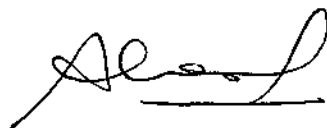


UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA DE CAMPINAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

Este exemplar corresponde à redação
final da Tese defendida por Aélcio Zangrandi
e aprovada pela Comissão Examinadora
em 24/08/88



EFEITO DA DEFORMAÇÃO A FRIO NAS PROPRIEDADES DE TRAÇÃO
E NO COMPORTAMENTO EM FADIGA DE UMA LIGA DE ALUMÍNIO
DE ALTA RESISTÊNCIA DO TIPO 7475.

16/88

Trabalho apresentado à Comissão de
Pós-Graduação da Faculdade de En-
genharia de Campinas, como parte
dos requisitos para a obtenção do
título de Doutor em Engenharia Me-
cânica.

CAMPINAS

- 1988 -

UNICAMP
BIBLIOTECA CENTRAL

UNIVERSIDADE ESTADUAL DE CAMPINAS
FACULDADE DE ENGENHARIA DE CAMPINAS
DEPARTAMENTO DE ENGENHARIA DE MATERIAIS

TESE DE DOUTORADO

TÍTULO DA TESE : Efeito da Deformação a Frio nas Propriedades
de Tração e no Comportamento em Fadiga de
uma Liga de Alumínio de Alta Resistência do
Tipo 7475.

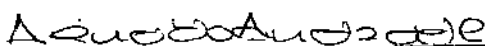
Autor : AÉLCIO ZANGRANDI

Orientadora : Dra. ANA MARIA MARTINEZ NAZAR

Aprovado por



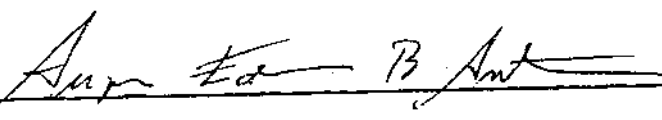
Prof. Dr. _____, Presidente



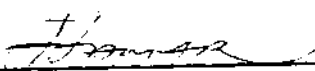
Prof. Dr. _____



Prof. Dr. _____



Prof. Dr. _____



Prof. Dr. _____

Campinas, 24 de agosto de 1988.

Aos meus pais.

À minha esposa M. Esthel
e ao meu filho Alysson.

Cada descoberta nova da ciência é uma
porta pela qual encontro mais uma vez DEUS,
o autor dela : Albert Einstein (1879-1955).

AGRADECIMENTOS

À Professora Dra. Ana Maria Martinez Nazar, orientadora deste trabalho, pelo estímulo, dedicação, cooperação e apoio incansáveis dedicados ao autor.

Ao Professor Dr. Ricardo E. Medrano, do Instituto de Física da UNICAMP, pelas facilidades oferecidas para utilização do Laboratório de Propriedades Mecânicas.

À EMBRAER - Empresa Brasileira de Aeronáutica S.A. em São José dos Campos, na pessoa do Engº Valdemir Soares de Campos e a todos os técnicos da Seção de Engenharia de Ensaios, pelo fornecimento da liga de alumínio usada neste trabalho e pela cooperação e apoio dedicados ao autor.

Aos colegas Professor Dr. Itamar Ferreira do DEMA/FEC da UNICAMP, pela colaboração nos ensaios mecânicos de tração e fadiga, Dr. Orestes Alarcon pelas sugestões e discussões do capítulo II, Professor Dr. Herman J. C. Voorwald do DMT/FEG da UNESP pelo auxílio na parte computacional de regressão linear e ao Dr. Waldemar Alfredo Monteiro do IPEN, pelo apoio que sempre tem dedicado ao grupo, na parte de Microscopia Eletrônica de Transmissão.

À técnica Rita H.B. Jacon do laboratório de Metalografia e Microscopia Eletrônica da UNICAMP pela assistência dedicada ao autor na parte de análise microestrutural e análises de fratura.

À secretária do Departamento de Materiais e Tecnologia da Faculdade de Engenharia de Guaratinguetã (DMT/FEG), Srta. Maria Aparecida Alkmin pelo inestimável trabalho de datilografia.

Aos Professores do DMT/FEG da UNESP, que tornaram possível o meu afastamento, e assim, poder dedicar-me integralmente a esse trabalho na Universidade Estadual de Campinas - UNICAMP.

A todos que de uma forma direta ou indireta, contribuíram para o desenvolvimento deste trabalho.

Finalmente, a todos os colegas com os quais tive a grata satisfação de conviver durante esse período de intenso trabalho na UNICAMP.

Efeito da Deformação a Frio nas Propriedades de Tração e no Comportamento em Fadiga de uma Liga de Alumínio de Alta Resistência do tipo 7475.

RESUMO

As ligas de alumínio 7475 (5,7% Zn, 2,2% Mg, 1,6% Cu, 0,22% Cr) de uso estrutural em aeronaves, caracterizam-se por apresentar uma elevada relação resistência/peso associada a outras propriedades mecânicas como tenacidade a fratura, resistência a corrosão sob tensão e excelente comportamento em fadiga. Esse material, quando submetido a processos de conformação plástica, do tipo dobramento a frio (antes do tratamento térmico de envelhecimento), para ser utilizado na forma de perfis estruturais, sofre deformações que variam da ordem de 20%, na superfície externa da curvatura de dobramento, até 0% sobre a linha neutra, que passa no centro da secção transversal, alterando o comportamento mecânico da liga. Para avaliar as mudanças nas propriedades mecânicas da liga 7475-T761, foram estudados os efeitos de diversos graus de deformação a frio entre 0 e 20%, sobre as propriedades monotônicas de tração e sobre o comportamento em fadiga. Os resultados experimentais mostraram que, conforme aumenta o grau de deformação, ocorre uma diminuição da resistência à tração (σ_t), da resistência ao escoamento (σ_e) e da ductilidade, enquanto o coeficiente de encruamento (n) aumenta para deformações até 15%, a partir da qual diminui. O comportamento em fadiga foi oposto ao comportamento de σ_t e σ_e , para deformações até 15%, porém, manteve a mesma tendência da variação do coeficiente de encruamento em toda a faixa de deformações considerada. Com os resultados obtidos foi possível correlacionar matematicamente, com boa aproximação, o comportamento em fadiga com a tensão de escoamento, através das equações experimentais $\sigma_e = 3,60 \times 10^2 + 1,40 \times 10^{-2} \cdot S_0$ e $\sigma_e = 839,85 \sqrt{|\gamma|}$ e o comportamento em fadiga com o coeficiente de encruamento, através das equações experimentais $\log S_0 = 1,67 (1/n)^{0,395}$ e $|1/\gamma| = 49,97 (n)^{1,283}$, onde S_0 e γ são constantes da equação $S = S_0 N^\gamma$, que

representa analiticamente a curva S-N. As correlações experimentais foram obtidas por regressões lineares para deformações na faixa de 0 a 15% e são válidas para as condições estudadas. Para deformações maiores, o material apresentou uma redução sensível da vida em fadiga, provocada por danos decorrentes de altas deformações, confirmados microscopicamente.

Effect of Cold Strain on Tensile Properties and on Fatigue Behaviour of a High Strength Aluminum Alloy Type 7475.

SUMMARY

The 7475 aluminum alloys (5,7% Zn, 2,2% Mg, 1,6% Cu, 0,22% Cr) designed for structural use in aircrafts, are characterized by high strength / weight ratio associated with other mechanical properties as fracture toughness, resistance to stress-corrosion cracking and excellent fatigue behaviour. However, this material, when it is submitted to plastic conformation process, type cold bending (before artificial aging heat treatment) in order to be utilized in the form of structural profiles, undergoes strains which vary from about 20% on external surface of bending curvature to 0% upon the neutral line which passes through the center point of the cross section, producing alterations in mechanical behaviour of the alloy. To evaluate these alterations in mechanical properties of 7475-T761 aluminum alloy, the effects of several cold strains grades were studied between 0 and 20%, on monotonic tensile mechanical properties and on fatigue behaviour. The experimental results showed that as the strain grade increases there occurs a decrease of tensile strength (σ_t), of Yield strength (σ_e) and ductility, whereas, the work-hardening coefficient (n) increases up to 15% strain, decreasing following. The fatigue behaviour was contrary to the σ_t and σ_e behaviour for strain up to 15%, however, it retained an identical tendency of work-hardening coefficient for the full strains range considered. Along with the experimental results mathematics correlations, were possible to obtain with good approximation, between fatigue behaviour with yield strength through the experimental equations $\sigma_e = 3,60 \times 10^2 + 1,40 \times 10^{-2} \cdot S_0$ and $\sigma_e = 839,85 \sqrt{|\gamma|}$ and fatigue behaviour with work-hardening coefficient through the experimental equations $\log S_0 = 1,67 (1/n)^{0,395}$ and $|1/\gamma| = 49,97 (n)^{1,283}$, where S_0

and γ are constants of the $S = S_0 \cdot N^\gamma$ equation, which represent analytically the S-N curve. The experimental correlations were obtained by linear regressions for strains range between 0 and 15% and they are valid for the studied conditions. For greater strains, the material presented a appreciable decrease of fatigue life, caused by damage decurrents of large strains, confirmed microscopically.

ÍNDICE

CAPÍTULO I : CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE PROJETOS DE ENGENHARIA ENVOLVENDO	
FADIGA	01
1.1 INTRODUÇÃO	01
1.2 ANTECEDENTES	03
1.3 OBJETIVOS	05
CAPÍTULO II : ASPECTOS TEÓRICOS SOBRE OS PROCESSOS DE ENDURECIMENTO DAS	
LIGAS DE ALUMÍNIO	06
2.1 ENDURECIMENTO POR DEFORMAÇÃO	06
2.1.1 Considerações Gerais Sobre a Deformação Plástica e encruamento	06
2.1.2 Deformação Plástica de Monocristais e Mecanismos de Endureci- mento por Deformação	07
2.1.3 Instabilidade da Estrutura Deformada a Frio com o aumento da temperatura	14
2.1.4 Mecanismos de Recuperação	16
2.2 ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO	20
2.2.1 Considerações Gerais Sobre o Processo de Precipitação	20
2.2.2 Precipitação em Ligas Comerciais do tipo 7XXX	22
2.2.3 Precipitação Heterogênea	24
2.2.4 Mecanismos de Endurecimento por Precipitação	26
2.3 TRATAMENTO TERMOMECÂNICO	29
2.3.1 Introdução	29
2.3.2 Considerações Gerais Sobre os Processos de TTMF	30
2.3.3 Processos de TTMF e Comportamento em Fadiga	32

2.4	INFLUÊNCIA DAS PARTÍCULAS DE SEGUNDA FASE NO COMPORTAMENTO MECÂNICO.	35
2.4.1	Origem e Natureza das Partículas de Segunda Fase	35
2.4.2	Influência das Partículas de Segunda Fase no Comportamento em Fadiga	37
2.5	MECANISMOS DE FADIGA	40
2.5.1	Aspectos Gerais	40
2.5.2	Mecanismos de Nucleação de Trincas por Fadiga	41
CAPÍTULO III : MATERIAL, MÉTODOS E EQUIPAMENTOS		46
3.1	INTRODUÇÃO	46
3.2	ESCOLHA DO MATERIAL	47
3.3	ANÁLISE DO GRAU DE DEFORMAÇÃO POR DOBRAMENTO	49
3.3.1	Dispositivo de Dobramento	49
3.3.2	Deformação na Curvatura do Dobramento	51
3.3.3	Cálculo das Deformações com o uso das Grelhas de Círculos Impressos	54
3.3.4	Escolha do Processo de Deformação Simulador das Deformações no Dobramento	56
3.3.5	Escolha dos Índices de Deformação para Estudo	58
3.3.6	Corte da Chapa em Tiras	58
3.4	TRATAMENTOS TÉRMICOS	59
3.4.1	Considerações Gerais	59
3.4.2	Solubilização	60
3.4.3	Envelhecimento Artificial	61
3.5	CORPOS DE PROVA	62
3.5.1	Corpos de Prova para Ensaios de Anisotropia	62
3.5.2	Corpos de Prova para Ensaios de Tração	63
3.5.3	Corpos de Prova para Ensaios de Fadiga	63

3.6	EQUIPAMENTOS	66
3.6.1	Usinagem	66
3.6.2	Controle Dimensional e Metrologia	66
3.6.3	Medida de Dureza	66
3.6.4	Medida de Condutividade Elétrica	67
3.6.5	Tratamentos Térmicos	67
3.6.6	Ensaio de Deformação das Tiras	67
3.6.7	Ensaio de Fadiga, Tração e Anisotropia	67
3.6.8	Microscopia	67
CAPÍTULO IV : ENSAIOS MECÂNICOS E ANÁLISE MICROESTRUTURAL		68
4.1	ENSAIOS DE TRAÇÃO	68
4.1.1	Deformação das Tiras Solubilizadas	68
4.1.2	Determinação da Anisotropia da Chapa	69
4.1.3	Determinação do Limite de Resistência à Tração, Resistência ao Escoamento e Alongamento	74
4.1.4	Determinação do Coeficiente de Encruamento	75
4.2	ENSAIOS DE DUREZA	79
4.3	MEDIDAS DE CONDUTIVIDADE ELÉTRICA	79
4.4	ENSAIOS DE FADIGA	81
4.4.1	Escolha do tipo de Ensaio	81
4.4.2	Algumas Considerações Sobre os Ensaio de Fadiga	82
4.4.3	Definição dos Parâmetros de Ensaio	85
4.4.4	Número de Corpos de Prova Recomendados	89
4.5	ANÁLISE MICROESTRUTURAL	91
4.5.1	Microscopia Ótica (MO)	91
4.5.2	Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)	92

CAPÍTULO V : RESULTADOS, COMENTÁRIOS E DISCUSSÕES	94
5.1 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL	94
5.1.1 Aspectos da Microestrutura	94
5.1.2 Propriedades Mecânicas de Tração	98
5.2 RESULTADOS PRELIMINARES E COMENTÁRIOS	99
5.2.1 Deformações por Dobramento a Frio a 90°	99
5.2.2 Condutividade Elétrica	100
5.2.3 Índices de Anisotropia da Chapa	103
5.2.4 Ensaios Preliminares de Fadiga	104
5.3 RESULTADOS E COMENTÁRIOS SOBRE AS PROPRIEDADES DE TRAÇÃO E DUREZA .	109
5.3.1 Resultados dos Ensaios de Tração	109
5.3.2 Resultados dos Ensaios de Dureza Brinell	112
5.3.3 Coeficiente de Encruamento	117
5.4 RESULTADOS E COMENTÁRIOS DO COMPORTAMENTO EM FADIGA	118
5.4.1 Resultados do Comportamento em Fadiga para os Diversos Graus de Deformação a Frio	118
5.4.2 Correlação entre o Comportamento em Fadiga e a Tensão de Escoamento	141
5.4.3 Correlação entre o Comportamento em Fadiga e o Coeficiente de Encruamento	145
5.5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS	151
5.5.1 Comportamento das Propriedades de Tração e Dureza	151
5.5.2 Comportamento em Fadiga	154
CAPÍTULO VI : CONCLUSÕES E PROPOSTAS PARA FUTUROS TRABALHOS	170
6.1 CONCLUSÕES	170
6.2 PROPOSTAS PARA FUTUROS TRABALHOS	172
BIBLIOGRAFIA	173

C A P Í T U L O I

CONSIDERAÇÕES GERAIS SOBRE PROJETOS DE ENGENHARIA ENVOLVENDO FADIGA

1.1 INTRODUÇÃO

A vida de um componente submetido a um carregamento estático pode ser considerada praticamente infinita, desde que a carga atuante seja inferior ao limite de escoamento do material e a agressividade do meio, se existir, seja minimizada ou totalmente anulada. Esta situação é muito rara e dificilmente encontrada na prática em condições normais de temperatura.

Em certas estruturas, como pontes e edifícios, os esforços a princípio considerados puramente estáticos, na realidade variam muito pouco de intensidade, ou então as variações são tão raras, que a fratura por fadiga praticamente não ocorre. Porém, na maioria das estruturas e dos componentes mecânicos, as solicitações variam de intensidade com frequências relativamente altas, como no caso de diafrágm^{as}, molas, eixos, engrenagens, etc.

O critério da vida infinita para projetos de engenharia envolvendo fadiga é o mais antigo e as tensões de projeto são sempre inferiores ao limite de fadiga do material. Esse critério pode ser considerado aceitável no caso de solicitações cíclicas de amplitudes constantes, o que também raramente ocorre nos casos reais. O risco que se corre, nesse caso, é estimar uma vida para o componente, superior a vários milhões de ciclos, enquanto na verdade ele resiste apenas algumas centenas de milhares de ciclos antes da ruptura [1].

Uma nova prática em projetos, conhecida como "safe-life" (vida com segurança), considera uma vida em fadiga finita, baseada num programa de ensaios e análises teóricas para estabelecer a vida da estrutura nas condições do carregamento. Esse critério prevê um limite de vida e antes do final desse período a estrutura ou componente deve ser substituído. É um procedimento usado para componentes de difícil acesso para inspeção, componento

tes do tipo rolamentos, molas de suspensão, amortecedores, etc. |1|.

A diferença básica entre um critério de vida infinita e um critério de vida finita, está relacionada com a maior atenção que deve ser dada aos detalhes de projeto, enquanto que a maior segurança, está associada com a facilidade de inspeção periódica e na utilização de materiais de melhor qualidade |1|.

Tendo sido constatada a inviabilidade técnica e econômica de se projetar e construir estruturas resistentes à fadiga, teoricamente perfeitas, houve a necessidade de admitir a existência de defeitos provenientes do projeto, do processo de fabricação, durante a manutenção e de outras origens, tais como uso inadequado, sobrecargas, etc. Surgiu então o critério "fail-safe", que admite a ocorrência de trincas e a convivência com elas na estrutura, durante um período de tempo predeterminado sem risco de falha, ou na pior das hipóteses, a falha de um elemento, se ocorrer, não compromete a estrutura como um todo até que ele seja substituído. |2|.

O critério de projeto com tolerância de dano, também, admite que toda estrutura contém trincas ou imperfeições equivalentes a trincas, responsáveis pela falha por fadiga. A falha por fadiga é definida como sendo o resultado do dano ou deterioração progressiva das propriedades mecânicas da estrutura até ocorrer a ruptura final. Esse critério, considerado um refinamento do critério "fail-safe", considera os conceitos da mecânica da fratura e os conhecimentos sobre propagação de trinca, para determinar a vida útil da estrutura ou do componente com segurança de dano, o que significa garantir que a trinca não vai atingir o tamanho crítico dentro de um período de vida estimado ou num intervalo de tempo compreendido entre duas inspeções |3|.

Em geral os critérios de projeto que admitem a presença e a convivência com trincas na estrutura, exigem ligas mais resistentes à fadiga, com elevada resistência à propagação de trincas, elevada tenacidade à fratura, elevada resistência à corrosão sob tensão, enfim materiais da mais alta

qualidade.

1.2 ANTECEDENTES

As ligas de alumínio de alta resistência têm sido utilizadas com vantagens sobre outras ligas e estão entre os materiais mais usados na indústria aeroespacial. A posição de destaque ocupada por essas ligas numa escala de consumo é atribuída, principalmente, à elevada relação resistência/peso e excelentes propriedades mecânicas, combinando resistência à tração, resistência à fadiga, resistência à corrosão sob tensão e tenacidade à fratura.

Até recentemente as propriedades mecânicas exigidas para as ligas estruturais eram basicamente a resistência ao escoamento e a resistência à corrosão sob tensão, sendo que as ligas 7075-T6 satisfaziam essas exigências [4]. Com o desenvolvimento dos conceitos de projeto "safe-life", "fail-safe" e tolerância de dano, houve a necessidade do desenvolvimento de novas ligas de alumínio, com o objetivo de maximizar um elenco de propriedades simultaneamente, já que não era possível, melhorar uma determinada propriedade sem afetar as outras usando as ligas convencionais. Assim, por exemplo, o aumento da resistência mecânica através de um tratamento térmico de precipitação pode provocar uma queda dos níveis de resistência à corrosão sob tensão e da tenacidade à fratura [5,6]. O problema da corrosão sob tensão, geralmente, é minimizado com o tratamento térmico T73, porém, os problemas relativos à fadiga continuam sendo assunto de inúmeras pesquisas.

Dentro desse contexto, as ligas do grupo 7xxx representam um avanço em relação as ligas do grupo 2xxx, sendo que a liga do tipo 2124, por exemplo, representa um avanço em relação a liga 2024 e a liga 7475, representa não apenas um avanço em relação a liga 7075, mas o maior avanço já conseguido em termos de ligas de alumínio de alta resistência.

As propriedades das ligas do tipo 7xxx podem ser modificadas através de alterações na composição química ou mesmo durante o próprio processo de fabricação. Para uma liga comercial de composição já estabelecida as modificações podem ser efetuadas através de tratamentos térmicos ou termomecânicos adequados.

Deformações a frio alteram a ductilidade das ligas de alumínio de uma forma direta refletindo no endurecimento por deformação ou indiretamente, atuando sobre o endurecimento por precipitação. Por outro lado, modificações na ductilidade afetam a resistência à fadiga, pois alteram as propriedades de propagação da trinca e a resistência do material na presença de trincas [7].

As alterações das propriedades mecânicas dessas ligas, usadas na fabricação de alguns componentes estruturais a partir de chapas, por meio de processos de conformação a frio do tipo estiramento ou dobramento, de uso bastante comum na indústria aeronáutica, não são bem conhecidas. A falta de conhecimento das novas propriedades do material após transformado num componente, através de algum desses processos de conformação mecânica a frio, pode implicar num maior risco de falha da peça, principalmente, quando se trata de solicitações variáveis.

A pesquisa bibliográfica tem mostrado uma carência de informações sobre o assunto, o que levou a EMBRAER - Empresa Brasileira de Aeronáutica S.A. ter mostrado interesse em participar de um programa de pesquisa, para estudar com profundidade a influência de deformações a frio, após a solubilização e antes do envelhecimento, sobre as propriedades mecânicas da liga de alumínio 7475, particularmente, sobre o comportamento em fadiga. Foi essa, portanto, a idéia que deu origem e que motivou o desenvolvimento do presente trabalho.

1.3 OBJETIVOS

A finalidade do trabalho é estudar o comportamento em fadiga de uma liga de alumínio de alta resistência na forma de chapa sob efeito da de formação a frio. Para atingir esse objetivo o estudo abrange as seguintes etapas:

a) Desenvolvimento de uma metodologia para estudar os efeitos da deformação a frio nas propriedades de tração e sobre o comportamento em fadiga de uma liga de alumínio de alta resistência, na forma de chapas, usada na fabricação de componentes estruturais através de processos de conformação mecânica do tipo dobramento.

b) Verificação dos efeitos de vários graus de deformação a frio realizados após a solubilização e antes do envelhecimento, sobre as propriedades de tração e fadiga da liga de alumínio 7475.

c) Avaliação do comportamento das propriedades mecânicas de tração, quantificando as variações verificadas através de medidas da resistência à tração, resistência ao escoamento, dureza, coeficiente de encruamento, alongamento e condutividade elétrica.

d) Avaliação do comportamento em fadiga, quantificando as variações observadas através das curvas S-N, obtidas a partir dos resultados de ensaios de fadiga axial em corpos de prova padronizados.

e) Estabelecimento das correlações entre as propriedades de tração e fadiga usando regressões lineares, para obter as equações matemáticas que representam o comportamento dos resultados experimentais.

f) Explicação dos comportamentos apresentados pelas propriedades de tração e de fadiga, através das variações microestruturais juntamente com um estudo teórico sobre os fatores metalúrgicos envolvidos.

CAPÍTULO II

ASPECTOS TEÓRICOS SOBRE OS PROCESSOS DE ENDURECIMENTO DAS LIGAS DE ALUMÍNIO

2.1 ENDURECIMENTO POR DEFORMAÇÃO

2.1.1 Considerações Gerais Sobre a Deformação Plástica e Encruamento

A maioria dos conhecimentos acumulados ao longo de várias décadas sobre o comportamento das propriedades mecânicas ou físicas dos materiais, foram adquiridos a partir de pesquisas realizadas em monocristais metálicos, pois os mecanismos, que governam os fenômenos, são em geral, muito mais complexos e difíceis de serem interpretados em amostras policristalinas ou em ligas comerciais. Isso é válido particularmente no caso da deformação plástica [8].

Com a deformação plástica aumenta-se a densidade de discordâncias e a concentração de defeitos de ponto do material. A densidade de discordâncias num cristal recozido é da ordem de 10^6 a 10^8 cm/cm³, enquanto que num cristal deformado plasticamente, no estado encruado, a densidade é da ordem de 10^9 a 10^{12} cm/cm³ [9,10].

A deformação a frio é definida como sendo uma deformação plástica, realizada numa faixa de temperatura e num intervalo de tempo, tal que o endurecimento por deformação não é afetado [10]. Num material deformado a frio, com baixo grau de deformação, as discordâncias formam arranjos coplanares e à medida que a deformação aumenta, as discordâncias tendem a se arranjar segundo uma estrutura celular (bem definida a partir de 10% de deformação) [10]. A subestrutura exata de um material deformado a frio, depende da estrutura cristalina, da temperatura, do grau e da taxa de deformação.

Ungár e colaboradores [11], utilizaram técnicas de raios-X e microscopia eletrônica de transmissão (MET) para estudar a subestrutura de discordâncias em fios de cobre recozidos e deformados por tração e torção, com um mesmo grau de deformação para os dois processos, e concluíram que o mate

rial deformado por tração apresentou grandes variações de tensões internas e uma menor densidade de discordâncias em relação ao material deformado por torção. O fenômeno foi atribuído às tensões internas, que podem ter dificultado a criação de maior densidade de discordâncias no material deformado por tração.

Nos estágios iniciais da deformação plástica o deslizamento ocorre essencialmente ao longo dos planos primários de escorregamento e a subestrutura é formada por arranjos planares ou coplanares de discordâncias. Com a continuidade da deformação, tem início o deslocamento com desvio (cross slip) e são ativados os mecanismos de multiplicação de discordâncias [10]. O encruamento ou endurecimento por deformação é iniciado quando começa a interação entre as discordâncias ao longo dos sistemas primários de deslizamento, e quando isso ocorre dificulta a livre movimentação das discordâncias nesses planos, exigindo uma tensão cada vez maior para a deformação ter continuidade [12].

As teorias mais recentes sobre encruamento admitem que a distribuição de discordâncias é aleatória, sendo que muitas delas, conhecidas como florestas de discordâncias (forest) cortam os planos primários de deslizamento e, dessa forma, as interações entre as discordâncias nos sistemas primários de deslizamento, podem ocorrer entre as discordâncias recém criadas ou entre as novas discordâncias e aquelas já existentes antes da deformação. Existem vários obstáculos ao movimento de discordâncias, tais como contornos de grão, átomos de soluto, partículas de segunda fase, entre outros, além das próprias discordâncias, considerado o obstáculo mais importante e a base das primeiras teorias de encruamento que usaram os modelos de discordâncias.

2.1.2 Deformação Plástica de Monocristais e Mecanismos de Endurecimento por Deformação.

Diferentes monocristais deformados por tração apresentam curvas tensão versus deformação praticamente com o mesmo comportamento e a mesma forma. A figura 2.1 ilustra o comportamento de um monocristal deformado uniaxialmente por tração [12]. Nessa figura a tensão de tração e a deformação linear foram convertidas, respectivamente, em tensão de cisalhamento (τ) e distorção (δ) no plano de deslizamento mais favorável. A distorção ou deformação de cisalhamento é definida como sendo o deslocamento relativo entre dois planos de deslizamento separados por uma distância unitária [8].

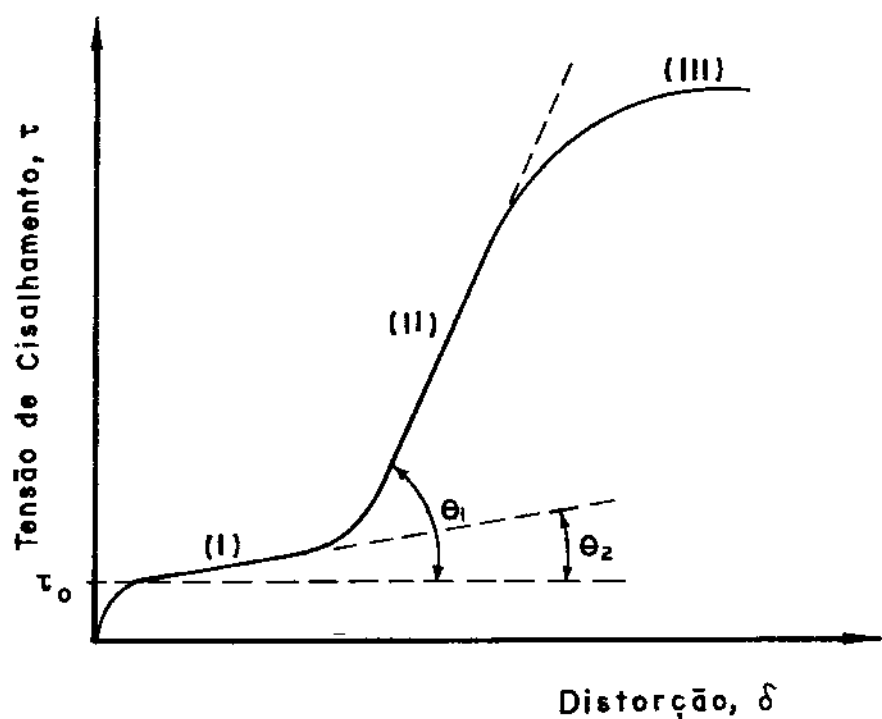


Figura 2.1 - Representação esquemática da curva tensão de cisalhamento versus distorção de um monocristal CFC.

A forma da curva $\tau \times \delta$ ilustrada na figura 2.1, é extremamente sensível a vários fatores, entre eles a orientação do cristal, temperatura, grau de pureza, etc [13].

Na figura 2.2a está mostrado esquematicamente um sistema de deslizamento preferencial formado pelo plano π e pela direção de deslizamento d , para um monocristal cilíndrico de seção transversal A , submetido a uma carga axial de tração P [12]. Na figura 2.2b, está ilustrado esquematicamente a deformação de cisalhamento.

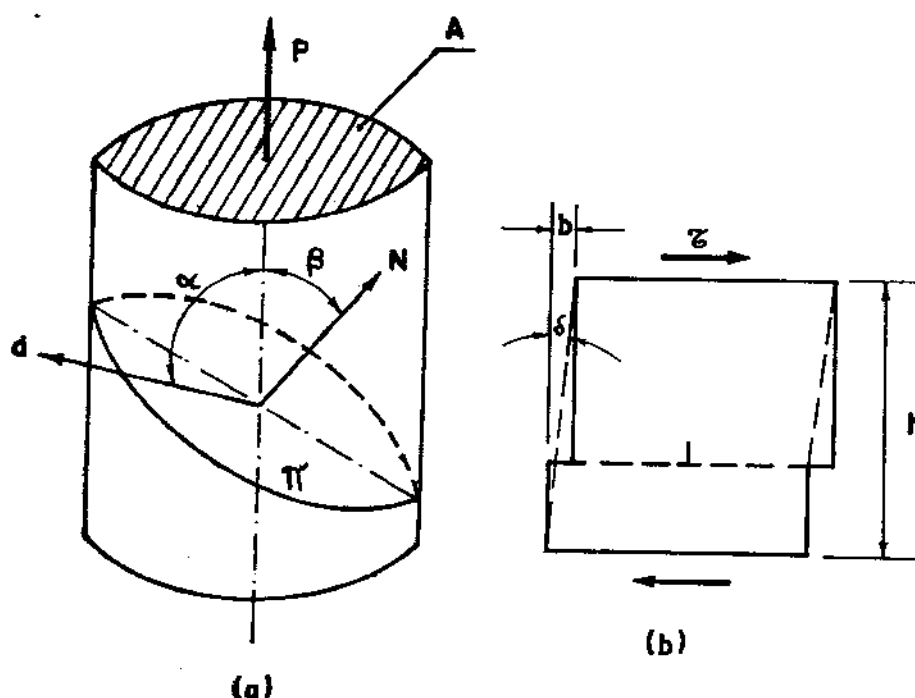


Figura 2.2.a) Representação esquemática de um sistema de deslizamento (π, d) num monocristal metálico tracionado, b) Deformação de cisalhamento devido a passagem de uma única discordância através de um plano de deslizamento do cristal.

De acordo com a figura 2.2a pode-se escrever:

$$\sigma_t = P/A \dots\dots\dots (2.1)$$

$$A_\pi = A/\cos \beta \dots\dots\dots (2.2)$$

$$P_d = P \cdot \cos \alpha \dots\dots\dots (2.3)$$

A tensão de cisalhamento τ no plano π , pode ser obtida das equa

ções (2.1), (2,2) e (2.3). Assim:

$$\tau_{\pi} = \sigma_t \cdot \cos \alpha \cdot \cos \beta \dots (2.4)$$

A equação (2.4) torna-se igual a zero, quando a direção da carga é normal ao plano de deslizamento ($\alpha=90^\circ$), ou quando a direção da carga é paralela ao plano de deslizamento ($\beta=90^\circ$). Nessas condições, as tensões de cisalhamento no plano π são nulas e portanto as deformações de cisalhamento nesses planos também são nulas [8]. Por outro lado a tensão de cisalhamento é máxima, quando o produto $\cos \alpha \cdot \cos \beta = 0,5$, ou seja, quando $\alpha=\beta=45^\circ$. Assim:

$$\tau_{\text{máx}} = 0,5 \cdot \sigma_t \dots\dots\dots (2.5)$$

De acordo com a figura 2.2b, a deformação de cisalhamento é dada por:

$$\delta = \frac{b}{h} \dots\dots\dots (2.6)$$

O escorregamento dos planos cristalográficos na direção lateral, num ensaio de tração, é limitado pelas garras da máquina, de modo que os planos de deslizamento tendem a sofrer uma rotação em torno de um eixo normal à direção da carga.

Praticamente não ocorre deformação plástica para tensões de cisalhamento menores que τ_0 , denominada tensão de cisalhamento crítica resolvida, conforme ilustrado na figura 2.1. A tensão crítica τ_0 é portanto a tensão de início da deformação plástica, num plano e numa direção de deslizamento mais favoráveis, e representa uma propriedade mecânica de cada sistema de deslizamento [13].

Nos cristais CCC e CFC existem vários sistemas de deslizamento. Os sistemas de deslizamento de um cristal podem variar com a temperatura, teor de impurezas, etc [14]. Nos cristais CFC existem doze sistemas de deslizamento possíveis e portanto várias alternativas para ocorrer deslizamentos.

A figura 2.1, mostra três estágios de encruamento num monocristal metálico, com características e microestruturas bem distintas, que serão discutidas a seguir.

a) Estágio I

Assim que a tensão aplicada ultrapassa τ_0 , tem início o escoamento com uma pequena taxa de encruamento, que caracteriza o estágio I, ou região de deslizamento fácil (easy glide), onde opera apenas um sistema de deslizamento. A pequena taxa de encruamento desse estágio pode ser explicada se for admitido que as discordâncias se movem sem dificuldades e se multiplicam num único sistema de deslizamento primário [13].

O estágio I pode ser eliminado pela presença de impurezas no cristal, aumentando a temperatura de deformação ou orientando o cristal em relação a direção de tração de tal forma que favoreça o deslizamento simultâneo em vários sistemas de deslizamento [13]. Os materiais policristalinos não apresentam esse estágio, pois a orientação aleatória dos grãos facilita a ocorrência de deslizamentos múltiplos desde o início da deformação.

A tensão exigida para deformar o metal no estágio I é a tensão necessária para movimentar as discordâncias e vencer a barreira formada pelas próprias discordâncias num único sistema de deslizamento, à medida que a deformação prossegue.

b) Estágio II

Continuando a deformação além do estágio I, observa-se uma outra região na figura 2.1, onde a taxa de encruamento é maior e existe uma relação linear entre a tensão e a deformação. Essa região é denominada estágio II ou região de encruamento linear. Quando é iniciado o deslizamento em outros planos (sistemas secundários), o resultado é uma forte interação entre as discordâncias do sistema primário com aquelas do sistema secundário. Isso explica o aumento da taxa de encruamento e a passagem do estágio I para o estágio II.

O deslizamento em mais de um sistema, produz barreiras mais eficientes para dificultar o movimento das discordâncias, através por exemplo, dos degraus resultantes do corte de florestas de discordâncias, que impedem o movimento de novas discordâncias, gerando um emaranhado de discordâncias, que vai se ampliando conforme a deformação aumenta ou criando um empilhamento de discordâncias dependendo do material. Outros obstáculos do tipo barreiras de Lomer-Cottrell são capazes de parar e empilhar discordâncias em anéis gerados por fontes de Frank-Reed [13].

O estágio II do encruamento de acordo com Kuhlmann-Wilsdorf [13] inicia quando não existe mais áreas isentas de discordâncias, o que representa uma distribuição quase uniforme de discordâncias no interior do metal. Independentemente do arranjo das discordâncias no início do estágio II, se estão emaranhadas num único sistema de deslizamento ou empilhadas em vários sistemas, a tensão necessária para movimentar novas discordâncias deve aumentar.

Na ausência de energia de ativação suficiente para fazer operar novos processos capazes de alterar a densidade e a distribuição de discordâncias no material deformado, o estágio II, de encruamento linear, permanece inalterado [14].

As bandas de deformação que caracterizam as marcas visíveis do deslizamento na superfície da amostra, quando observadas com técnicas de microscopia podem ser de três tipos [14]: Bandas de deslizamento primário, representando as regiões mais largas; bandas de deslizamento secundário, correspondendo as regiões mais estreitas e aproximadamente paralelas às marcas de deslizamento primário, sem interferir nas dimensões das bandas primárias e as bandas dobradas "Kink bands", caracterizadas por regiões inicialmente perpendiculares às bandas de deslizamento secundárias. A presença de bandas secundárias muitas vezes inibe a presença de bandas dobradas.

Sawkill e Honeycombe [15] observaram bandas de deslizamento primário, secundário e bandas dobradas em cristais de alumínio orientados na direção [111], deformados por tração com 11,3% de deformação, e a ausência de

bandas dobradas para cristais de alumínio orientados na direção [100], deformados por tração com 10% de deformação.

c) Estágio III

Além do estágio II, o coeficiente de encruamento diminui continuamente e a curva tensão-deformação toma a forma de uma parábola, que caracteriza o estágio III ou região de encruamento parabólico. O início do estágio III bem como o encruamento nesta região dependem da temperatura e da velocidade de aplicação da carga, enquanto que no estágio II, o coeficiente de encruamento praticamente independe da velocidade de deformação. A maioria dos policristais, quando deformados, apresentam um comportamento semelhante ao estágio III de encruamento dos monocristais [13].

O mecanismo que produz o decréscimo do encruamento depende da temperatura e da velocidade de deformação e, tem sido considerado um processo de recuperação, que ocorre simultaneamente com a deformação, alterando a estrutura de discordâncias e conseqüentemente diminuindo a taxa de encruamento [13].

O estágio III começa quando são ativados os mecanismos de deslizamento com desvio, permitindo assim que as discordâncias se desviem dos obstáculos (empilhamentos de discordâncias, barreiras de Lomer-Cottrell) e possam continuar seu movimento em outros planos de deslizamento menos obstruídos. A energia de ativação para ocorrer deslizamento com desvio é menor que a energia necessária para vencer um obstáculo. Isso significa que o deslizamento com desvio pode ser um mecanismo de aniquilação de discordâncias, como também, uma componente extra de deformação, mecânica e termicamente ativada [13].

O empilhamento de discordâncias tem sido observado através de técnicas de microscopia eletrônica de transmissão (MET) em metais e ligas de baixa energia de defeito de empilhamento (EDE), enquanto que para os metais de alta EDE, como o Al por exemplo, as discordâncias normalmente se apresentam na forma de emaranhados, distribuídas aleatoriamente ou formando paredes

de células [13].

Alguns autores admitem que a EDE é quem determina se o material deformado plasticamente apresentará ou não uma estrutura celular. Dessa forma, a estrutura celular é formada em metais de alta EDE e representa uma configuração estável na qual as discordâncias se arranjam quando esses materiais se deformam [13].

Embora muitos estudos têm sido feitos sobre a estrutura celular nos metais deformados, o mecanismo que governa o fenômeno da formação das paredes de células é ainda motivo de controvérsias.

Alguns pesquisadores admitem que as bandas de deslizamento observadas com técnicas de microscopia ótica, ocorrem apenas no estágio III do encruamento conforme constatações feitas em cristais de alumínio deformados na temperatura ambiente com deformação de cisalhamento da ordem de 30%. Já outros pesquisadores, afirmam que há evidências experimentais mostrando que as bandas no estágio II são mais curtas em relação ao estágio III e finalmente um outro grupo de pesquisadores, consideram que o início do estágio III coincide com a fragmentação das bandas de deslizamento, observadas em amostras de cobre [14].

2.1.3 Instabilidade da Estrutura Deformada a Frio com o Aumento da Temperatura.

As subestruturas de discordâncias obtidas por deformações na temperatura ambiente, não são estáveis quando aquecidas a temperaturas relativamente baixas, devido ao processo de recuperação, que de uma forma geral, significa o restabelecimento gradativo das propriedades físicas e mecânicas aos valores originais característicos da condição não deformada, independente dos mecanismos que governam o processo de reversão do estado encruado para o estado recozido [16]. A condição de referência mais comum para os níveis de propriedades é a condição completamente recristalizada, quando o material

não contem mais nenhum grão deformado.

Os mecanismos de restabelecimento das propriedades mecânicas ou físicas dos metais e ligas afetados por variações estruturais, causadas pela deformação plástica, são termicamente ativados, e portanto a minimização ou a eliminação dos danos causados na estrutura pela deformação está diretamente relacionada com o aquecimento do material deformado.

A recuperação abrange todas as variações, que não envolvem a varredura da estrutura deformada por migrações de contornos de alto ângulo. A estrutura policristalina ou cristal deformado e recuperado mantém sua identidade básica, enquanto a densidade e a distribuição de defeitos variam [16].

Na recristalização a orientação do cristal em qualquer região do material deformado é alterada pela passagem de contornos de alto ângulo e uma nova população de grãos é nucleada nos contornos de grão existentes, que crescem sobre a estrutura deformada até consumi-la completamente [16]. De maneira geral, todos os contornos de grão da nova população migram, aproximadamente, com a mesma velocidade, o que caracteriza a uniformidade do tamanho de grão em qualquer estágio do crescimento e define a recristalização primária. Quando o crescimento se restringe a uma minoria de contornos de tal forma que poucos grãos crescem exageradamente em relação ao resto, tem-se nesse caso uma recristalização secundária [16].

Uma estrutura, deformada quando aquecida em altas temperaturas, torna-se instável devido aos processos de recuperação e/ou recristalização, afetando as propriedades mecânicas dos materiais, tornando-os impróprios para uso em temperaturas onde ocorre tais fenômenos [17]. Subestruturas de discordâncias obtidas por deformações realizadas em temperaturas acima da temperatura de trabalho da liga são estáveis, e garantem a resistência do material nessa faixa de temperatura [17]. Informações sobre a temperatura de deformação indicam que as ligas de alumínio deformadas a uma temperatura acima de 400°C, em geral mantêm suas propriedades inalteradas em aplicações em torno dessa temperatura.

O material recristalizado quando aquecido a uma temperatura maior que a temperatura de recristalização, apresenta um crescimento gradativo no tamanho de grão, o que significa que alguns grãos desaparecem e o número de grãos por unidade de volume diminui. A força motriz para o crescimento de grão é a diminuição da área de contornos de grão e, conseqüentemente, a diminuição da energia livre do sistema. Policristais de alumínio com pequenas deformações podem ser completamente recristalizados numa faixa de temperatura entre 400 a 600°C e parcialmente recristalizado na faixa de 300 a 400°C [16].

Não serão discutidos com maior profundidade os processos de recristalização, tendo em vista que no presente trabalho, a temperatura de aquecimento da liga deformada a frio na condição solubilizada, foi a temperatura de envelhecimento, da ordem de 160°C, e portanto, não ocorre recristalização, mas poderá ocorrer eventualmente, recuperação, possivelmente competindo com o processo de envelhecimento, que será discutido a seguir.

2.1.4 Mecanismos de Recuperação.

A recuperação pode significar um alívio de tensões residuais, a liberação da energia interna armazenada durante a deformação, e o restabelecimento das propriedades físicas, mecânicas e da microestrutura [16].

Uma forma especial de recuperação ocorre quando tensões internas resultantes da deformação são removidas através de tratamentos térmicos. Num material metálico submetido a uma deformação uniaxial de tração, alguns grãos podem estar deformados enquanto que outros podem estar comprimidos formando um sistema de microtensões balanceado. Várias são as fontes de tensões residuais, tais como a distribuição de discordâncias responsáveis pelo endurecimento, que produz tensões no interior dos grãos em escala microscópica, precipitados endurecedores que produzem tensões locais devido a sua incoerência com a estrutura da matriz, etc.

Durante o recozimento para alívio de tensões as deformações plás

ticas internas se redistribuem de forma a eliminar as microtensões. Por outro lado, também as tensões resultantes da precipitação próxima à temperatura ambiente são simultaneamente eliminadas pelo recozimento [16].

Parte da energia liberada durante a recuperação em ligas de alumínio pode ser devido ao rearranjo de discordâncias, para formar por exemplo uma estrutura celular. Para metais com baixa EDE, o mecanismo de escalagem torna-se mais difícil, inibindo um mecanismo importante de recuperação. O processo de recuperação nesses materiais fica limitado a difusão de vazios, e portanto, não ocorre redistribuição ou eliminação de discordâncias enquanto não se inicia a recristalização de uma forma efetiva [16].

A recuperação a baixas temperaturas em alumínio e cobre é desenvolvida pela migração de defeitos de ponto para linhas de discordâncias [16]. No alumínio o processo de recuperação é facilitado por ser um material de alta EDE, o que facilita o mecanismo de escalagem (climb).

As descobertas de Orovan e Cahn, assim como as investigações de Guinier e Lacombe [19] se referem a recuperação relacionada com a formação de contornos de subgrão a partir de discordâncias distribuídas ao acaso, que interagem através de seus campos de tensões, formando configurações mais ordenadas e melhor definidas, para minimizar o estado de tensões. Desta forma, todo contorno de subgrão é um acúmulo ordenado de discordâncias.

A distribuição de discordâncias num metal deformado plasticamente é completamente aleatória e os mecanismos pelos quais se inicia a formação das células pode ser um processo complexo de poligonização, onde as discordâncias situadas em vários planos de deslizamento não podem formar paredes de células através de simples contornos (tilt) [9]. Um subcontorno (tilt) é o caso mais simples de uma interface capaz de se mover pela ação de solicitações mecânicas, sem a necessidade de ativação térmica. É também conhecido por subcontorno tipo inclinado. Esses subcontornos a princípio contêm discordâncias com o mesmo vetor de Burgers e se movimentam com certa facilidade enquanto que os outros subcontornos contêm discordâncias com diferentes vetores

de Burgers e uma movimentação por simples deslizamento é praticamente impossível, somente por outros mecanismos como por exemplo escalagem.

Possivelmente a recuperação a baixas temperaturas corresponde ao estágio onde as paredes de células começam a se formar, dependendo do grau de deformação. A recuperação em temperaturas mais elevadas corresponde ao estágio onde as células completam a configuração, com as discordâncias deixando o interior das células e se juntando às paredes [16]. A figura 2.3, ilustra esquematicamente o arranjo celular de discordâncias de um material encruado, onde para simplificar a representação, as discordâncias são consideradas do tipo em cunha.

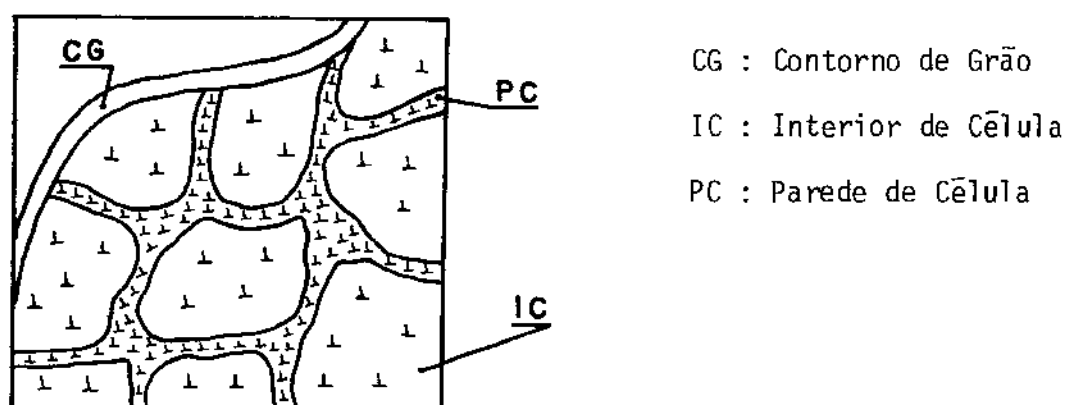


Figura 2.3 - Representação esquemática de um arranjo celular de discordâncias (contorno de subgrão).

As paredes de células são formadas por uma alta densidade de discordâncias, arranjadas de uma forma completamente irregular, formando um verdadeiro emaranhado de discordâncias. O interior das células são regiões com baixa densidade de discordâncias, ou praticamente isentas de discordâncias [13].

Entre os mecanismos que governam a formação das células destacam-se os mecanismos de Heindenreich, sugerindo que a estrutura celular é o resultado da poligonização de uma distribuição uniforme de discordâncias e

Hirsch, sugerindo o mecanismo de escorregamento com desvio de discordâncias em hélice, saindo de seus planos de deslizamento originais para formarem as paredes de células, cujos campos de deformação são praticamente nulos [13].

A poligonização sendo um processo controlado pela taxa de escalagem de discordâncias, deve ocorrer somente numa faixa de temperaturas onde os vazios se movimentam com maior facilidade. No caso do alumínio, essa faixa de temperaturas está compreendida entre 100 a 200°C, enquanto que para outros metais, como o ferro por exemplo, que se caracteriza por uma baixa EDE, essa faixa de temperaturas é bem mais elevada [9].

A recuperação da tensão de escoamento ou da dureza durante o recozimento progressivo de um metal ou liga está certamente correlacionada com a formação e o crescimento da estrutura celular. A evidência para a recuperação mecânica com o crescimento de células é obtida pela equação de Ball [16], dada por:

$$\sigma_e = K \cdot t^{-1/2} \dots\dots\dots (2.7),$$

que relaciona o diâmetro t da célula com a tensão de escoamento σ_e , para o caso do alumínio. Essa equação é semelhante a equação de Hall-Petch, que mostra a dependência entre a tensão de escoamento e o tamanho de grão, de acordo com a relação:

$$\sigma_e = \sigma_0 + Kd^{-1/2} \dots\dots\dots (2.8)$$

onde : σ_e é a tensão de escoamento,
 σ_0 é a intersecção da reta σ versus $d^{-1/2}$, com o eixo das ordenadas,
 K é o coeficiente angular da reta e
 d é o diâmetro médio do grão.

2.2 ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO

2.2.1 Considerações Gerais Sobre o Processo de Precipitação

O aumento da resistência à deformação plástica das ligas metálicas tem sido uma das grandes preocupações de projeto, principalmente das áreas de transportes, cuja tendência é usar materiais mais leves e resistentes para reduzir o peso do veículo, com o objetivo de minimizar o consumo de combustível sem afetar o seu desempenho.

Um dos métodos de aumentar a resistência das ligas de alumínio tratáveis termicamente é através do endurecimento por precipitação [20]. A primeira constatação científica do processo de endurecimento por precipitação de uma segunda fase na forma de dispersões submicroscópicas numa liga de alumínio, foi feita por Mérica [21].

A precipitação obtida através de tratamentos térmicos, envolve normalmente, a supersaturação e a decomposição da solução supersaturada. O endurecimento e portanto a melhoria das propriedades mecânicas das ligas endurecidas por precipitação é uma consequência direta da interação entre discordâncias e precipitados, enquanto que a otimização das propriedades vai depender do tamanho, da forma e da distribuição das partículas de segunda fase.

