0$, pois o contorno é fechado. Como as linhas AF e CD estão sobre a superfície da trinca, T e dy são iguais a zero e não contribuem no valor de J . Então $J(\Gamma_1) = -J(\Gamma_2)$, ou seja, o valor de J é independente do caminho quando considerado ao redor da ponta da trinca.

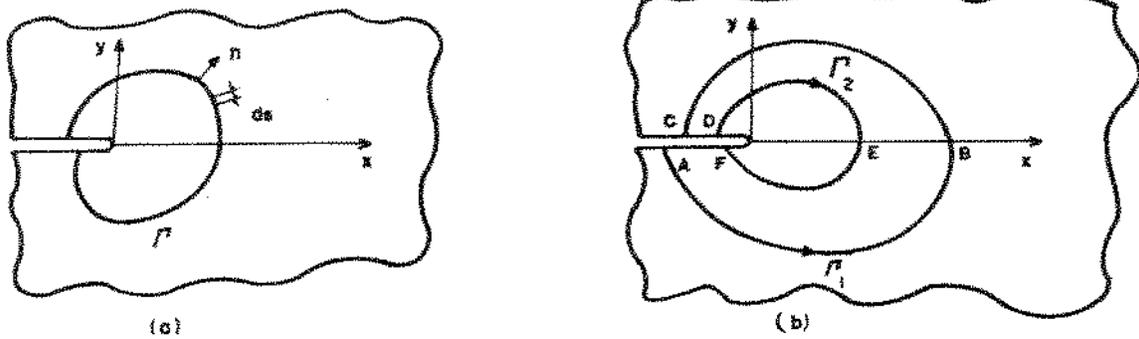


Figura 2.16. Contorno ao redor da ponta de uma trinca definindo a integral J (a) e dois contornos diferentes (Γ_1 e Γ_2) ao redor da ponta de uma trinca (b).

Como J independe do caminho, ela pode ser avaliada para um contorno conveniente, onde a integração pode ser executada sem grandes dificuldades.

Usando espécimes de dois tipos de aço, Ni Cr Mo V e A 533-B, Begley e Landes /52/ mostraram, através de experiências, que o valor de J_{IC} obtido a partir de pequenos espécimes é substancialmente igual ao valor de G_{IC} obtido previamente de muitos espécimes grandes. Em outras palavras

$$J_{IC(p)} = G_{IC(g)} = \frac{K_{IC}^2 (1-\nu^2)}{E} \quad (2.50)$$

onde p e g indicam, respectivamente, espécimes pequenos e grandes; J_{IC} é o valor crítico de J no qual a trinca começa a se propagar, sendo semelhante para os casos elástico e elástico-plástico. Rice /53/ mostrou, ainda, que para condições elásticas J é equivalente à taxa de dissipação de energia potencial com o crescimento da trinca, ou seja

$$J = - \frac{\partial U_E}{\partial a} = G \quad (2.51)$$

sendo que a equação (2.51) é semelhante à equação (2.15). Mas, no caso geral, a equação (2.51) é válida também para as situações onde ocorre apreciável fluxo plástico na ponta da trinca, o que está de acordo com as observações experimentais de Begley e Landes /52/ – equação (2.50).

Uma interpretação física de J pode ser feita através da curva carga-deslocamento para espécimes cujo crescimento da trinca se dá estavelmente. Na figura 2.17a a área tracejada é igual a $JB\delta a$.

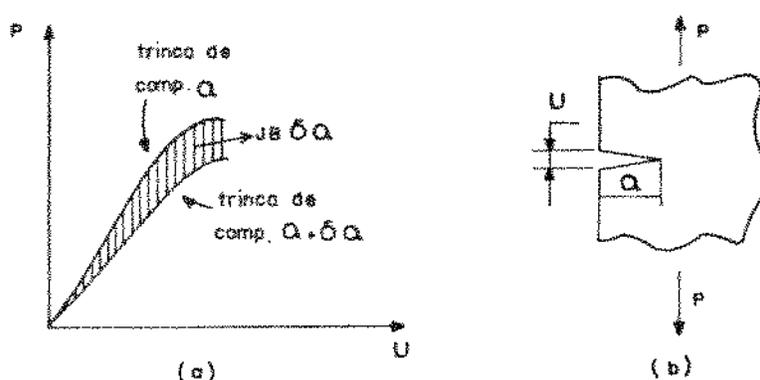


Figura 2.17. Interpretação física esquemática da integral J (a) e configuração esquemática da trinca (b). B é a espessura do espécime.

Originalmente, o método de teste para obter J_{IC} se baseia na equação (2.51). A figura 2.18a ilustra três curvas carga-deslocamento para espécimes solicitados à tração e com diferentes

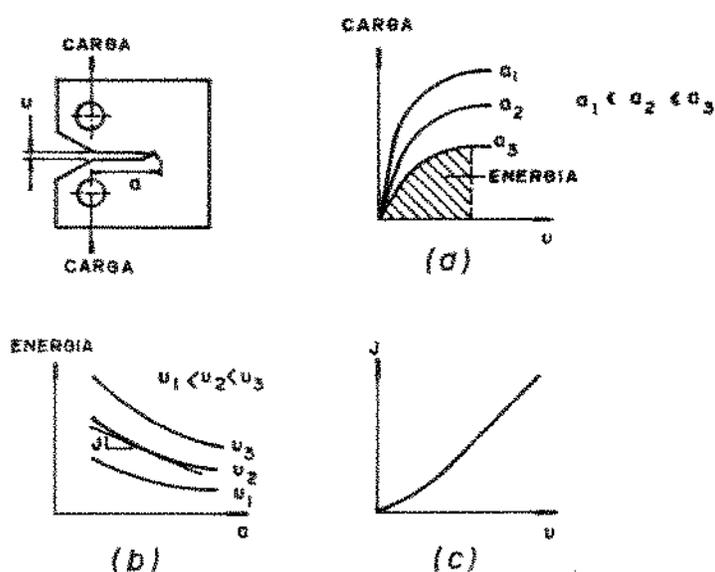


Figura 2.18. Diagramas esquemáticos mostrando a carga em função do deslocamento (a); a energia potencial em função do comprimento da trinca (b) e a integral J em função do deslocamento (c).

comprimentos de trinca; na figura 2.18b está plotado esquematicamente a energia potencial (U_E) por unidade de espessura do espécime em função do comprimento da trinca, para valores de deslocamento fixados. Como $J = -\partial U_E / \partial a$, pode-se, a partir da figura 2.18b, chegar na figura 2.18c que mostra esquematicamente J em função do deslocamento v , para diferentes comprimentos de trinca. J_{IC} pode ser determinado pela medida do deslocamento quando a trinca começa a se propagar.

O método de determinar J_{IC} , acima descrito, apresentava grande dificuldade além de ser difícil observar quando a trinca começa a se propagar. No próximo capítulo será apresentado um método mais simples.

Torna-se importante salientar que as integrais de linha energéticas, descrevendo o desenvolvimento da plasticidade em espécimes entalhados, foram inicialmente desenvolvidas por Eshelby /54/ e Cherepanov /55/ antes da integral J de Rice. Em mecânica de fratura Rice é considerado o idealizador da integral J porque McClintock /56/ combinou sua teoria com as soluções de tensões e deformações para um modelo na ponta da trinca não elástica de Hutchinson /8/ e Rice e Rosengren /9/. Este modelo, conhecido como HRR — iniciais dos nomes dos autores —, mostra que as tensões e as deformações na ponta de uma trinca com comportamento elasto-plástico também possuem uma singularidade e podem ser expressadas em termos da integral J . O campo de tensões e deformações, na forma tensorial, são normalmente dados por /52/.

$$\sigma_{ij}(r, \theta) = \bar{\sigma}_1 \left[\frac{J}{\bar{\sigma}_1 I_n} \right]^{\frac{n}{n+1}} \frac{1}{r^{\frac{n}{n+1}}} f_{ij}(\theta) \quad (2.52a)$$

$$\varepsilon_{ij}(r, \theta) = \left[\frac{J}{\bar{\sigma}_1 I_n} \right]^{\frac{1}{n+1}} \frac{1}{r^{1/(n+1)}} g_{ij}(\theta) \quad (2.52b)$$

onde n é o coeficiente de encruamento na relação entre a tensão equivalente $\bar{\sigma}$ e a deformação plástica equivalente $\bar{\varepsilon}_p$, dada por

$$\bar{\sigma} = \bar{\sigma}_1 (\bar{\varepsilon}_p)^n \quad (2.53)$$

$f_{ij}(\theta)$ e $g_{ij}(\theta)$ são funções de θ e o termo I_n é uma função de n e do modo de sollicitação da trinca. Para uma trinca sollicitada a tração em deformação plana I_n é aproximadamente igual a 5,0 para uma grande faixa de n /8/.

As equações (2.52a) e (2.52b) mostram que, em condições elasto-plásticas, os campos de tensões e deformações na ponta da trinca dependem, além do parâmetro J , também das propriedades do material, principalmente do coeficiente de encruamento. Em condições linearmente elásticas os campos de tensões, dados pelas equações (2.20a), (2.21a) e 2.22a), dependem somente do parâmetro K .

O modelo de HRR (Hutchinson, Rice e Rosengren) estabelece, então, que a fratura se inicia a um valor crítico de J , o que significa dizer que o mesmo evento acontece em espécimes diferentes mas com idênticos valores do parâmetro de campo J ; esta é a base da metodologia da mecânica de fratura elasto-plástica. Quando as condições na ponta da trinca apresentam um certo nível de triaxilidade de tensões, ou seja, quando há condições de deformação plana, o valor crítico de J é denominado J_{IC} .

Como a integral de linha de Rice é expressada somente em duas dimensões (bidimensional) a aproximação de J é, entretanto, limitada a problemas de deformação plana ou tensão plana generalizada. A ASTM E813-81 /17/- determinação do parâmetro J_{IC} — es

tabelece, dentre outras coisas, que a espessura do corpo de prova (B) deve ser dada por

$$B \geq 25 \frac{J_{IC}}{\sigma_y} \quad (2.54)$$

onde σ_y é a tensão de fluxo (média aritmética entre o limite de escoamento e o limite de resistência à tração). Esta restrição [equação (2.54)], quando comparada com a restrição imposta à determinação de K_{IC} [equação (2.39a)], é bastante fraca pois admite corpos-de-prova com espessuras consideravelmente menores. A equação (2.54) foi obtida a partir de várias pesquisas sobre a influência da espessura na tenacidade à fratura em condições elasto-plásticas (J_{IC}), sendo que este assunto será aprofundado no próximo capítulo.

2.4.3. Relação entre CTOD e J

A equação (2.47) estabelece uma relação entre o CTOD e a força de extensão da trinca G. Para condições elásticas Rice /53/ mostrou que J é equivalente a G — equação (2.51). Rearranjando as equações (2.47) e (2.51) chega-se a uma expressão do tipo

$$J = m \sigma_y \delta \quad (2.55)$$

onde σ_y é a tensão de fluxo (média aritmética entre σ_e e σ_t), δ é o CTOD e m é um fator de ajuste, como λ na equação (2.47). Castro, Spurrier e Hancock /57/, ensaiando um aço estrutural em algumas temperaturas encontrou um valor médio de m igual a 1,8. A ASTM-E813-81 /17/ utiliza o valor de m igual a 1 para derivar a

equação da reta de arredondamento teórico da ponta da trinca. Mills /58/ verificou, para vários materiais com alto coeficiente de encruamento (entre 0,20 e 0,54) um valor de m entre 1,6 e 2,1. Robinson e Tetelman /48/ verificaram que em materiais de alta resistência e baixo coeficiente de encruamento o valor de m se aproxima de 1. No geral, o valor de m obtido por métodos analíticos, numéricos e experimentais está na faixa de 1 a 2,6 /58/. Torna-se importante salientar que, juntando as equações que relacionam δ (CTOD) com K_I [equação (2.47)], J_{IC} com K_{IC} [equação (2.50)] e J com δ [equação (2.55)], obtém-se $\lambda \sigma_e = m \sigma_y$, onde λ e m são os fatores de ajuste, definidos respectivamente nas equações (2.47) e (2.55).

CAPÍTULO 3

TENACIDADE À FRATURA

3.1. INTRODUÇÃO

Um material é tenaz se ele absorve apreciável quantidade de energia durante a fratura. Em um ensaio de tração, isso significa que existe uma área significativa sob a curva tensão-deformação, que é o trabalho de fratura. Em um ensaio de mecânica de fratura, a tenacidade corresponde à dissipação de uma quantidade significativa de energia no processo de fluxo plástico e fratura que ocorre na ponta de uma trinca durante a sua propagação, e que determina a resistência do material à fratura /33/.

Para se avaliar os riscos de fratura de uma peça, na presença de uma trinca, é necessário estabelecer um parâmetro que caracteriza a resistência à fratura do material. Em mecânica de fratura existe uma grande preocupação com este parâmetro, sendo que várias pesquisas experimentais são direcionadas no sentido de obtê-lo usando corpos-de-prova com geometria simples e de pequenas dimensões. O valor desse parâmetro, obtido experimentalmente para cada material, seria uma medida da tenacidade à fratura, sendo, dentro de certos limites, uma propriedade intrínseca do material.

A tenacidade do material pode ser avaliada através de diversos parâmetros. Os principais são: a energia absorvida em um ensaio de impacto, temperatura de transição, tenacidade à fratura em tensão plana (K_{Ic}), tenacidade à fratura em deformação pla

na (K_{IC}), o deslocamento de abertura da ponta da trinca crítico ($CTOD_c$) e o parâmetro crítico em termos da integral J (J_{IC}). Além desses parâmetros existem outros que consideram a corrosão sob tensão - K_{ISCC} -, a fadiga - ΔK_{TH} - e a fluência - $*C$ -, como pode ser visto na Tabela 1.1. Neste trabalho haverá a preocupação de estudar apenas os parâmetros K_{IC} , $CTOD_c$ e J_{IC} , pois, como visto no capítulo anterior, esses parâmetros formam a base da mecânica de fratura.

3.2. FATORES QUE INFLUENCIAM A TENACIDADE À FRATURA

Vários são os fatores que influenciam a tenacidade à fratura. Geralmente, quanto maior a habilidade do material escoar localizadamente e arredondar a ponta da trinca, maior a tenacidade. Conseqüentemente, todos os fatores que influenciam a capacidade de deformação do material também influenciam as características de fratura. Assim, os mecanismos de endurecimento (metalúrgicos), utilizados para aumentar o limite de escoamento, simultaneamente diminuem a capacidade de deformação plástica e a habilidade do material arredondar a ponta da trinca. Para um dado material há, adicionalmente, três condições externas que contribuem com a fratura prematura: baixas temperaturas, entalhes e altas taxas de deformação; como pode ser visto na figura 3.1 /16/.

Um outro fator que influencia a tenacidade à fratura é a anisotropia decorrente da conformação plástica, principalmente para as ligas de alumínio de alta resistência. Na figura 3.2 se encontram os códigos de identificação da orientação do plano da trinca, baseado na ASTM E 399 /42/.

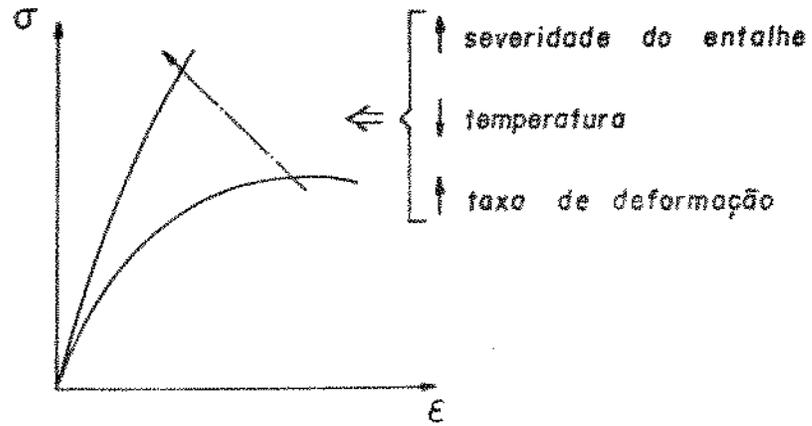


Figura 3.1. Influência da temperatura, severidade do entalhe e taxa de deformação sobre a curva tensão-deformação /16/

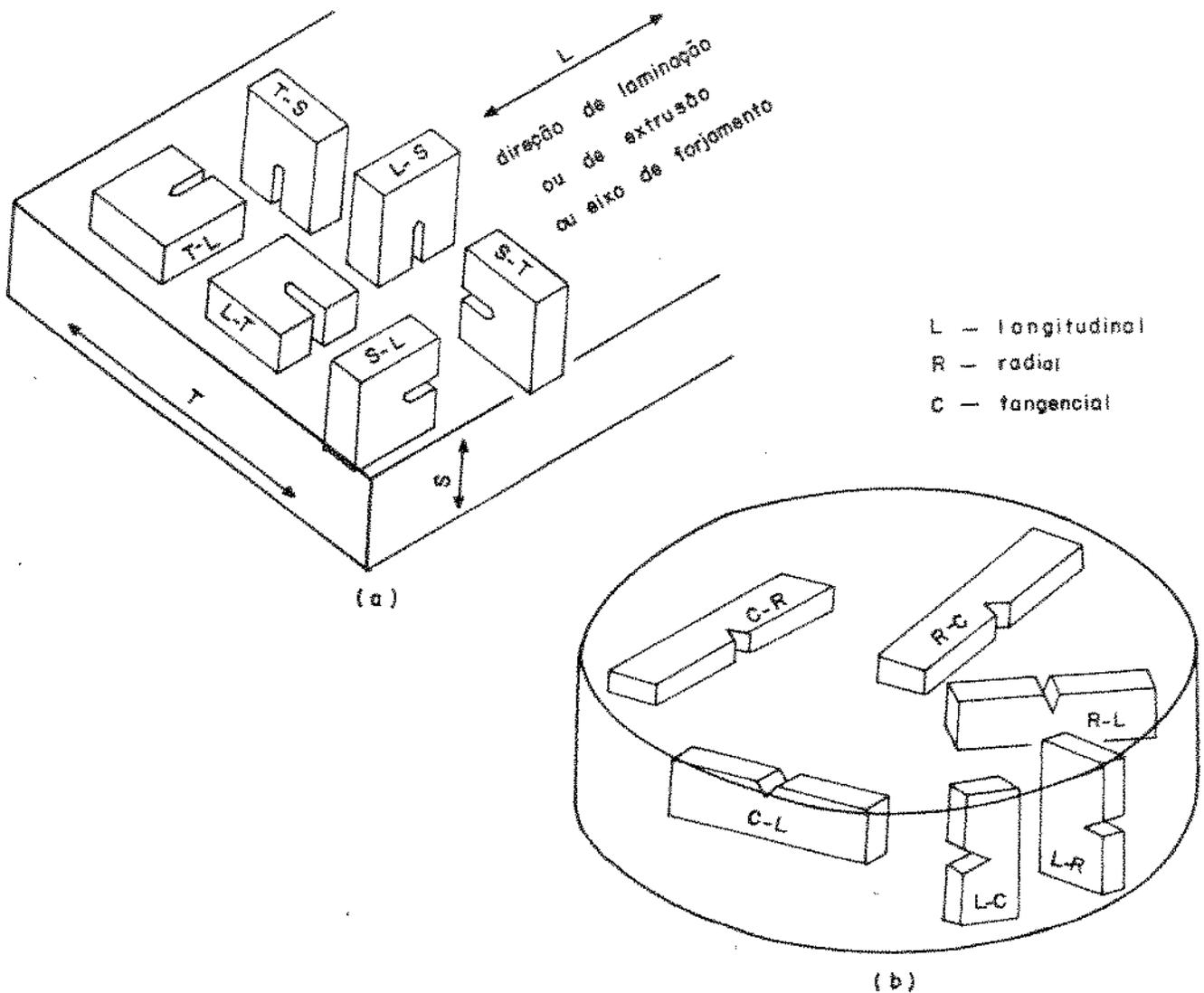


Figura 3.2. Códigos de identificação da orientação do plano da trinca para produtos laminados, extrudados e forjados (a) e para barras trefiladas (b) /42/.

Normalmente, a tenacidade à fratura é máxima quando o plano da trinca tem orientação L-T, sendo que neste caso este plano é perpendicular à orientação preferencial ou textura do material conformado, e é mínima quando a orientação é S-T /16/. Na tabela 3.1, pode-se ver que a tenacidade à fratura em deformação plana, para algumas ligas de alumínio de alta resistência, é bastante influenciada pela anisotropia.

Tabela 3.1. Anisotropia da tenacidade à fratura em deformação plana (K_{IC}) para algumas ligas de Al de alta resistência /16/.

Designação da liga e tratamento térmico	Produto	K_{IC} (MPa \sqrt{m})		
		L-T	T-L	S-T
2014-T651	placa com 127 mm	22,9	22,7	20,4
7075-T651	placa com 45 mm	29,7	24,5	16,3
7075-T6511	barra extrudada 90x190 mm	34,0	22,9	20,9
7079-T651	placa com 45 mm	29,7	26,3	17,8
7178-T6511	barra extrudada 90x190 mm	25,0	17,2	15,4

Como visto no capítulo 1, figura 1.1, os materiais com estrutura cristalina cúbica de corpo centrado (CCC) de baixa resistência, nos quais se incluem a maioria dos aços, são bastante sensíveis a variações na temperatura. Nesses materiais há uma faixa de temperatura de transição, sendo que abaixo desta faixa há fratura frágil, pelo micromecanismo de clivagem, e acima há fratura dúctil, pelo micromecanismo alveolar ("dimples"). Para os outros materiais, com estrutura cristalina cúbica de face centrada (CFC) e de alta resistência, não há uma faixa de transição

de comportamento, de forma que nestes a tenacidade varia pouco com a temperatura.

Os entalhes, quando presentes, criam triaxilidade de tensões nas proximidades de suas pontas. Quanto maior a severidade do entalhe, maior o nível de triaxilidade de tensões. A triaxilidade de tensões depende, basicamente, do raio da ponta da trinca, da espessura do espécime e do comprimento da trinca.

Beeuwkes e colaboradores /59/ verificaram que existe uma relação bem definida entre o fator de intensificação de tensão e o raio da ponta da trinca, sendo esta na forma

$$K_I = K_{IC} (\rho / \rho_0)^{m_1} \quad (3.1)$$

onde K_I é o fator de intensificação de tensão em modo I, ρ é o raio da ponta da trinca, ρ_0 é o raio crítico da ponta da trinca e m_1 é uma constante que depende do material. Foi encontrado um valor médio de m_1 igual a 0,096 para a liga de Al 6061-T6 e 0,188 para o aço 4340 e verificaram que o raio crítico ρ_0 é aproximadamente uma ordem de grandeza menor que o tamanho médio do grão para os dois materiais estudados. A equação (3.1) mostra que o raio da ponta da trinca pode ser usado como um critério de fratura.

Firrao *et al* /60/ verificaram que o parâmetro crítico de tenacidade à fratura, em termos da integral J, aumenta bastante com o aumento do raio da ponta da trinca, para o aço AISI 4340 tratado termicamente. Para as ligas de alumínio das séries 2XXX e 7XXX, Carman, Armiento e Markus /86/ verificaram que corpos de prova com entalhes arredondados dão altos valores de K_{IC} . Os ensaios de tenacidade à fratura são realizados em corpos de prova pré-trincados por fadiga para se ter garantia de que o raio da ponta da trinca tende a zero; com isso os ensaios são reproduzíveis

com baixos níveis de dispersão dos resultados.

Um outro fator que contribui para a diminuição da tenacidade à fratura de materiais metálicos é a irradiação de neutrons, pois esta tende a aumentar a resistência e diminuir a ductilidade. Esta diminuição da tenacidade pode comprometer o funcionamento dos vasos de pressão de aço e de outros componentes dos reatores nucleares /3/.

3.3. ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA

Os ensaios de tenacidade à fratura tem por objetivo de terminar um parâmetro que caracteriza a resistência à fratura do material. Os ensaios mais usuais determinam os parâmetros K_{IC} , COD_c e J_{IC} . Esses ensaios são realizados em corpos de prova com uma trinca aguda - trinca com raio da ponta tendendo a zero - solicitados com carregamento monotônico, com uma taxa constante de aumento do fator de intensificação de tensão entre 0,55 e 2,75 MPa . m^{1/2}/s. A trinca aguda, que é obtida por fadiga na raiz de um entalhe usinado, garante, dentro de certos limites, a máxima severidade possível para o entalhe. A geometria do corpo de prova influencia pouco o valor da tenacidade obtido no ensaio /63/, e as cargas, para a obtenção da pré trinca por fadiga, quando muito altas podem gerar valores de tenacidade não conservativos /61, 62/.

Neste item será feita uma análise sucinta da influência da geometria do corpo de prova e das cargas para a obtenção da pré trinca por fadiga para em seguida analisar os ensaios K_{IC} , COD_c e J_{IC} .

- Influência da Geometria do Corpo de Prova

Os ensaios de tenacidade à fratura normalizados recomendam algumas geometrias do corpo de prova, sendo que as mais comuns se referem aos ensaios de flexão com o corpo de prova apoiado em três pontos ("three point bend") e de tração compacto ("compact tension") - ver figura 3.3. Além dessas geometrias recomendadas existem outras, sendo que as mais usuais se referem aos ensaios de tração em uma chapa com uma trinca central ("center cracked panels"), tração em uma chapa com duas trincas nas bordas ("double edge notched") e flexão apoiado em quatro pontos; na figura 3.4 se encontram essas geometrias.

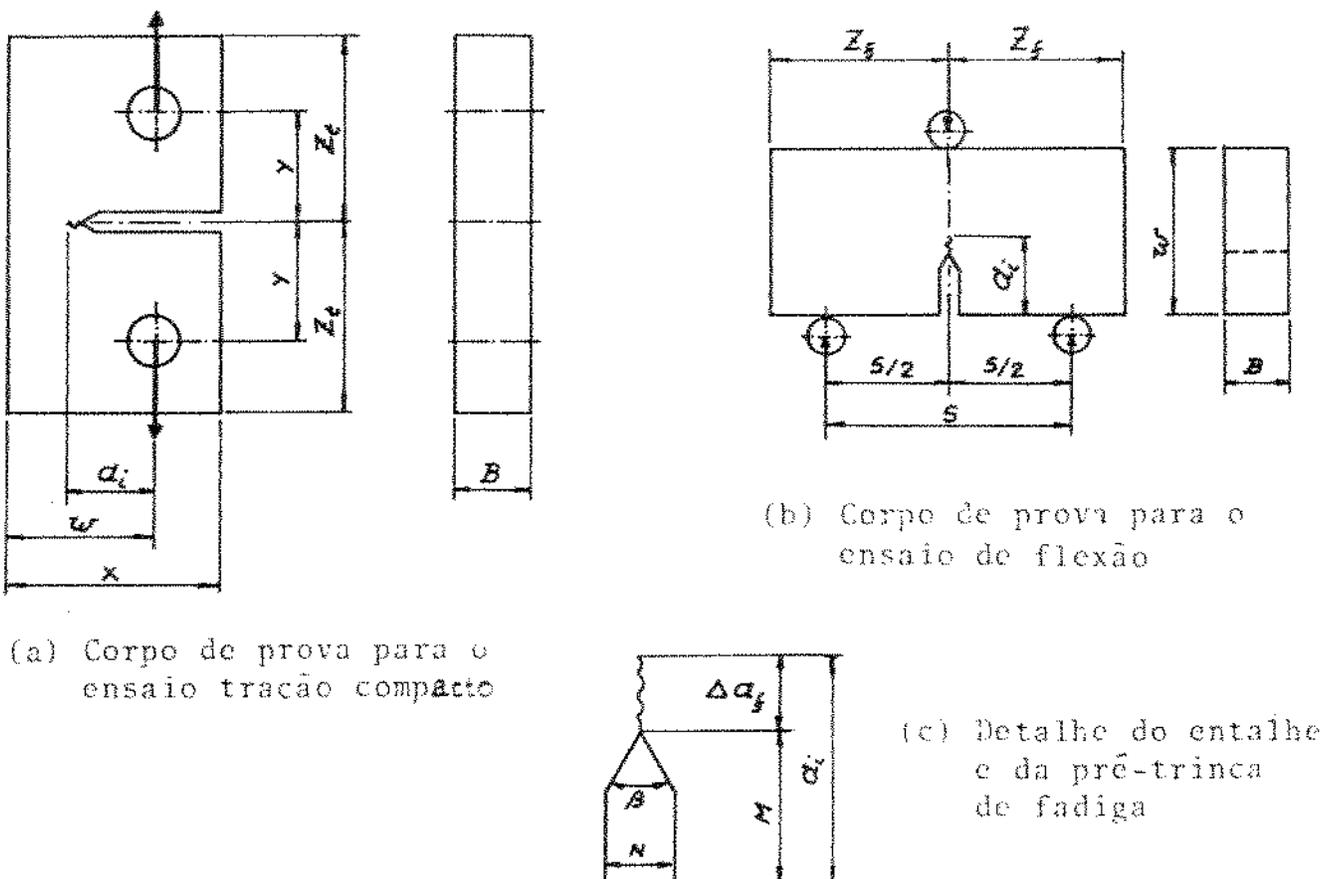


Figura 3.3. Geometrias do corpo de prova recomendadas para os ensaios K_{IC} e J_{IC} (a,b) e COD_C (b), segundo as normas ASTM E 399 /42/, ASTM E 813 /17/ e BS5762 /51/ (ver tabela 3.2).

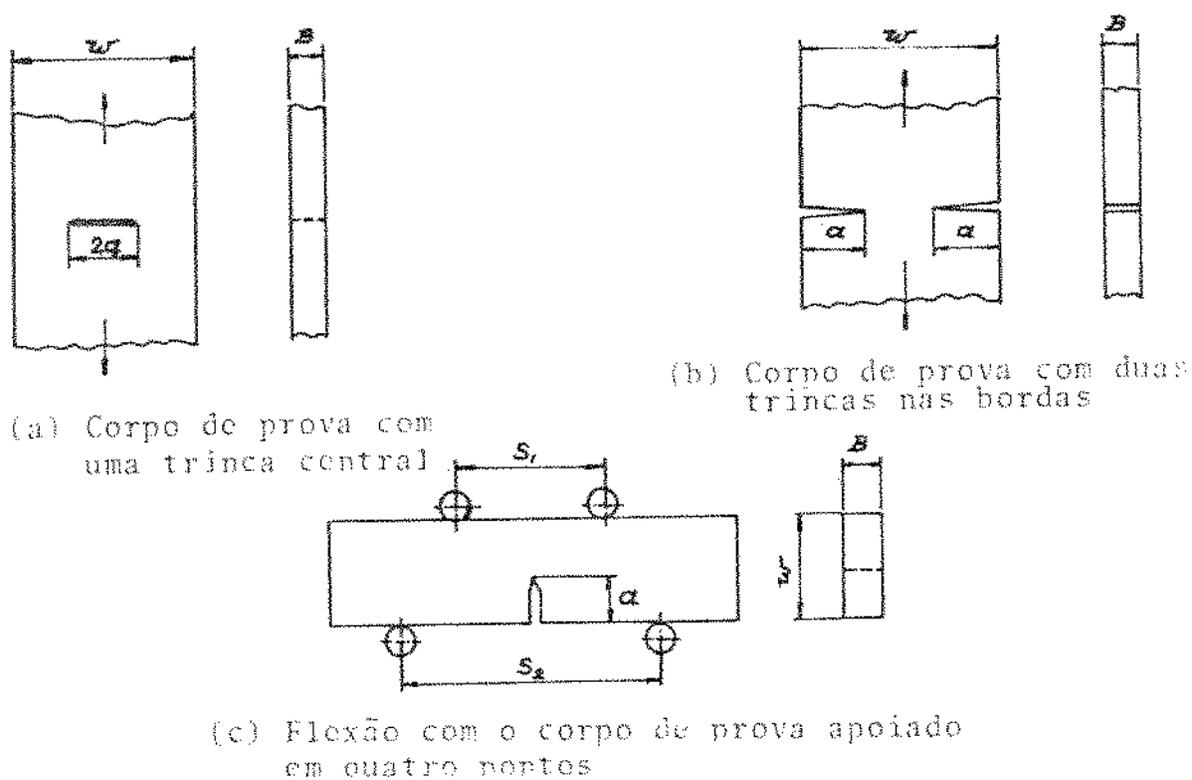


Figura 3.4. Geometrias alternativas para a determinação da tenacidade à fratura.

Na tabela 3.2 se encontram as dimensões relativas do corpo de prova, mostradas na figura 3.3, segundo as normas da ASTM (American Society for Testing and Materials) e da BSI (British Standards Institution).

Nota-se, na tabela 3.2, que não há grandes diferenças entre as dimensões recomendadas para os corpos de prova, principalmente para o ensaio de flexão com o corpo de prova apoiado em três pontos.

Landes e Begley /52,63/ determinaram, para um aço Ni-Cr-Mo-V de média resistência, o valor de J_{IC} para cinco geometrias diferentes do corpo de prova. Seus resultados mostram que a diferença máxima, entre os valores de J_{IC} obtidos, não ultrapassa 11%. Pode-se dizer, então, que a tenacidade, medida em termos de J_{IC} , varia pouco com a geometria do corpo-de-prova. Torna-se importan

te salientar que a espessura do corpo de prova exerce grande influência sobre a tenacidade, sendo que isto já foi abordado, para o caso do K_{IC} , no item 2.3.4; para o caso do J_{IC} , a influência da espessura será estudada no item 3.3.3.

- Influência das Cargas de Fadiga e da Forma da Frente da Trinca de Fadiga no Valor da Tenacidade à Fratura

As normas de obtenção do K_{IC} , J_{IC} e COD_c impõem limites sobre as condições de carregamento para a obtenção da pré-trinca por fadiga, para garantir que os valores de tenacidade obtidos sejam conservativos relativos a trincas em estruturas /61/. As condições de carregamento devem ser escolhidas de maneira a minimizar o tempo necessário para obter a pré-trinca, sem influenciar no valor da tenacidade obtido. Na tabela 3.3 se encontram as recomendações da ASTM e da BSI sobre o fator de intensificação de tensão máximo (K_{fmax}), da razão de carga ($R = P_{min}/P_{max}$) e da amplitude de K (ΔK), para a obtenção da pré-trinca por fadiga - na raiz de um entalhe usinado - no corpo de prova para o ensaio K_{IC} , J_{IC} e COD_c .

Nota-se, na tabela 3.3, que não há grandes variações no que se refere às recomendações sobre as condições de carregamento para a obtenção da pré-trinca por fadiga nos ensaios K_{IC} , J_{IC} e COD_c .

O máximo fator de intensificação de tensão (K_{fmax}), quando acima de um determinado nível, causa um aumento no valor de K_{IC} . Esse nível, acima do qual influencia o valor da tenacidade, está na faixa de 0,5 a 0,9 K_{IC} dependendo do material /61/; dessa forma as restrições impostas pelos métodos ASTM E 399-83 e BS 5447-77, respectivamente $K_{fmax} < 0,6 K_{IC}$ e $K_{fmax} < 0,7 K_{IC}$ (ver tabela 3.3), são folgadas para alguns materiais e fornecem valo

Tabela 3.3. Recomendações para as condições de carregamento para a obtenção da pré-trinca por fadiga.

Referência	Parâmetro de Tenacidade	K_{fmax}	$\Delta K = K_{fmax} - K_{fmin}$	$R = \frac{P_{min}}{P_{max}}$
ASTM E 399-83	K _{IC}	No estágio final do crescimento da pré-trinca, 2,51 final do comprimento da trinca: $K_{fmax} \frac{K_{fmax}}{E} < 0,01 \text{ mm}^{1/2}$; 20) $K_{fmax} < 0,6 K_{IC}$	$\Delta K > 0,9 K_{fmax}$	$R < 0,1$
BS 5447-77	K _{IC}	$K_{fmax} < 0,7 K_{IC}$	$0,9 K_{fmax} \leq \Delta K \leq K_{fmax}$	$0 \leq R \leq 0,1$
ASTM E 813-81	J _{IC}	19) $P_{max} < P_L$ a) corpo de prova de flexão apoiado em três pontos. $P_L = \frac{4 B b \sigma_y}{3 S}$ b) corpo de prova compacto $P_L = \frac{B b \sigma_y}{2 a t}$ 20) No estágio final do crescimento ~ 50% da extensão final da pré-trinca $P_{max} < 0,4 P_L$ ou $\frac{\Delta K}{E} \leq 0,005 \text{ mm}^{1/2}$	$\Delta P > 0,9 P_{max}$	$R : 0,1$
BS 5762-79	COD _c	$K_{fmax} < 0,63 \frac{\sigma_e B}{\sqrt{2}}$	$0,9 K_{fmax} \leq \Delta K \leq K_{fmax}$	$0 \leq R \leq 0,1$

K_{fmax} - fator de intensificação de tensão máximo;

K_{fmin} - fator de intensificação de tensão mínimo;

E - módulo de Young (ou módulo de elasticidade);

σ_y - tensão de fluxo - $\sigma_y = \frac{1}{2} (\sigma_e + \sigma_t)$;

σ_e - limite de resistência à tração;

σ_t - limite de escoamento ($\sigma_e = 0,2\sigma_t$);

R - razão de carga ($R = P_{min}/P_{max}$);

B - espessura do corpo de prova;

b = a - a, onde a é a largura do corpo de prova e a é o comprimento da trinca;

S - espaçamento entre os pontos de aplicação das cargas.

res de tenacidade não conservativos para outros. Torna-se importante salientar que as restrições impostas no ensaio K_{IC} se baseiam em aços de alta resistência /64/. Para as ligas de alumínio as restrições da ASTM E 399-83 e BS 5447-77 poderiam ser relaxadas para 0,8, pois esses materiais parecem ser relativamente insensíveis a K_{fmax} /65/. Dessa forma, alguns autores são de opinião que as restrições das normas devem ser específicas para cada material.

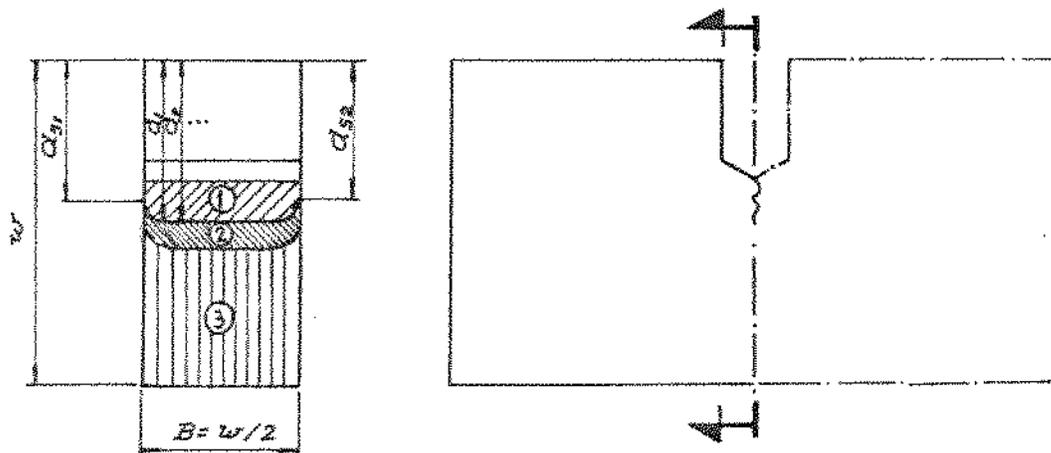
De acordo com Touwers/61/ a influência da razão de carga (R) sobre a tenacidade à fratura é incerta e não há razões aparentes para a restrição $R < 0,1$.