O processo de precipitação numa solução sólida envolve a nucleação, o crescimento e a coalescência dos precipitados. A nucleação pode ser homogênea ou heterogênea. Numa nucleação homogênea, durante o período inicial do envelhecimento a principal alteração que ocorre na solução sólida supersaturada é uma redistribuição de soluto, formando alguns aglomerados de átomos (cluster) ou zonas de G-P [23]. Na nucleação heterogênea os núcleos se formam dentro dos defeitos da rede cristalina, do tipo vazios, discordâncias e contornos de grão [22].

Admite-se que o primeiro estágio do processo de precipitação de uma solução sólida consiste numa segregação de átomos de soluto para formar pequenos aglomerados dentro da matriz e cuja composição química difere

da composição média da solução sólida. Esses aglomerados crescem, formando as chamadas zonas de Guinier-Preston (Zonas de G-P) detectáveis por técnicas de raios-X [22].

Quando os átomos de soluto e do solvente têm diâmetros próximos, as zonas de G-P têm forma esférica e, quando os átomos têm diâmetros diferentes, as zonas de G-P podem ter a forma de placas ou uma forma cilíndrica [22]. A natureza das zonas de G-P nas ligas do tipo 7xxx é ainda incerta, mas com certeza, são regiões com alta concentração de Zn e Mg [23].

Nas ligas solubilizadas e envelhecidas em temperaturas relativamente baixas, as zonas de G-P têm a forma aproximadamente esférica. Na condição T6, por exemplo, as zonas de G-P têm um diâmetro médio entre 20 e 35 Å [23]. As zonas de G-P, que caracterizam o início do processo de precipitação, são perfeitamente coerentes com a matriz.

Numa interface coerente o plano que forma a interface partícula/matriz apresenta uma estrutura cristalina comum à matriz e à partícula, sendo que alguns deslocamentos devido a diferença de diâmetros atômicos do soluto são acomodados por deformações elásticas [22].

Conforme o processo de envelhecimento evolui com o tempo, as zonas esféricas sofrem um rearranjo atômico para se transformarem numa estrutura hexagonal, que mantém uma certa coerência com a matriz do tipo (0001)hex // (111) α e $[10\bar{1}0]$ hex // $[1\bar{1}0]\alpha$ e é considerada a precursora da fase η' .

A fase η' tem uma estrutura cristalina distinta daquela da solução sólida, mas ainda diferente da estrutura de equilíbrio. Essas partículas são chamadas partículas de transição, apresentam uma estrutura cristalina hexagonal, parcialmente coerente com a matriz e são consideradas as precursoras dos precipitados de equilíbrio η [22].

As partículas de transição, parcialmente coerentes com a matriz, mantêm coerência somente em alguns planos, através de deformações elásticas locais, nos demais planos são incoerentes [22]. Com o crescimento das partículas de transição, as deformações coerentes aumentam até que a resistência

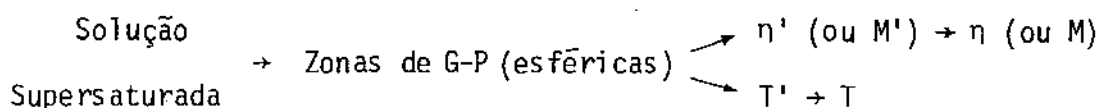
das ligações interfaciais é excedida, ocorrendo a ruptura das mesmas e a coerência acaba [23].

Gjones e Simensen [24] observaram precipitados de transição η' na forma de placas sobre as famílias de planos $\{111\}$ em ligas Al-Zn-Mg e precipitados de equilíbrio com forma similar, mantendo uma certa coerência com a matriz. A seguir serão feitas algumas considerações sobre a precipitação homogênea e heterogênea em ligas de alumínio do tipo 7xxx.

2.2.2 Precipitação em Ligas de Alumínio Comerciais do Tipo 7xxx

As reações de precipitação nas ligas do tipo 7xxx, podem ser analisadas com relação a sequência de precipitação, a estrutura das fases precipitadas, a relação de orientação com a matriz e a distribuição de cada fase formada durante o processo de envelhecimento.

A sequência do processo de precipitação depende da composição química da liga, mas para ligas comerciais do tipo 7xxx, resfriadas rapidamente na solubilização e envelhecidas em altas temperaturas, pode ser representada [23] por:



Muitos pesquisadores verificaram que as fases T' ou η' compreendem uma faixa grande de composições e são formadas nas regiões de equilíbrio Al + T ou Al + η , dos diagramas ternários Al-Zn-Mg [23].

Conforme aumenta o tempo de envelhecimento numa dada temperatura a fase η' se converte na fase intermetálica de equilíbrio η (Mg Zn_2) e T' em T ($\text{Mg}_3 \text{Zn}_3 \text{Al}_2$). Nas ligas onde a relação $(\% \text{Zn} / \% \text{Mg}) > 1$, o endurecimento por precipitação ocorre através da sequência zona de G-P para precipitados coerentes η' ou M' , e se a relação $(\% \text{Zn} / \% \text{Mg}) < 1$, a sequência é zona de G-P

para precipitados coerentes da fase T'. Se o teor de Mg é consideravelmente maior que o teor de Zn, então a fase de equilíbrio não será T e passa a ser β ($Mg_5 Al_3$) [25].

A adição de até 1% de Cu parece não alterar os mecanismos básicos de precipitação das ligas tipo 7xxx, porém, a medida que o teor de Cu aumenta, verifica-se uma maior participação dos átomos de cobre na formação das zonas de G-P e na formação dos precipitados de transição e de equilíbrio, onde se constata a substituição de dois átomos de Zn por um de Al e de Cu na fase $Mg Zn_2$, formando a fase $Mg Al Cu$, com efeitos sensíveis sobre o endurecimento final da liga [23].

O processo clássico de endurecimento por precipitação é representado pelas ligas que formam solução homogênea em altas temperaturas e que se decompõem em duas ou mais fases durante o envelhecimento realizado após a solubilização.

Geralmente, os efeitos das transformações estruturais, que ocorrem durante o resfriamento nos tratamentos de solubilização das ligas de alumínio 7075, tem sido feitos de uma forma global e indireta, após o processo de envelhecimento, extraíndo o efeito estrutural sobre o estado de supersaturação da solução sólida e o seu efeito sobre a cinética e o nível de endurecimento [26].

Archambault e colaboradores [26], tem mostrado que o endurecimento da matriz por precipitados coerentes, depende da fração volumétrica e da homogeneidade do tamanho dos precipitados. Pequenas partículas são cisalhadas pela passagem de discordâncias enquanto grandes partículas são contornadas por discordâncias pelo mecanismo de Orowan.

As ligas de alumínio do tipo 7xxx não são estáveis na condição solubilizada, apesar da resistência aumentar muito lentamente ao longo do tempo, através do crescimento das zonas de G-P [23].

Os processos comerciais de tratamento térmico dessas ligas de alumínio, envolvem um envelhecimento em altas temperaturas na faixa de 160 a

1750C, depois da permanência controlada da liga numa faixa de temperatura mais baixa, para permitir a formação de um grande número de zonas de G-P estáveis em altas temperaturas. As zonas de G-P se transformam em precipitados intermediários η' e estes em precipitados de equilíbrio η .

Quando se elimina o primeiro estágio do envelhecimento não se tem um número suficiente de núcleos para formar uma distribuição fina de η e o resultado é um material de menor resistência.

Práticas comerciais usam uma faixa de temperatura entre 100 e 1200C, com um tempo de permanência de 3h, para o primeiro estágio de envelhecimento e o segundo uma temperatura na faixa de 160 a 1750C, com tempo de permanência variando entre 1 a 24 horas [27].

Fridlyander e colaboradores [28], sugeriram um tipo de tratamento térmico de dois estágios, para ligas de alta resistência Al-Zn-Cu-Mg, consistindo de solubilização a 4650C, primeiro estágio de envelhecimento a 1200C x 3 horas seguido de envelhecimento final a 1750C x 4 horas, que confere à liga uma boa combinação de propriedades mecânicas e resistência à corrosão.

Sensíveis aumentos da dureza e da resistência a tração, tem sido obtidos em ligas Al-Zn-Mg, solubilizadas a 4500C com resfriamento em água fria e envelhecidas em baixas temperaturas, na faixa de 25 a 1000C [29]. Envelhecimento a 250C mostrou a formação de zonas de G-P ou precipitação em contornos de grão após 1500h de tratamento. Para envelhecimento a 1000C, foram observadas zonas de G-P no início do tratamento e precipitados em contornos de grão para tempos maiores, em torno de 100h, na condição de superenvelhecimento [29].

2.2.3 Precipitação Heterogênea

As zonas de G-P nucleiam homogeneamente dando origem a uma sequência de precipitados que se desenvolvem dentro da matriz. Assim as zonas de G-P são coerentes, η' é semi-coerente e η é incoerente. No entanto a presença

de contornos de grão, subcontornos e discordâncias, podem contribuir de forma efetiva para a nucleação heterogênea.

As partículas η' e η podem se formar logo após a solubilização. Assim, η' pode nuclear e crescer diretamente sobre discordâncias e contornos de subgrão, enquanto η , pode nuclear e crescer em contornos de grão ou em outros tipos de contornos, como aqueles formados entre os dispersóides do tipo $\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$ e a matriz. A precipitação de η nos contornos de grão, geralmente, ocorre devido a alta desordem atômica dessas regiões, mas pode ser controlada pela taxa de resfriamento. Resfriamentos rápidos tendem a minimizar a precipitação em contornos de grão [30].

A precipitação heterogênea reduz a resistência das ligas do tipo 7xxx, pois a existência de regiões com precipitação heterogênea pode alterar a quantidade relativa dos tipos de precipitados, afetando a resistência mecânica que depende da proporção relativa das zonas de G-P, η' e η . Nos processos comerciais deve-se ter um controle da taxa de resfriamento e das condições de envelhecimento, para obter uma pequena fração volumétrica de precipitados em contornos de grão e uma elevada fração volumétrica de precipitados distribuídos homogeneamente na matriz [30].

Park e Ardell [31] usando técnicas de microscopia eletrônica de transmissão (MET) para estudar a precipitação em contornos de grão de uma liga de alumínio 7075 comercial, verificaram a existência de precipitados de equilíbrio η em contornos de grão e concluíram que a orientação dos contornos tem uma grande influência sobre a nucleação e o crescimento dos precipitados. A nucleação de precipitados em contornos de grão ocorre nos planos cuja orientação cristalográfica é próxima à orientação de um plano preferencial de nucleação de um determinado tipo de partícula η ($\eta_1, \eta_2, \dots, \eta_g$). Tanto a estrutura como a mobilidade da interface núcleo/matriz depende da orientação dos planos preferenciais e estes, da orientação dos contornos de grão, que influem portanto, no crescimento e na morfologia dos precipitados.

Um tipo de heterogeneidade comum nas ligas comerciais é a formação

de zonas livres de precipitados (ZLP) em regiões adjacentes aos contornos de grão. Nas ligas Al-Zn-Mg a distribuição de precipitados próxima aos contornos de grão pode variar de forma brusca, dependendo do tratamento térmico. Os contornos de grão podem atuar como locais preferenciais de precipitação e, conseqüentemente, as margens ficam empobrecidas de soluto antes de ocorrer a precipitação no interior dos grãos. A figura 2.4 ilustra uma ZLP [32].

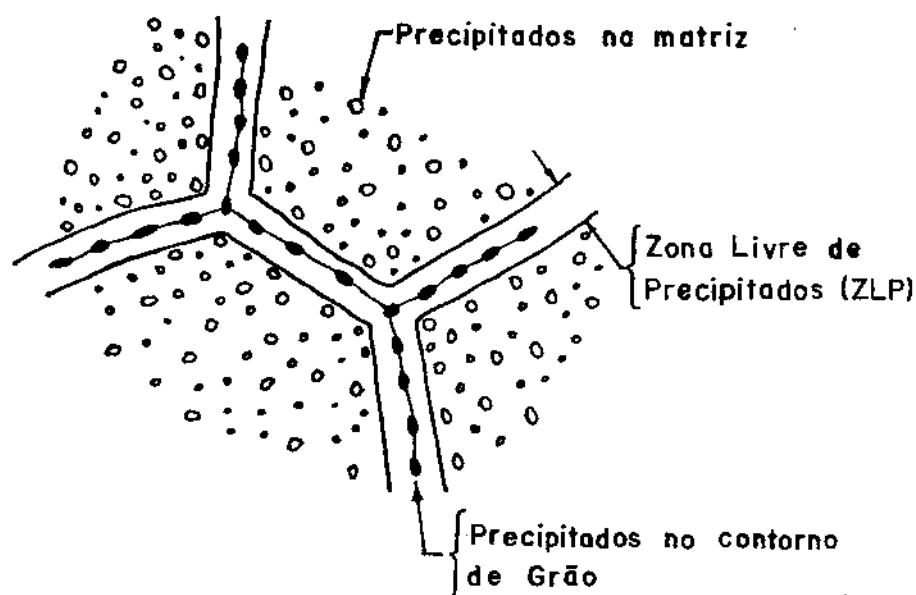


Figura 2.4 - Representação esquemática de uma zona livre de precipitados [32, P. 1216].

2.2.4 Mecanismos de Endurecimento por Precipitação.

Durante o estágio inicial do processo de precipitação, o endurecimento é devido a interferência das zonas de G-P com o movimento das discordâncias. O aparecimento das novas interfaces coerentes, faz aumentar o grau de deformações ou de perturbações da regularidade da estrutura cristalina da matriz, que se estendem numa vizinhança de várias distâncias interatômicas e dificultam a movimentação das discordâncias nessas regiões [6,23].

O endurecimento nessa fase do processo de precipitação é portanto

atribuído ao aumento da densidade de zonas de G-P, que tendem a dificultar progressivamente a passagem de discordâncias através das zonas, o que significa exigir uma tensão cada vez maior para movimentar as discordâncias à medida que o processo vai evoluindo com o tempo [23].

Com o decorrer do tempo de envelhecimento as zonas de G-P se transformam nas partículas de transição, ou partículas semi-coerentes. Nesse estágio do processo, o endurecimento é atribuído ao bloqueio do movimento das discordâncias, provocado pelas deformações na rede cristalina causadas pelas partículas e pela maior dificuldade de cisalhamento das partículas pelas discordâncias. O cisalhamento das partículas aumenta a área externa da interface precipitado/matriz, de tal forma que, para movimentar novas discordâncias é necessário aumentar a tensão [22,23]. A figura 2.5, ilustra o mecanismo de endurecimento pela interação entre discordâncias e partículas coerentes.

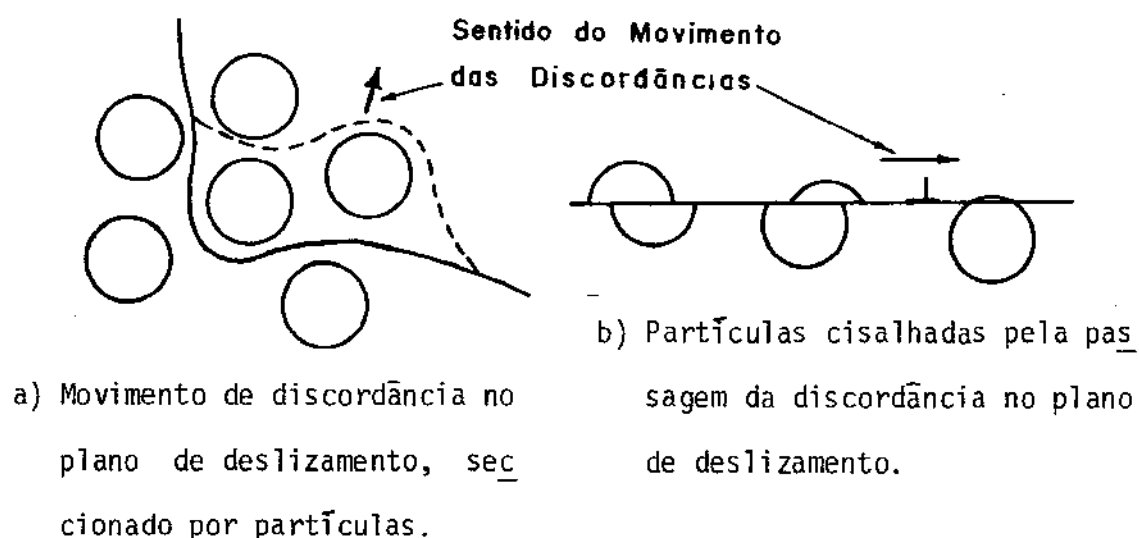


Figura 2.5 - Representação esquemática do endurecimento pelo mecanismo de interação entre discordâncias e partículas coerentes [22, p. 340].

Com o prosseguimento do processo de precipitação, as partículas de transição continuam crescendo até se transformarem nos precipitados de equilíbrio, quando ocorre a ruptura das ligações interfaciais devido ao excesso de deformações e conseqüentemente a perda de coerência.

Nesse estágio do processo de precipitação o endurecimento passa a ser regido por um mecanismo do tipo Orowan [23]. Aumentando a temperatura e/ou o tempo de envelhecimento os precipitados atingem um tamanho crítico e a partir desse momento as discordâncias não cisalham os precipitados mas passam a contorná-los formando anéis em volta deles (looping). As partículas circundadas pelos anéis de discordâncias tornam-se aparentemente maiores, diminuindo o espaçamento entre elas, o que exige tensões maiores para novas discordâncias desviarem dos obstáculos. A figura 2.6, ilustra esquematicamente o mecanismo de endurecimento de Orowan.

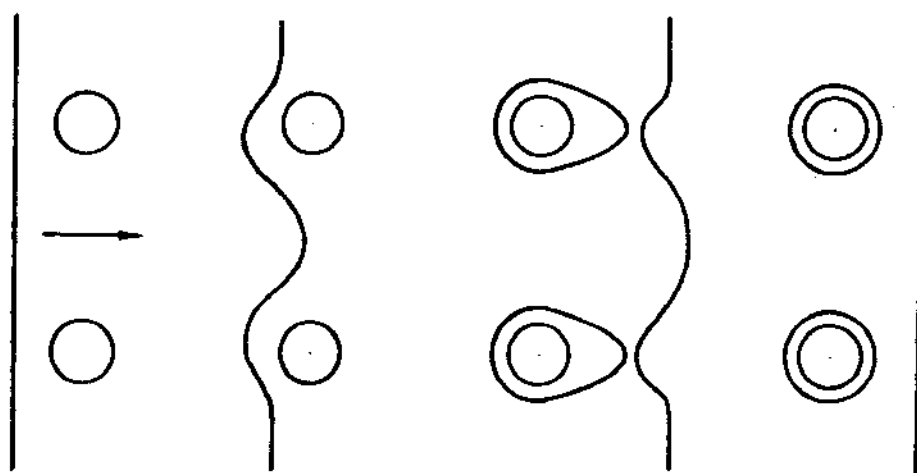


Figura 2.6 - Representação esquemática do mecanismo de endurecimento pela interação entre discordâncias e partículas incoerentes. Mecanismo de Orowan [22,p.337].

A partir do pico de endurecimento, no início do estágio de super-envelhecimento, os precipitados de equilíbrio se coalescem provocando um

decrêscimo da fração volumétrica de precipitados e conseqüentemente um aumento das distâncias entre as partículas, resultando numa menor dificuldade para o movimento das discordâncias e portanto uma queda no endurecimento da liga [23].

2.3 TRATAMENTO TERMOMECÂNICO

2.3.1 Introdução

Tradicionalmente os processos de deformação e de tratamento térmico foram estudados isoladamente. Com os mecanismos de endurecimento por deformação e de endurecimento por precipitação dominados, surgiu a idéia de superpor os dois processos, criando dessa forma um novo processo de endurecimento conhecido por tratamento termomecânico (TTM) [33].

Essa técnica de produzir novas estruturas e melhorar a resistência mecânica, foi inicialmente usada para ligas ferrosas, e portanto o termo TTM originalmente referia-se aos tratamentos envolvendo deformações plásticas antes ou durante os processos de transformações de fase, tornando-se posteriormente, usado para se referir aos tratamentos das ligas de alumínio combinando deformação plástica e precipitação [34].

Nas ligas de alumínio podem ocorrer basicamente dois tipos de precipitação. A precipitação em altas temperaturas produzida durante algum processamento térmico de fabricação e a precipitação de partículas ricas em soluto produzidas durante o processo de envelhecimento.

Para diferenciar os TTM que envolvem a precipitação em altas temperaturas dos TTM que envolvem a precipitação de partículas durante o envelhecimento, foram propostos os termos tratamento termomecânico intermediário (TTMI) e tratamento termomecânico final (TTMF), respectivamente [34].

Os processos de TTMI pelas suas próprias características e em função dos objetivos do trabalho não serão abordados. Com relação aos TTMF serão feitas algumas considerações nos próximos itens deste capítulo.

2.3.2 Considerações Gerais Sobre os Processos de TTMF

Os tratamentos termomecânicos finais (TTMF) podem ser divididos em dois tipos: processos a altas temperaturas e processos a baixas temperaturas. Nos processos a altas temperaturas, as deformações são realizadas numa faixa de temperatura próxima ou coincidente com a temperatura de recristalização, para garantir uma estrutura trabalhada a quente estável durante o envelhecimento posterior [35].

Os processos de TTMF mais comumente usados, para as ligas de alumínio endurecíveis por precipitação, são os processos a baixas temperaturas, caracterizados por deformações a frio após a solubilização e antes ou durante o envelhecimento. A não existência da recristalização, quando a deformação é feita a baixas ou médias temperaturas, necessariamente, limita a temperatura do tratamento térmico de envelhecimento posterior [35].

Na prática os tratamentos térmicos comerciais do tipo T3, T8, T9 e T10, representam os processos mais simples de TTMF em ligas de alumínio. Cada um desses tratamentos difere entre si pela ordem com que é feita a deformação ou pelo tipo de envelhecimento aplicado [36]. Assim temos:

- T3 - solubilização, deformação a frio seguido de envelhecimento natural. Esse tratamento é aplicável para ligas que apresentem envelhecimento natural.
- T8 - solubilização, deformação a frio seguido de envelhecimento artificial.
- T9 - solubilização, envelhecimento artificial seguido de deformação a frio.
- T10 - resfriamento a partir da temperatura do processo de conformação a quente, seguido de deformação a frio e envelhecimento artificial.

A ordem em que é feita a deformação nos processos termomecânicos é de fundamental importância, pois a microestrutura que inicialmente se forma influi no mecanismo de endurecimento subsequente [33].

As deformações a frio apresentam algumas vantagens, além de ser um processo de deformação mais simples, permite obter melhor acabamento superficial e um maior controle dos parâmetros [33]. Em geral, a deformação a frio é feita por laminação, às vezes por estiramento ou por tração ou por uma combinação de dois ou mais processos [33]. A condição T39, por exemplo, usada para a liga Al-Cu, do tipo 2324, é obtida com 10% de deformação por laminação a frio após a solubilização, seguido de estiramento para alívio de tensões antes do envelhecimento [23].

As ligas de alumínio do tipo 2024, 2124 e 2219 são bastante sensíveis aos efeitos da deformação a frio entre os tratamentos de solubilização e envelhecimento. Esse comportamento é a característica básica para o tratamento comercial T8 [10].

O envelhecimento parcial da liga após a solubilização modifica a estrutura de discordâncias resultante da deformação a frio, afetando o processo de recuperação durante o envelhecimento final [35]. Estudos desenvolvidos por Thompson e Levi [37] mostraram que o período de incubação (tempo decorrido para se realizar a deformação a frio após a solubilização) numa liga Al-Cu-Mg, tem uma pequena influência sobre as propriedades finais de tração da liga envelhecida naturalmente, e constataram que o alongamento diminui à medida que o tempo de incubação aumenta. Uma distribuição uniforme de precipitados, contribui de uma maneira muito mais eficiente, sobre os resultados finais dos tratamentos termomecânicos, em ligas Al-Cu-Mg do tipo 2024, do que uma estrutura puramente de discordâncias [38].

Através de uma otimização do processo de TTMF, pela seleção adequada do grau de deformação e da temperatura do tratamento térmico, pode-se conseguir sensíveis aumentos da resistência ao escoamento, sem afetar outras propriedades, como tenacidade a fratura e resistência a corrosão, conforme foi verificado por Rack [39,41] numa liga Al-Mg-Si.

Rack [40] verificou ainda que as deformações a frio realizadas na

temperatura ambiente, em ligas de alumínio de alta pureza do tipo 6061, solubilizadas, não alteram o processo de envelhecimento da liga a baixas temperaturas, mas influem na taxa de nucleação e nos estágios iniciais de crescimento dos precipitados intermediários semi-coerentes, nas faixas de temperaturas de envelhecimento mais altas, entre 125 e 175°C.

Os trabalhos existentes sobre TTMF de ligas de alumínio procuram sempre explorar a vantagem do processo no que se refere a possibilidade de melhorar a relação ductilidade/resistência, quando comparada com os processos de precipitação convencionais, sem muita preocupação em estudar os mecanismos que refletem essas variações no endurecimento e que afetam as propriedades tanto estáticas como dinâmicas.

2.3.3 Processos de TTMF e Comportamento em Fadiga.

Num sentido mais geral, qualquer combinação de tratamento térmico e deformação plástica durante o processo de endurecimento por precipitação de uma liga de alumínio, pode ser considerado um tratamento termomecânico [35].

As operações de alívio de tensão, por exemplo, realizadas em placas de ligas de alumínio antes do envelhecimento, cujas deformações são da ordem de 2,5%, podem ser consideradas como TTMF, embora a influência dessas operações sobre as propriedades mecânicas seja muito pequena. A resistência à tração que é uma das propriedades mais sensíveis em placas de ligas de alumínio 7475, apresenta uma redução progressiva à medida que o grau de deformação aumenta até em torno de 5%, provavelmente devido a nucleação heterogênea de precipitados em discordâncias [23].

Devido a complexidade da sequência do processo de envelhecimento das ligas de alumínio, acrescida dos vários mecanismos de interação entre as discordâncias com os produtos da decomposição da solução sólida, os processos de TTMF a baixas temperaturas têm sido pouco estudados e as informações

existentes são escassas e às vezes contraditórias [34,35]. Em geral os TTMF envolvendo deformações plásticas até 3% logo após a solubilização em ligas Al-Zn-Mg-(Cu), não apresentam nenhum resultado significativo nas propriedades mecânicas. Parece que o efeito do endurecimento por deformação é desperdiçado ou então compensado por uma perda da capacidade de endurecimento por precipitação. Os mecanismos de endurecimento por deformação e por precipitação são competitivos e portanto as propriedades finais do material tratado termomecanicamente ou tratado pelo processo de solubilização e envelhecimento convencional são praticamente iguais [34,35].

Os processos termomecânicos que utilizam um pré envelhecimento inicial a baixas temperaturas antes de efetuar a deformação plástica, para posteriormente proceder ao envelhecimento final, têm apresentado melhores resultados com relação as propriedades de tração, tenacidade a fratura, resistência a corrosão sob tensão e resistência a fadiga, para as ligas de alumínio do tipo 7xxx. O preenvelhecimento inicial antes da deformação inibe o efeito das discordâncias sobre as reações de decomposição da solução supersaturada durante o envelhecimento final [34]. Nesse caso a nucleação homogênea de precipitados endurecedores uniformemente distribuídos irão competir com a precipitação heterogênea sobre as discordâncias durante o envelhecimento final [33].

O processo de endurecimento por precipitação convencional envolve a formação das zonas de Guinier-Preston precursoras dos precipitados semi-coerentes de transição os quais se transformam nos precipitados de equilíbrio. O endurecimento é uma consequência da interação entre as discordâncias e os precipitados através de diferentes mecanismos dependendo das características da matriz e dos próprios precipitados.

Teoricamente, num processo convencional de envelhecimento a precipitação ocorre de forma homogênea e uniformemente distribuída, o que significa que a concentração de soluto na matriz atinge o seu valor de equilíbrio em praticamente todos os pontos.

Na realidade a precipitação nas ligas comerciais é não homogênea e não obedece rigorosamente a sequência normal do envelhecimento, iniciando pela formação das zonas de Guinier-Preston. A precipitação pode ocorrer paralelamente, nos defeitos da estrutura cristalina, do tipo contornos de grão, vazios e discordâncias. Quando a precipitação ocorre nos contornos de grão podem criar as zonas livres de precipitados ao longo das margens dos contornos de grão [32]. As zonas livres de precipitados são regiões moles dentro da matriz, onde se localizam as deformações e favorecem a formação das bandas de deslizamento, e são portanto pontos preferenciais para a ativação do fenômeno de extrusão e intrusão, considerado um dos principais mecanismos de nucleação de trincas de fadiga [42].

Para melhorar o comportamento em fadiga das ligas de alumínio, a forma mais efetiva é atuar sobre os parâmetros que controlam o estágio de nucleação da trinca, e esse estágio, depende essencialmente do grau de homogeneização das microdeformações localizadas [35].

As discordâncias provenientes da deformação plástica nos TTMF são locais preferenciais de precipitação de partículas mais estáveis, aleatoriamente distribuídas em função do próprio arranjo aleatório das discordâncias e que contribui para eliminar aquelas regiões mais moles formadas durante o processo de precipitação convencional [35]. A nova microestrutura é constituída de uma estrutura de discordâncias e uma distribuição de precipitados mais estáveis, isenta de regiões moles e portanto mais resistente a solicitações variáveis.

Uma liga de alumínio para ser resistente a fadiga de alto ciclo, deve ter uma microestrutura constituída de precipitados estáveis, durante o carregamento cíclico, para evitar reversão ou superenvelhecimento das partículas, além de uma distribuição homogênea desses precipitados, ausência de concentradores de deformações localizadas do tipo inclusões metálicas, intermetálicas e zonas livres de precipitados. Dessa forma, pode-se conseguir uma distribuição homogênea de microdeformações através de deslizamentos homoge

neamente dispersos, aumentando a capacidade de acomodação desses deslizamentos pela matriz e consequentemente aumentando a resistência à fadiga [43].

2.4 INFLUÊNCIA DAS PARTÍCULAS DE SEGUNDA FASE NO COMPORTAMENTO MECÂNICO.

2.4.1 Origem e Natureza das Partículas de Segunda Fase.

Uma das maiores preocupações relacionadas com o desenvolvimento das ligas de alumínio de alta resistência, para aplicações na indústria aeronáutica, tem sido a influência dos precipitados sobre o comportamento mecânico dessas ligas, principalmente quando envolve fadiga. As partículas de segunda fase são formadas durante os processos de fabricação da liga ou durante os processos de tratamentos térmicos, como veremos a seguir de uma forma bem sucinta.

Durante o processo de solidificação de uma liga de composição uniforme no estado líquido, dois níveis de segregações podem ocorrer. Uma macrosegregação, que corresponde a flutuações na composição química, em relação a composição média da liga, considerada de longo alcance, numa escala de centímetros ao longo da seção do lingote, e uma microsegregação, onde as flutuações da composição química são de curto alcance e não vão além de alguns microns [30]. Nos processos de fabricação de ligas com propriedades mecânicas controladas os dois tipos de segregações devem ser controlados.

A microsegregação, que mais nos interessa analisar, envolve os principais elementos da liga e pode ser formada a partir da solução sólida, por zoneamento preferencial dos elementos de liga ou durante a decomposição eutética da solução líquida. Independente do processo de ocorrência, se foi por separação secundária ou eutética, essas fases dispersamente distribuídas são genericamente denominadas de fases intermetálicas secundárias e as partículas denominadas partículas intermetálicas de segunda fase [30].

Basicamente existem três tipos de partículas de segunda fase nas ligas de alumínio [4,6,30,44]:

a) Partículas Grosseiras ou Inclusões. São compostos insolúveis em altas temperaturas, contendo os elementos Cu e Fe ou Mg e Si, com composição do tipo Al_7Cu_2Fe e Mg_2Si e, formados durante o processo de solidificação da liga. São considerados impurezas inerentes ao próprio processo de fabricação, cuja quantidade na liga depende do controle dos níveis de impurezas, principalmente do Fe e do Si [45,46].

As partículas grosseiras são visíveis com microscópios óticos e quando observadas com baixos aumentos aparentam estar uniformemente distribuídas, porém, com grandes aumentos formam aglomerados. O tamanho dessas partículas varia na faixa de 0,1 a $10\mu m$, geralmente, é maior que $1\mu m$.

b) Partículas Intermediárias ou Dispersóides. São compostos complexos, formados por precipitação no estado sólido, contendo os elementos Cr, Mn ou Zr, normalmente adicionados às ligas de alumínio de alta resistência como refinadores de grão e controladores da recristalização, durante os processos de deformação em altas temperaturas. Esses elementos, geralmente, usados na faixa de 0,25%Cr, 0,80%Mn e 0,15%Zr, permanecem retidos na solução sólida supersaturada e se precipitam durante o processo de deformação em altas temperaturas na forma de $Al_{12}Mg_2Cr$, $Al_{20}Mn_3Cu_2$ ou Al_3Zr . O tamanho desses dispersóides varia na faixa de 0,01 a $0,5\mu m$.

Durante a homogeneização do lingote, antes da deformação a quente, os elementos com maior facilidade de difusão como o Zn, Mg e o Cu se distribuem uniformemente na solução sólida, enquanto que os outros elementos com maior dificuldade de difusão, como por exemplo, o Cr acaba se precipitando na forma de um dispersóide do tipo $Al_{12}Mg_2Cr$ [30].

c) Partículas Finas ou Precipitados Endurecedores. São partículas formadas durante o tratamento térmico de envelhecimento, discutido no item 2.5 deste capítulo. O tamanho desses precipitados varia na faixa de 0,005 a $0,05\mu m$.

Os três tipos de partículas existentes nas ligas de alumínio de

semprenham funções importantes no processo de nucleação e propagação de trincas por fadiga. A seguir serão feitas algumas considerações sobre esse aspecto.

2.4.2 Influência das Partículas de Segunda Fase no Comportamento em Fadiga.

Geralmente grandes espalhamentos nos resultados de fadiga, para um determinado nível de tensão, significam variações da resistência das partículas existentes no material [47]. São muitas as variáveis envolvendo partículas de segunda fase a serem consideradas, quando se estuda a fratura de ligas de alumínio endurecidas por precipitação. Entre essas variáveis, pode-se destacar o tipo de partícula (inclusões, dispersóides ou precipitados endurecedores), fração volumétrica, forma (alongada ou esférica), tamanho médio, espaçamento entre as partículas e localização (matriz ou contornos de grão) [48].

Tendo em vista a complexidade para se analisar os efeitos dessas variáveis no comportamento em fadiga do material e considerando a carência de informações sobre esse assunto na literatura, serão feitas, a seguir, algumas considerações com relação ao tipo e tamanho dessas partículas no processo de falha por fadiga.

a) Inclusões

As partículas grosseiras (inclusões) têm grande influência na nucleação de trincas por fadiga. Nas ligas de alumínio de alta resistência, onde a tensão de escoamento é alta, são necessários níveis de solicitações elevados para que sejam desenvolvidas deformações localizadas ou bandas de deslizamento. Devido a característica frágil das partículas grosseiras elas podem quebrar ou se desprender da matriz nos locais de maiores deformações, tornando assim um local de concentração de tensões, cujo valor das tensões, pode atingir da ordem de duas a três vezes o valor da tensão nominal, dependendo da forma da partícula. Os altos valores da tensão ao redor das partículas,

aumenta a região da deformação plástica localizada, de tal forma que ela não pode mais ser acomodada pela matriz. Nesse estágio o processo é irreversível e a trinca, que foi iniciada na interface partícula/matriz, certamente, vai se propagar até a provocar a fratura por fadiga [49].

O tamanho e a localização das inclusões têm uma influência maior no processo de nucleação de trincas por fadiga para baixos níveis de tensões, na região de fadiga de alto ciclo e para níveis de tensões intermediários, pois em níveis de tensões altos as trincas podem ser facilmente nucleadas em qualquer local. Nesse caso, geralmente, uma trinca preferencial irá se propagar simultaneamente com outras trincas menores, que vão se nucleando e se juntam à trinca principal, acelerando a propagação desta [47].

b) Dispersóides

Enquanto as inclusões favorecem a distribuição de deformações heterogêneas, os dispersóides podem apresentar comportamentos diferentes com relação ao processo de falha por fadiga, dependendo do tipo e da forma. De maneira geral, os dispersóides, sendo partículas duras, mais resistentes e com tamanhos intermediários, contribuem para uma distribuição homogênea de deformações na matriz (para determinadas frações volumétricas), dificultando a formação de bandas de deslizamento e portanto inibindo a nucleação de trincas de fadiga, tanto em baixos como em altos ciclos. Por outro lado, dispersóides com a forma grosseiramente alongada, geralmente do tipo contendo Mn, são menos resistentes que os dispersóides com a forma equiaxial mais regular, do tipo contendo Cr, e podem quebrar nos locais de altas deformações da matriz, tornando um nucleador de trinca semelhante às inclusões ou quebrar dentro da região plástica, na frente da ponta da trinca e acelerar a propagação desta [50].

c) Partículas Endurecedoras

A resistência a fadiga de uma liga de alumínio endurecida por precipitação depende, do tamanho e da uniformidade da distribuição dos precipitados, que influem nas microdeformações e podem ser controlados pelo grau de envelhecimento [30].

Os tratamentos térmicos para conferir alta resistência (tipo T6), produzem precipitados que aumentam a resistência a fadiga para baixos níveis de tensões, enquanto que os tratamentos realizados para conferir alta ductilidade (tipo T7), aumentam a resistência a fadiga para altos níveis de tensões [30]. Maior resistência a fadiga para altos níveis de tensões, pode ser obtida com uma ligeira redução da dureza, associada às condições de sub ou super envelhecimento da liga. Uma combinação de resistência a fadiga para altos níveis de tensões com boa ductilidade foi obtida numa liga do tipo 7050, para uma microestrutura constituída de pequenas partículas coerente η' e pouca quantidade de precipitados incoerentes η ($MgZn_2$) [51].

Num processo de endurecimento cíclico ocorrem multiplicações e interações entre discordâncias, entre discordâncias com precipitados, etc, resultando numa estrutura capaz de acomodar as deformações cíclicas sem ativar a multiplicação de novas discordâncias, quando se atinge o limite de saturação. Durante o processo de endurecimento ocorrem variações da estrutura de discordâncias com tendência a uma estrutura celular no estágio de saturação, que representa a menor amplitude de deformação num ensaio de fadiga axial com tensão controlada. Por outro lado, numa estrutura encruada, constituída por um emaranhado de discordâncias, pode ocorrer um processo de amolecimento cíclico, com a queda gradual da eficiência das barreiras que mantêm a configuração estável, causada por concentração de tensões, etc [49]. O movimento de discordâncias devido a carregamentos cíclicos é oscilatório, "de vai e vem" nos planos de deslizamento e portanto os precipitados endurecedores, principais barreiras a esses movimentos devem ser suficientemente estáveis para manter a estabilidade da estrutura de discordâncias.

2.5 MECANISMOS DE FADIGA

2.5.1 Aspectos Gerais

As pesquisas sobre fadiga tem sido concentradas nos seus aspectos fenomenológicos, incluindo fadiga de baixo ciclo, propagação de trincas, etc e relativamente, pouca ênfase está sendo dada sobre os mecanismos [52].

Os materiais solicitados com cargas variáveis podem estar sujeitos a um processo de endurecimento ou amolecimento cíclico.

Num ensaio de fadiga sobre um material recozido, onde o parâmetro controlado é a tensão aplicada, verifica-se através de um diagrama tensão versus deformação cíclica, que a amplitude da deformação decresce gradativamente à medida que a solicitação prossegue e o material vai se encruando ciclicamente. Analogamente, num ensaio onde a deformação é o parâmetro controlado, verifica-se um aumento gradativo da tensão aplicada, para manter o mesmo nível de deformação, à medida que a solicitação prossegue e o material vai se encruando [53].

Os mecanismos de endurecimento por deformações cíclicas são bem mais complexos que os mecanismos de endurecimento por deformações unidirecionais.

As ligas Al-Zn-Mg endurecidas por precipitação são susceptíveis ao amolecimento cíclico. Os precipitados endurecedores são repetidamente dissolvidos por discordâncias oscilantes, reduzindo o seu tamanho a níveis que os tornam ineficientes para bloquear o movimento das discordâncias ou podem sofrer um processo de reversão dentro da matriz [53].

O comportamento em fadiga das ligas endurecidas por precipitação é complexo devido a instabilidade da microestrutura frente a solicitações cíclicas, principalmente, ao longo das bandas de deslizamento persistentes, que é onde se localizam as deformações [54].

O processo de fadiga envolve basicamente a nucleação de microtrincas, o seu crescimento até atingir as dimensões de macrotrincas, que se

propagam de forma estável durante um certo tempo, passando em seguida por um estágio de crescimento instável e finalizando o processo com a ruptura brusca e repentina.

A trinca é iniciada, geralmente, em regiões de deformações localizadas de várias origens, entre elas, concentração de tensões devido a entalhes, bandas de deslizamento grosseiras na superfície do material, zonas livres de precipitados, grandes inclusões, etc [42,55].

Estudos realizados por Pedersen e Winter [56] em monocristais de cobre mostraram que durante o estágio de endurecimento cíclico, antes de atingir o ponto de saturação, existe uma fração volumétrica muito grande de obstáculos indeformáveis formados por um aglomerado de discordâncias, que vão se desfazendo e reduzindo a fração volumétrica, à medida que a saturação do endurecimento é atingida, no momento em que as bandas de deslizamento são formadas.

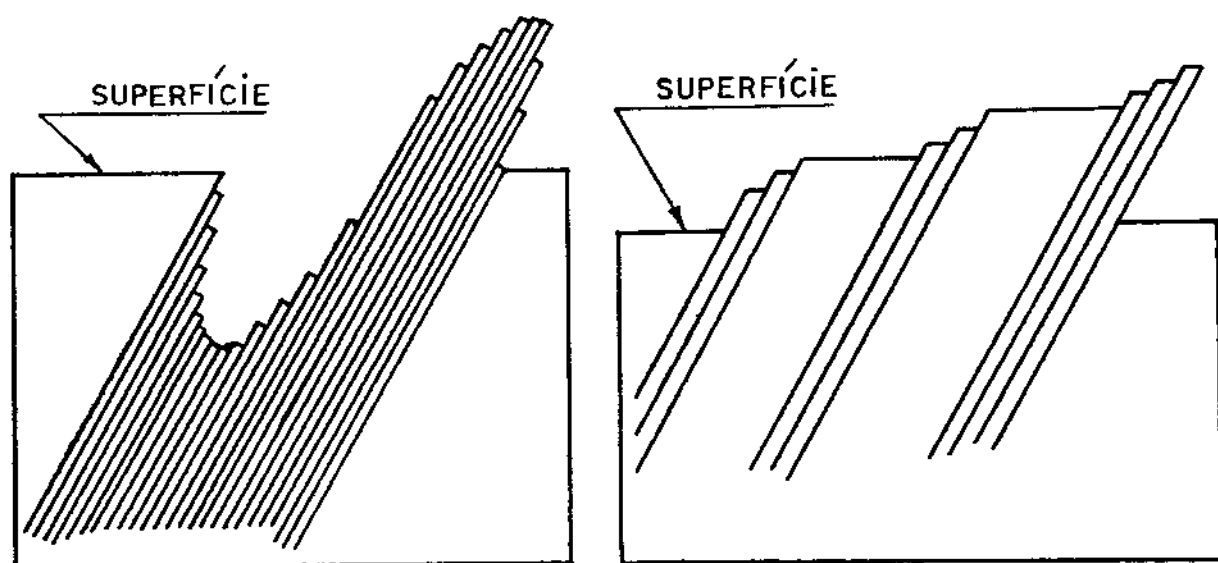
As variações microestruturais induzidas por fadiga, tais como a formação de estruturas de subgrãos, dentro das regiões preferenciais, são as precursoras da formação das bandas de deslizamento e portanto dos fenômenos de intrusão (reentrância) e extrusão (saliência) [42], considerado um dos principais mecanismos de nucleação de trincas por fadiga.

2.5.2 Mecanismos de Nucleação de Trincas por Fadiga

Os materiais policristalinos são formados por um grande número de grãos ou cristais desordenados, onde os átomos estão dispostos numa determinada ordem. Cada grão é ordenado numa determinada direção, de modo que alguns grãos tem seus planos primários de deslizamento na direção da máxima tensão de cisalhamento.

Nos materiais dúteis o deslizamento nos grãos, ocorre por movimento de discordâncias, ao longo dos planos cristalográficos, dando a idéia de que um ou vários planos se deslocam entre si dentro dos grãos.

Tensões cíclicas elevadas ou tensões de tração produzem deslizamentos grosseiros e níveis de solicitações cíclicas mais baixos produzem deslizamentos finos, conforme ilustrado na figura 2.7 [57].



a) Deslizamento Fino
(baixos níveis de solicitação)

b) Deslizamento Grosseiro
(altos níveis de solicitação)

Figura 2.7 - Representação Esquemática dos Dois Tipos de Deslizamentos a) Fino e b) Grosseiro [57].

Deslizamentos grosseiros podem ser considerados como sendo o deslizamento de vários planos simultaneamente.

As linhas de deslizamento são linhas paralelas, quando vistas de cima, numa direção perpendicular a superfície livre e polida da amostra, com auxílio de microscópios óticos e uma ampliação da ordem de 1.500 X. Os degraus na superfície livre da amostra aparecem rebatidos e o que se observa são várias linhas paralelas ou conjuntos de linhas paralelas, que formam as intrusões e extrusões nas bandas de deslizamento, conforme ilustrado na figura 2.8 [53].

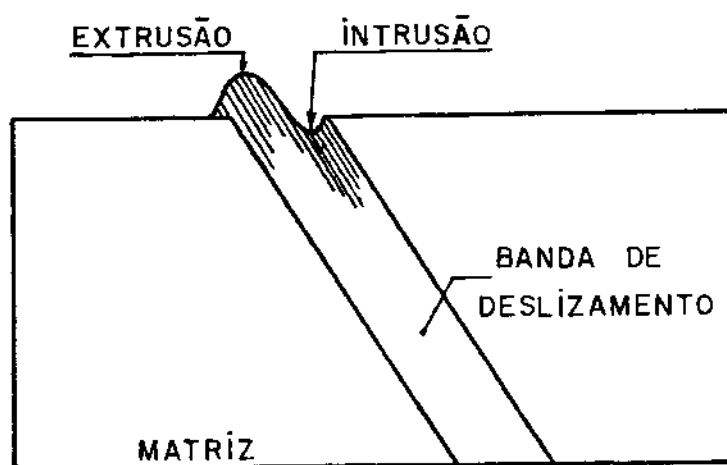


Figura 2.8 - Representação Esquemática de uma Banda de Deslizamento mostrando a Extrusão e Intrusão na Superfície [53, p. 22].

As intrusões nas bandas de deslizamento atuam como concentradores de tensões superficiais e nucleadoras de trincas de fadiga, portanto, as condições superficiais tem um efeito marcante sobre os primeiros estágios da fadiga. [57,58].

A estrutura de discordâncias dentro das bandas de deslizamento, antes do aparecimento da trinca, quando comparada com a estrutura de discordâncias da matriz nas proximidades da banda, indica claramente a ocorrência de altas deformações ou um estágio mais avançado de endurecimento. No caso do cobre, a estrutura de discordâncias no interior das bandas é constituída de células bem definidas, enquanto na matriz, fora das bandas de deslizamento as discordâncias formam um denso emaranhado [49].

Dois estágios de propagação de trincas são definidos, o estágio I e o estágio II [58] :

O estágio I, corresponde a propagação da trinca sobre os planos de deslizamento, na direção da tensão de cisalhamento máximo, atingindo um tamanho que não vai além de alguns grãos. A vida consumida no estágio I, representa entre 80 e 90% da vida em fadiga total nesse nível de tensão. A

influência dos vários parâmetros sobre a propagação no estágio I, está relacionada com a formação das bandas de deslizamento e a localização das deformações nessas bandas, apesar de que os mecanismos que governam esse estágio não estão bem esclarecidos e há muita controvérsia em torno do assunto.

A medida que a sollicitação cíclica continua ocorre, um coalescimento das trincas e o crescimento passa a ser ao longo dos planos de máxima tensão de tração, numa direção normal à direção da tensão aplicada, caracterizando o estágio II de crescimento da trinca. A figura 2.9, ilustra esquematicamente, os estágios I e II de propagação de uma trinca de fadiga.

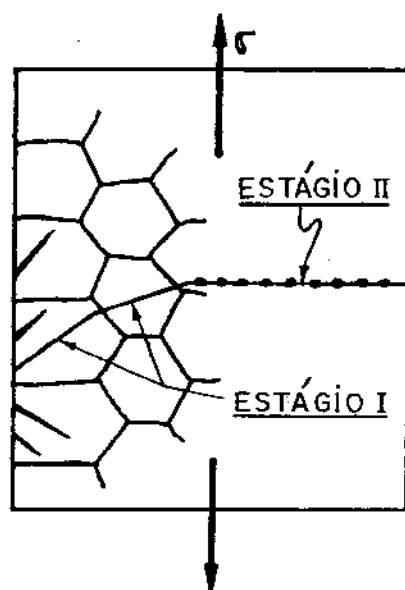


Figura 2.9 - Representação esquemática dos estágios I e II de propagação de trinca por fadiga.

Uma trinca de fadiga se propaga essencialmente através dos grãos (transgranular) podendo também apresentar propagação (intergranular), mas neste caso somente durante pequenas distâncias [57].

Nos materiais de alta resistência os mecanismos de nucleação de trincas não necessariamente ocorrem através das bandas de deslizamento. Uma trinca pode ser nucleada diretamente numa descontinuidade do tipo partícula

de segunda fase, vazios, etc [57].

Em relação à propagação uma trinca ela pode ser do tipo dútil ou frágil, o que depende essencialmente do nível de tensão. Eckert e colaboradores [59], verificaram uma transição no tipo de mecanismo em policristais de cobre puro, passando de uma fratura do tipo dútil similar a fratura por tração, para uma fratura do tipo característica de fadiga. Essa transição ocorre para níveis de tensões mais altos à medida que $R = \sigma_{mín}/\sigma_{máx}$ diminui.

CAPÍTULO III

MATERIAL, MÉTODOS E EQUIPAMENTOS

3.1 INTRODUÇÃO

Na indústria em geral, as ligas metálicas são escolhidas e especificadas nos projetos de engenharia com base principalmente nas suas propriedades mecânicas. Na indústria moderna, as exigências são mais rigorosas e além das propriedades mecânicas básicas, outras propriedades são consideradas, como resistência à fadiga, resistência a corrosão, tenacidade à fratura, entre outras.

As propriedades mecânicas estão intimamente relacionadas com a microestrutura, que por sua vez, depende da composição química, do processo de fabricação, do tratamento térmico ou termomecânico aplicado, etc.

Conhecer o comportamento das ligas, após transformadas de matéria-prima em componentes metálicos é fundamental, para garantir com segurança o desempenho desses componentes, quando submetidos a determinadas solicitações em serviço, pois muitas vezes representam partes críticas de uma estrutura mais complexa. A metodologia dos ensaios apresentada neste capítulo, está direcionada para o estudo de um problema real, envolvendo a fabricação de componentes estruturais pelo processo de dobramento de chapas, através de simulações.

Para simular os graus de deformação ao longo da espessura de uma chapa dobrada, desde a superfície externa à curvatura de dobramento até a superfície interna que contem a linha neutra, vários graus de deformações por tração foram obtidos em tiras retangulares.

O que foi proposto é um modelo físico para viabilizar o estudo das propriedades mecânicas e de fadiga de um caso real e contínuo de deformação por dobramento, através de um modelo real mas discreto de deformação por tração, mantendo as mesmas características físicas principais, i.é., em ambos os casos, as deformações são de tração e variam desde o valor zero até um mesmo valor máximo.

A maior deformação por tração corresponde à camada externa da curvatura de dobramento, enquanto que a deformação nula, corresponde a camada mais interna da curvatura de dobramento, localizada sobre a linha neutra.

As variações das tensões de compressão ao longo da espessura, desde a linha neutra até a superfície interna à curvatura de dobramento não foram consideradas, pois na pior das hipóteses, a influência dessas tensões compressivas são menos prejudiciais que as tensões trativas, e desta forma, o modelo das tiras deformadas por tração permite estudar a condição mais desfavorável do problema.

3.2 ESCOLHA DO MATERIAL

Na indústria aeronáutica as ligas de alumínio são muito utilizadas sob diversas formas, tais como perfis estruturais, perfis para acabamento, painéis estruturais com reforçadores, na forma de chapas e de placas com várias espessuras, etc.