Além das restrições, com relação às condições de carregamento acima mencionadas, há ainda restrições quanto à forma da pré-trinca de fadiga. A restrição do comprimento mínimo da pré-trinca (Δa_f) - ver figura 3.3c - se encontra na tabela 3.2 [$(\Delta a_f)_{min} = 1,25$ mm ou $(\Delta a_f)_{min} = 0,05$ a]. Na figura 3.5 se encontra um esquema da superfície de fratura após o ensaio J_{IC} e na tabela 3.4 as restrições, sobre a forma da frente da pré-trinca de fadiga, impostas pela ASTM e BSI para os ensaios K_{IC} , J_{IC} e COD.

Touwers /62/ verificou que as restrições quanto à forma da pré-trinca por fadiga, mostradas na tabela 3.4, são fracas pois o índice de rejeição de amostras foi baixo, da ordem de 14% para o ensaio K_{IC} (ASTM E 399) e 3% para o ensaio COD (BS 5762). Para as ligas de alumínio, as restrições sobre a forma da frente da pré-trinca de fadiga no ensaio K_{IC} , não precisam ser severas /62/.

Tabela 3.4. Restrições quanto à forma da pré-trinca de fadiga, baseado na figura 3.5.

Referência	Parâmetro de Tenacidade	Restrições sobre a forma da frente da pré-trinca por fadiga baseado na figura 3.5.
ASTM E 399-83	K_{IC}	<p>O comprimento da trinca deve ser medido em três posições: no centro da frente da trinca e no meio entre o centro e as bordas dos dois lados.</p> $a_i = \frac{a_1 + a_2 + a_3}{3}$ <p>O máximo valor numérico de a_1-a_2, a_2-a_3 ou a_3-a_1 deve ser menor que 5% de a_i (médio).</p> <p>O menor valor de a_s (comprimento da trinca na superfície) deve ser maior que 90% de a_i (médio).</p>
ASTM E 813-81	J_{IC}	<p>O comprimento da trinca deve ser medido em nove ou mais posições de um lado a outro da superfície de fratura.</p> $a_j = \frac{a_{S1} + a_1 + a_2 + \dots + a_7 + a_{S2}}{9}$ <p>O máximo valor numérico de a_i-a_j ($j = S1, 1, 2, \dots, 7, S2$) deve ser menor ou igual a 7% de a_i (médio)</p>
BS 5762-79	$CTOD_c$	<p>O comprimento da trinca deve ser medido em três posições: 25% de B; 50% B e 75% B.</p> $a_i = \frac{a_1 + a_2 + a_3}{3}$ <p>O máximo valor numérico entre a_1-a_2, a_1-a_3 ou a_2-a_3 deve ser menor do que 5% de w. $a_{max} - a_{min}$ deve ser menor do que 10% de w.</p>



Região 1 - corresponde à pré-trinca por fadiga;

Região 2 - corresponde ao crescimento estável da trinca - obtida no ensaio J_{IC} ;

Região 3 - corresponde à região fraturada após o ensaio J_{IC} .

Figura 3.5. Esquema da superfície de fratura do corpo de prova após o ensaio J_{IC} . O comprimento da trinca (a_i) corresponde à média aritmética das nove medições.

3.3.1. Ensaio K_{IC}

A ASTM E-399 /42/ se refere à determinação da tenacidade à fratura em deformação plana (K_{IC}), para o modo I de carregamento, em corpos de prova com espessura maior ou igual a 6,4 mm.

A seleção da espessura do corpo de prova e do comprimento da trinca deve ser feita de maneira correta, para se ter garantia da ocorrência de deformação plana. Para isso, a ASTM recomenda que a espessura do espécime (B) e o comprimento da trinca (a_i) devem ser maior do que $2,5 (K_{IC} / \sigma_e)^2$, onde σ_e é o limite de escoamento do material ($\epsilon_p = 0,2\%$) para a temperatura e taxa de deformação do ensaio K_{IC} . A seleção inicial de B considera valores superestimados de K_{IC} . As dimensões dos corpos de prova são dadas pela figura 3.3 e tabela 3.2 e as condições de carregamento para a obtenção da pré-trinca por fadiga na tabela 3.3.

Para a determinação de K_{IC} é necessário obter experimentalmente a curva carga em função do deslocamento de abertura da trinca até a ruptura do corpo de prova. O deslocamento é medido com auxílio de um "clip gage", como indicado na figura 3.6.

Como resultado do ensaio obtêm-se, normalmente, um dos três tipos de curva mostradas na figura 3.7.

Da curva carga-deslocamento obtêm a carga P_5 , que é avaliada no ponto de interseção desta curva com uma reta passando pela origem e com inclinação de 95% da fase elástica desta, como mostra a figura 3.7. A carga P_5 corresponde a um incremento de extensão da trinca de 2%, e a partir desta carga se avalia a carga P_Q como indicado na figura 3.7. Se a relação P_{max}/P_Q é menor do que 1,10, calcula-se o fator de intensificação de tensão correspondente à carga P_Q (K_Q) com auxílio das equações que foram estabelecidas com base na análise de tensões elásticas. Então K_Q é dado por:

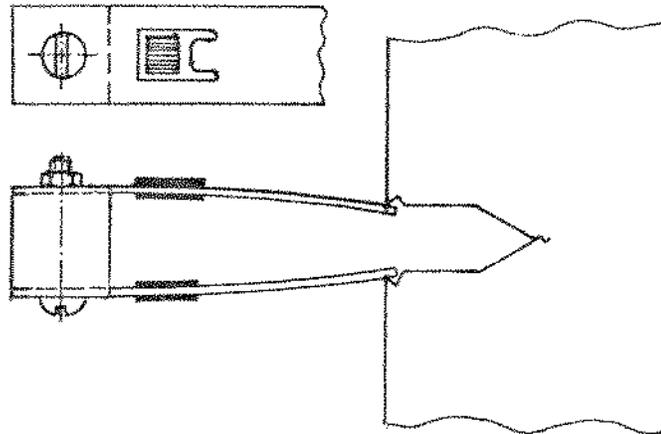


Figura 3.6. Esquema da montagem do "clip gage" para a medição do deslocamento de abertura da trinca /42/.

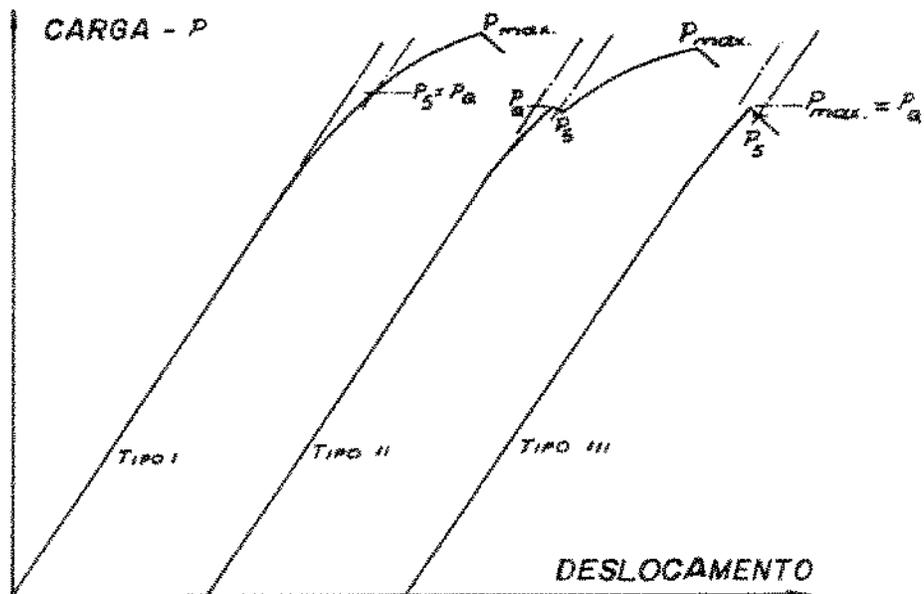


Figura 3.7. Principais tipos de curva carga-deslocamento, obtidas no ensaio K_{IC} /42/.

a) Corpo de prova solicitado à flexão, apoiado em três pontos

$$K_Q = \left[\frac{P_Q S}{Bw^{3/2}} \right] \cdot f_1(a_i/w) \quad (3.2a)$$

onde $f_1(a_i/w)$ é dado por

$$f_1(a_i/w) = 2,9(a_i/w)^{1/2} - 4,6(a_i/w)^{3/2} + 21,8(a_i/w)^{5/2} - \\ - 37,6(a_i/w)^{7/2} + 38,7(a_i/w)^{9/2} \quad (3.2b)$$

b) Corpo de prova solicitado à tração

$$K_Q = \left[\frac{P_Q}{Bw^{1/2}} \right] \cdot f_2(a_i/w) \quad (3.3a)$$

onde $f_2(a_i/w)$ é dado por

$$f_2(a_i/w) = 29,6(a_i/w)^{1/2} - 185,5(a_i/w)^{3/2} + 655,7(a_i/w)^{5/2} - \\ - 1017,0(a_i/w)^{7/2} + 638,9(a_i/w)^{9/2} \quad (3.3b)$$

onde S é o espaçamento entre os pontos de aplicação da carga, B e w são, respectivamente, a espessura e largura do corpo de prova e a_i é o comprimento da trinca (ver figura 3.3).

Se B e a_i forem maior ou igual a $2,5 (K_Q/\sigma_e)^2$, tem-se condições de deformação plana e $K_{IC} = K_Q$; se estas restrições não forem satisfeitas, deve-se usar corpos de prova maiores.

Se a relação P_{max}/P_Q for maior do que 1,10, o valor de K_{IC} obtido não é válido; nesse caso deve-se preparar um corpo de prova adicional com dimensões 1,5 vezes maior do que o corpo de prova original.

Como K_{IC} é uma propriedade do material, por razões estatísticas, a ASTM E 399 recomenda um mínimo de três réplicas do ensaio, sendo que K_{IC} é a média aritmética dos valores obtidos em cada ensaio.

O valor de K_{IC} assim determinado caracteriza a resistência à fratura do material ensaiado, em um meio neutro, na presença de uma trinca em condições severas de triaxialidade de tensões e com tamanho da zona plástica pequeno quando comparado com as dimensões do espécime e comprimento da trinca. K_{IC} caracteriza o início do crescimento instável da trinca, baseado no critério de incremento de 2% no comprimento da trinca.

3.3.2. Ensaio COD

A BS 5762 /51/ se refere ao ensaio para a determinação do deslocamento de abertura da trinca (COD) crítico. Neste ensaio o corpo de prova é solicitado em modo I. Não há restrições quanto à espessura do espécime, sendo esta igual à espessura do material de interesse. As dimensões dos corpos de prova são dadas pela figura 3.3 e tabela 3.2 e as condições de carregamento para a obtenção da pré-trinca por fadiga na tabela 3.3.

Como no caso do K_{IC} , no ensaio COD também se determina experimentalmente a carga em função do deslocamento de abertura da trinca. A BS 5762 identifica quatro possíveis pontos, sobre a curva carga-COD, que podem ser tomados como pontos para a determinação do COD crítico. Esses pontos são (V_i, P_i) , (V_c, P_c) , (V_u, P_u) e (V_m, P_m) e podem ser vistos na figura 3.8, que se refere aos principais tipos de curva que podem ser obtidas no ensaio COD. Com esses valores de V e P se calcula os valores do δ_c , δ_u e δ_m através da relação

$$\delta_c, \delta_u \text{ ou } \delta_m = \frac{K^2 (1-\nu^2)}{2 \sigma_e E} + \frac{0,4(w-a_i)V_p}{0,4w+0,6a_i+z} \quad (3.4)$$

sendo ν o coeficiente de Poisson, σ_e o limite de escoamento, E o módulo de elasticidade, w a largura do espécime, a_i o comprimento da trinca, z a distância do ponto de medição do COD até a superfície do espécime, V_p o deslocamento do "clip gage" (ver figura 3.8) e K o fator de intensificação de tensão correspondente à carga crítica sendo dado por

$$K = \frac{P}{B w^{1/2}} f_2(a_i/w) \quad (3.5)$$

onde P é a carga, B a espessura do corpo de prova e $f_2(a_i/w) = 4 f_1(a_i/w)$, sendo $f_1(a_i/w)$ dado pela equação (3.2b). Torna-se importante salientar que existe, na ASTM E 399 e na BS 5762, tabelas que fornecem o valor de $f_1(a_i/w)$ e $f_2(a_i/w)$ para vários valores de a_i/w .

A caracterização do δ_i , δ_c , δ_u e δ_m depende do comportamento do material. Quando ocorre fratura instável (fratura frágil) a partir da pré-trinca de fadiga, ou quando ocorre "pop in", associado à instabilidade no crescimento da trinca, o COD é definido como δ_c . Quando a fratura instável é precedida por crescimento estável da trinca o COD que caracteriza o início do crescimento estável é definido como δ_i e o COD que caracteriza o início do crescimento instável como δ_u . Para materiais dúcteis se usa também δ_i para caracterizar o início do crescimento estável da trinca e δ_m para caracterizar o início da máxima carga /36/ - ver figura 3.8.

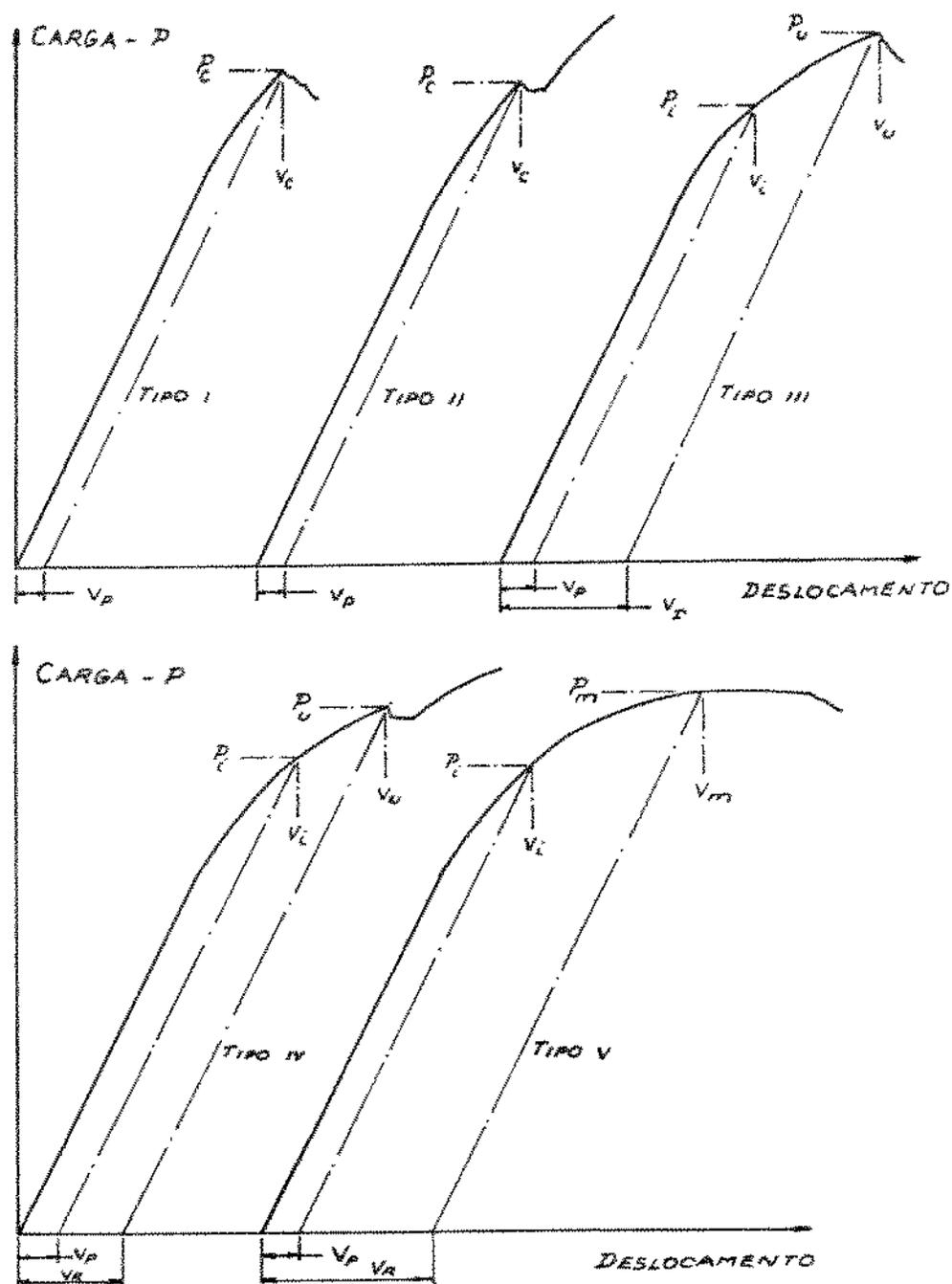


Figura 3.8. Principais tipos de curva carga-deslocamento obtidas no ensaio COD /51/.

Para a determinação de δ_c , δ_u ou δ_m é usual realizar dois ou três ensaios, sendo esses valores a média aritmética dos valores obtidos em cada ensaio.

Para a obtenção do δ_i é necessário levantar a curva do COD em função da extensão da trinca Δa . Neste caso a BS 5762 recomenda um número mínimo de quatro corpos de prova, preferencial-

mente seis. Inicialmente levanta-se a curva carga em função do COD, interrompendo o ensaio antes da ruptura do corpo de prova, de maneira a se obter vários valores de Δa (correspondentes a vários níveis de crescimento estável da trinca), como pode ser visto na Figura 3.9.

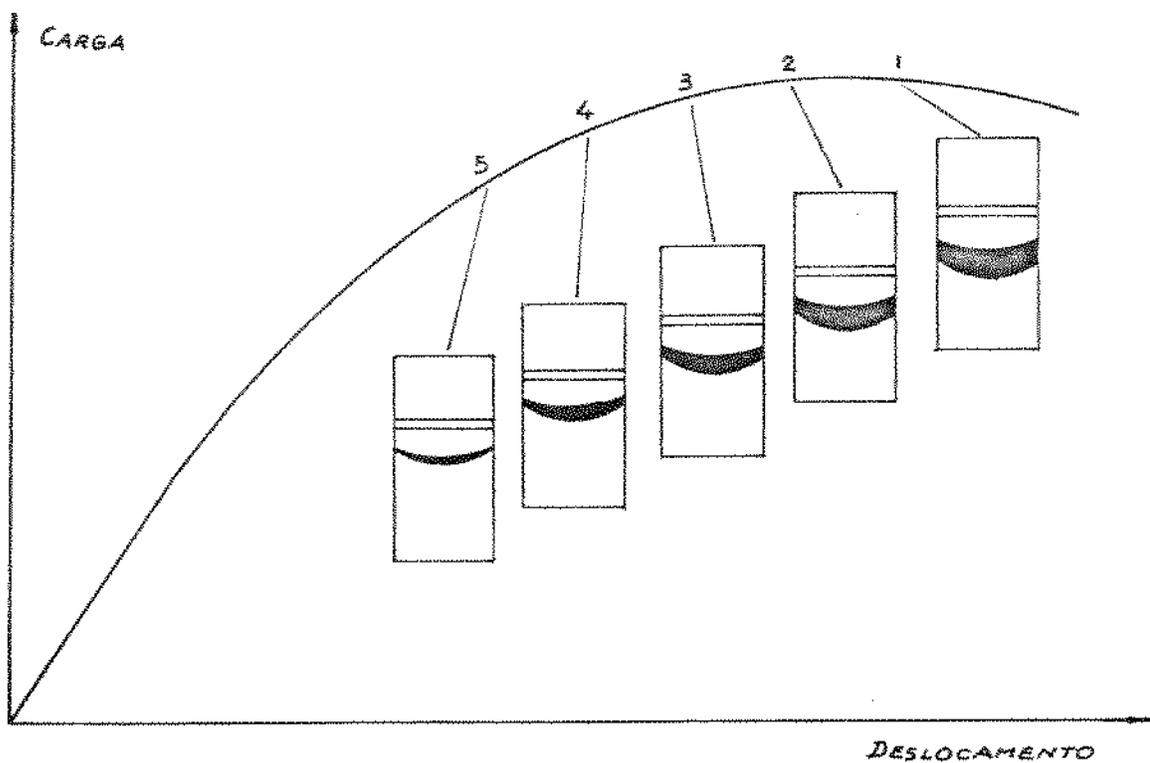


Figura 3.9. Curva da carga em função do COD indicando os locais de paralização de cada ensaio, para a obtenção do δ_j .

Para cada ensaio calcula-se o valor do COD (δ), correspondente ao ponto de interrupção do ensaio, através da equação (3.4). Para a obtenção da extensão da trinca - Δa -, também correspondente ao ponto de interrupção do ensaio, é necessário marcar a região que caracteriza o crescimento estável da trinca e pos

teriormente romper o corpo de prova e medir, sobre a superfície de fratura, o valor de Δa . Quando o material do corpo de prova é aço a marcação do crescimento estável é simplesmente feita pelo aquecimento deste a uma temperatura que ocorra uma oxidação desta região, sendo que após a ruptura - normalmente realizada, neste caso, a baixa temperatura - esta região fica bastante nítida. Para outros materiais, como o caso das ligas de alumínio de alta resistência, para se ter nitidez da região correspondente ao crescimento estável da trinca é usual, após o ensaio, romper o corpo de prova por fadiga. A figura 3.10 mostra um esquema da superfície de fratura do corpo de prova indicando as regiões correspondentes à pré-trinca de fadiga, ao crescimento estável da trinca e à fratura após o ensaio; esta figura indica também os sete locais (da posição 2 a 8) de medida do comprimento da trinca após o ensaio; o valor deste é a média aritmética das sete medições.

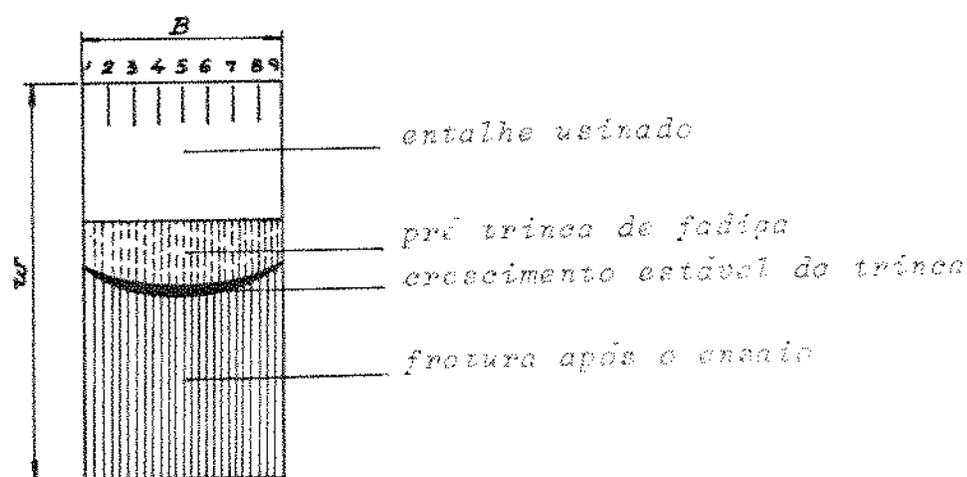


Figura 3.10. Esquema da superfície de fratura do corpo de prova após o ensaio COD.

A extensão da trinca (Δa) é obtida pela diferença entre o comprimento final da trinca (correspondente ao ponto de interrupção do ensaio) e o comprimento inicial da trinca (a_i). Uma vez obtido o COD (δ) e Δa para cada ensaio, calcula-se a curva de crescimento estável da trinca (reta de regressão) - como indicado na figura 3.11 - usando o método dos mínimos quadrados.

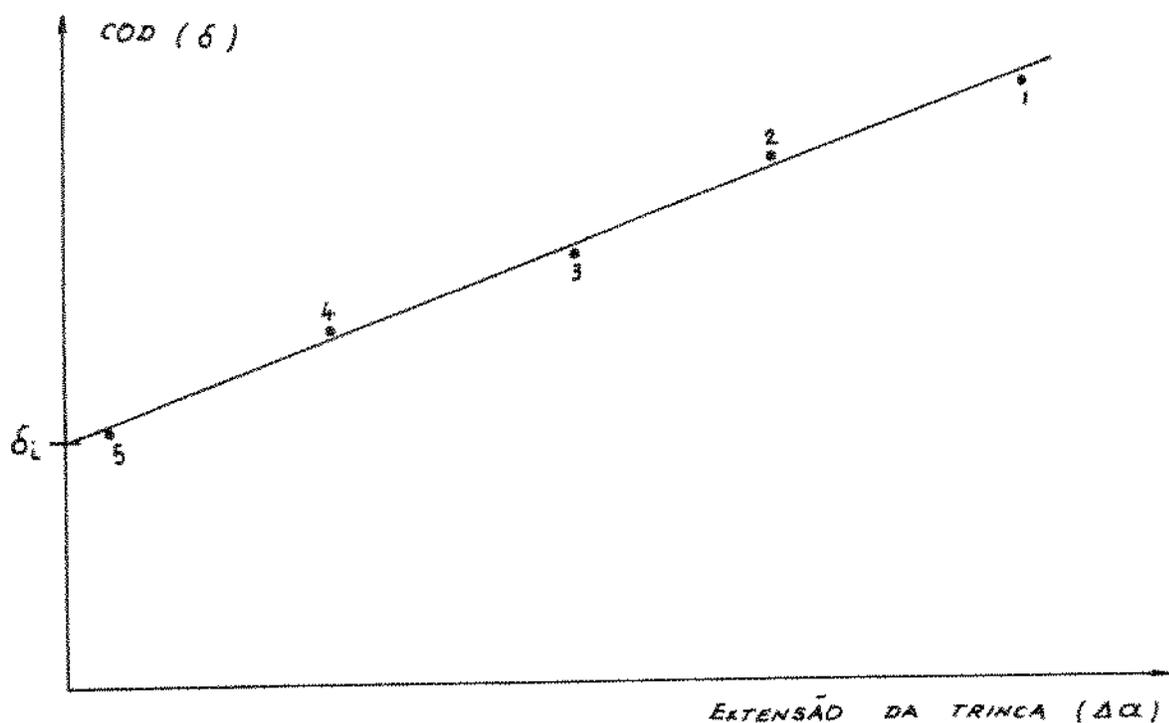


Figura 3.11. COD (δ) em função da extensão da trinca (Δa).

O valor do COD correspondente ao início do crescimento estável da trinca, é obtido, por convenção, a partir da interseção da curva R com o eixo das ordenadas (δ), como indicado na figura 3.11. Dessa forma δ_i corresponde a $\Delta a = 0$.

3.3.3. Ensaio J_{IC}

O parâmetro de tenacidade à fratura J_{IC} caracteriza o início do crescimento estável da trinca. Existem basicamente dois tipos de ensaios para a obtenção desse parâmetro: os métodos diretos, que utilizam um único corpo de prova e o método do carregamento interrompido que utiliza vários corpos de prova.

a) Métodos diretos para a obtenção de J_{IC}

Os métodos diretos detectam o instante no qual a trinca começa a se propagar, sendo que a maior dificuldade desses métodos é isolar o processo de crescimento estável da trinca da deformação plástica na frente da ponta da trinca /67/. Os métodos diretos mais importantes são:

* Método das descargas parciais periódicas /67/ ou método da deformação elástica /71, 72/, inicialmente proposto por Clarke *et al* /68/. Nesse método, é assumido por hipótese, que pequenos descarregamentos (da ordem de 10% da carga) não perturbam o processo de fratura, mas caracterizam uma pequena parte de uma curva linear elástica, cuja inclinação fornece uma medida instantânea do comprimento da trinca. Esses descarregamentos estão mostrados, esquemáticamente, na figura 3.12a. Cada descarregamento é visto claramente como uma porção linear, cuja inclinação reflete alguma mudança no comprimento da trinca. Para aumentar a precisão de medida, a carga e o deslocamento são grandemente amplificados, gerando as curvas da figura 3.12b. No início do ensaio, quando não há extensão da trinca, a curva de descarregamento é vertical; quando ocorre um pequeno avanço da trinca a curva de descarregamento deixa de ser vertical. O valor de J_{IC} é obtido a partir da curva

carga-deslocamento - figura 3.12a. - a partir do ponto onde a curva de descarregamento desvia da vertical. Este método permite detectar valores de extensão da trinca inferiores a 0,025 mm /67/ e pode ser usado para construir a curva $J-\Delta a$, pois é possível associar o valor de Δa a cada inclinação da curva de descarregamento /68/, a partir de um único corpo de prova.

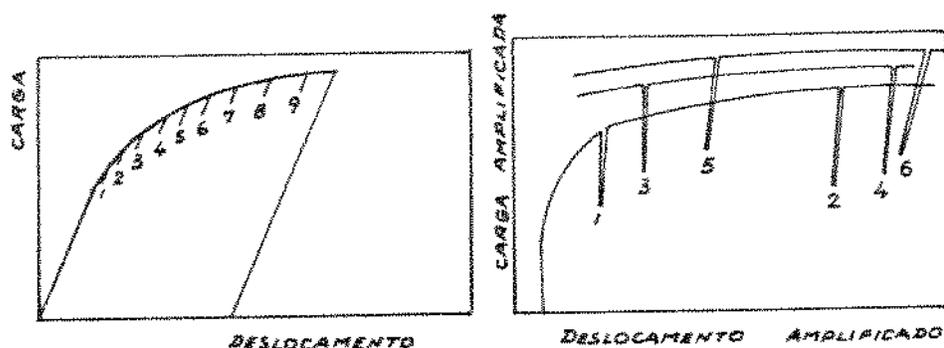


Figura 3.12. Esquema das curvas obtidas no método das descargas parciais para a obtenção de J_{IC} .

* Método do potencial elétrico, inicialmente utilizado por Barnett e Troiano /69/ para estudar a cinética de crescimento da trinca de espécimes entalhados, na presença de hidrogênio e solicitados a tração. Esse método também tem sido usado no estudo de propagação de trincas em corrosão sob tensão e fadiga /67/. No caso do ensaio J_{IC} este método está esquematizado na figura 3.13. Uma corrente elétrica constante é introduzida no espécime; quando há crescimento da trinca ocorre uma variação na resistência elétrica e esta variação é medida como um aumento no potencial elétrico entre os dois pontos do espécime, como indicado na figura 3.13. O

potencial elétrico pode ser registrado em função do deslocamento durante a geração da curva carga-deslocamento; uma interpretação correta desse potencial pode fornecer uma medida instantânea do comprimento da trinca. No IRSID (Instituto de Pesquisa da Siderurgia Francesa) este método tem sido desenvolvido usando corrente alternada de alta intensidade (ajustável entre 0 e 50 A) com frequência de 50 Hz /67/.

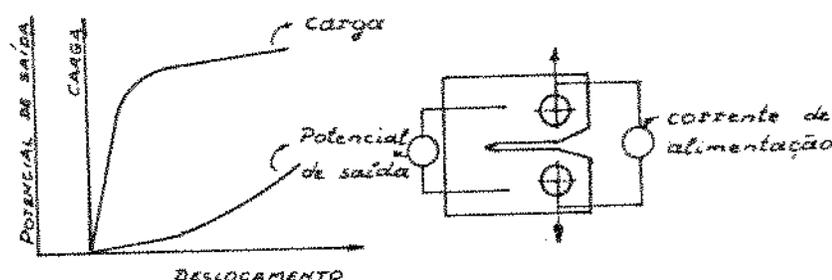


Figura 3.13. Esquema do método do potencial elétrico para a medição de J_{IC} .

Além dos dois métodos diretos, acima citados, existem outros menos importantes: o método de emissão acústica, o método de ultra-som e o método da variação da frequência de ressonância /67, 71/.

Os métodos diretos, de medição de J_{IC} , representam uma grande vantagem pois pode-se, a partir destes, obter a curva $J-\Delta a$ com um único corpo de prova. Por um outro lado, há algumas desvantagens com esses métodos; eles geralmente requerem equipamentos eletrônicos sofisticados não disponíveis na maioria dos laboratórios de ensaios; em alguns métodos o início do crescimento estável pode ser mascarado pelo arredondamento da ponta da trinca ou por alguma instabilidade eletrônica dos equipamentos /71/.

b) Método do carregamento interrompido

Neste método, o critério de ruptura elasto-plástica foi inicialmente definido por Landes e Begley /70/ a partir de um modelo simplificado que caracteriza o início do crescimento estável da trinca macroscópica e que está representado esquematicamente na figura 3.14. O processo de decoesão começa na extremidade de um entalhe agudo preexistente na estrutura ou corpo de prova submetido a carregamento. Como visto anteriormente, no caso de um corpo de prova de laboratório se faz, previamente, uma trinca de fadiga. Uma carga crescente é aplicada na ponta da trinca. O arredondamento local aumenta até atingir uma carga crítica e a partir daí uma trinca começa a se propagar. O valor de J que corresponde ao início do crescimento da trinca é chamado de J_{IC} .

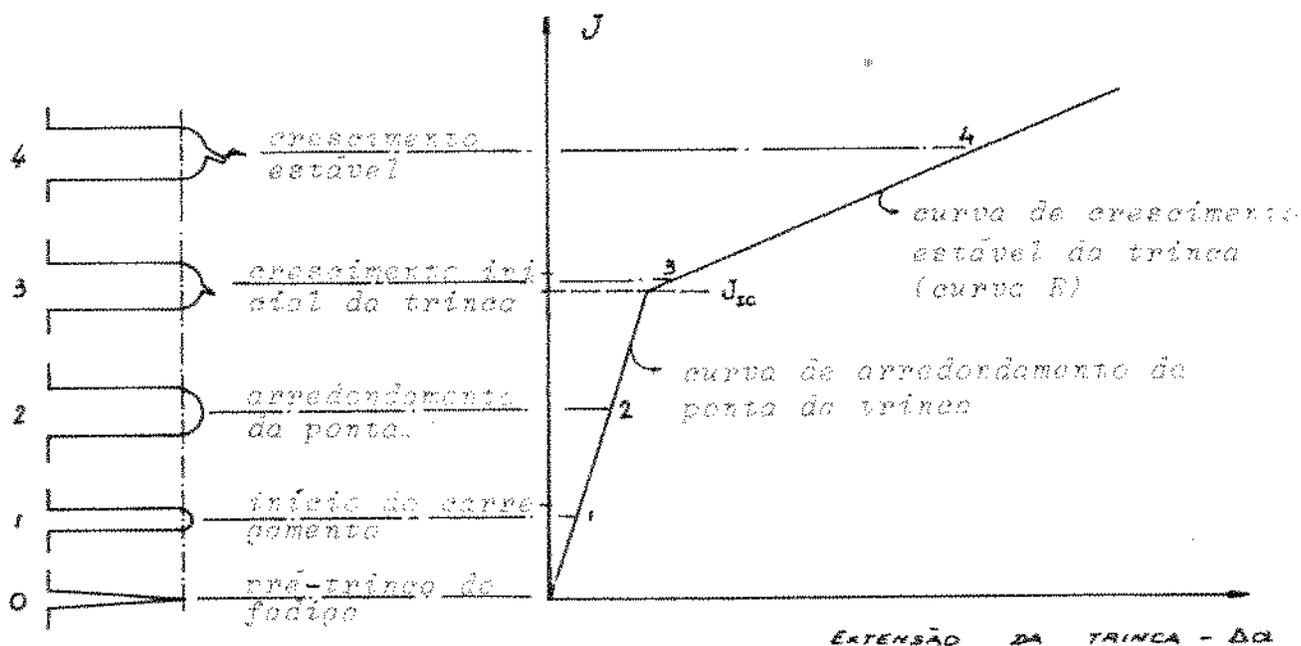


Figura 3.14. Modelo do crescimento macroscópico da trinca e a correspondente curva J - Δa /71/.

Nota-se, na figura 3.14, que a curva $J-\Delta a$ é composta por duas retas com inclinações diferentes. A primeira reta corresponde ao arredondamento da ponta da trinca e a segunda ao crescimento estável da trinca; J_{IC} corresponde, então, ao valor de J na interseção dessas duas retas. A reta de arredondamento da ponta da trinca é obtida a partir de uma relação teórica entre J e o COD e a reta de crescimento estável da trinca é obtida usando vários corpos de prova.

* Método ASTM para a obtenção de J_{IC}

A ASTM-E 813 /17/, proposta pela primeira vez em 1981, se refere à determinação de J_{IC} , com base no método do carregamento interrompido.

A reta de arredondamento da ponta da trinca é dada pela equação (2.55) impondo $m = 1$, ou seja

$$J = \sigma_y \delta \quad (3.6)$$

A extensão da trinca, a partir do COD, é dada pelo modelo simplificado da figura 3.15.

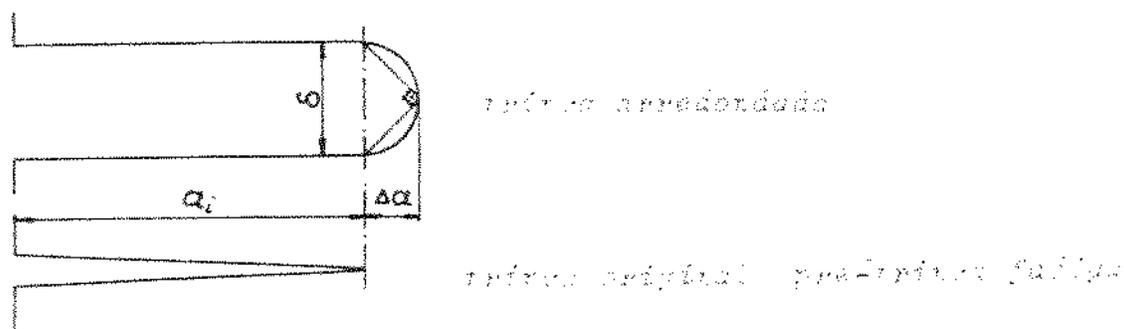


Figura 3.15. Modelo simplificado para a obtenção da relação entre δ e Δa (igual ao modelo da figura 2.13f).

Então, de acordo com a figura 3.15

$$\Delta a = \frac{\delta}{2} \quad (3.7)$$

Substituindo a equação (3.7) na equação (3.6), obtêm-se:

$$J = 2 \sigma_y \Delta a \quad (3.8)$$

que é a equação da reta de arredondamento teórico da ponta da trinca. Mills /58/ verificou, experimentalmente, que, para materiais com alto coeficiente de encruamento (entre 0,20 e 0,54), a reta de arredondamento da ponta da trinca é dada por $J = 4 \sigma_y \Delta a$; dessa forma os valores de J_{IC} calculados por esta reta são de 14 a 38% menores que os calculados utilizando a equação (3.8). Para aços estruturais e ligas de alumínio a equação (3.8) se ajusta aos resultados experimentais e para alguns aços inoxidáveis austeníticos não se ajusta /73/. Landes e Begley, precursores em mecânica de fratura elasto-plástica, se referem à equação (3.8) como uma reta de referência /71/.

A curva de crescimento estável da trinca (curva R) é a base do ensaio J_{IC} . A restrição quanto à espessura mínima do corpo de prova, para que haja condições de deformação plana, é dada pela equação (2.54), ou seja, $B \geq 25 J_{IC} / \sigma_y$. Para a seleção inicial da espessura (na ausência de dados de J_{IC} do material ensaiado), pode-se estimar o valor de J_{IC} a partir da equação (2.50) - $J_{IC} = K_{IC}^2 (1-\nu^2) / E$ -, ou então, adotar um valor de B e após o ensaio verificar se este obedece à restrição de espessura mínima; se não, aumentar o valor de B e realizar novamente o ensaio até obter sucesso. A curva R é levantada, ponto por ponto, sendo que

cada ponto corresponde a um ensaio. Nesse ensaio é determinado, experimentalmente, a carga em função do deslocamento do ponto de aplicação da carga; no ensaio com o corpo de prova tração compacto (figura 3.3a) esse deslocamento é medido com auxílio de um "clíp gage" como indicado na figura 3.6 e no ensaio de flexão com o corpo de prova apoiado em três pontos (figura 3.3b) esse deslocamento é medido com a própria máquina (deslocamento do pistão). Como no caso do COD inicial (δ_i), o ensaio é interrompido antes da ruptura do corpo de prova. Para se obter vários valores de Δa (correspondentes a vários níveis de crescimento estável da trinca) se utiliza vários corpos de prova. A ASTM E 813 /17/ recomenda um número mínimo de cinco corpos de prova. Na figura 3.16 se encontra uma curva típica carga-deslocamento obtida no ensaio J_{IC} . Para cada ensaio calcula-se o valor de J correspondente ao ponto de interrupção do ensaio, através da relação

$$J = \frac{A}{B \cdot b} f_3(a_i/w) \quad (3.9)$$

onde $b = w - a_i$, A é a área sob a curva carga-deslocamento (ver figura 3.16) e $f_3(a_i/w)$ é um fator de correção, sendo função da geometria do corpo de prova. Para o ensaio de flexão com o corpo de prova apoiado em três pontos $f_3(a_i/w) = 2,0$ e para o ensaio tração compacto $f_3(a_i/w)$ é dado por /17/

$$f_3(a_i/w) = 2 \left[\frac{(1 + \bar{\alpha})}{(1 + \bar{\alpha}^2)} \right] \quad (3.10a)$$

$$\text{sendo } \bar{\alpha} = \left[\left(\frac{2a_i}{b} \right)^2 + 2 \left(\frac{2a_i}{b} + 2 \right)^{1/2} - \left[\left(\frac{2a_i}{b} + 1 \right) \right] \right] \quad (3.10b)$$

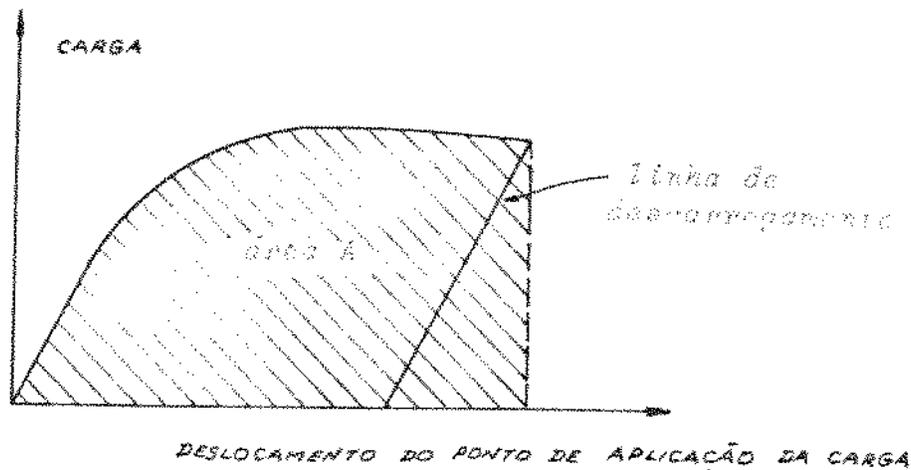


Figura 3.16. Curva típica carga-deslocamento do ponto de aplicação da carga obtida no ensaio J_{IC} .

A obtenção da extensão da trinca (Δa), também correspondente ao ponto de interrupção do ensaio, é obtida da mesma forma que o ensaio δ_i - ver figura 3.10.

Uma vez obtido o valor de J e Δa para cada ensaio, deve-se colocar esses pontos em um diagrama J - Δa , como ilustra a figura 3.17. A reta de regressão (curva R) deve ser calculada a partir dos pontos (Δa , J) obtidos nos ensaios, usando o método dos mínimos quadrados. Para isso, a ASTM E 813 estabelece que deve ter um número mínimo de quatro pontos (com distribuição razoavelmente regular) entre as retas com a mesma inclinação da reta de arredondamento e iniciando em $\Delta a = 0,15$ mm e $\Delta a = 1,5$ mm - ver figura 3.17.

O valor de J correspondente ao ponto de interseção das retas de arredondamento da ponta da trinca e de crescimento estável da trinca é chamado de J_Q e este é igual a J_{IC} se forem satisfeitas as seguintes restrições

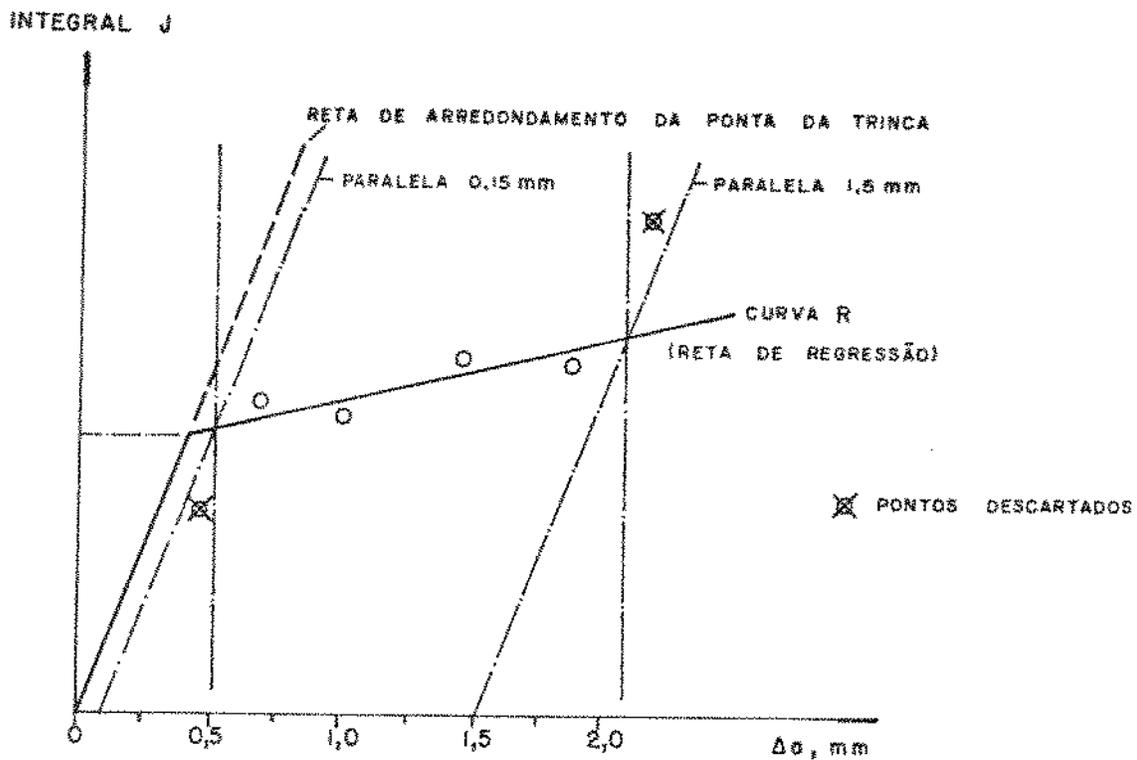


Figura 3.17. Critério de seleção de pontos para a obtenção da curva R, de acordo com a ASTM E 813 /17/.

$$B > 25 J_Q / \sigma_y \quad (3.11a)$$

$$b > 25 J_Q / \sigma_y \quad (3.11b)$$

$$dJ/da < \sigma_y \quad (3.11c)$$

onde dJ/da é a inclinação da curva R. Além dessas restrições tem outras de menor importância.

* Módulo de Rasgamento

A inclinação da curva R (dJ/da) é uma medida da resistência à propagação estável da trinca. Paris *et al* /74/ propuseram um parâmetro adimensional que também é uma medida dessa resistência. Este parâmetro foi chamado de módulo de rasgamento (T) e definido como

$$T = \frac{dJ}{da} \cdot \frac{E}{\sigma_y^2} \quad (3.12)$$

onde E é o módulo de Young (módulo de elasticidade) e σ_y é a tensão de fluxo (média aritmética entre o limite de escoamento e o limite de resistência à tração).

c) Influência da espessura e da largura do corpo de prova

Putatunda, Rigsbee e Corten /75/ verificaram experimentalmente para o aço AISI 4340 temperado e revenido, com corpos de prova satisfazendo as restrições de espessura (B) e largura (w) mínimas da ASTM E 813 [equações (3.11a) e (3.12b)], que J_{IC} é independente da espessura e da largura do corpo de prova dentro de um nível razoável de dispersão e que a espessura influencia significativamente a inclinação da curva R , de maneira que quanto maior B , menor o módulo de rasgamento (T), definido na equação (3.12).

Marandet, Phelippeau e Rousselier /76/ verificaram, para um aço Ni-Cr-Mo, que na região de transição (abaixo de -40°C) há uma concordância razoável entre os valores de J_{IC} e K_{IC} e estes variam pouco com a espessura ao passo que na região correspondente ao patamar superior (acima de -40°C) J_{IC} aumenta com o aumento da espessura e também com o aumento de b ($b = w - a_i$).

Adams e Munro /77/ verificaram, para uma liga de alumínio de alta resistência, com espessura da 3,2 mm e largura variando de 26 a 200 mm, que J_C aumenta com a largura e há grande dispersão nos resultados, onde J_C é o parâmetro crítico de tenacidade em termos da integral J em condições de tensão plana; nesse caso, a restrição de espessura mínima [equação (3.11a)] não é satisfeita.

Hickerson Jr /78/ verificou experimentalmente que o critério de fratura baseado na integral J é válido para chapas finas, ensaiando sete ligas (duas ligas de alumínio, um latão, uma liga de magnésio e três aços) com três geometrias diferentes do corpo de prova.

Como visto no capítulo anterior, item 2.3.4, para o caso do K_{IC} há uma espessura mínima do corpo de prova - dada pela equação (2.39a) - $B_{min} = 2,5 (K_{IC}/\sigma_e)^2$ - acima da qual não se tem dúvidas de que a espessura não influencia significativamente a tenacidade. Para o caso de J_{IC} a espessura mínima, dada pela equação (2.54) - $B_{min} = 25 J_{IC}/\sigma_y$ -, ainda não foi confirmada com a mesma segurança de K_{IC} , porque J_{IC} está em fase inicial de desenvolvimento, não havendo uma base experimental sólida /71/.

3.4. ASPECTOS IMPORTANTES NA CARACTERIZAÇÃO DA TENACIDADE À FRATURA DAS LIGAS DE ALUMÍNIO DE ALTA RESISTÊNCIA

Hudson /84/ elaborou um compêndio de referências bibliográficas sobre tenacidade à fratura e crescimento de trincas em fadiga para várias ligas metálicas, publicadas entre 1963 e 1978. Este compêndio mostra que existem inúmeros artigos sobre tenacidade à fratura das ligas de alumínio de alta resistência das séries 2XXX e 7XXX, principalmente para a liga 7075-T6.

Até 1960 a tenacidade das ligas de alumínio de alta resistência era avaliada, basicamente, pela sensibilidade ao entalhe medida no ensaio de tração com corpo de prova entalhado e a partir de 1960, se começou a usar a tenacidade à fratura em deformação plana (K_{IC}) /80/. Atualmente ainda se usa K_{IC} para se avaliar a tenacidade de componentes estruturais de aviões com secção

espessa; para secção fina se usa a tenacidade à fratura em tensão plana (K_{IC}) baseado numa carga com secante de 5% ou 25% /79/ - ver figura 3.18.

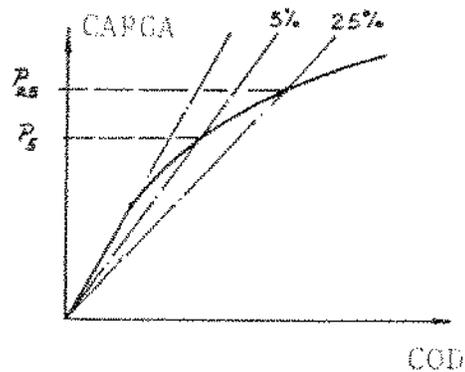


Figura 3.18. Curva típica carga - COD para um espécime de tração compacto usado para gerar uma curva R /79/.

A tenacidade à fratura em tensão plana varia significativamente com a espessura como visto na figura 2.9, o que representa um sério problema em termos de aplicações em projeto /85/.

Torna-se importante salientar que a tenacidade à fratura só é usada como um parâmetro de projeto para as ligas de alumínio das séries 2XXX e 7XXX, que são ligas usadas na indústria aeronáutica. Nas ligas das séries 1XXX, 3XXX, 4XXX, 5XXX e 6XXX a tenacidade é raramente um parâmetro de projeto, porque essas ligas apresentam altos níveis de tenacidade /79/.

As ligas de alumínio de alta resistência das séries 2XXX e 7XXX, nas quais a tenacidade à fratura representa grande importância, são endurecíveis por precipitação. Como visto no capítulo 1, essas ligas fraturam pelo micromecanismo alveolar ("dimples"), dependendo este das partículas de segunda fase presentes na liga. Torna-se importante, então, fazer uma abordagem sucinta dos trata

mentos térmicos e micromecanismos de fratura dessas ligas para em seguida analisar os aspectos microestruturais que influenciam a tenacidade à fratura dessas ligas.

3.4.1. Noções dos tratamentos térmicos das ligas de alumínio

O termo "tratamento térmico" se refere às operações de aquecimento ou resfriamento que produzem alterações nas propriedades mecânicas, estrutura metalúrgica ou tensões residuais de um produto metálico. Entretanto, quando este termo é aplicado às ligas de alumínio, seu uso se restringe às operações específicas empregadas para aumentar a resistência mecânica e dureza das ligas fundidas e conformadas que são endurecíveis por precipitação /81/. Essas ligas são chamadas de "tratáveis termicamente" para haver distinção da outra classe de ligas de alumínio nas quais não se observa variações significativas na resistência quando são submetidas às operações de aquecimento ou resfriamento. Nas ligas não tratáveis termicamente, o aumento da resistência é obtido por solução sólida e encruamento.

As ligas tratáveis termicamente contêm um ou mais dos elementos: cobre, magnésio, silício e zinco, os quais são solúveis no alumínio (em quantidades significativas) em temperaturas elevadas e são pouco solúveis à temperatura ambiente; essa característica básica faz essas ligas tratáveis termicamente. O manganês, o cromo ou o zircônio são, geralmente, adicionados às ligas de alumínio para retardar ou prevenir a recristalização /82/.

O diagrama de equilíbrio é o ponto de partida para se entender o fenômeno do endurecimento por precipitação que ocorre nas ligas de alumínio tratáveis termicamente. A figura 3.19 mos

tra uma parte do diagrama de equilíbrio Al-Cu. Duas ligas contendo 4,5 e 6,3% de cobre são representadas pelas linhas verticais interrompidas (a) e (b). O comportamento do tratamento térmico dessas ligas se aproxima das ligas comerciais 2025 e 2219 e os princípios se aplicam às outras ligas de alumínio tratáveis termicamente.

No diagrama da figura 3.19 se a liga com 4,5% de Cu permanecer entre 515 a 550°C até o equilíbrio ser atingido, o cobre ficará dissolvido no alumínio, ou seja, em solução sólida. Esta operação é conhecida como tratamento térmico de solubilização. Se a temperatura for reduzida abaixo de 515°C, a solução sólida torna-se supersaturada e há uma tendência do excesso de soluto precipitar. A força motriz para a precipitação aumenta com o grau de supersaturação e, conseqüentemente, com a diminuição da temperatura; a taxa de precipitação depende da mobilidade atômica (difusão)

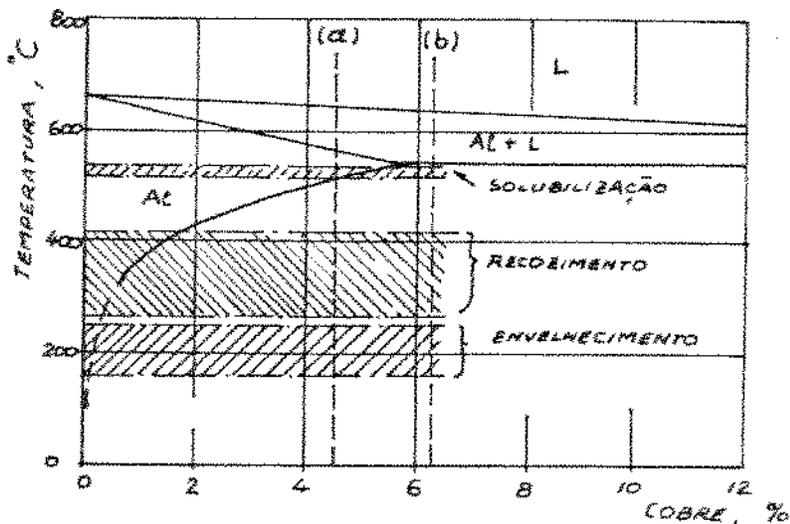


Figura 3.19. Diagrama de equilíbrio parcial da liga alumínio-cobre com as indicações das faixas usuais de temperatura de solubilização, recozimento e envelhecimento /82/.

que diminui com a diminuição da temperatura. Embora a reação solução-precipitação seja fundamentalmente reversível com a variação da temperatura, em muitas ligas as estruturas metalúrgicas de transição se formam durante a precipitação mas não se formam durante o caminho inverso.

Voltando à figura 3.19, a liga com 6,3% de cobre, que atinge a máxima solubilidade à temperatura eutética (-550°C), consiste de uma solução sólida mais uma quantidade adicional não dissolvida de CuAl_2 , quando mantida a uma temperatura pouco abaixo da temperatura eutética.

Se a solução sólida, formada em alta temperatura, for resfriada bruscamente a uma temperatura abaixo ou próximo da ambiente, se obtém uma solução sólida supersaturada; com isso o soluto não tem tempo suficiente para formar partículas grosseiras e incoerentes com a matriz de alumínio.

Após o resfriamento brusco muitas ligas podem apresentar variação nas propriedades se mantidas à temperatura ambiente; isso é chamado de envelhecimento natural e pode iniciar logo após o resfriamento brusco ou após um certo período de incubação. A taxa de precipitação varia bastante de liga para liga, sendo que a condição de estabilidade metalúrgica pode variar de alguns dias a vários anos. A precipitação pode ser acelerada se a liga supersaturada for mantida a uma temperatura acima da ambiente; esta operação é conhecida como envelhecimento artificial ou tratamento térmico de precipitação /81, 82/. Polmear /94/ verificou que as ligas Al-Zn-Mg envelhecem naturalmente e para um dado teor de Zn o tempo de incubação aumenta com a diminuição do teor de Mg. Na temperatura de envelhecimento de 30°C o tempo de incubação da liga Al-4Zn-2Mg é da ordem de 17 minutos e da liga Al-8Zn-2Mg esse tempo é zero, ou seja, a dureza aumenta logo após o resfriamento brusco.

O aumento da resistência mecânica das ligas que envelhecem naturalmente podem, à temperatura ambiente, continuar indefinidamente ou estabilizar. O envelhecimento em temperaturas elevadas se comporta de maneira diferente pois a resistência aumenta inicialmente até atingir um valor máximo e posteriormente diminui; tanto a máxima resistência como o tempo necessário para atingi-la variam com a temperatura de envelhecimento. Geralmente, à medida que se aumenta a temperatura de envelhecimento, diminui a máxima resistência como também o tempo necessário para atingi-la. Na figura 3.20 se encontram algumas curvas de envelhecimento para a liga 2014 (Al-4,4% de Cu).

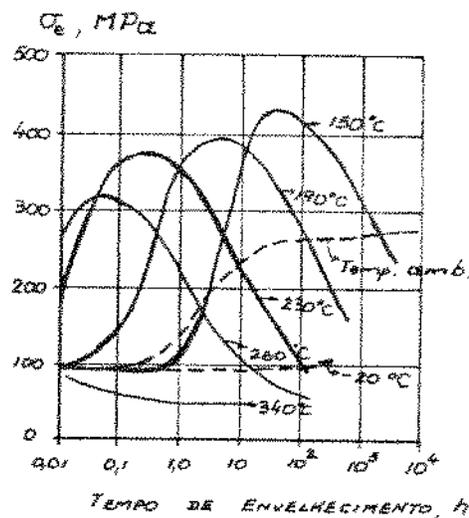


Figura 3.20. Curvas representativas do envelhecimento isotérmico da liga 2014, para várias temperaturas /82/.

Observa-se, na figura 3.20, que a curva de envelhecimento apresenta três regiões distintas: uma região inicial na qual a resistência aumenta com o tempo; uma região central que caracteriza a máxima resistência e uma região final na qual a resistência

diminui com o tempo. Essas regiões são chamadas respectivamente de: sobenvelhecimento, máxima resistência e superenvelhecimento.

Há uma relação íntima entre a variação da resistência e os estágios de precipitação do soluto na matriz de alumínio. A seqüência de precipitação depende da composição da liga. A figura 3.21 mostra, esquematicamente, a variação do limite de escoamento com o tempo de envelhecimento para a liga Al-Cu.

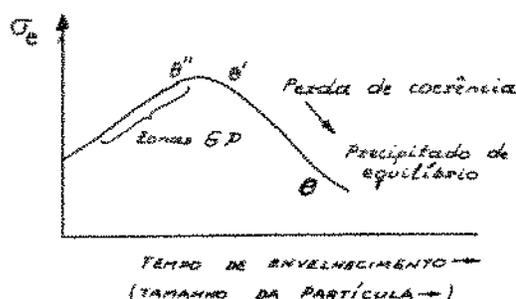


Figura 3.21. Esquema da variação do limite de escoamento com o tempo de envelhecimento para uma liga Al-Cu /13/.

No primeiro estágio da precipitação há formação das zonas de Guinier-Preston (G-P) que são partículas coerentes com a matriz de alumínio, sendo que após a região de máxima resistência há perda de coerência na interface partícula/matriz até formar o precipitado de equilíbrio, que é incoerente com a matriz (ver figura 3.21). No primeiro estágio da precipitação o aumento da resistência pode ser considerado como sendo resultado de interferências adicionais no movimento das discordâncias quando estas atravessam as zonas G-P /13/. Nas ligas Al-Zn-Mg e Al-Zn-Mg-Cu as zonas G-P são esféricas e com diâmetro médio de 2 a 3,5 nm (de 20 a 35 Å) na região de máxima resistência /82, 90/. Com o prolongamento do

tempo de envelhecimento as zonas G-P são transformadas ou substituídas por partículas com uma estrutura cristalina distinta da aquela da solução sólida e também diferente da estrutura de equilíbrio; essas partículas são chamadas precipitados de transição e se caracterizam por serem semicoerentes com a matriz, ou seja, são coerentes com a matriz apenas em alguns planos.

Tomas e Nutting /87/ verificaram que a seqüência de envelhecimento nas ligas Al-Zn-Mg-0,5 Cu (série 7 XXX), a 120 e 160°C, depende apenas dos solutos Mg e Zn e é dada por:



As zonas G.P. contêm Mg, Zn e Cu. A fase de transição M' é formada sobre os planos {111} da matriz de Al com pouca coerência, pois é hexagonal. A fase MgZn₂ é o precipitado de equilíbrio. Foi verificado também que o Cr influencia somente a uniformidade da precipitação através da liga.

Nas ligas tratáveis termicamente a condição de mínima resistência também é obtida pelo tratamento térmico de recozimento, que favorece a precipitação da máxima quantidade de soluto, formando os precipitados de equilíbrio que são grosseiros, grandemente espaçados e incoerentes com a matriz de alumínio.

3.4.2. Mecanismos de fratura das ligas de alumínio de alta resistência

Do ponto de vista macroscópico o comportamento na fratura de metais e ligas estruturais, associado à aparência da superfície de fratura, é frequentemente dividido em três categorias:

dúctil, frágil e misto. Fratura dúctil geralmente exibe um aspecto fosco ou fibroso e é, geralmente, acompanhada de extensivo escoamento plástico e formação de linhas de deslizamento. Fratura frágil, geralmente, exibe um aspecto cristalino com pouca evidência de escoamento plástico. O modo misto apresenta uma mistura de características dúctil e frágil /10, 83/.

Do ponto de vista microscópico tem-se observado vários modos ou mecanismos de fratura que influenciam o comportamento macroscópico. Os mecanismos mais comuns são: clivagem, quasi-clivagem, alveolar ("dimples"), escoamento ou corte dúctil, separação intergranular e fadiga /10/.

As ligas de alumínio de alta resistência rompem pelo micromecanismo alveolar dependendo este das partículas de segunda fase. Na figura 3.22 se encontra o modelo clássico de formação desse micromecanismo; sendo que este se caracteriza por possuir três estágios distintos: nucleação, crescimento e coalescimento de vazios /92/.

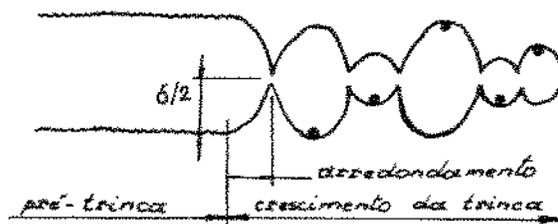


Figura 3.22. Modelo clássico do micromecanismo de fratura alveolar ("dimples") /24/.

Com a aplicação de tensão, a partir da pré-trinca de fadiga, há arredondamento da ponta da trinca e nucleação de vazios nas partí

culas de segunda fase presentes na zona plástica; esses vazios podem se formar pela fratura da partícula ou pela decoesão ao longo da interface partícula/matriz, dependendo das propriedades da partícula, matriz e interface /24/. Com o aumento do nível de tensão os vazios crescem e coalescem com a ponta da trinca; nesse instante (do coalescimento) se atinge o limite do arredondamento da ponta da trinca e o raio da ponta da trinca seria aproximadamente igual à metade do diâmetro do alvéolo /47/. Spitzig /45/ verificou que o COD (δ) é aproximadamente igual à distância média entre as partículas de segunda fase. Essa distância média entre as partículas corresponde, aproximadamente, ao tamanho do alvéolo /24/. Quanto maior a densidade de partículas menor é o COD no instante do coalescimento do primeiro vazio com a ponta da trinca.

Além da distância média entre partículas é, também, importante no processo de fratura o tipo, tamanho, distribuição e forma das mesmas. Em um ensaio de tração as partículas das ligas da série 2XXX começam a fraturar com 0,25% de deformação plástica e entre 5 a 6% metade das partículas já estão quebradas; na série 7XXX as partículas são mais resistentes, sendo que essas começam a fraturar acima de 1% e com 6% de deformação plástica somente 30% estão quebradas /24/.

Tem sido observado que a deformação plástica necessária para fraturar uma partícula aumenta com a diminuição do tamanho da partícula. O tamanho da partícula determina o início da formação do vazio e a distância entre partículas controla o crescimento do vazio. O coalescimento (dos vazios) ocorre em um estágio mais avançado do processo de fratura; a matriz entre vazios vizinhos fratura por formação de pequenos alvéolos em partículas menores /24/. A figura 3.23 ilustra três estágios do processo de fra

tura pelo micromecanismo alveolar.

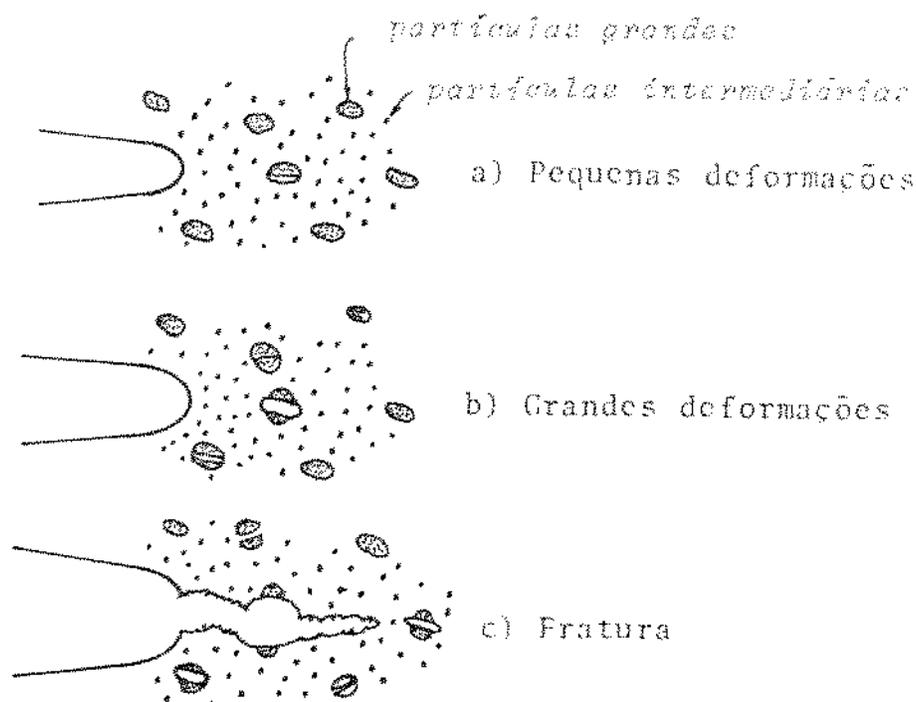


Figura 3.23. Três estágios do processo de fratura pelo micromecanismo alveolar ("dimples") /19/.

Torna-se importante salientar que o micromecanismo alveolar é, em geral, altamente dúctil em microescala, pois o crescimento dos vazios é controlado por deformação /15/. Macroscopicamente a ductilidade pode ser alta ou baixa dependendo do tamanho, número, forma e distribuição das partículas de segunda fase.

Os alvéolos podem ainda se classificar, de acordo com a forma, em equiaxiais e parabólicos, dependendo do estado de tensão atuante durante a formação dos mesmos. Os alvéolos equiaxiais se formam durante a ruptura normal e os parabólicos durante a ruptura por cisalhamento e por rasgamento - ver figura 3.24.

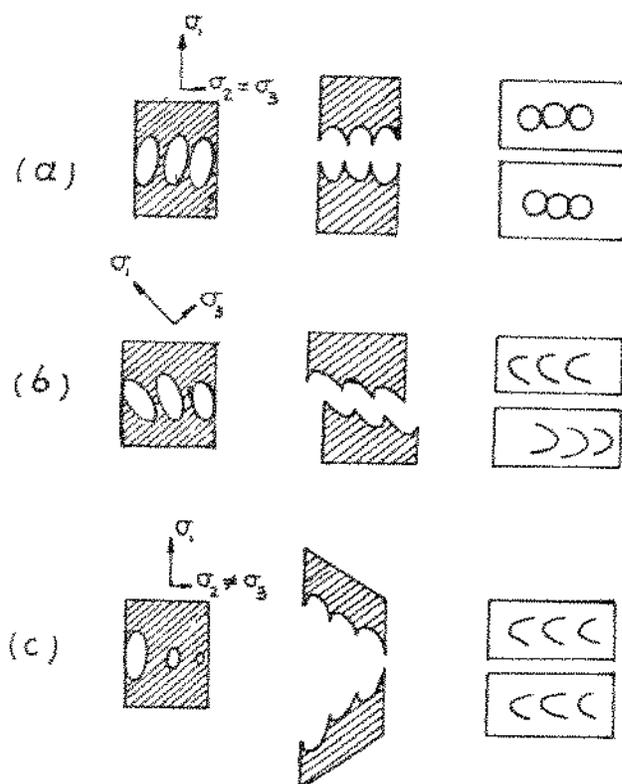


Figura 3.24. Mecanismos de coalescimento de microvazios; (a) ruptura normal; (b) ruptura por cisalhamento; (c) ruptura por rasgamento /4/.

3.4.3. Influência das partículas de segunda fase no mecanismo de fratura e tenacidade das ligas de alumínio de alta resistência

As ligas de alumínio de alta resistência possuem três tipos diferentes de partículas de segunda fase: as grandes, ricas em Fe, Si e Cu; as intermediárias, ricas em Cr, Mn ou Zr e as pequenas, formadas com a precipitação.

As ligas comerciais contêm quantidades significativas de ferro e silício como impurezas. Esses elementos ficam em solução quando a liga se encontra no estado líquido e combinam com outros elementos durante a solidificação formando partículas grandes in-

solúveis, com tamanho médio entre 0,5 a 50 μm /19/. Adicionalmente a essas partículas insolúveis, muitas das ligas de alumínio contêm intermetálicos que são parcialmente solúveis e possuem dimensões próximas das partículas insolúveis. Essas partículas intermetálicas são constituídas dos principais elementos de liga Zn, Mg e Cu e podem estar combinadas com o Al. Em certas ligas essas partículas não são completamente dissolvidas durante a fabricação ou tratamento térmico, porque há fusão antes da solubilização completa /88/. Com o aumento do nível de pureza das ligas de alumínio, pela diminuição dos teores de Fe e Si, há diminuição das partículas insolúveis $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$, FeAl_5 e Mg_2Si e, consequentemente, aumento na tenacidade /88/. A liga modificada 7475, que apresenta baixos níveis de impurezas, possui níveis de tenacidade superiores à liga original 7075 /86/. Além da eliminação das impurezas Fe e Si existem outros recursos para se eliminar ou diminuir a quantidade das partículas grosseiras dessas ligas: através da solidificação rápida e dos tratamentos termo-mecânicos /95/.

As partículas intermediárias, também chamadas de dispersóides, se formam por precipitação em altas temperaturas e possuem tamanho médio entre 0,05 e 0,5 μm /19, 25/. O Cr, ou o Mn, é adicionado às ligas das séries 2XXX e 7XXX para conter a recristalização nos produtos que serão conformados a quente ou para evitar o crescimento de grãos em produtos que serão conformados a frio antes do tratamento térmico de solubilização. As partículas intermediárias são do tipo $\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$ ou $\text{Al}_{20}\text{Mn}_3\text{Cu}_2$ e são parcialmente solúveis, mas a fração volumétrica, tamanho e distribuição dessas partículas podem ser um pouco modificadas pelos tratamentos termo-mecânicos. Na liga 7475 a substituição do cromo por manganês e zircônio muda a estrutura dos dispersóides e dos grãos;

a substituição do Cr pelo Mn diminui a tenacidade e pelo Zr po de aumentar, dependendo do parâmetro utilizado na avaliação da mesma /88/.

As partículas pequenas, formadas com a precipitação, pos suem tamanho médio entre 0,01 e 0,5 μm e aumentam a resistência da matriz de alumínio /25/. A seqüencia de precipitação e a natureza dessas partículas pequenas foram analisadas no item 3.4.1.

Kirman /89/ verificou, para a liga 7075, que a tenacidade diminui com o aumento do limite de escoamento e que, para um mesmo limite de escoamento, a tenacidade na condição sobenvelhecida é maior do que na superenvelhecida. Com o aumento do tempo de envelhecimento há uma transição de fratura predominantemente trans granular para predominantemente intergranular, sendo que os dois tipos de fratura ocorrem pelo micromecanismo alveolar ("dimples"). Os alvéolos transgranulares nucleiam na interface das partículas ricas em Cr e os intergranulares na interface das partículas MgZn_2 em contornos de grão. Ludtka e Laughlin /96/ verificaram, para quatro ligas Al-Zn-Mg-Cu com baixos teores de impurezas e composição próxima da 7475, que também há transição de fratura predominante transgranular para predominantemente intergranular. A nucleação dos alvéolos transgranulares se dá também nas partículas ricas em Cr, mas no caso dos alvéolos intergranulares as partículas MgZn_2 somente facilitam o coalescimento dos vazios pois a nucleação se dá em partículas ricas em Cr. Outra observação importante desses autores foi que a tenacidade dessas ligas, medida por J_C , diminui bastante com o aumento do teor dos elementos de liga Zn e Mg.

Altos teores de soluto, contorno de grão de alto ângulo, baixa taxa de resfriamento (a partir da solubilização) e tratamento térmico de precipitação em alta temperatura sem ser precedido

por tratamento térmico de precipitação em baixa temperatura favorecem a precipitação em contornos de grãos e produzem zonas livres de precipitados largas que facilitam a fratura intergranular e diminuem a tenacidade /88/. A fragilidade, ou diminuição da tenacidade, associada à fratura intergranular, resulta da diminuição da resistência que se desenvolve ao longo dos contornos de grão durante o envelhecimento. Nas ligas da série 7XXX essa diminuição de resistência se deve, basicamente, à precipitação preferencial em contorno de grão, pois a taxa de precipitação é maior nas regiões dos contornos do que no interior dos grãos /93/. Como consequência dessa precipitação preferencial há um empobrecimento de soluto, nas regiões adjacentes aos contornos, que caracteriza as zonas livres de precipitados (PFZ). Kirman /89/ verificou que a fratura da liga 7075 não é prioritariamente controlada pela largura das zonas livres de precipitados.

Kawabata e Izumi /91/ verificaram, para a liga Al-6Zn-2,5Mg e Fe, Si e Cu < 0,01%, que a fração em área de fratura transgranular, durante o envelhecimento a 160°C, diminuiu acentuadamente com o tempo de envelhecimento até 4 horas, apresenta um pequeno aumento entre 4 e 50 horas e um aumento mais pronunciado entre 50 e 100 horas. A partir de 1 hora o valor de K_{IC} acompanha a fração em área de fratura transgranular, ou seja, K_{IC} é diretamente proporcional à fração em área de fratura transgranular.

Quist, Hyatt e Anderson, em uma discussão do trabalho de Staley /88/, afirmaram que o efeito do silício é diferente do ferro sobre a tenacidade à fratura das ligas da série 7XXX. Os estudos desses autores não confirmam que o silício influencia negativamente a tenacidade da mesma forma que o ferro; de fato houve um aumento significativo da tenacidade com a adição de silício;

K_C aumentou de 58,3 para 74,0 MPa \sqrt{m} (~ 27%) quando o silício foi aumentado de 0,06 a 0,47%.

Broek /97/, utilizando 13 diferentes ligas de alumínio, verificou que as partículas visíveis em microscópio ótico não são essenciais no processo de fratura mas podem determinar o momento e localização da fratura dúctil e que as partículas visíveis em microscópio eletrônico podem governar o processo de fratura.

O tamanho de grão exerce influência sobre a ductilidade e tenacidade à fratura; K_{IC} aumenta com a diminuição do tamanho de grão /16/. No caso de fratura intergranular essa dependência pode ser explicada em termos do aumento da fração volumétrica das zonas livres de precipitados com a diminuição do tamanho de grão /24/.

CAPÍTULO 4

MATERIAIS E MÉTODOS

4.1. MATERIAIS

As ligas usadas neste trabalho foram preparadas pela ALCOA TECHNICAL CENTER, Pennsylvania, USA. Foram usadas três ligas de alumínio de alta resistência, da série 7XXX, cuja composição química se encontra na tabela 4.1; os resultados da análise foram fornecidos pela University of Virginia, Charlottesville, Virginia, USA.

Tabela 4.1. Composição química das ligas de alumínio usadas neste trabalho (% em peso).

Liga	% Zn	% Mg	% Cu	% Fe	% Si	% Zr	% Ti
1	6,05	2,20	0,97	0,05	0,06	0,12	0,02
2	6,07	2,22	1,55	0,05	0,06	0,12	0,02
3	5,92	2,10	2,10	0,07	0,06	0,12	0,02

Torna-se importante salientar que essas ligas possuem baixos teores de impurezas (Fe e Si) e não possuem Cr. A composição química da liga 2 (1,55% Cu) se enquadra na composição da liga comercial 7475 sendo que a principal diferença se refere à substituição do Cr pelo Zr. Nota-se, na tabela 4.1, que a composição química das três ligas é praticamente igual, exceto no caso

do teor de Cu. Considerar-se-á, neste trabalho, que a liga 1 possui 1% de Cu, a liga 2 1,6% de Cu e a liga 3 2,1% de Cu.

As ligas foram recebidas no estado laminado. A laminação foi criteriosamente conduzida de maneira a produzir chapas com iguais grau de recristalização e tamanho de grão recristalizado. Dessa forma, as três ligas ficaram com microestruturas similares, sendo que a diferença básica entre elas se refere somente ao teor de Cu.