As chapas são produtos laminados planos com espessuras inferiores a 6,35mm e acima dessa espessura são denominados placas. As aplicações das chapas vão desde o revestimento da estrutura da aeronave até a fabricação de componentes estruturais.

As chapas mais utilizadas dentro da indústria aeronáutica são das ligas 2024, 5052, 6061, 7475, enquanto que as placas são das ligas 7050 e 7075.

A liga de alumínio 7475 que será utilizada neste trabalho é a liga mais recente do grupo 7xxx, sendo considerada uma das mais importantes dentro desse grupo e atualmente a de maior interesse na indústria aeronáutica, em virtude de sua excelente performance. Foi desenvolvida nos laboratórios da ALCOA (Aluminum Company of América) no início da década de 70, tendo sido patenteada sob o nº 3 791 880 em fevereiro de 1974 [60].

Trata-se de uma liga de alta resistência, com limite ao escoamen

to de 420 MPa, indicada para aplicações estruturais, que necessitam de chapas com elevada resistência mecânica, boa resistência à corrosão, tenacidade à fratura e resistência à fadiga, como no caso dos componentes estruturais de alta responsabilidade em aviões.

O material usado para os estudos experimentais foi uma liga 7475 de origem francesa, fabricada pela "CEGEDUR PECHINEY", fornecida através da EMBRAER - Empresa Brasileira de Aeronáutica S.A. Essa liga na forma de chapas é comercializada com várias dimensões e espessuras, e em diversas condições de tratamentos térmicos.

A tabela 3.1, mostra algumas dimensões comerciais de chapas da liga 7475 na condição T761, disponíveis no mercado [61], e na tabela 3.2, está apresentada a composição química da liga [62].

Tabela 3.1 - Dimensões comerciais de chapas da liga de alumínio 7475 - T761 [61].

ESPESSURA		LARGURA		COMPRIMENTO	
pol	mm	pol	mm	pol	mm
0,063	1,600	48	1.219,0	144	3.657,0
0,080	2,032	48	1.219,0	168	4.267,0
1,100	2,540	48	1.219,0	120	3.048,0
0,125	3,175	48	1.219,0	180	4.572,0
0,140	3,556	60	1.524,0	252	6.400,0
0,160	4,064	48	1.219,0	156	3.962,0
0,250	6,350	60	1.524,0	156	3.962,0

Tabela 3.2 - Composição química da liga 7475 [62]

ELEMENTOS, PORCENTAGEM EM PESO										
Zn	Mg	Cu	Cr	Fe	Si	Mn	Ti	OUTROS CADA	OUTROS TOTAL	Al
5,2	1,9	1,2	0,18	0,12	0,10	0,06	0,06	0,05	0,15	RESTO
a	a	a	a							
6,2	2,6	1,9	0,25	MÁX	MÁX	MÁX	MÁX	MÁX	MÁX	

Na indústria aeronáutica estão incluídas entre as diversas aplicações das chapas da liga 7475, a fabricação de componentes estruturais por processos de conformação a frio, como estampagem, repuxamento, estiramento, além do dobramento e outros.

O critério de escolha da liga 7475, na forma de chapa, com 3,175mm de espessura, foi consequência do problema estudado, envolvendo a fabricação de componentes estruturais por dobramento a frio a partir dessas chapas.

3.3 ANÁLISE DO GRAU DE DEFORMAÇÃO POR DOBRAMENTO

Para avaliar o grau de deformação nas superfícies interna e externa da curvatura de dobramento efetuou-se uma análise teórica e experimental sobre o dobramento a 90°, em amostras retangulares retiradas da chapa. Foi então necessário construir uma matriz e punção para dobramento e estudar um método para medir deformações em superfícies curvas.

3.3.1 Dispositivo de Dobramento

Uma matriz regulável, para permitir ajustar a abertura em função do diâmetro (D) do punção e da espessura (e) da chapa, conforme o esquema mostrado na figura 3.1, foi projetada e construída para efetuar os ensaios de dobramento.

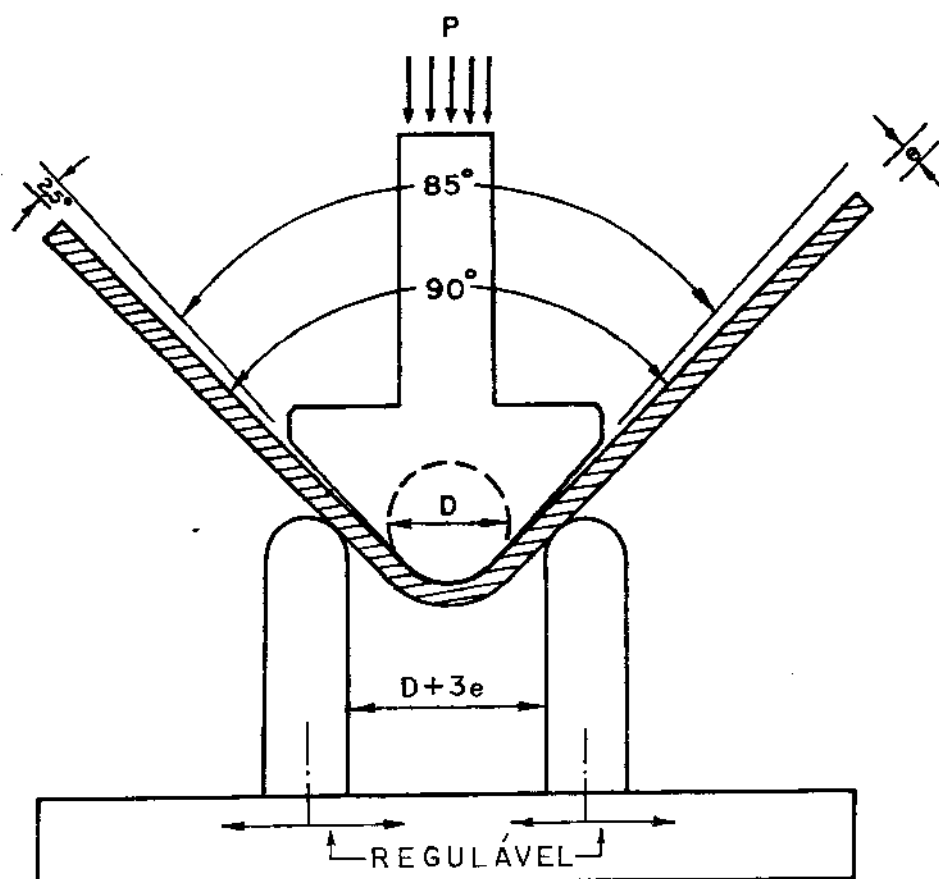


Figura 3.1 - Esquema da Matriz e Punção para Dobramento de Chapas a 90°

A matriz esquematizada na figura 3.1 tem regulação para dobramento de tiras retangulares de liga de alumínio com espessura variando de 1,0 a 4,0mm e largura máxima de 30mm. O punção representado na figura 3.1 tem um raio na ponta de 8,0mm, que corresponde ao raio mínimo de dobramento da chapa com 3,175mm de espessura [63]. O raio mínimo de dobramento é definido em função do tipo de material e da condição de tratamento térmico [64].

Devido ao efeito de mola (Springback), o ângulo de dobramento antes da liberação da carga, ângulo entre os flancos do punção, deve ser menor que o ângulo final formado pela chapa dobrada após a liberação da carga [65]. A recuperação elástica (efeito mola) é tanto maior quanto maior for o limite de escoamento e maior a deformação plástica do material [66]. No caso do

punção utilizado, a diferença entre o ângulo final da chapa dobrada (90°) e o ângulo entre os flancos do punção (85°), conforme mostrado na figura 3.1, foi obtida empiricamente, ajustando o ângulo dos flancos do punção até obter o ângulo final desejado de 90°.

3.3.2 Deformações na Curvatura do Dobramento

Os corpos de prova utilizados para medir o grau de deformação atingido nas superfícies externa e interna da curvatura de dobramento, foram tiras de 30x150mm, retiradas na direção de laminação da chapa.

Conhecer os índices de deformações máximos de tração na superfície externa e de compressão no lado interno da curvatura de dobramento, é um passo importante para limitar os graus de deformação por tração a serem estudados.

A técnica da Grelha de Círculos Impressos tem sido utilizada na avaliação da conformabilidade de chapas finas [67] e para análise de deformações nos processos de estampagem [68]. Os círculos com diâmetros, geralmente, entre 2,0 e 3,0mm indicam diretamente a direção da deformação máxima e o seu valor, dado pelo eixo maior da elipse.

A gravação dos círculos na superfície, que se deseja medir as deformações, pode ser feita pelo processo eletroquímico, mecânico ou fotográfico.

No processo eletroquímico a gravação dos círculos (o traçado das linhas que formam a circunferência), é feita por erosão química [69], razão pela qual o processo não foi escolhido, pois as marcas na superfície podem atuar como concentrador de tensões, durante a solicitação da amostra.

O processo mecânico é o mais antigo, porém não é muito usado. A impressão é semelhante a uma operação de recartilhagem [70], onde os círculos são gravados sobre um cilindro, que ao rolar sobre a superfície com uma certa pressão deixa os círculos gravados.

O método escolhido para imprimir os círculos na superfície das tiras foi o processo fotográfico, que apresenta algumas vantagens em relação aos outros métodos de impressão. As vantagens mais importantes desse método, além da facilidade da impressão, é que os círculos são impressos sobre a superfície e não na superfície do material, e as linhas dos círculos são mais finas e regulares, resultando em maior precisão das medidas [70].

A figura 3.2, mostra uma grelha de círculos impressa pelo processo fotográfico, na superfície de uma amostra para ensaio de dobramento, antes do ensaio.

Existem outros métodos para medir a superfície de curvaturas, como por exemplo, o método proposto por Parks [71].

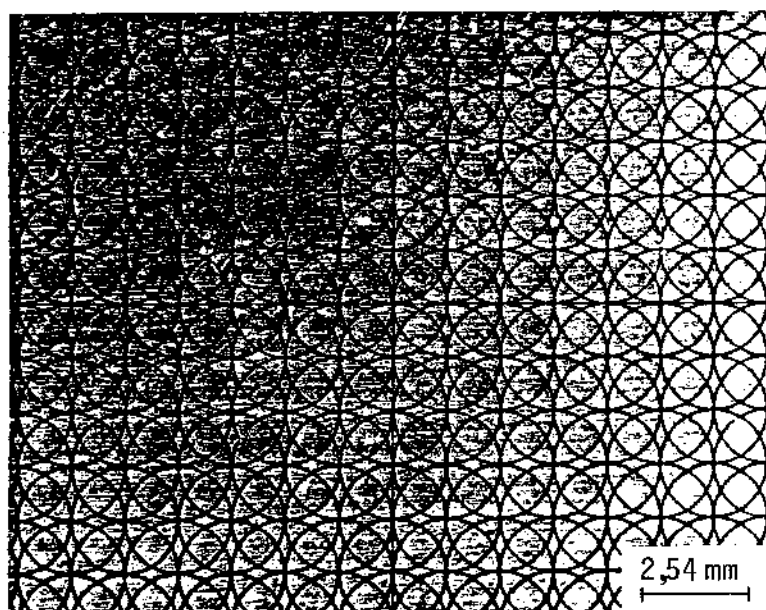


Figura 3.2 - Grelha de Círculos impressa pelo processo fotográfico na superfície plana de uma amostra de liga de alumínio (antes do dobramento).

O processo de impressão fotográfico consiste em:

a) imprimir os círculos e b) revelar os círculos impressos.

a) Impressão fotográfica dos círculos.

Consiste nos seguintes passos:

- Limpeza da superfície da amostra com hidróxido de sódio a 10% em peso, em seguida lavar em água corrente.
- Secagem das amostras com fluxo de ar quente ou em estufa a uma temperatura de 50°C.
- Aplicação da resina K.P.R. (KODAK PHOTO RESIST), sob luz vermelha, com auxílio de um pincel.
- Secagem da resina em estufa a 50°C, durante aproximadamente 5 minutos, seguido de resfriamento ao ar até a temperatura ambiente.
- Colocar o filme KODAK K03E, no qual estão impressos os círculos, com a face gelatinosa em contato com a resina sobre a superfície da amostra colocando sobre o filme um pedaço de vidro plano. O conjunto da amostra, filme e o vidro é prensado através de um sistema de vácuo para assegurar um contato perfeito do filme sobre a resina e evitar a impressão de círculos com defeitos.
- Expor o filme à luz ultra violeta durante um tempo suficiente para sensibilizar e gravar os círculos sobre a resina. O tempo de exposição varia com o material e com a intensidade luminosa da lâmpada ultra violeta. Em geral, esse tempo varia entre 2 e 4 minutos para ligas de alumínio e entre 10 e 15 minutos para o cobre e latão.

b) Revelação dos Círculos Impressos.

Segue a seguinte sequência:

- Imersão da amostra no fixador K.P.R. (KODAK PHOTO RESIST), sem agitar durante aproximadamente 2 minutos. Não misturar o fixador usado com o novo.
- Lavar em água corrente e secar durante 3 a 4 minutos.
- Imersão das amostras num solvente (Thiner) agitando levemente,

durante aproximadamente 15 segundos.

- Lavar em água corrente.
- Aplicar o revelador K.P.R. (KODAK PHOTO RESIST), tinta preta, por imersão, durante aproximadamente 15 segundos.
- Lavar em água corrente e secar.
- Se a impressão ficar muito escura, deve-se passar um algodão com álcool levemente sobre a superfície para obter uma tonalidade menos escura e mais nítida dos círculos.

3.3.3 Cálculo das Deformações com o uso das Grelhas de Círculos Impressos.

Tanto na superfície externa como na superfície interna da curvatura, os círculos impressos se transformam em elipses após o dobramento. Na superfície convexa (lado externo) as elipses se apresentam com seus eixos maiores na direção longitudinal da tira (tensões de tração) e o eixo menor na direção transversal. Ocorre o inverso na superfície côncava (lado interno), onde as elipses têm seus eixos menores na direção longitudinal (tensões de compressão) e o eixo maior na direção transversal.

Para calcular as deformações de tração na superfície externa ou de compressão na superfície interna da curvatura, é necessário medir os eixos maiores e os eixos menores das elipses, respectivamente.

O comprimento inicial $\ell_0 = n \times d_0$, corresponde a um número inteiro de círculos tangentes multiplicado pelo diâmetro $d_0 = 2,54\text{mm}$ (diâmetro dos círculos).

O comprimento final após o dobramento é um arco, e não mais um segmento de reta como antes do ensaio.

Para medir o comprimento final, mede-se os eixos maiores das elipses (no caso de tração) ou os eixos menores (no caso de compressão), para os mesmos n antigos círculos considerados no comprimento base de medidas ℓ_0 .

Dessa forma estamos aproximando uma linha curva por segmentos de

reta, e portanto, o processo $\tilde{e}$ tanto mais preciso, quanto menor for o tam
nho dos c $\tilde{r}$ culos impressos.

Foram medidos os eixos das el $\tilde{i}$ pses usando um aumento de 10x, com
aux $\tilde{i}$ lio de um microsc $\tilde{o}$ pio, que permite girar a luz incidente de forma a man
ter sempre o feixe de luz perpendicular $\tilde{a}$ superf $\tilde{i}$ cie em qualquer ponto da
curva.

Utilizou-se um microsc $\tilde{o}$ pio universal de medi $\tilde{c}$ o, marca Carl Zeiss,
Modelo UMM FE 35, com precis $\tilde{a}$ o de 0,2 μ m.

A deforma $\tilde{c}$ o por tra $\tilde{c}$ o na superf $\tilde{i}$ cie externa da curvatura $\tilde{e}$ cal
culada pela express $\tilde{a}$ o (3.1):

$$\epsilon_t = \frac{\sum_{i=1}^n e_{M_i} - n \times d_0}{n \times d_0} \cdot 100\% \dots\dots\dots (3.1)$$

onde : ϵ_t = deforma $\tilde{c}$ o por tra $\tilde{c}$ o, em %

e_M = eixo maior das el $\tilde{i}$ pses

n = n $\tilde{u}$ mero de c $\tilde{r}$ culos usados para definir o comprimento inicial, e
suficiente para cobrir toda a extens $\tilde{a}$ o da curva ap $\tilde{o}$ s o ensaio.

d_0 = di $\tilde{a}$ metro dos c $\tilde{r}$ culos impressos ($d_0 = 2,54$ mm).

Analogamente, a deforma $\tilde{c}$ o por compress $\tilde{a}$ o na superf $\tilde{i}$ cie interna $\tilde{e}$
calculada pela express $\tilde{a}$ o (3.2):

$$\epsilon_c = \frac{n \times d_0 - \sum_{i=1}^n e_{m_i}}{n \times d_0} \cdot 100\% \dots\dots\dots (3.2)$$

onde : ϵ_c = deforma $\tilde{c}$ o por compress $\tilde{a}$ o, em %

e_m = eixo menor das el $\tilde{i}$ pses

n = n $\tilde{u}$ mero de c $\tilde{r}$ culos

d_0 = di $\tilde{a}$ metro dos c $\tilde{r}$ culos impressos.

Os resultados das deformações em tração e de compressão de acordo com a metodologia apresentada estão mostrados no capítulo 5, tabela 5.3.

3.3.4 Escolha do Processo de Deformação Simulador das Deformações no Dobramento.

Para simular as condições de deformação impostas às chapas pelo processo de conformação por dobramento, a princípio poderia ser utilizado o processo de deformação por tração, por compressão, por laminação ou o próprio processo de dobramento a 90°.

Em razão da geometria da região deformada por dobramento e das dimensões da espessura da chapa, o processo de deformação por dobramento torna-se inadequado, pois inviabiliza a preparação dos corpos de prova para os ensaios de tração e de fadiga.

O processo de deformação por compressão é viável, desde que as deformações sejam realizadas na espessura. Nessas condições, como no caso de jateamento (shot peening) o aumento das propriedades se verifica ao longo da espessura, numa direção perpendicular ao comprimento do material [72] e como o interesse é sobre as deformações longitudinais, foi uma das razões pelas quais não se adotou esse método, além do problema de flambagem.

Por outro lado REISS e POHLANDT [73] mostraram que a deformação a frio por compressão numa liga AlCuMg₂, antes do envelhecimento, melhora sensivelmente a resistência à fadiga por flexão rotativa. Sendo assim, usar um processo de deformação por compressão para deformar as tiras, poderíamos estar adotando um modelo muito conservativo para estudar os efeitos das deformações por dobramento sobre as propriedades da liga.

Num processo de laminação o material é submetido a tensões compressivas elevadas impostas pelos rolos e tensões de cisalhamento superficiais resultantes do atrito entre os rolos e o material. Tem-se portanto um estado de deformação não homogêneo com deformações de compressão ao longo da

espessura e deformações de tração ao longo da direção de laminação.

Além das deformações não homogêneas, há um outro problema de natureza operacional, com relação aos laminadores de laboratório, para laminar chapas de pequena espessura, como no caso 3,175mm. Devido ao pequeno diâmetro dos rolos, da ordem de 130mm, as tiras quando saem do laminador, ficam completamente encurvadas, distorcidas, irregulares e com a superfície totalmente ondulada. Em consequência desses problemas a preparação dos corpos de prova para ensaios de tração e de fadiga a partir dessas tiras tornou-se inviável, e conseqüentemente, o processo de laminação também foi descartado como um processo simulador das deformações no dobramento.

No dobramento a passagem da condição de deformação trativa máxima na superfície externa, para deformação nula sobre a superfície neutra e daí, para deformação compressiva máxima na superfície interna da curvatura é de certa forma homogênea, regular e gradual. Para entender essa passagem gradativa de deformação trativa para compressiva é possível admitir que a espessura da tira é composta de várias lâminas sobrepostas, muito finas, e que cada uma dessas lâminas está sujeita a graus de deformações diferentes.

Com base nesse raciocínio, o processo de deformação a frio escolhido, como simulador do processo de conformação por dobramento, para estudar os efeitos da deformação sobre as propriedades de tração e de fadiga, foi o ensaio de tração, pelas seguintes razões:

- simula a condição mais desfavorável de deformações do processo de dobramento,
- é o processo de simulação, que representa possivelmente a condição mais crítica do processo de dobramento, com relação à fadiga,
- garante uma condição de deformações homogêneas das amostras,
- facilita o controle e a medida das deformações e
- é um processo de deformação simples de realizar.

3.3.5 Escolha dos Índices de Deformação para Estudo.

Conhecido o grau de deformação máxima no dobramento, mostrado na tabela 5.3 do capítulo 5, calculado de acordo com o método descrito no item 3.3.3 usando a equação (3.1), foram escolhidos os seguintes índices de deformações por tração a serem estudados: 0%; 1,5%; 3,0%; 6,5%; 10%; 15% e 20%.

Essa faixa de deformações representa várias tiras distantes (d_j) da superfície neutra ao longo da espessura da chapa, ou vários pontos ($P_j, j=1, \dots, 7$) sobre a superfície externa da curvatura do dobramento, conforme ilustra a figura 3.2.

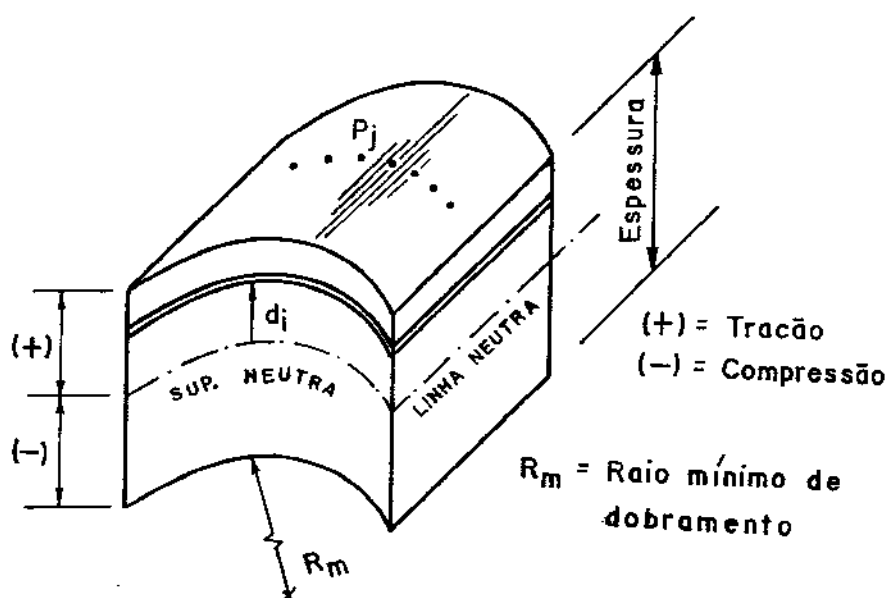


Figura 3.2 - Localização esquemática dos índices de deformação escolhidos numa secção dobrada.

3.3.6 Corte da Chapa em Tiras

Inicialmente foram cortadas, com serra de fita, algumas tiras na direção de laminação, na direção perpendicular à direção de laminação e na direção formando um ângulo de 45° com a direção de laminação da chapa, para

que fosse determinado o índice de anisotropia da chapa, conforme será descrito com mais detalhes no item 4.1.2 do capítulo 4.

Os resultados dos ensaios de anisotropia, que podem ser vistos na tabela 5.5 do capítulo 5, mostram uma menor relação r (anisotropia plástica) na direção de laminação, o que significa uma menor resistência à redução de espessura da chapa nessa direção, portanto, a chapa não é isotrópica e as propriedades mecânicas nessa direção são menores.

Com base nesses resultados foi decidido cortar a chapa em tiras na direção de laminação, pois esta representa a condição de menor resistência e mais desfavorável para os estudos que serão realizados.

As tiras foram cortadas com dimensões iniciais 34 x 270mm, usando uma serra de fita e usinadas até a dimensão final 30 x 270mm. A razão do corte ter sido feito com serra e não com tesoura (guilhotina), foi para evitar a deformação plástica na região do corte, eliminando assim uma possível influência dessa deformação nos ensaios.

Foram cortadas aproximadamente 210 (duzentas e dez) tiras, que após deformadas e tratadas termicamente, conforme será descrito nos itens 3.4 (tratamentos térmicos) e 4.1 (ensaio de tração), foram usadas para a confecção dos corpos de prova de tração, fadiga, análises metalográficas, etc.

3.4 TRATAMENTOS TÉRMICOS

3.4.1 Considerações Gerais.

Os tratamentos térmicos de solubilização e precipitação foram realizados em fornos industriais, na EMBRAER - Empresa Brasileira de Aeronáutica S.A., São José dos Campos, para permitir que todas as tiras fossem tratadas simultaneamente e nas mesmas condições, evitando assim, que pudesse ocorrer alguma variação nos resultados, atribuída aos tratamentos térmicos.

A calibração, os controladores e registradores dos fornos são de extrema precisão e seguem normas militares internacionais (MIL-H-6088) [74].

Os tratamentos térmicos foram realizados segundo as normas da EMBRAER, que estabelecem os requisitos para a solubilização [75] e envelhecimento artificial [76] de ligas de alumínio trabalhadas, para uso na construção das aeronaves.

Foram feitas duas marcas em cada uma das tiras, na região central, distantes 150mm, para medir as deformações, conforme mostra a figura 3.3.

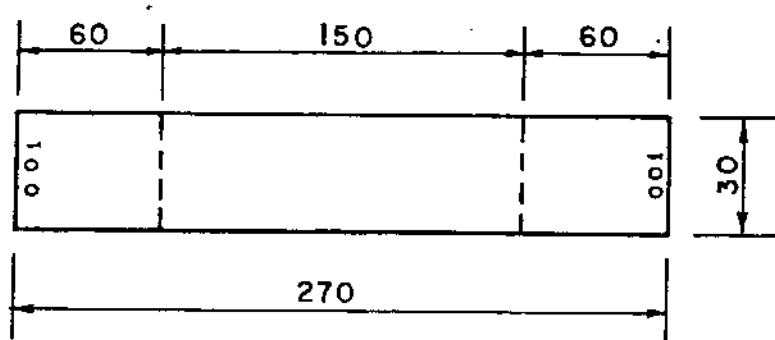


Figura 3.3 - Tiras retangulares usadas para os tratamentos térmicos.

Cada uma das tiras foi enumerada de 001 a 210, de ambos os lados, fora da região limitada pelas marcas de referência, conforme exemplo na figura 3.3.

3.4.2 Solubilização

As tiras foram inicialmente divididas em grupos de 15. Cada grupo originou uma grade de tiras, dispostas paralelamente entre si e presas perpendicularmente em cima de dois suportes paralelos, mantendo um espaçamento entre elas em torno de 20mm, para permitir uma livre condução de calor e proporcionar uma velocidade uniforme, tanto no aquecimento como no resfriamento da carga.

Todas as 14 grades formadas com 15 tiras, foram aquecidas simulta

neamente.

O tratamento foi realizado num forno para banho de sal da BRASIMET, tipo KWQ, de 20 kW, com temperatura máxima de operação 550°C. O controle e registro da temperatura do forno é feito com uma precisão de até $\pm 10^\circ\text{C}$. O sal utilizado foi o AVS-250 da BRASIMET, usado pela EMBRAER nos tratamentos de solubilização das ligas de alumínio.

A solubilização foi feita a uma temperatura de $(513 \pm 2)^\circ\text{C}$, com uma variação que pode chegar até $\pm 5^\circ\text{C}$ [75]. A permanência na temperatura de solubilização foi de 60 minutos, seguido de resfriamento em água a 25°C.

O tanque de resfriamento com dimensões adequadas possui um sistema contínuo de entrada e saída de água, suficiente para manter a temperatura do tanque em torno da temperatura ambiente, durante a operação de resfriamento.

Após a solubilização as tiras foram guardadas num FREEZER a uma temperatura de -180°C , para evitar o envelhecimento natural, enquanto não se realizava os ensaios de deformação.

3.4.3 Envelhecimento Artificial

As tiras após submetidas aos ensaios de deformação, conforme descrito com detalhes no item 4.1, foram novamente congeladas a -180°C até serem envelhecidas.

Antes de serem tratadas, as tiras foram descongeladas até a temperatura ambiente e em seguida levadas ao forno.

O envelhecimento artificial foi realizado num forno elétrico, com aquecimento resistivo, da COMBUSTOL, tipo F 2332, de 15 kW, com temperatura máxima de operação 350°C.

O forno é próprio para tratamentos térmicos prolongados, pois além de possuir um sistema de controle preciso de temperatura é dotado de um sistema automático de registro gráfico do tempo e da temperatura de tratamento

em qualquer instante desejado. Para acompanhar o tratamento térmico basta programar o sistema, para registrar a temperatura do forno em intervalos de tempo desejado. No caso, esse registro foi feito de meia em meia hora, durante as 21 horas de tratamento.

O envelhecimento foi feito em dois estágios conforme estabelece a norma [76], para que sejam asseguradas as propriedades mecânicas após o tratamento. No primeiro estágio as tiras foram mantidas a $(121 \pm 5)^{\circ}\text{C}$ durante 3 horas e no segundo estágio, permaneceram durante 18 horas numa temperatura de $(163 \pm 5)^{\circ}\text{C}$, seguido de resfriamento ao ar.

3.5. CORPOS DE PROVA

3.5.1 Corpos de Prova para Ensaaios de Anisotropia

Os corpos de prova indicados pela norma de ensaios de anisotropia, cuja forma e dimensões estão mostradas na figura 3.4, foram preparados por usinagem, a partir de tiras retiradas da chapa na direção de laminação, perpendicular à direção de laminação e a 45° com a direção de laminação.

Todos os corpos de prova num total de 9 (nove), sendo 3 (três) em cada direção, foram enumerados e identificados com relação à direção de laminação.

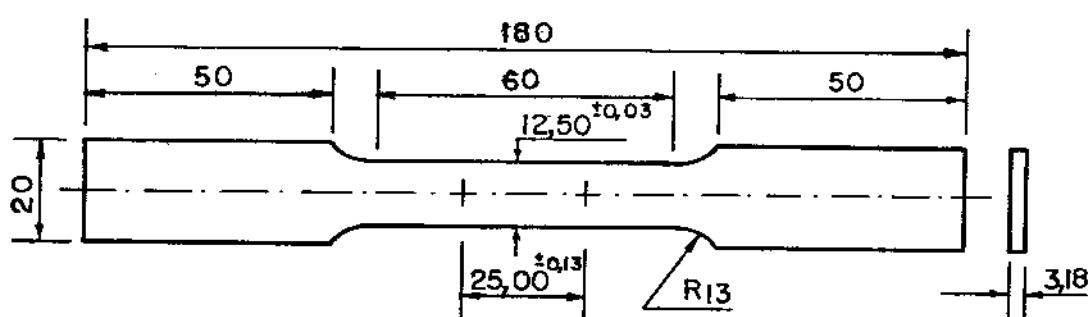


Figura 3.4 - Forma e dimensões em mm dos corpos para ensaios de anisotropia (ASTM E 517, tipo A, alternativo).

3.5.2 Corpos de Prova para Ensaio de Tração

Os corpos de prova recomendados pela ASTM E 8M - 85, cuja forma e dimensões estão mostradas na figura 3.5, foram confeccionados por usinagem.

Foram preparados corpos de prova a partir de tiras retiradas da chapa na direção de laminação e na direção perpendicular à direção de laminação, para determinar as propriedades mecânicas da chapa como recebida.

Para cada grupo de tiras termomecanicamente tratado, com 0%; 1,5%; 3,0%; 6,5%; 10%; 15% e 20% de deformação, foram confeccionados três corpos de prova para determinar as propriedades mecânicas de tração da liga nessas condições de estudo.

Todos os corpos de prova foram enumerados e identificados com relação à sua condição de tratamento e orientação na chapa.

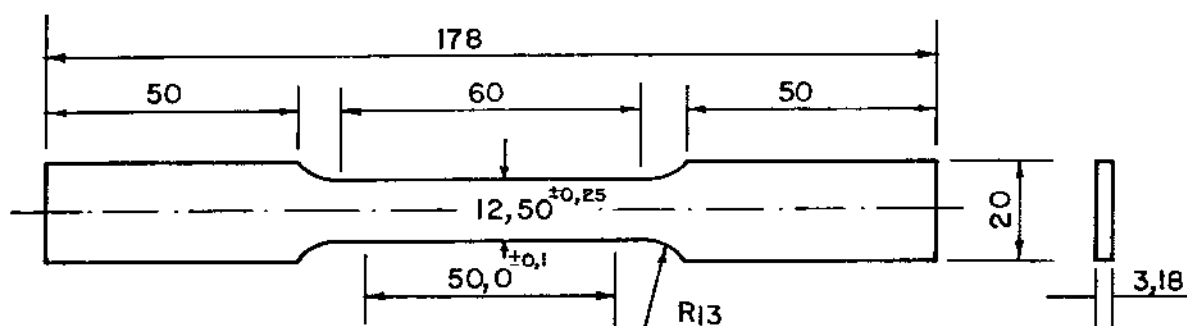


Figura 3.5 - Forma e dimensões em mm dos corpos de prova para ensaios de tração (ASTM E 8M)

3.5.3 Corpos de Prova para Ensaio de Fadiga

A figura 3.6, mostra a forma e dimensões dos corpos de prova para ensaios de fadiga axial, de amplitude constante, indicados pela ASTM E 466.

Foram preparados corpos de prova retirados da chapa na direção de laminação e na direção perpendicular a direção de laminação, num total de

20 (vinte) corpos de prova em cada direção. Para cada grau de deformação foram confeccionados em torno de 25 (vinte e cinco) corpos de prova, num total de, aproximadamente, 175 espécimes.

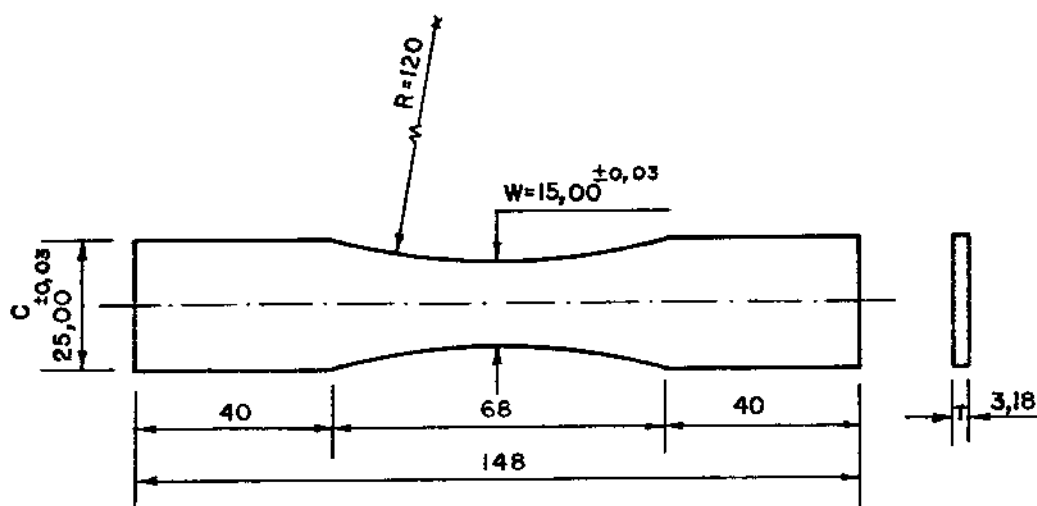


Figura 3.6 - Forma e dimensões em mm dos corpos de prova para ensaios de fadiga axial, de amplitude constante (ASTM E 466)

As dimensões dos corpos de prova para ensaios de fadiga axial, dependem da espessura da chapa, enquanto que a forma geométrica, conforme mostrada na figura 3.6, é indicada para espessuras compreendidas dentro da faixa $2,54\text{mm} \leq t \leq 6,35\text{mm}$.

Para espessuras maiores que 6,35mm os corpos de prova devem ter a forma cilíndrica, de preferência, e para espessuras inferiores a 2,54mm, deve ser considerado o problema de flambagem, se houver compressão.

Define-se a largura da secção de teste do corpo de prova, em função da espessura da chapa t , com base na relação $2t \leq W \leq 6.t$.

Uma vez definida a largura W , da área resistente da secção de teste, deve ser verificada a relação $19,4\text{mm}^2 \leq W.t \leq 645,0\text{mm}^2$.

A área da secção transversal da superfície de pega do corpo de prova, deve ser no mínimo uma vez e meia a área da secção de teste, dependendo do material, chega até a quatro vezes. Portanto, $1,5 W_t \leq c.t. \leq 4,0 W_t$.

O raio mínimo da secção de teste, recomendado para minimizar o efeito da concentração de tensão, deve ser igual a pelo menos oito vezes a largura W ($R_{\min.} = 8.W$). Todas as dimensões indicadas na figura 3.6 obedecem rigorosamente as condições prescritas na norma.

Os corpos de prova foram usinados na KODAK S.A., em São José dos Campos. A usinagem foi feita pelo processo de eletroerosão a fio, usando uma máquina CHARMILLES F 432.

O processo apresenta, entre uma série de vantagens, as seguintes:

- . permite escolher a rugosidade superficial R_a desejada, entre alguns valores préfixados:

0,40; 0,56; 0,80; 1,12; 1,60; 2,24; 3,15; 4,50; 6,30; 9,00; 12,5 e 18,0 μm .

- . elimina o problema do aquecimento, pois a peça é usinada imersa em água desionizada mantida a uma temperatura de 25°C.

- . não produz deformações plásticas durante o corte,

- . garante boa precisão dimensional, etc.

Sabe-se que os resultados dos ensaios de fadiga apresentam espalhamento e são afetados por fatores geométricos do tipo acabamento superficial, superfícies irregulares provenientes de processos de usinagem convencionais, entre outros. Torna-se importante usar uma técnica de alta precisão na confecção dos corpos de prova, para minimizar o efeito de fatores geométricos sobre o espalhamento dos resultados.

A rugosidade superficial dos corpos de prova foi inferior a 0,80 μm (valor R_a).

Todos os corpos de prova foram enumerados e identificados com relação ao grau de deformação e orientação na chapa.



3.6 EQUIPAMENTOS

3.6.1 Usinagem

- Fresadora Ferramenteira Universal FFU - 1100B, marca Natal, com cabeçote vertical, precisão de 0,05mm.

- Máquina CHARMILLES F 432, com controle numérico - usinagem por eletroerosão a fio.

3.6.2 Controle Dimensional e Metrologia

- Microscópio Universal de Medição CARL ZEISS, modelo UMM-FE 35, com precisão de 0,2 μ m : medida das distâncias entre as referências em corpos de prova para ensaios de anisotropia e de tração, raios de círculos impressos e eixos de elipses em curvaturas de dobramento.

- Metroscópio Horizontal Universal CARL ZEISS, modelo ULM, com precisão de 0,2 μ m : medida da largura da menor secção dos corpos de prova para ensaios de fadiga.

- Projetor de Perfis, marca NIKON-PROFILE PROJECTOR R-14, da Nippon Kogaku K.K., com precisão de 0,001 mm: medida da largura e espessura dos corpos de prova para ensaios de anisotropia.

- Rugosímetro Universal marca PERTH-O-METER, tipo PMK-54 Bd : medda da rugosidade nos corpos de prova de fadiga.

- Micrômetro Externo Mitutoyo, abertura de 0-25mm, com precisão de 0,01mm : medida da largura e espessura de corpos de prova para ensaios de tração e espessura de corpos de prova de fadiga.

3.6.3 Medida de Dureza

- Máquina WOLPERT - Hardness Tester, tipo DIA TESTOR 2, para testes de dureza ROCKWELL, Brinell e Vickers.

3.6.4 Medida de Condutividade Elétrica

- Aparelho portátil SIGMATEST, tipo 2.067 - 61 e, "Institut Dr. Förster Reutlingen", usado para medir a condutividade elétrica nas tiras após os tratamentos de solubilização e precipitação.

3.6.5 Tratamentos Térmicos

- Solubilização : Forno para Banho de Sal Brasimet, tipo KW0_E, 20kW, temperatura máxima 550°C.
- Envelhecimento : Forno Combustol, tipo F 2332, 15 kW, aquecimento resistivo, temperatura máxima 350°C.

3.6.6 Ensaio de Deformação das Tiras

- Máquina para ensaio de tração, marca MORH + FEDERHAFF + LOSE NHAUSEN, com capacidade para 40 toneladas.

3.6.7 Ensaio de Fadiga, Tração e Anisotropia

- Máquina MTS 810 Materials Test Systems, com capacidade para 10 toneladas.

3.6.8 Microscopia

- Óptica : Microscópio Metalográfico OLYMPUS, modelo PME, usado para caracterização da liga.
- Eletrônica : Microscópio Eletrônico de Varredura com Sistema de Microanálises por EDS, marca CAMBRIDGE, modelo Stereoscan S4-10, usado nas análises de fratura.

C A P Í T U L O I V

ENSAIOS MECÂNICOS E ANÁLISE MICROESTRUTURAL

4.1 ENSAIOS DE TRAÇÃO

4.1.1 Deformação das Tiras Solubilizadas

O procedimento segundo o qual as tiras (figura 3.3) foram deformadas a frio por tração, consistiu no seguinte:

- retirar a tira do Freezer na condição solubilizada, uma de cada vez,
- esperar até que a temperatura ambiente fosse atingida,
- medir a dureza Brinell,
- tracionar a tira até o grau de deformação desejado,
- medir novamente a dureza Brinell da tira deformada e
- retornar com a tira para o Freezer.

Após deformadas, as tiras permaneceram no Freezer até se concluir todos os ensaios de deformação, para em seguida, serem envelhecidas todas si multaneamente.

O comprimento, entre as referências, foi medido antes e depois do ensaio, para se calcular o índice de deformação. O controle do grau de deformação desejado, durante cada ensaio, foi feito através do valor da carga aplicada e do comprimento entre as referências marcadas nas tiras. Durante os en saios, a distância entre as referências, foi controlada através de um pon teiro móvel, deslizando, sobre uma escala graduada fixa na coluna da máquina.

No final, teve-se em média 25 tiras com cada um dos graus de de formações, escolhidos de acordo com o item 3.3.5.

As deformações escolhidas, situam-se na faixa de deformações hom gêneas, acima da carga de escoamento e abaixo da carga máxima de tração, con forme ilustrado na figura 4.1.

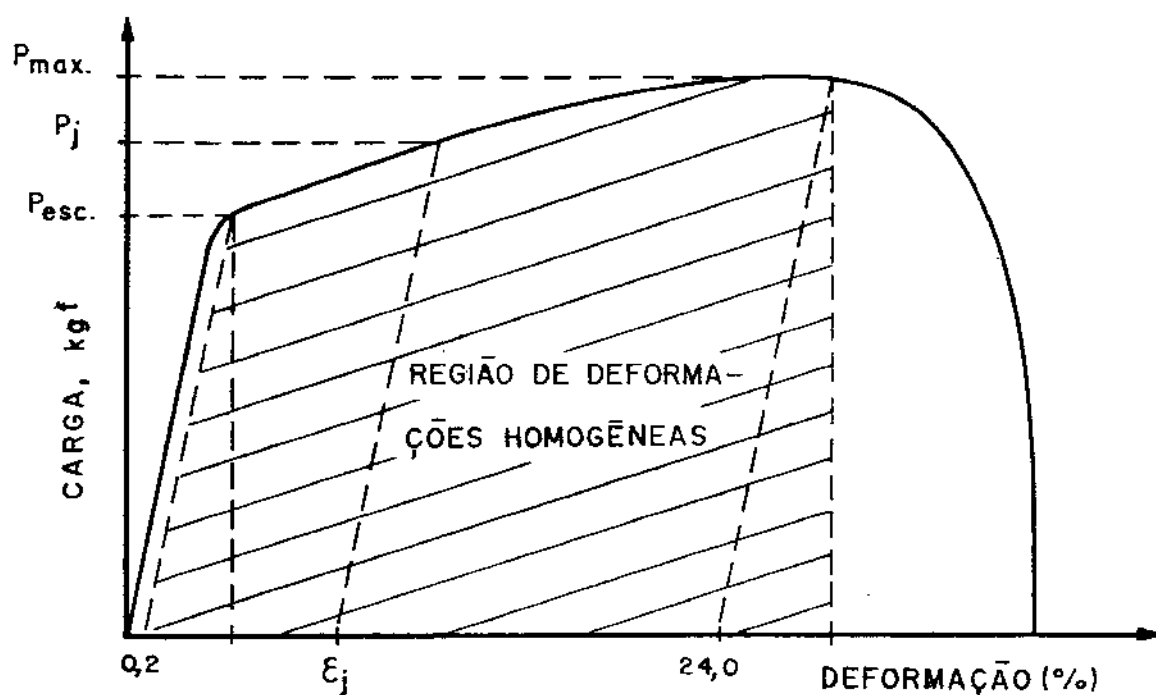


Figura 4.1 - Gráfico esquemático carga x deformação, ilustrando a região onde foram deformadas as tiras solubilizadas ($\epsilon_j = 1,5\% - 3,0\% - 6,5\% - 10\% - 15\% \text{ e } 20\%$).

A resistência à tração $\sigma_t = P_{\text{máx}}/A_0$, onde A_0 = área inicial de teste do espécime, é um parâmetro indicativo de uma condição de instabilidade no ensaio de tração que representa o final da deformação homogênea e o início da deformação localizada, começo da estricção (necking) [77].

A deformação máxima de aproximadamente 20% atingida na superfície do dobramento, segundo o raio mínimo permitido para a liga 7475, é inferior à deformação correspondente à carga máxima no ensaio de tração (24%), como era de se esperar.

Os resultados dos ensaios de dobramento das tiras estão mostrados na tabela 5.3, do capítulo 5.

4.1.2 Determinação da Anisotropia da Chapa

A orientação preferencial das propriedades mecânicas decorrente

dos processos primários de fabricação, pode afetar a conformabilidade da chapa [78].

Numa chapa laminada, por exemplo, o dobramento, em geral, é mais fácil de ser realizado quando a linha de dobramento é perpendicular à direção de laminação da chapa [78].

A relação entre a resistência ao longo da espessura e a resistência no plano da chapa é um parâmetro importante a ser considerado em conformação mecânica.

Para quantificar a resistência ao adelgaçamento (redução de espessura) de uma chapa, usa-se a relação (r) entre a deformação logarítmica na largura e a deformação logarítmica na espessura, denominada anisotropia plástica e definida pela equação 4.1 [79,80].

$$r = \frac{\bar{\epsilon}_w}{\bar{\epsilon}_t} \dots\dots\dots (4.1)$$

As deformações são obtidas num ensaio de tração, com corpos de prova padronizados, para um alongamento especificado.

O alongamento aplicado na direção axial do espécime, não deve ser superior a 15%, quando se deseja obter uma boa precisão no valor de r [81].

A equação (4.1) pode ser escrita na forma:

$$r = \frac{\ln (1 + \epsilon_w)}{\ln (1 + \epsilon_t)} \dots\dots\dots (4.2)$$

$$\text{Como: } \epsilon_w = \frac{w_f - w_o}{w_o} \text{ e } \epsilon_t = \frac{\epsilon_f - \epsilon_o}{\epsilon_o} \dots\dots\dots (4.3)$$

Substituindo (4.3) em (4.2) tem-se:

$$r = \frac{\ln (w_f/w_0)}{\ln (t_f/t_0)} \dots\dots\dots (4.4)$$

onde: w_0 = largura inicial,

t_0 = espessura inicial,

w_f = largura final e

t_f = espessura final do corpo de prova.

Devido as dificuldades em medir variações de espessura com grande precisão, na prática, é comum usar uma expressão para o cálculo de r , onde se considera as variações na largura e no comprimento base de medidas dos corpos de prova, tendo em vista que, durante a deformação plástica o volume do material permanece praticamente constante.

Assim a equação (4.4) pode ser escrita na forma:

$$r = \frac{\ln (w_0/w_f)}{\ln (w_f.l_f/w_0.l_0)} \dots\dots\dots (4.5)$$

onde: l_f e l_0 , são os comprimentos de referência final e inicial do corpo de prova, respectivamente.

Para muitos materiais a relação r é praticamente constante para qualquer nível de deformação plástica compreendido até próximo da carga máxima no ensaio de tração. No caso dos materiais que apresentam diferentes valores de r , dependendo do nível de alongamento, deve ser mencionado o alongamento para o qual o valor de r está sendo calculado [81].

Por exemplo, se o valor de r obtido, corresponde a um alongamento de 20%, indica-se r_{20} .

Normalmente os materiais apresentam diferentes valores de r para diferentes orientações em relação à direção de laminação da chapa. Por essa razão os ensaios para determinação de r são realizados com corpos de prova

extraídos de três direções da chapa ($\beta=0^\circ$, 45° e 90°):

r_0 - para amostras extraídas da direção de laminação,

r_{45} - para amostras extraídas a 45° em relação a direção de laminação e

r_{90} - para amostras extraídas de uma direção a 90° em relação a direção de laminação.

A figura 4.2 ilustra as posições, onde são extraídos os corpos de prova numa chapa, para determinação da anisotropia [82].

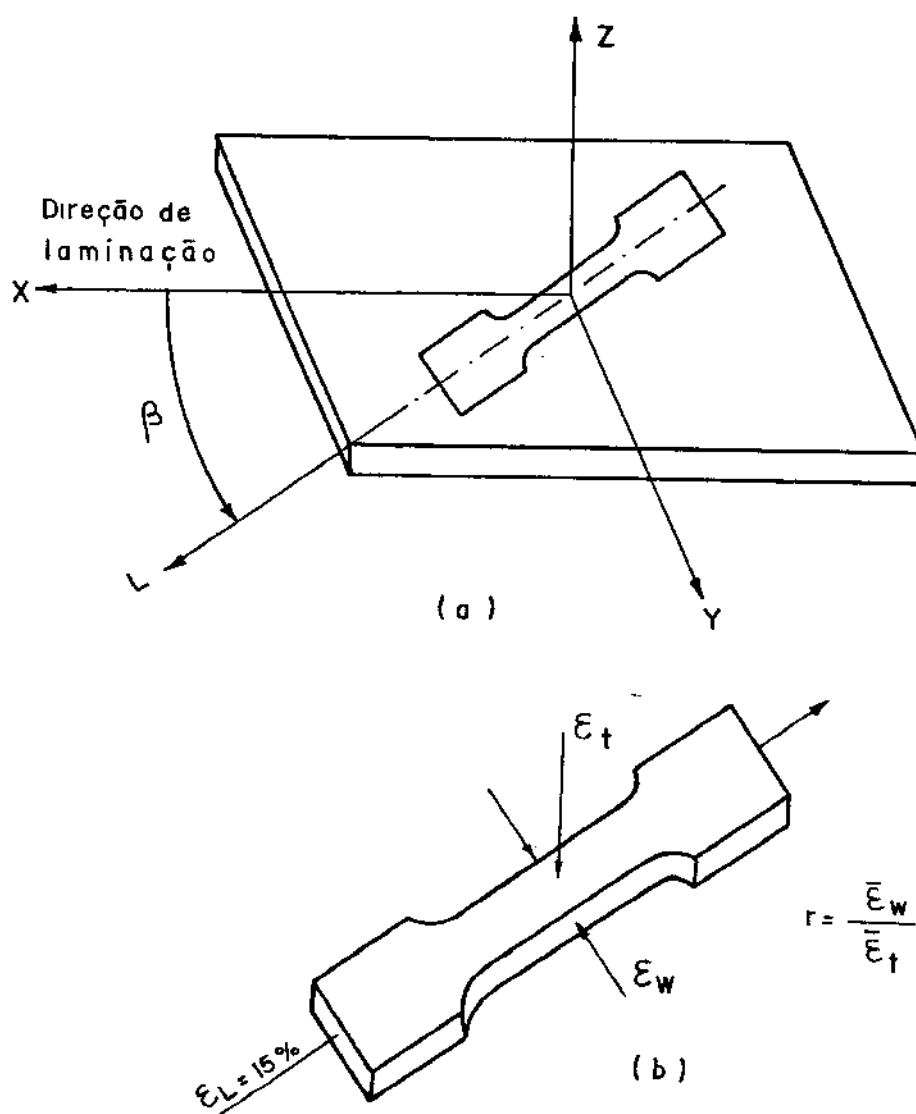


Figura 4.2 - a) Esquema ilustrativo das direções de extração de corpos de prova numa chapa laminada, para determinação de r e b) corpo de prova extraído da chapa.