A seqüência de laminação utilizada foi a seguinte: placas com 56 mm de espessura foram solubilizadas a 480°C por 12 horas e resfriadas ao ar até a temperatura de 400°C. Em seguida foram laminadas até a espessura final de 6,4 mm em 8 passes; as reduções foram de 18,2 - 11,1 - 12,5 - 14,3 - 16,7 - 25,0 - 40,0 - 44,0%, respectivamente, sendo as placas reaquecidas a 400°C entre os passes.

4.2. TÉCNICAS EXPERIMENTAIS

4.2.1. Caracterização da microestrutura

Os parâmetros microestruturais das ligas foram originalmente medidos por Sarkar, Marek e Starke Jr. /21/ e se encontram na tabela 4.2.

O grau de recristalização (porcentagem em volume de grãos recristalizados) foi medido pelo método da contagem de pontos /21, 99/. Este método consiste na superposição de um reticulado sobre a fotomicrografia e contagem dos pontos coincidentes com os grãos recristalizados; a fração volumétrica dos grãos recristalizados é dada por

$$f_{vgr} = \frac{P_i}{P_t} \cdot 100 \quad (4.1)$$

Tabela 4.2. Parâmetros microestruturais das ligas Al-6Zn-2Mg-x Cu /21/.

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

onde p_i é o número de pontos do reticulado que estão sobre os grãos recristalizados e p_t é o número total de pontos do reticulado. O valor do grau de recristalização, da tabela 4.2., é um valor médio de várias medições ao longo das seções transversal e longitudinal.

O tamanho dos grãos recristalizados e não recristalizados foram medidos pelo método do intercepto /99/. Este método consiste na superposição de um círculo de diâmetro conhecido sobre a microestrutura na qual se deseja medir o tamanho do grão e a seguir conta-se o número de intersecções do círculo com os contornos do grão da microestrutura; o diâmetro médio dos grãos (\bar{D}) é dado por

$$\bar{D} = \frac{\ell}{A \cdot N_i} \quad (4.2)$$

onde ℓ é o perímetro do círculo superposto; A é o aumento utilizado no microscópio e N_i é o número de intersecções.

4.2.2. Tratamento térmico de solubilização

As chapas com 6,4 mm de espessura foram cortadas em tiras com as dimensões de 6,4 x 11 x 300 mm e 6,4 x 14 x 300 mm na direção de laminação, como indica o esquema da figura 4.1.

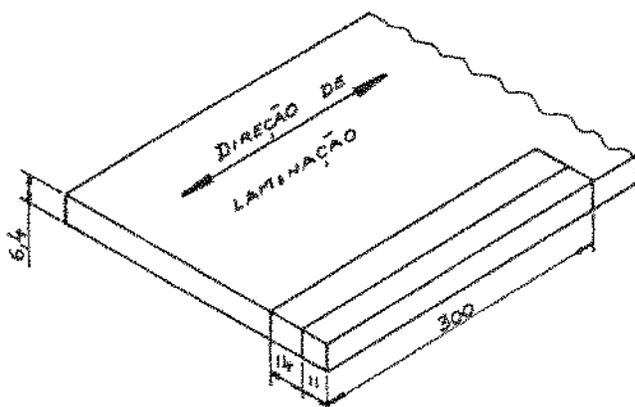


Figura 4.1. Orientação das tiras com 6,4 x 11 x 300 mm e 6,4 x 14 x 300 mm na chapa laminada.

Essas tiras foram solubilizadas a $(482 \pm 5)^{\circ}\text{C}$ durante 1 hora. O equipamento utilizado foi um forno de resistência, tipo mufla, comandado por um controlador do tipo liga-desliga acoplado a um termopar cromel-alumel; forno marca Brasimet (temp. max. de 1350°C). Para garantir pouca variação na temperatura (max 10°C), as tiras foram colocadas entre duas mantas de amianto e a temperatura foi acompanhada durante todo o processo com auxílio de um termopar adicional colocado junto às tiras, do tipo cromel-alumel e conectado a um registrador gráfico marca Phillips.

4.2.3. Prê-deformação

Após a solubilização as tiras foram resfriadas bruscamente em água fria ($- 20^{\circ}\text{C}$). Imediatamente após esse resfriamento brusco as tiras foram pré-deformadas, em tração, de aproximadamente 1,5% de alongamento, com a tira orientada na direção de laminação, com auxílio de uma máquina universal de ensaios Mohr Federhaff tipo UED40 (40 t).

4.2.4. Tratamento térmico de envelhecimento

Após a pré-deformação as tiras com 14 mm de largura foram cortadas em amostras de 6,4 x 6,4 x 100 mm e as tiras com 11 mm de largura em amostras de 6,4 x 11 x 47 mm. Todas essas amostras foram envelhecidas artificialmente, em um forno tipo poço com aquecimento resistivo construído especialmente para esta finalidade. As amostras foram colocadas em banho de óleo, dentro do forno, e a temperatura foi controlada por intermédio de um termopar Fe-Co acoplado a um controlador eletrônico. O forno foi alimentado por um variac conectado a um relê comandado pelo controlador. Com esse sistema foi possível obter uma variação de temperatura de $\pm 1^{\circ}\text{C}$ durante todo o tratamento de envelhecimento. Adicionalmente a esse sistema, a temperatura do banho de óleo foi acompanhada por um termopar cromel-alumel conectado a um registrador Phillips.

O tratamento térmico de envelhecimento foi realizado à temperatura de 120°C , nos tempos de 1, 24, 50, 100, 200 e 300 horas.

4.2.5. Confeção dos corpos de prova

a) Usinagem dos corpos de prova para o ensaio de tração

As amostras de 6,4 x 6,4 x 100 mm, após o envelhecimento, foram usinadas em corpos de prova cilíndricos para o ensaio de tração de acordo com a NBR 6152/80. As dimensões desses corpos de prova se encontram na figura 4.2.

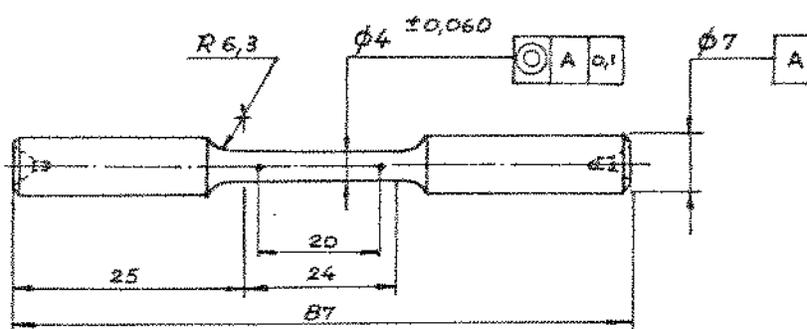


Figura 4.2. Dimensões dos corpos de prova para o ensaio de tração (em mm).

Os corpos de prova para o ensaio de tração foram usinados em uma máquina especial para a confecção de corpos de prova; esta possui uma fresa cilíndrica vertical, com diâmetro de 25,4 mm, que gira a 20000 rpm e o corpo de prova, fixado horizontalmente entre pontas, também possui movimento de rotação. O corpo de prova avança sobre a fresa sendo que o perfil do mesmo é dado por um gabarito. Com essa máquina foi possível obter corpos de provas de boa qualidade dimensional. Torna-se importante salientar que a usinagem nesta máquina não introduz grandes tensões internas nem deformações plásticas no corpo de prova, pois, devido ao pequeno diâme

tro da parte útil (\varnothing 4 mm) é praticamente impossível o torneamento convencional. Além disso, foi possível fazer nesta máquina uma pequena diminuição do diâmetro (da ordem de centésimos de mm) na região central da parte útil do corpo de prova, facilitando a ruptura dos mesmos nessa região quando se realiza o ensaio.

b) Usinagem dos corpos de prova para o ensaio de tenacidade à fratura

As amostras de 6,4 x 11 x 47 mm, após o envelhecimento, foram usinadas em corpos de prova para o ensaio de tenacidade à fratura. Foram confeccionados dois tipos de corpo de prova; para o ensaio COD e para o ensaio J_{IC} , segundo as normas BS 5762 (COD) e ASTM E 813 (J_{IC}) - ver tabela 3.2. Ambos os tipos de corpo de prova se referem ao ensaio de flexão com o corpo de prova apoiado em três pontos. Em todos os corpos de prova o plano da trinca ficou com orientação L-T (ver figura 3.2). As dimensões finais dos corpos de prova se encontram na figura 4.3.

Os corpos de prova, para os ensaios COD e J_{IC} , foram usinados em um torno universal com auxílio de dispositivos que foram especialmente construídos para essa finalidade. Com esses dispositivos de usinagem foi possível usinar os corpos de prova dentro das tolerâncias especificadas na figura 4.3. Depois de usinados, os corpos de prova foram lixados até lixa 600 e polidos mecanicamente nas faces indicadas na figura 4.3. Este polimento facilita bastante a observação da pré-trinca por fadiga.

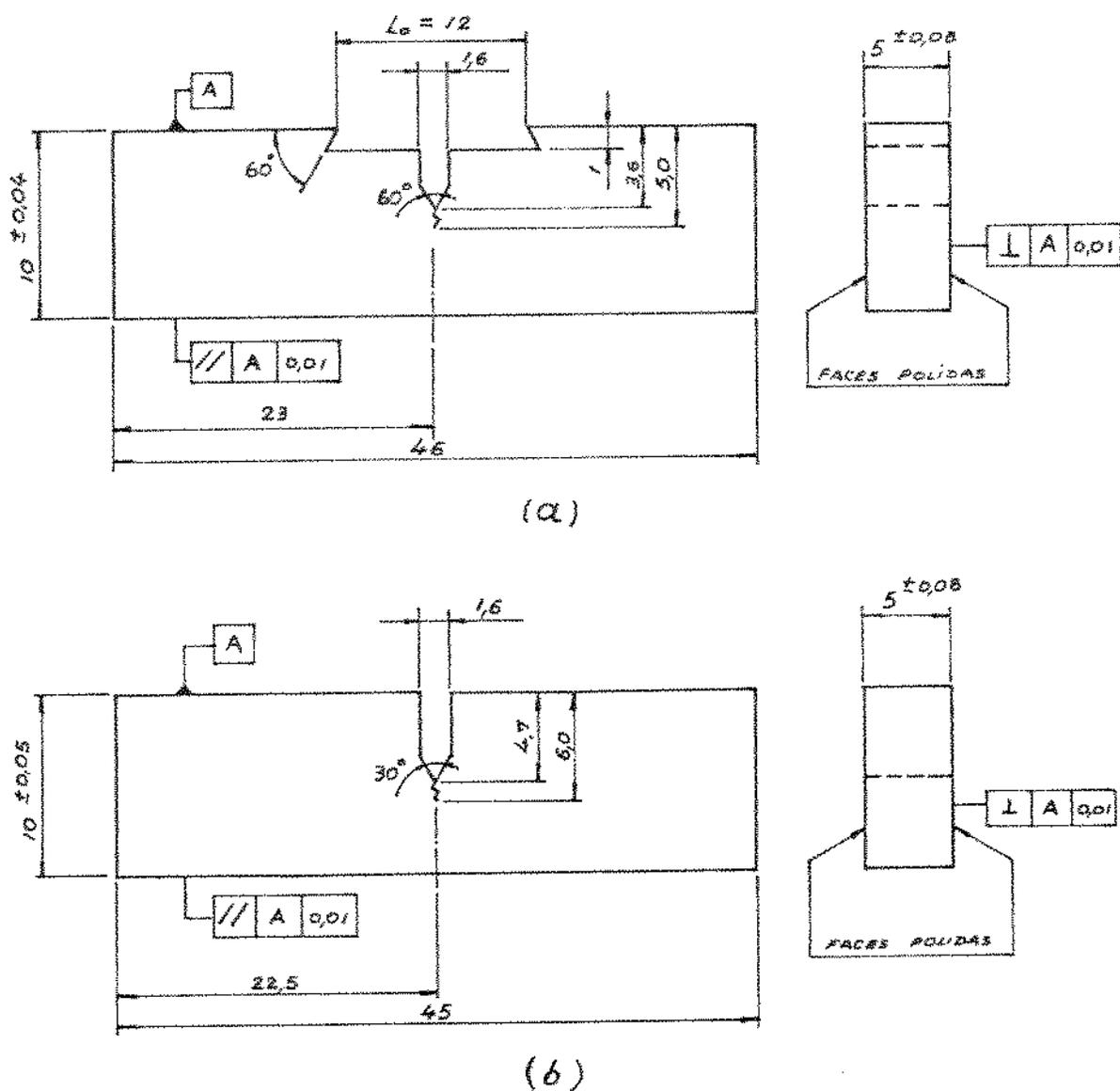


Figura 4.3. Dimensões dos corpos de prova para o ensaio COD (a) e para o ensaio J_{IC} (b) (em mm).

c) Formação da pré trinca por fadiga nos corpos de prova para o ensaio de tenacidade à fratura

Após a usinagem dos corpos de prova, mostrados na figura 4.3, foi feita a pré-trinca por fadiga na raiz do entalhe usinado, utilizando uma máquina de ensaio MTS modelo 810 (10 t) e um dispositivo especialmente construído para o ensaio de tenacidade.

Na figura 4.4 se encontra a fotografia desse dispositivo com o corpo de prova e no Anexo I o projeto completo do mesmo.

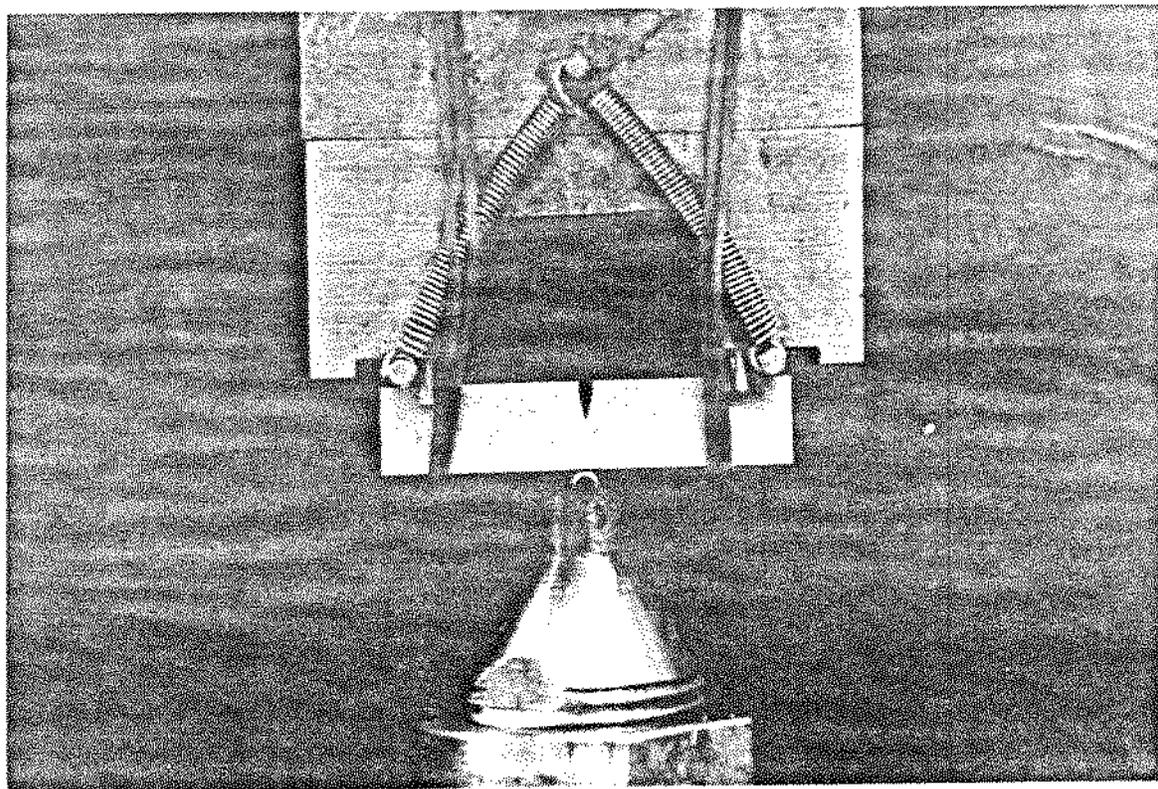


Figura 4.4. Fotografia do dispositivo usado na formação da pré-trinca por fadiga.

Torna-se importante salientar que o dispositivo apresentado no Anexo I foi usado na maioria dos ensaios e significa uma otimização do dispositivo apresentado na figura 4.4. Esses dispositivos garantiram um bom alinhamento do corpo de prova, satisfazendo perfeitamente as restrições das normas BS 5762 /51/ e ASTM E 813 /17/.

As condições de carregamento, para a obtenção da pré-trinca por fadiga, se encontram na tabela 4.3, sendo que a variação da carga com o tempo foi senoidal.

Tabela 4.3. Condições de carregamento usadas na obtenção da pré-trinca por fadiga nos corpos de prova dos ensaios COD e J_{IC} .

1º Estágio *				2º Estágio **			
P_{min} (N)	P_{max} (N)	R P_{min}/P_{max}	frequência (Hz)	P_{min} (N)	P_{max} (N)	R P_{min}/P_{max}	frequência (Hz)
60	900	0,066	3	20	470	0,043	4

* O primeiro estágio do carregamento se refere à nucleação e propagação da trinca de fadiga até aproximadamente a metade do comprimento total;

** O segundo estágio se refere à propagação da trinca a partir do estágio anterior até o comprimento final.

Os valores do fator de intensificação de tensão, dado pelas equações (3.2a) ou (3.5) e baseado nas cargas da tabela 4.3, se encontram na tabela 4.4. As condições de carregamento, para a obtenção da pré-trinca por fadiga, satisfazem perfeitamente as restrições da tabela 3.3.

A pré-trinca foi medida externamente com auxílio de um microscópio universal Carl Zeiss, modelo UMM 300/100. O comprimento final da pré-trinca, usado nos modelos matemáticos, foi obtido após o ensaio de tenacidade pela ruptura completa do corpo de prova e medição sobre a superfície de fratura (ver figura 3.5).

Tabela 4.4. Valores aproximados do fator de intensificação de tensão durante a obtenção da pré-trinca por fadiga.

Corpo de Prova	1º Estágio			2º Estágio		
	$(K_f)_{\min}$ (MPa m ^{1/2})	$(K_f)_{\max}$ (MPa m ^{1/2})	ΔK (MPa m ^{1/2})	$(K_f)_{\min}$ (MPa m ^{1/2})	$(K_f)_{\max}$ (MPa m ^{1/2})	ΔK (MPa m ^{1/2})
COD	início	0,85	12,76	0,33	7,85	7,52
	final	1,00	15,03	0,40	9,36	8,96
J _{IC}	início	1,16	17,39	0,48	11,39	10,91
	final	1,45	21,82	0,60	14,19	13,59

4.2.6. Ensaio de tração

Os ensaios de tração foram realizados na temperatura ambiente em uma máquina MTS modelo 810 (10 t). As propriedades mecânicas foram obtidas segundo a NBR 6152/80. O limite de escoamento foi determinado a partir de uma deformação permanente de 0,2% e o limite de resistência à tração a partir da carga máxima. A carga foi aplicada monotonicamente a uma taxa de deformação da ordem de $5 \cdot 10^{-3} \text{ s}^{-1}$. Foram realizados dois ensaios para cada condição, sendo que as propriedades mecânicas representam uma média dos resultados desses dois ensaios.

4.2.7. Ensaios de tenacidade à fratura

Os ensaios COD e J_{IC} foram realizados na temperatura ambiente em uma máquina MTS modelo 810 (10 t) com o dispositivo apresentado no Anexo 1, com controle de deslocamento. Todos os ensaios foram de flexão com o corpo de prova apoiado em três pontos e com orientação do plano da trinca L-T (ver figura 3.2). A taxa de aumento do fator da intensificação de tensão foi da ordem de $2 \text{ MPa} \cdot \text{m}^{1/2} / \text{s}$.

a) Ensaio COD

Foram realizados dois ensaios, segundo a BS 5762 /51/, para cada condição, sendo registrado em todos ensaios a carga em função do deslocamento de abertura da trinca (COD). O COD foi medido por um extensômetro ("clip gage") MTS modelo 632.03C-20, adaptado ao corpo de prova (ver figura 3.6).

Utilizou-se o parâmetro δ_c para caracterizar o COD crítico. Na figura 4.5 se encontram duas curvas características obtidas no ensaio COD e o critério usado na definição de P_c e V_c .

O valor de δ_c foi calculado de acordo com a equação 3.4.

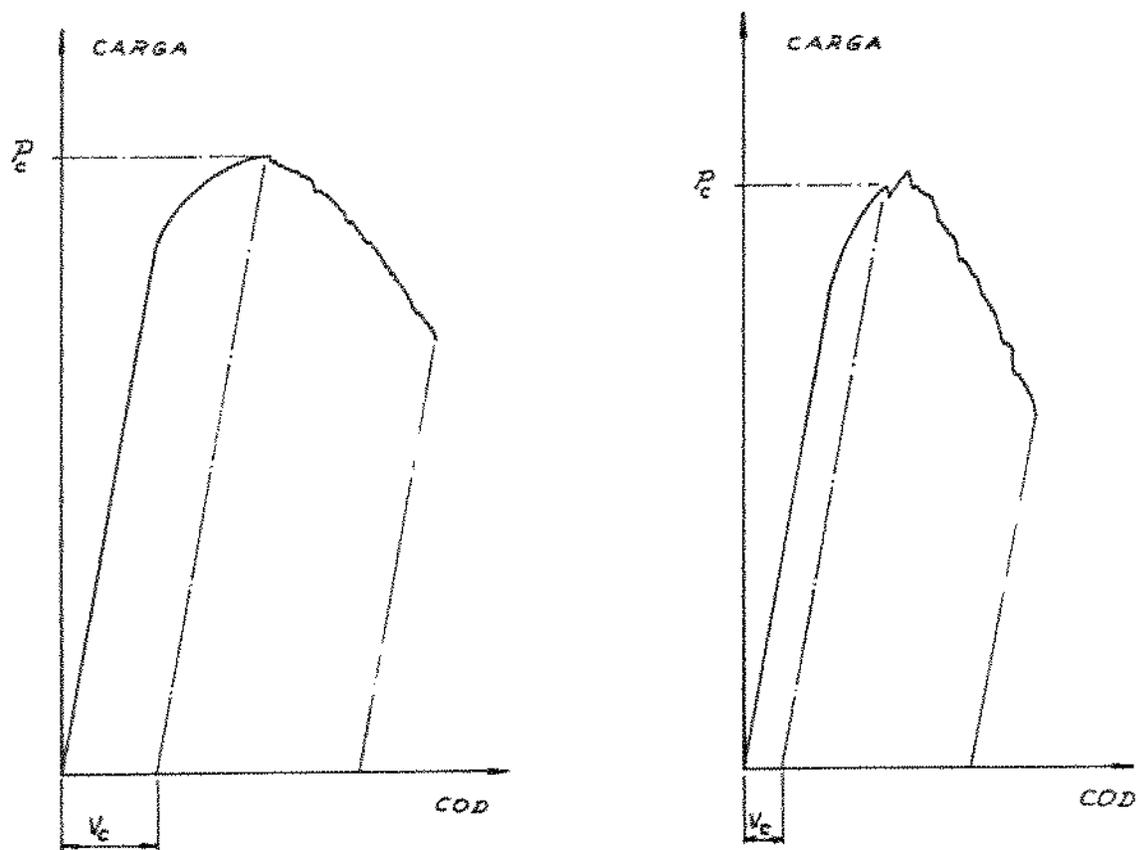


Figura 4.5. Curvas características obtidas no ensaio COD e o critério utilizado para a definição de P_c e V_c .

As curvas carga-COD foram usadas para determinar a razão de resistência do espécime (R_{sb}), que é um número adimensional útil na comparação da tenacidade de materiais quando os corpos de prova são da mesma forma e tamanho mas são insuficientes - B menor do que $2,5 (K_{IC}/\sigma_e)^2$ - para a obtenção de K_{IC} . Este parâmetro é definido na ASTM E 399 /42/; para o corpo de prova de flexão apoia

do em três pontos este parâmetro é dado por

$$R_{sb} = 6 P_{\max} w/B(w-a_i)^2 \sigma_e \quad (4.3)$$

onde P_{\max} é a máxima carga da curva carga-COD, w e B a largura e espessura do corpo de prova, a_i o comprimento da trinca e σ_e o limite de escoamento.

O comprimento da trinca (a_i) foi medido após o ensaio, pela observação direta da superfície de fratura, com auxílio de um microscópio universal Carl Zeiss, modelo UMM 500/100, de acordo com a tabela 3.4.

b) Ensaio J_{IC}

O parâmetro crítico de tenacidade em termos da integral J (J_{IC}) foi obtido pelo método do carregamento interrompido segundo a ASTM E 813 /17/. Foram realizados vários ensaios para as três ligas envelhecidas a 120°C nos tempos 1, 24 e 200 h.

Foi registrado, em todos os ensaios, a carga em função do deslocamento do ponto de aplicação da carga (ver figura 4.6).

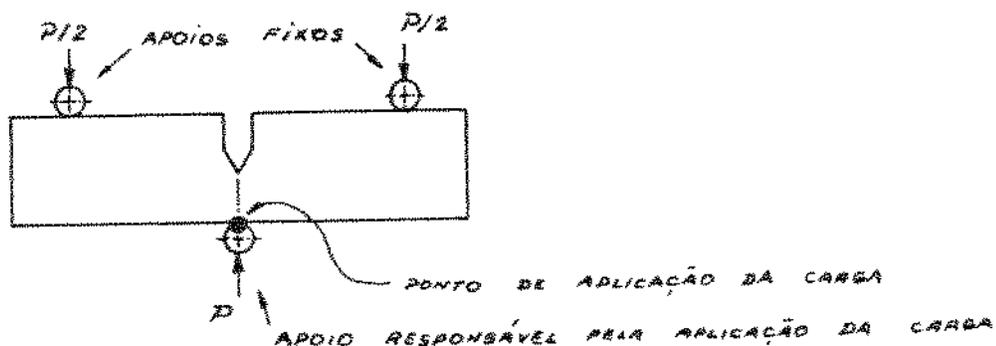


Figura 4.6. Esquema mostrando o ponto de aplicação da carga no ensaio J_{IC} .

A carga e o deslocamento foram medidos diretamente pela máquina MTS. Os ensaios foram interrompidos antes da ruptura do corpo de prova, de maneira que, para cada condição, foram realizados vários ensaios com vários níveis de crescimento da trinca.

O valor de J , para cada ensaio, foi calculado de acordo com a equação (3.9), ou seja

$$J = 2A / Bb \quad (4.4)$$

onde A é a área sob a curva carga-deslocamento, B é a espessura do corpo de prova e $b = w - a_i$; w é a largura do corpo de prova e a_i é o comprimento da trinca. A área sob a curva (A) foi obtida com auxílio de um planímetro.

Os valores do comprimento da trinca (a_i) e da extensão da trinca (Δa) correspondentes ao ponto de interrupção do ensaio foram medidos diretamente sobre a superfície de fratura com auxílio de um microscópio universal Carl Zeiss, modelo UMM 300/100. Após o ensaio introduziu-se tinta na trinca e, após a secagem da mesma, o corpo de prova foi rompido por fadiga, o que facilitou a observação das regiões correspondentes à pré-trinca e ao crescimento estável da trinca; o comprimento da trinca (a_i) e a extensão da trinca (Δa) foram medidos de acordo com a tabela 3.4 e figura 3.10.

4.2.8. Fractografia

A superfície de fratura, dos corpos de prova do ensaio J_{IC} , foi analisada utilizando um microscópio eletrônico de varredura Cambridge - Stereoscan S4-10.

CAPÍTULO 5

RESULTADOS E DISCUSSÃO

5.1. MICROESTRUTURAS CARACTERÍSTICAS DAS LIGAS

A figura 5.1 mostra as micrografias características das três ligas usadas neste trabalho. A microestrutura consiste basicamente de grãos não recristalizados contendo subgrãos e grãos recristalizados (Tabela 4.2). As dimensões e formas dos grãos, subgrãos, partículas grandes e partículas intermediárias foram estabelecidas durante os estágios da fabricação das ligas (lingotamento e laminação) e não são sensivelmente afetadas pelos tratamentos térmicos de solubilização e envelhecimento /88,95/.

Alarcon /100/, utilizando microscopia eletrônica de transmissão, verificou, para as ligas usadas neste trabalho, que as partículas intermediárias são aproximadamente esféricas, medindo aproximadamente entre 0,5 a 1,0 μm . Os precipitados endurecedores, observados através da imagem obtida em campo escuro, são, a grosso modo, uma ordem de grandeza menor do que as partículas intermediárias; esses precipitados são os responsáveis pelos elevados níveis de resistência mecânica apresentados por essas ligas.

5.2. RESULTADOS DOS ENSAIOS

5.2.1. Resultados dos ensaios de tração

As propriedades mecânicas (limites de escoamento e de

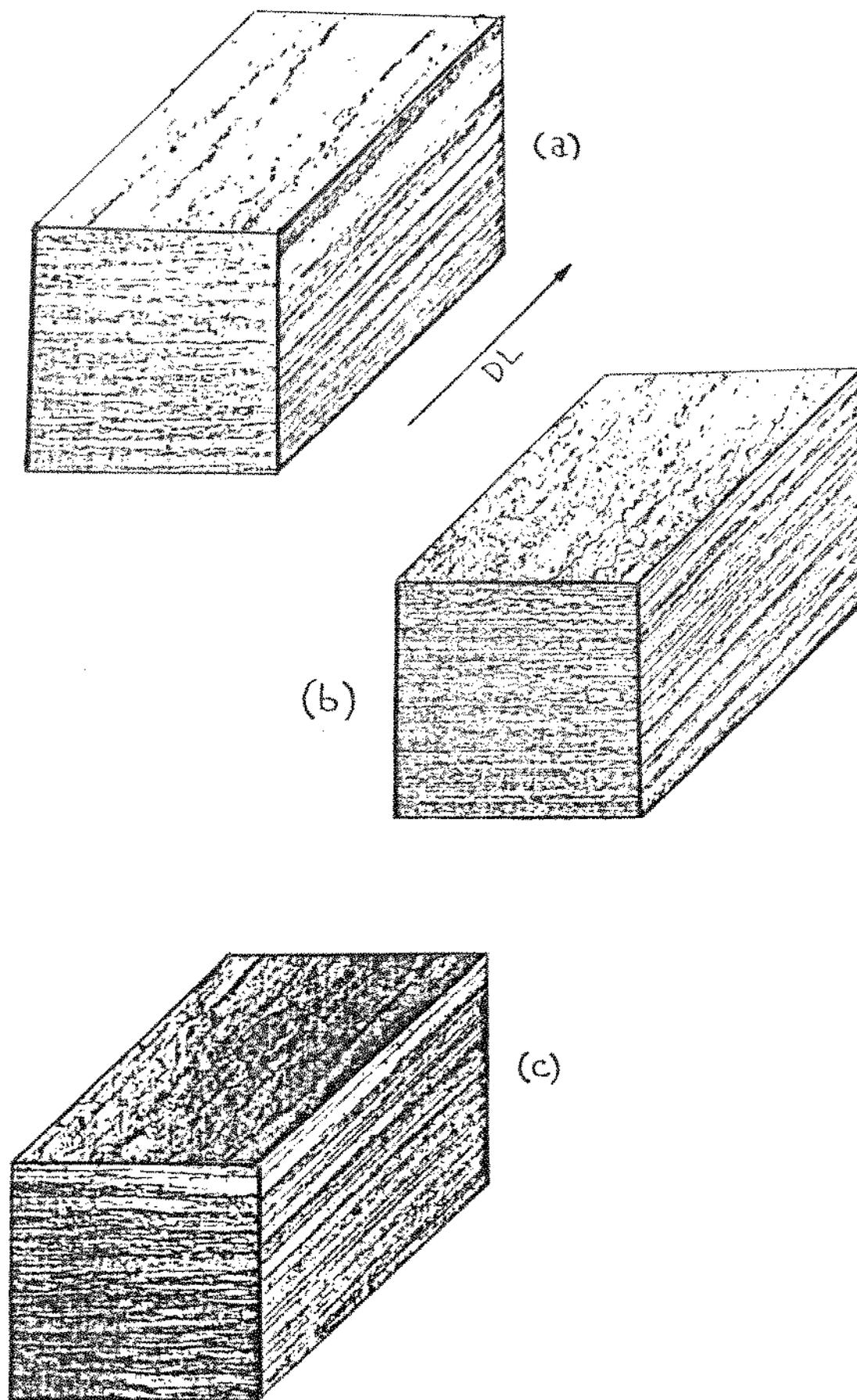


Fig. 5.1. Micrografias características das ligas Al-6Zn-2Mg-xCu, no estado como recebido (laminado). Ataque de Keller. Aumento 50 x.

resistência à tração), das ligas usadas neste trabalho, foram obtidas a partir de ensaios de tração de acordo com o procedimento do item 4.2.6. Na tabela 5.1 se encontram essas propriedades. O módulo de elasticidade obtido dos ensaios, para as três ligas, foi em média 72450 MPa.

Tabela 5.1. Limite de escoamento e limite de resistência à tração das ligas Al-6Zn-2Mg-xCu, envelhecidas a 120°C nos tempos indicados, com os corpos de prova orientados na direção de laminação.

Liga (% Cu)	Tempo Env. (h)	σ_e (MPa)	σ_t (MPa)
1	1	453	540
	24	558	588
	50	554	588
	100	549	586
	200	533	594
	300	525	590
1,6	1	463	558
	24	569	593
	50	568	605
	100	562	597
	200	553	590
	300	545	585
2,1	1	476	577
	24	573	619
	50	571	628
	100	570	629
	200	587	632
	300	570	630

5.2.2. Resultados dos ensaios de tenacidade à fratura

A tenacidade à fratura foi avaliada em termos de J_{IC} e δ_c para as três ligas envelhecidas a 120°C em vários tempos de envelhecimento. Além desses dois parâmetros, foi possível determinar a razão de resistência do espécime (R_{sb}), que é um número adimensional útil na comparação da tenacidade de materiais quando as dimensões e forma dos corpos de prova são iguais.

a) Resultados dos ensaios J_{IC}

As curvas típicas da carga em função do deslocamento do ponto de aplicação da carga, para as três ligas envelhecidas a 120°C nos tempos 1, 24 e 200 h se encontram na figura 5.2.

Na tabela 5.2 se encontram as dimensões características dos corpos de prova e os resultados dos ensaios J_{IC} , para as três ligas envelhecidas a 120°C nos tempos 1, 24 e 200 horas. A integral J , de cada ensaio, foi obtida de acordo com a equação (4.4) - $J = 2A/Bb$. Os pontos $(\Delta a, J)$, obtidos no ensaio J_{IC} , para cada porcentagem de Cu e tempo de envelhecimento, foram usados no cálculo da curva R, utilizando o método dos mínimos quadrados. A reta de arredondamento teórico da ponta da trinca foi obtida de acordo com a equação (3.8) - $J = 2 \sigma_y \Delta a$, usando, para cada condição, as propriedades mecânicas da tabela 5.1. Na tabela 5.3 se encontram os resultados finais do ensaio J_{IC} . O valor de J_Q foi obtido a partir da interseção da curva R e da reta de arredondamento teórico da ponta da trinca.

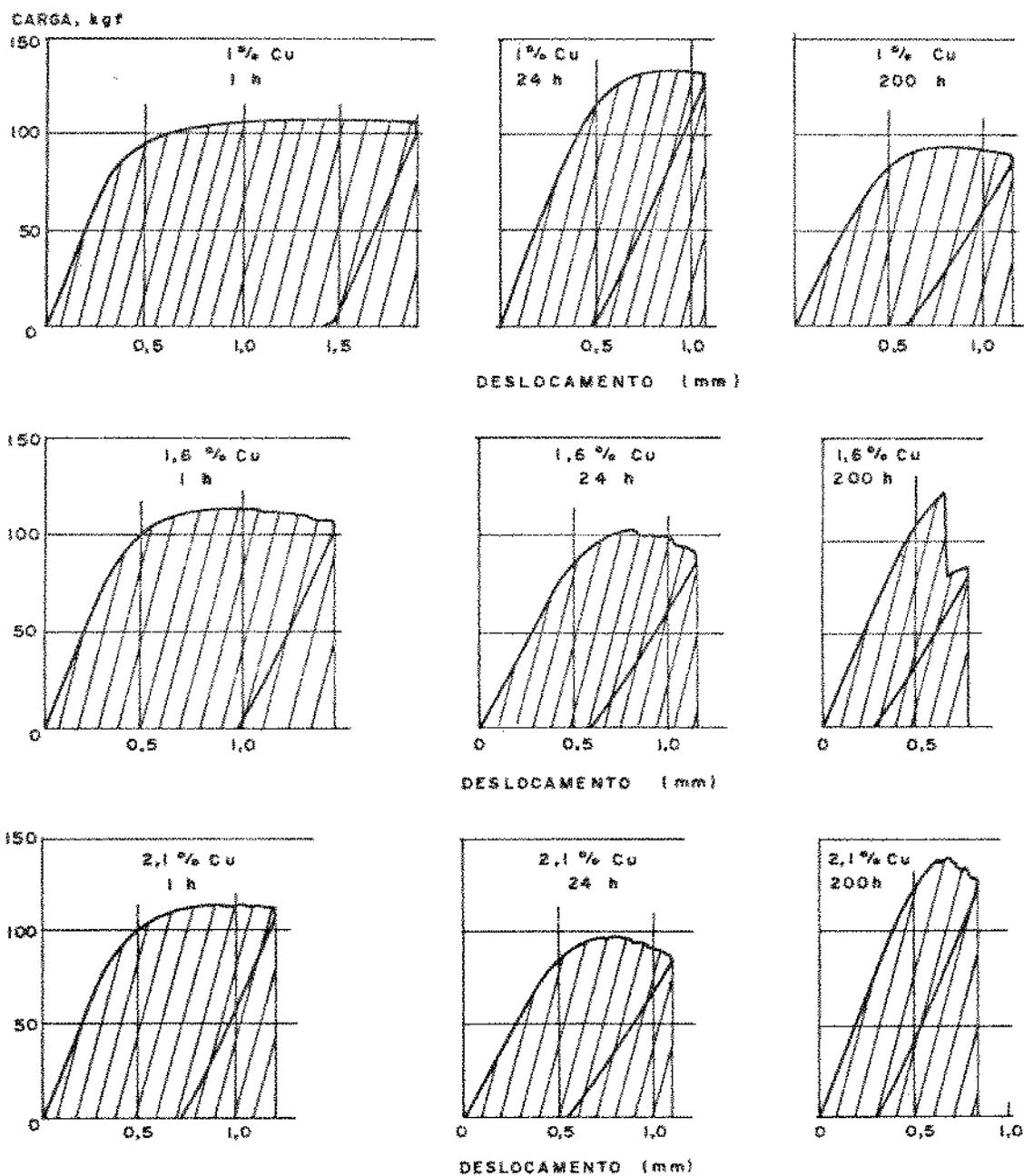


Fig. 5.2. Curvas típicas carga-deslocamento do ponto de aplicação da carga das ligas Al-6Zn-2Mg-xCu, ensaiadas em flexão com o plano da trinca orientado na direção L-T, envelhecidas a 120°C por 1, 24 e 200 horas.

Tabela 5.2 - Dimensões características dos corpos de prova e resultados dos ensaios J_{IC} para as ligas Al-6Zn-2Mg-xCu, envelhecidas a 120°C nos tempos 1, 24 e 200 h. Plano da trinca orientado na direção L-T.

% Cu	Tempo de Envelhecimento (h)	Nº do corpo de prova	Dimensões Características *			Resultados dos Ensaios	
			$(\Delta a)_f$ (mm)	a_1 (mm)	Δa (mm)	A (kgf.mm)	J (kJ/m ²)
1	1	A	1,60	6,40	0,40	178,9	194,9
		B	1,70	6,50	1,63	253,7	284,4
		C	1,80	6,60	2,12	288,9	333,4
		D	1,90	6,70	2,40	328,3	390,3
		E	1,90	6,70	2,90	353,1	419,7
	24	A	1,33	6,20	0,48	106,3	109,8
		B	1,34	6,20	0,65	109,2	112,8
		C	1,33	6,20	0,80	129,2	133,4
		D	1,70	6,57	1,39	152,6	174,5
200	A	1,56	6,10	0,34	87,0	87,5	
	B	2,40	6,94	0,40	82,0	105,0	
	C	1,68	6,20	0,48	98,3	101,0	
	D	1,55	6,30	2,00	125,0	133,0	
1,6	1	A	1,64	6,50	0,26	110,0	123,6
		B	1,44	6,20	0,29	108,0	111,5
		C	1,50	6,36	0,30	106,4	114,7
		D	1,30	6,16	0,35	135,6	138,5
		E	1,50	6,36	0,40	141,0	152,0
		F	2,00	6,85	0,80	170,0	211,8
		G	1,80	6,66	0,85	163,0	191,2
		H	1,80	6,70	1,42	219,0	259,9
	24	A	2,03	6,36	0,46	86,6	94,2
		B	1,49	6,35	0,51	105,7	113,7
		C	1,68	6,54	0,74	80,0	90,2
		D	1,59	6,45	0,78	127,7	141,2
		E	1,68	6,58	0,93	101,0	115,7
		F	1,19	5,90	1,22	140,0	134,0
		G	1,88	6,73	1,22	127,4	153,0
		H	1,60	6,47	1,66	167,0	185,3
	200	A	1,58	6,34	0,99	56,8	60,8
		B	1,40	5,90	1,35	57,2	54,9
C		1,41	6,14	1,60	64,0	64,7	
D		1,38	6,24	1,75	50,7	52,9	
E		1,49	6,25	1,32	43,0	45,0	
2,1	1	A	1,43	6,29	0,29	94,3	99,0
		B	1,47	6,33	0,33	108,0	115,7
		C	1,39	6,25	0,40	131,0	137,3
		D	1,56	6,42	0,60	103,3	115,0
		E	2,30	7,00	0,70	159,0	207,9
		F	1,09	5,95	1,00	169,0	162,0
		G	1,58	6,20	1,35	226,1	233,4
	24	A	2,33	6,34	0,27	69,2	75,7
		B	2,06	6,26	0,40	77,6	82,0
		C	1,63	6,40	1,63	150,0	163,8
		D	1,13	5,90	1,73	173,2	165,7
	200	A	1,34	6,06	0,57	79,1	78,4
		B	1,15	5,88	1,01	88,3	84,0
		C	1,23	6,09	1,20	83,0	83,3
		D	1,12	5,73	1,46	130,9	120,3
E		1,16	5,75	1,70	136,0	125,5	

* - obtidas após a ruptura do corpo de prova;

A é a área sob a curva carga-deslocamento do ponto de aplicação da carga;

J é a integral J, obtida de acordo com a equação (4.4) - $J = 2A/B(w-a_1)$; B = 5 mm e w = 10 mm.

Tabela 5.3. Resultados finais dos ensaios J_{IC} para as ligas Al-6Zn-2Mg-xCu envelhecidas a 120°C nos tempos 1, 24 e 200 h; ensaio de flexão com o plano da trinca orientado na direção L-T.

% Cu	Tempo de envelhecimento (h)	J_Q (kJ/m ²)	dJ/da (MJ/m ²)	T	r
1	1	165	92,5	27,2	0,99
	24	76	74,5	16,4	0,99
	200	91	23,5	5,4	0,93
1,6	1	102	126,0	35,0	0,97
	24	68	67,9	14,6	0,87
	200	57	- 0	- 0	-
2,1	1	89	108,7	28,4	0,83
	24	61	63,6	13,0	0,99
	200	45	46,1	9,0	0,88

J_Q - obtidos a partir da interseção da curva R e da reta de arredondamento teórico da ponta da trinca;

dJ/da - inclinação da curva R;

T - módulo de rasgamento (adimensional) - calculado de acordo com a equação (3.12) - $T = (dJ/da) \cdot E/\sigma_y^2$ - onde E é o módulo de elasticidade e σ_y a média aritmética entre os limites de escoamento e de resistência à tração, dados no item 5.2.1;

r - coeficiente ou índice de correlação dos pontos (Δa , J), obtido a partir da relação /102/

$$r = \frac{\sum_{i=1}^n (\Delta a_i - \bar{\Delta a})(J_i - \bar{J})}{\sqrt{\left[\sum_{i=1}^n (\Delta a_i - \bar{\Delta a})^2 \right] \left[\sum_{i=1}^n (J_i - \bar{J})^2 \right]}}$$

onde (Δa_i , J_i) são os valores da extensão da trinca (Δa) e da in

tegral J (J) para cada corpo de prova, dados na tabela 5.2, n é o número de corpos de prova para cada composição de Cu e tempo de envelhecimento e $\bar{\Delta a}$ e \bar{J} são os valores médios dos n corpos de prova. Torna-se importante salientar que os níveis de significância, dos valores de r da tabela 5.3, são inferiores a 8%, sendo que o valor médio é 2,5%.

b) Resultados dos ensaios COD

As curvas típicas da carga em função do deslocamento de abertura da trinca, para as três ligas envelhecidas a 120°C nos tempos 1, 24, 50, 100, 200 e 300 horas, se encontram na fig. 5.3.

Na tabela 5.4 se encontram algumas dimensões características dos corpos de prova e os resultados dos ensaios COD. As outras dimensões dos corpos de prova estão de acordo com a figura 4.3(a).

5.3. DISCUSSÃO DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os parâmetros de tenacidade à fratura, dentro do campo elasto-plástico, são determinados a partir de ensaios específicos em corpos de prova pré-trincados por fadiga. Além desses ensaios, no cálculo desses parâmetros se usa o limite de escoamento, o limite de resistência à tração e o módulo de elasticidade. Dessa forma, previamente aos ensaios de tenacidade à fratura, é usual realizar ensaios de tração convencionais para se obter essas propriedades. Nesse trabalho foram realizados ensaios de tração com o propósito de obter essas propriedades e caracterizar a curva de envelhecimento das ligas estudadas.

Foi possível verificar, com base em estudos prévios /21, 100/, que o tempo correspondente à máxima resistência para as ligas usadas neste trabalho (Al-6Zn-2Mg-xCu), envelhecidas a 120°C,

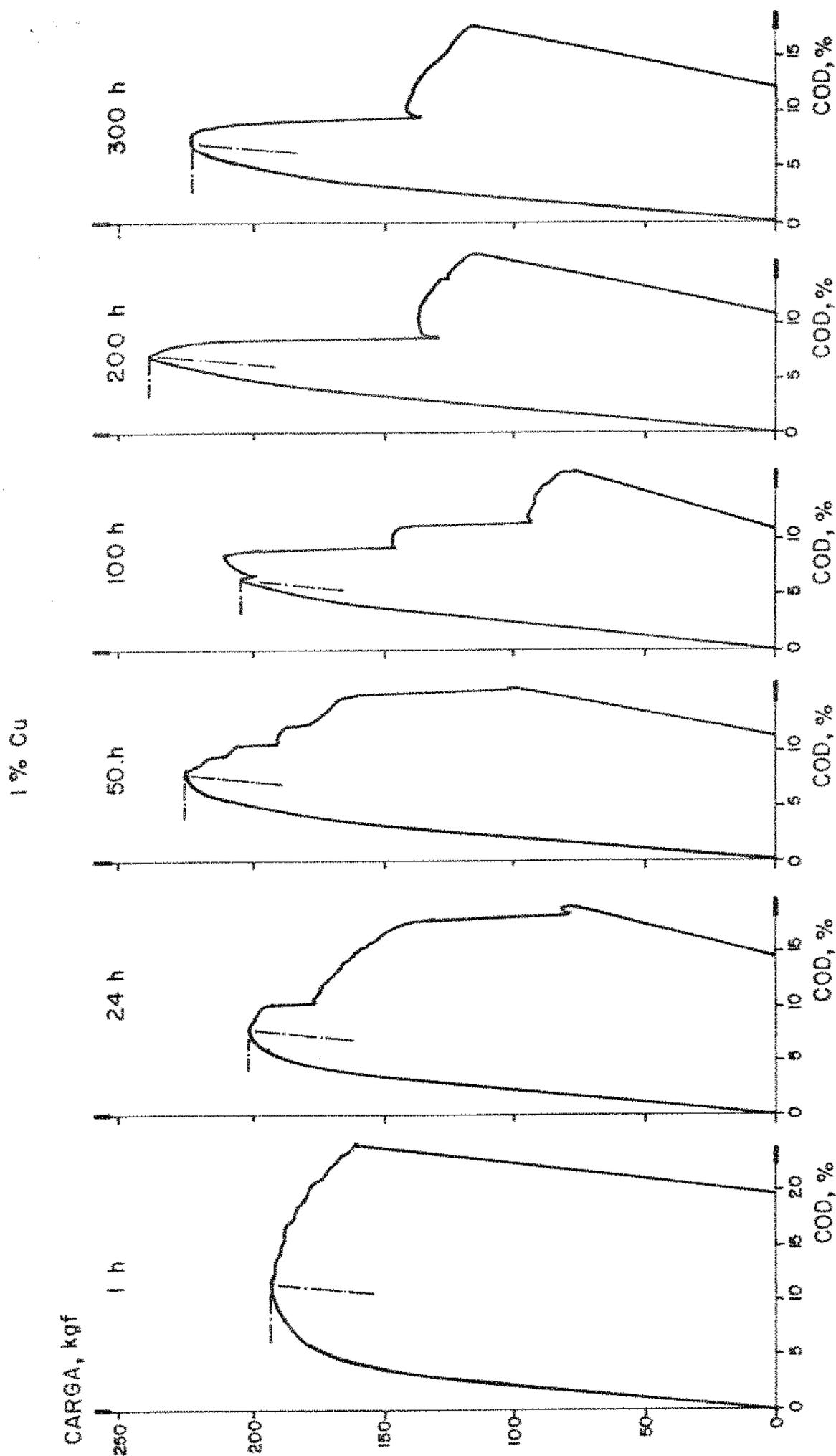


Fig. 5.3. Curvas típicas carga-deslocamento de abertura da trinca (COD) para as ligas Al-6Zn-2Mg-xCu, ensaiadas em flexão com o plano da trinca orientado na direção L-T, envelhecidas a 120°C nos tempos 1, 24, 50, 100, 200 e 300 h.

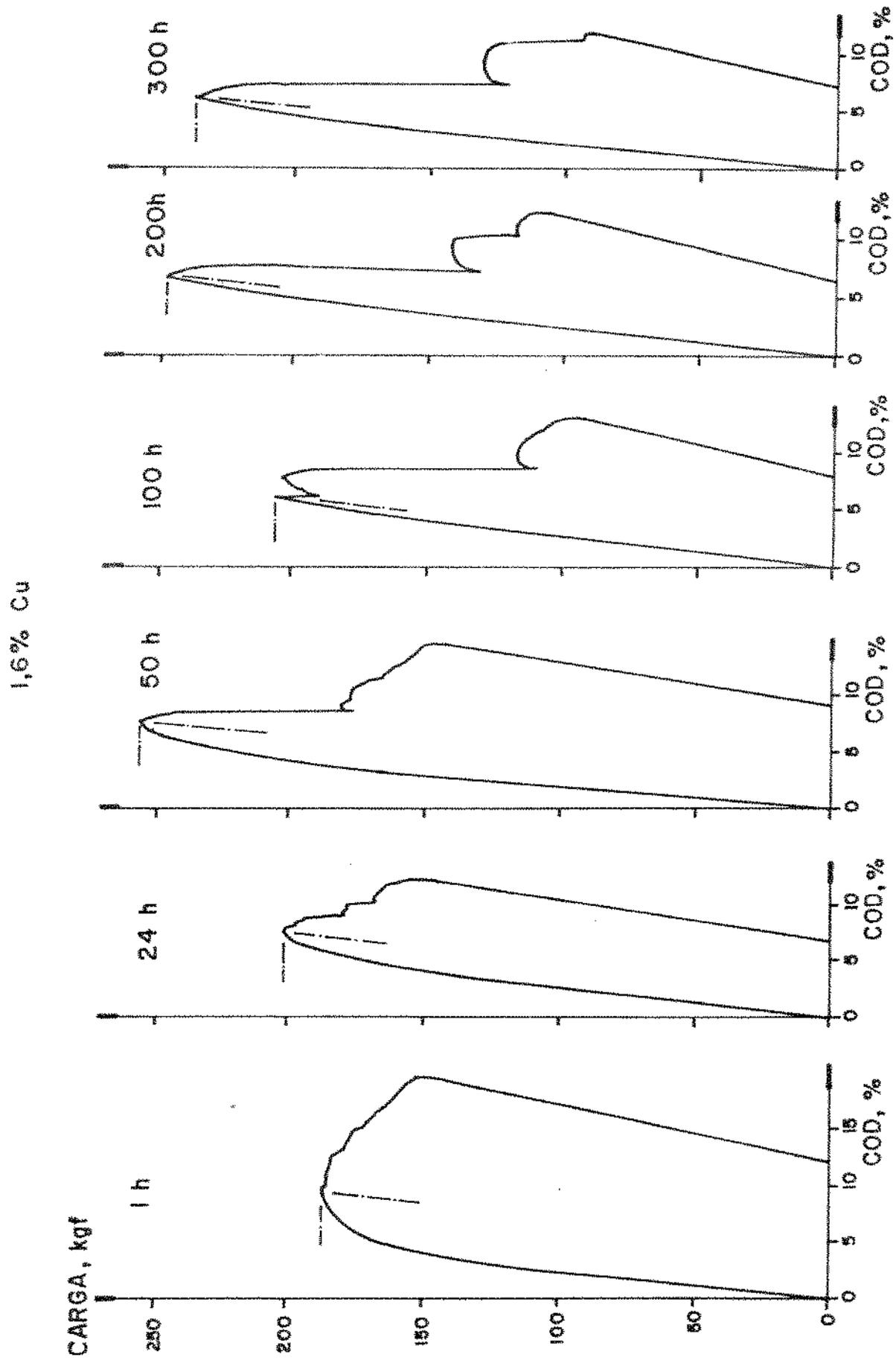


Fig. 5.3. Continuação ...

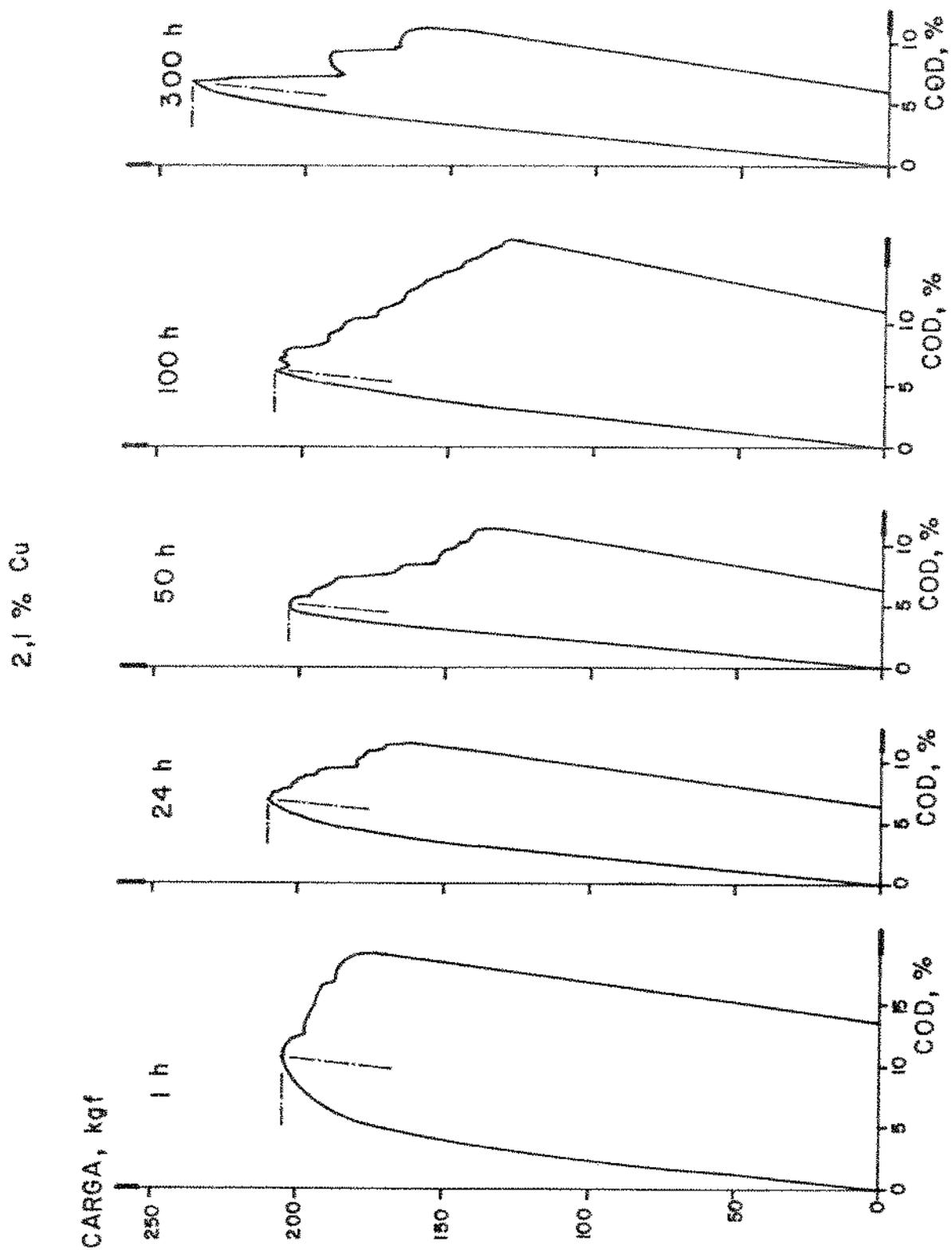


Fig. 5.3. Continuação ...

Tabela 5.4 - Dimensões características dos corpos de prova e os resultados dos ensaios COD para as ligas Al-6Zn-2Mg-xCu envelhecidas a 120°C nos tempos indicados. Plano da trinca orientado na direção L-T.

% Cu	Tempo de envelhec. (h)	Nº do corpo de prova	Dimensões Características					Resultados dos ensaios						
			$(\Delta a)_f$ (mm)	a_i (mm)	l_0 (mm)	V_p		P_c (kgf)	δ_c (mm)	R_{sb}	\bar{R}_{sb}			
						(%)	(mm)							
1	1	A	1,60	5,17	11,80	7,2	0,85	192	0,256	2,14	2,14			
	1	B	1,66	5,20	11,80	6,7	0,79	178	0,235	2,14	2,14			
	24	A	1,66	5,21	11,80	3,5	0,41	208	0,134	1,91	1,90			
	24	B	1,67	5,28	11,90	3,5	0,42	200	0,134	1,89	1,88			
	50	A	1,56	4,93	12,10	3,0	0,36	226	0,129	1,87	1,88			
	50	B	1,55	4,94	11,90	2,8	0,33	227	0,120	1,88	1,88			
	100	A	1,83	5,39	11,70	2,5	0,29	199	0,099	2,01	1,97			
	100	B	1,60	5,15	11,80	2,5	0,30	205	0,105	1,93	1,93			
	200	A	1,66	4,97	11,85	2,9	0,35	223	0,126	1,94	1,92			
	200	B	1,38	4,70	11,90	2,3	0,27	242	0,109	1,90	1,90			
1,6	100	A	1,60	4,96	11,90	3,7	0,44	223	0,152	1,95	1,95			
	300	A	1,60	4,96	11,90	3,7	0,44	223	0,152	1,95	1,95			
	300	B	1,54	4,67	12,00	2,2	0,26	240	0,105	1,88	1,88			
	1	A	1,71	5,31	11,80	5,8	0,68	186	0,202	2,14	2,14			
	1	B	1,65	5,19	11,75	5,3	0,62	195	0,193	2,14	2,14			
	24	A	1,59	5,00	11,85	3,1	0,37	227	0,130	1,87	1,87			
	24	B	1,73	5,29	11,80	2,5	0,29	201	0,099	1,87	1,87			
	50	A	1,18	4,53	11,95	1,7	0,20	254	0,088	1,76	1,76			
	50	B	1,57	4,89	11,95	2,0	0,24	222	0,093	1,76	1,76			
	100	A	1,43	4,99	11,80	1,1	0,13	205	0,057	1,71	1,73			
2,1	100	B	1,52	5,11	11,80	1,1	0,13	200	0,057	1,75	1,75			
	200	A	1,10	4,42	12,00	1,2	0,14	247	0,068	1,69	1,69			
	200	B	1,18	4,58	12,00	1,1	0,13	237	0,063	1,73	1,73			
	300	A	1,18	4,58	12,00	1,1	0,13	237	0,063	1,73	1,73			
	300	B	1,54	4,66	12,00	1,0	0,13	230	0,062	1,73	1,73			
	1	A	1,52	4,92	12,00	5,5	0,66	206	0,184	1,99	1,97			
	1	B	1,13	4,73	12,00	5,5	0,66	216	0,191	1,94	1,94			
	24	A	1,53	4,53	12,00	2,5	0,30	239	0,101	1,64	1,75			
	24	B	1,60	5,20	11,80	2,5	0,29	209	0,102	1,86	1,86			
	50	A	0,98	4,58	12,00	1,5	0,18	203	0,073	1,81	1,81			
2,1	50	B	1,08	4,68	12,00	2,0	0,24	249	0,099	1,42	1,62			
	100	A	1,28	4,88	12,00	1,5	0,18	210	0,073	1,65	1,69			
	100	B	1,11	4,71	12,00	1,7	0,20	235	0,084	1,73	1,73			
	300	A	0,99	4,59	12,00	1,0	0,12	240	0,060	1,70	1,70			
	300	B	1,05	4,65	12,00	1,3	0,15	240	0,069	1,73	1,73			

* obtidas após a ruptura do corpo de prova;

L_0 é o comprimento inicial entre os pontos de adaptação do extensômetro ("clip-gage");

V_p é o deslocamento de abertura da trinca associado à carga P_c (ver figura 5.5);

δ_c é o COD crítico, obtido de acordo com a equação (3.4);

R_{sb} é a razão de resistência do espécime, obtido de acordo com a equação (4.3) - $R_{sb} = 6 P_{max} w/B (w-a_1)^2$ - sendo $P_{max} = P_c$;

$\bar{\delta}_c$ e \bar{R}_{sb} - média aritmética de δ_c e R_{sb} ;

Para o cálculo de $\bar{\delta}_c$ e \bar{R}_{sb} foram usadas as propriedades mecânicas dadas no item 5.2.1.

é aproximadamente 24 h; dessa forma, o tratamento térmico de envelhecimento de 120°C por 24 h nessas ligas corresponde à condição comercial T6.

Com o objetivo de obter uma ampla faixa de comportamento mecânico, se fez nessas ligas tratamentos térmicos de envelhecimento a 120°C nos tempos 1, 24, 50, 100, 200 e 300 h. Na figura 5.4 se encontram as curvas do limite de escoamento e do limite de resistência à tração para essas condições.

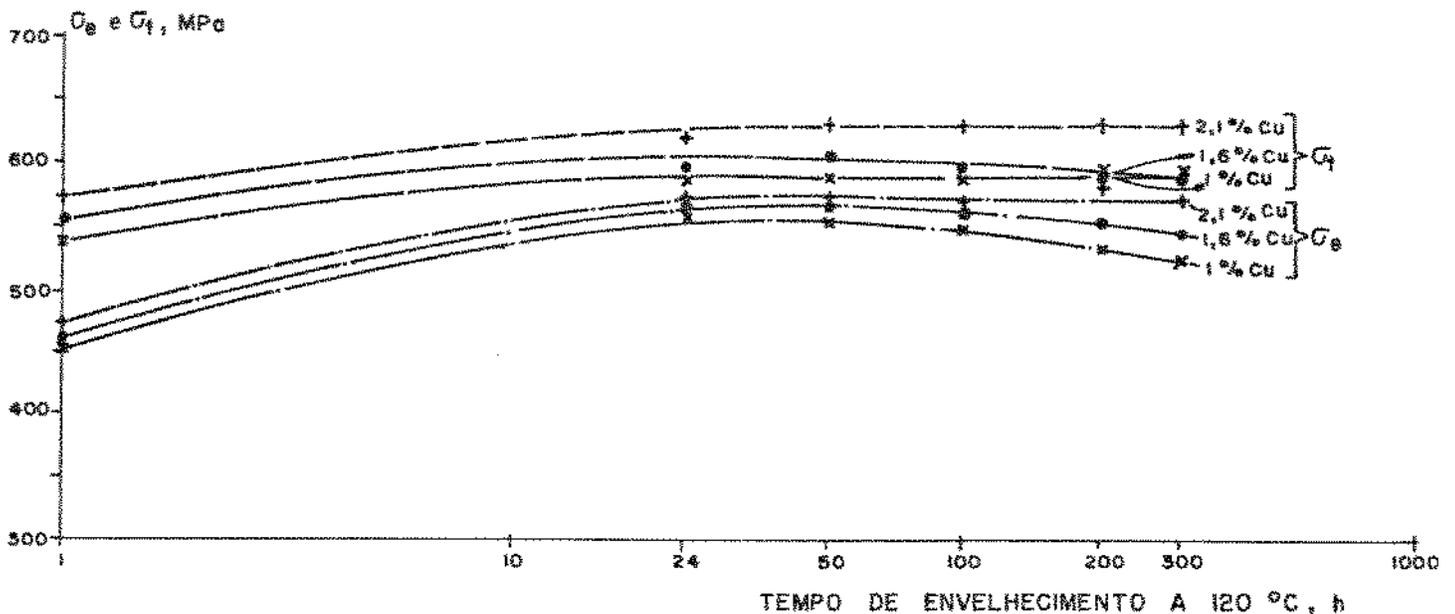


Fig. 5.4. Curvas do limite de escoamento (σ_e) e do limite de resistência à tração (σ_t) em função do tempo de envelhecimento a 120°C, para as ligas Al-6Zn-2Mg-xCu. Corpo de prova orientado na direção de laminação.

Nota-se, na tabela 5.1 e figura 5.4, que quando essas ligas estão envelhecidas a 120°C por 1 h, elas se encontram em condições sobenvelhecidas. Isto se caracteriza pelos baixos níveis de

resistência apresentados pelas mesmas nessas condições e pelo ganho de resistência quando se passa desse tempo para 24 h (condição de máxima resistência); com base no limite de escoamento o ganho de resistência, quando se passa de 1 para 24 h, foi de 23,2, 22,9 e 20,4% respectivamente para as ligas com 1, 1,6 e 2,1% de Cu.

A diminuição do limite de escoamento, a partir de 24 h, é maior para a liga com 1% de Cu e menor para a liga com 2,1% de Cu; essa diminuição, de 24 até 300 h de envelhecimento, foi de 5,9, 4,2 e 0,5% respectivamente para as ligas com 1, 1,6 e 2,1% de Cu. Assim, não há um tempo de envelhecimento que caracteriza a máxima resistência e sim uma faixa de tempo, sendo que esta faixa aumenta com o aumento do teor de Cu. Então, nas condições estudadas, não ficou perfeitamente caracterizada a região correspondente ao superenvelhecimento, principalmente para a liga com 2,1% de Cu.

Com o aumento do teor de Cu houve aumento da resistência mecânica. Com 1 h de envelhecimento o limite de escoamento é de 453, 463 e 475 MPa respectivamente para as ligas com 1, 1,6 e 2,1% de Cu, o que representa um aumento médio de 2,6% para um aumento de 0,5% no teor de Cu. Com o aumento do tempo de envelhecimento, essa diferença praticamente se mantém até aproximadamente 50 h e a partir daí ocorre um aumento dessa diferença, sendo que, com 300 h se tem um aumento médio no limite de escoamento de 4,2% para um aumento de 0,5% no teor de Cu (ver figura 5.4). Este comportamento será explicado no item 5.4.2.

5.4. PREVISÃO DO COMPORTAMENTO ELASTO-PLÁSTICO E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS DOS ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA

A metodologia da mecânica de fratura linearmente elástica se baseia no parâmetro K_{IC} , a tenacidade à fratura em deformação plana. Atualmente, o número de informações compiladas sobre essa metodologia é bastante grande, sendo a sua aplicação bastante difundida industrialmente /103/. No entanto, para as ligas de alumínio de alta resistência e alta tenacidade, essa metodologia esbarra em uma séria restrição: a espessura mínima do corpo de prova, necessária à determinação de K_{IC} , deve ser relativamente grande.

As ligas de alumínio de alta resistência são amplamente usadas na indústria aeroespacial na forma de chapas, muitas vezes com espessura igual ou inferior a 6,4 mm; por isso, convencionalmente, a caracterização da tenacidade à fratura dessas ligas, nessas condições, é feita através do parâmetro K_C - fator crítico de intensificação de tensão /104/. Isto representa um certo problema pois este parâmetro varia com a espessura do corpo de prova. Torna-se importante, então, caracterizar a tenacidade à fratura dessas ligas, na forma de chapas finas (espessura menor do que 6,4 mm), através de um parâmetro que seja uma propriedade intrínseca dessas ligas. O parâmetro J_{IC} é um candidato. Para se verificar a validade e campo de aplicação desse parâmetro, na caracterização da tenacidade à fratura das ligas de alumínio de alta resistência, se obteve, através de tratamentos térmicos de envelhecimento das ligas Al-6Zn-2Mg-xCu (com três porcentagens diferentes de Cu - 1; 1,6 e 2,1), uma ampla faixa de comportamento mecânico. A seguir se fará uma previsão desse comportamento, a partir dos resultados dos ensaios de tração e de valores de K_{IC} obtidos da bibliografia.

5.4.1. Previsão do comportamento mecânico, no que se refere à tenacidade à fratura em condições elasto-plásticas, das ligas usadas neste trabalho, a partir dos resultados dos ensaios de tração e de valores de K_{IC} obtidos da bibliografia

As ligas de alumínio usadas neste trabalho são de alta resistência e de alta tenacidade pois possuem baixos teores de impurezas (Fe e Si) e utilizam Zr, ao invés de Cr, como agente controlador da recristalização /88/. Além disso, a temperatura de tratamento térmico de envelhecimento usada neste trabalho (120°C) favorece a formação de partículas com distribuição bastante fina, o que também favorece a tenacidade à fratura /24/. Com isso espera-se obter níveis de tenacidade à fratura bastante altos. Consequentemente, a espessura mínima do corpo de prova do ensaio J_{IC} , para que haja condições de deformação plana - $B_{\min} = 25 J_{IC} / \sigma_y$ [equação (2.54)] - deverá ser relativamente grande.

A espessura mínima do corpo de prova, necessária à determinação de J_{IC} , foi estimada a partir de valores de K_{IC} determinados, para as mesmas ligas usadas nesse trabalho, por Lin e Starke Jr. /27/, para a condição T651 que é igual à condição de envelhecimento 120°C por 24 h realizada neste trabalho. Esses valores de K_{IC} foram obtidos com o plano da trinca orientado na direção T-L, que não corresponde à orientação usada neste trabalho (L-T). Como visto anteriormente (no item 3.2, tabela 3.1), a orientação do plano da trinca influencia bastante a tenacidade à fratura das ligas de alumínio de alta resistência. Baseado em duas referências bibliográficas de grande importância industrial, "Metals Handbook" /81/ e o manual da "Battelle Columbus Laboratories" /103/,

foi possível verificar que a relação $(K_{IC})_{L-T}/(K_{IC})_{T-L}$, para a liga 7475 (que tem composição química próxima da liga com 1.6% de Cu usada neste trabalho), nas condições T651, T7351 e T7651 é em média 1.2. Assim, com base nos valores de $(K_{IC})_{T-L}$, da referência /27/ acima citada, foi possível estimar $(K_{IC})_{L-T}$ pela relação $(K_{IC})_{L-T} = 1,2 (K_{IC})_{T-L}$. Foi possível, assim, estimar os valores de $(J_{IC})_{L-T}$, para as ligas usadas nesse trabalho, a partir de $(K_{IC})_{L-T}$ estimado, através da relação $J_{IC} = K_{IC}^2(1-\nu^2)/E$ - equação (2.50) - com $E = 72450$ MPa (obtido nos ensaios de tração) e adotando $\nu = 0,31$ /13/. Com esses valores estimados de J_{IC} e com as propriedades mecânicas obtidas nos ensaios de tração, para a condição de envelhecimento $120^{\circ}\text{C} - 24$ h, foi estimado a espessura mínima do corpo de prova a partir da relação $B_{\min} = 25 (J_{IC}/\sigma_y)$ - equação (2.54). Esse procedimento forneceu valores estimados da espessura mínima do corpo de prova, para o ensaio J_{IC} , de 2,3, 2,3 e 1,5 mm respectivamente para as ligas com 1, 1,6 e 2,1% de Cu (ver tabela 5.5).

Tabela 5.5. Estimativa dos valores de J_{IC} e da espessura mínima do corpo de prova para a realização do ensaio J_{IC} , para as ligas Al-6Zn-2Mg-xCu envelhecidas a 120°C por 24 h

Liga % Cu	$(K_{IC})_{T-L}$ (MPa.m ^{1/2}) ^(a)	$(K_{IC})_{L-T}$ (MPa.m ^{1/2}) ^(b)	$(J_{IC})_{L-T}$ (kJ/m ²) ^(c)	σ_y (MPa) ^(d)	B_{\min} (mm) ^(e)
1	54,5	65,4	53,5	573	2,3
1,6	54,9	65,9	54,3	581	2,3
2,1	44,9	53,9	36,3	596	1,5

(a) média dos valores obtidos por Lin e Starke Jr. /27/;

(b) estimado - $(K_{IC})_{L-T} = 1,2 (K_{IC})_{T-L}$;

- (c) estimado - $(J_{IC})_{L-T} = (K_{IC})_{L-T}^2 (1-\nu^2)/E$ [equação (2.50)];
 (d) média aritmética entre σ_e e σ_t (dados na tabela 5.1);
 (e) espessura mínima do corpo de prova - estimada -
 $B_{min} = 25 (J_{IC})_{L-T}/\sigma_y$ [equação (2.54)].

Na condição sobenvelhecida (envelhecimento a 120°C por 1 h), as ligas usadas neste trabalho apresentam baixos níveis de resistência mecânica e conseqüentemente altos níveis de tenacidade à fratura; com isso, a espessura mínima dos corpos de prova nessa condição pode ser bastante superior aos valores estimados da tabela 5.5. Para tempos de envelhecimento superiores a 24 h os níveis de resistência mecânica são poucos diferentes da condição 120°C - 24 h; assim é de se esperar que a espessura mínima do corpo-de-prova seja também pouco diferente dos valores estimados da tabela 5.5. Com base nessa análise simplificada, verifica-se que a espessura dos corpos de prova usados neste trabalho - B = 5 mm - é suficiente.

O parâmetro de tenacidade à fratura J_{IC} , assim como K_{IC} é uma propriedade intrínseca do material; isso porque existe uma espessura mínima do espécime acima da qual este parâmetro praticamente não varia, ou seja, acima dessa espessura mínima não há influência de fatores geométricos. A espessura mínima do corpo de prova no caso de J_{IC} é consideravelmente menor do que no caso de K_{IC} , o que representa grande importância tanto do ponto de vista econômico (menor quantidade de material, menor consumo de energia, máquinas de ensaio de menor capacidade, etc) como também do ponto de vista de ampliação do campo de aplicação da mecânica de fratura. No caso das ligas usadas neste trabalho, envelhecidas a 120°C por 24 h (condição T6), a espessura mínima no caso de K_{IC} , dada por $B_{min} = 2,5 (K_{IC}/\sigma_e)^2$ - equação (2.39a) -, é da ordem de 33,3; 33,5 e 22,1 mm respectivamente para as ligas com 1; 1,6 e 2,1% de

Cu; esses valores representam um aumento médio de 1360% (14,6 vezes maior) com relação aos valores de espessura mínima estimados para o caso de J_{IC} (tabela 5.5).

5.4.2. Discussão dos resultados dos ensaios J_{IC}

Na figura 5.5 se encontram as curvas de J em função de Δa (curva R e reta de arredondamento teórico da ponta da trinca) para as ligas Al-6Zn-2Mg-xCu envelhecidas a 120°C por 1, 24 e 200 h.

Nas curvas de J em função de Δa - figura 5.5 - a interseção da curva R com a reta de arredondamento teórico da ponta da trinca caracteriza o início do crescimento estável da trinca e é chamada de J_Q ; este valor é igual a J_{IC} se forem satisfeitas algumas restrições relativas às dimensões dos corpos de prova e à inclinação da curva R, ou seja, segundo a ASTM E 813 /17/, se a espessura (B) e o comprimento da secção resistente (b) dos corpos de prova forem maior ou igual a $25 J_Q/\sigma_y$ e a inclinação da curva R (dJ/da) for menor do que σ_y , onde σ_y é a média aritmética entre os limites de escoamento e de resistência à tração. Na tabela 5.6 se encontram as grandezas necessárias à verificação das restrições acima mencionadas.

Com 1 hora de envelhecimento as três ligas se encontram na condição sobenvelhecida; nessa condição as três ligas apresentam baixos níveis de resistência mecânica e altos níveis de tenacidade à fratura. Com isso, os corpos de prova do ensaio J_{IC} usados neste trabalho não satisfazem as restrições, de espessura e comprimento da secção resistente mínimos, impostas à determinação de J_{IC} , pois pelo menos um desses valores é menor do que $25 J_Q/\sigma_y$, que fornece valores de 8,3, 5,0 e 4,2 mm respectivamente para as

Tabela 5.6 - Resultados dos ensaios J_{IC} e de tração / dimensões dos corpos de prova do ensaio J_{IC} / verificação das restrições de B e $b_{min} > 25 J_Q/\sigma_y$ e $dJ/da < \sigma_y$ - segundo a ASTM E 813 /17/.

% Cu	Tempo de Envelhecimento (h)	Ensaio J_{IC}		Ensaio de tração		$25 J_Q/\sigma_y$ (mm)	B^* (mm)	b_{min}^{**} (mm)
		J_Q (kJ/m^2)	dJ/da (MPa)	σ_y (MPa)				
1	1	165	92,5	496,5	8,3	5	3,3	
	24	76	74,5	573,0	3,3	5	3,4	
	200	91	23,5	563,5	4,0	5	3,1	
1,6	1	102	126,0	510,5	5,0	5	3,2	
	24	68	67,9	581,0	2,9	5	3,3	
	200	57	~ 0	571,5	2,5	5	3,7	
2,1	1	89	108,7	526,5	4,2	5	3,0	
	24	61	63,6	596,0	2,6	5	3,6	
	200	45	46,1	609,5	1,8	5	3,9	

* B é a espessura usada no corpo de prova do ensaio J_{IC} ;

** b_{min} é o menor comprimento da seção resistente do corpo de prova [$b_{min} = w - (a_i)_{min} = 10 \text{ mm} - (a_i)_{min}$], sendo a_i o comprimento da trinca - dado na tabela 5.2.