O valor de r_{β} , calculado através da equação (4.5), poderá ser igual a um ou diferente de um. Conclui-se que [79]:

Se $r_{\beta}=1$ nas três direções ($\beta=0^{\circ}$, 45° e 90°), significa que existe uma uniformidade das propriedades e o material é perfeitamente isotrópico.

Se $r_{\beta}>1$, numa dada direção, significa que existe resistência ao adelgaçamento nessa direção e se $r_{\beta}<1$, para um dado β , haverá tendência ao adelgaçamento.

Se $r_{\beta}=\infty$, para $\beta=0$, 45° e 90° , nenhum adelgaçamento ocorrerá na chapa.

Define-se índice de anisotropia normal médio $\bar{r}$, a relação:

$$\bar{r} = (r_0 + 2 r_{45} + r_{90})/4 \dots\dots\dots (4.6)$$

Se $\bar{r} > 1$, o material resiste ao adelgaçamento, e em caso contrário, se $\bar{r} < 1$, o material é susceptível ao adelgaçamento.

Se $\bar{r} = 1$, significa que o material é perfeitamente isotrópico e $r_0 = r_{45} = r_{90}$.

Uma das formas como a anisotropia se manifesta nos processos de estampagem profunda é através do conhecido fenômeno da formação de orelhas [78].

As orelhas são saliências onduladas que se formam na região superior de um corpo estampado, por exemplo, na direção do maior valor de r_{β} .

O fenômeno da formação de orelhas está diretamente relacionado com a anisotropia planar [78], definida pela seguinte relação:

$$\Delta r = \frac{r_0 + r_{90} - 2r_{45}}{2} \dots\dots\dots (4.7)$$

e quando $\Delta r=0$ não há formação de orelhas.

Tradicionalmente a avaliação da conformabilidade tem sido baseada nos resultados de dois métodos mais populares Erichsen e Olsen [83].

A relação entre o limite de resistência à tração e o limite de escoamento é um parâmetro indicativo da ductilidade, pois quanto maior for essa relação mais dútil é o material e maior será a sua capacidade de deformação plástica.

Em geral as propriedades controladas nos processos de conformação de chapas são basicamente a razão de deformação plástica r e o coeficiente de encruamento n [84].

Métodos alternativos [85,86] foram propostos para determinar o Índice de anisotropia, porém neste trabalho foi utilizado o método padronizado pela ASTM [81], cujo objetivo é avaliar a anisotropia da chapa e verificar a sua influência nas propriedades mecânicas de tração e de fadiga.

A deformação longitudinal aplicada aos corpos de prova padronizados, mostrados na figura 3.4, foi de 11,4%, e os resultados dos ensaios de anisotropia estão indicados na tabela 5.5 do capítulo 5.

4.1.3 Determinação do Limite de Resistência à Tração, Resistência ao Escoamento e Alongamento.

O limite de resistência à tração, resistência ao escoamento e o alongamento foram determinados na direção longitudinal e na direção transversal da chapa, para que pudesse ser avaliada a influência do Índice de anisotropia sobre essas propriedades. O coeficiente de encruamento da chapa, conforme fornecida, foi determinado apenas na direção longitudinal.

Três corpos de prova da direção de laminação (DL) e três corpos de prova da direção transversal à direção de laminação (DT), conforme figura 3.5, foram ensaiados à tração até a ruptura, para se determinar a resistência à tração, resistência ao escoamento e o alongamento da liga 7475-T761, na condição como fornecida.

Os resultados desses ensaios estão apresentados na tabela 5.1 do capítulo 5.

Numa segunda etapa, novos ensaios de tração foram realizados com corpos de prova usinados a partir das tiras termomecanicamente preparadas. Nessa etapa, os corpos de prova foram ensaiados até à ruptura, como no caso anterior, para cada um dos graus de deformações estudados e escolhidos de acordo com o item 3.3.5.

A resistência à tração, resistência ao escoamento, alongamento e coeficiente de encruamento, obtidos para a liga 7475, nas condições estudadas de tratamento térmico e deformações estão apresentados, respectivamente, nas tabelas 5.7 e 5.10 do capítulo 5.

Os ensaios de tração foram realizados numa máquina MTS, conforme item 3.6.7, com uma velocidade de deslocamento do pistão de 1×10^{-3} mm/segundo, sendo que a leitura da carga e do alongamento foi feita através do registrador gráfico da máquina.

A tensão de escoamento é obtida dividindo-se a carga de escoamento pela área da secção transversal do corpo de prova antes do ensaio. A carga de escoamento é obtida pelo gráfico $P \times \Delta l$, plotado durante o ensaio, e corresponde aquela carga que produz uma deformação permanente de 0,2% no espécime [87,88].

A resistência à tração é definida como sendo a carga máxima atingida no ensaio, dividida pela área inicial da secção de teste do corpo de prova.

4.1.4 Determinação do Coeficiente de Encruamento

As propriedades mecânicas obtidas no item 4.1.3, foram calculadas com base nas dimensões iniciais do corpo. A carga dividida pela área inicial, denomina-se tensão nominal ou convencional e a variação do comprimento do corpo de prova dividida pelo comprimento inicial denomina-se deformação de

engenharia ou deformação convencional. .

Define-se tensão real como sendo a carga em cada instante, dividida pela área da secção transversal do espécime nesse mesmo instante.

Assim:

$$\bar{\sigma} = \frac{P_i}{A_i} \dots\dots\dots (4.8)$$

onde : P_i e A_i são, respectivamente, a carga e a área instantâneas.

Admitindo que o material é incompressível, desprezando as variações de volume que ocorrem nos ensaios de tração e tendo em vista que as variações de volume na região elástica e na região plástica são da mesma ordem de grandeza [89], podemos escrever:

$$A_i \times l_i = A_0 \times l_0 \dots\dots\dots (4.9)$$

ou

$$A_i = A_0 \cdot \frac{l_0}{l_i} \dots\dots\dots (4.10)$$

onde : A_i e l_i são, respectivamente, a área e o comprimento instantâneo do espécime e

A_0 e l_0 são as dimensões iniciais.

Das equações (4.8) e (4.10), vem:

$$\bar{\sigma} = \frac{P_i}{A_0} \cdot \frac{l_i}{l_0} = \sigma (1 + \epsilon) \dots\dots\dots (4.11)$$

onde : σ é a tensão convencional e $\epsilon = (l - l_0) / l_0$ é a deformação de engenharia.

Supondo que na carga máxima $dP_i = 0$, diferenciando a equação (4.8), vem :

$$\bar{\sigma} \cdot dA_i + A_i \cdot d\bar{\sigma} = 0 \dots\dots\dots (4.12)$$

Diferenciando a equação da condição de incompressibilidade (4.9), tem-se :

$$\ell_i \cdot dA_i + A_i \cdot d\ell_i = 0 \dots\dots\dots (4.13)$$

Das equações (4.12) e (4.13), vem:

$$\frac{d\bar{\sigma}}{\bar{\sigma}} = \frac{d\ell_i}{\ell_i} = d\bar{\epsilon}$$

A deformação logarítmica $\bar{\epsilon}$, é dada por:

$$\bar{\epsilon} = \int_{\ell_0}^{\ell_i} \frac{d\ell_i}{\ell_i} = \ln \frac{\ell_i}{\ell_0} = \ln (1 + \epsilon) \dots\dots\dots (4.14)$$

Os diagramas tensão real x deformação logarítmica são mais informativos no estudo da plasticidade [77] e podem ser obtidos por vários métodos [90], sendo necessário apenas medir os comprimentos instantâneos dos corpos de prova e registrar as respectivas cargas.

Para muitos metais e ligas existe uma relação linear entre a tensão real e a deformação $\bar{\epsilon}$ quando essas grandezas são plotadas em escala log-log, conforme verificado por Low e Garofalo [91].

Essa correlação experimental entre a tensão e a deformação $\bar{\epsilon}$ pode ser representada aproximadamente pela equação:

$$\bar{\sigma} = K \bar{\epsilon}^n \dots\dots\dots (4.15)$$

onde K e n são constantes do material.

A constante K é denominada coeficiente de resistência e n, com $0 \leq n \leq 1$, é denominado expoente de encruamento.

Se $n = 1$, o material é perfeitamente elástico,

Se $n = 0$, o material é rígido, perfeitamente plástico e

Se $0 \leq n \leq 1$, o material é elasto-plástico.

O método adotado para se determinar os coeficientes de encruamento da liga 7475, para os diversos graus de deformação a frio, consistiu no seguinte:

- efetuar os ensaios de tração até a ruptura dos corpos de prova, registrando graficamente as curvas carga x deformação ($P \times \Delta l$).
- para 6 (seis) valores de carga escolhidos entre a carga de escoamento e a carga máxima, foram traçadas perpendiculares ao eixo das abscissas (Δl) e determinados os alongamentos instantâneos.
- com os valores das cargas e alongamentos instantâneos, usando as equações (4.11) e (4.14), foram calculadas as tensões e deformações logarítmicas.
- calculando-se o logaritmo das tensões reais e das deformações $\bar{\epsilon}$, com auxílio do computador usando um programa de regressão linear obteve-se as constantes K e n a partir da (4.16), que representa a equação (4.15) na forma logaritmizada.

$$\log \bar{\sigma} = \log K + n \cdot \log \bar{\epsilon} \dots\dots\dots (4.16)$$

Pode-se utilizar extensômetros, para medir as deformações instantâneas nos corpos de prova, quando se deseja maior precisão dos resultados.

Os resultados obtidos para os coeficientes de resistência e coeficientes de encruamento para os diversos graus de deformação da liga 7475, estão mostrados na tabela 5.10 do capítulo 5, com os respectivos desvios padrões.

4.2 ENSAIOS DE DUREZA

Os testes de dureza foram realizados com a finalidade de verificar a uniformidade da chapa, avaliar os efeitos da deformação a frio e dos tratamentos térmicos, que foram realizados na liga [92].

Foram feitas medidas de dureza Brinell, usando uma máquina WOLPERT, de acordo com o item 2.6.3, para uma carga de 62,5 kgf e esfera de 2,5mm de diâmetro.

Mediu-se a dureza da chapa após ter sido cortada em tiras e a dureza das tiras na condição solubilizada, após a deformação por tração, e depois do envelhecimento.

Através das medidas de dureza foram feitas avaliações sobre a influência do endurecimento por deformação da liga solubilizada no comportamento do endurecimento por precipitação, além de checar a uniformidade da chapa na condição de recebimento.

A verificação da uniformidade da chapa foi feita através de mais de 200 impressões de dureza sobre todas as tiras. A média dessas medidas foi de 145,0 Brinell e o desvio padrão $\pm 3,0$ Brinell.

Os resultados do endurecimento por deformação e dos seus efeitos sobre o endurecimento por precipitação estão indicados nas tabelas 5.8 e 5.9 e nas figuras 5.10, 5.11 e 5.29 do capítulo 5.

4.3 MEDIDAS DE CONDUTIVIDADE ELÉTRICA

Diversas técnicas tem sido utilizadas no estudo dos processos de endurecimento por precipitação das ligas de alumínio. Entre essas técnicas

utilizadas destacam-se as medidas de dureza [93], condutividade elétrica [94], técnicas de raio-X [95], ultrassom [96] e microscopia eletrônica de transmissão (MET) [97].

As medidas de condutividade elétrica ao lado de medidas de dureza, têm sido as técnicas mais utilizadas nos estudos de precipitação de ligas de alumínio, por serem técnicas simples e de fácil aplicação [93].

A condutividade elétrica é considerada uma medida indireta, para se obter informações sobre os fenômenos que envolvem rearranjos atômicos e causam modificações no comportamento eletrônico do material, como ocorre no caso de deformações plásticas, endurecimento por precipitação, entre outros.

Particularmente nos metais a condutividade elétrica pode variar em decorrência de uma série de fatores [98], como temperatura, pureza do material, grau de deformação plástica, etc.

Por ser uma propriedade extremamente sensível às alterações no arranjo atômico dos metais, medidas de condutividade elétrica, são utilizadas com freqüência no estudo da cinética de precipitação, principalmente, no estágio inicial do processo de decomposição da solução sólida supersaturada, que coincide com a formação e segregação de pequenos aglomerados de átomos de soluto na matriz [94].

CHIHOSKI [99,100,101] desenvolveu recentemente um método para avaliar os resultados dos tratamentos térmicos de ligas de alumínio, que consiste na construção de um conjunto de várias curvas de dureza versus condutividade, onde cada ponto de cada curva está associado um valor de dureza e um valor de condutividade elétrica. Usando técnicas de microscopia eletrônica de transmissão (MET), ele conseguiu correlacionar as microestruturas que se desenvolveram durante o processo de precipitação, numa liga Al-Cu do tipo 2219, com a dureza e a condutividade elétrica, e concluiu que a cada par (dureza, condutividade) corresponde um único estado de precipitação.

O método proposto por CHIHOSKI para estudar o processo de precipitação em ligas de alumínio é um método não destrutivo e pode ser utilizado

em controles de qualidade, em pesquisas na área de metalurgia, etc.

A condutividade elétrica é uma propriedade importante nas ligas de alumínio de alta resistência (7475 - T 761), sendo considerada um critério para aceitação das chapas usadas na indústria aeronáutica [62].

No presente trabalho foram feitas medidas de condutividade elétrica nas tiras após o tratamento de precipitação, a uma temperatura de 20°C, para verificar se os tratamentos térmicos foram realizados corretamente, o que significa que os valores da condutividade para todos os graus de deformação estudados devem ser maiores que um valor mínimo aceitável, no caso igual a 39,0% IACS [29].

Os resultados mostrados na tabela 5.4 e figura 5.4 do capítulo 5, comprovam que os tratamentos térmicos foram realizados corretamente, pois todas as condições de deformações apresentaram valores da condutividade elétrica acima do valor mínimo exigido.

4.4. ENSAIOS DE FADIGA

4.4.1 Escolha do Tipo de Ensaio

Os tipos de ensaios de fadiga disponíveis são:

- flexão rotativa
- flexão alternada
- torção alternada
- tração x compressão

Os ensaios de fadiga por flexão rotativa são realizados com corpos de prova cilíndricos e se exige superfícies polidas, devido a forte influência do acabamento superficial sobre os resultados, visto que, o esforço máximo ocorre praticamente num ponto situado na superfície externa. Esse ponto, corresponde ao ponto de tangência entre uma reta transversal ao eixo longitudinal do corpo de prova e a circunferência formada pelo raio da menor seção transversal do espécime.

Devido as características geométricas do material (chapa com 3,175 mm de espessura) e as dimensões dos corpos de prova, esse tipo de ensaio não é viável.

No ensaio de flexão alternada, o esforço máximo ocorre na superfície da amostra e portanto, também, é sensível as condições de acabamento superficial.

Os corpos de prova para esse tipo de ensaio são polidos e o processo de polimento modifica as condições superficiais, podendo mascarar os resultados, além de adotar um tipo de acabamento que não é o acabamento usado na prática.

Em razão dessas considerações esse tipo de ensaio não foi adotado.

O ensaio de torção alternada é apropriado para o estudo de fadiga em eixos e não é o nosso caso.

O ensaio de fadiga por tração x compressão, representa em termos de carregamento o melhor simulador para o nosso caso, além de ser considerado entre os tipos de ensaios comuns, o mais sensível às variações metalúrgicas, que é uma das características importantes exigidas no trabalho. Após analisar as particularidades de cada ensaio e tendo em vista que o ensaio de fadiga com carregamento axial é o mais representativo para os esforços que atuam em estruturas primárias de aeronaves [102], além de ser o ensaio padronizado pela ASTM [103] e os resultados serem dados de projeto, foi o tipo de ensaio de fadiga escolhido.

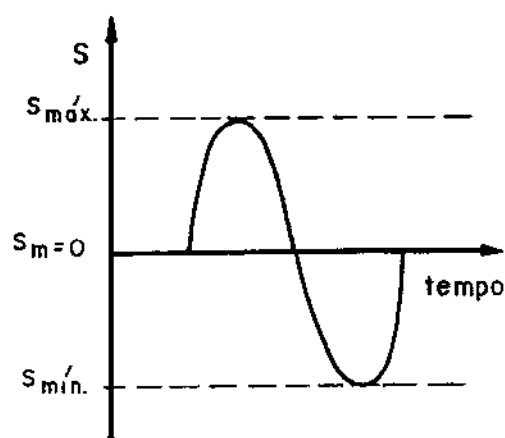
4.4.2 Algumas Considerações sobre os Ensaio de Fadiga

O tipo de solicitação e as condições de preparação dos corpos de prova influem nos resultados de fadiga, e portanto, devem ser padronizados para permitir que os resultados sejam comparados em outras condições [103].

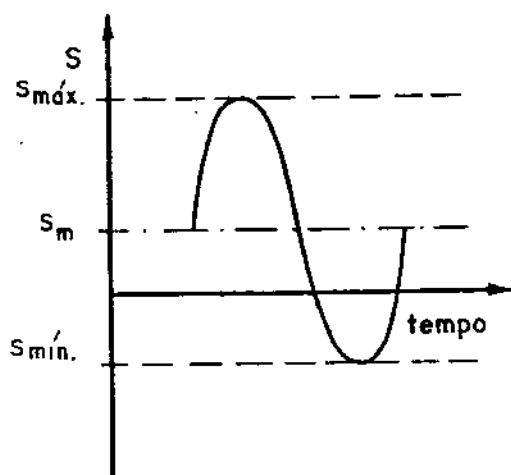
Nos resultados dos ensaios de fadiga, apresentados sob a forma de curvas S-N, onde na ordenada se indica a tensão máxima aplicada e na abscissa

o logaritmo do número de ciclos até a fratura, devem ser indicados o tipo de sollicitação, o tipo de ensaio, a frequência, as características do material, o tipo de corpo de prova, etc. [104].

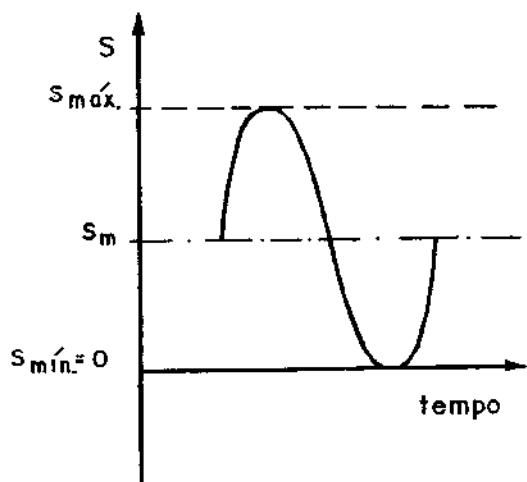
A figura 4.3, mostra alguns carregamentos cíclicos, periódicos e de amplitudes constantes usados normalmente nos ensaios de fadiga.



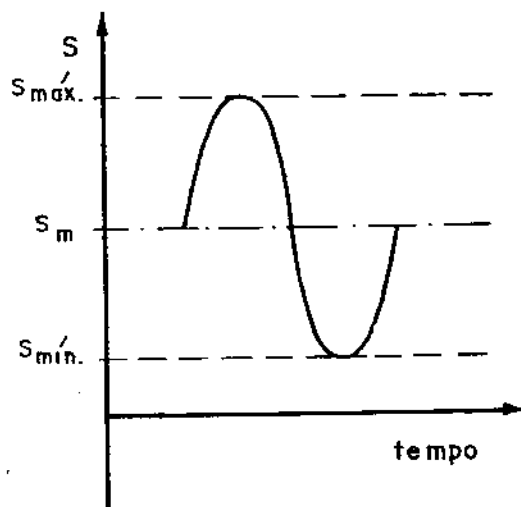
a) Sollicitação alternada, ciclo completamente reverso.



b) Sollicitação flutuante com ciclo parcialmente reverso.



c) Sollicitação pulsante em tração.



d) Sollicitação flutuante em tração.

Figura 4.3 - Sollicitações cíclicas de amplitudes constantes mais comuns, usadas nos ensaios de fadiga.

Os parâmetros controlados nos ensaios de fadiga, definidos de acordo com a ASTM [105,106] são as tensões máxima, média e mínima do ciclo, a relação entre as tensões $R = S_{mín}/S_{máx}$, o tipo de sollicitação (Figura 4.3) e o tipo de ensaio conforme o item 4.4.1.

A curva S-N, em geral, é dividida para efeito de pesquisa, em duas regiões: uma que, representa a faixa onde a fratura ocorre para um pequeno número de ciclos, denominada fadiga de baixo ciclo (low-cycle fatigue), caracterizada pela presença de deformações plásticas cíclicas macroscópicas, conforme verificada nas malhas de histerese dos diagramas σ - ϵ e a outra, onde a maioria dos estudos de fadiga são concentrados, caracterizada pelo grande número de ciclos para produzir a fratura, denominada fadiga de alto ciclo (high-cycle fatigue) [107].

A interface que distingue uma região da outra não é bem nítida e depende da resistência e da ductilidade do material. Para ensaios de fadiga com carregamento axial de amplitude constante e corpos de prova polidos, o limite superior da região de baixo ciclo, varia de 10^2 a 10^5 ciclos, sendo que para os materiais estruturais comuns esse limite é da ordem de 5×10^4 ciclos [107].

A frequência parece não ter muita influência nos resultados. Ensaaios de fadiga com sollicitação axial pulsante, realizados em corpos de prova de chapas finas de liga de alumínio, mostraram que a variação da resistência à fadiga com a frequência é muito pequena, sendo da ordem de 1% para ligas de Al-Cu e da ordem de 3% para ligas de Al-Zn, quando a frequência passa de 6 para 130 Hz [108].

Na prática o que ocorre são componentes submetidos a esforços flutuantes entre diversos valores de tensões de tração e compressão.

Surgiram ao longo dos anos diagramas e várias propostas de relações experimentais, para estimar a resistência à fadiga considerando a tensão média, como são os casos das relações de Goodman, Gerber e Soderberg [109].

O diagrama de Goodman proposto por volta de 1.889 e que leva o seu nome, foi a primeira proposta para estudar os efeitos da tensão média sobre a resistência a fadiga. Consiste, basicamente, em correlacionar num diagrama tensão máxima e mínima versus tensão média, a variação da amplitude de tensão, $A = S_{m\acute{a}x} - S_{m\acute{i}n}$, com a tensão média.

Tem-se mostrado que a vida em fadiga de corpos de prova solicitados axialmente por tração-compressão, com tensão média trativa, para uma determinada amplitude de tensão é menor que a vida em fadiga correspondente à mesma amplitude de tensão com tensão média compressiva [110].

Em solicitações flutuantes parcialmente reversas com pequena compressão a vida em fadiga é maior em relação a uma solicitação completamente reversa, o que mostra que pequenas tensões de compressão têm efeitos benéficos sobre a vida em fadiga [110].

A solicitação escolhida para os ensaios de fadiga realizados no presente trabalho foi do tipo flutuante em tração, conforme ilustrada na figura 4.3.d, por representar uma situação mais desfavorável e normalmente utilizada na prática.

4.4.3 Definição dos parâmetros de ensaio

Os níveis de tensões foram escolhidos levando em consideração, que para cada lote de corpos de prova representando um grau de deformação, as resistências ao escoamento são diferentes.

Dessa forma o nível de solicitação em fadiga mais alto escolhido, corresponde aproximadamente 95% da resistência ao escoamento da liga, na condição mais severa de deformação, que foi de 20%.

Por outro lado o nível de solicitação em fadiga mais baixo foi escolhido de forma que não fosse inferior a 50% da resistência ao escoamento da liga na condição mais favorável de deformação, que foi de 0%.

A figura 4.4 ilustra essas considerações. Analisando essa figura,

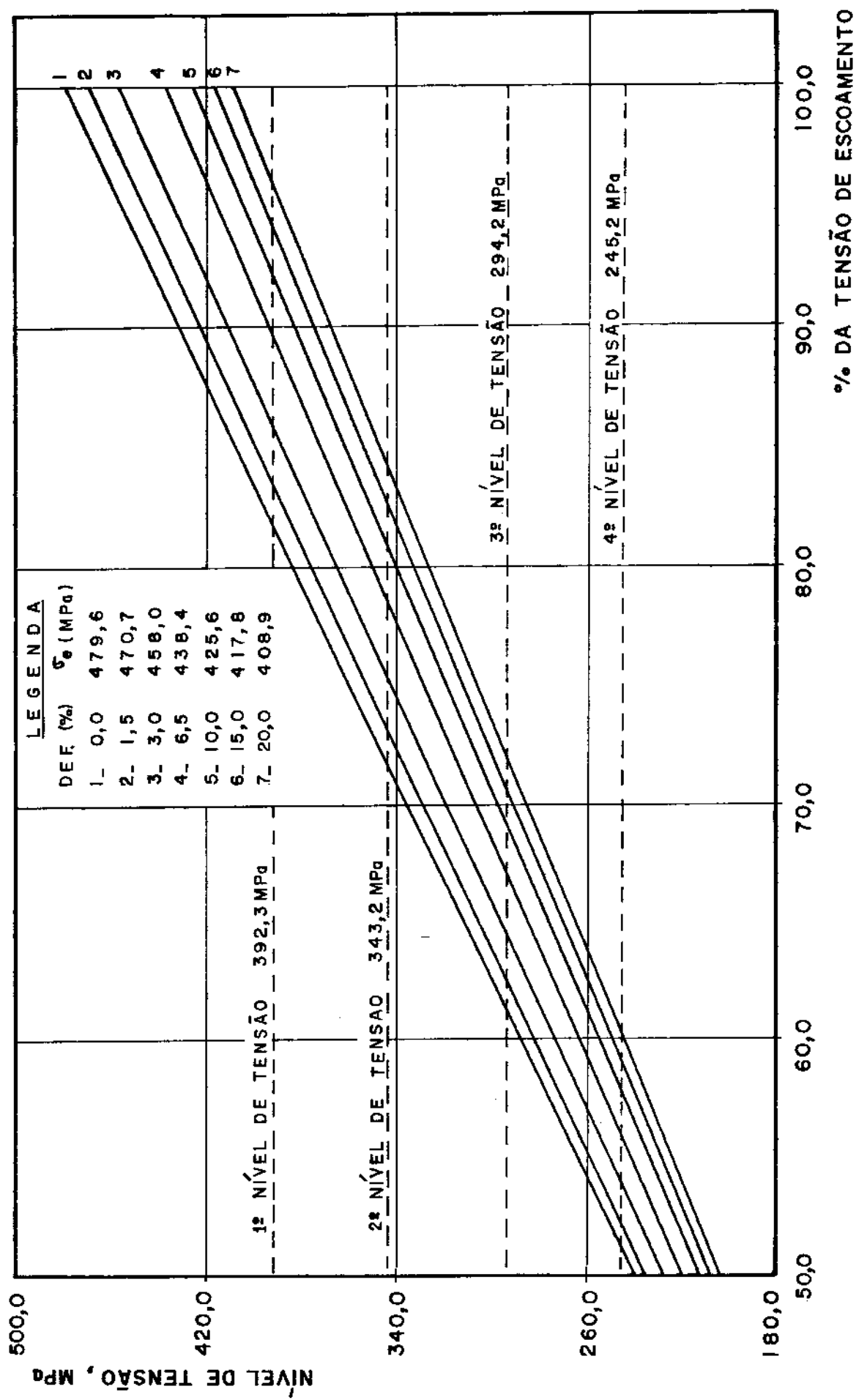


Figura 4.4 - Relação entre os níveis de tensões dos ensaios de fadiga com as resistências ao escoamento para os diversos graus de deformação.

verifica-se que a condição de menor resistência ($\sigma_e = 408,9$ MPa) corresponde à deformação de 20% e a condição de maior resistência da liga ($\sigma_e=479,6$ MPa) corresponde ao grau zero de deformação.

O primeiro nível de solicitação ($S= 392,3$ MPa) representa uma tensão igual a 95,4% da tensão de escoamento da liga com 20% de deformação e apenas 81,6% da tensão de escoamento da liga com 0% de deformação.

Já o nível mais baixo de solicitação ($S= 245,2$ MPa) representa, aproximadamente, uma tensão igual a 60% da resistência ao escoamento da liga com 20% de deformação e apenas 50,4% da resistência ao escoamento da liga com 0% de deformação.

Os níveis de solicitação escolhidos representam valores de tensões de ensaio diferentes de acordo com o grau de deformação.

Foram escolhidos os níveis $S_1= 392,3$ MPa, $S_2= 343,2$ MPa, $S_3= 294,2$ MPa e $S_4= 245,2$ MPa, para plotar as curvas S-N numa região intermediária entre fadiga de baixo e de alto ciclo.

Para cada corpo de prova ensaiado, procedeu-se a conversão da tensão em carga máxima de ensaio, corrigindo dessa forma as pequenas variações de secção transversal em cada espécime, de acordo com a equação (4.17).

$$P_{m\bar{x}} = A_0 \times S \dots\dots\dots (4.17)$$

onde : $P_{m\bar{x}}$ é a carga máxima de ensaio (kgf)

A_0 = área da secção de teste do corpo de prova (mm^2)

S = nível de solicitação em fadiga (kgf/mm^2)

A carga mínima foi considerada igual a 10% da carga máxima e a frequência foi de 5 Hz.

Frequências maiores que 5Hz apresentam erros acima de 20% para a carga máxima aplicada em relação a resposta da máquina.

A figura 4.5 mostra as relações entre as cargas máxima , média e mínima usadas nos ensaios.

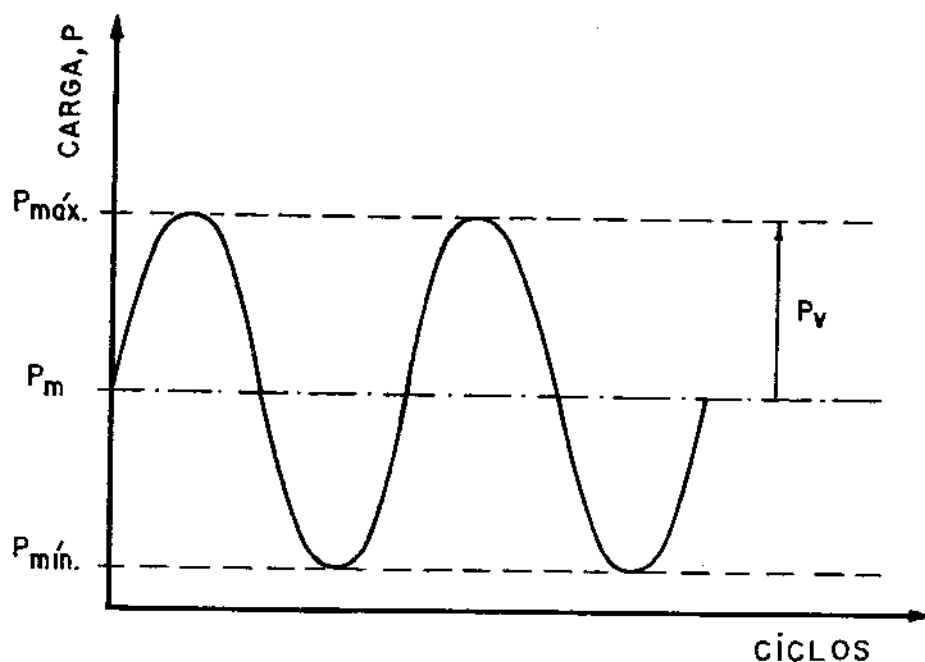


Figura 4.5 - Tipo de solicitação adotado nos ensaios de fadiga realizados.

A carga média P_m é dada pela equação:

$$P_m = \frac{P_{m\bar{x}} + P_{m\bar{n}}}{2} \dots\dots\dots (4.18)$$

e a carga variável P_v que é sobreposta à carga média P_m para atingir $P_{m\bar{x}}$ é dada pela equação:

$$P_v = \frac{P_{m\bar{x}} - P_{m\bar{n}}}{2} \dots\dots\dots (4.19)$$

Substituindo $P_{m\bar{n}} = 0,1 P_{m\bar{x}}$ nas equações (4.18) e (4.19), tem-se:

$$P_m = 0,55 P_{m\bar{x}} \dots\dots\dots (4.20)$$

e

$$P_v = 0,45 P_{m\bar{x}} \dots\dots\dots (4.21)$$

Conhecido o nível de solicitação em fadiga S e a área da secção de teste do corpo de prova, usando a equação (4.17) calcula-se $P_{m\bar{x}}$ e com esse valor obtem-se P_m e P_v .

Colocado o corpo de prova na máquina, ajusta-se a carga média e em seguida sobrepõe a carga P_v até atingir o valor de $P_{m\bar{x}}$ desejado. Nessas condições a máquina é posta a funcionar até ocorrer a ruptura do espécime, quando automaticamente ela se desliga e o número de ciclos fica registrado.

Esse procedimento foi repetido para todos os ensaios realizados para levantamento das nove curvas S-N, plotadas com quatro níveis de tensões.

4.4.4 Número de Corpos de Prova Recomendados

Inicialmente, foram realizados os ensaios de fadiga, conforme descrito no item 4.4.3, para se construir as curvas S-N da liga de alumínio 7475-T761, na condição como fornecida.

Foram efetuados ensaios com corpos de prova obtidos na direção de laminação da chapa (DL) e com corpos de prova obtidos na direção perpendicular à direção de laminação (DT).

A finalidade destes ensaios preliminares de fadiga foi basicamente conhecer a influência da anisotropia no comportamento em fadiga da chapa na condição de fornecimento.

Os resultados estão mostrados na tabela 5.6 e nas figuras 5.5, 5.6 e 5.7 do capítulo 5. Pode-se notar pela figura 5.7 que na direção de laminação, onde a anisotropia r é menor ($r=0,61$) a resistência à fadiga também é menor.

Os demais ensaios de fadiga foram efetuados com o objetivo de se obter as curvas S-N para os diversos graus de deformação a frio da liga.

Foram estudados apenas os efeitos da deformação a frio por tração na direção de laminação, sobre o comportamento em fadiga, tendo em vista, que essa é a direção de menor resistência.

As tabelas 5.11 a 5.17 e as figuras 5.13 a 5.19 mostram os resultados dos ensaios. As figuras indicam para cada nível de tensão a vida em fadiga e o respectivo desvio padrão.

O número mínimo de corpos de prova necessário para se plotar uma curva S-N, baseada em estudos estatísticos, depende do tipo de programa de ensaios que se deseja desenvolver.

A ASTM [111] recomenda os seguintes números mínimos de espécimes, como sendo razoáveis, para o levantamento de uma curva S-N, em função de alguns objetivos que se destina o estudo, conforme indicado na tabela 4.1.

Tabela 4.1 - Número mínimo de corpos de prova recomendados para plotar curvas S-N.

OBJETIVOS DOS ENSAIOS	NÚMERO MÍNIMO DE ESPÉCIMES
Investigação preliminar para exploração e desenvolvimento de testes	6 a 12
Pesquisas e ensaios para desenvolvimento de componentes e espécimes	6 a 12
Dados de confiabilidade para uso em projetos	12 a 24

Nos estudos desenvolvidos neste trabalho, usou-se em média 20 espécimes para cada curva S-N, com uma média de 5 (cinco) ensaios em cada um dos 4 (quatro) níveis de tensões escolhidos conforme descrito no item 4.4.3.

4.5 ANÁLISE MICROESTRUTURAL

As propriedades mecânicas dos materiais estão de certa forma diretamente relacionadas com a microestrutura, que em última análise, inclui todos os tipos de defeitos, tais como vazios, discordâncias, contornos de grão, interfaces entre partículas e matriz, etc. Esses componentes microestruturais são os responsáveis, por exemplo, pelo aumento da resistência da liga, atuando como obstáculos ao movimento das discordâncias. A maioria das propriedades dependem das características dos componentes microestruturais, principalmente, da fração volumétrica e do tipo de microestrutura [112].

Hornbogen [112] define "fase" como sendo regiões tri-dimensionais com estrutura e composição homogêneas e "microestruturas", como sendo elementos com caráter não de equilíbrio da estrutura, incluindo todas as discontinuidades existentes entre as fases ou dentro delas.

Em geral, as análises microestruturais são efetuadas recorrendo a técnicas experimentais de microscopia, cujas três mais importantes e utilizadas são a microscopia ótica (MO), microscopia eletrônica de varredura (MEV) e microscopia eletrônica de transmissão (MET). No presente trabalho, foram utilizadas essas duas técnicas MO e MEV com o objetivo de analisar e explicar o comportamento mecânico da liga 7475 nas condições de estudo em função de alguns aspectos da microestrutura.

4.5.1 Microscopia Ótica (MO).

Com auxílio de MO podem ser observados defeitos cristalinos do tipo contornos de grão, microconstituintes com dimensões maiores que $0,5\mu\text{m}$, etc. Essa técnica consiste em preparar e atacar as amostras previamente polidas, com reagentes químicos antes de efetuar as análises.

Foram preparadas amostras do material na condição como recebido e nas condições de estudo, incluindo os vários graus de deformação. As amostras foram cortadas com discos abrasivos (cut-off) em condições adequadas de

refrigeração, e em seguida, foram montadas em baquelite e polidas mecanicamente.

A técnica de preparação das amostras consistiu da tradicional sequência de lixamento, com lixas de carbetto de silício, na ordem de granulacões 220, 320, 400 e 600, seguida da operação de polimento. O polimento foi realizado em politrizes com discos giratórios, usando pasta de diamante de 6µm em tecido de nylon com lubrificante oleoso e posteriormente óxido de magnésio (MgO) em solução com água destilada, em discos de feltro, tendo como lubrificante água destilada em abundância durante a operação. A fase final de acabamento com MgO, deve ser realizada manualmente, realizando movimentos de vai e vem com a amostra numa única direção sobre o feltro, com a politriz desligada, até se conseguir uma superfície perfeitamente polida e sem riscos. A solução de MgO deve ser preparada na hora de usar e o feltro deve ser cuidadosamente lavado com água destilada após sua utilização, para evitar a formação de partículas de carbonato de magnésio, que geralmente riscam a superfície da liga de alumínio durante a operação de polimento [113].

Os ataques químicos das superfícies polidas para revelação das microestruturas foram feitos usando os seguintes reagentes [114]:

- a) HF - 0,5% : 1 ml de HF (48%), 200 ml de H₂O destilada.

Ataque por imersão durante 30 a 40 segundos. Usado para identificação do tamanho e distribuição de partículas em geral.

- b) KELLER : 2 ml de HF (48%), 3 ml de HCl (conc.), 5 ml de HNO₃ (conc.), 190 ml de H₂O destilada.

Ataque por imersão durante 8 a 15 segundos. Não deve ser removido o produto formado na superfície. Usado para delinear contornos de grão.

4.5.2 Microscopia Eletrônica de Varredura (MEV)

Com auxílio de MEV qualquer superfície de uma amostra de material

condutor de eletricidade e estável em vácuo, pode ser analisada numa faixa de 10 a 100.000 vezes de aumento. Essa técnica tem sido muito usada no estudo de fraturas do tipo clivagem ou do tipo dútil, que envolve a nucleação, crescimento e coalescimento de vazios e produz uma superfície de fratura alveolar (fratura por "dimples") característica desse tipo de fratura, além de auxiliar no estudo da nucleação de trincas por fadiga e por corrosão sob tensão. Com excessão da densidade e distribuição de discordâncias, todas as características consideradas importantes numa superfície de fratura podem ser estudadas detalhadamente com MEV [115].

A fratura por fadiga dos materiais está associada com a nucleação e a propagação da trinca, caracterizada pela presença de estrias na superfície de fratura. O espaçamento e a orientação das estrias dão indicações da velocidade e da direção de propagação da ponta da trinca, respectivamente.

Foi utilizada MEV neste trabalho, com o objetivo de identificar os locais mais comuns de nucleação de trincas por fadiga, analisar a aparência da superfície de fratura de uma maneira geral para obter informações que pudessem explicar o comportamento em fadiga da liga 7475 em estudo. As fractografias estão mostradas e discutidas no item 5.5.2 do capítulo 5, referente a discussão do comportamento em fadiga.

CAPÍTULO V

RESULTADOS, COMENTÁRIOS E DISCUSSÕES

5.1 CARACTERIZAÇÃO DO MATERIAL

5.1.1 Aspectos da Microestrutura

A liga utilizada para os estudos experimentais foi uma liga de alumínio de alta resistência do tipo 7475 (5,7% Zn, 2,2% Mg, 1,6% Cu, 0,22% Cr) [62], na forma de chapa, cuja composição química nominal está mostrada na tabela 3.2 e as propriedades mecânicas na tabela 5.4.

Na figura 5.1 estão mostradas as microestruturas da liga 7475 na condição ressolubilizada e envelhecida, uma das sete condições utilizadas no trabalho, em três planos da chapa a saber: plano LT (superfície da chapa), plano LS (espessura da chapa, na direção longitudinal) e plano TS (espessura da chapa, na direção transversal).

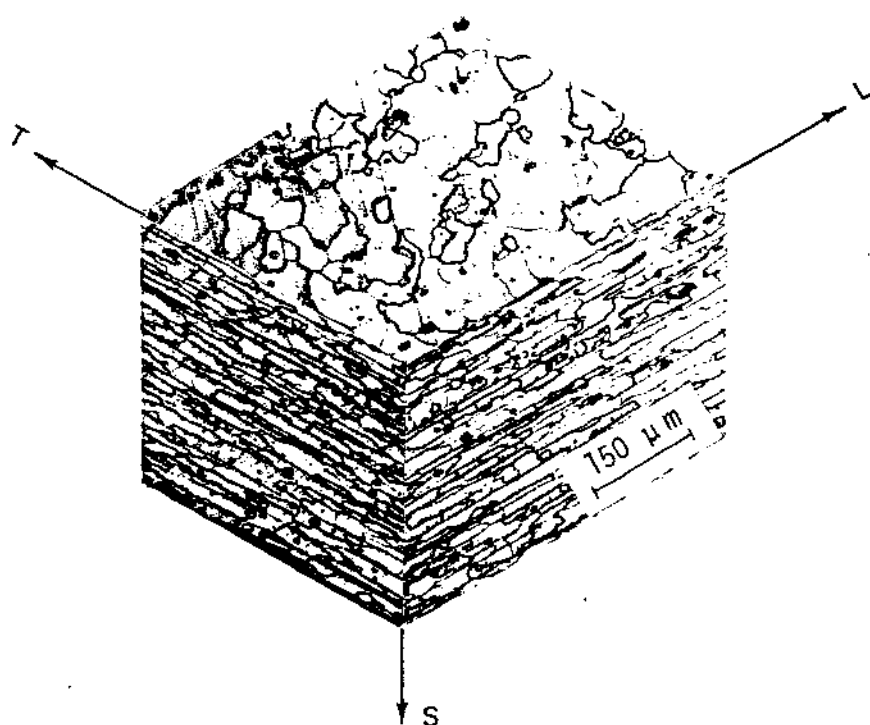


Figura 5.1 - Micrografia obtida em MO, mostrando a estrutura de grãos nos três planos da chapa, para a liga na condição solubilizada e envelhecida. Ataque: Keller, (96 x).

A estrutura de grãos praticamente se manteve constante independentemente do grau de deformação. A figura 5.2, mostra a microestrutura no plano LT (superfície da chapa, na direção de laminação), formada por grãos com tamanho médio em torno de 58 μm , para 0%, 10% e 20% de deformação.

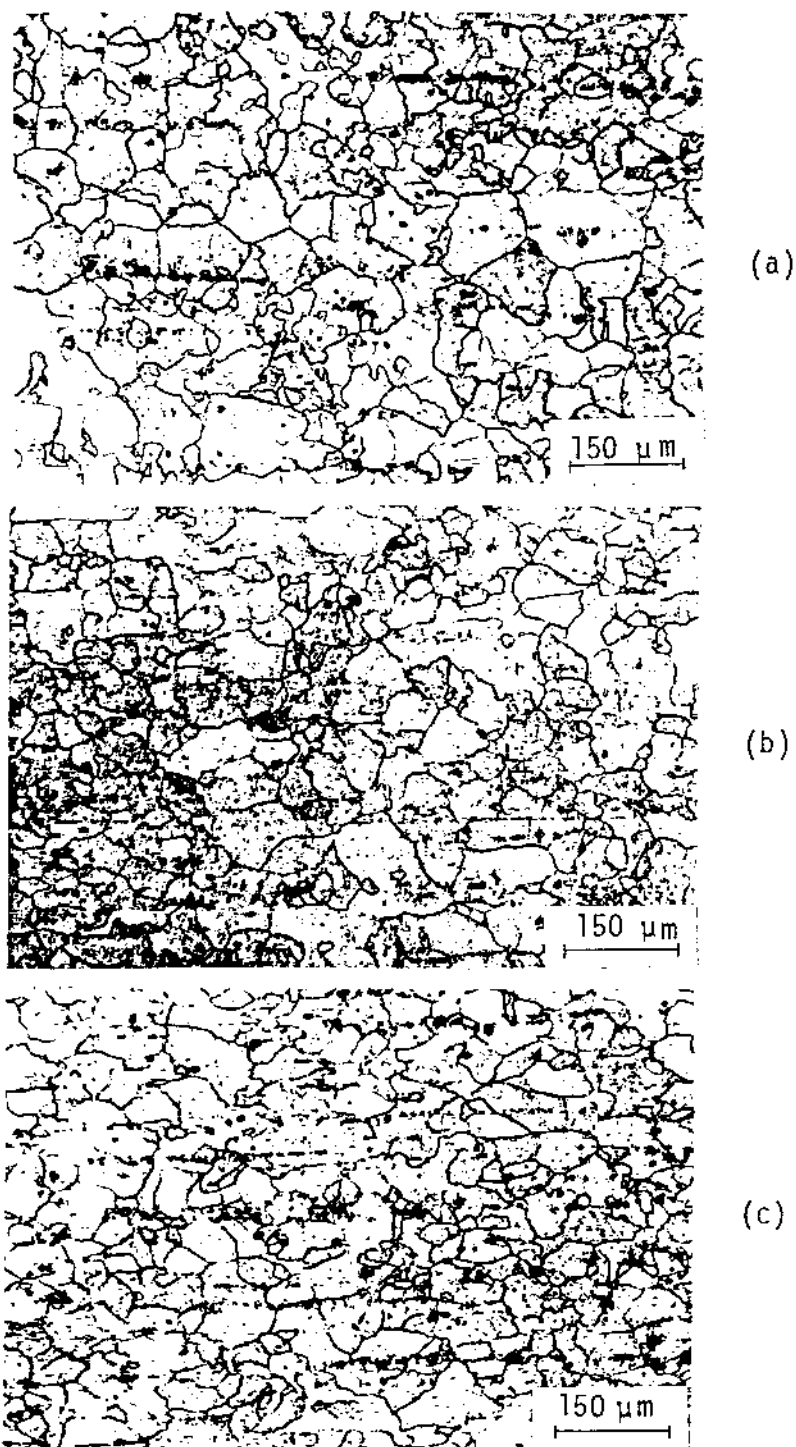


Figura 5.2 - Micrografias obtidas em MO, mostrando a microestrutura para diferentes graus de deformações, a) 0%, b) 10% e c) 20%. Ataque: Keller, (96 x).

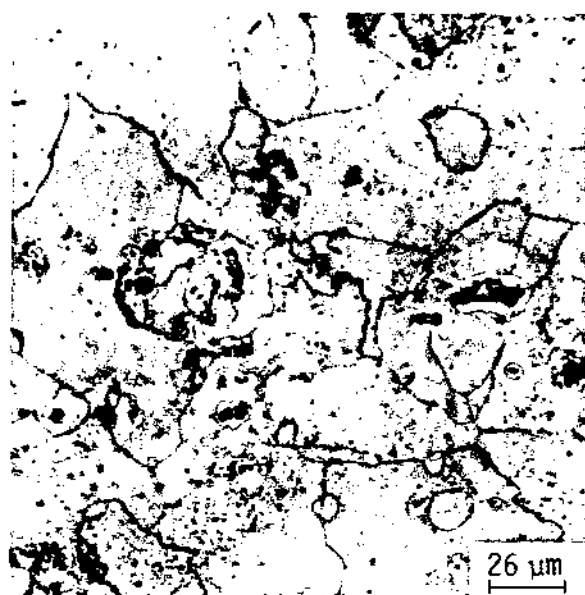
A liga 7475 pode apresentar três tipos de partículas de segunda fase:

a) Inclusões ou partículas grandes oriundas do processo de solidificação, formadas pelas impurezas Fe e Si, do tipo Al_7Cu_2Fe , Al_6Fe , Mg_2Si , com tamanho variando acima de $1\mu m$, geralmente entre 5 a $20\mu m$ [116]. Essas partículas são visíveis a nível de microscopia ótica.

b) Dispersóides ou partículas intermediárias oriundas da precipitação no estado sólido, do tipo $Al_{12}Mg_2Cr$, $Al_{18}Cr_3Mg_2$, com tamanho que variam aproximadamente de 0,05 a $0,5\mu m$ [30, 117] e podem ser visíveis em microscopia eletrônica e ótica com ataque apropriado, de HF, por exemplo.

c) Precipitados endurecedores, são partículas pequenas em geral coerentes ou parcialmente coerentes com a matriz, do tipo $MgZn_2$, Al_2CuMg [117], oriundas do tratamento térmico de precipitação, com tamanho que variam aproximadamente de 0,005 a $0,05\mu m$. São visíveis a nível de MET.

A figura 5.3 apresenta algumas fotomicrografias mostrando a distribuição de partículas grosseiras e partículas intermediárias grandes. Na figura 5.3.a está mostrada a distribuição de partículas grosseiras e de dispersóides grandes nos contornos de grão para uma amostra com 1,5% de deformação. Na figura 5.3.b, está mostrada a distribuição dessas partículas para uma amostra com 0% de deformação, solicitada em fadiga até a ruptura com aproximadamente 19.000 ciclos para um nível de tensão de 343,2 MPa e na figura 5.3.c, está mostrada uma fotomicrografia obtida com luz polarizada, para a mesma região da figura 5.3.b, porém, com aumento maior. A fotomicrografia da figura 5.3.d, mostra uma partícula grande quebrada e a distribuição de partículas intermediárias grandes, para uma amostra com 20% de deformação, solicitada em fadiga até a ruptura com aproximadamente 22.000 ciclos, num nível de tensão de 343,2 MPa.



a) (380X)



b) (380X)



c) Luz Polarizada, (770X)



d) (380X)

Figura 5.3 - Micrografias obtidas em MO, mostrando a distribuição de partículas grosseiras e dispersões grandes para amostras em a) com 1,5% de deformação, em b) e c) com 0% de deformação, solicitadas em fadiga e em d) com 20% de deformação, solicitada em fadiga. Ataque : HF - 0,5%, aumento conforme indicado.

5.1.2 Propriedades Mecânicas de Tração.

A tabela 5.1 mostra os resultados dos ensaios de tração realizados em corpos de prova das direções DL (direção de laminação, $\beta=0^\circ$) e DT (direção transversal à direção de laminação, $\beta=90^\circ$). A tabela 5.2, mostra para efeitos de comparação essas mesmas propriedades, de acordo com a norma de especificação da liga 7475-T761 [62].

Tabela 5.1 - Propriedades Mecânicas da Liga 7475-T761, obtidas de acordo com a ASTM E 8M [88].

Direção	σ_e (MPa)	σ_t (MPa)	ϵ (%)
DL	424,0 $\pm$ 3,3	484,5 $\pm$ 0,9	12,1 $\pm$ 0,6
DT	430,7 $\pm$ 3,2	492,7 $\pm$ 1,0	10,2 $\pm$ 0,4

Tabela 5.2 - Propriedades Mecânicas da Liga 7475-T761, obtidas de acordo com a AMS 4085 [62]

Direção	σ_e (MPa) Mín.	σ_t (MPa) Mín.	ϵ (%) Mín.
DL	420,0	490,0	9,0
DT	415,0	490,0	9,0

Comparando-se as tabelas 5.1 e 5.2, pode-se verificar, que a resistência a tração (σ_t) na direção DL, é ligeiramente inferior que o mínimo especificado.

O estudo das propriedades mecânicas de tração da liga deformada foi realizado na direção DL, por ser a direção que apresenta a menor resistência à tração e a menor resistência ao escoamento, apesar do alongamento nessa direção, ser maior que o alongamento na direção DT, conforme observado

na tabela 5.1.