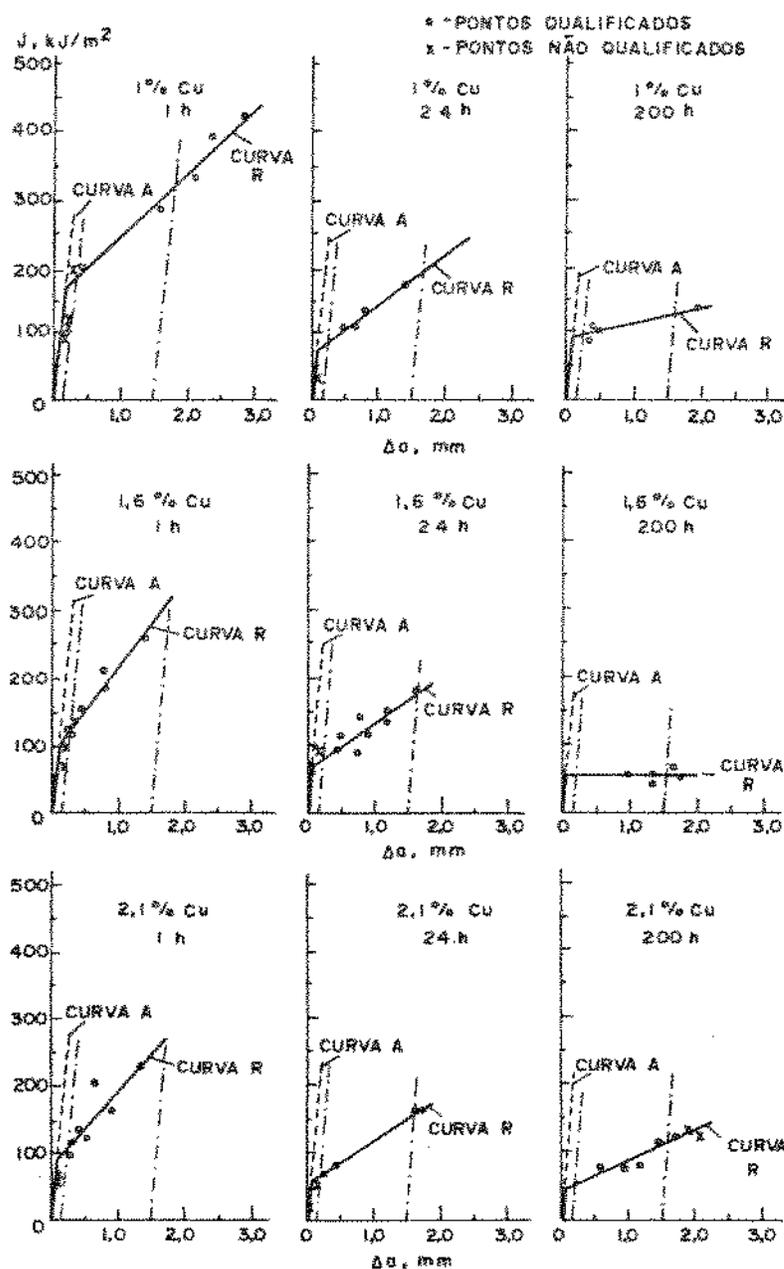


Fig. 5.5. Curvas de J em função de Δa para as ligas Al-6Zn-2Mg-xCu, com o corpo de prova solicitado à flexão e com orientação do plano da trinca L-T, envelhecidas a 120°C nos tempos 1, 24 e 200 h. Curva A é a reta de arredondamento teórico da ponta da trinca. No anexo 2 estas curvas se encontram detalhadas.

ligas com 1, 1,6 e 2,1% Cu (ver tabela 5.6). Assim, para as três ligas envelhecidas a 120°C por 1 h, seria necessário ensaiar corpos de prova com a relação a_i/w menor do que 0,5 (b/w maior do que 0,5) e também, para a liga com 1% de Cu, ensaiar corpos de prova maiores (B maior do que 5 mm).

Para tempos iguais ou superiores a 24 h os corpos de prova do ensaio J_{IC} , das três ligas, satisfazem as exigências de espessura mínima, sendo que, com exceção da liga com 1% de Cu envelhecida por 200 h, nas demais condições - 1% Cu, 24 h; 1,6% Cu, 24 e 200 h e 2,1% Cu, 24 e 200 h - o comprimento da menor secção resistente do corpo de prova (b_{min}) é maior do que $25 J_Q/\sigma_y$ (ver tabela 5.6). Pode-se dizer, então, que para essas condições (1% Cu - 24 h; 1,6% Cu - 24 e 200 h e 2,1% Cu - 24 e 200 h) $J_Q = J_{IC}$; mas, observando as curvas R - curvas de J em função de Δa -, mostradas na figura 5.5, nota-se que os pontos ($\Delta a, J$), para a condição 1,6% Cu - 200 h, não estão regularmente distribuídos, o que não é recomendável (ver figura 3.17). A tabela 5.7 apresenta os valores de J_{IC} para as condições nas quais foi possível caracterizá-lo.

Tabela 5.7. Valores de J_{IC} para as condições que satisfazem as restrições de B e $b_{min} > 25 J_Q/\sigma_y$.

% Cu	tempo de envelhecimento a 120°C (h)	J_{IC} (kJ/m ²)
1	24	76
1,6	24	68
	200	57
2,1	24	61
	200	45

Foi possível notar durante os ensaios J_{IC} , através das curvas carga-deslocamento do ponto de aplicação da carga (figura 5.2), que com 1 hora de envelhecimento o crescimento da trinca é praticamente estável, para as três ligas. Com o aumento do tempo de envelhecimento o crescimento estável da trinca é acompanhado de "pop-in", ou seja, há durante este pequenos crescimentos instáveis da trinca. À medida que se aumenta o tempo de envelhecimento aumenta a tendência de ocorrência de "pop-in". Este comportamento pode estar associado à fratura intergranular, pois, para as ligas Al-Zn-Mg e Al-Zn-Mg-Cu, dentro de certos limites, à medida que se aumenta o tempo de envelhecimento há aumento da fração em área de fratura intergranular e, via de regra, a fratura intergranular é de natureza instável /25, 26, 89, 96/.

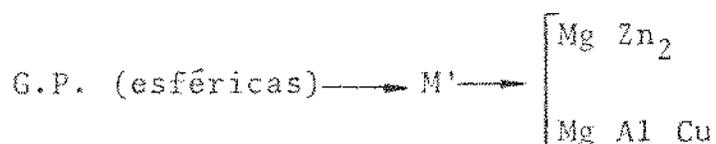
A liga com 1,6% de Cu apresentou, na condição superenvelhecida (200 h), os maiores níveis de "pop-in"; isso pode ser notado através das curvas carga-deslocamento do ponto de aplicação da carga (figura 5.2) e pelos baixos valores dos parâmetros de quantificação da resistência à propagação da trinca, dJ/da e T , que para essa condição (1,6% Cu - 200 h) são aproximadamente iguais a zero (ver tabela 5.3), ou seja, o crescimento da trinca é praticamente instável. Nas condições de envelhecimento estudadas (120°C entre 1 e 200 h), para as três ligas, à medida que se aumenta o tempo de envelhecimento aumenta a tendência de ocorrência de "pop-in"; conseqüentemente há diminuição da resistência à propagação estável da trinca - dJ/da e T - e também, no geral, diminuição do coeficiente de correlação dos pontos ($\Delta a, J$) - r - (ver tabela 5.3). Apesar disso, com exceção da condição 1,6% Cu - 200h, para os tempos acima de 1 h a ocorrência de "pop-in" não invalidou os resultados dos ensaios, pois o valor do coeficiente de correla

ção dos pontos $(\Delta a, J) - r -$ foi no mínimo 0,83; a média geral desse valor é 0,93, o que traduz um baixo nível de dispersão dos pontos $(\Delta a, J)$, em torno da curva R, e bom nível de reprodutibilidade do ensaio J_{IC} . Torna-se importante lembrar que r é um coeficiente que pode variar de - 1 a 1; quando $r = 1$ todos os pontos estão sobre a reta (curva R) e quando $r = 0$ há dispersão em todas as direções /102/. Dessa forma, os resultados desse trabalho não estão de acordo com os resultados do trabalho de Putatunda e Banerjee /101/, pois estes verificaram, para um aço de baixa liga tratado termicamente, que os ensaios K_{IC} e J_{IC} , com ocorrência de "pop-in", apresentam níveis de dispersão dos resultados relativamente altos e baixos valores de tenacidade à fratura.

A figura 5.6 ilustra a variação da tenacidade à fratura (J_Q) com o tempo de envelhecimento à temperatura de 120°C. Nas ligas com alto Cu (1,6 e 2,1%) houve, com o aumento do tempo de envelhecimento, diminuição da tenacidade à fratura em toda a faixa de tempo estudada (de 1 até 200 h).

Na liga com baixo Cu (1%), nas regiões correspondentes ao sobenvelhecimento e máxima resistência, houve diminuição da tenacidade à fratura com o aumento do tempo de envelhecimento; na condição superenvelhecida houve uma nítida recuperação da tenacidade à fratura (J_Q), como pode ser visto na figura 5.6. Essa recuperação da tenacidade é tal que, para um dado nível de limite de escoamento, a tenacidade na condição sobenvelhecida é maior do que na condição superenvelhecida. Com o aumento do tempo de envelhecimento, na região correspondente ao superenvelhecimento, há diminuição da resistência mecânica o que, depois de um determinado nível, aumenta a habilidade do material escoar localizadamente e arredondar a ponta da trinca, o que favorece a tenacidade à fratura /16, 91/.

A sequência de precipitação da liga Al-6Zn-2Mg é da da pela equação (3.13). Quando se acrescenta Cu a essa liga, até 1% (em peso), praticamente não há alteração da sequência de precipitação, formando o precipitado de equilíbrio Mg Zn₂. Nessas condições, o efeito do endurecimento, devido ao cobre, é modesto, e se deve, basicamente, à solução sólida. Com teores de cobre acima de 1%, este participa do processo de precipitação, formando, além da fase de equilíbrio Mg Zn₂, a fase Mg Al Cu /82/; com isso, a sequência de precipitação, a partir da solução sólida supersaturada, passa ser a seguinte:



Com o aumento da porcentagem de Cu (acima de 1%) ocorre um aumento da quantidade de precipitados endurecedores, o que provoca um aumento no limite de escoamento, como pode ser visto na figura 5.6. Como visto no item 3.4.1, na região correspondente ao sobenvelhecimento o aumento da resistência pode ser considerado como sendo resultado de interferências adicionais no movimento das discordâncias, quando essas atravessam as zonas G-P. Nessa região, a taxa de aumento do limite de escoamento, com o tempo de envelhecimento, é praticamente igual para as três ligas. Com o prosseguimento do processo de precipitação, para tempos superiores a 50h, há formação dos precipitados de equilíbrio, sendo que quanto maior a porcentagem de Cu, maior a quantidade de precipitados do tipo Mg Al Cu; há também alteração da cinética de precipitação, sendo que o aumento no

teor de Cu retarda o processo; isto pode ser visto através das curvas do limite de escoamento na figura 5.6.

Pode-se notar, na figura 5.6, que o parâmetro de tenacidade à fratura J_Q é mais sensível do que o limite de escoamento às variações na quantidade e tipo de precipitados, pois com o aumento do teor de Cu há diminuição significativa de J_Q . Como visto no item 3.4.2, os precipitados das ligas de alumínio da série 7xxx (a base de Zn e Mg) são mais resistentes do que os precipitados das ligas da série 2xxx (a base de Cu); assim, com o aumento do teor de Cu aumenta o número de precipitados do tipo Mg Al Cu o que facilita o processo de nucleação, crescimento e coalescimento de vazios ("dimples"), devido ao aumento do número de partículas e também devido ao tipo das partículas. A liga com 1% de Cu, que apresenta pequena quantidade de partículas do tipo Mg Al Cu, possui níveis de tenacidade bastante superior às ligas com 1,6 e 2,1% de Cu.

O retardamento do processo de precipitação, devido ao aumento do teor de Cu, verificado através do limite de escoamento, pode também ser avaliado através do parâmetro J_Q , na figura 5.6. É bastante provável, então, que para tempos de envelhecimento superiores a 200h (a 120°C) haja também recuperação de tenacidade para as ligas com 1,6 e 2,1% de Cu, sendo que, quanto maior a porcentagem de Cu maior esse tempo.

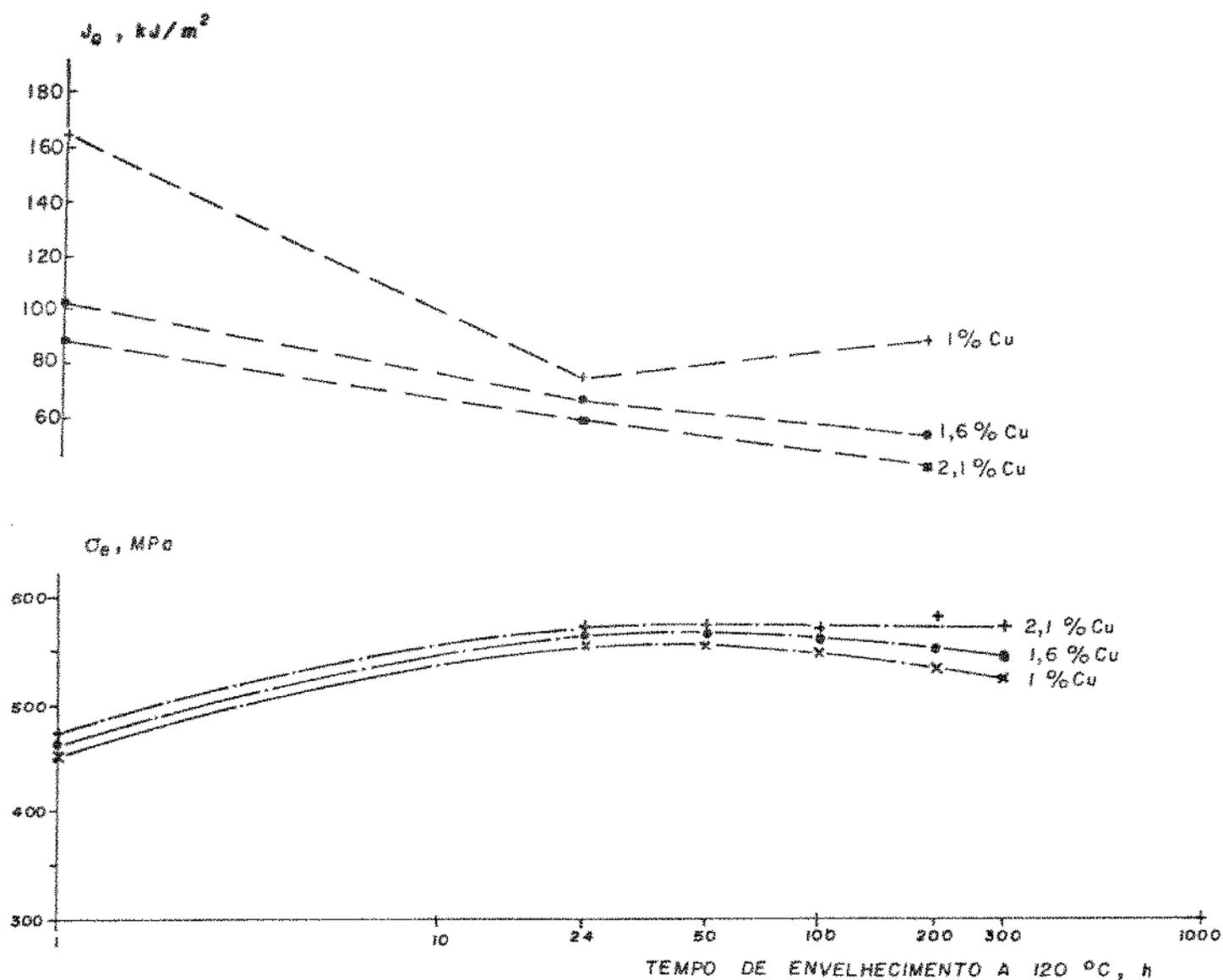


Fig. 5.6. Variação esquemática do parâmetro de tenacidade à fratura J_Q e do limite de escoamento (σ_e) com o tempo de envelhecimento a 120°C .

Os ensaios realizados neste trabalho, para a obtenção de J_{IC} , foram baseados no método do carregamento interrompido. Nesse método, a curva R é levantada a partir de vários pontos e cada ponto correspondendo a um ensaio. Nas nove condições estudadas (três ligas envelhecidas a 120°C nos tempos 1, 24 e 200 h), foram realizados vários ensaios cujos resultados não puderam ser computados no cálculo da curva R, porque forneceram valores de extensão da trinca (Δa) muito pequenos ($< 0,15 \text{ mm}$) ou muito grandes ($> 1,5 \text{ mm}$); estes valores estão indicados nas curvas $J-\Delta a$ da figura 5.5. Este

é um grande problema do ensaio J_{IC} , pois se faz a interrupção do ensaio antes de se ter conhecimento do valor da extensão da trinca, apesar de ser possível estabelecer uma correlação entre o deslocamento (do pistão da máquina no caso do ensaio de flexão com o corpo de prova apoiado em três pontos) e a extensão da trinca (Δa) /72/. Este problema pode ser minimizado com a experiência.

Além do problema acima citado, o ensaio J_{IC} apresenta outras dificuldades; duas dessas merecem destaque: a determinação da área sob a curva carga deslocamento e a medição da extensão da trinca sobre a superfície de fratura do corpo de prova. A área sob a curva carga-deslocamento foi determinada com auxílio de um planímetro, o que pode apresentar variações significativas, principalmente quando há ocorrência de "pop-in". A medição da extensão da trinca, sobre a superfície de fratura do corpo de prova, é bastante trabalhosa e também pode introduzir erros significativos, quando não é realizada com instrumentos específicos, ou seja, com microscópios dotados com escala micrométrica.

Com a finalidade de confirmar as tendências observadas nos ensaios J_{IC} , que foram anteriormente discutidas, foram realizados vários ensaios COD, com as três ligas envelhecidas a $120^{\circ}C$ nos tempos 1, 24, 50, 100, 200 e 300 h.

5.4.3. Discussão dos resultados dos ensaios COD

A caracterização do COD crítico depende do comportamento do material. Quando as três ligas estão envelhecidas a $120^{\circ}C$ por 1 h (subenvelhecidas) há, a partir da pré-trinca de fadiga, crescimento estável da trinca praticamente sem ocorrência de "pop-in" (ver figura 5.3); nessa condição, o início do crescimen

to estável deve ser caracterizado pelo parâmetro δ_i . Nas demais condições há ocorrência de "pop-in" e, assim, o COD crítico pode ser caracterizado pelo parâmetro δ_c .

A determinação do COD crítico, em termos do parâmetro δ_i , esbarra quase que nas mesmas dificuldades da determinação do parâmetro J_{IC} , pois os princípios de obtenção desses parâmetros são iguais, sendo que a única diferença é que o parâmetro δ_i se refere à interseção de uma curva R - do CTOD em função de Δa - com o eixo das ordenadas, ou seja, na definição deste parâmetro não se considera o arredondamento da ponta da trinca; a curva R do ensaio δ_i é, como no caso do J_{IC} , levantada ponto por ponto utilizando vários corpos de prova.

A obtenção do parâmetro δ_c é relativamente simples, pois é necessário apenas um corpo de prova. Por razões estatísticas, é recomendável realizar mais de um ensaio; na prática se realiza dois ou três. Neste trabalho, a tenacidade à fratura das três ligas envelhecidas a 120°C entre 1 e 300 h foi avaliada em termos do parâmetro δ_c ; com isso se obteve um parâmetro de tenacidade à fratura com características diferentes de J_{IC} .

Foi possível obter do ensaio COD, além do parâmetro δ_c , a razão de resistência do espécime - $R_{sb} = 6 P_{max} w/B (w-a_i)^2 \sigma_e$, equação (4.3) - que é um número adimensional útil na comparação da tenacidade à fratura de materiais metálicos, quando os corpos de prova são semelhantes e insuficientes para a obtenção de K_{IC} .

Foram realizados dois ensaios COD para cada condição. Na tabela 5.4 se encontram os resultados gerais desses ensaios; nota-se que, a variação de δ_c e R_{sb} , por condição, pode atingir valores significativos, como é o caso das condições 1% Cu - 200 e 300 h, 1,6% Cu - 24 h e 2,1% Cu - 50, 100 e 300 h, cujas varia

ções no δ_c , com relação ao valor médio ($\bar{\delta}_c$), é respectivamente 14,5, 36,6, 27, 30, 14 e 13,9%, sendo que no geral a variação de δ_c apresenta um valor médio de 10,9%. Já o R_{sb} apresenta uma variação menor, sendo que o valor médio dessa variação é 3,7%. No caso do δ_c , essa variação introduz dúvidas sobre a reprodutibilidade do ensaio.

Na tabela 5.8 se encontram os valores médios de δ_c e R_{sb} para as três ligas envelhecidas a 120°C entre 1 e 300 h.

Tabela 5.8. Valores médios de δ_c e R_{sb} para as ligas Al-6Zn-2Mg-xCu, envelhecidas a 120°C entre 1 e 300 h. Plano da trinca orientado na direção L-T.

% Cu	Tempo de Envelhecimento (h)	δ_c (mm)	R_{sb}
1	1	0,246	2,14
	24	0,134	1,90
	50	0,125	1,88
	100	0,102	1,97
	200	0,118	1,92
	300	0,129	1,92
	1,6	1	0,198
24		0,115	1,87
50		0,091	1,76
100		0,057	1,73
200		0,068	1,69
300		0,063	1,73
2,1		1	0,188
	24	0,102	1,75
	50	0,086	1,62
	100	0,079	1,69
	300	0,065	1,72

Na figura 5.7 se encontram as curvas de δ_c e R_{sb} em função do tempo de envelhecimento a 120°C , para as três ligas.

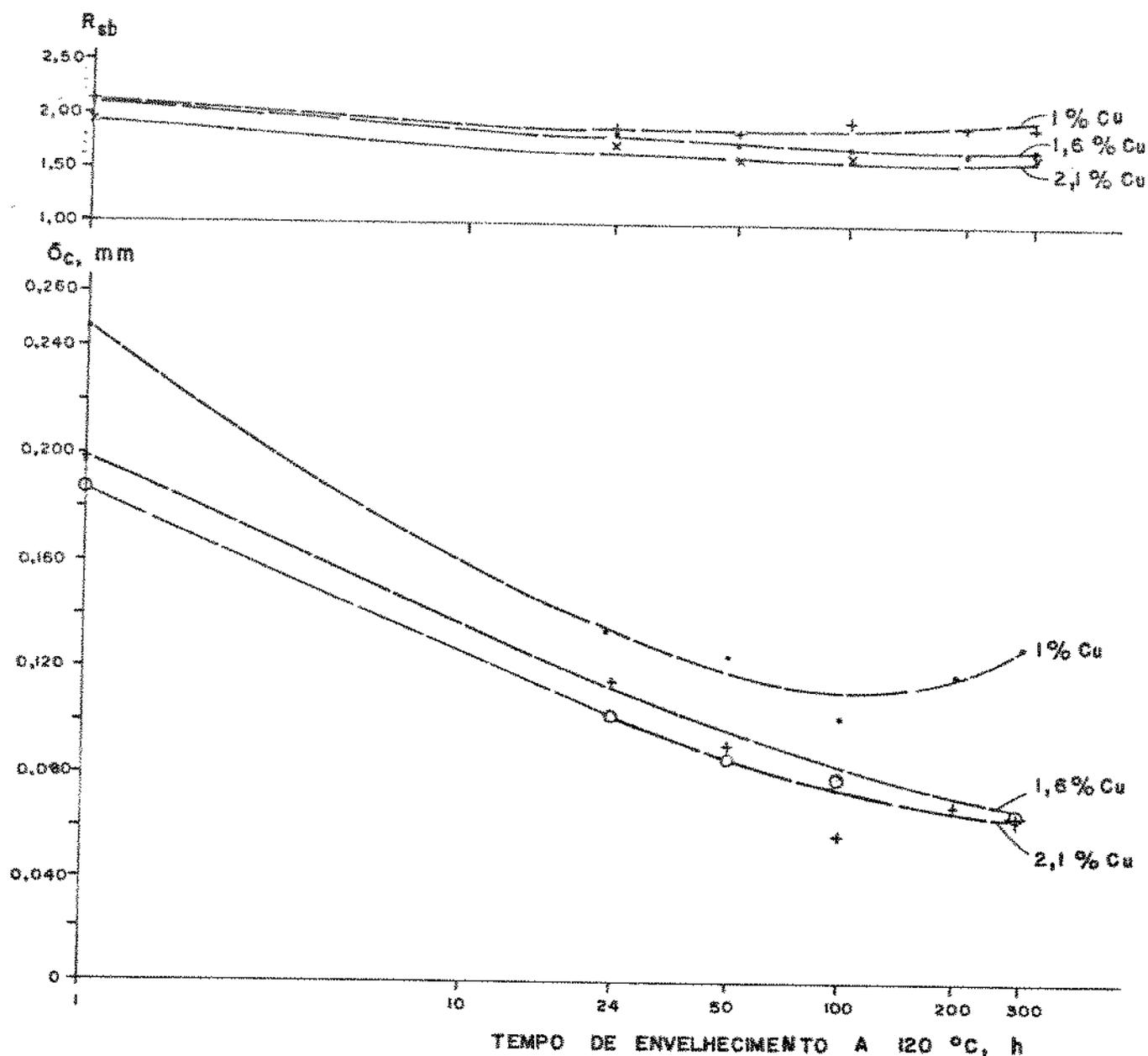


Fig. 5.7. Curvas de δ_c e R_{sb} em função do tempo de envelhecimento a 120°C , para as ligas Al-6Zn-2Mg-xCu. Plano da trinca orientado na direção L-T.

Nota-se, nas curvas da figura 5.7, que nas ligas com alto cobre (1,6 e 2,1%), há diminuição da tenacidade à fratura (δ_c) com o aumento do tempo de envelhecimento, em toda a faixa de tempo estudada (de 1 a 300 h). Na liga com baixo cobre (1%) há di

minuição da tenacidade até 100 h de envelhecimento; acima deste tempo há recuperação da tenacidade. Esses resultados estão mostrando as mesmas tendências do ensaio J_{IC} .

Com o aumento do teor de cobre houve, também, como no caso do ensaio J_{IC} , diminuição de δ_c . Na tabela 5.8, nota-se que, com 1 h de envelhecimento, o δ_c é igual a 0,246; 0,198 e 0,188 mm, respectivamente para as ligas com 1; 1,6 e 2,1% de Cu. Entre 1 e 24 h de envelhecimento houve uma diminuição bastante sensível de δ_c , que na condição de máxima resistência (24 h) fornece valores de 0,134; 0,115 e 0,102 mm, respectivamente para as ligas com 1; 1,6 e 2,1% de Cu; isto corresponde, respectivamente, a uma diminuição de 45, 42 e 46% com relação aos valores de 1 h de envelhecimento. Entre 24 e 300 h, nas ligas com 1,6 e 2,1% de Cu, houve diminuição de δ_c , que com 300 h fornece, respectivamente, valores de 0,063 e 0,065 mm; na liga com 1% de Cu houve diminuição de δ_c até 100 h e a partir daí uma sensível recuperação de maneira que com 300 h o δ_c é igual a 0,129 mm.

A razão de resistência do espécime (R_{sb}), apresentou as mesmas tendências dos parâmetros J_{IC} e δ_c , mas com menor realce, ou seja, a máxima variação de R_{sb} , com o tempo de envelhecimento a a 120°C, com relação aos valores máximos (1h), foi de 12,1, 21 e 17,8%, respectivamente para as ligas com 1, 1,6 e 2,1% de Cu; ver tabela 5.8 e figura 5.7.

5.5. CORRELAÇÃO ENTRE J_{IC} E δ_c

Como visto no item anterior, os resultados dos ensaios COD apresentaram as mesmas tendências do ensaio J_{IC} e, como a geometria e dimensões dos corpos de prova desses dois ensaios são iguais, é de se esperar que há uma relação bem definida entre os parâmetros de tenacidade à fratura J_{IC} e δ_c .

No Capítulo 2, item 2.4.3, foi possível estabelecer uma relação entre o CTOD e J ; esta relação é do tipo $J = m \sigma_y \cdot \delta$, equação (2.55), onde σ_y é a média aritmética entre os limites de escoamento (σ_e) e de resistência à tração (σ_t) e m é um fator de ajuste. Torna-se importante, então, determinar a relação $J_Q/\sigma_y \delta_c$, a partir dos resultados dos ensaios realizados.

Na tabela 5.9 se encontram as grandezas J_Q , δ_c e σ_y e a relação $J_Q/\sigma_y \delta_c$ para as três ligas envelhecidas a 120° , nos tempos 1, 24 e 200 h.

Tabela 5.9. Relação entre os parâmetros J_Q e δ_c , para as ligas Al-6Zn-2Mg-xCu, envelhecidas a 120° .

% Cu	T.E. (h)	J_Q (kJ/m ²)	δ_c (mm)	σ_y (MPa)	$J_Q/\sigma_y \cdot \delta_c$
1	1	165	0,246	496,5	1,35
	24	76	0,134	573,0	0,99
	200	91	0,118	563,5	1,37
1,6	1	102	0,198	510,5	1,01
	24	68	0,115	581,0	1,02
	200	57	0,068	571,5	1,47
2,1	1	89	0,188	526,5	0,90
	24	61	0,102	596,0	1,00

Na figura 5.8 se encontram as curvas de J_Q e δ_c em função do tempo de envelhecimento, para as três ligas.

Observa-se, nas curvas de J_Q e δ_c em função do tempo de envelhecimento - figura 5.8 -, que há uma relação, razoavelmente bem definida, entre J_Q e δ_c para as três ligas. Na tabela 5.9, a relação $J_Q/\sigma_y \cdot \delta_c$ varia de 0,90 a 1,47 e apresenta um valor médio de 1,14. Esses resultados estão bastante próximos dos valores obtidos da bibliografia, pois, no geral, o valor dessa relação, obtido por métodos analíticos, numéricos e experimentais, está na faixa de 1 a 2,6 /58/ - ver item 2.4.3.

Nas condições onde $J_{IC} = J_Q$ - 1% Cu, 24 h; 1,6% Cu, 24 e 200 h; 2,1% Cu, 24 e 200 h -, a relação $J_{IC}/\sigma_y \cdot \delta_c$ se aproxima de 1, exceto para a condição 1,6% Cu - 200 h onde o valor dessa relação é 1,47; a rigor, nesse caso (1,6% Cu - 200 h), J_{IC} não corresponde a J_Q , pois a distribuição dos pontos (Δa , J), ao longo da curva R, é bastante irregular (ver figura 5.5); assim, esse valor de 1,47 confirma que nessa condição o valor de J_{IC} é impreciso. Pode-se dizer, então, que nessas condições, o δ_c também corresponde ao início do crescimento estável da trinca.

5.6. ESTIMATIVA DE K_{IC} A PARTIR DE J_{IC}

O parâmetro de tenacidade à fratura J_{IC} é bastante útil no campo da pesquisa e desenvolvimento de materiais metálicos, como um critério de tenacidade à fratura dútil para avaliar a influência de variáveis metalúrgicas, tratamentos térmicos e termomecânicos, soldas, etc. Outra aplicação de J_{IC} , também bastante importante, é a estimativa de K_{IC} , que é, atualmente, o principal parâmetro de tenacidade à fratura. Esta última aplicação de

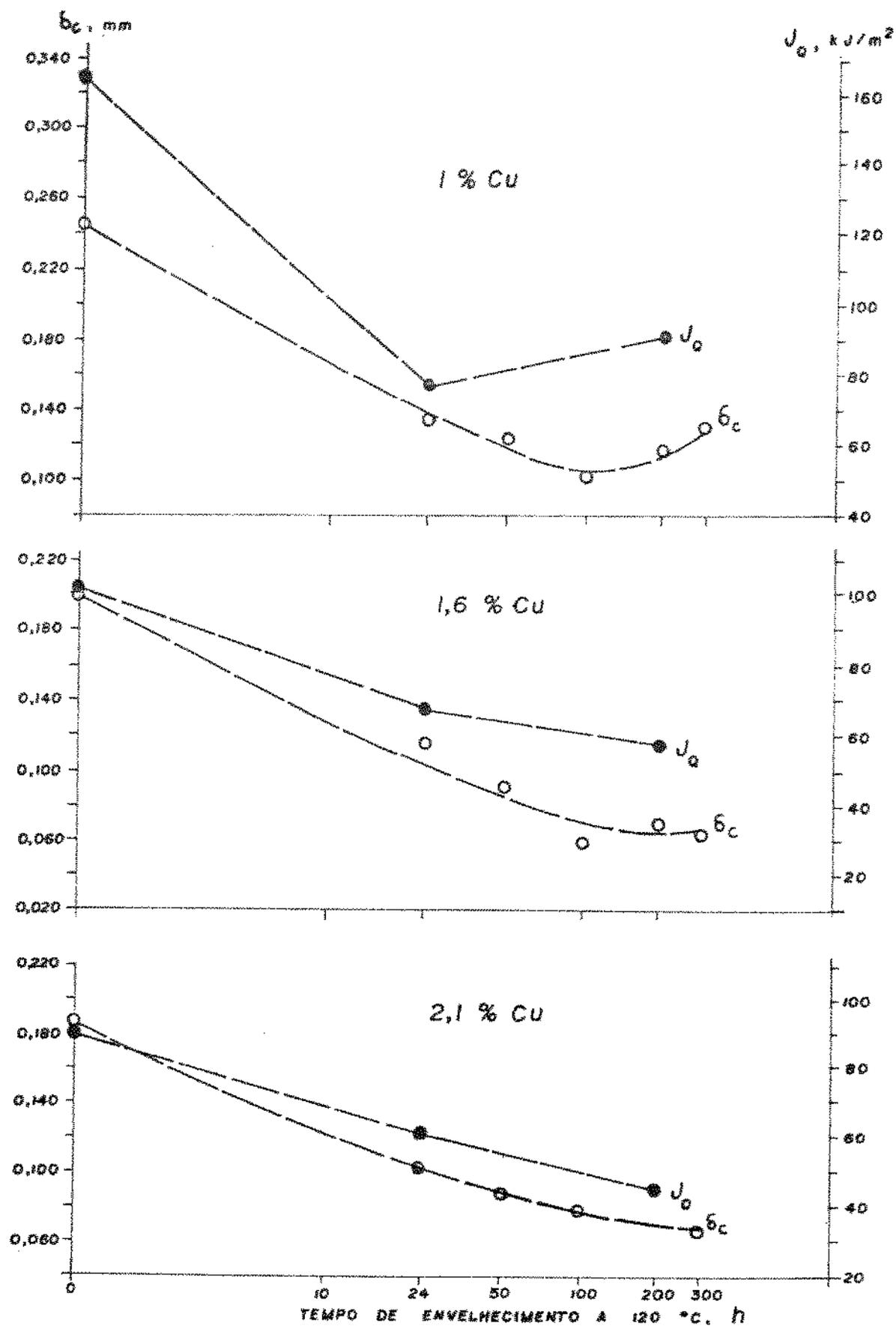


Fig. 5.8 . Curvas J_Q e δ_c em função do tempo de envelhecimento a 120^oC, para as ligas Al-6Zn-2Mg-xCu. Os parâmetros J_Q e δ_c foram obtidos com corpos de prova com as mesmas geometrias e dimensões e com o plano da trinca orientado na direção L-T.

J_{IC} representa grande importância do ponto de vista econômico, pois as dimensões dos corpos de prova, para a obtenção de J_{IC} , são consideravelmente menores; ou seja, é necessário uma menor quantidade de material, menor consumo de energia, máquinas de ensaio de menor capacidade, etc.

Na tabela 5.10 se encontram os valores de K_{IC} estimados, a partir dos valores de J_{IC} , e a espessura mínima do corpo de prova para a obtenção de K_{IC} .

Tabela 5.10. Valores de K_{IC} e da espessura mínima do corpo de prova para a obtenção de K_{IC} , estimados a partir de J_{IC} .

% Cu	Tempo de Env. a 120°C (h)	J_{IC} (a) (kJ/m ²)	K_{IC} (b) (MPa.m ^{1/2})	B_{min} (c) (mm)	$(K_{IC})_{L-T}$ (d) (MPa.m ^{1/2})
1	24	76	78,0	48,8	65,4
1,6	24	68	73,8	42,1	65,9
	200	57	67,6	37,4	-
2,1	24	61	69,9	37,2	53,9
	200	45	60,0	26,1	-

- (a) Resultados dos ensaios J_{IC} ; corpo de prova com orientação do plano da trinca L-T;
- (b) Estimado a partir de J_{IC} , pela relação $K_{IC}=[J_{IC} \cdot E/(1-\nu^2)]^{1/2}$ - equação (2.5) -, com $E = 72450$ MPa e $\nu = 0,31$;
- (c) Espessura mínima do corpo de prova / $K_{IC} - B_{min}=2,5(K_{IC}/\sigma_e)^2$ - equação (2.39a) -, com σ_e dado na tabela 5.1;
- (d) Estimados a partir dos valores médios obtidos por Lin e Starke Jr. /27/ - tabela 5.5.

Os valores de K_{IC} , estimados a partir de J_{IC} , são, em média, 20% maiores do que os valores estimados a partir dos resultados de Lin e Starke Jr. /27/ (tabela 5.10). Esta diferença se deve a vários fatores, relacionados à microestrutura das ligas e às peculiaridades dos ensaios. As ligas, apesar da mesma composição química, possuem diferenças microestruturais devido ao processo de fabricação (condições de laminação) e aos tratamentos térmicos de solubilização e precipitação; assim, a forma, dimensões e distribuição das partículas de segunda fase são diferentes, o que influencia significativamente a tenacidade à fratura. Quanto às peculiaridades dos ensaios, vários são os fatores que influenciam a tenacidade à fratura, sendo que os principais se referem, em maior ou menor grau de influência, às diferenças nos corpos de prova, ou seja, orientação do plano da trinca (T-L e L-T), geometria do corpo de prova (tração compacto e flexão apoiado em três pontos) e, possivelmente, grandes diferenças na relação (a_i/w).

A espessura mínima do corpo de prova, necessária à obtenção de K_{IC} , dada na tabela 5.10, é, em média, 14,6 vezes maior do que a espessura mínima do corpo de prova necessária à obtenção de J_{IC} e dada pela relação $25 J_Q/\sigma_y$ da tabela 5.6.

5.7. ANÁLISE DOS RESULTADOS ATRAVÉS DE FRACTOGRAFIA

Fractografia é o termo usado para denominar a ciência que estuda a superfície de fraturas. Na prática, a análise das causas das falhas de componentes estruturais metálicos, via de regra, passa pela caracterização e interpretação da superfície de

fratura, ou seja, pela fractografia, que revela a história dos eventos que precedem a falha.

A estimativa da tenacidade à fratura de componentes estruturais que apresentaram fratura em serviço, a partir da superfície de fratura, mesmo que grosseira, representa um certo interesse tecnológico, pois é relativamente simples e rápida. Várias são as tentativas no sentido de se obter modelos, usando parâmetros obtidos por fractografia, para se estimar os parâmetros de tenacidade à fratura /44-46, 105-107/. Esses modelos, no geral, estabelecem relações entre as dimensões da "stretched zone" (correspondente ao arredondamento da ponta da trinca) e os parâmetros de tenacidade à fratura, sendo que, muitos desses modelos, são baseados nas relações clássicas, da mecânica de fratura sobre o CTOD e K - equação (2.47) - e sobre o CTOD e J - equação (2.55) - /106, 107/.

Os parâmetros J_{IC} e δ_c são obtidos a partir de ensaios em corpos de prova pré-trincados por fadiga, o que garante um raio da ponta da trinca bastante pequeno. Nos estágios iniciais desses ensaios, com o aumento da carga, há arredondamento da ponta da trinca até atingir um raio crítico; a partir desse raio crítico ocorre crescimento estável da trinca. A figura 5.9 apresenta o modelo clássico sobre o arredondamento da ponta da trinca e crescimento da trinca e um esquema correspondente da superfície de fratura do corpo de prova.

Nota-se, através do esquema da figura 5.9 (b), que é possível obter, por observação direta da superfície de fratura, a largura da "stretched zone" - $(\Delta a)_{SZ}$. Considerando que na região correspondente ao arredondamento da ponta da trinca, a extensão da trinca (Δa) é igual à metade do CTOD (δ) (modelo da figura

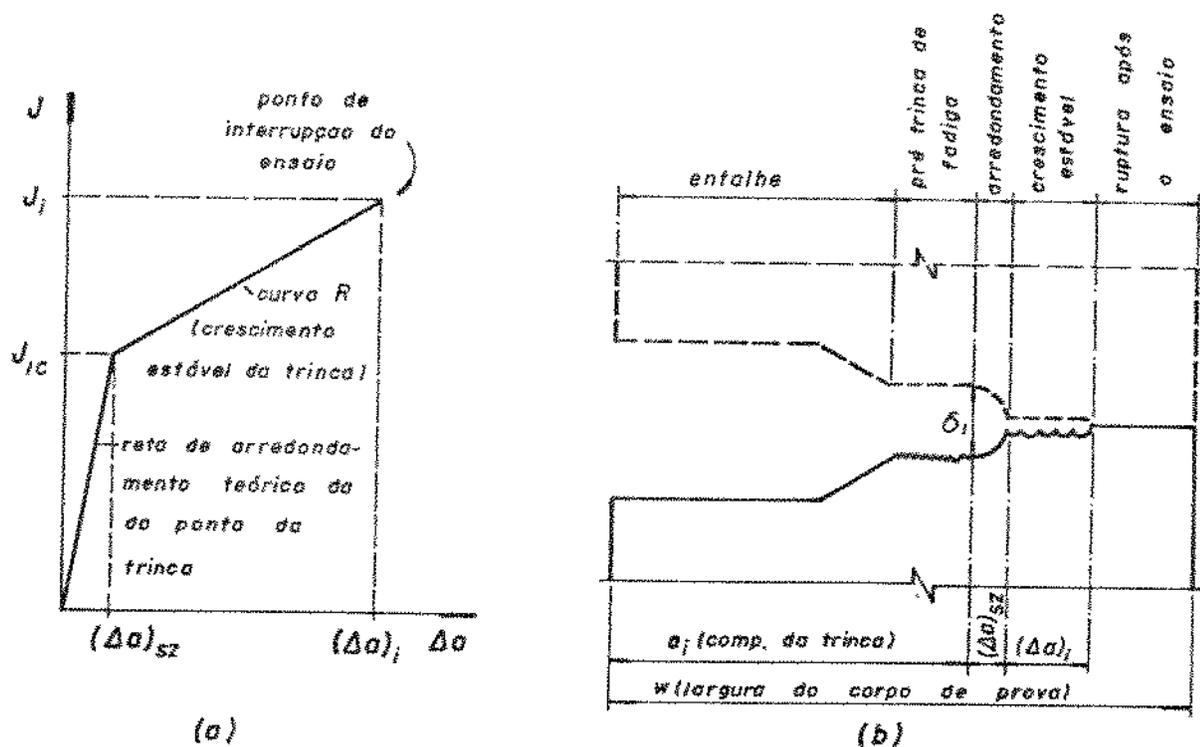


Fig. 5.9. Modelo do crescimento da trinca através da curva $J-\Delta a$ (a) e a correspondente superfície de fratura do corpo de prova (b).

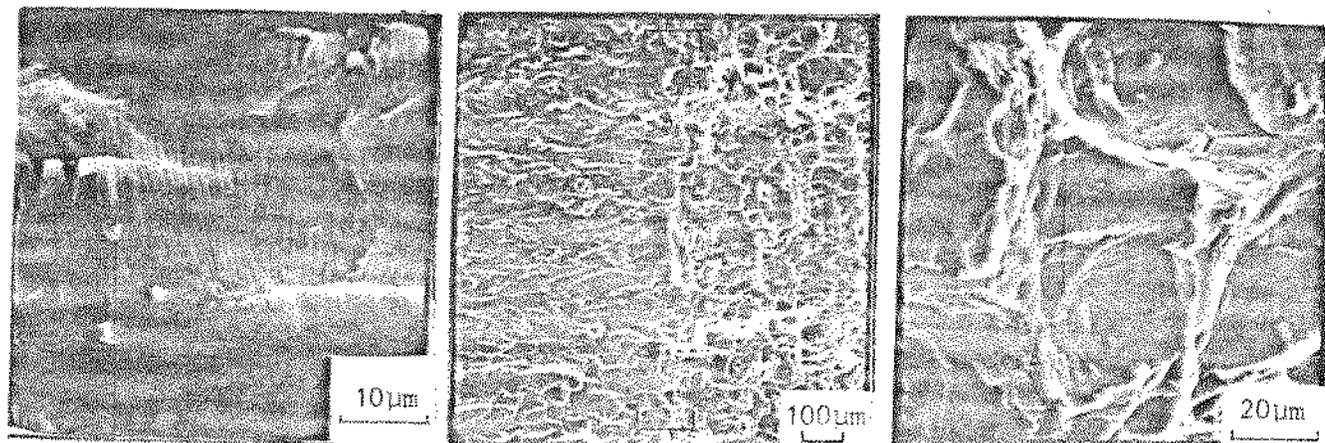
3.15), e como visto anteriormente, no item 5.4, nas condições onde $J_Q = J_{IC}$ a relação $J_{IC}/\sigma_y \cdot \delta_c$ é aproximadamente igual a 1, se tem, então, que $\delta_c = 2(\Delta a)_{sz}$ e $J_{IC} = 2 \sigma_y (\Delta a)_{sz}$.

Verificou-se, também, no item 5.4, que o valor médio da relação $J_Q/\sigma_y \cdot \delta_c$ é 1,14. Pode-se dizer, então, que no geral para as ligas e condições estudadas neste trabalho -, a largura da "stretched zone" é dada por $(\Delta a)_{sz} = \delta_c/2$ ou $(\Delta a)_{sz} = J_Q/2,28\sigma_y$; na tabela 5.11 se encontram esses valores.

Tabela 5.11. Valores estimados da largura da "stretched zone" - $(\Delta a)_{sz}$ -, a partir dos parâmetros δ_c e J_Q , para as ligas Al-6Zn-2Mg-xCu envelhecidas a 120°C.

% Cu	Tempo de Env. (h)	$(\Delta a)_{sz}$ (mm)		$[(\Delta a)_{sz}]_{\text{médio}}$ (mm)
		$\delta_c/2$	$J_Q/2,28 \sigma_y$	
1	1	0,123	0,146	0,135
	24	0,067	0,058	0,063
	200	0,059	0,071	0,065
1,6	1	0,099	0,088	0,094
	24	0,058	0,051	0,055
	200	0,034	0,044	0,039
2,1	1	0,094	0,074	0,084
	24	0,051	0,045	0,048
	200	—	0,032	0,032

A "stretched zone" corresponde ao arredondamento da ponta da trinca. Na superfície de fratura esta zona é intermediária entre as regiões correspondentes à pré-trinca de fadiga e ao crescimento estável da trinca (figura 5.9). A região da pré-trinca de fadiga se caracteriza por possuir as "estrias de fadiga" e a região do crescimento estável da trinca se caracteriza por apresentar a forma alveolar ("dimples"). Na figura 5.10 se encontram as micrografias das regiões correspondentes à pré-trinca de fadiga, à "stretched zone" e ao crescimento estável da trinca, da superfície de fratura dos corpos de prova do ensaio J_{IC} .

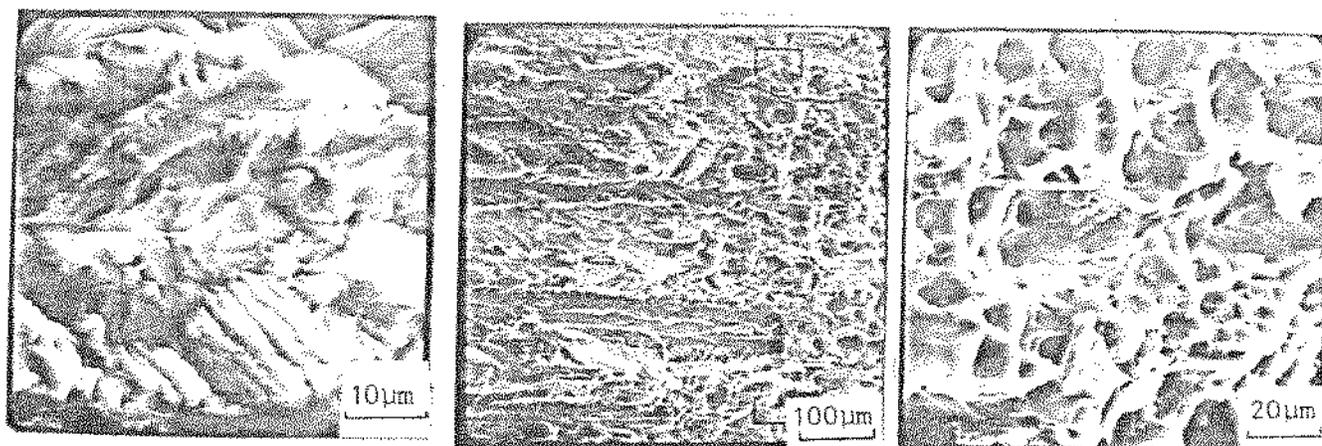


1%Cu - 1h

(a)

(b)

(c)

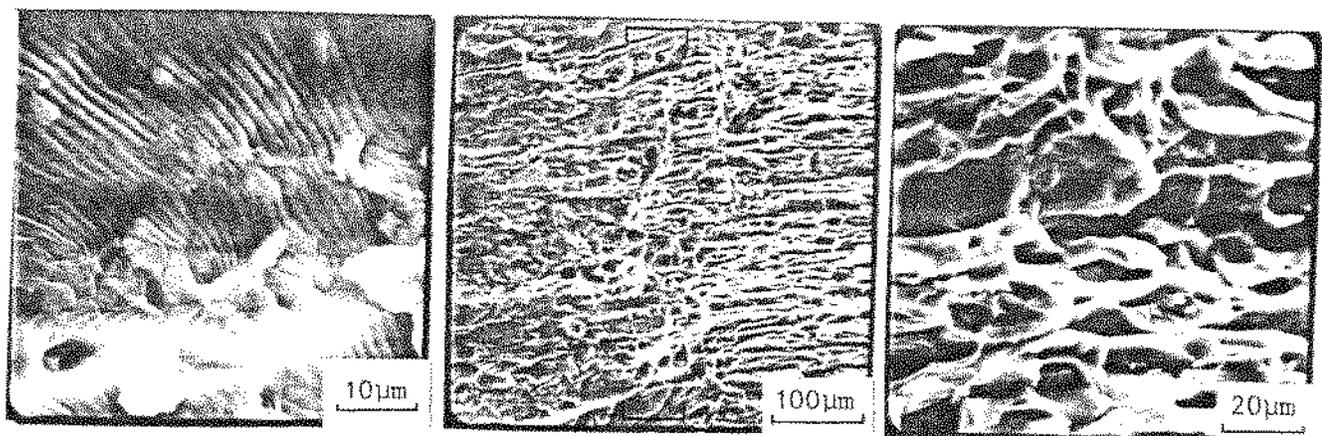


1%Cu - 24h

(a)

(b)

(c)



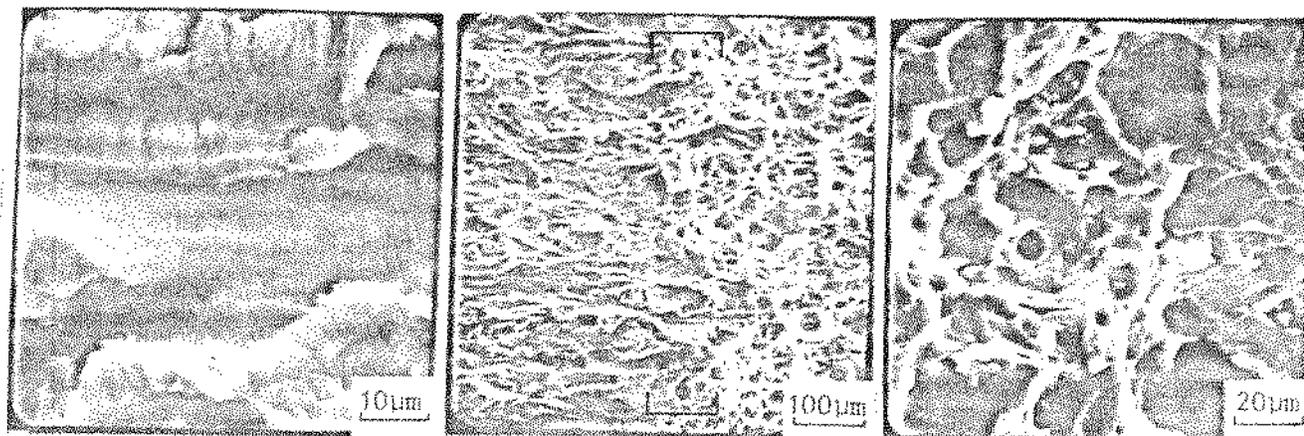
1%Cu - 200h

(a)

(b)

(c)

Fig. 5.10. Micrografias das superfícies de fratura dos corpos de prova do ensaio J_{IC} , das ligas Al-6Zn-2Mg-xCu, envelhecidas a 120°C nos tempos indicados. (a) pré-trinca de fadiga; (b) "stretched zone" e (c) crescimento estável da trinca ("dimples"). MEV - ângulo de incidência do feixe 90° . (Continua)

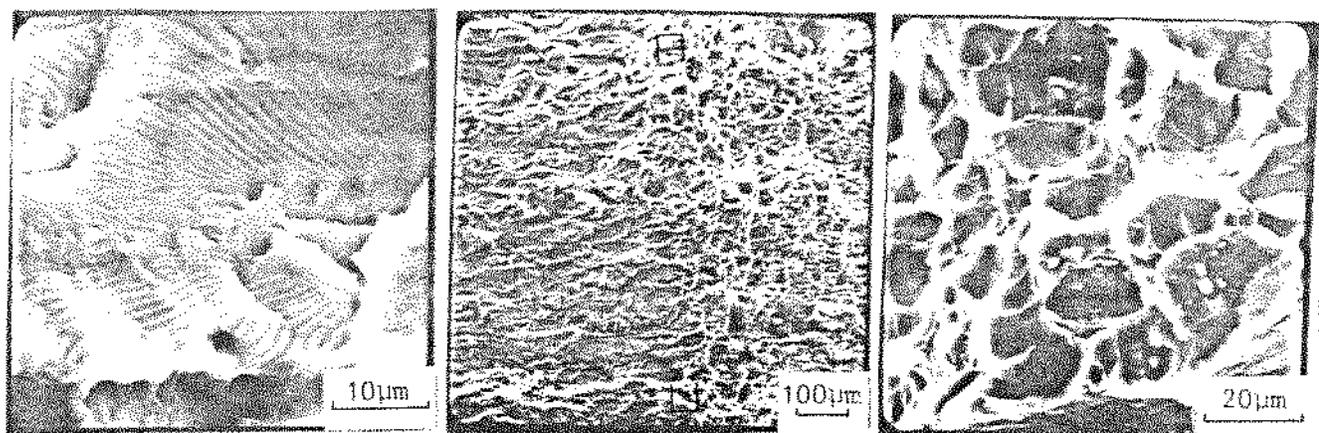


1,6%Cu - 1h

(a)

(b)

(c)

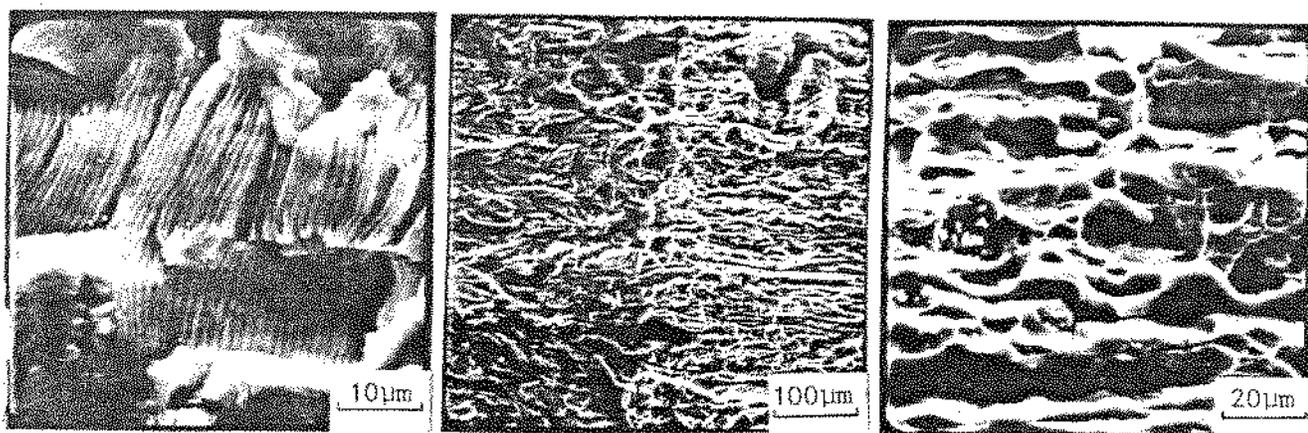


1,6%Cu - 24h

(a)

(b)

(c)



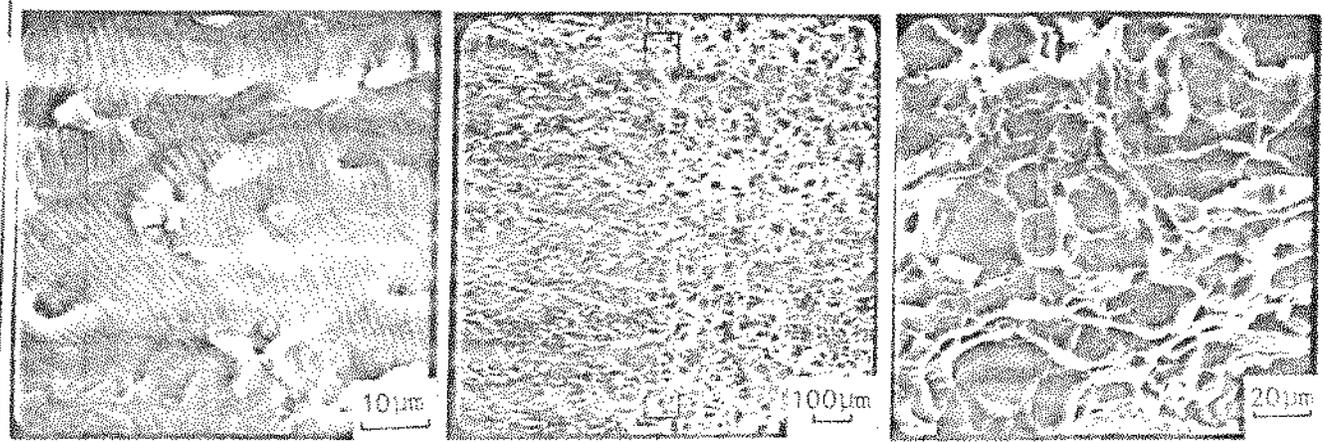
1,6%Cu - 200h

(a)

(b)

(c)

Fig. 5.10. Continuação ...

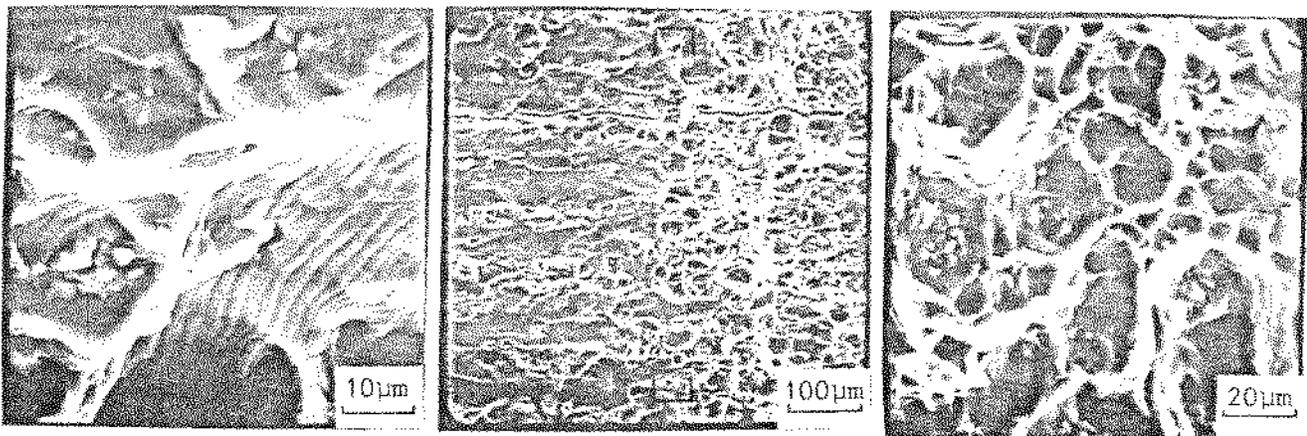


2, 1%Cu - 1h

(a)

(b)

(c)

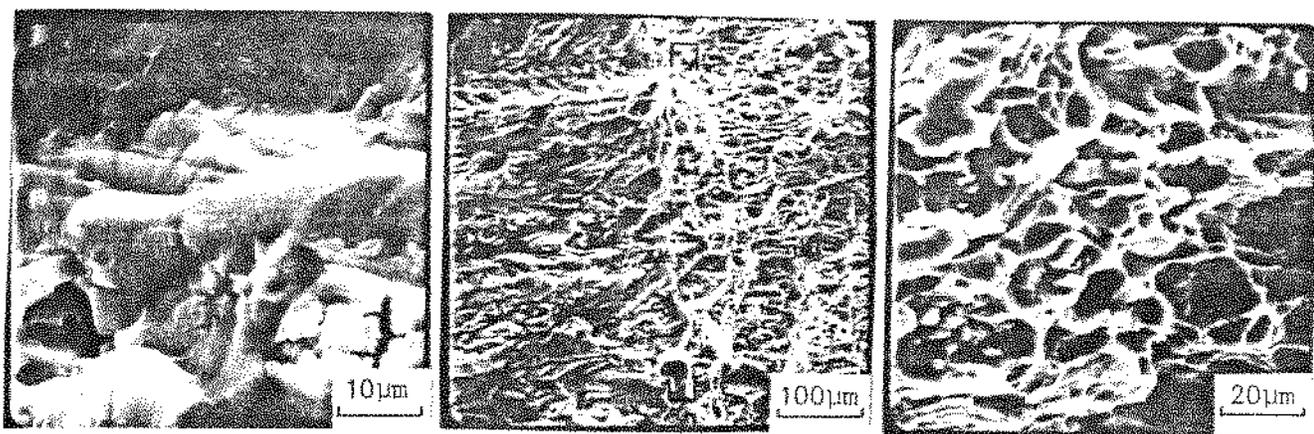


2, 1%Cu - 24h

(a)

(b)

(c)



2, 1%Cu-- 200h

(a)

(b)

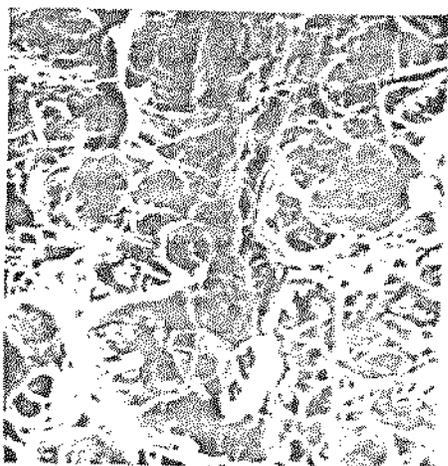
(c)

Fig. 5.10. Continuação

Nota-se, nas micrografias da figura 5.10(b), que a região correspondente à "stretched zone" é bastante irregular, sendo que a largura da mesma apresenta uma variação relativamente grande. Assim, para se estimar os parâmetros de tenacidade à fratura (J_{IC} e δ_c), a partir dessas micrografias, é necessário realizar várias medições (em várias posições da amostra) e adotar um valor médio; apesar disso o valor estimado é pouco preciso. Neste trabalho, fez-se o caminho inverso, ou seja, fez-se a marcação, sobre as micrografias (da figura 5.10(b)), do valor da largura média da "stretched zone" - $[(\Delta a)_{sz}]_{\text{médio}}$ - correspondente a cada condição (% Cu e tempo de envelhecimento) e dada na tabela 5.11. Observa-se, então, que a região irregular, correspondente à "stretched zone", está razoavelmente contida dentro dos limites de $[(\Delta a)_{sz}]_{\text{médio}}$.

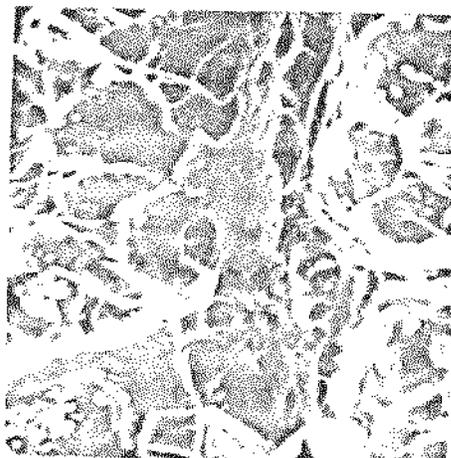
As micrografias da figura 5.10(c) mostram que o mecanismo de fratura, na região correspondente ao crescimento estável da trinca, é alveolar ("dimples"); pela técnica usada neste trabalho - MEV sem ataque da superfície de fratura - não é possível distinguir se os alvéolos são transgranulares ou intergranulares. Observa-se, também, nessas micrografias, a existência de partículas de segunda fase (grandes e/ou intermediárias) no interior dos alvéolos.

A figura 5.11 mostra a "stretched zone" para a condição 2,1% Cu - 24 h em uma sequência de micrografias da mesma posição da amostra, com aumentos diferentes. Pode-se notar que esta zona é composta basicamente de alvéolos; o lado desta zona, voltado à zona de crescimento estável, possui pequenos alvéolos com tamanho médio de 0,5 μm e o lado voltado à pré-trinca de fadiga, apresenta estrias de fadiga com pouca nitidez e alvéolos maiores (figuras 5.11 c e d).



(a) 340X

$$(\Delta a)_{SZ} \approx 16 \text{ mm}$$



(b) 675X

$$(\Delta a)_{SZ} \approx 32 \text{ mm}$$



(c) 1350X

$$(\Delta a)_{SZ} \approx 65 \text{ mm}$$



(d) 3375X

$$(\Delta a)_{SZ} \approx 162 \text{ mm}$$

Fig. 5.11. Micrografias da superfície de fratura do corpo de prova do ensaio J_{IC} , para a condição 2,1% Cu - 24 horas, mostrando a "stretched zone" com aumentos diferentes. MEV - ângulo de incidência do feixe 90° .

CAPÍTULO 6

CONCLUSÕES

As conclusões que podem ser tiradas deste trabalho são:

1ª) As ligas de alumínio estudadas neste trabalho - Al-6Zn-2Mg-xCu, com 1, 1,6 e 2,1% Cu, com baixos teores de impurezas (Fe e Si) e utilizando zircônio como agente controlador da recristalização -, quando envelhecidas a 120°C, entre 1 e 300 h, apresentam altos níveis de resistência mecânica associados a altos níveis de tenacidade à fratura;

2ª) Os parâmetros de tenacidade à fratura J_Q e δ_c são bastantes sensíveis às variações da porcentagem de cobre e tempo de envelhecimento, nas ligas e condições acima citadas. A razão de resistência do espécime (R_{sb}) é menos sensível a essas variações;

3ª) Com 1 h de envelhecimento as ligas apresentam os mais baixos níveis de resistência mecânica e os mais altos níveis de tenacidade à fratura. Na região correspondente ao sobenvelhecimento (abaixo de 24 h) há, com o aumento do tempo de envelhecimento, aumento da resistência mecânica e diminuição da tenacidade à fratura; se tem, assim, a clássica relação inversa entre resistência mecânica e tenacidade à fratura. Entre 24 e 300 h há, no geral, pouca diminuição no limite de escoamento para as três ligas e, também, diminuição na tenacidade à fratura para as ligas com 1,6 e 2,1% de Cu; na liga com 1% de Cu há, para longos tempos

de envelhecimento, uma nítida recuperação da tenacidade. Esse comportamento se verificou para os dois parâmetros J_Q e δ_c e, com menor sensibilidade, para R_{sb} ;

4ª) Com o aumento da porcentagem de cobre há aumento da resistência mecânica e diminuição da tenacidade à fratura. Esse comportamento foi, como no caso do tempo de envelhecimento, mais sensível para os parâmetros J_Q e δ_c e menos sensível para o parâmetro R_{sb} ;

5ª) O campo de aplicação de J_{IC} é bastante amplo; a espessura mínima do corpo de prova ($B_{min} = 25 J_Q / \sigma_y$) é bastante pequena, sendo que somente na condição 1% Cu - 1 h essa espessura ($B_{min} = 8,3$ mm) ultrapassou a espessura do corpo de prova usada neste trabalho ($B = 5$ mm). No geral, para as ligas e condições estudadas neste trabalho, J_{IC} se aplica nas condições de máxima resistência e superenvelhecimento, que são as condições de maior importância industrial;

6ª) O índice de correlação dos pontos ($\Delta a, J$) foi, no geral, alto; a média global desse valor é 0,93, o que significa baixo nível de dispersão dos pontos ($\Delta a, J$) em torno da curva R, e bom nível de reprodutibilidade do ensaio J_{IC} ;

7ª) As três ligas, nas condições estudadas, apresentam, com o aumento do tempo de envelhecimento, uma diminuição bastante sensível dos parâmetros de avaliação da resistência à propagação estável da trinca (dJ/da e T);

8ª) Nas condições de máxima resistência e superenvelhecimento, para as três ligas, com o aumento do tempo de envelhecimento, aumenta a tendência de ocorrência de "pop-in" associado a pequenos crescimentos instáveis da trinca durante o processo de crescimento estável. Com o aumento do nível de ocorrência de "pop-in" há diminuição dos parâmetros de avaliação da resistência à propagação estável da trinca, sendo que a liga com 1,6% Cu - cuja composição química se enquadra na liga comercial 7475 - apresentou, na condição superenvelhecida (200 h), os maiores níveis de "pop-in" e valores de dJ/da e T aproximadamente iguais a zero, o que significa que o crescimento da trinca é praticamente instável;

9ª) O ensaio δ_c não possui restrições quanto à espessura do corpo de prova e é relativamente simples, mas apresentou, para algumas condições ensaiadas, uma variação significativa;

10ª) No ensaio J_{IC} , para a obtenção da curva R, pelo método do carregamento interrompido, é necessário um número razoavelmente grande de corpos de prova (entre 4 e 8). No geral, além disso, o ensaio J_{IC} apresenta algumas dificuldades adicionais com relação ao ensaio δ_c , como a medição da área sob a curva carga x deslocamento do ponto de aplicação da carga e a medição da extensão da trinca (Δa) sobre a superfície de fratura do corpo de prova;

11ª) Para as condições e ligas estudadas neste trabalho, há uma relação razoavelmente bem definida entre os parâmetros J_Q e δ_c . No geral, a relação $J_Q/\sigma_y \delta_c$ apresentou um valor médio de 1,14; nas condições onde $J_Q = J_{IC}$ essa relação se aproxima de 1;

12ª) Os valores de K_{IC} , estimados a partir de J_{IC} , são próximos dos valores encontrados na bibliografia. A espessura mínima do corpo de prova, necessária à obtenção de J_{IC} , para as ligas e condições estudadas, é da ordem de 14,6 vezes menor do que a necessária à obtenção de K_{IC} :

13ª) Verificou-se, por observação direta da superfície de fratura dos corpos de prova do ensaio J_{IC} , com microscópio eletrônico de varredura, que a "stretched zone" - correspondente ao arredondamento da ponta da trinca - se caracteriza como uma região irregular, que está razoavelmente contida dentro dos limites de valores estimados da largura dessa zona, através dos parâmetros J_Q e δ_c .

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- /1/ *Brittle Fracture in Steel Structures*. Ed. by G.M. Boyd. Butterworths, London, 1970, pp. 1-25.
- /2/ LE MAY, IAIN. Failure analysis of a crude oil storage tank. *Metals Progress*, August 1982, pp. 35-37.
- /3/ LE MAY, IAIN. *Principles of mechanical metallurgy*. Edward Arnold, USA, 1981, pp. 237-278.
- /4/ CETLIN, P.R. e PEREIRA DA SILVA, P.S. *Análise de fraturas*. Associação Brasileira de Metais - ABM. 5.^a impressão, São Paulo, 1982, pp. 43-75.
- /5/ GRIFFITH, A.A. The phenomena of rupture and flow in solids. *Philosophical Transactions of the Royal Society*, 221 A, 1920.
- /6/ WELLS, A.A. Unstable crack propagation in metals, cleavage and fast fracture. *The Crack Propagation Symposium*. Cranfield, 1961, pp. 210-230.
- /7/ RICE, J.R. A path independent integral and the approximate analysis of strain concentration by notches and cracks. *Journal of Applied Mechanics*, 35: 379-386, 1968.
- /8/ HUTCHINSON, J.W. Singular behaviour at the end of a tensile crack in hardening material. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 16: 13-31. 1968.

- / 9/ RICE, J.R. and ROSENGREN, G.F. Plane strain deformation near a crack tip in a power-law hardening material. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids.*, 16: 1-12, 1968.
- /10/ LANDES, J.D. The role of fracture mechanics in the study of fracture mechanisms. Proceeding - *Fracture: Interactions of Microstructure, Mechanisms and Mechanics*. Los Angeles, California, February 1984, pp. 1-27.
- /11/ THOMPSON, D.S. Metallurgical factors affecting high strength aluminium alloys productions. *Metallurgical Transactions* 6A, 1975, pp. 671-683.
- /12/ STARKE Jr., E.A. Aluminium alloys of the 70's: Scientific solutions to engineering problems. An Invited Review. *Materials Science and Engineering*, 29: 99-115, 1977.
- /13/ DIETER, G.E. *Mechanical metallurgy*. Second Edition. McGraw-Hill Kogakusha, 1976, pp. 247-288.
- /14/ TETELMAN, A.S. and McEVILY Jr., A.J. *Fracture of structural materials*. John Wiley & Sons, 1967.
- /15/ BATES, R.C. Mechanics and mechanisms of fracture. *Metallurgical Treatises - Met. Soc. AIME*, 1981, pp. 551-570.
- /16/ HERTZBERG, R.W. *Deformation and fracture mechanics of engineering materials*. John Wiley & Sons, 1976.
- /17/ ASTM E 813-81. Standard Test Method for J_{IC} , a Measure of Fracture Toughness. 1981.

- /18/ Advances in Aerospace Materials - Processing Technology.
Metal Progress, 105: 41-75, March 1974.
- /19/ BROEK, D. *Elementary engineering fracture mechanics*. Martinus Nijhoff Publishers, 1982.
- /20/ ROSENFELD, A.R. Criteria for ductile fracture of two-phase alloys. *Metallurgical Reviews*, 1968, pp. 29-40.
- /21/ SARKAR, B., MAREK, M. and STARKE Jr., E.A. The effect of copper content and heat treatment on the stress corrosion characteristics of Al-6Zn-2Mg-xCu alloys. *Metallurgical Transaction A*, Vol. 12A, November 1981, pp. 1939-1943.
- /22/ LIN, F.S. and STARKE Jr., E.A. The effect of copper content and degree of recrystallization on the fatigue resistance of 7XXX type aluminium alloys. I. Low Cycle Corrosion Fatigue. *Materials Science and Engineering*, 39: 27-41, 1979.
- /23/ Materials & Processing Databook'84. *Metal Progress*, Mid-June 1984, pp. 38-39.
- /24/ SCHWALBE, K.H. On the influence of microstructure on crack propagation mechanisms and fracture toughness of metallic materials. *Engineering Fracture Mechanics*, 9: 795-832, 1977.
- /25/ HAHN, G.T. and ROSENFELD, A.R. Metallurgical factors affecting fracture toughness of aluminium alloys. *Metallurgical Transactions A*, Vol. 6A, April 1975, pp. 653-668.

- /26/ JOHNSON, F.A. and RADON, J.C. Mechanical and metallurgical aspects of fracture behaviour of an Al-Alloy. *International Journal of Fracture Mechanics*, 8 (1): 21-36, March 1972.
- /27/ LIN, F.S. and STARKE Jr., E.A. The effect of copper content and degree of recrystallization on the fatigue resistance of 7XXX-type aluminium alloys. II. Fatigue Crack Propagation. *Materials Science and Engineering*, 43: 65-76, 1980.
- /28/ INGLIS, C.E. Proceedings, *Institute of Naval Architects*, 55, 1913, p. 219.
- /29/ OROWAN, E. *Trans. Inst. Engrs. Shepbuilders Scotland*, 89, 1945.
- /30/ IRWIN, G.R. *Fracturing of metals*. ASM, Cleveland, 1948, pp. 148.
- /31/ IRWIN, G.R. Analysis of stresses and strains near the end of a crack traversing a plate. *Journal of Applied Mechanics*. Sept. 1957, pp. 361-364.
- /32/ PARKER, A.P. *The mechanics of fracture and fatigue*. E. & F.N. Spon Ltd, USA, 1981, pp. 28-48.
- /33/ TYSON, W.R. and TRUDEAU, L.P. Fracture mechanics concepts. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 19: 3-11, 1980.
- /34/ TADA, H., PARIS, P.C. and IRWIN, G.R. *The stress analysis of cracks handbook*. Del Research Corp., Hellertown, P.A., 1973.

- /35/ RITTER, J.C. Fracture mechanics of yielding materials. *The Journal of the Australasian Institute of Metals*, 22 (2): 64-85, June 1977.
- /36/ HARRISON, J.D. The 'State-of-the-Art' in crack tip opening displacement (CTOD) testing and analysis. Part 1 - Background and Testing Methods. *Metal Construction*, Sept. 1980, pp. 415-422; Part 2 - Interpreting Records and Effects of Testing Variables. *Metal Construction*, Oct. 1980, pp. 524-529; Part 3 - Application of the CTOD Approach. *Metal Construction*, Nov. 1980, pp. 600-605.
- /37/ DAWES, M.G. Elastic plastic fracture toughness based on the COD and J contour integral concepts. *ASTM STP 668*, 1979, pp. 307-333.
- /38/ ASTM E 616-81. Standard Terminology Relating to *Fracture Testing*. 1981.
- /39/ THOMSEN, E.G.; YANG, C.T. and KOBAYASHI, S. *Mechanics of plastic deformation in metal processing*. The Macmillan Company, N.Y., 1965, pp. 75.
- /40/ McCLINTOCK, F.A. and IRWIN, G.R. *ASTM STP 381*, 1965, p. 84.
- /41/ KNOTT, J.F. *Fundamentals of fracture mechanics*. Butterworths, London, 1973, pp. 114-149.
- /42/ ASTM E 399-83. Standard Method of Test for *Plane-Strain Fracture Toughness of Metallic Materials*, 1983.
- /43/ DUGDALE, D.S. *Journal Mech. Phys. Sol.*, 8: 100, 1960.

- /44/ BROEK, D. Correlation between fracture toughness and stretched zone size. *3rd. Int. Congress on Fracture*, Munich, April 1973, p. 422.
- /45/ SPITZIG, W.A. A fractographic feature of plane strain fracture in 0,45 C - Ni - Mo steel. *Trans. ASM*, 61: 344-349, June 1968.
- /46/ BATES, R.C. and CLARK, W.G. Fractography and fracture mechanics. *Trans. ASM*, 62: 380-389, June 1969.
- /47/ SCHWALBE, K.H. Crack propagation in Al Zn Mg Cu 0,5 during static loading. *Engineering Fracture Mechanics*, 6: 415-434, 1974.
- /48/ ROBINSON, J.N. and TETELMAN, A.S. Measurement of K_{IC} on small specimens using critical crack tip opening displacement. *ASTM STP 559*, 1974, pp. 139-158.
- /49/ LEVY, N. *et al.* Small scale yielding near a crack in plane strain: a finite element analysis. *Int. J. Fract. Mech.*, 7: 143-156, 1971.
- /50/ SUMPTER, J.G. *et al.* Post yield analysis and fracture in notch tension pieces. *3rd. Int. Congress on Fracture*. Munich, April 1973.
- /51/ BS 5762: 1979. Methods for Crack Opening Displacement (COD) Testing.
- /52/ BEGLEY, J.A. and LANDES, J.D. The J Integral as a fracture criterion. *ASTM STP 514*, 1972, pp. 1-20.