5.2 RESULTADOS PRELIMINARES E COMENTÁRIOS

5.2.1 Deformações por Dobramento a Frio a 90°.

Teoricamente a deformação trativa ou compressiva, respectivamente, no lado convexo é côncavo da superfície dobrada, na direção circunferencial, pode ser estimada pela equação 5.1, desprezando a variação de espessura e considerando que a linha neutra permanece na fibra central [78].

$$\epsilon_t = - \epsilon_c = \frac{1}{(2R/t + 1)} \dots\dots\dots (5.1)$$

onde : ϵ_t = deformação trativa no lado convexo, na fibra externa

ϵ_c = deformação compressiva no lado côncavo, na fibra interna

R = raio de dobramento

t = espessura da chapa

No entanto os resultados experimentais mostram que as deformações no lado de tração tornam-se maiores que os resultados estimados pela equação 5.1, à medida que a relação t/R aumenta, enquanto que as deformações por compressão apresentam variações menores.

A necessidade em realizar uma análise experimental do grau de deformação atingido no dobramento a 90° é justificada tendo-se em vista, que as relações existentes fornecem valores bem menores que os reais. A tabela 5.3 mostra os resultados dos ensaios de dobramento de tiras, que serviram de base para definir os graus de deformação por tração, que estão sendo estudados.

Tabela 5.3 - Índices de deformação nas superfícies externa e interna da curvatura de dobramento, para tiras de 30 x 150 mm, de liga de alumínio 7475, com espessura igual a 3,175 mm, dobradas a frio, segundo um raio mínimo de dobramento (Raio de punção) igual a 8,0 mm.

AMOSTRAS	L_o (mm)	L_f (mm)	DEFORMAÇÃO (%)	MÉDIA E DESVIO PADRÃO (%)
A1 LT	24,76	29,74	20,0	20,6 ± 1,6
A2 LT	24,75	29,42	19,0	
A3 LT	24,77	29,58	19,0	
A4 LT	24,76	30,30	22,0	
A6 LT	24,78	30,49	23,0	
A8 LC	24,76	21,38	14,0	13,7 ± 0,5
A9 LC	24,74	21,41	13,0	
A10 LC	24,74	21,40	14,0	

LT : lado de tração (superfície externa da curvatura)

LC : lado de compressão (superfície interna da curvatura)

Foram verificadas variações da ordem de 24% entre os índices de deformações por tração experimentais e estimados pela equação 5.1, e da ordem de 17% no caso das deformações compressivas.

5.2.2 Condutividade Elétrica.

A condutividade elétrica é uma propriedades que tem sido usada como critério de controle de qualidade para ligas de alumínio, principalmente

na verificação da eficiência dos tratamentos térmicos. Sendo uma propriedade bastante sensível a todas as fases do processo de precipitação, desde a fase inicial da decomposição da solução sólida supersaturada, até os estágios finais do envelhecimento e superenvelhecimento, a medida de condutividade elétrica é muito usada no controle de tratamentos térmicos, por ser uma técnica simples que fornece resultados precisos, podendo ser utilizada até mesmo em peças onde a impressão de dureza deve ser evitada para não comprometer o desempenho futuro da peça.

Nesse trabalho, conforme já foi mencionado no capítulo 4, a medida da condutividade elétrica, serviu como um parâmetro para verificar se os tratamentos termomecânicos foram realizados dentro das condições preestabelecidas e conseqüentemente os resultados estão dentro da faixa aceitável.

A tabela 5.4 mostra os valores da condutividade elétrica para os vários graus de deformação entre 0 e 20%, e a figura 5.4, mostra graficamente essa variação.

Pode-se notar na figura 5.4, que conforme aumenta o grau de deformação a condutividade aumenta, ao contrário do verificado para a dureza.

Tabela 5.4 - Medidas da condutividade elétrica a 200C, em função do grau de deformação a frio para liga de alumínio 7475 solubilizada, deformada e envelhecida.

DEF. A FRIO (%)	CONDUTIVIDADE ELETRICA (% IACS), A 200C						MEDIA (% IACS)
	A M O S T R A S						
	01	02	03	04	05	06	
0,0	39,5	39,7	39,5	39,5	39,5	39,5	39,5
1,5	40,0	40,0	39,5	39,5	40,0	39,5	39,8
3,0	40,0	40,0	40,0	40,0	40,0	40,0	40,0
6,5	41,5	41,0	41,0	41,0	41,5	-	41,2
10,0	42,0	41,5	42,0	42,0	42,0	-	41,9
15,0	43,0	42,5	42,5	42,0	42,0	42,0	42,3
20,0	42,5	43,0	43,0	43,0	42,5	-	42,8

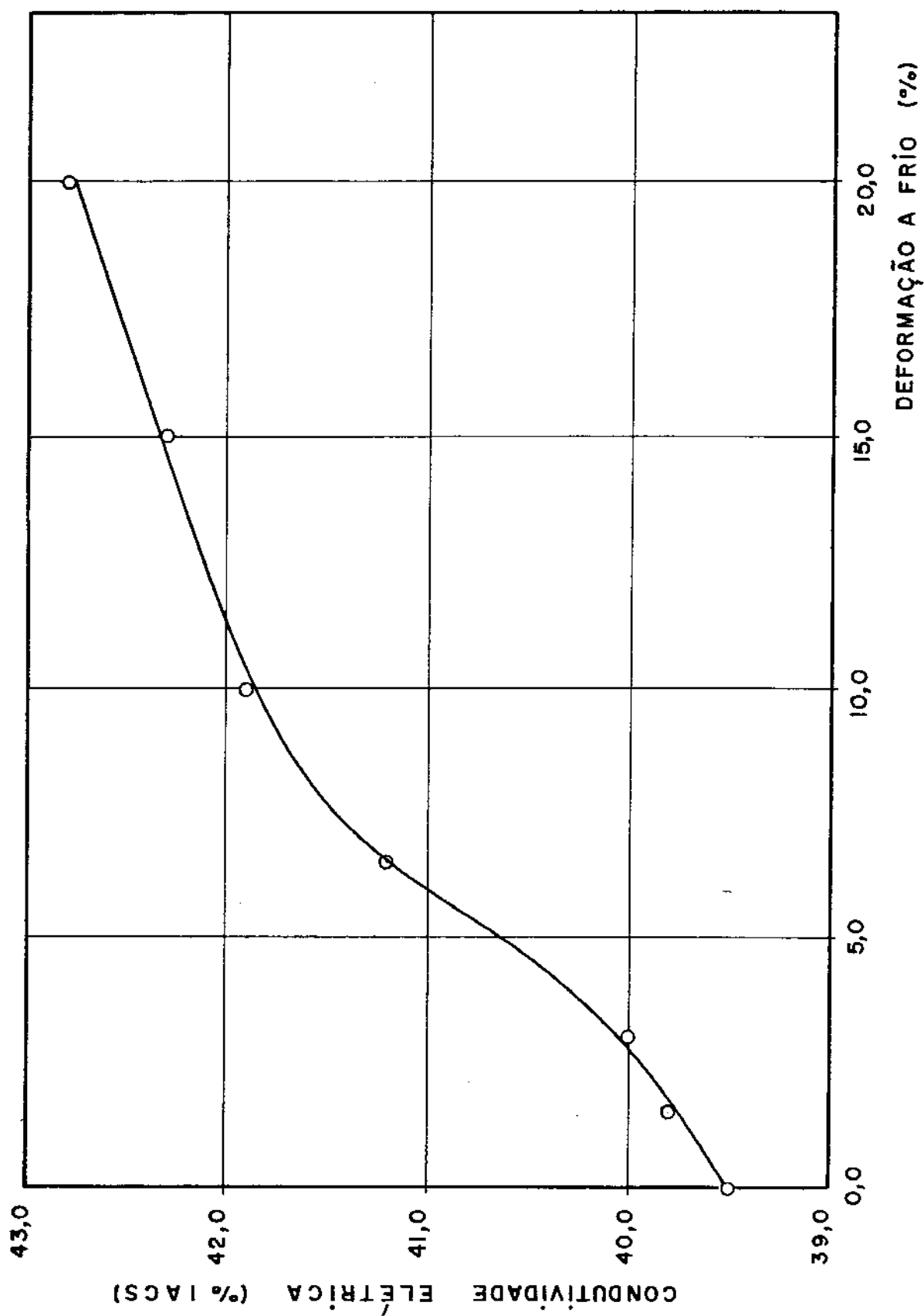


Figura 5.4 - Variação da Condutividade Elétrica com o Grau de Deformação a Frio por Tração da Liga 7475 Solubilizada, Deformada e Envelhecida.

5.2.3 Índices de Anisotropia da chapa.

A tabela 5.5 mostra os resultados dos índices de anisotropia, obtidas de acordo com a ASTM E 517 [81].

Tabela 5.5 - Índices de anisotropia da chapa de liga de alumínio 7475-T761 usada no trabalho.

DIREÇÃO β	ANISOTROPIA		
	PLÁSTICA	NORMAL MÉDIA	PLANAR
	$r_{\beta}^{11,5}$	$\bar{r}$	Δr
0°	$0,61 \pm 0,04$	0,75	0,02
45°	$0,74 \pm 0,01$		
90°	$0,90 \pm 0,01$		

Pode-se verificar através da tabela 5.5, que a chapa não é isotrópica, pois $\bar{r} \neq 0,75$. Uma chapa perfeitamente isotrópica apresenta anisotropias plásticas iguais a unidade nas direções 0° , 45° e 90° .

- Conclui-se, também, que a chapa é susceptível ao adelgaçamento (redução de espessura), nas três direções, quando submetida a processos de deformação plástica, pois os índices de anisotropia plástica são menores que um.

O parâmetro Δr está relacionado ao fenômeno da formação de orelhas nos processos de estampagem profunda, e para Δr igual a zero o fenômeno não existe.

Com relação as propriedades mecânicas, a anisotropia é um parâmetro indicativo de variações ao longo de direções preferenciais, como poderá ser verificado no próximo item desse capítulo, referente ao comportamento em fadiga.

5.2.4 Ensaios Preliminares de Fadiga.

Após a constatação de que a chapa não é isotrópica, conforme mostra os resultados da tabela 5.5, tornou-se interessante realizar ensaios de fadiga com corpos de prova retirados da chapa na direção que coincide com o sentido de laminação (DL) e na direção perpendicular ao sentido de laminação (DT), para avaliar a influência da anisotropia sobre o comportamento em fadiga do material, na condição T761 (como fornecido).

Os resultados desses ensaios estão mostrados na tabela 5.6 e representados graficamente nas figuras 5.5, 5.6 e 5.7. As figuras 5.5 e 5.6 mostram a variação do número de ciclos até a ruptura, representada pela média dos seus logaritmos, para os respectivos níveis de tensões. Os quatro níveis de tensões considerados representam aproximadamente 60%, 70%, 80% e 90% da resistência ao escoamento do material. Os segmentos de retas horizontais contendo as médias dos logaritmos dos números de ciclos, para cada nível de tensão nessas duas figuras, representam o desvio padrão da média dos logaritmos.

Na figura 5.7, pode-se notar a maior resistência à fadiga da liga 7475 na direção DT, justamente na direção onde a anisotropia plástica e a resistência ao escoamento, também, são maiores.

Para o nível de tensão $S = 343,2$ MPa a vida em fadiga na direção DT é da ordem de 7% maior que na direção DL, para o nível $S = 294,2$ MPa é da ordem de 15% maior e para o nível $S = 245,2$ MPa, chega a ser da ordem de 42,0% maior. Para baixos níveis de tensões parece que a resistência à fadiga torna-se mais sensível ao índice de anisotropia plástica, e aumenta consideravelmente na direção onde ele é maior.

Com base nos resultados dos ensaios preliminares de fadiga, foi decidido adotar uma metodologia para os estudos experimentais, considerando as características de menor resistência do material.

Tabela 5.6 - Resultados dos Ensaios de Fadiga para Avaliar o Comportamento nas duas Direções da chapa (DL e DT).

ORIENTAÇÃO DA CHAPA	NÍVEL DE TENSÃO (MPa)	NÚMERO DE CICLOS			DESVIO PADRÃO
		N	LOG N	LOG N	
DIREÇÃO DE LAMINAÇÃO (DL)	392,3	17.639 14.790 15.447 17.984	4,24647 4,16997 4,18884 4,25489	4,21504	0,04201
	343,2	26.040 23.985 30.235 24.682 28.773	4,41564 4,37994 4,48051 4,39238 4,45899	4,42549	0,04970
	294,2	42.445 44.060 43.246	4,62783 4,64404 4,63595	4,63594	0,01183
	245,2	88.028 87.615 87.821	4,94462 4,94258 4,94360	4,94360	0,00143
DIREÇÃO TRANSVERSAL AO SENTIDO DE LAMINAÇÃO (DT)	392,3	15.967 18.771 19.050 18.425	4,20322 4,27349 4,27989 4,26541	4,25550	0,04336
	343,2	26.543 33.231 24.093 28.428	4,42395 4,52154 4,38189 4,45375	4,44528	0,05877
	294,2	46.387 51.574 50.965	4,66640 4,71243 4,70727	4,69537	0,03391
	245,2	125.825 122.848	5,09977 5,08937	5,09457	0,00775

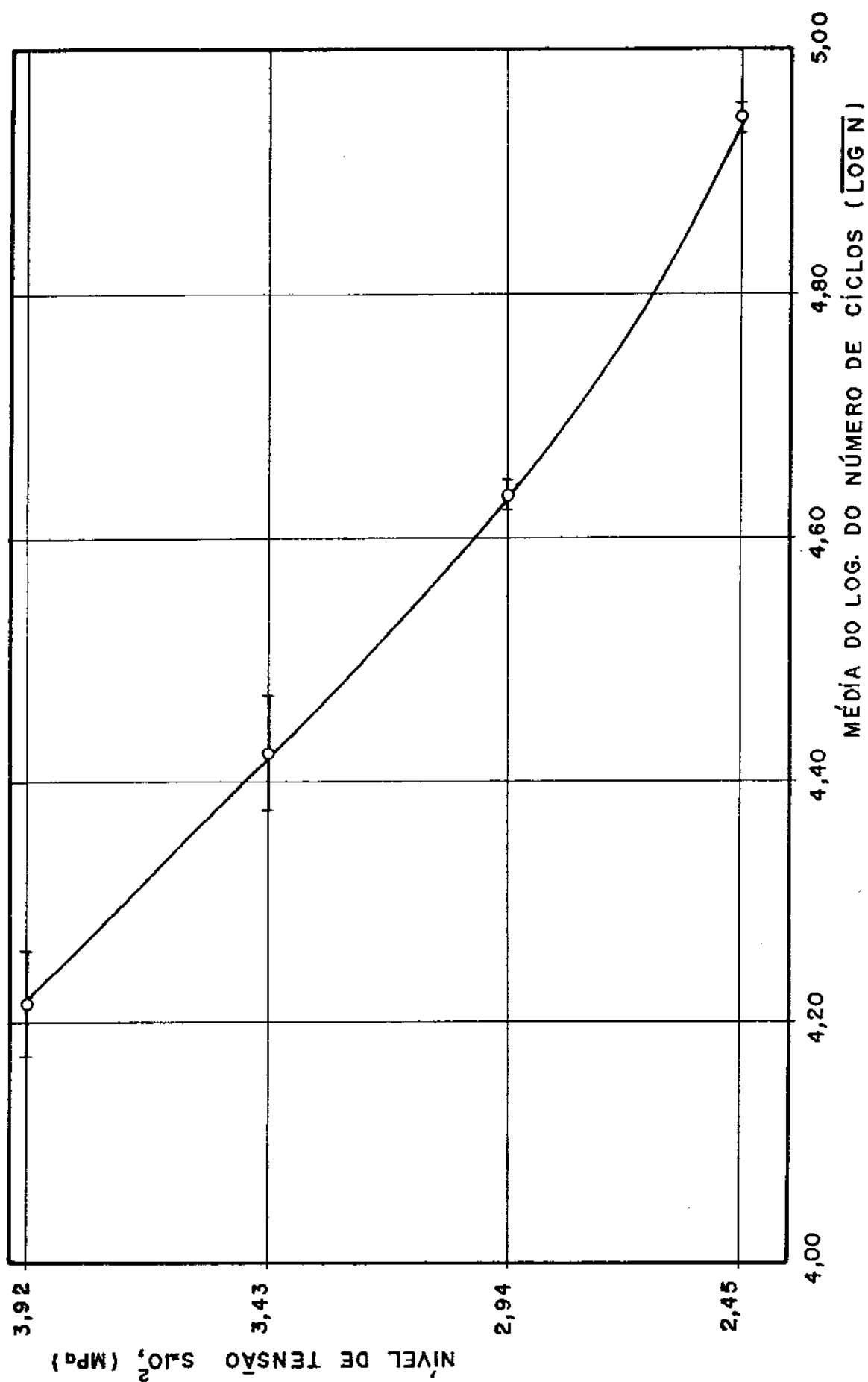


Figura 5.5 - Curva S versus $\overline{\text{Log } N}$, para Corpos de Prova na Direção de Laminação da Chapa (DL).

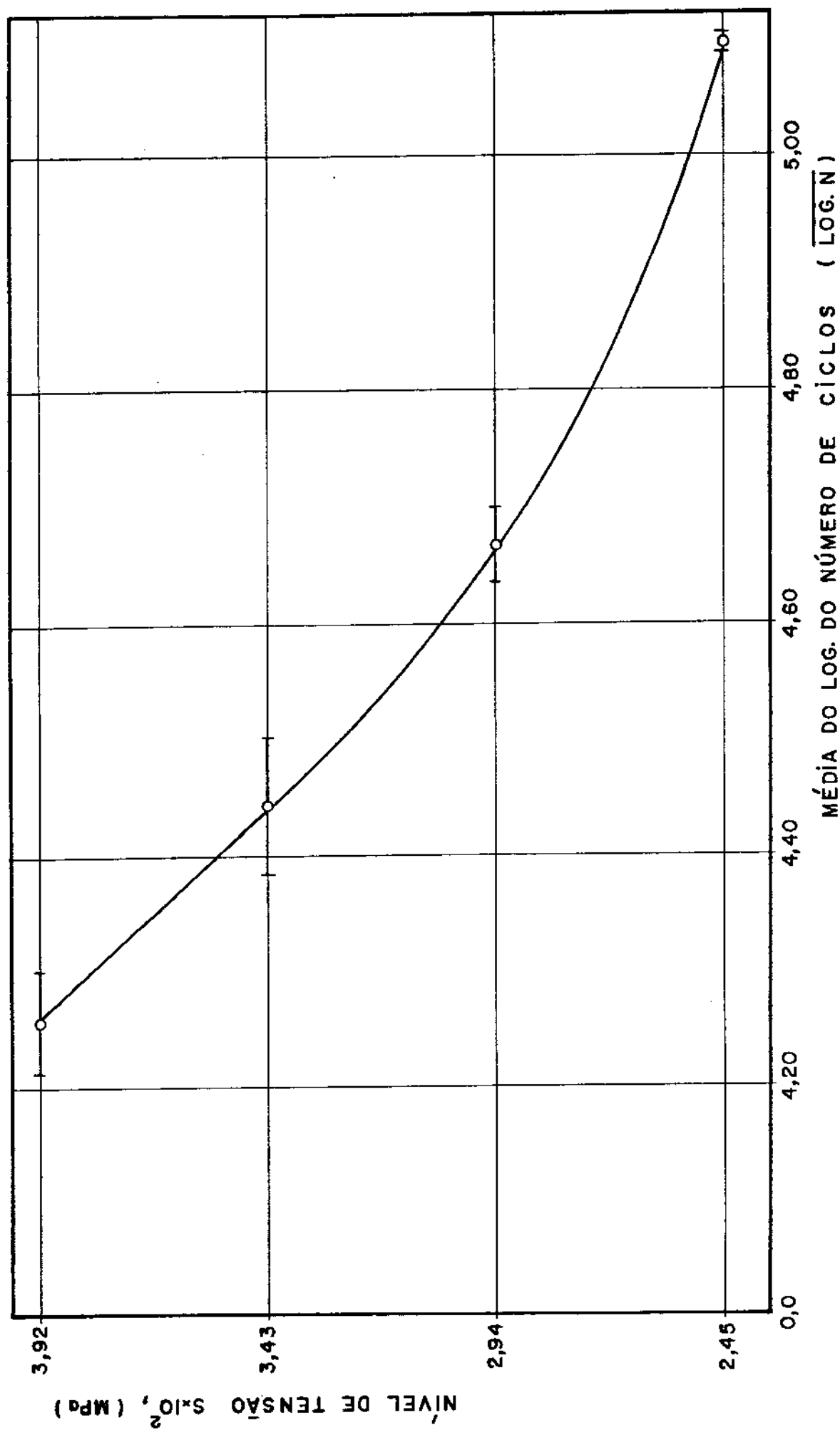


Figura 5.6 - Curva S versus $\overline{\text{Log } N}$, para Corpos de Prova na Direção Transversal à Direção de Laminação da Chapa (DT).

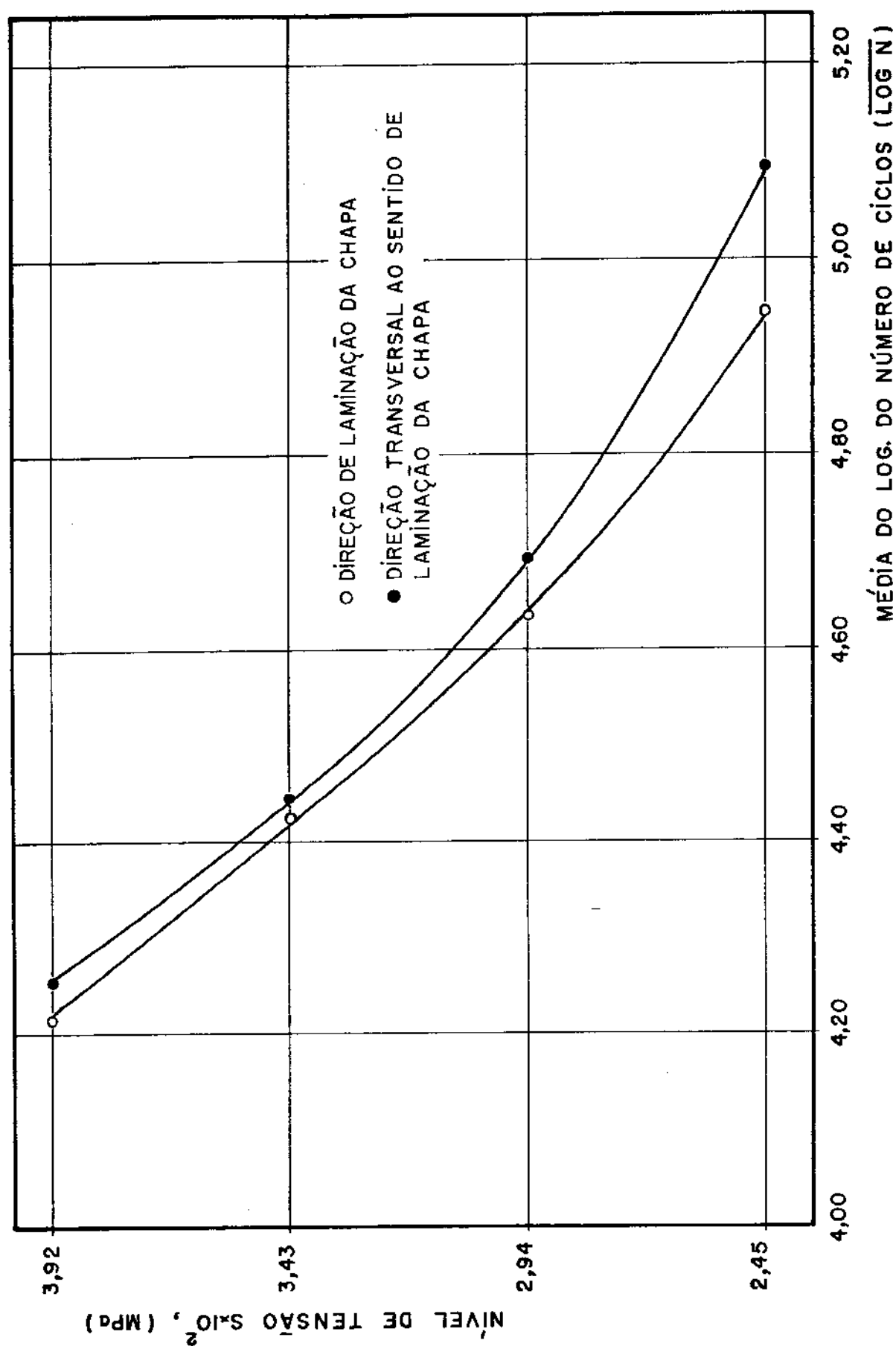


Figura 5.7 - Comparação entre as curvas S versus Log N das Figuras 5.5 e 5.6.

5.3 RESULTADOS E COMENTÁRIOS SOBRE AS PROPRIEDADES DE TRAÇÃO E DUREZA.

5.3.1 Resultados dos Ensaio de Tração.

Na tabela 5.7 e figura 5.8 estão mostradas as variações da resistência ao escoamento (σ_e) e da resistência a tração (σ_t) da liga 7475 em função do grau de deformação a frio na faixa de 0 a 20%. A última coluna da tabela 5.7 e a figura 5.9 mostram as variações do alongamento para a liga na condição solubilizada, deformada e envelhecida, para os vários graus de deformação.

As curvas que representam a variação das propriedades σ_e , σ_t e ϵ em função do grau de deformação, mostram praticamente o mesmo comportamento, conforme pode ser verificado comparando as figuras 5.8 e 5.9, caracterizado por um valor máximo quando a deformação é nula e por um valor mínimo, quando a deformação é de 20%.

Tabela 5.7 - Resistência ao Escoamento (σ_e), Resistência à tração (σ_t) e Alongamento (ϵ) da liga 7475 Solubilizada, Deformada e Envelhecida.

DEFORMAÇÃO A FRIO (%)	MÉDIA E DESVIO PADRÃO		
	σ_e (MPa)	σ_t (MPa)	ALONGAMENTO ϵ (%)
0,0	479,6 $\pm$ 7,8	527,6 $\pm$ 2,0	14,0 $\pm$ 0,1
1,5	470,7 $\pm$ 8,8	515,8 $\pm$ 4,9	13,7 $\pm$ 0,1
3,0	458,0 $\pm$ 2,0	506,0 $\pm$ 2,4	13,4 $\pm$ 0,2
6,5	438,4 $\pm$ 3,9	483,5 $\pm$ 7,8	12,4 $\pm$ 0,1
10,0	425,6 $\pm$ 2,0	473,7 $\pm$ 2,9	11,4 $\pm$ 0,7
15,0	417,8 $\pm$ 2,6	465,8 $\pm$ 2,0	10,2 $\pm$ 0,4
20,0	408,9 $\pm$ 2,0	459,0 $\pm$ 2,4	9,8 $\pm$ 0,1

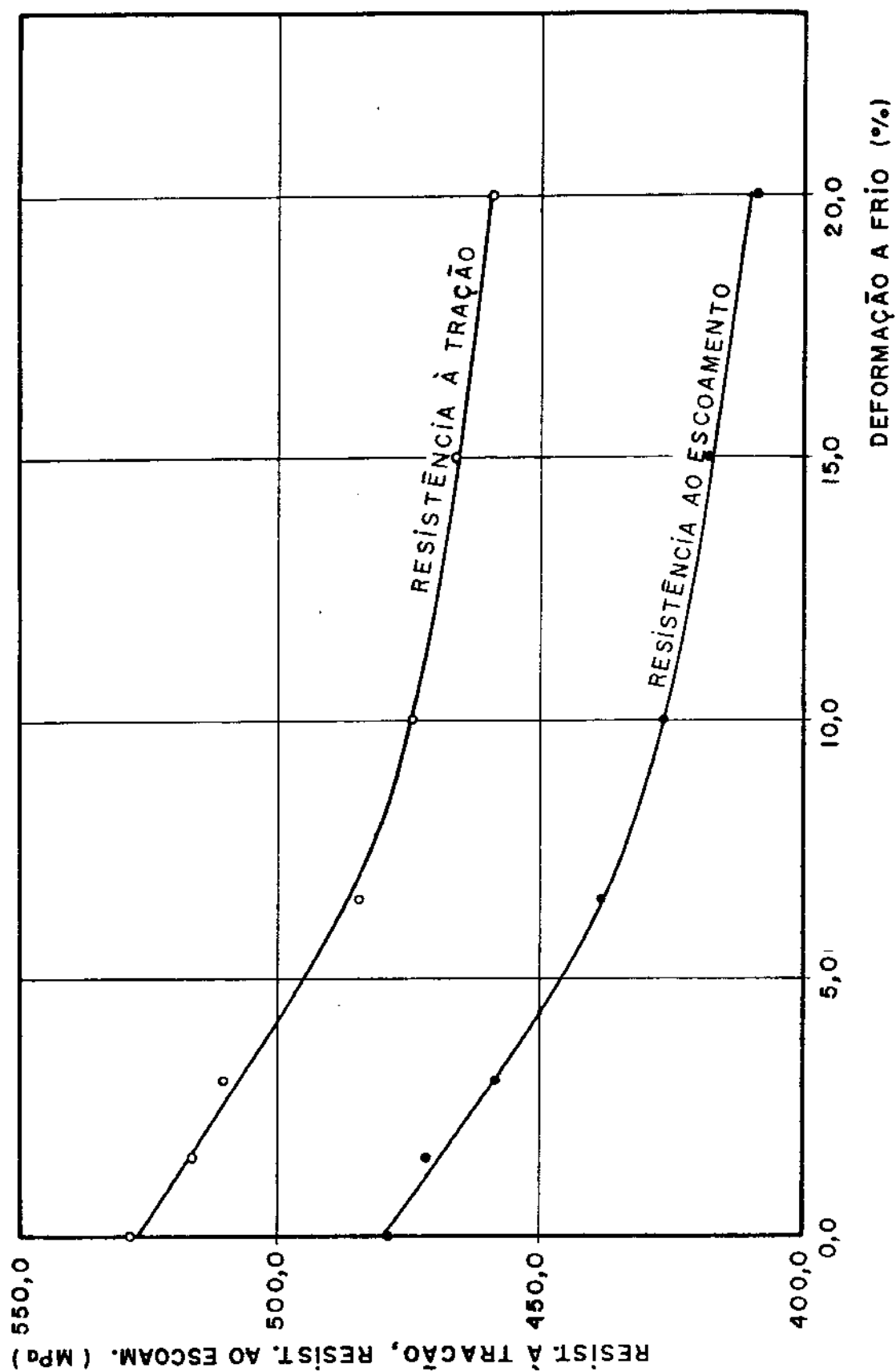


Figura 5.8 - Variação da Resistência ao Escoamento e da Resistência à Tração com o Grau de Deformação a Frio da Liga 7475 Solubilizada, Deformada e Envelhecida.

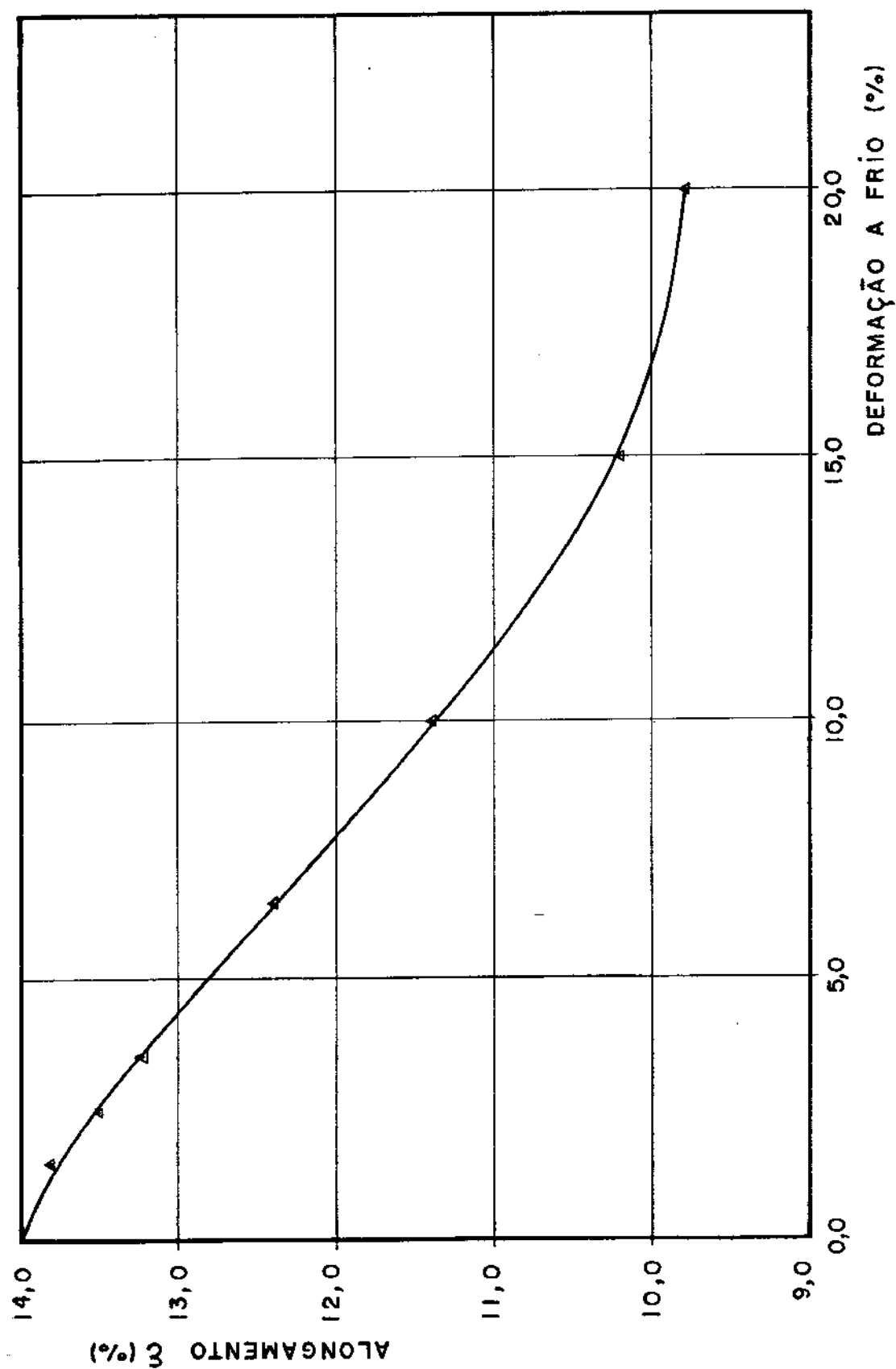


Figura 5.9 - Variação do Alongamento com o Grau de Deformação a Frio da Liga 7475 na condição Solubilizada, Deformada e Envelhecida.

A resistência ao escoamento e a resistência à tração foram máximas para o grau de deformação 0%, sendo esses valores maiores que os respectivos valores obtidos para a condição T761, da liga como recebida. Para o grau de deformação 20% essas propriedades atingiram um valor mínimo, ligeiramente inferior ao especificado, conforme mostra as tabelas 5.1, 5.2 e 5.7.

O alongamento, também, apresentou um valor máximo para 0% de deformação e um valor mínimo para o grau de deformação 20%, porém ainda maior que o mínimo especificado, conforme mostra as tabelas 5.2 e 5.7.

A figura 5.8 mostra uma redução bem mais acentuada, tanto para a resistência à tração como para a resistência ao escoamento, desde o valor máximo para 0% de deformação até uma deformação da ordem de 7,0% e a partir desse valor a redução se tornou menos acentuada até atingir o mínimo correspondente ao grau de deformação 20%.

A forma da curva que representa a variação do alongamento com o grau de deformação, mostrada na figura 5.9 é diferente das curvas que representam a variação da resistência à tração e resistência ao escoamento mostradas na figura 5.8, apesar de que para as três propriedades, foi verificada uma tendência decrescente das curvas desde um valor máximo até um valor mínimo.

5.3.2. Resultados dos Ensaios de Dureza Brinell

As medidas de dureza efetuadas em praticamente todas as tiras usadas na confecção dos corpos de prova, mostraram uma excelente uniformidade da chapa. Num total de mais de duzentas impressões, abrangendo pontos em toda a superfície da chapa, foi obtida uma média de 145,0 Brinell com um desvio padrão de $\pm 3,0$ Brinell.

Medidas de dureza foram também usadas para quantificar o endurecimento por deformação a frio da liga solubilizada, cujos resultados encontram-se na tabela 5.8 e na figura 5.10 e para quantificar o resultado do envelhe-

cimento subsequente realizado após a deformação, conforme mostrado na tabela 5.9 e na figura 5.11.

Analisando a figura 5.10, pode-se notar a variação crescente do endurecimento por deformação da liga solubilizada, através do aumento da dureza, atingindo da ordem de 54,0% de aumento na faixa de deformações compreendida entre 0 a 20%. Como a dureza da liga na condição conforme recebida é de 145,0 Brinell e a dureza da liga ressolubilizada e deformada com 20% de deformação é de 125,0 Brinell, com uma diferença da ordem de apenas 16%, significa que o nível de endurecimento conseguido por um grau de deformação igual a 20% na liga solubilizada foi quase o mesmo nível de endurecimento da liga na condição T761.

Tabela 5.8 - Dureza Brinell da liga 7475 deformada a frio, imediatamente após o tratamento de solubilização.

DEFORMAÇÃO A FRIO (%)	DUREZA BRINELL CARGA: 62,5 kgf ; ESFERA: DIÂM. 2,5mm	
	MÉDIA	DESVIO PADRÃO
0,0	81,4	0,9
1,5	87,6	1,3
3,0	91,0	0,8
6,5	103,6	1,2
10,0	109,2	1,4
15,0	116,2	0,6
20,0	125,1	1,6

Observando os resultados da tabela 5.9 e figura 5.11, pode-se notar que a queda no comportamento da dureza com o aumento do grau de deformação é análogo ao comportamento da resistência à tração, resistência ao escoamento

mento e alongamento, mostrados nas figuras 5.8 e 5.9. Esse comportamento se melhante é esperado, pois a dureza é uma propriedade indicativa do comportamento das propriedades mecânicas de tração dos materiais.

A dureza máxima de 161,4 Brinell para a liga solubilizada deformada a frio e envelhecida, corresponde a 0,0% de deformação e a dureza mínima (138,3 Brinell), corresponde a 20% de deformação. Para uma deformação de aproximadamente 7,6% a dureza é igual a dureza da liga na condição como recebida (145,0 Brinell).

O envelhecimento degrada as propriedades mecânicas de tração e dureza a níveis que não chegam a ser críticos. A dureza mínima atingida para 20% de deformação representa aproximadamente 86% da dureza máxima para 0,0% de deformação e aproximadamente 95% da dureza da chapa recebida. A liga 7475 na condição ressolubilizada e envelhecida sem deformação, apresenta uma dureza da ordem de 11% maior que a dureza da liga na condição recebida.

O endurecimento apresentado pelo material solubilizado mostrou um comportamento oposto ao endurecimento obtido após o tratamento de precipitação, o que evidencia a interação entre os dois processos de endurecimento, já discutido em capítulos anteriores.

Tabela 5.9 - Dureza Brinell da liga 7475 Solubilizada, Deformada e Envelhecida.

DEFORMAÇÃO A FRIO (%)	DUREZA BRINELL CARGA: 62,5 kgf ESFERA: DIÂM. 2,5mm	
	MÉDIA	DESVIO PADRÃO
0,0	161,4	1,5
1,5	158,0	1,9
3,0	153,0	1,4
6,5	146,7	1,6
10,0	142,3	1,7
15,0	139,6	0,8
20,0	138,3	1,2

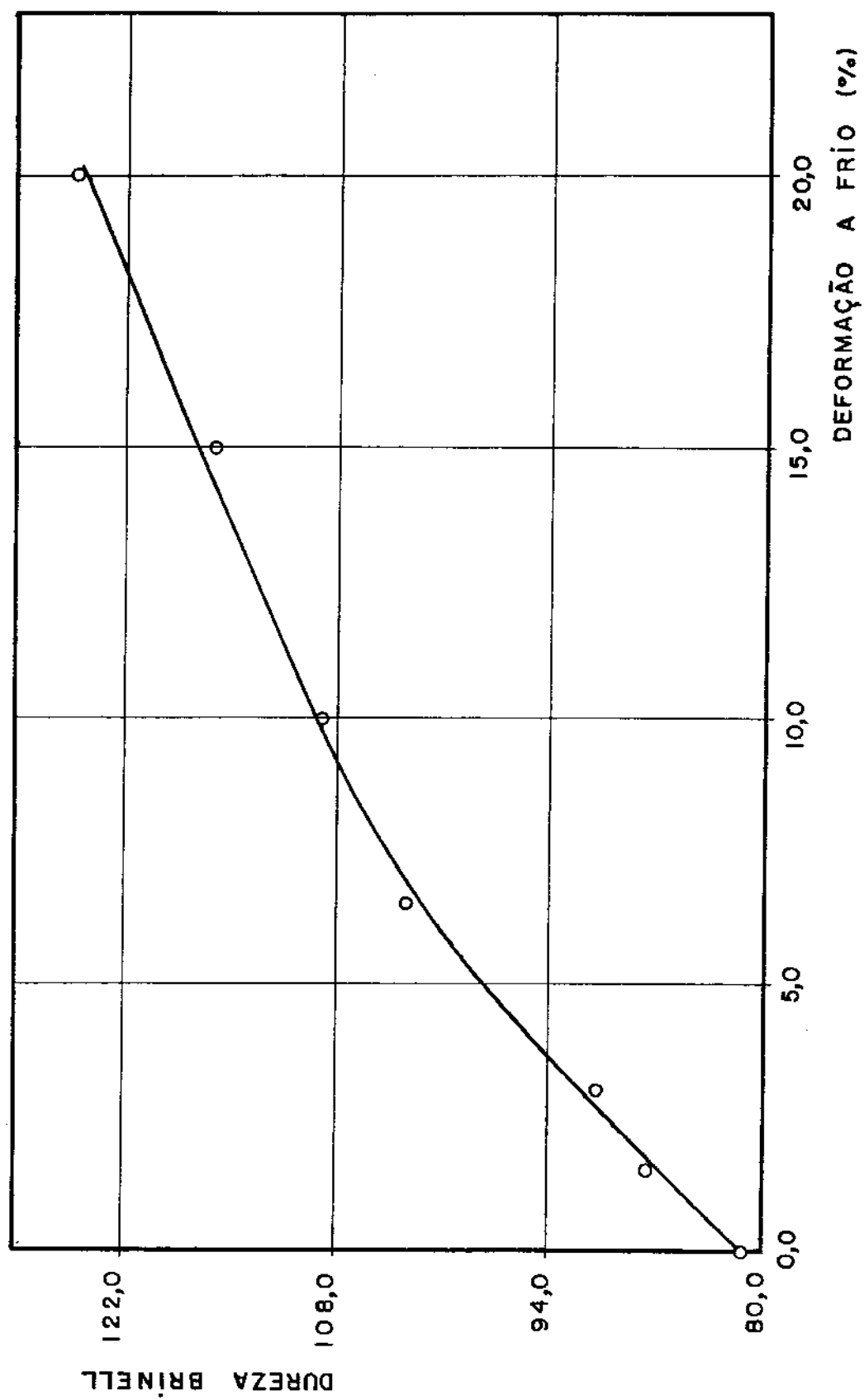


Figura 5.10 - Variação da Dureza com a Deformação a Frio por Tração realizada imediatamente após a Solubilização da Liga.

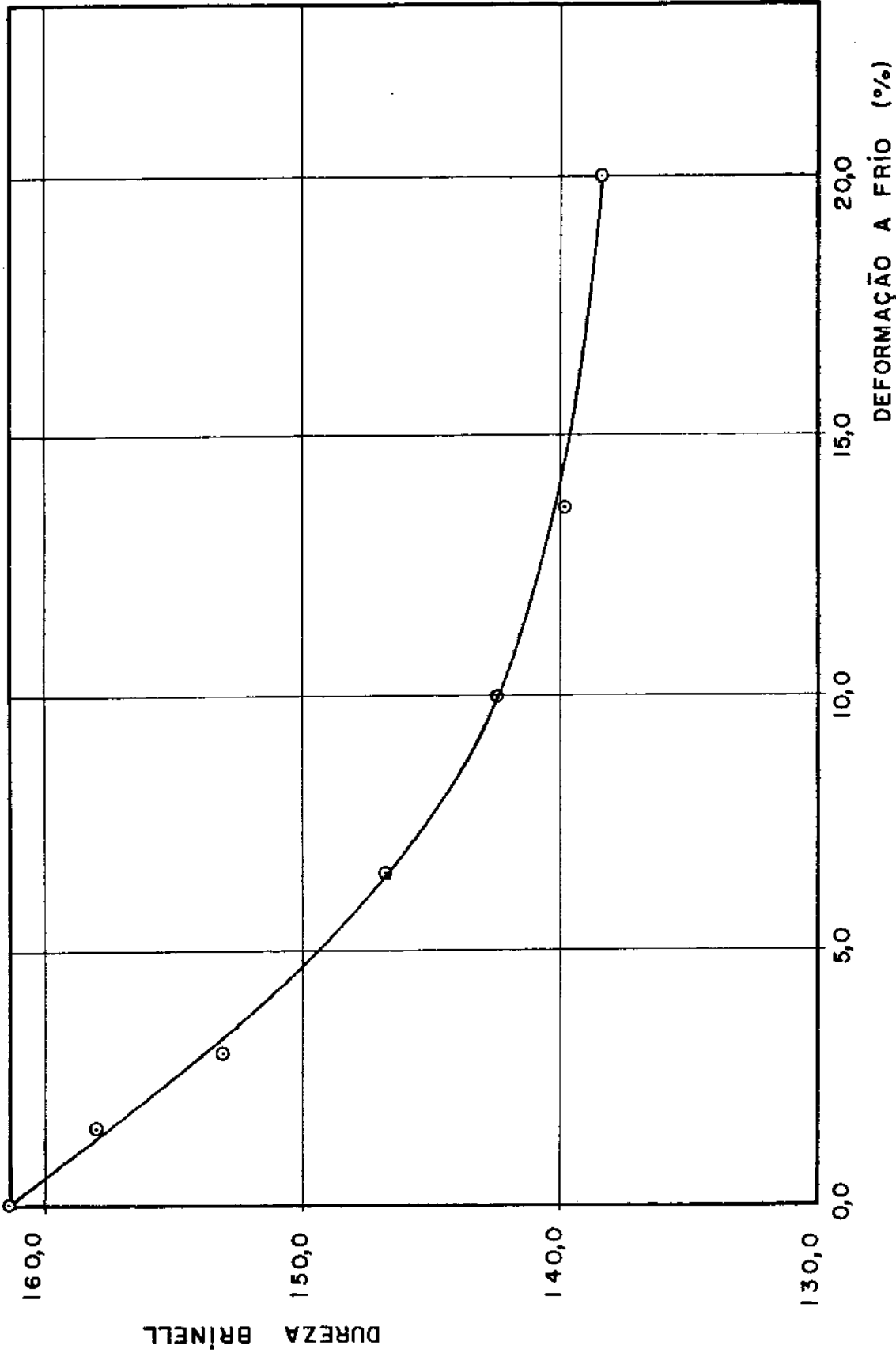


Figura 5.11 - Variação da Dureza com a Deformação a Frio por Tração, para a Liga 7475 Solubilizada, Deformada e Envelhecida.

Cada média de dureza Brinell da tabela 5.9, representa a dureza de 8 (oito) a 10 (dez) amostras, com duas impressões em cada uma.

5.3.3 Coeficiente de Encruamento

A tabela 5.10 e a figura 5.12 mostram a variação do coeficiente de encruamento n e do coeficiente de resistência K , da equação (4.15), $\sigma = K \bar{\epsilon}^n$, para os vários graus de deformação da liga, na faixa entre 0 e 20% de deformação.

Analisando a tabela 5.10, nota-se que o encruamento aumenta até 15% de deformação, quando atinge o valor máximo $n = 0,138$ e diminui bruscamente para 20% de deformação. Esse comportamento pode ser visualizado graficamente na figura 5.12.

O coeficiente de encruamento da liga 7475-T761 na condição como fornecida pelo fabricante é 0,141, portanto mais encruada que nas condições de estudo.

O coeficiente n é um parâmetro importante nos processos de conformação plástica, pois ele mede a capacidade de encruamento do material ou a capacidade do material se deformar uniformemente num processo de estampagem. Assim, quanto maior for o valor de n , maior será a inclinação da curva tensão versus deformação real da liga e mais uniforme é a distribuição de deformações, enquanto que baixos valores de n significam curvas tensão versus deformação com pequena inclinação e materiais com distribuição de deformações menos uniformes.

As propriedades de fadiga estão intimamente relacionadas com a distribuição de deformações, o que nos leva a admitir que o coeficiente n é um parâmetro indicativo do comportamento em fadiga do material, conforme veremos posteriormente, nesse capítulo.

Tabela 5.10 - Coeficiente de Resistência (K) e coeficiente de Encruamento (n), da Equação $\bar{\sigma} = K \bar{\epsilon}^n$, para os Vários Graus de Deformação a Frio da Liga 7475 Solubilizada, Deformada e Envelhecida.

DEFORMAÇÃO A FRIO (%)	K (MPa)		n	
	COEF. DE RESISTÊNCIA		COEF. DE ENCRUAMENTO	
	MÉDIA	DESVIO PADRÃO	MÉDIA	DESVIO PADRÃO
0,0	759,1	6,7	0,112	0,004
1,5	745,3	5,6	0,118	0,003
3,0	752,2	11,0	0,126	0,003
6,5	743,4	5,4	0,134	0,002
10,0	737,5	5,1	0,136	0,003
15,0	710,0	8,8	0,138	0,002
20,0	693,4	9,6	0,130	0,003

5.4 RESULTADOS E COMENTÁRIOS DO COMPORTAMENTO EM FADIGA

5.4.1 Resultados do Comportamento em Fadiga para os Diversos Graus de Deformação a Frio.

As tabelas 5.11 a 5.17 e as figuras 5.13 a 5.19 mostram os resultados dos ensaios de fadiga realizados com a liga 7475 solubilizada, deformada a frio por tração, seguido de envelhecimento, respectivamente, para os graus de deformação, em porcentagens, iguais a 0,0; 1,5; 3,0; 6,5; 10,0; 15,0 e 20,0%.