- /53/ RICE, J.R. Mathematical analysis in the mechanics of fracture. In: *Fracture: An Advanced Treatise*. Edited by H. Liebowitz. Vol II, pp. 191-311, Academic Press, New York, 1968.
- /54/ ESHELBY, J.D. *Solid State Phys.* 3: 79, 1956.
- /55/ CHEREPANOV, G.P. *J. Appl. Math. Mech.* 31: 503, 1967.
- /56/ McCLINTOCK, F. Plasticity aspects of fracture. In: *Fracture: An Advanced Treatise*. Edited by H. Liebowitz. Vol. III, pp. 47-225, Academic Press, New York, 1968.
- /57/ CASTRO, P.M.S.T.; SPURRIER, J. and HANCOCK, P. Comparison of J testing techniques and correlation J-COD using structural steel specimens. *Int. Journal of Fracture*, 17 (1): 83-95, February 1981.
- /58/ MILLS, W.J. On the relationship between stretch zone formation and the J Integral for high strain-hardening materials. *ASTM - Journal of Testing and Evaluation*, 9 (1): 56-62, Jan. 1981.
- /59/ TAGGART, R.; WAHI, K.K. and BEEUWKES Jr., R. Relationship between the fracture toughness and the crack tip radius. *ASTM STP 605*, 1976, pp. 62-71.
- /60/ FIRRAO, D.; BEGLEY, J.A.; SILVA, G.; ROBERTI, R. and DE BENEDETTI, B. The influence of notch root radius and austenitizing temperature on fracture appearance of As-Quenched charpy - V Type AISI 4340 Steel Specimens. *Met. Trans. A*, 13A: 1003-1013, June 1982.

- /61/ TOWERS, O.L. Review of the effects of fatigue cracking loads on plane strain fracture toughness. *ASTM - JTEVA*, 11 (1): 27-33, Jan. 1983.
- /62/ TOWERS, O.L. Fatigue crack front shape and its effect on fracture toughness measurements. *ASTM - JTEVA*, 11 (1): 34-45, Jan. 1983.
- /63/ LANDES, J.D. and BEGLEY, J.A. The effect of specimen geometry on J_{IC} . *ASTM STP 514*, 1972, pp. 24-39.
- /64/ BROWN, W.F. and SRAWLEY, J.E. "Commentary on Present Practice" in Review of Developments in Plane Strain Fracture Toughness Testing. *ASTM STP 463*. 1970, pp. 216-246.
- /65/ KAUFMAN, J.G. Experience in plane-strain fracture toughness testing per ASTM Method E 399. *ASTM STP 632*, 1977, pp. 3-15.
- /66/ SIH, G.C. Fracture toughness concept. *ASTM STP 605*, 1976, pp. 3-15.
- /67/ MARANDET, B.; SANZ, G. Détermination Expérimentale de J_{IC} . *Colloque GAMI: Développements Récents en Mécanique de la Rupture*. Paris, Juin 1977, pp. 41-51.
- /68/ CLARKE, G.A.; ANDREWS, W.R.; PARIS, P.C. and SMHMIDT, D.W. Single specimen test for J_{IC} determination. *ASTM STP 590*, 1976, pp. 27-42.
- /69/ BARNETT, W.J. and TROIANO, A.R. Crack propagation in the hydrogen induced brittle fracture of steel. *Journal of Metals*, 209: 486-494, 1957.

- /70/ LANDES, J.D. and BEGLEY, J.A. Tests results from J-Integral studies: An attempt to establish a J_{IC} testing procedure. *ASTM STP 560*, 1974, pp. 170-186.
- /71/ LANDES, J.D. and BEGLEY, J.A. Recent developments in J_{IC} testing. *ASTM STP 632*, 1977, pp. 57-81.
- /72/ ALBRECHT, P. *et al.* Tentative test procedure for determining the plane strain J_I -R curve. *ASTM-JTEVA*, 10 (6): 245-251, Nov. 1982.
- /73/ CLARKE, G.A. *et al.* A procedure for the determination of ductile fracture toughness values using J Integral techniques. *ASTM - JTEVA*, 7 (1): 49-56, Jan. 1979.
- /74/ PARIS, P.C.; TADA, H.; ZAHOOR, A. and ERNST, H. The theory of instability of the tearing mode of elastic-plastic crack growth. *ASTM STP 668*, 1979, pp. 5-36.
- /75/ PUTATUNDA, S.K.; RIGSBEE, J.M. and CORTEN, H.T. Effect of size on elastic-plastic fracture toughness parameters. *ASTM-JTEVA*, 13 (3): 181-190, May 1985.
- /76/ MARANDET, B.; PHELIPPEAU, G. and ROUSSELIER, G. Effect of specimen size on J_{IC} for a Ni - Cr - Mo rotor steel in the upper shelf region. *Inter. Conf. on Fracture. Advances in Fractures in Research*. 3: 871-879, March-April, 1981.
- /77/ ADAMS, N.J.I. and MUNRO, H.G. A single test method for evaluation of the J Integral as a fracture parameter. *Eng. Fract. Mech.*, 6: 119-132, 1974.

- /78/ HICKERSON Jr., J.P. Experimental confirmation of the integral as a thin section fracture criterion. *Eng. Fract. Mech.*, 9: 75-85, 1977.
- /79/ Metals Handbook - Ninth Edition. Vol. 8 - *Mechanical Testing*. American Society for Metals, 1985, pp. 439-464.
- /80/ KAUFMAN, J.G.; SCHILLING, P.E. and NELSON, F.G. Fracture toughness of aluminium alloys. *Metals Engineering Quarterly - ASM*, August 1969, pp. 39-43.
- /81/ Metals Handbook - Ninth Edition. Vol. 2. *Properties and Selection: Nonferrous Alloys and Pure Metals*. American Society for Metals, 1985, pp. 135-138.
- /82/ *Aluminium: Properties and Physical Metallurgy*. Edited by John E. Hatch. ASM, 1984, pp. 134-199.
- /83/ BATES, R.C. Modeling of ductile fracture by microvoid coalescence for the prediction of fracture toughness. *Proceedings of the Fracture: Interactions of Microstructure Mechanisms and Mechanics*. Los Angeles, California, Feb. 1984, pp. 117-156.
- /84/ HUDSON, C.M. A Compendium of Sources of Fracture Toughness and Fatigue - Crack Growth Data for Metallic Alloys. *Int. Journal of Fracture*, 14: R151-183, 1978.
- /85/ SULLIVAN, A.M.; STOOP, J. and FREED, C.N. Influence of sheet thickness upon the fracture resistance of structural aluminum alloys. *ASTM STP 536*, 1973, pp. 323-333.

- /86/ CARMAN, C.M.; ARMIENTO, D.F. and MARKUS, H. Plane - strain fracture toughness of high-strength aluminum alloys. *Trans. of the ASME - Journal of Basic Engineering*, 87: 904-916, 1965.
- /87/ THOMAS, G. and NUTTING, J. The ageing characteristics of Aluminium alloys - Electron microscope studies of alloys based on the Aluminium - Zinc - Magnesium system. *Journal of the Institute of Metals*, 88: 81-90, 1959.
- /88/ STALEY, J.T. Microstructure and toughness of high-strength Aluminum alloys. *ASTM STP 605*, 1976, pp. 71-103.
- /89/ KIRMAN, I. The relation between microstructure and toughness in 7075 Aluminum alloy. *Metallurgical Transactions*, 2: 1761-1770, July 1971.
- /90/ NICHOLSON, R.B., THOMAS, G. and NUTTING, J. Electron-Microscopic studies of precipitation in Aluminium alloys. *Journal of the Institute of Metals*, 87: 429-438, 1958-59.
- /91/ KAWABATA, T. and IZUMI, O. The relationship between fracture toughness and transgranular fracture in an Al - 6,0% Zn - 2,5% Mg Alloy. *Acta Metallurgica*, 25: 505-512, 1977.
- /92/ WILSDORF, H.G.F. Review paper / The ductile fracture of metals: A microstructural viewpoint. *Materials Science and Engineering*, 59: 1-39, 1983.
- /93/ VARLEY, P.C., DAY, M.K.B. and SENDOREK, A. The structure and mechanical properties of high-purity Aluminium - Zinc - Magnesium Alloys. *Journal of the Institute of Metals*, 86: 337-351, 1957-58.

- /94/ POLMEAR, I.J. The ageing characteristics of ternary Aluminium-Zinc-Magnesium Alloys. *Journal of the Institute of Metals*, 86: 113-121, 1957-58.
- /95/ MULHERIN, J.H. and ROSENTHAL, H. Influence of nonequilibrium second-phase particles formed during solidification upon the mechanical behavior of an Aluminium alloy. *Metallurgical Transactions*, 2: 427-432, Feb. 1971.
- /96/ LUDTKA, G.M. and LAUGHLIN, D.E. The influence of microstructure and strength on the fracture mode and toughness of 7XXX Series Aluminium Alloys. *Metallurgical Transactions A*, 13A: 411-425, March 1982.
- /97/ BROEK, D. The role of inclusions in ductile fracture and fracture toughness. *Engineering Fracture Mechanics*, 5: 55-66, 1973.
- /98/ VAN STONE, R.H. and COX, T.B. Use of fractography and sectioning techniques to study fracture mechanisms. *ASTM STP 600*, 1976, pp. 5-29.
- /99/ HILLARD, J.E. *Recrystallization, grain growth and texture*. American Society for Metals, Metals Park, Ohio, 1965.
- /100/ ALARCON, O.E. Efeito do cobre no mecanismo de deformação e fratura da liga Al-6Zn-2Mg-xCu, solicitada em tração monotônica. *Dissertação de Mestrado. PEC/UNICAMP*. Campinas, 1985, pp. 50-88.
- /101/ PUTATUNDA, S.K. and BANERJEE, S. Determination of fracture toughness of a material that exhibits pop-in behavior. *ASTM-JTEVA*, 12 (5): 305-315, Sept. 1984.

- /102/ *Statistical Methods in Research and Production*. Edited by Owen L. Davies and Peter L. Goldsmith. 4th Edition. Pub. by Longman Group Limited. Londres, 1976, pp. 178-236.
- /103/ *Damage Tolerant Design Handbook*. A Compilation of Fracture and Crack-Growth Data for High Strength Alloys. Battelle Collumbus Laboratories, USA, Jan. 1975, pp. 4.1/143-149.
- /104/ SAE AMS 4085 B. *Aerospace Material Specification*, USA, 1986.
- /105/ BROEK, D. Correlation between stretched zone size and fracture toughness. *Eng. Fract. Mech.*, 6: 173-181, 1974.
- /106/ AMOUZOUVI, K.F. and BASSIM, M.N. Determination of fracture toughness from stretch zone width measurement in pre deformed AISI Type 4340 Steel. *Materials Science and Engineering*, 55: 257-262, 1982.
- /107/ DI RUSSO, E. Microfractographic characteristics and fracture toughness of 7000 and 2000 series Aluminium Alloys: Proposal of a Static Fracture Model. *Metallurgical Science and Technology*, 4 (2): 37-48, 1986.

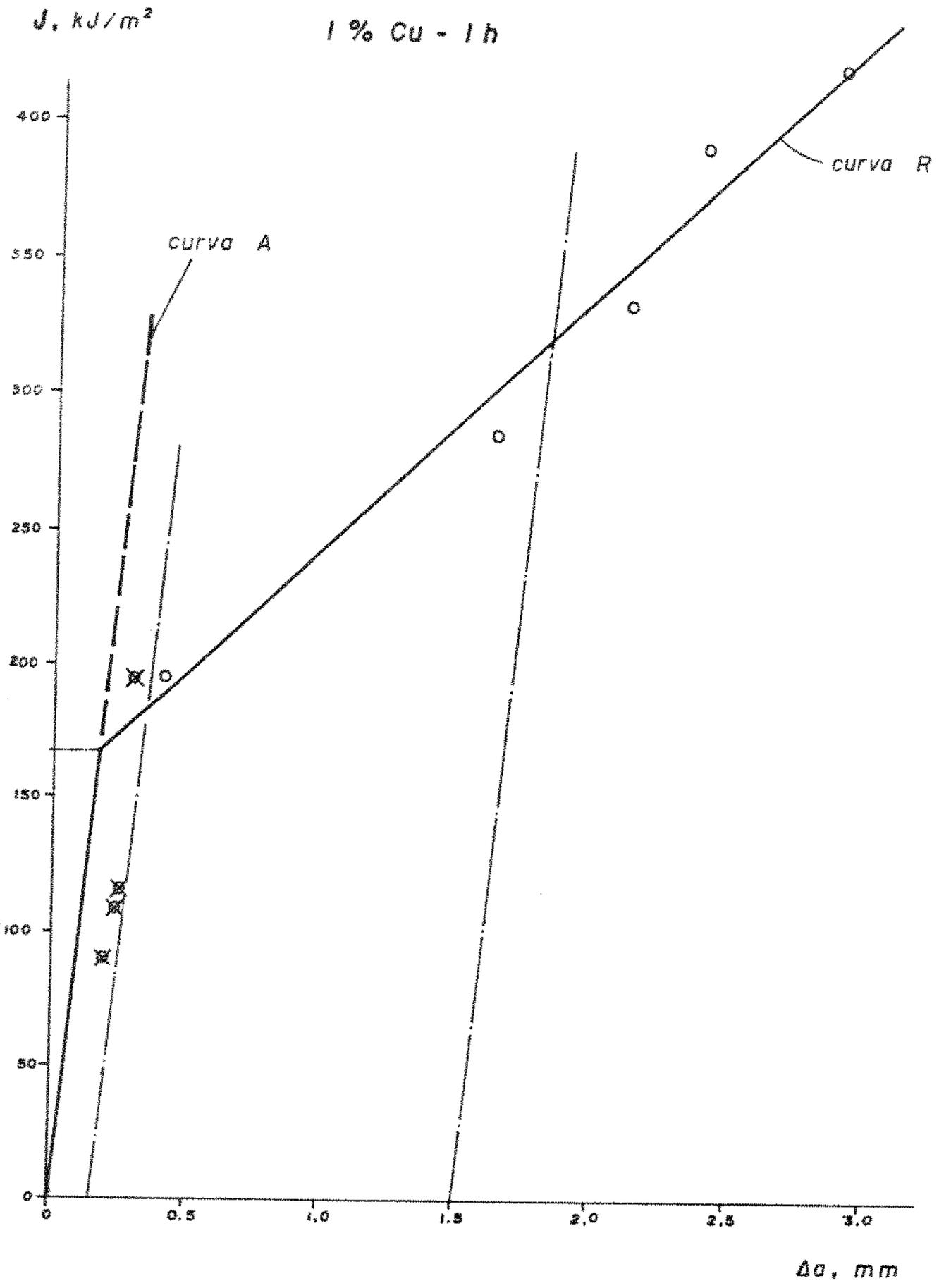
ANEXO 1

PROJETO DO DISPOSITIVO UTILIZADO NOS
ENSAIOS DE TENACIDADE À FRATURA

ANEXO 2

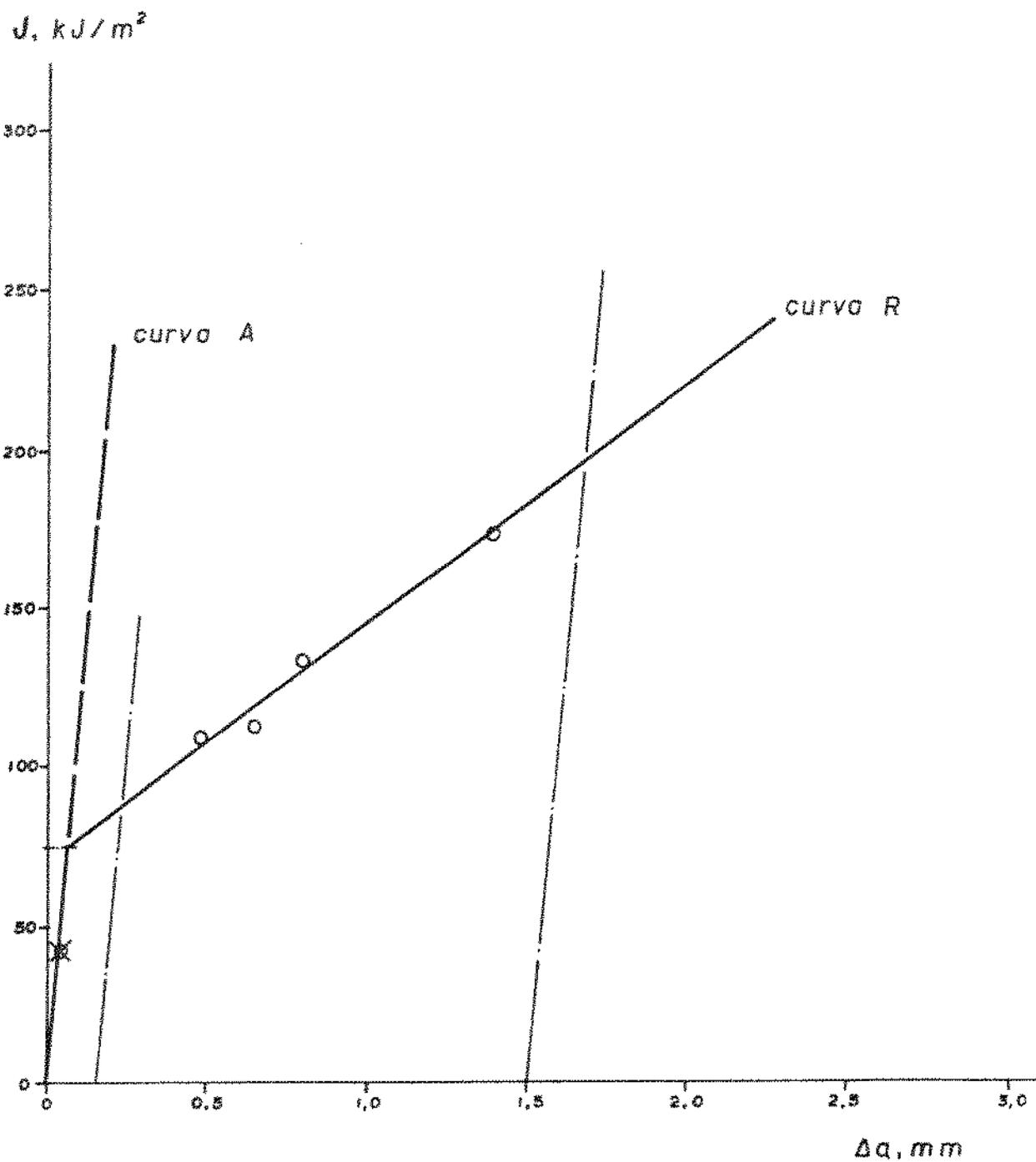
CURVAS DE J EM FUNÇÃO DE Δ_{α} PARA AS LIGAS
AL-6ZN-2MG-xCu ENVELHECIDAS A 120 °C NOS
TEMPOS 1, 24 E 200 H

○ Pontos usados no cálculo da curva R
 ✕ Pontos descartados

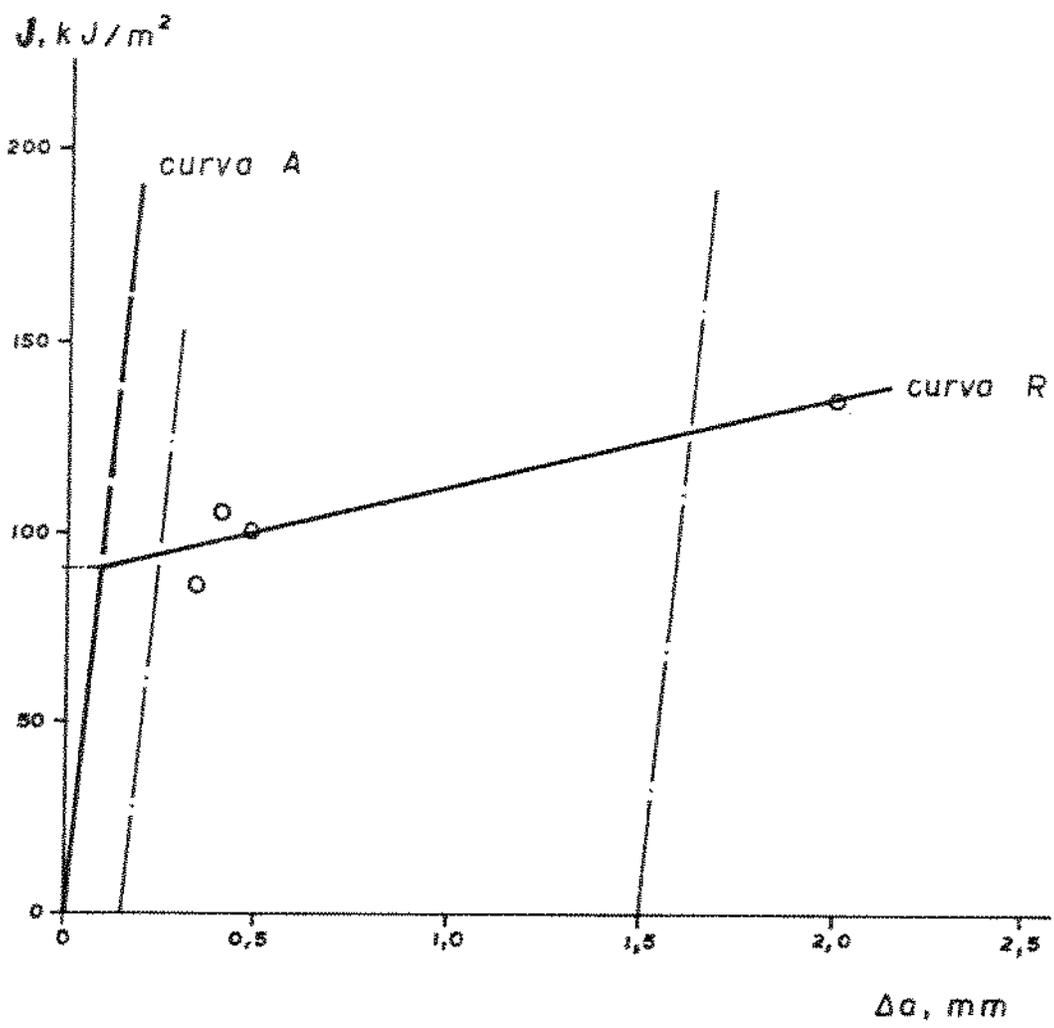


- Pontos usados no cálculo da curva R
✕ Pontos descartados

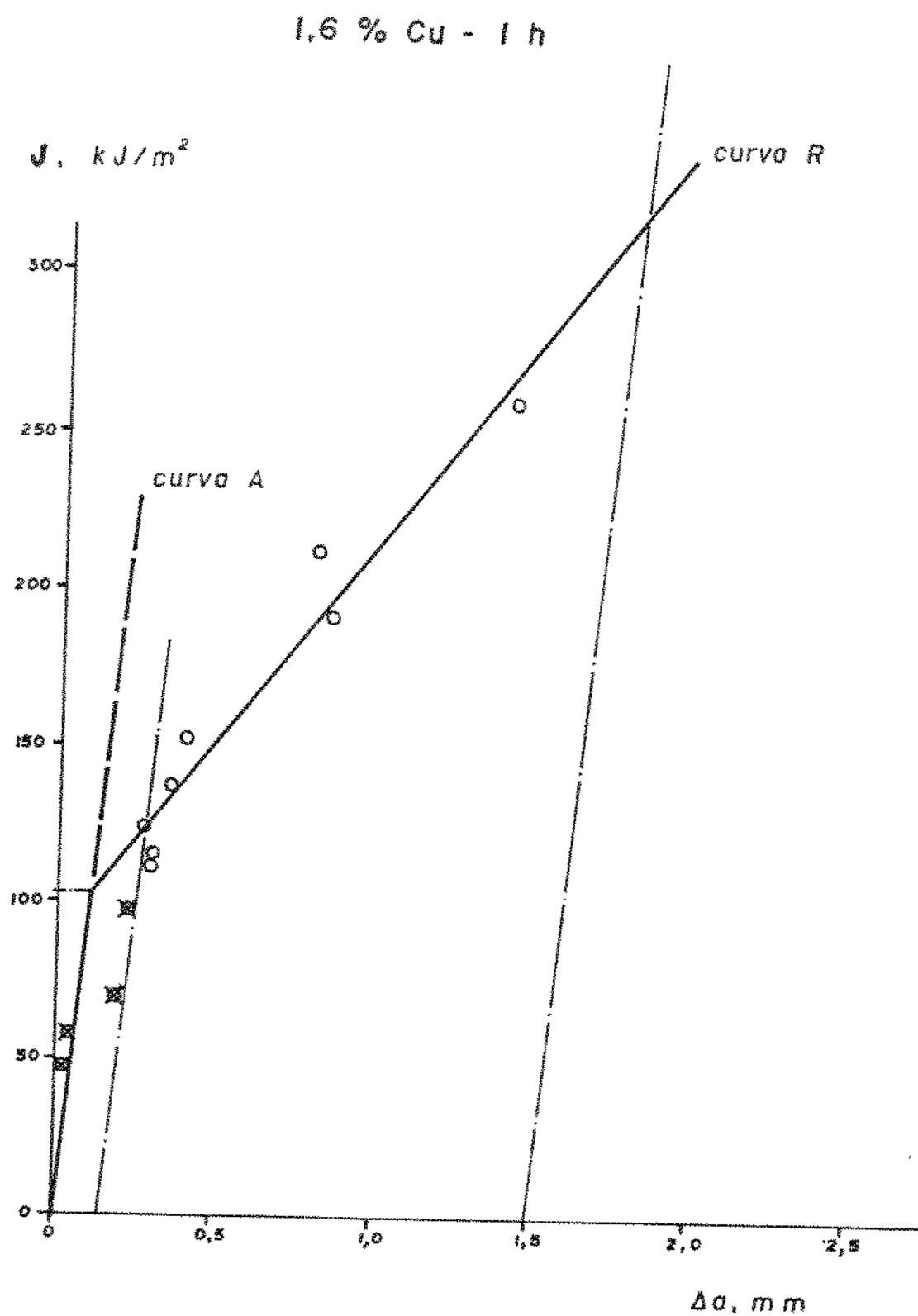
1 % Cu - 24 h



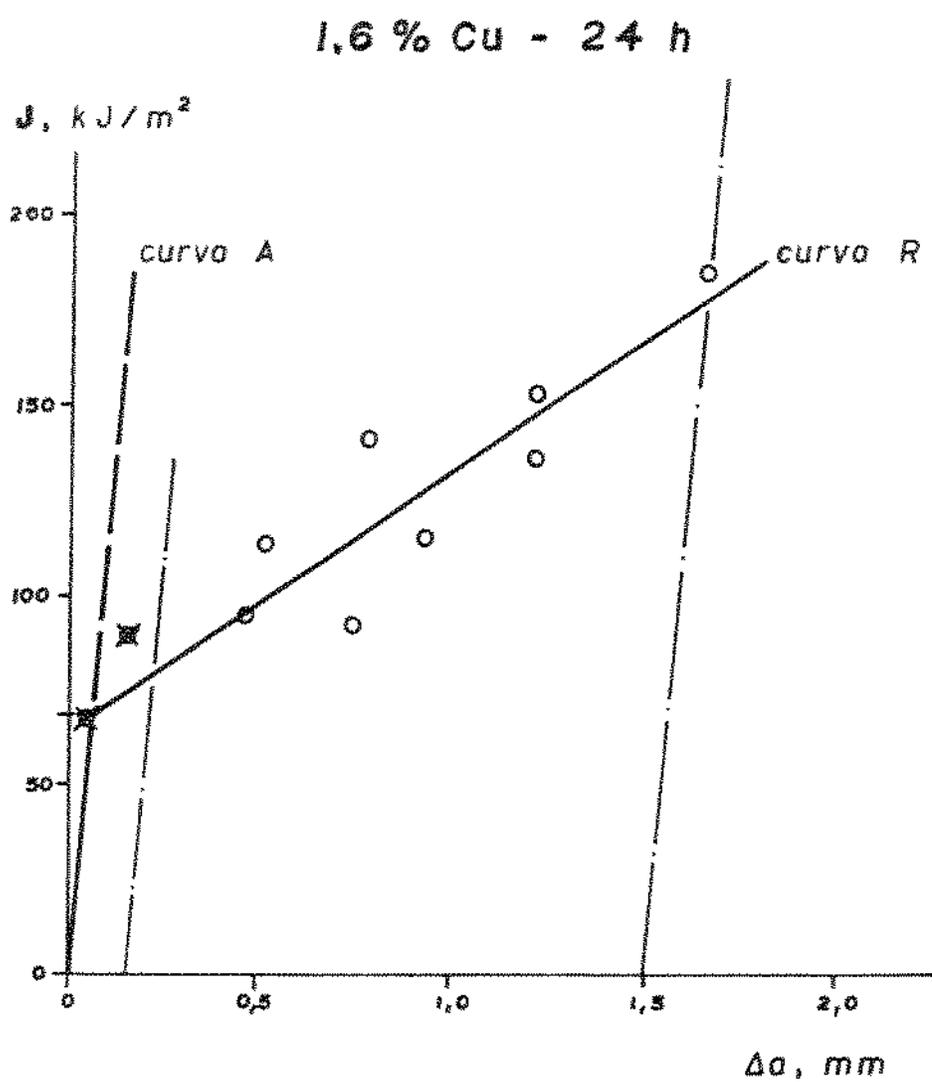
1 % Cu - 200 h



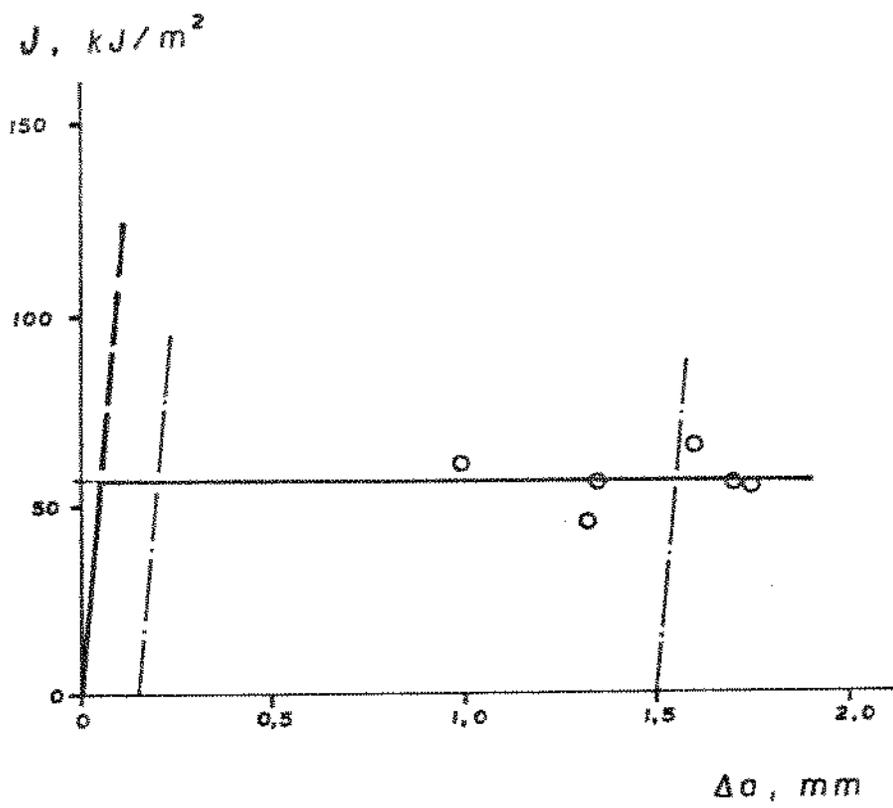
- O Pontos usados no cálculo da curva R
X Pontos descartados



- Pontos usados no cálculo da curva R
✕ Pontos descartados

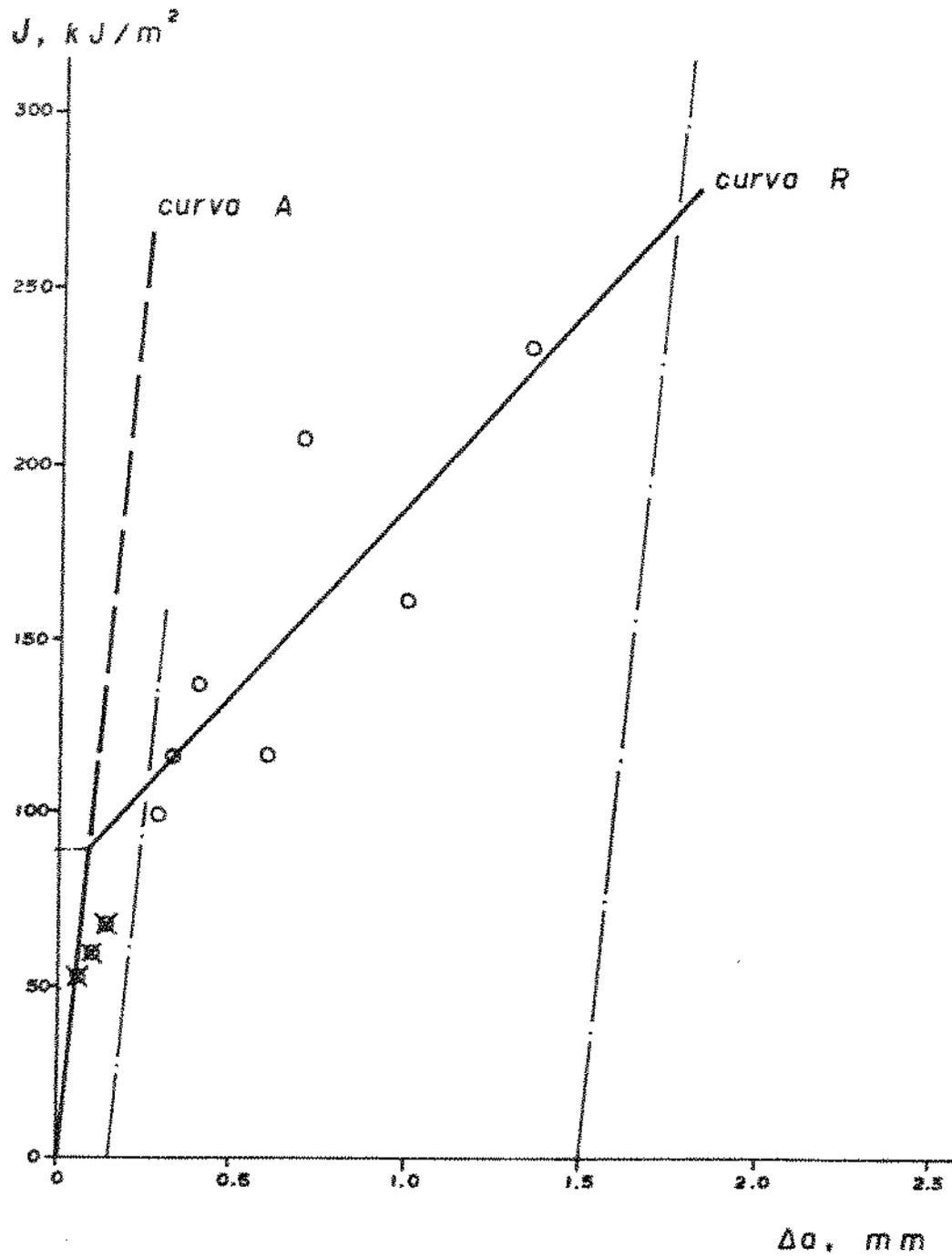


1,6 % Cu - 200 h



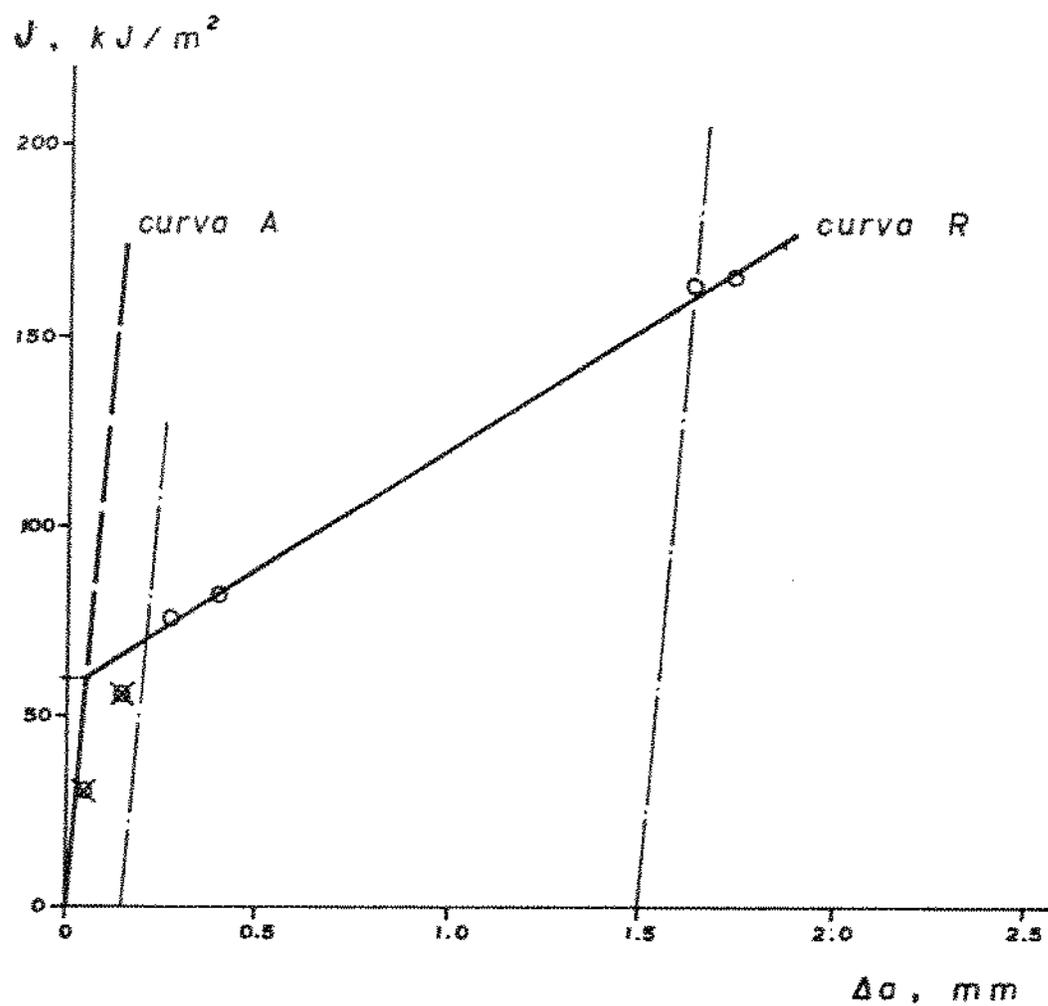
- Pontos usados no cálculo da curva R
× Pontos descartados

2,1 % Cu - 1 h



- O Pontos usados no cálculo da curva R
X Pontos descartados

2,1 % Cu - 24 h



○ Pontos usados no cálculo da curva R

✕ Pontos descartados

2,1 % Cu - 200 h