Cada uma das curvas Tensão versus Média dos Logaritmos dos Números de ciclos até a ruptura, que representam os comportamentos em fadiga para os diversos graus de deformação, ilustrados graficamente nas figuras 5.13 a 5.19, referem-se aos trechos intermediários das curvas $S \times \overline{\log N}$, situados na

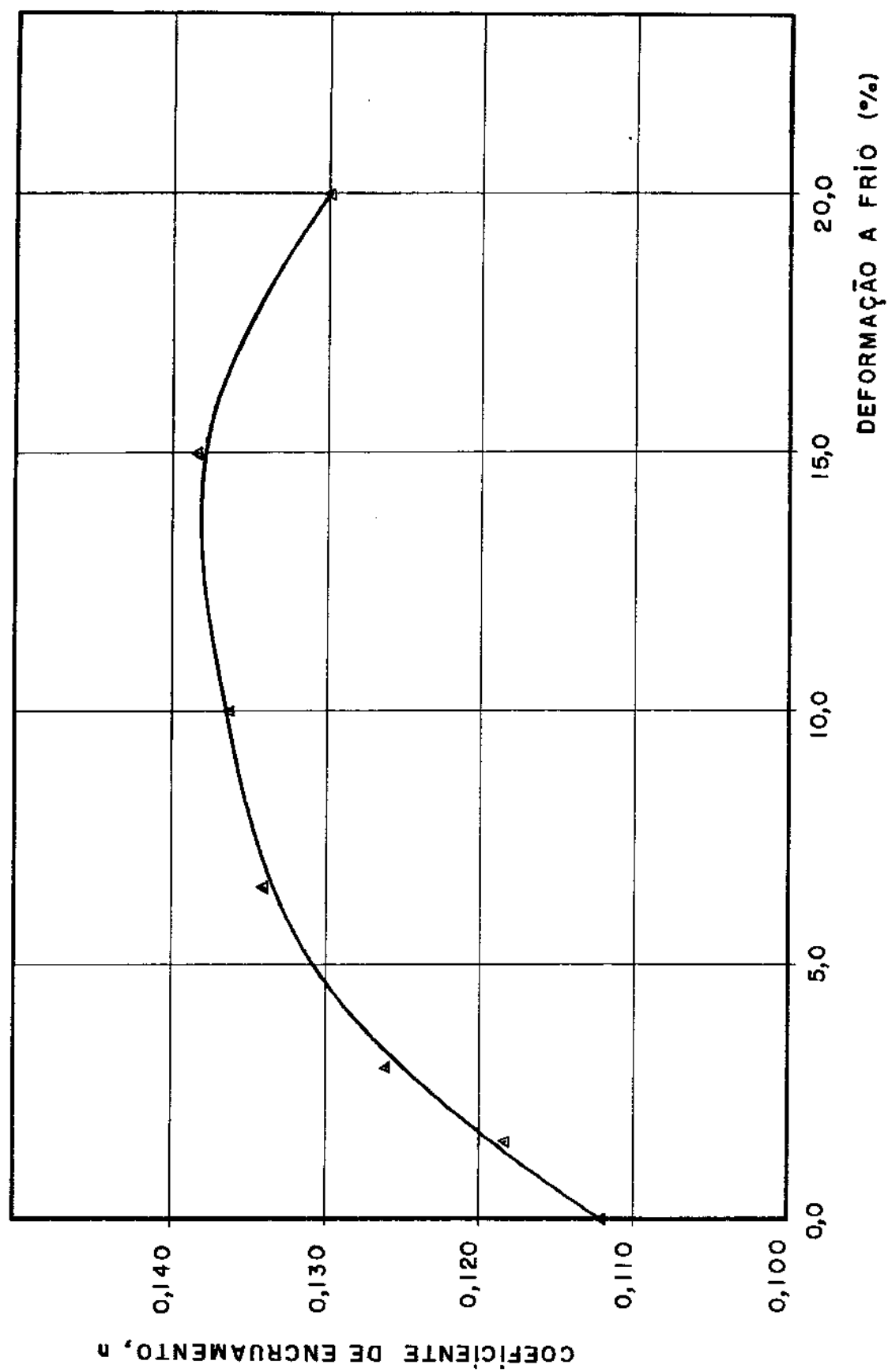


Figura 5.12 - Variação do Coeficiente de Encruamento com o Grau de Deformação a Frio da Liga 7475 na condição Solubilizada, Deformada e Envelhecida.

interface entre fadiga de baixo ciclo e fadiga de alto ciclo, de acordo com as considerações feitas no item 4.4.2 do capítulo 4.

Os segmentos de retas horizontais contendo as médias dos logaritmos dos números de ciclos, para cada nível de tensão nas referidas figuras, representam o desvio padrão da média dos logaritmos.

Observando as tabelas 5.13 a 5.19, pode-se notar que foram realizados no mínimo 12 ensaios, para a construção das curvas $S \times \overline{\text{Log } N}$, de acordo com as recomendações da Tabela 4.1 do capítulo 4.

As curvas $S \times \overline{\text{Log } N}$ das figuras 5.13 a 5.16, para as deformações de 0,0 a 6,5%, têm a forma aproximada de uma função exponencial decrescente e as curvas das figuras 5.17 a 5.19, para as deformações de 10,0 a 20%, têm uma forma ligeiramente diferente.

A figura 5.20 agrupa todas as curvas $S \times \overline{\text{Log } N}$, para os vários graus de deformações de 0,0 a 20%, mostrando assim, comparativamente, o comportamento em fadiga nas diversas condições de deformação a frio.

Tabela 5.11 - Números de Ciclos até a Ruptura para a Liga de Alumínio 7475 com 0% de Deformação.

NÍVEL DE TENSÃO (MPa)	NÚMERO DE CICLOS			DESVIO PADRÃO
	N	LOG N	$\overline{\text{LOG N}}$	
392,3	12.782	4,10660	4,13677	0,04266
	13.702	4,13678		
	14.687	4,16693		
343,2	19.556	4,29128	4,28541	0,00775
	19.034	4,27953		
294,2	28.658	4,45725	4,49063	0,02236
	31.647	4,50033		
	31.626	4,50004		
	31.980	4,50488		
245,2	60.359	4,78074	4,76006	0,02933
	54.876	4,73938		
	57.552	4,76006		

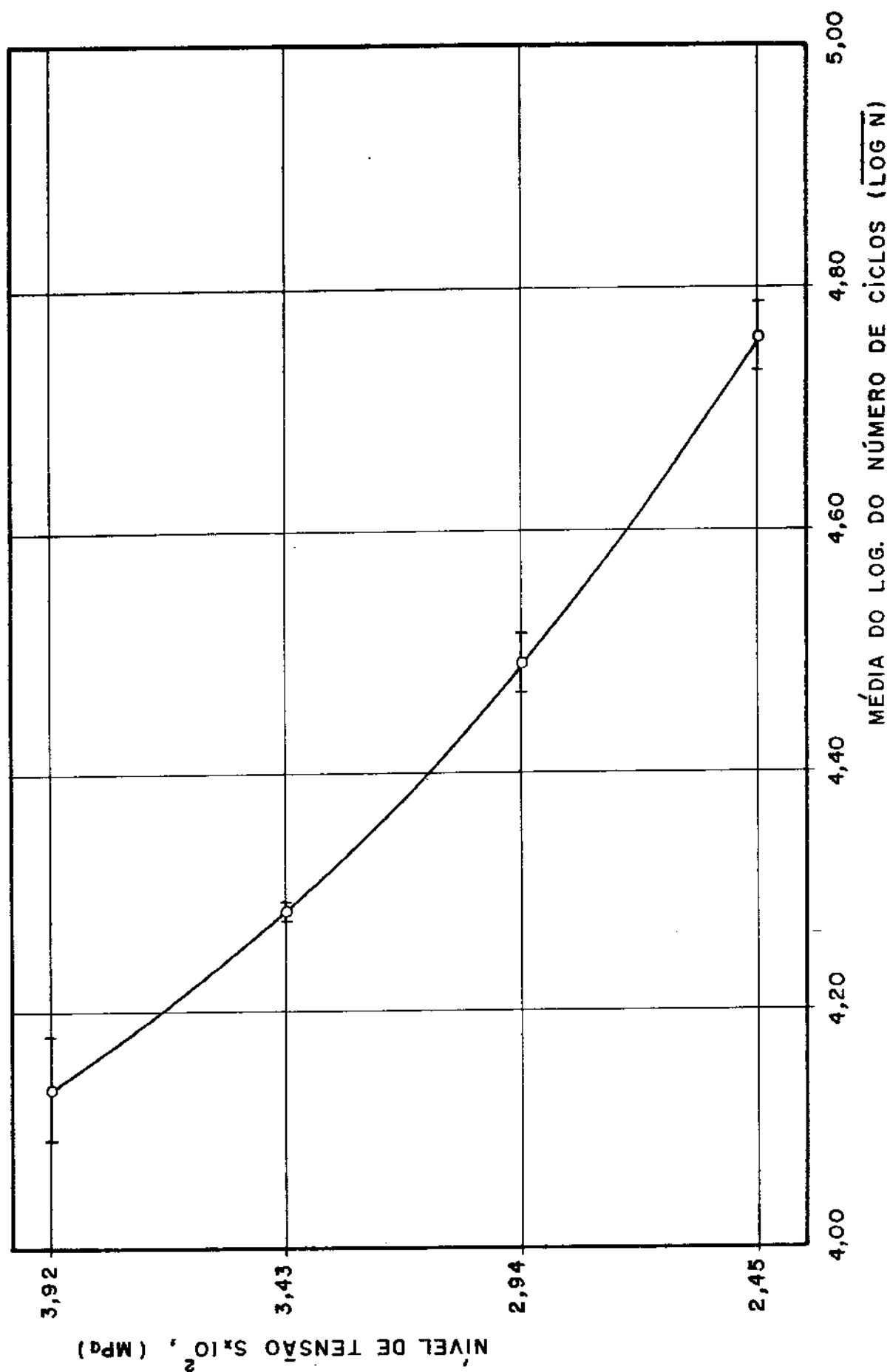


Figura 5.13 - Curva S versus Média dos Logarítmos dos Números de Ciclos até a Ruptura, para a Liga com 0,0% de Deformação.

Tabela 5.12 - Números de Ciclos até a Ruptura para a Liga de Alumínio 7475 com 1,5% de Deformação.

NÍVEL DE TENSÃO (MPa)	NÚMERO DE CICLOS			DESVIO PADRÃO
	N	LOG N	LOG N	
392,3	14.408	4,15860	4,15963	0,05103
	14.324	4,15606		
	13.372	4,12620		
	13.305	4,12401		
	17.112	4,23330		
343,2	24.345	4,38641	4,33223	0,06834
	19.668	4,29376		
	20.726	4,31652		
294,2	33.305	4,52251	4,50388	0,02646
	30.568	4,48527		
	31.906	4,50387		
245,2	82.212	4,91494	4,81401	0,07397
	59.468	4,77428		
	66.172	4,82067		
	55.739	4,74616		

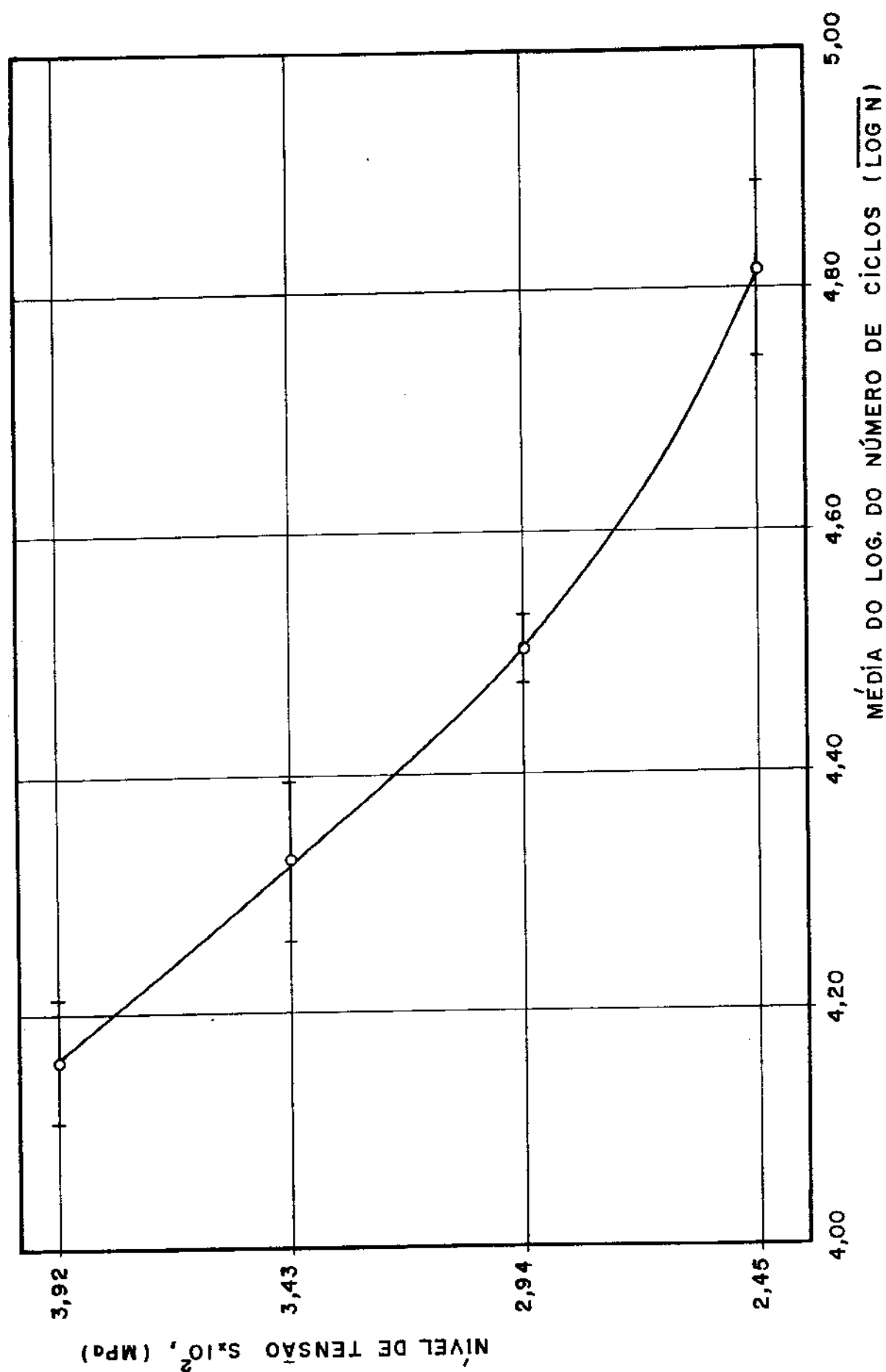


Figura 5.14 - Curva S versus Média dos Logarítmos dos Números de Ciclos até a Ruptura, para a Liga com 1,5% de Deformação.

Tabela 5.13 - Números de Ciclos até a Ruptura para a Liga de Alumínio 7475 com 3,0% de Deformação.

NÍVEL DE TENSÃO (MPa)	NÚMERO DE CICLOS			DESVIO PADRÃO
	N	LOG N	LOG N	
392,3	12.878	4,10985	4,14827	0,04940
	13.530	4,13130		
	16.002	4,20417		
	14.052	4,14774		
343,2	20.120	4,30363	4,30955	0,03598
	21.854	4,33953		
	18.794	4,27402		
	18.843	4,27515		
	20.592	4,31370		
	22.454	4,35129		
294,2	30.418	4,48313	4,47432	0,01281
	30.654	4,48649		
	28.775	4,45902		
	29.419	4,46863		
245,2	60.300	4,78032	4,77612	0,00596
	58.790	4,76930		
	60.082	4,77874		

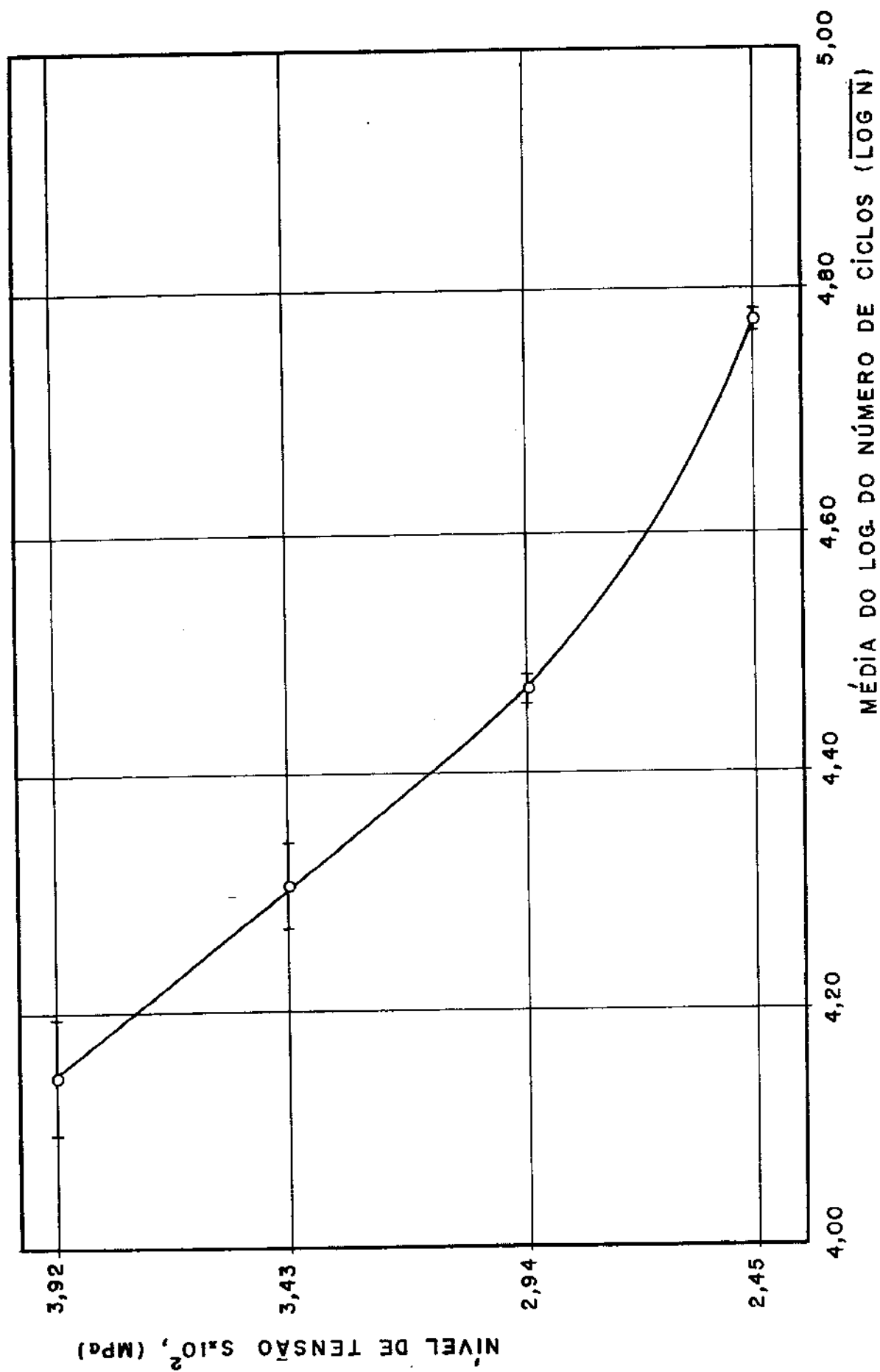


Figura 5.15 - Curva S versus Média dos Logarítmos dos Números de Ciclos até a Ruptura, para a Liga com 3,0% de Deformação.

Tabela 5.14 - Números de Ciclos até a Ruptura para a Liga de Alumínio 7475 com 6,5% de Deformação.

NÍVEL DE TENSÃO (MPa)	NÚMERO DE CICLOS			DESVIO PADRÃO
	N	LOG N	LOG N	
392,3	15.780	4,19811	4,19181	0,05486
	12.864	4,10938		
	16.121	4,20739		
	16.372	4,21410		
	16.985	4,23007		
343,2	20.880	4,31973	4,34731	0,05931
	20.268	4,30681		
	26.025	4,41539		
294,2	42.930	4,63276	4,55264	0,06281
	33.470	4,52466		
	30.628	4,48612		
	36.899	4,56701		
245,2	90.180	4,95511	4,91104	0,06229
	73.615	4,86697		
	81.478	4,91104		

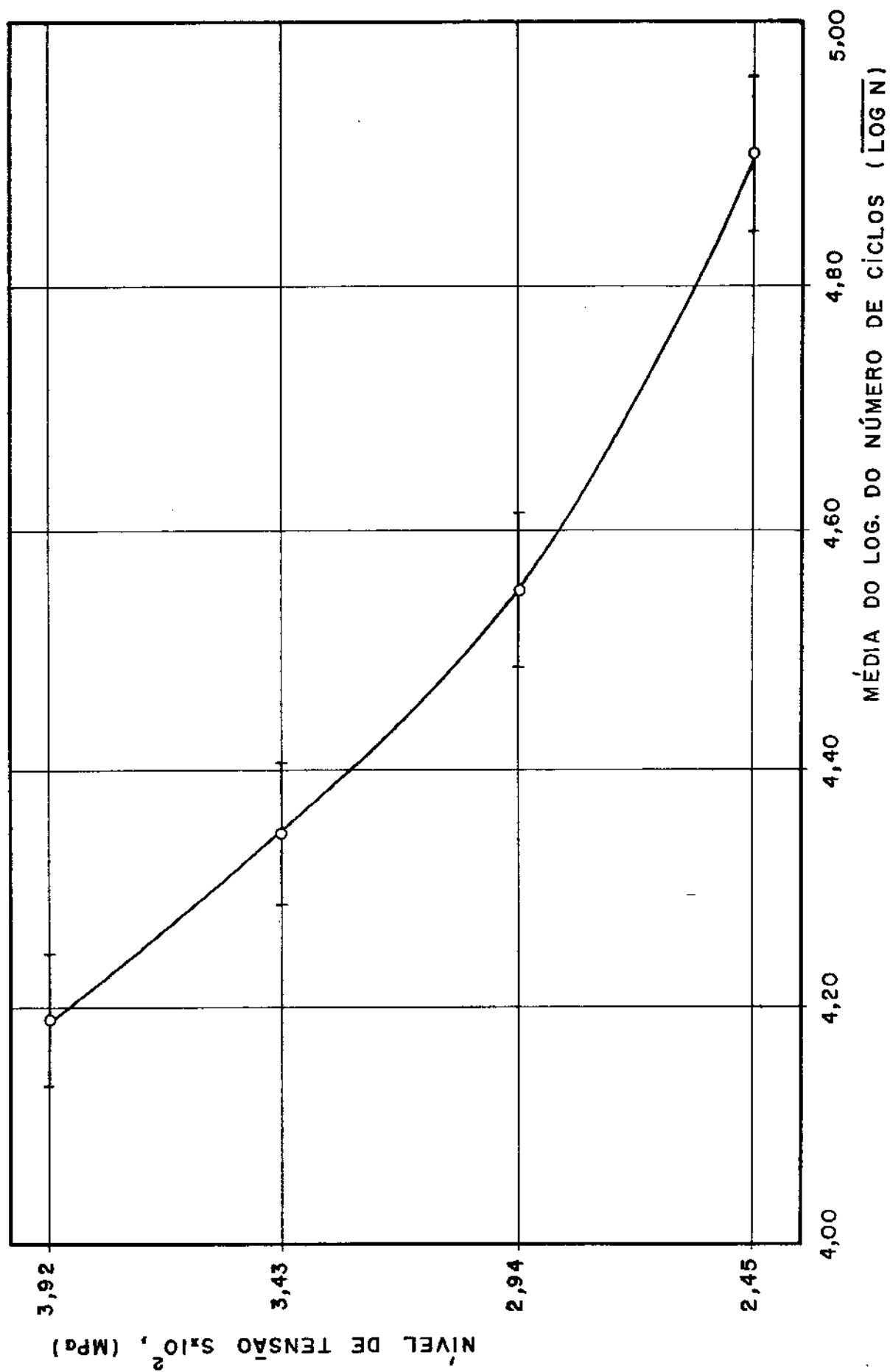


Figura 5.16 - Curva S versus Média dos Logarítmos dos Números de Ciclos até a Ruptura, para a Liga com 6,5% de Deformação.

Tabela 5.15 - Números de Ciclos até a Ruptura para a Liga de Alumínio 7475 com 10% de Deformação.

NÍVEL DE TENSÃO (MPa)	NÚMERO DE CICLOS			DESVIO PADRÃO
	N	LOG N	LOG N	
392,3	13.175	4,11975	4,14528	0,04243
	14.925	4,17391		
	12.919	4,17621		
	15.004	4,11123		
343,2	21.194	4,32621	4,38375	0,06648
	23.362	4,36851		
	28.611	4,45653		
294,2	30.547	4,48497	4,58064	0,06979
	42.249	4,62582		
	44.938	4,65261		
	34.038	4,53196		
	40.538	4,60786		
245,2	95.134	4,97834	4,95122	0,02393
	85.723	4,93310		
	87.540	4,94221		

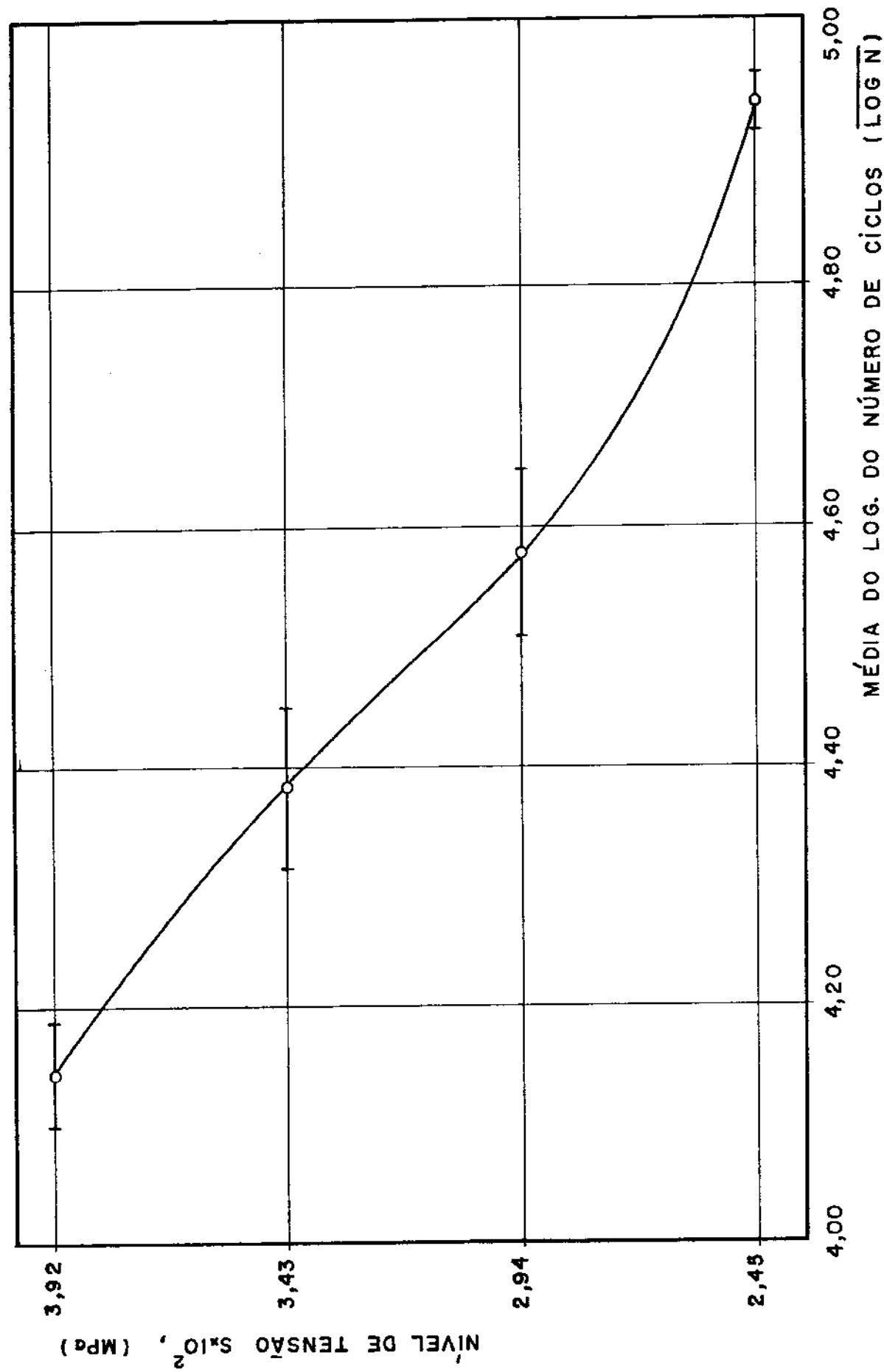


Figura 5.17 - Curva S versus Média dos Logaritmos dos Números de Ciclos até a Ruptura, para a Liga com 10,0% de Deformação.

Tabela 5.16 - Números de Ciclos até a Ruptura para a Liga de Alumínio 7475 com 15% de Deformação.

NÍVEL DE TENSÃO (MPa)	NÚMERO DE CICLOS			DESVIO PADRÃO
	N	LOG N	LOG N	
392,3	14.587	4,16397	4,15995	0,06124
	13.026	4,11481		
	15.888	4,20107		
343,2	25.678	4,40956	4,40503	0,01372
	24.525	4,38961		
	26.056	4,41591		
294,2	41.352	4,61650	4,62415	0,08596
	34.429	4,53692		
	55.773	4,55315		
	35.740	4,66774		
	46.531	4,74642		
245,2	100.008	5,00003	4,99991	0,01788
	97.093	4,98719		
	102.924	5,01252		

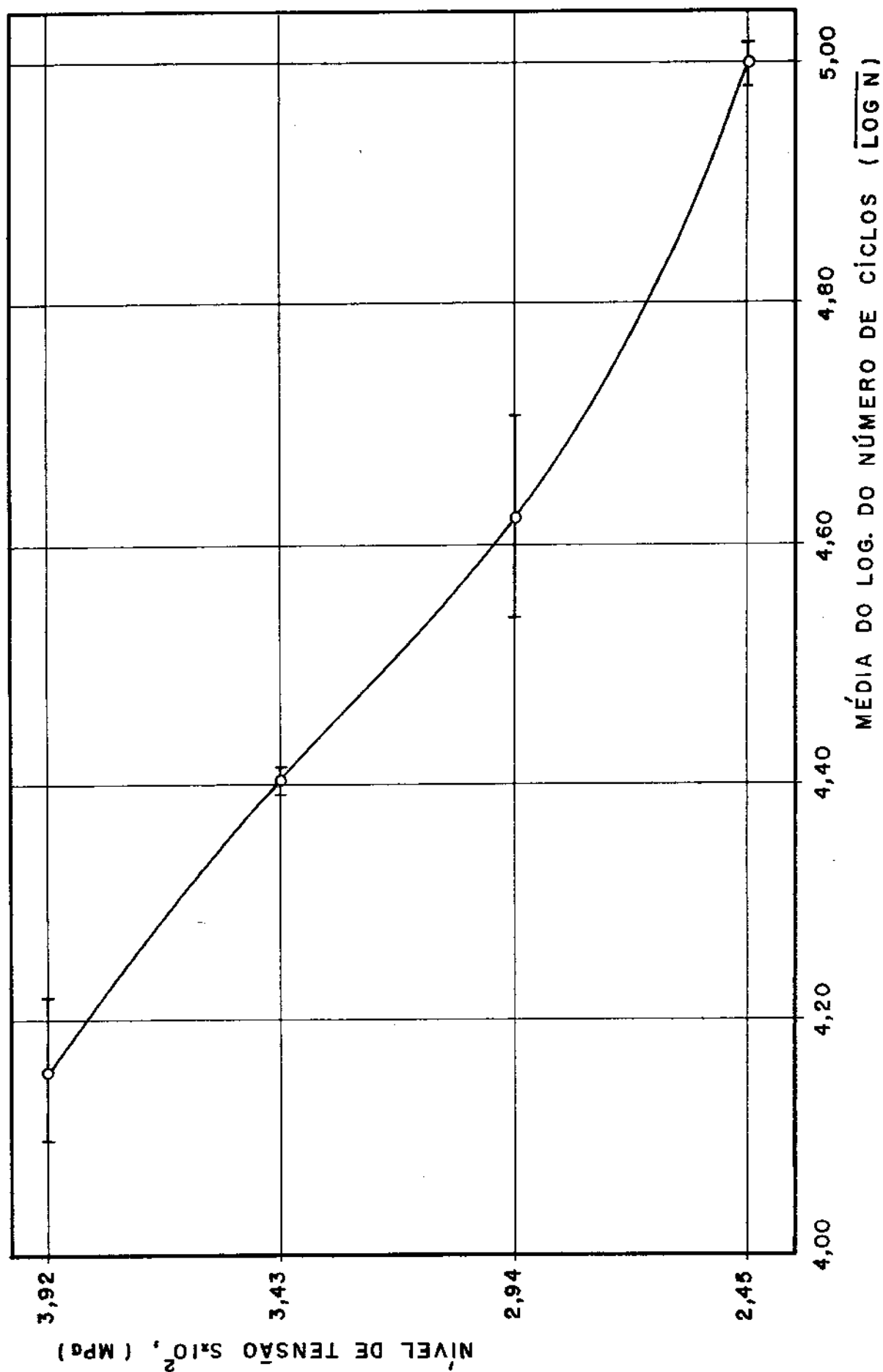


Figura 5.18 - Curva S versus Média dos Logarítmos dos Números de Ciclos até a Ruptura, para a Liga com 15,0% de Deformação.

Tabela 5.17 - Números de Ciclos até a Ruptura para a Liga de Alumínio 7475 com 20% de Deformação.

NÍVEL DE TENSÃO (MPa)	NÚMERO DE CICLOS			DESVIO PADRÃO
	N	LOG N	LOG N	
392,3	15.979	4,20355	4,13128	0,06719
	13.532	4,13136		
	14.077	4,14851		
	11.008	4,04171		
343,2	22.342	4,34912	4,33934	0,07223
	25.479	4,40618		
	18.311	4,26271		
294,2	34.812	4,54173	4,52048	0,06172
	29.531	4,47028		
	35.434	4,54942		
245,2	70.670	4,84924	4,84926	0,10188
	57.949	4,76305		
	83.212	4,92019		
	89.782	4,95319		
	57.625	4,76061		

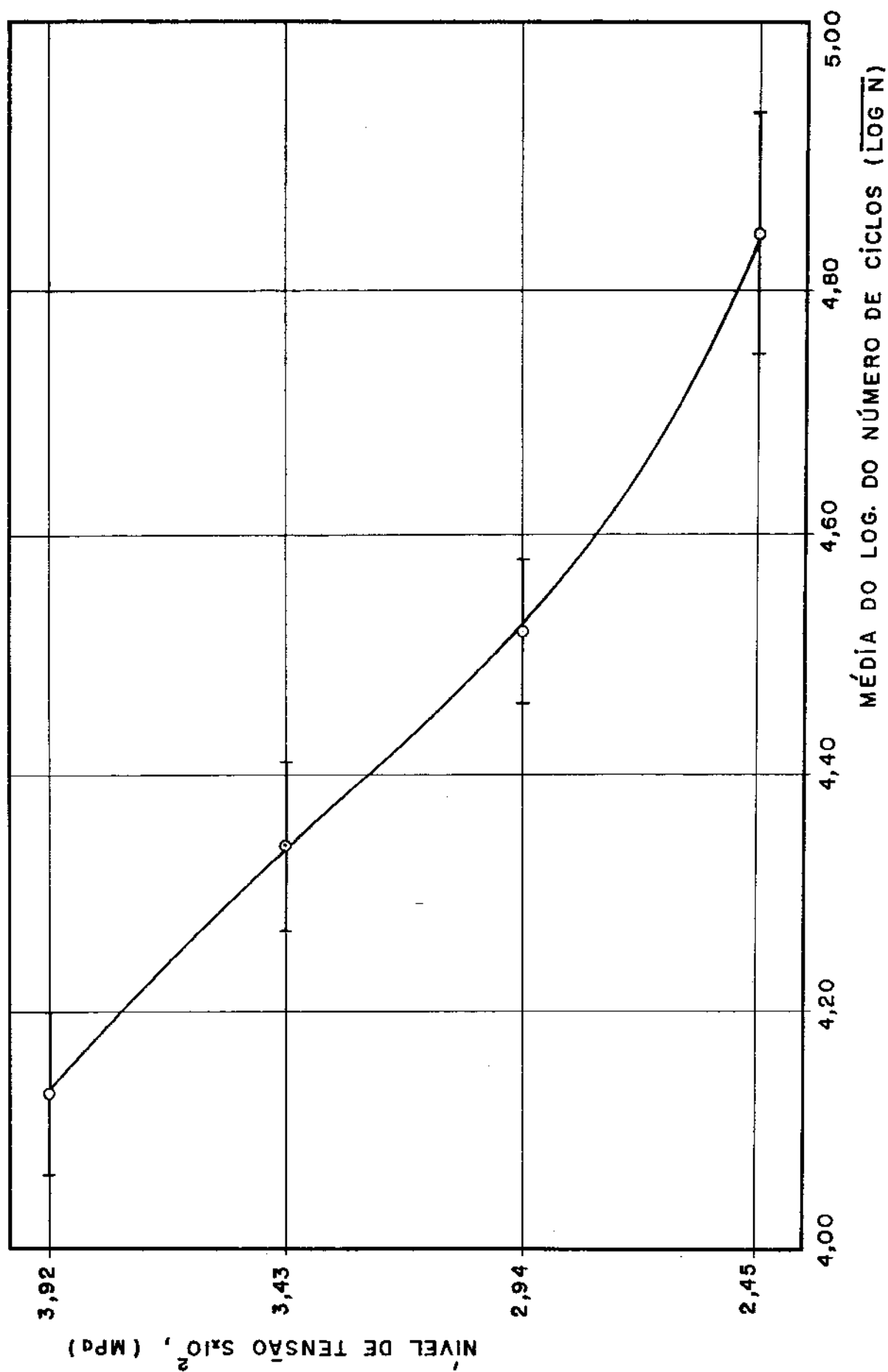


Figura 5.19 - Curva S versus Média dos Logarítmos dos Números de Ciclos até a Ruptura, para a Liga com 20,0% de Deformação.

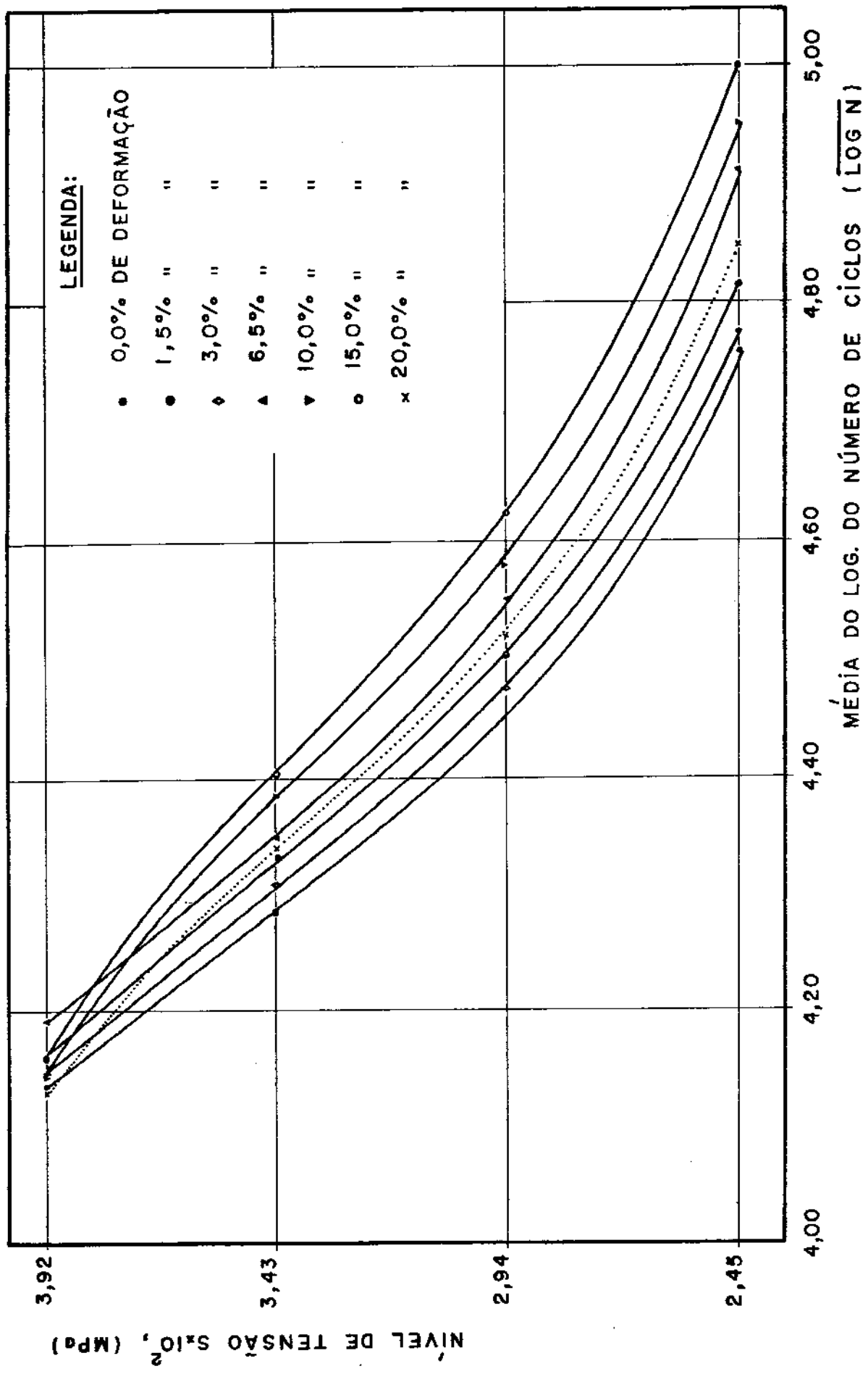


Figura 5.20 - Comparação entre o Comportamento das Curvas S versus $\overline{\text{Log } N}$ para as Diversas Condições de Deformação a Frio.

Analizando o conjunto de curvas da figura 5.20, pode-se observar o seguinte:

No nível de tensão $S = 392,0$ MPa, a vida em fadiga aumenta conforme o índice de deformação aumenta de 0,0 até 6,5% e a partir desse valor, começa a diminuir, atingindo a menor vida para 20% de deformação.

Essa queda da vida em fadiga a partir de 6,5% é aparente, isto porque, 392,0 MPa, representa uma tensão de fadiga igual a 95,4% da resistência ao escoamento da liga com 20,0% de deformação, enquanto que esse mesmo nível de 392,0 MPa, representa uma tensão de fadiga igual 81,6% da resistência ao escoamento da liga com 0,0% de deformação. Nessas condições tem-se materiais com resistências mecânicas diferentes, sendo submetidos a níveis de solicitações idênticos, e naturalmente, o material de menor resistência tem uma vida em fadiga menor.

Nos níveis de tensões menores $S = 343,0$ MPa, 294,0 MPa e 245,0 MPa o comportamento é diferente do nível $S = 392,0$ MPa. Para esses níveis, à medida que o grau de deformação aumenta a vida em fadiga também aumenta, atingindo um máximo para 15,0% de deformação e diminuindo para 20%.

A vida em fadiga para 15% de deformação, no nível $S = 343,0$ MPa, é da ordem de 32% maior que a vida para 0,0% de deformação e tende a aumentar à medida que o nível de tensão diminui, chegando a ser da ordem de 74% maior no nível $S = 245,0$ MPa.

O índice de 15,0% de deformação representa o máximo em termos de aumento de vida em relação ao material que não foi deformado. Para 20% de deformação a vida em fadiga diminui em relação ao máximo atingido, chegando a ser da ordem de 16% menor no nível $S = 343,0$ MPa, 27% no nível $S = 294,0$ MPa e 42% no nível $S = 245,0$ MPa.

Por outro lado na figura 5.12 verifica-se que o coeficiente de encruamento aumenta com o grau de deformação, seguindo a mesma tendência do comportamento em fadiga, ou seja, aumenta até 15,0% de deformação e diminui a partir desse valor.

Como o coeficiente de encruamento está correlacionado com a capacidade do material em se deformar uniformemente e os maiores coeficientes de encruamento garantem uma distribuição mais uniforme das deformações plásticas, talvez possa explicar a maior resistência à fadiga do material mais encruado.

No item 5.4.2 serão obtidas algumas correlações matemáticas experimentais entre as propriedades de fadiga e outras propriedades mecânicas da liga termomecanicamente tratada.

Com relação a figura 5.20 existe a princípio uma certa incoerência com relação a posição relativa entre as curvas de 1,5% e 3,0% de deformação. A curva para 1,5% de deformação está situada depois da curva de 3,0%, o que significa uma maior resistência à fadiga para o material nesta condição.

Para esclarecer esse comportamento em relação aos demais resultados, cada uma das curvas foram representadas por equações matemáticas experimentais, determinadas por regressões lineares e a partir dessas equações, foram obtidos novos números de ciclos para novos níveis de tensões, representando agora a mesma proporção da tensão de escoamento de cada condição de deformação.

A regressão linear pode ser aplicada se os logaritmos das vidas em fadiga são distribuições normais e se o espalhamento do $\log N$ for praticamente constante, para todos os valores das tensões de ensaio [111]. Essas duas condições fundamentais para se obter uma boa regressão linear foram perfeitamente cumpridas, tendo em vista, que o trecho estudado das curvas $S \times \log N$ favorece esse comportamento.

Na tabela 5.18, estão mostrados os níveis de tensões $0,50 \sigma_e$, $0,60 \sigma_e$, $0,70 \sigma_e$ e $0,80 \sigma_e$ com os respectivos valores em MPa, para cada um dos graus de deformações entre 0,0 e 20,0%.

A tabela 5.19, mostra as equações matemáticas experimentais, obtidas pela regressão linear, para todos os graus de deformações bem como para as direções DL e DT. Nessa tabela estão mostrados, também, os números de

ciclos correspondentes aos níveis de tensões $0,50 \sigma_e$, $0,60 \sigma_e$, $0,70 \sigma_e$ e $0,80 \sigma_e$ para cada grau de deformação.

A figura 5.21 mostra graficamente as curvas $S \times \text{Log } N$ para os níveis de tensões, onde as relações S/σ_e são proporcionais a tensão de escoamento de cada grau de deformação e portanto, todas as condições são igualmente solicitadas.

Pode-se notar que para 1,5 e 3,0% de deformação as curvas são praticamente coincidentes, e além disso, todas as curvas estão nitidamente separadas, até para o nível mais alto de solicitação, onde na figura 5.20, existe aparentemente um comportamento mais complexo.

Através da figura 5.21, pode-se notar que a vida em fadiga aumenta com o grau de deformação para todos os níveis de tensões estudados, atinge um máximo para 15,0% de deformação, diminuindo para um índice de 20%, sendo que os efeitos dos graus de deformação 1,5 e 3,0% sobre o comportamento em fadiga é praticamente o mesmo.

Tabela 5.18 - Níveis de tensões representando 50%, 60%, 70% e 80% da resistência ao escoamento de cada grau de deformação.

DEF. (%)	σ_e (MPa)	$0,50 \sigma_e$ (MPa)	$0,60 \sigma_e$ (MPa)	$0,70 \sigma_e$ (MPa)	$0,80 \sigma_e$ (MPa)
0,0	479,6	239,8	287,8	335,7	383,7
1,5	470,7	235,4	282,4	329,5	376,6
3,0	458,0	229,0	274,8	320,6	366,4
6,5	438,4	219,2	263,0	306,9	350,7
10,0	425,6	212,8	255,4	297,9	340,5
15,0	417,8	208,9	250,7	292,5	334,2
20,0	408,9	204,5	245,3	286,2	327,1

Tabela 5.19 - Equações matemáticas experimentais e números de ciclos para os níveis de tensões S/σ_e iguais a 0,50; 0,60; 0,70 e 0,80.

DEF. (%)	EQUAÇÃO	NÚMERO DE CICLOS			
		0,50 σ_e	0,60 σ_e	0,70 σ_e	0,80 σ_e
0,0	$N = \left(\frac{8.543,0}{S} \right)^{3,079}$	59.961	34.189	21.283	14.103
1,5	$N = \left(\frac{7.816,0}{S} \right)^{3,189}$	70.964	39.712	24.282	15.858
3,0	$N = \left(\frac{8.470,0}{S} \right)^{3,087}$	69.273	39.458	24.517	16.235
6,5	$N = \left(\frac{5.740,0}{S} \right)^{3,566}$	113.984	59.527	34.328	21.332
10,0	$N = \left(\frac{4.535,0}{S} \right)^{3,893}$	148.683	73.071	40.133	23.852
15,0	$N = \left(\frac{4.125,0}{S} \right)^{4,065}$	184.565	87.930	46.978	27.328
20,0	$N = \left(\frac{6.034,0}{S} \right)^{3,474}$	127.783	67.922	39.751	24.993
DL	$N = \left(\frac{6.076,0}{S} \right)^{3,540}$	-	-	-	-
DT	$N = \left(\frac{4.090,0}{S} \right)^{4,146}$	-	-	-	-

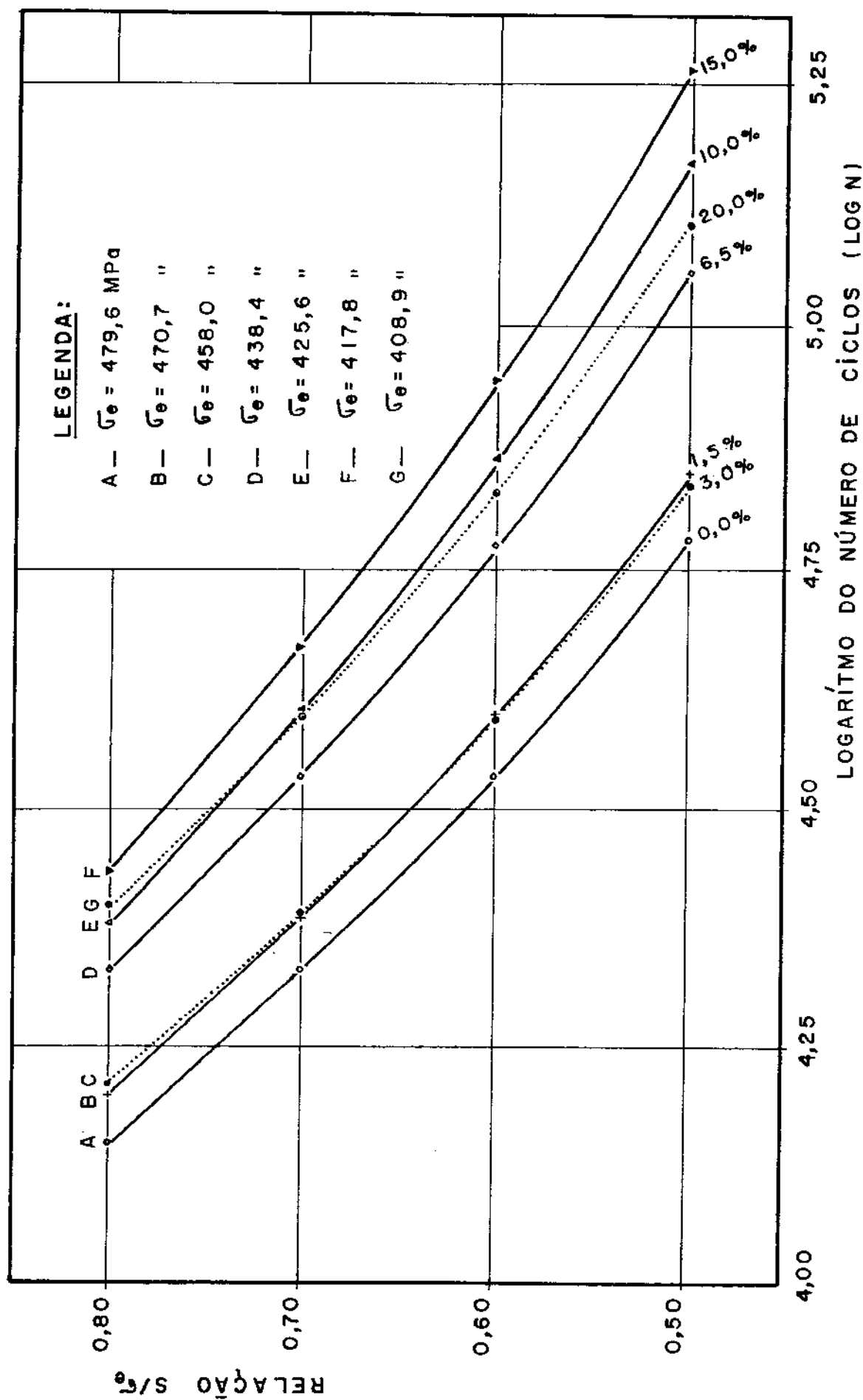


Figura 5.21 - Curvas S versus LOG N com os Níveis de Tensões corrigidos de acordo com a Resistência ao Escoamento do Grau de Deformação.

5.4.2 Correlação entre o Comportamento em Fadiga e a Tensão de Escoamento.

As equações experimentais mostradas na tabela 5.19 representam curvas $S \times N$ do tipo $S = S_0 \cdot N^\gamma$, onde S_0 e γ são constantes do material, S é o nível de tensão e N é o número de ciclos até a ruptura.

É interessante, principalmente, como uma forma de estimar a vida em fadiga, tentar correlacionar as propriedades de fadiga com as propriedades de tração e uma maneira de se fazer isso é obter as constantes S_0 e γ a partir dos ensaios de tração.

A figura 5.22 a seguir, mostra que existe uma relação linear entre a resistência ao escoamento e a constante S_0 , e no caso da liga 7475, para as condições de estudo, essa relação é dada pela expressão (5.1):

$$\sigma_e = 3,60 \times 10^2 + 1,40 \times 10^{-2} \times S_0 \dots\dots\dots(5.1)$$

Analogamente, a figura 5.23 mostra uma relação aproximadamente exponencial entre a resistência ao escoamento e a constante γ , dada pela equação (5.2):

$$\sigma_e = 839,85(|1/\gamma|)^{-0,501} \dots\dots\dots(5.2)$$

A expressão (5.2) pode ser representada com boa aproximação por uma função do tipo $\sigma_e = \sigma_0 \sqrt{(|\gamma|)}$, onde $\sigma_0 = 839,85$ MPa, nesse caso.

Na figura 5.24 estão representadas a reta da figura 5.22 e a curva da figura 5.23, pelos pontos experimentais, juntamente, com a reta dada pela expressão (5.1) e a curva dada pela equação (5.2), para efeitos de comparação.

A maior diferença entre o valor experimental de σ_e e o valor calculado pela equação (5.2), que corresponde a $|1/\gamma| = 3,60$ na figura 5.24 é da ordem de apenas 4,0%, o que significa que as equações (5.1) e (5.2) represen

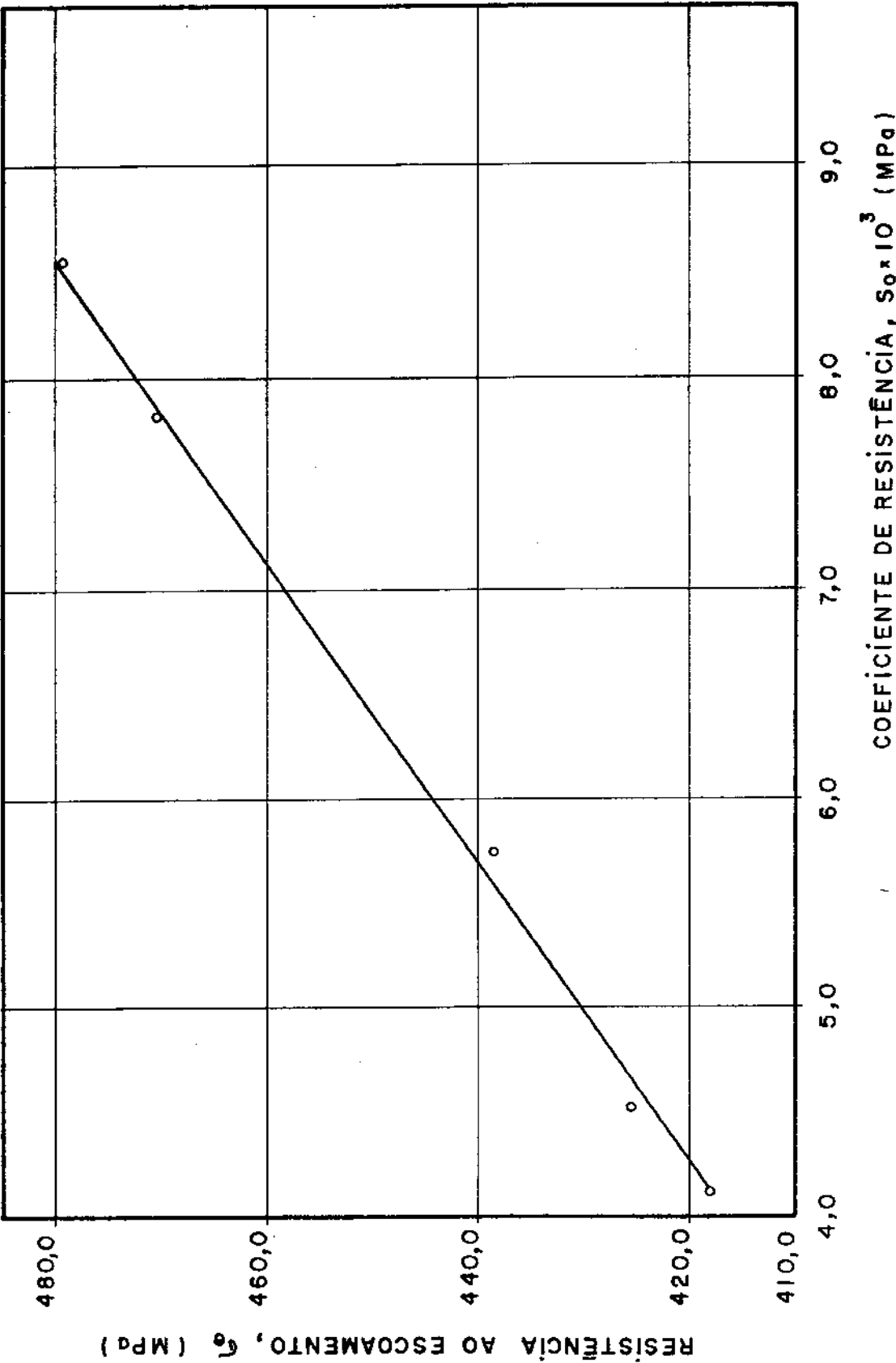


Figura 5.22 - Relação entre a Resistência ao Escoramento e o Coeficiente de Resistência

So, da Equação $S = S_0 N^Y$.

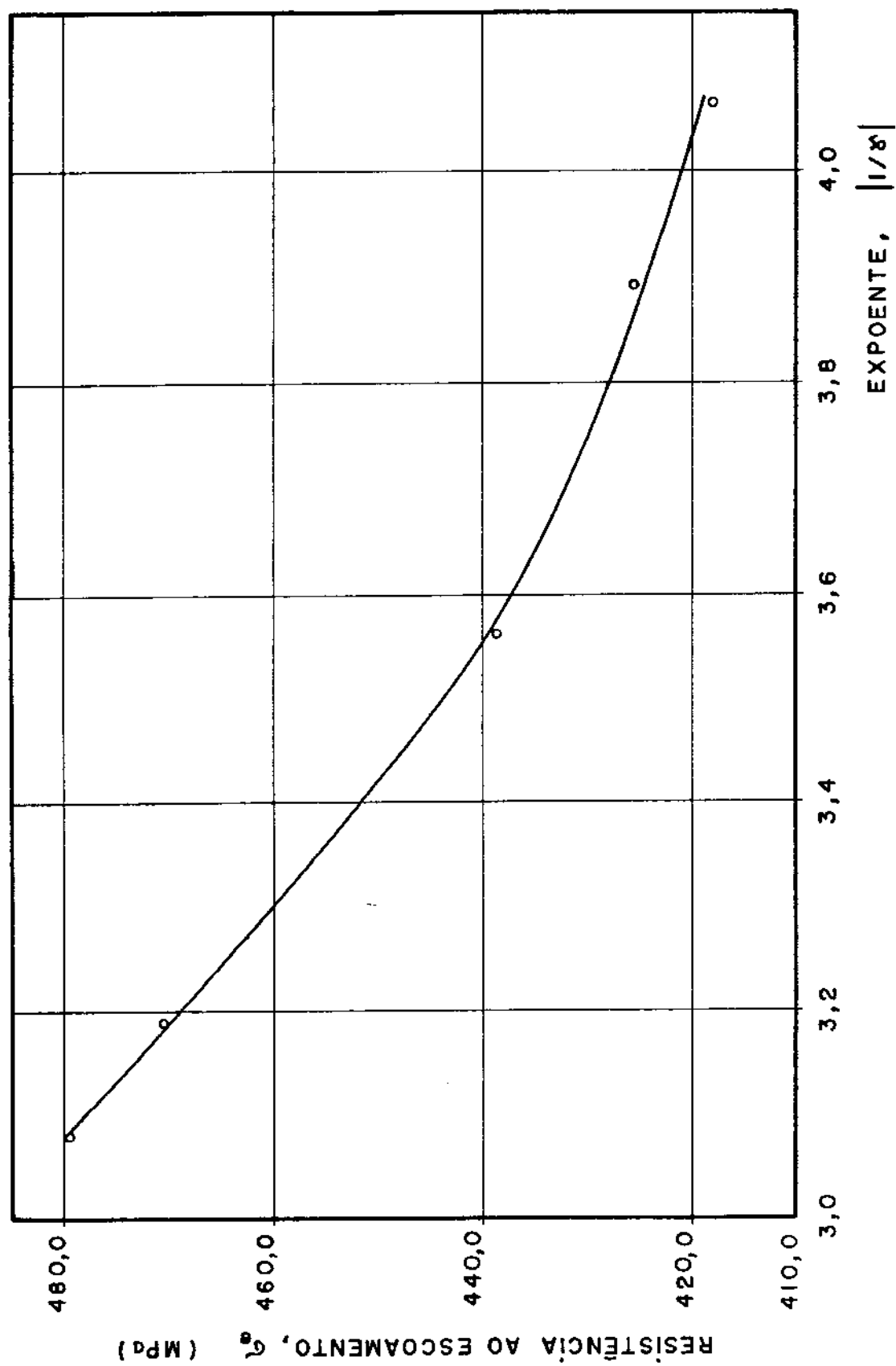


Figura 5.23 - Relação entre a Resistência ao Escoramento e o Módulo do Inverso do

Expoente γ da Equação $S = S_0 N^\gamma$

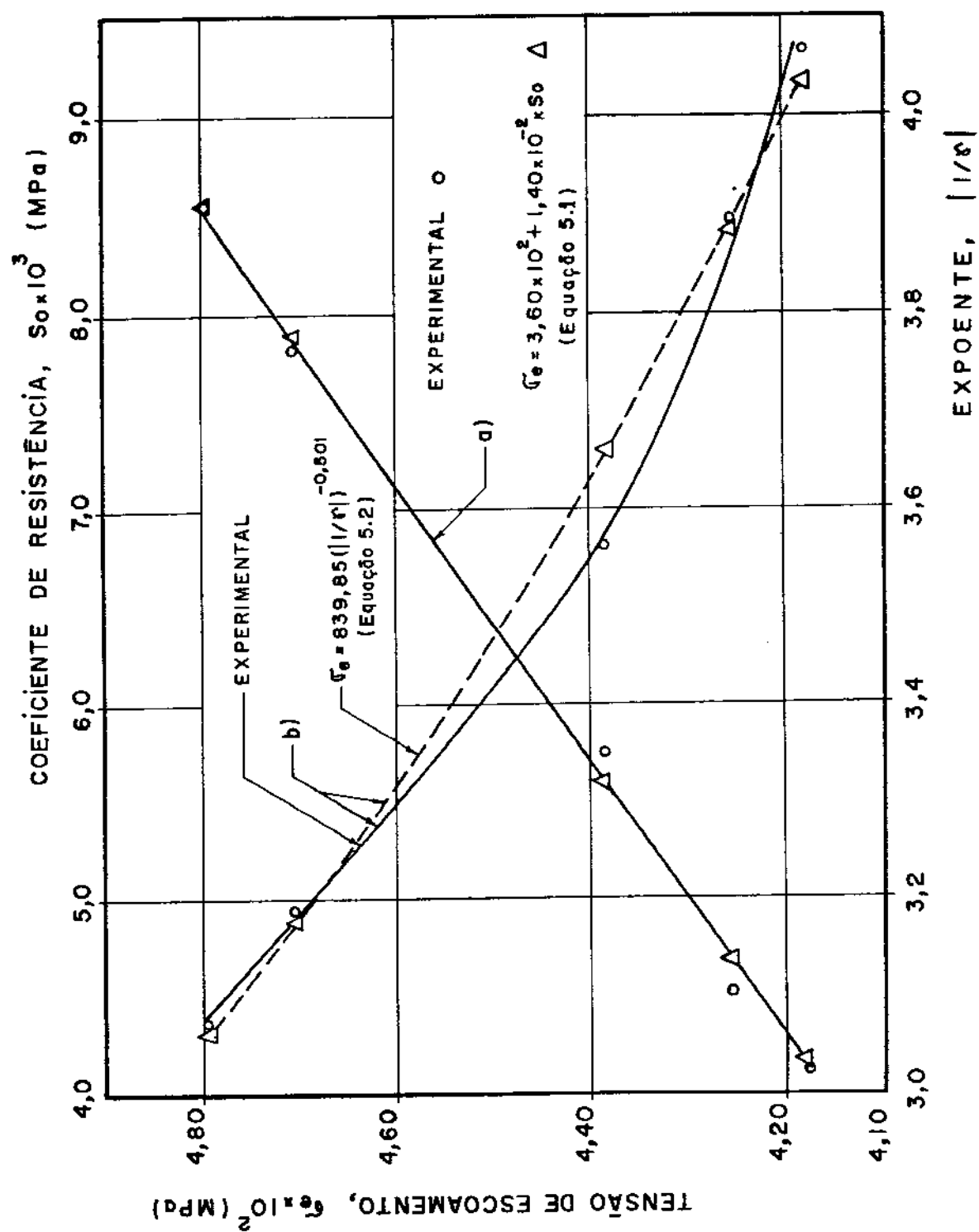


Figura 5.24 - Comparação entre os Resultados Experimentais e os Resultados das Regressões, em a) para σ_e versus S_o (coincidem) e em b) σ_e versus $|1/\gamma|$.

tam com excelente aproximação as relações entre a tensão de escoamento e as constantes S_0 e γ , respectivamente.

É importante ressaltar que as equações são válidas somente para as condições particulares dentro das quais foram realizados os ensaios e para a resistência ao escoamento variando na faixa de 410,0 a 480 MPa, aproximadamente.

5.4.3 Correlação entre o Comportamento em Fadiga e o Coeficiente de Encruamento.

O coeficiente de encruamento mostrou ser a propriedade que melhor indica o comportamento em fadiga, conforme já foi comentado nos itens 5.3.3. e 5.4.1, deste capítulo.

A figura 5.25 a seguir ilustra como varia a resistência ao escoamento em função do coeficiente de encruamento. Pode-se notar, que quando n aumenta a resistência ao escoamento diminui, ou seja, para graus de deformações plásticas até 15,0%, se n aumenta σ_e diminui. Não apenas a resistência ao escoamento diminui, como também a resistência à tração, o alongamento e a dureza, conforme pode ser verificado através das figuras 5.8, 5.9 e 5.11, respectivamente.

A variação da resistência ao escoamento em função do coeficiente n pode ser representada pela expressão (5.3), obtida por regressão linear:

$$\sigma_e = 119,67 (1/n)^{0,639} \dots\dots\dots (5.3)$$

A expressão (5.3), representa com boa aproximação os resultados experimentais, para deformações na faixa de 0,0 a 15,0%, ou para n variando entre 0,112 a 0,138.

Devido aos aspectos fenomenológicos que existem entre o encruamento e fadiga torna-se interessante correlacionar matematicamente as duas pro

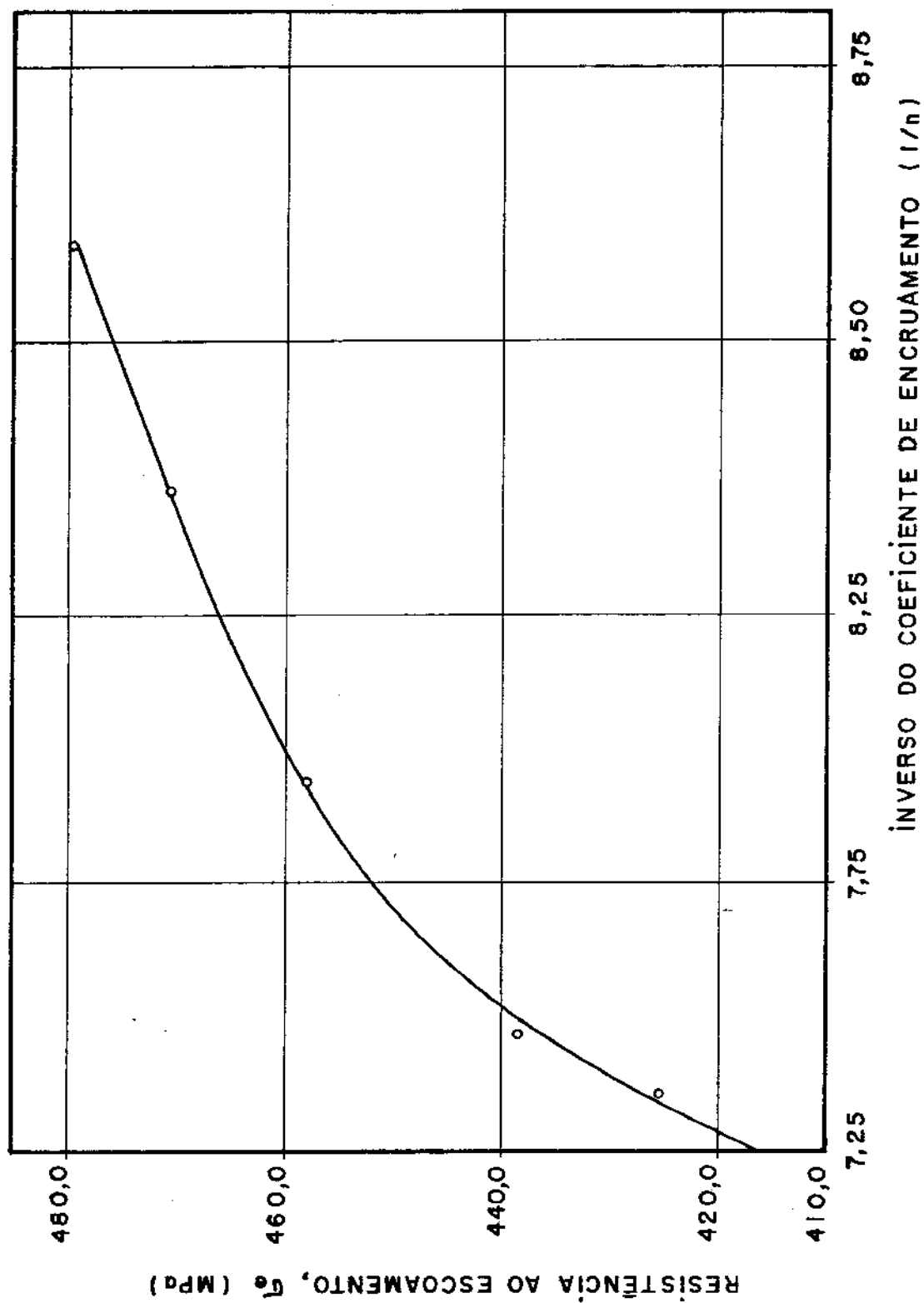


Figura 5.25 - Relação entre Resistência ao Escoramento e o Inverso do Coeficiente de Encrramento.

priedades. Uma forma é obter as equações experimentais que relacionam as constantes S_0 e γ da curva $S = S_0 N^\gamma$, através de regressões lineares, após a verificação de que esse procedimento pode ser feito [111].

A figura 5.26 mostra graficamente como varia o logaritmo de S_0 com o inverso do coeficiente de encruamento, $1/n$.

A figura 5.27 mostra como varia o inverso do expoente γ da equação $S = S_0 N^\gamma$, com o inverso do coeficiente de encruamento.

A equação (5.4) representa analiticamente a curva da figura 5.26 e a equação (5.5), representa a curva da figura 5.27, para as condições estudadas.

$$\text{Log } S_0 = 1,67 (1/n)^{0,395} \dots\dots\dots (5.4)$$

$$|1/\gamma| = 49,97 (n)^{1,283} \dots\dots\dots (5.5)$$

Ambas as equações (5.4) e (5.5) são válidas para n variando entre 0,112 a 0,138.

Para analisar as diferenças que existem quando se representa os resultados experimentais de S_0 e γ em função de n , usando as equações (5.4) e (5.5), foi construída a figura 5.28, onde pode-se notar que a maior diferença verificada entre um resultado experimental e um resultado de cálculo, foi de 5,0%, para o expoente $|1/\gamma|$.

Para uma liga 7475, pode-se portanto estimar a resistência a fadiga realizando ensaios de tração. Conhecendo-se a tensão de escoamento, pode-se determinar S_0 com auxílio da equação (5.1) e γ com auxílio da equação (5.2), determinando assim as constantes da equação $S = S_0 N^\gamma$, que relaciona a vida em fadiga N em função do nível de tensão S .

Uma segunda maneira seria determinar o coeficiente de encruamento a partir da tensão de escoamento usando a equação (5.3), e com o valor de n , determinar S_0 e γ , com auxílio das equações (5.4) e (5.5). Esse procedimento não é aconselhável pois envolve uma operação adicional desnecessária, o cálc

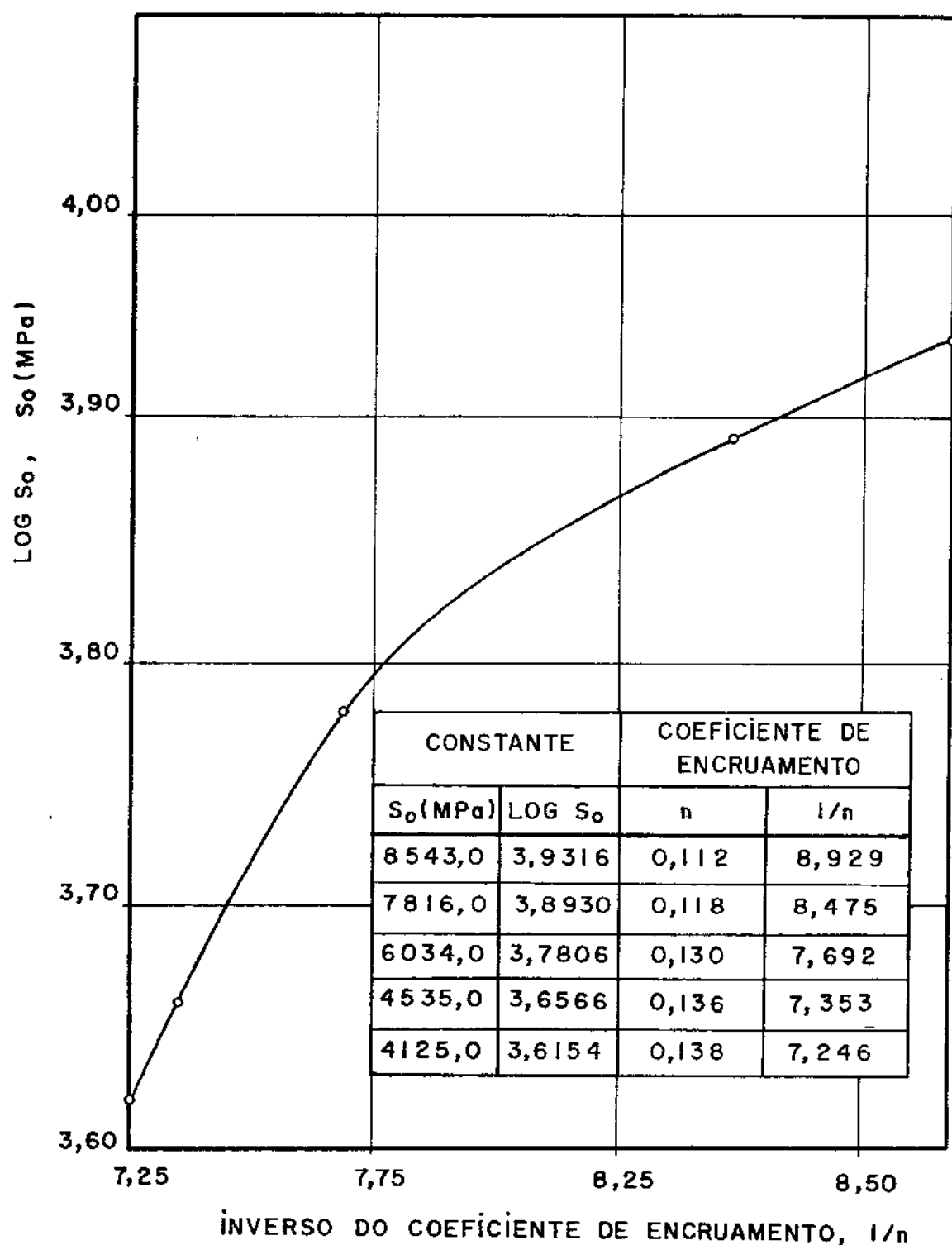


Figura 5.26 - Variação do Logarítmo da Constante S_0 da Equação $S = S_0 N^{\bar{Y}}$, em função do Inverso do Coeficiente de Encruamento n .

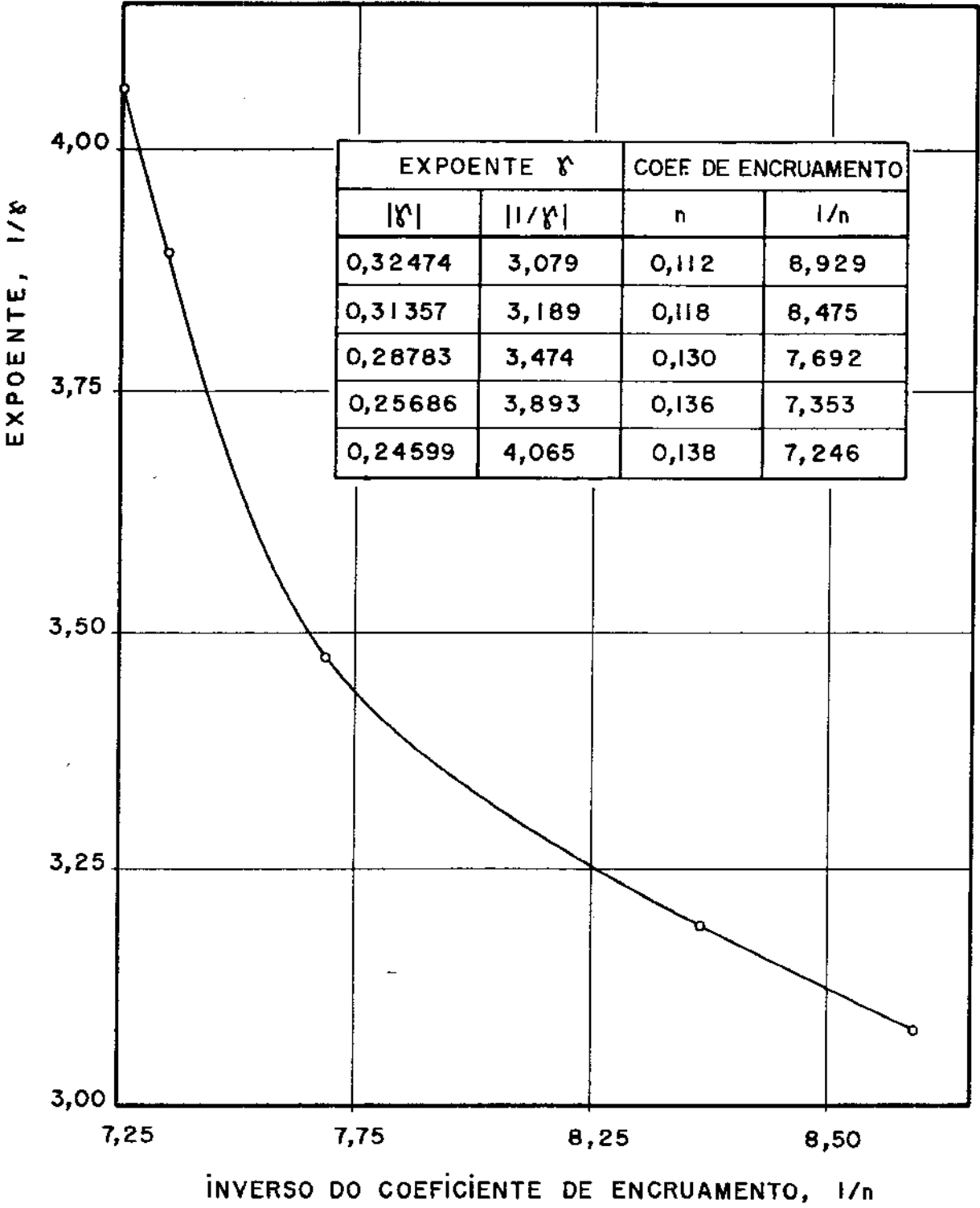


Figura 5.27 - Variação do Inverso do Expoente γ da Equação $S = S_0 N^\gamma$, em função do inverso do Coeficiente de Encruamento n .

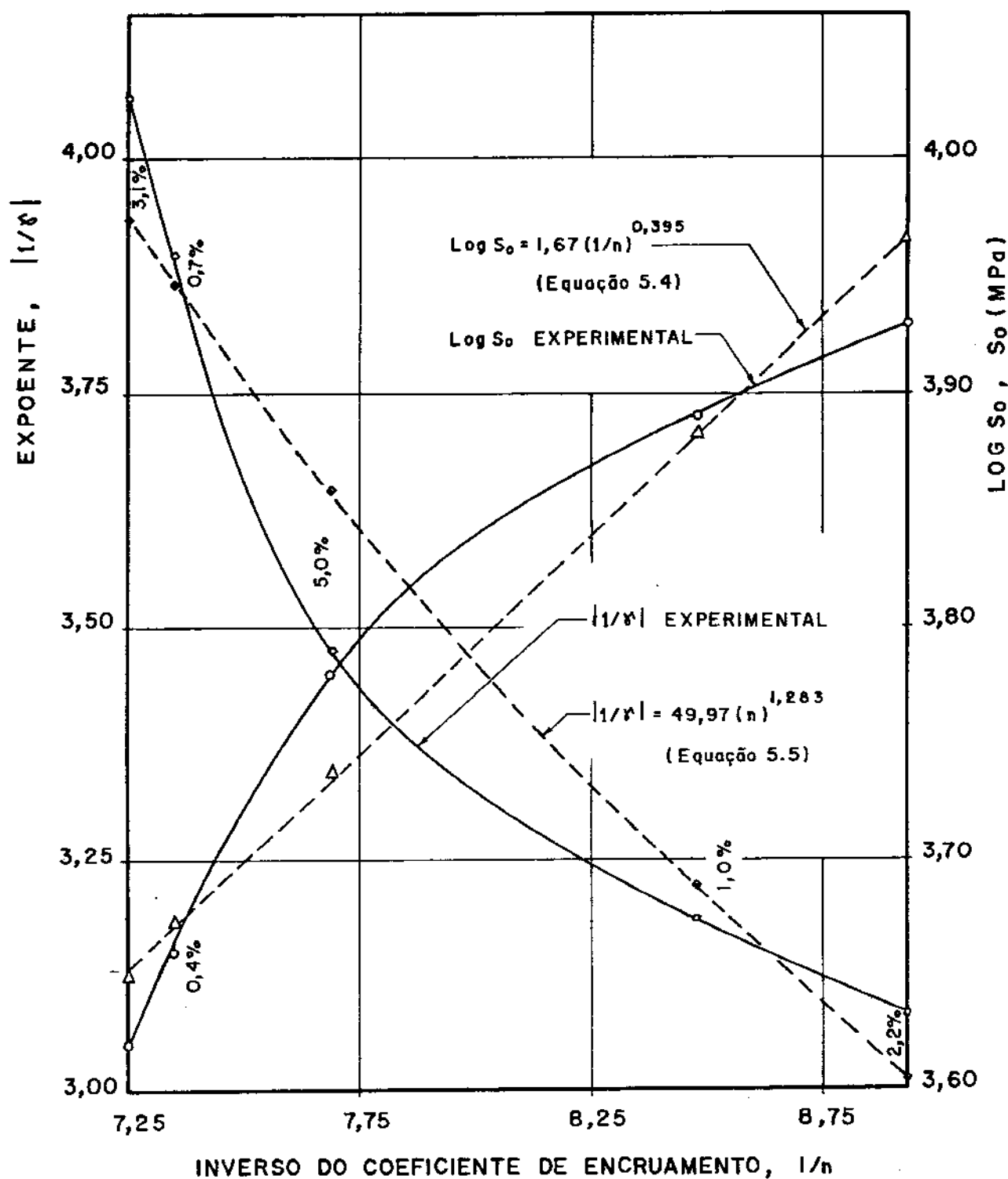


Figura 5.28 - Comparação entre as Variações do $\text{Log } S_0$ e de $|1/\gamma|$ com o inverso do Coeficiente de Encruamento $1/n$.

culo de n a partir de σ_e , e sendo assim é preferível usar o procedimento anterior ou um terceiro procedimento, que consiste no seguinte:

Determina-se o coeficiente de encruamento n diretamente a partir de ensaios de tração, conforme descrito no item 4.1.4 e a partir do valor de n , com auxílio das equações (5.4) e (5.5), determina-se as constantes S_0 e γ , respectivamente.

Esse último procedimento é um pouco mais trabalhoso, mas parece ser o melhor, pois o coeficiente n é uma propriedade com o mesmo comportamento que as propriedades de fadiga, conforme já foi mencionado e discutido anteriormente.

5.5 DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

5.5.1 Comportamento das Propriedades de Tração e Dureza.

As chapas da liga 7475 fornecidas pelo fabricante em várias condições de tratamentos térmicos (0, T61, T761, etc) são peças relativamente de grandes dimensões, conforme pode ser verificado na tabela 3.1. O tratamento T761, por exemplo, realizado em escala de produção industrial, consiste na solubilização da chapa seguida de deformação a frio por estiramento da ordem de 1,5%, para alívio de tensões, antes do tratamento térmico de envelhecimento. O envelhecimento é realizado em dois estágios sendo que o tempo de tratamento necessário para se atingir um valor mínimo de condutividade elétrica especificado e níveis de propriedades mecânicas exigidos, depende do grau de deformação para alívio de tensões [27]. A cinética de precipitação é acelerada pelo aumento do grau de deformação e portanto deformações maiores reduzem o tempo para se atingir o pico de envelhecimento.

A liga 7475, na condição ressolubilizada e envelhecida, portanto sem deformação, apresentou o maior valor para a resistência à tração e resistência ao escoamento, quando comparado com os vários graus de deformação e também com a condição recebida. O fato dessas propriedades terem sido maiores

que as propriedades da liga na condição T761 (como recebida) é justificável, considerando que os tratamentos térmicos em escala de produção industrial, realizados em peças de grandes dimensões, não podem apresentar resultados melhores que os tratamentos térmicos realizados em escala de laboratório, em amostras de pequenas dimensões, pois além de apresentar uma eficiência maior, é um segundo tratamento térmico que está sendo realizado e certamente elimina algumas deficiências do tratamento industrial.

A resistência à tração, resistência ao escoamento e dureza, diminuem com o aumento do grau de deformação, e isso significa que o processo de endurecimento por deformação realizado antes do envelhecimento, acelera o processo de precipitação e conduz a um superenvelhecimento, à medida que se aumenta a predeformação, e com isto, há uma diminuição das propriedades do material. A avaliação do processo de endurecimento do material por precipitação pode ser feita através dos valores das propriedades mecânicas correspondentes a 0% de deformação, pois nesse caso, não houve a influência da predeformação no processo de envelhecimento.

A deformação a frio acelera a cinética de precipitação, favorece a nucleação heterogênea em defeitos do tipo discordâncias, e como as condições do tratamento térmico de envelhecimento (temperatura e tempo) foram as mesmas para todos os graus de deformação de 0% a 20% estudados, aquelas amostras com maior grau de deformação, devem ter atingido o pico de endurecimento em tempos gradativamente menores.

Para 0% de deformação, a dureza obtida foi de 161,4 Brinell e para 20% foi de 138,3 Brinell. Na condição solubilizada, a dureza foi de 81,4 Brinell e na condição solubilizada e deformada a 20% foi de 125,1 Brinell, conforme mostra a figura 5.29 a seguir, que compara a evolução do processo de endurecimento por deformação da liga solubilizada com a evolução do processo de envelhecimento após a deformação.

O alongamento foi uma propriedade que apresentou um comportamento inverso ao da resistência ao escoamento, ou seja, a resistência ao escoamento

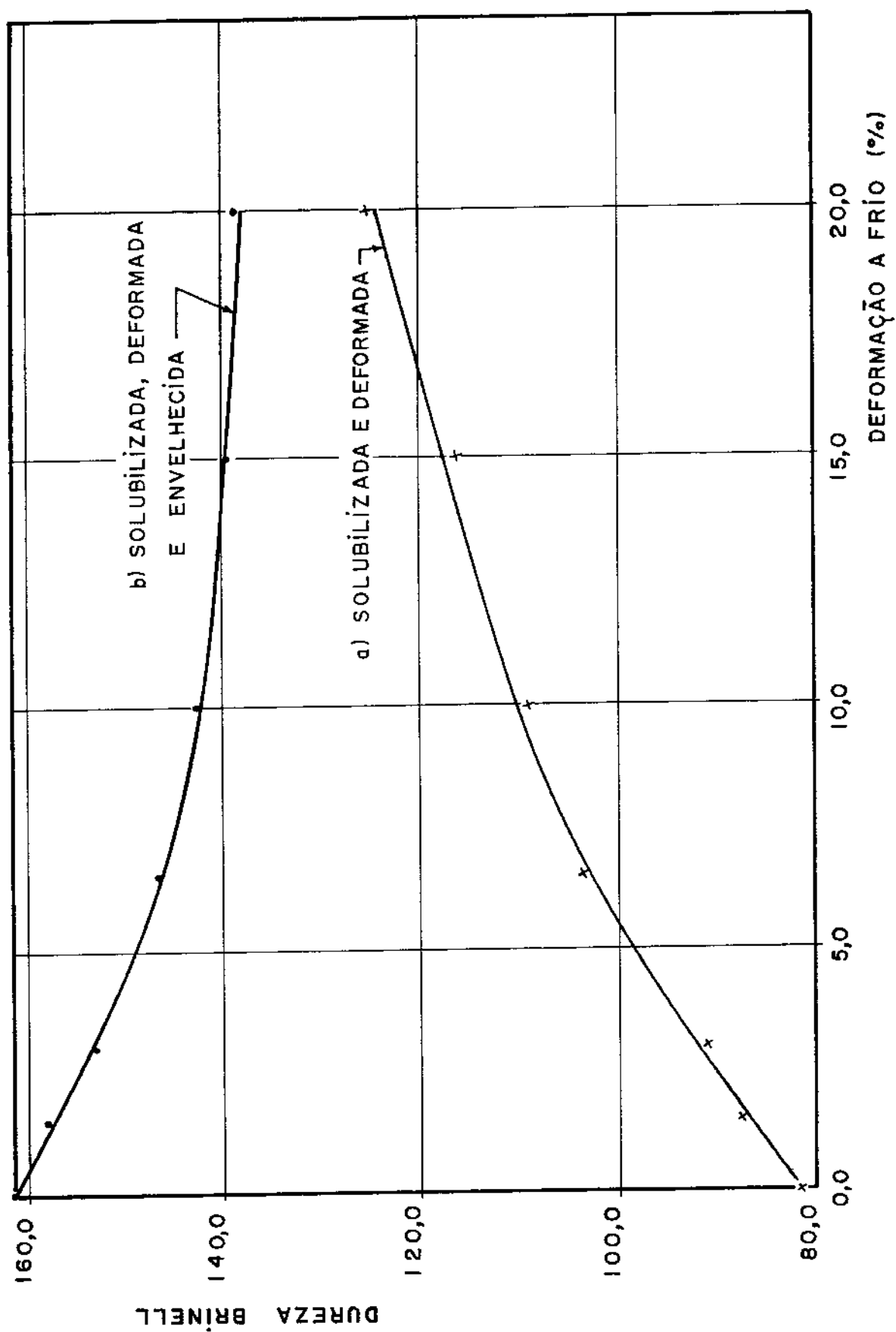


Figura 5.29 - Comparação entre os Comportamentos da Dureza Brinell da Liga 7475 nas condições:

a) Solubilizada e Deformada, b) Solubilizada, Deformada e Envelhecida.

diminui enquanto o alongamento deveria aumentar, e não foi isso o que aconteceu.

Com o aumento da resistência ao escoamento a relação σ_t/σ_e diminui (se σ_t não variar), e portanto a área abaixo da curva $\sigma \times \epsilon$, compreendida entre σ_e, σ_t e o eixo da abscissa torna-se menor, o que significa que o material tem a sua capacidade de se deformar plasticamente diminuída, e portanto é menos dútil. Porém, o que observamos na figura 5.9, foi uma queda do alongamento à medida que a resistência ao escoamento e a resistência a tração diminuem, mas mantêm praticamente a mesma diferença, conforme mostrado na figura 5.8.

Essa forma de variação do alongamento nos leva a admitir que o seu comportamento é definido pelo processo de endurecimento por deformação, realizado antes do envelhecimento, pois à medida que a dureza aumenta, o alongamento decresce, nesse caso. Assim o alongamento é governado ao que parece pelo mesmo mecanismo do encruamento, discutido no capítulo 2.

5.5.2 Comportamento em Fadiga

Para explicar o comportamento em fadiga da liga 7475 nas condições de estudo, inicialmente serão feitas algumas considerações sobre o processo de fratura por fadiga. A fratura por fadiga numa escala microscópica se caracteriza por três zonas distintas ou três estágios progressivos de propagação da trinca, que após nucleada ela vai se propagar de forma estável até um determinado comprimento e a partir desse valor, denominado comprimento crítico, sua propagação ocorre de forma instável até a fratura final brusca e repentina.

A nucleação de uma trinca por fadiga ocorre, geralmente, na superfície e pode ter como origem as intrusões formadas em bandas de deslizamento. Além das intrusões, existem outros nucleadores de trincas que podem ser de natureza geométrica, tais como marcas de usinagens, cantos vivos, concordân-

cias imperfeitas, etc ou de natureza metalúrgica, tais como, inclusões, contornos de grão, etc.

O primeiro estágio de propagação da trinca tem um alcance da ordem de 2 a 5 grãos em torno do local de nucleação e o sentido de propagação é da superfície para o interior da amostra, numa direção de aproximadamente 45° em relação ao eixo de tração, ao longo de um plano de deslizamento mais favorável dos grãos [118].

A figura 5.30 apresenta algumas fractografias obtidas em MEV mostrando o aspecto geral de superfícies de fratura por fadiga, para altos graus de deformação por tração da liga 7475 estudada. A figura 5.31, mostra alguns locais de nucleação de trincas em superfícies de fratura, onde pode-se notar o início da trinca num defeito da superfície que pode ser uma aresta, e a convergência das marcas radiais para o nucleador. No caso os nucleadores mais comuns foram as arestas na secção de teste dos corpos de prova.

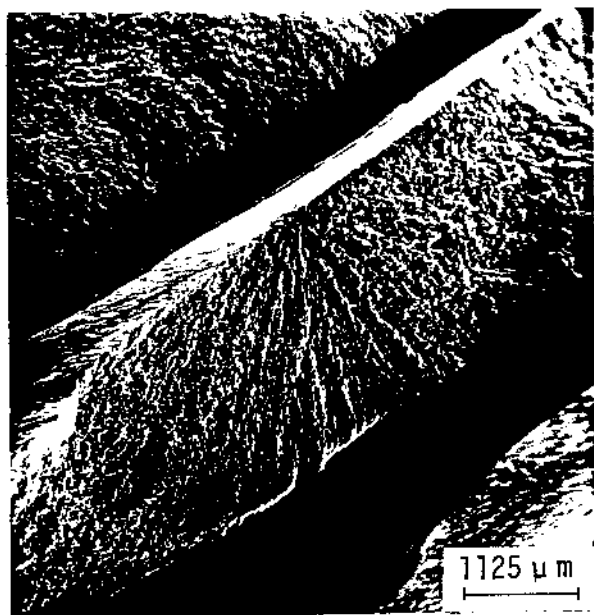
A transição do estágio I para o estágio II é marcada pela mudança de orientação do plano de fratura, passando de 45° para uma direção normal ao eixo de tração. Uma importante característica do estágio II é a formação de estrias. A formação de estrias é o resultado de deformações plásticas na ponta da trinca e reflete o modo I de abertura [119], onde as tensões são de tração e a abertura é normal ao plano de propagação. Beevers [120] verificou que se a orientação dos grãos com relação ao eixo da tensão principal e a direção de propagação da trinca favorece a ativação de dois planos de deslizamento simétricos em relação ao plano de propagação da trinca, ocorre a formação de estrias na superfície de fratura e, em grãos onde os planos de deslizamento não são simétricos, a propagação da trinca poderá não ocorrer pelo mecanismo da formação de estrias.

O estágio II é sempre visível a olho nu e pode corresponder à maior parte da superfície de fratura, ainda que não represente necessariamente a maior parte da vida em fadiga da peça, enquanto que o estágio I, dependendo do material, do meio ambiente e do nível de tensão pode não ser identi-

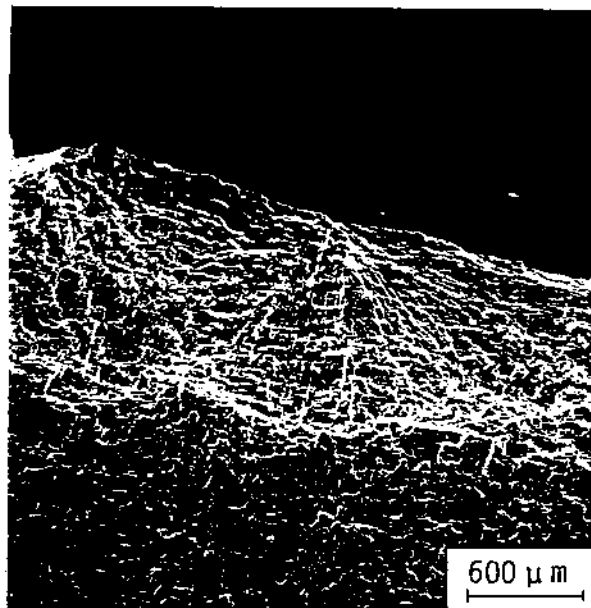
ficado na superfície de fratura, porém, chega a representar de 0 a 90% da vida do material.

No estágio III entra em operação um novo mecanismo adicional ao do estágio II. Quando ocorre a abertura da ponta da trinca, em materiais com uma certa capacidade de deformação plástica, a propagação se realiza por deslizamentos em planos favoráveis na ponta da trinca e quando a abertura da trinca é grande, geralmente, para pequenos comprimentos de trinca e altas tensões ou grandes comprimentos de trinca e baixas tensões, outros nucleadores de trinca podem ser ativados à sua frente, tais como planos em grãos favoráveis à clivagem, partículas de 2ª fase do tipo inclusões ativando a nucleação e coalescimento de vazios, que em última análise reduzem a tenacidade à fratura ou a resistência à propagação de trinca do material. O mecanismo de fratura por fadiga no estágio III é o mesmo mecanismo de propagação de trinca por tração monotônica e para ligas de alumínio de alta resistência é governado pela nucleação e coalescimento de micro vazios [119].

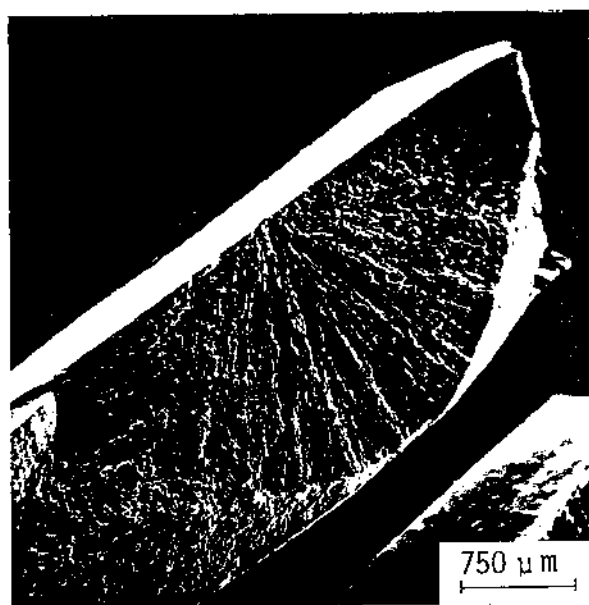
A seguir serão apresentadas uma série de fractografias, numa sequência que inclui desde o aspecto geral característico de uma superfície de fratura por fadiga (figura 5.30), detalhes do local de início das trincas na superfície da amostra fraturada (figura 5.31), detalhes da região de transição entre o estágio I e o estágio II do processo de fratura (figura 5.32), detalhes do estágio II de propagação da trinca (região de estrias) para todos os graus de deformações de 0 a 20% estudados (figuras 5.32a, 5.32b, 5.32c e 5.32d), e finalmente, a região de transição entre o estágio II e o estágio III e detalhes do estágio III de fratura por fadiga, por "dimples" (figura 5.33).



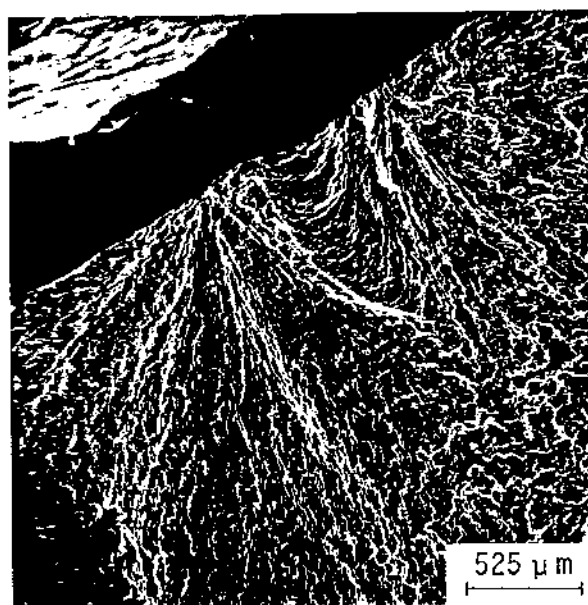
a) $G_d = 15,0\%$
 $S = 245,2 \text{ MPa } (\approx 15X)$



b) $G_d = 15,0\%$
 $S = 392,3 \text{ MPa } (\approx 30X)$

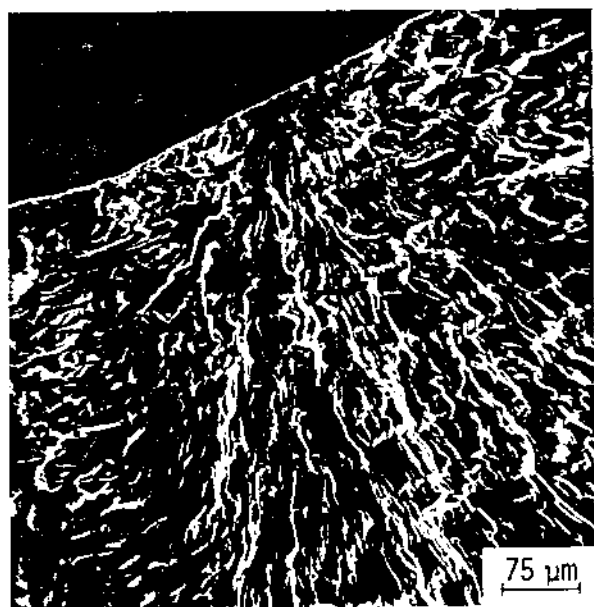


c) $G_d = 20,0\%$
 $S = 245,2 \text{ MPa } (\approx 20X)$



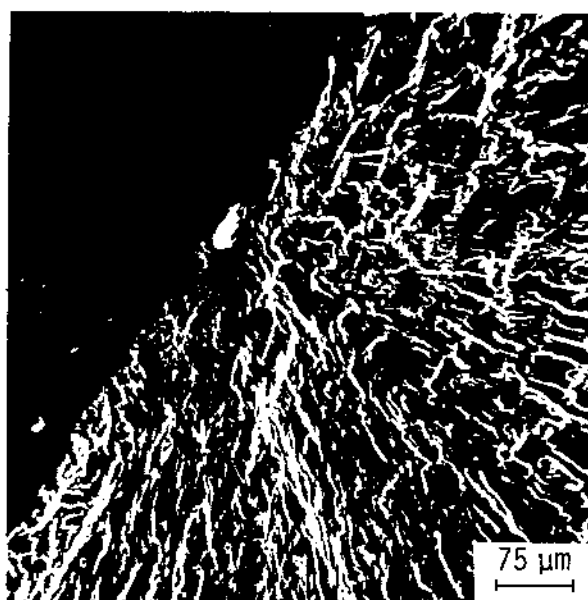
d) $G_d = 20,0\%$
 $S = 343,2 \text{ MPa } (\approx 35X)$

Figura 5.30 - Fractografias obtidas em MEV, com baixo aumento, mostrando o aspecto característico de superfícies de fratura por fadiga para deformações (G_d) de 15,0% e 20%, nos níveis de tensões (S) indicados.



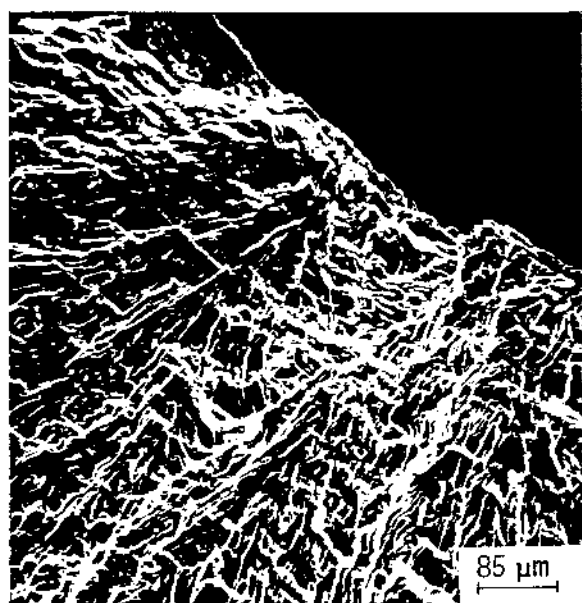
a) $Gd = 6,5\%$

$S = 245,2 \text{ MPa } (\approx 150X)$



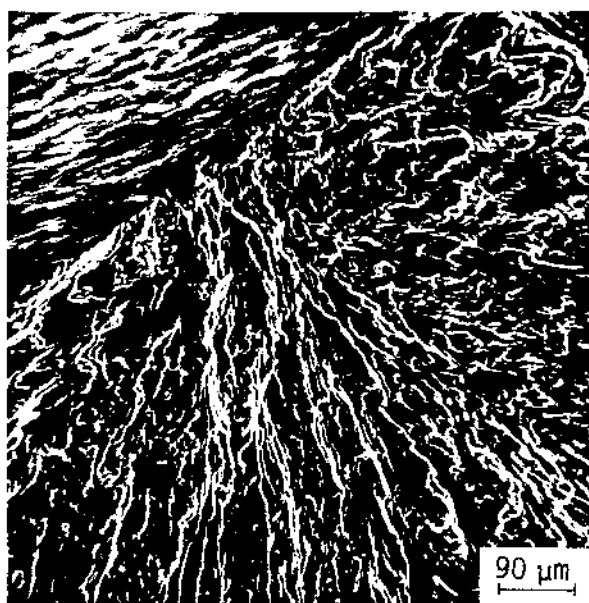
b) $Gd = 6,5\%$

$S = 343,2 \text{ MPa } (\approx 150X)$



c) $Gd = 6,5\%$

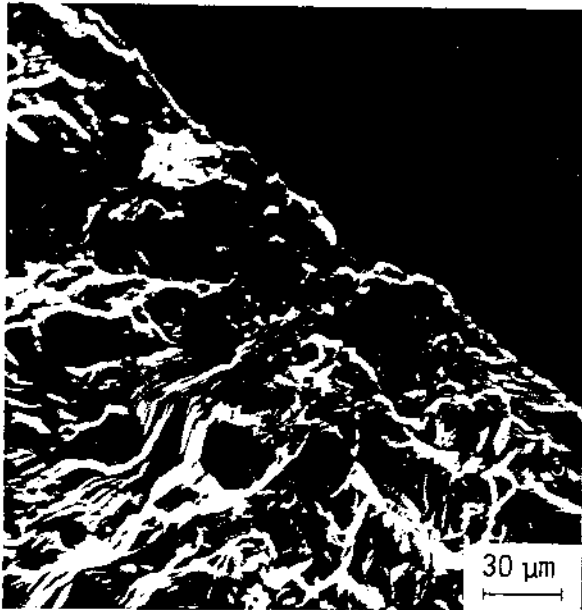
$S = 392,3 \text{ MPa } (\approx 130X)$



d) $Gd = 15,0\%$

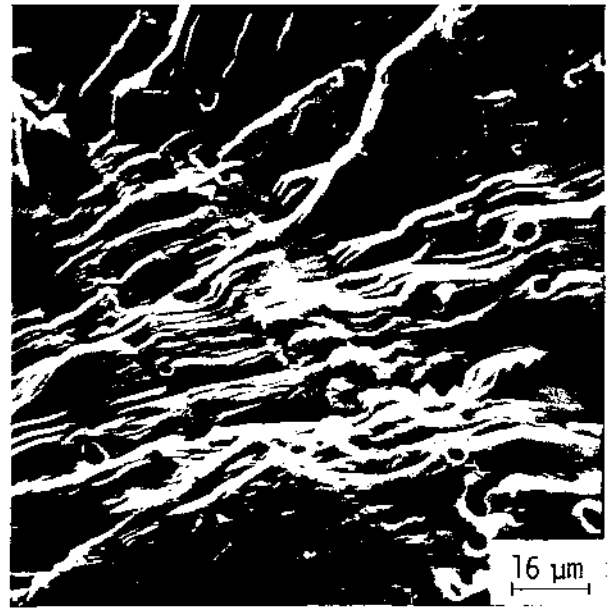
$S = 343,2 \text{ MPa } (\approx 120X)$

Figura 5.31 - Fractografias obtidas em MEV mostrando locais de nucleação de trincas em superfícies de fratura por fadiga, para os graus de deformações (Gd) e os níveis de tensões (S) indicados.



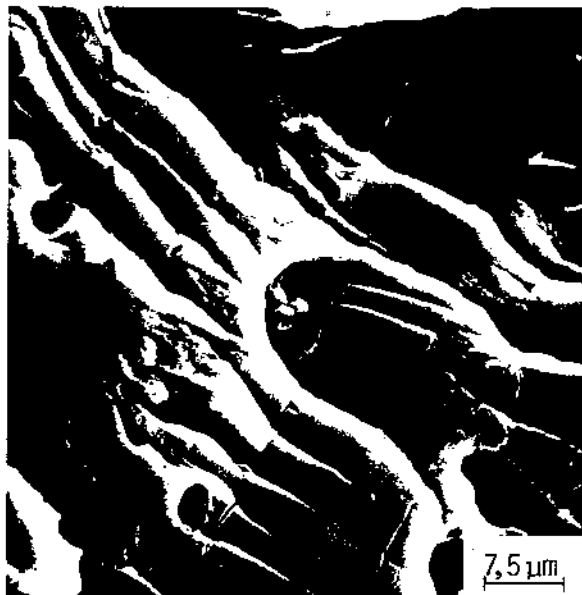
a) $Gd = 10,0\%$

$S = 245,2 \text{ MPa } (\approx 400X)$



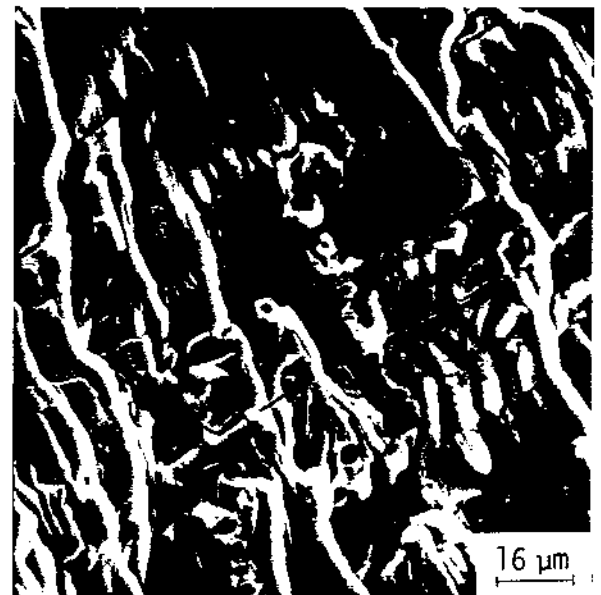
b) $Gd = 15,0\%$

$S = 343,2 \text{ MPa } (\approx 700X)$



c) $Gd = 6,5\%$

$S = 343,2 \text{ MPa } (\approx 1500X)$



d) $Gd = 20,0\%$

$S = 392,3 \text{ MPa } (\approx 700X)$

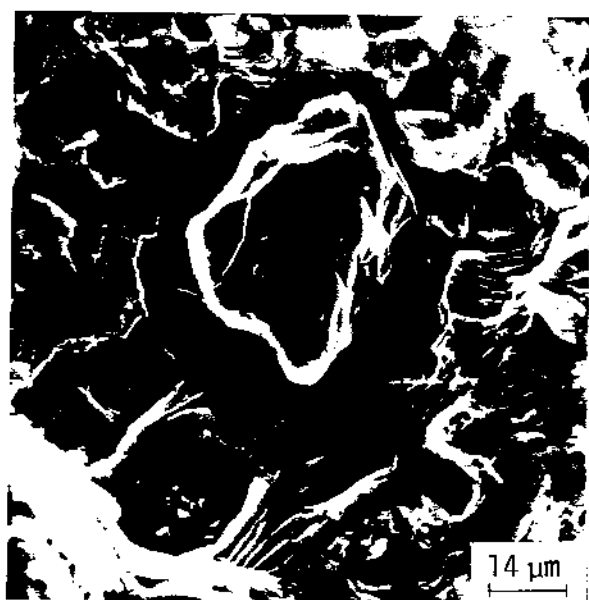
Figura 5.32 - Fractografias obtidas em MEV mostrando a topografia característica da zona de transição entre o estágio I e o estágio II de propagação de trincas por fadiga, para os graus de deformação (Gd) e os níveis de tensões (S) indicados.



a) $Gd = 0,0\%$ ($\approx 1200X$)



b) $Gd = 1,5\%$ ($\approx 1200X$)

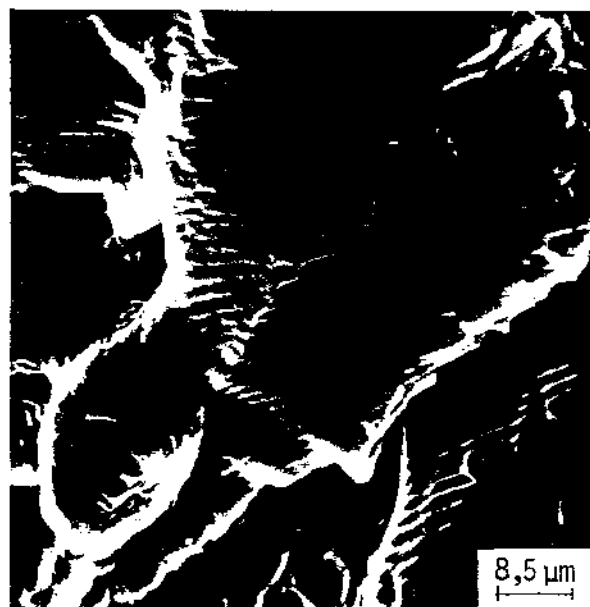


c) $Gd = 3,0\%$ ($\approx 800X$)

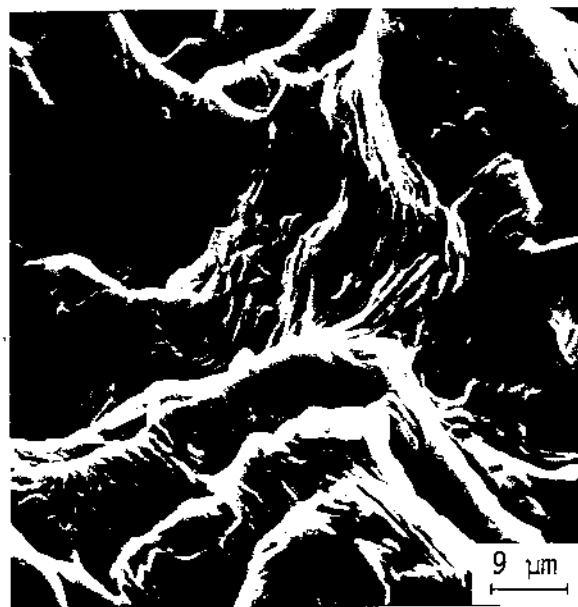


d) $Gd = 3,0\%$ ($\approx 1500X$)

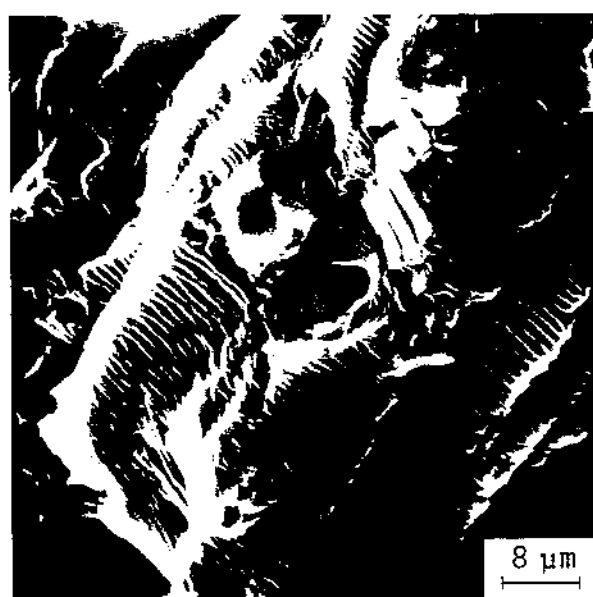
Figura 5.32.a - Fractografias obtidas em MEV mostrando detalhes do estágio II de propagação de trincas por fadiga (estrias) para os graus de deformação em a) $Gd = 0,0\%$, em b) $Gd = 1,5\%$, em c e d) $Gd = 3,0\%$, no nível 245,2 MPa.



a) Gd = 0,0% ($\approx 1300X$)



b) Gd = 1,5% ($\approx 1200X$)

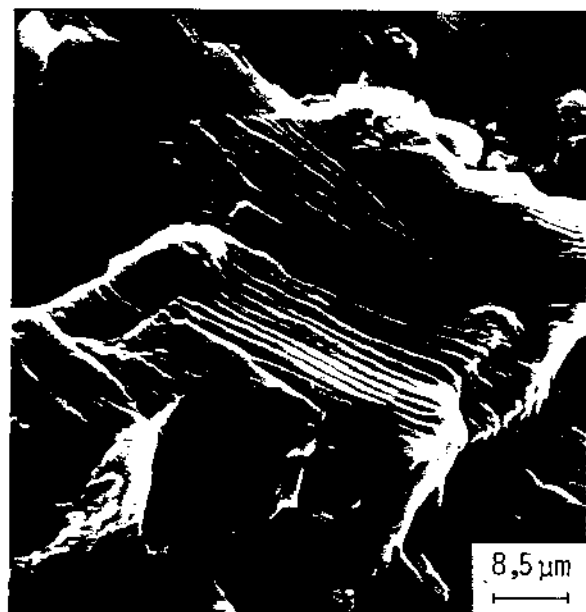


c) Gd = 3,0% ($\approx 1400X$)



d) Gd = 3,0% ($\approx 1400X$)

Figura 5.32.b - Fractografias obtidas em MEV mostrando detalhes do estágio II de propagação de trincas por fadiga (estrias) para os graus de deformação em a) Gd = 0,0%, em b) Gd = 1,5% em c e d) Gd = 3,0% no nível 392,3 MPa.



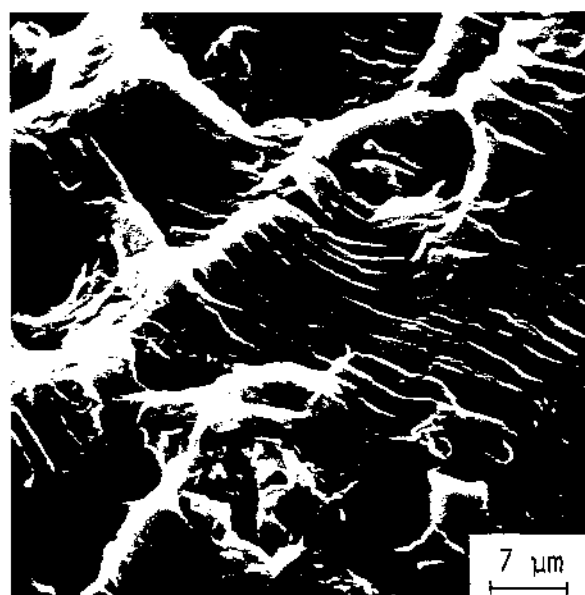
a) Gd = 6,5%

S = 392,3 MPa ($\approx 1300X$)



b) Gd = 6,5%

S = 245,2 MPa ($\approx 1500X$)



c) Gd = 10,0%

S = 392,3 MPa ($\approx 1600X$)



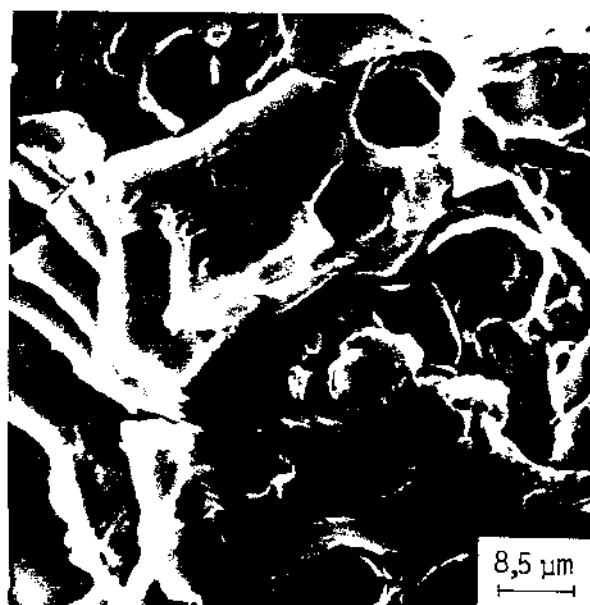
d) Gd = 10,0%

S = 343,2 MPa ($\approx 1500X$)

Figura 5,32.c - Fractografias obtidas em MEV mostrando detalhes do estágio II de propagação de trincas por fadiga (estrias, partículas quebradas e fendas) para os graus de deformação em a e b) Gd = 6,5%, em c e d) Gd = 10,0%, nos níveis de tensões (S) indicados.



$S = 392,3 \text{ MPa } (\approx 1300X)$

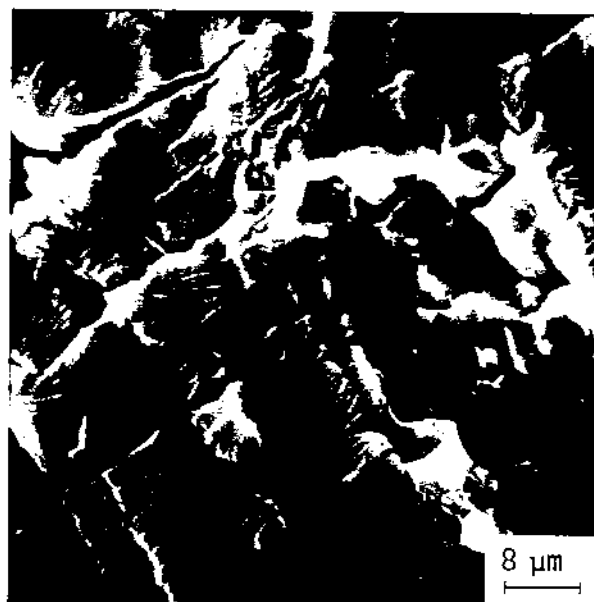


$S = 392,3 \text{ MPa } (\approx 1300X)$

(a)



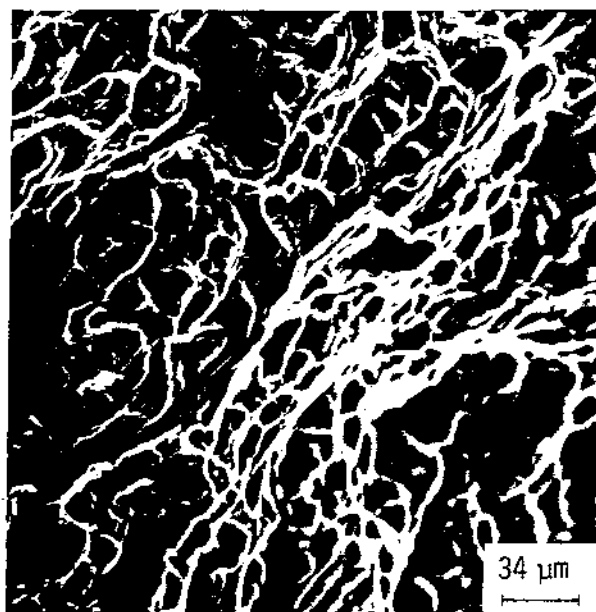
$S = 392,3 \text{ MPa } (\approx 700X)$



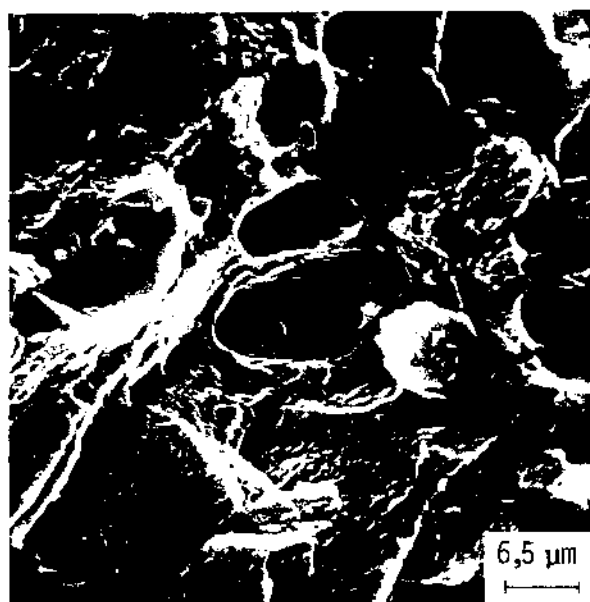
$S = 343,2 \text{ MPa } (\approx 1400X)$

(b)

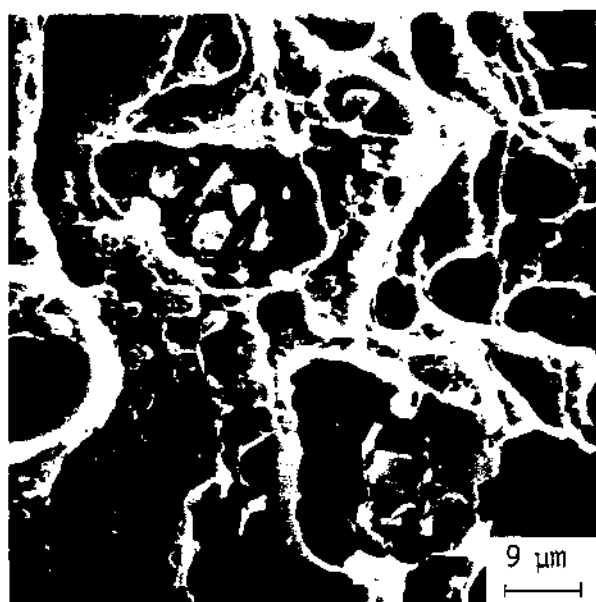
Figura 5.32.d - Fractografias obtidas em MEV mostrando detalhes do estágio II de propagação de trincas por fadiga (partículas e fendas) para os graus de deformação em a) $G_d = 15,0\%$, em b) $20,0\%$, nos níveis de tensões (S) indicados.



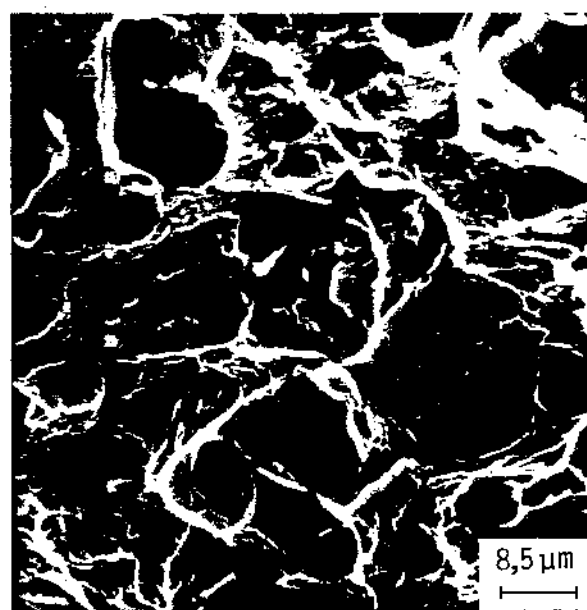
a) Transição entre os estágios
II e III, Gd = 10,0%,
S = 343,2 MPa, ($\approx 360X$)



b) Fratura dútil por "Dimples",
Gd = 3,0%,
S = 343,2 MPa ($\approx 1.700X$)



c) Fratura dútil por "Dimples"
Gd = 15,0%
S = 392,3 MPa ($\approx 1200X$)



d) Idem ao c), ($\approx 1300X$)

Figura 5.33 - Fractografias obtidas em MEV mostrando em a) transição do estágio de estrias para fratura por dimples e em b, c e d) fraturas dúteis por dimples (em detalhes as partículas), para os graus de deformação e níveis de tensões indicados.

Com base nas informações que podem ser extraídas das superfícies de fraturas, através de uma análise de seus vários detalhes, pode-se chegar a uma explicação para o comportamento em fadiga mostrado nas figuras 5.34 e 5.35. Essas duas figuras, mostram o aumento da vida em fadiga para um mesmo nível de tensão à medida que o grau de deformação aumenta, atingindo um máximo em torno de 15,0% e diminuindo em seguida.

O gráfico apresentado na figura 5.34, construído com os resultados experimentais, mostra exatamente o comportamento que se observa na sequência de curvas $S \times \overline{\text{Log } N}$ apresentadas na figura 5.20, discutido anteriormente no item 5.4.1. Na figura 5.35, as curvas foram plotadas com os níveis de tensões corrigidos, de tal forma que cada nível ($0,80 \sigma_e$, $0,70 \sigma_e$, $0,60 \sigma_e$ e $0,50 \sigma_e$) representa a mesma proporção da resistência ao escoamento do seu respectivo grau de deformação. O comportamento observado em cada curva dessa figura, representa exatamente a sequência das posições mantida pelas curvas $S \times \text{Log } N$, em cada nível de tensão, mostrada no gráfico $S \times \text{Log } N$ da figura 5.21.

Dois aspectos devem ser considerados nessas duas figuras e particularmente na figura 5.35. Primeiro, o ponto de máximo relativo correspondente a 15% de deformação, aumenta conforme diminui o nível de tensão e segundo, o comportamento dessas curvas segue a mesma tendência da variação do encruamento mostrada na figura 5.12.

A maior sensibilidade do valor máximo da vida em fadiga com o decréscimo do nível de tensão pode ser explicado considerando que para níveis de tensões menores a resistência à propagação de trincas da liga com 15,0 % de deformação é maior que a resistência para níveis mais altos. Para níveis de tensões mais altos a nucleação e a propagação de trincas é facilitada, pela concentração de tensões ou de deformações nos nucleadores de trinca.

O comportamento em fadiga foi inverso ao comportamento das propriedades de tração e proporcional ao encruamento. Portanto para os graus de deformação estudados a liga 7475 tem comportamentos diferentes quando solicitada monotonicamente ou ciclicamente. A estrutura mais encruada ($n = 0,138$) é consti

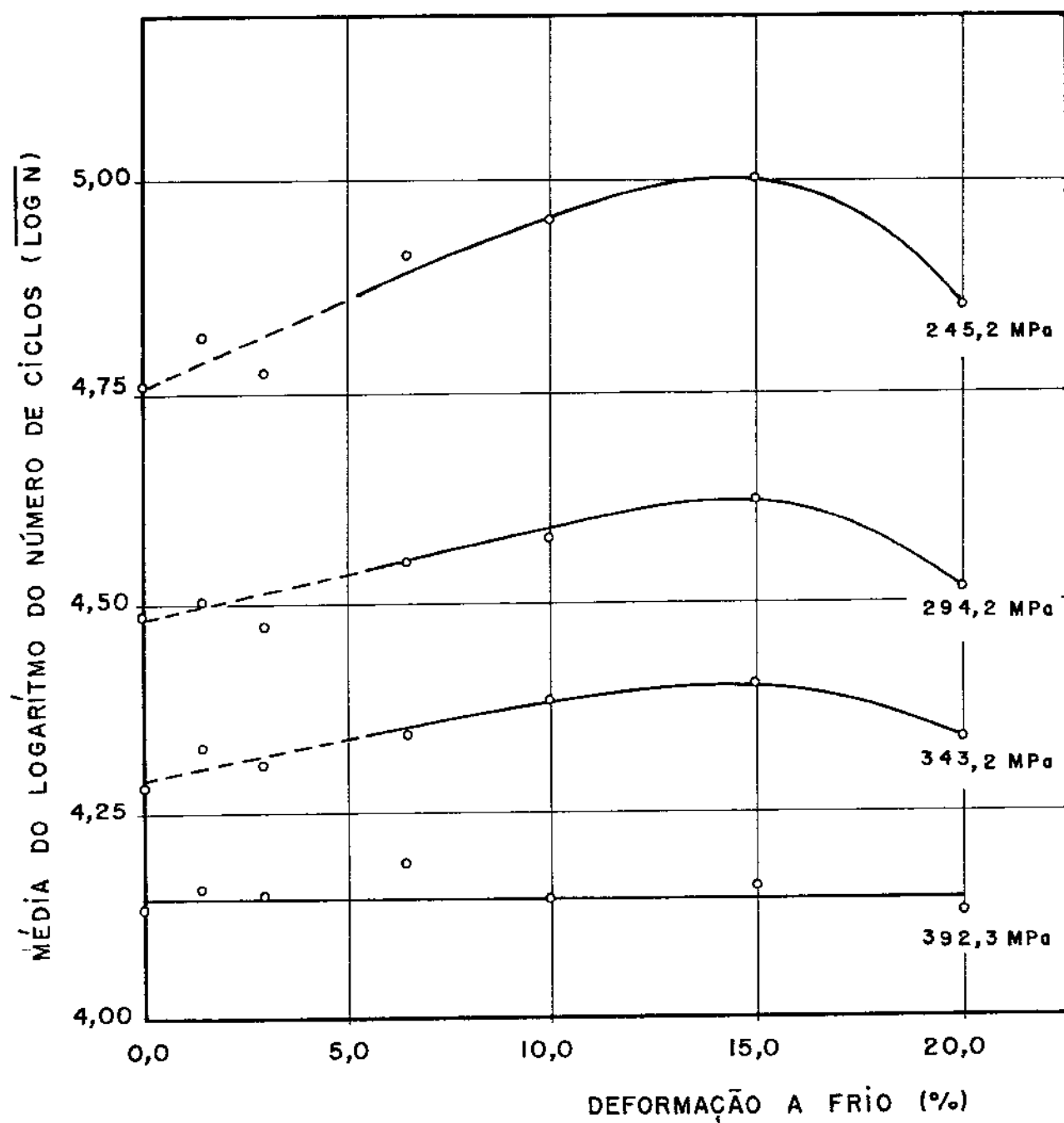


Figura 5.34 - Variação da Vida em Fadiga Experimental com o Grau de Deformação, para os quatro Níveis de Tensões Estudados.

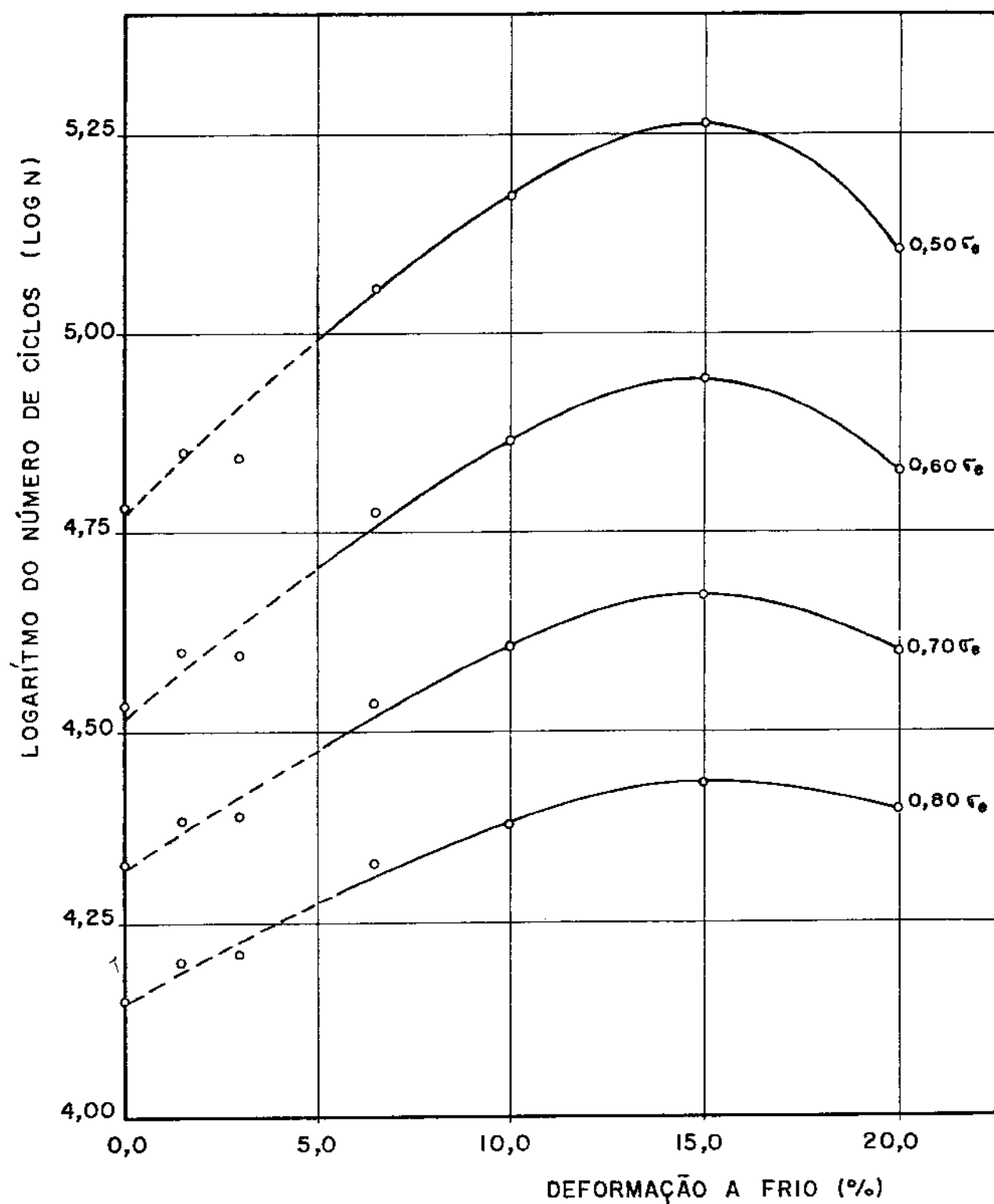


Figura 5.35 - Variação da Vida em Fadiga versus Grau de Deformação, para os Níveis de Tensões Corrigidos de acordo com a Resistência ao Escoamento do Grau de Deformação.

tuída por um arranjo de discordâncias com distribuição e tamanho de partículas de segunda fase, resultantes do processo de tratamento termomecânico realizado, mais estáveis em solicitações cíclicas à medida que a deformação ultrapassa o índice de 3,0% até um limite de aproximadamente 15,0%. Deformações a partir desse valor podem criar um estado de defeitos não desejável, que contribui para deteriorar as propriedades antes ou durante o tratamento de envelhecimento.

Deformações menores que da ordem de 3,0% não produzem microestruturas suficientemente estáveis para solicitações cíclicas comparada com as microestruturas obtidas para graus de deformações maiores até em torno de 15,0%. Por outro lado deformações maiores que da ordem de 15,0%, conforme pode ser verificado nas fractografias da figura 5.32, item d, e na figura 5.32d, item b, em comparação com as demais fractografias apresentadas, a deformação de 20% causa um nível de trincamento no material muito maior em relação aos outros graus de deformações.

A maior densidade de trincas secundárias na superfície de fratura por fadiga para o grau de deformação 20% em relação aos demais graus, ao longo de praticamente todo o percurso de propagação da trinca, está relacionada ao nível de defeitos criado pela deformação plástica, contribuindo para facilitar a nucleação de trincas secundárias durante o processo de fratura por fadiga. Essa facilidade de nucleação de trincas secundárias é representada pelo número de trincas existentes, podendo ser observado tanto na região de transição entre o estágio I e o estágio II de propagação da trinca mostrada na figura 5.32, como na região de estrias, mostrada na figura 5.32.d, item b.

Na região de transição, as trincas secundárias foram nucleadas em vazios, partículas de segunda fase e em contornos de grão e na região de estrias, para alto nível de tensão ($S = 392,3$ MPa), os locais de nucleação foram as raízes das estrias e os contornos de grão, o mesmo tendo sido verificado para um nível de tensão menor ($S = 343,2$ MPa) onde a nucleação, também, ocorreu nas raízes das estrias e em contornos de grão, porém a densidade de

trincas na superfície de fratura foi menor.

As trincas secundárias não são necessariamente intergranulares e podem ser nucleadas em locais de alta concentração de tensões, com características, que podem criar um estado de triaxialidade de tensões, e nesses pontos, a intensidade da tensão efetiva é equivalente à tensão crítica local requerida para nuclear uma fratura por clivagem em carregamentos monotônicos [121]. Portanto, apesar de nos metais CFC não se observar a fratura frágil, existem fatores que contribuem para a fragilização (no caso do material ser deformado a frio), e que podem favorecer a nucleação de trincas com aspecto de clivagem. Por outro lado, se a energia armazenada no denso arranjo de discordâncias nos locais de concentração de deformações, for usada para a formação de superfícies livres, então a trinca é nucleada em planos favoráveis à clivagem [49]. Assim a propagação da trinca principal é acelerada por trincas secundárias de aparência frágil em contornos de grão e/ou por trincas de características dúteis nucleadas pela descoesão de partículas incoerentes com a matriz e que podem também ocorrer em contornos de grão.

Voltando ao caso do dobramento de chapas, isto significa, que o raio mínimo de dobramento, no caso específico de peças sujeitas a solicitações cíclicas deve ser maior, para que as deformações na superfície externa da curvatura de dobramento não ultrapassem o limite de 15,0% de deformação.

C A P Í T U L O VI

CONCLUSÕES E PROPOSTAS PARA FUTUROS TRABALHOS

6.1 CONCLUSÕES :

1. As propriedades mecânicas, resistência à tração, resistência ao escoamento, dureza e alongamento mostraram a mesma tendência no comportamento mecânico em relação às deformações a frio realizadas, antes do envelhecimento na faixa de 0 a 20%. Verificou-se um declínio gradativo dessas propriedades a partir de 0% de deformação, até o menor valor para a deformação de 20%. O valor mínimo atingido é ligeiramente inferior ao valor correspondente à condição T761 (como recebida) para a resistência à tração, resistência ao escoamento e dureza, porém para o alongamento foi ligeiramente maior. Todas essas quatro propriedades, referentes a 0% de deformação, apresentaram os máximos valores e acima do especificado pelo fabricante na condição T761.

2. A variação apresentada pelo alongamento foi inversa àquela que caracterizou as propriedades de tração e dureza. Porém, o comportamento observado foi coerente com o endurecimento por deformação e sendo assim não foi afetado pelo envelhecimento.

3. A diminuição gradativa da resistência à tração e da resistência ao escoamento é atribuída a uma aceleração da cinética de precipitação, de tal forma que, para os maiores graus de deformação é atingido um maior grau de superenvelhecimento.

4. O coeficiente de encruamento (n) mede a capacidade do material se deformar plasticamente de maneira uniforme e mostrou ser um parâmetro indicativo para prever o comportamento em fadiga (N). Os dois parâmetros n e N apresentam a mesma tendência, ou seja, aumentam até 15% de deformação e diminuem a partir desse valor.

5. A semelhança entre a variação do coeficiente de encruamento e a vida em fadiga com o grau de deformação, permitiu correlacionar essas duas propriedades, através de equações experimentais, onde os parâmetros S_0 e γ da equação $S = S_0 N^\gamma$ que representa analiticamente a curva S-N foram obtidos em função de n , com boa aproximação.

6. A vida em fadiga não apresentou o mesmo comportamento das propriedades de tração, pois estas decrescem continuamente a partir do valor máximo correspondente a 0% de deformação, até o menor valor para 20%, enquanto a vida em fadiga cresce continuamente de 0 a 15% de deformação diminuindo em seguida.

7. O comportamento em fadiga pode ser explicado com base na maior estabilidade da microestrutura para resistir solicitações cíclicas à medida que as deformações aumentam a partir de 3,0%, dificultando a concentração de deformações localizadas durante o carregamento cíclico. A partir de 15,0% de deformação o estado de defeitos criados pela deformação a frio contribui para deteriorar as propriedades de fadiga seja pelo saturamento atingido antes ou durante o envelhecimento ou pelo amolecimento devido ao superenvelhecimento da liga.

8. Análises fractográficas obtidas em MEV mostram que o decréscimo da resistência à fadiga a partir de 15% de deformação é devido a grande quantidade de trincas que se formam nos estágios iniciais de nucleação da trinca e predominam durante o estágio de propagação estável.

9. Os nucleadores de trinca mais comuns, na quase totalidade dos casos foram localizados nas arestas da secção de teste dos corpos de prova.

10. Os processos de dobramento de chapas para fabricação de componentes estruturais que serão solicitados ciclicamente, devem evitar o uso de raios mínimos de dobramento que produzam deformações na superfície externa da curvatura maiores que 15,0%, em chapas de ligas de alumínio 7475.

6.2 PROPOSTAS PARA FUTUROS TRABALHOS

1. Estudar os Mecanismos de Fadiga em ligas de alumínio do tipo 7xxx, deformadas por tração antes do envelhecimento.
2. Estudar o processo de precipitação das ligas de alumínio do tipo 7xxx deformadas por tração e por compressão antes do envelhecimento e comparar os efeitos sobre as propriedades de tração e fadiga.
3. Estudar a tenacidade à fratura em ligas de alumínio do tipo 7xxx, deformadas por tração e por compressão antes do envelhecimento.
4. Estudar o efeito de concentradores de tensões geométricos nas propostas acima sugeridas.
5. Estudar o efeito das tensões residuais decorrentes do processo de deformação a frio nas propriedades de fadiga em ligas de alumínio do tipo 7xxx.
6. Estudar o comportamento das propriedades de tração e fadiga, efetuando-se as deformações com a liga no estado recozido, e posteriormente, realizar os tratamentos de solubilização e precipitação.

B I B L I O G R A F I A

- 1 . FUCHS,H.O. and STEPHENS,R.I. - Metal Fatigue in Engineering, Chapter 2, Fatigue Design Methods, John Wiley & Sons, ed. (1980), p. 7-13.
- 2 . OSGOOD,C.C. - Fatigue Design, Chapter 2, Characteristics of the Design Approach, John Wiley & Sons, ed. (1970), p. 3-44.
- 3 . HARRISON,J.D. - Damage Tolerant Design, Years of Progress, Cambridge, Pergamon Press, (1986), p. 117-131.
- 4 . THOMPSON,D.S. - Metallurgical Factors Affecting High Strength Aluminum Alloy Production, Metallurgical Transactions A, Vol. 6A, (1975), p.671-683.
- 5 . SARKAR,B., MAREK,M. and STARKE Jr., E.A.- The Effect of Copper Content and Heat Treatment on Stress Corrosion Characteristics of Al-6Zn-2Mg-xCu Alloys, Metallurgical Transactions A, Vol. 12A, (1981), p. 1939-1943.
- 6 . HAHN,G.T. and ROSENFELD,A.R. - Metallurgical Factors Affecting Fracture Toughness of Aluminum Alloys, Metallurgical Transactions A, Vol. 6A, (1975), p. 653-670.
- 7 . BROEK,D. and BOWLES,C.Q. - The Effect of Precipitate Size on Crack Propagation and Fracture of an Al-Cu-Mg Alloy, Journal of the Institute of Metals, Vol. 99, (1971), p. 255-257.
- 8 . HONEYCOMBE,R.W.K. - The Plastic Deformation of Metals, Chapter 2, The Deformation of Metals Crystals, General Aspects, Edward Arnold Publisher, ed. (1971), p. 5-32.
- 9 . HONEYCOMBE,R.W.K. - The Plastic Deformation of Metals Chapter 11, Annealing of Deformed Metals, Edward Arnold Publisher, ed. (1971), p. 283-321.

10. DIETER, G.E. - Mechanical Metallurgy, Part Two, Metallurgical Fundamentals, Chapter 6, Strengthening Mechanisms, McGraw Hill Book Co, ed. (1984), p. 190-246.
11. UNGÁR, T. et al - Dislocation Structure and Work Hardening in Polycrystalline OFHC Copper Rods Deformed by Torsion and Tension, Acta Metallurgica, vol. 34, 7 (1986), p. 1257-1267.
12. HONEYCOMBE, R.W.K. - The Plastic Deformation of Metals, Chapter 5, Theories of Work Hardening of Metals, Edward Arnold Publisher, ed. (1971), p. 128-143.
13. LONGO, W.P. and REED-HILL, R.E. - Alguns Aspectos do Encruamento dos Metais, Revista do Círculo de Engenharia Militar, nº 69, (1973), p. 1-50.
14. CLAREBOUGH, L.M. and HARGREAVES, M.E. - Work Hardening of Metals, Progress in Metal Physics, Bruce Chalmers and R. King editors, Pergamon Press, vol. 8, (1959), p. 1-103.
15. SAWKILL, J. and HONEYCOMBE, R.W.K. - Strain Hardening in Face-Centred Cubic Metal Crystals, Acta Metallurgica, vol. 2, 1 (1954), p. 854-864.
16. CAHN, R.W. - Physical Metallurgy, Chapter 19, Recovery and Recrystallization, edited by R.W. Cahn, ed. (1970), p. 1.129-1.197.
17. KIKUCHI, S. and YAMAGUCHI, A. - Effect of Prestain at High Temperatures on the Strength of Aluminum, Proceedings of the 7th International Conference on Strength of Metals and Alloys (7th ICSMA), Pergamon Press, Canada, vol. 2, (1985), p. 1.193-1.198.
18. ANDERSON, W.A. - Aluminum Properties and Physical Metallurgy, Chapter 4, Work Hardening, Recovery, Recrystallization and Grain Growth, ASM, American Society for Metals. John E. Hatch editor, ed. (1984), p. 105-133.

19. BECK,P.A. - The Formation of Recrystallization Nuclei, Journal of Applied Physics, vol.20, (1949), p. 633.
20. GERARD,M.L. and LAUGHLIN,D.E. - The Effect of Solute Content on the Slip Behavior in 7XXX Series Aluminum Alloys, Metallurgical Transactions A, vol. 12A, (1981), p. 2083-2091.
21. ARDELL,A.J. - Precipitation Strengthening: General Considerations, Encyclopedia of Materials Science and Engineering, Pergamon Press, vol.5, (1986), p. 3882-3887.
22. KELLY,A. and NICHOLSON,R.B. - Precipitation Hardening, Progress in Materials Science, editor Chalmers, Pergamon Press, vol. 10, ed. (1966),p. 151-391.
23. HUNSICKER,H.Y. - Aluminum Properties and Physical Metallurgy, Chapter 5, Metallurgy of Heat Treatment and General Principles of Precipitation Hardening, ASM-American Society for Metals, John E. Hatch editor, ed. (1984), p. 134-199.
24. GJONNES,J. and SIMENSEN,C.J. - An Electron Microscope Investigation of the Microstructure in an Aluminum - Zinc - Magnesium Alloy, Acta Metallurgica, vol. 18, 8 (1970), p. 881-890.
25. BROWN,R.H. and WILLEY,L.A. - Aluminum Properties and Physical Metallurgy, Chapter 2, Constitution of Alloy, ASM - American Society for Metals, John E. Hatch editor, ed. (1984), p. 25-57.
26. ARCHAMBAULT,P.; MOREAUX,F. and BECK,G. - Recent Understanding of Solid Solution Decomposition on Quenching and its Influence on Precipitation During Aging (7075 Alloy), Aluminum Alloys-Their Physical and Mechanical Properties, Chartottesville, Virginia, vol. I, (1986), p. 589-601.

27. MEHR, P.L. - Thermal Treatments for 7475 Sheet and Plates, Addendum to Alcoa Green Letter "Alcoa 7475 Sheet and Plates", No 216, (1982), p. 1-8.
28. FRIDLYANDER, I.N. et al - Effect of Second-Stage Schedules of Two - Stage Aging on the Structure and Properties of Alloy V96TS1; Metallovedenie i Termicheskaya Metallov, No 7, (1985), p. 23-25.
29. EL SHEIKH, A.M. - Precipitation Hardening and Substructure Features in Al-Zn-Mg Alloys, Proceedings of 7th International Conference on Strength of Metals and Alloys (7th ICSMA), Canada, Pergamon Press, vol.1, (1985), p. 483-488.
30. SANDERS Jr., H.T. and STALEY, J.T. - Review of Fatigue and Fracture Research on High Strength Aluminum Alloys, ALCOA-Aluminum Company of America, (1985), p. 1-35.
31. PARK, J.K. and ARDELL, A.J. - Precipitation at Grain Boundaries in the Commercial Alloy Al 7075, Acta Metallurgica, vol.34, 12 (1986), p.2399-2409.
32. VASUDEVAN, A.K. and DOHERTY, R.D. - Overview No 58, Grain Boundary Ductile Fracture in Precipitation Hardened Aluminum Alloys, Acta Metallurgica, vol. 36, 6 (1987), p. 1193-1219.
33. McQUEEN, H.J. - The Experimental Roots of Thermomechanical Treatments for Aluminum Alloys, Proceedings of a Symposium on Thermomechanical Processing of Aluminum Alloys, USA, The Metallurgical Society of AIME, (1979), p. 1-24.
34. DIRUSSO, E., CONSERVA, M., GATTO, F. and MARKUS, H. - Thermomechanical treatments on High Strength Al-Zn-Mg (-Cu) Alloys, Metallurgical Transactions, vol. 4, 4 (1973), p. 1087-1100.

35. OSTERMANN, F.G. and REIMAN, W.H. - Thermomechanical Processing and Fatigue of Aluminum Alloys, Achievement of High Fatigue Resistance in Metals and Alloys, ASTM STP 467, American Society for Testing and Materials, (1970), p. 169-187.
36. ASM-Metals Handbook, Properties and Selection - Nonferrous Alloys and Pure Metals, Temper Designation System for Aluminum Alloys, vol.2, 9th ed., (1979), p. 24-27.
37. THOMPSON, D.S. and LEVY, S.A. - Thermomechanical Treatments of Al- Cu- Mg Alloys, Proceedings of a Symposium on Thermomechanical Processing of Aluminum Alloys, The Metallurgical Society of AIME, (1979), p.74-85.
38. WILCOX, B.A. and CLAUSER, A.H. - The Influence of Microstructure on High Temperature Creep and Tensile Deformation of Al-Cu-Mg Alloys, Proceedings of a Symposium on Thermomechanical Processing of Aluminum Alloys, The Metallurgical Society of AIME, (1979), p. 127-145.
39. RACK, H.J. and WRENZER, R.W. - Thermomechanical Treatments of High Purity 6061 Aluminum Alloy, Metallurgical Transactions A, vol. 8A, 2 (1977), p. 335-346.
40. RACK, H.J. - The influence of Prior Strain upon Precipitation in a High-Purity 6061 Aluminum Alloy, Materials Science and Engineering, vol.29, (1977), p. 179-188.
41. RACK, H.J. - Thermomechanical Treatments of 6000 Aluminum Alloys, Proceedings of a Symposium on Thermomechanical Processing of Aluminum Alloys, The Metallurgical Society of AIME, (1979), p. 86-103.
42. LYNCH, S.P. - Mechanisms of Fatigue and Environmentally Assisted Fatigue, ASTM STP 675, American Society for Testing and Materials, (1979), p. 174-213.

43. OSTERMAN, F. - Improved Fatigue Resistance of Al-Zn-Mg-Cu (7075) Alloys Through Thermomechanical Processing, *Metallurgical Transactions*, vol. 2, 10 (1971), p. 2897-2902.
44. MULHERIN, J.H. and ROSENTHAL, H. - Influence of Nonequilibrium Second-Phase Particles Formed During Solidification upon the Mechanical Behavior of an Aluminum Alloy, *Metallurgical Transactions*, vol. 2, (1971), p. 427-432.
45. CVIJOVIC, Z., MIHAJLOVIC, D. and JORDOVIC, B. - Quantitative Metallographic Study of the Influence of the Fe Content on the Microstructure of Al-Zn-Mg-Cu Alloys, *Acta Stereol*, vol. 5, 2 (1986), p. 337-342.
46. OHIRA, T. and KISHI, T. - Effect of Iron Content on Fracture Toughness and Cracking Processes in High Strength Al-Zn-Mg-Cu Alloy, *Materials Science and Engineering*, vol. 78, (1986), p. 9-19.
47. TETELMAN, A.S. and McEVILY Jr., A.J. - *Fracture and Advanced Treatise*, vol. VI, Chapter 3, Fracture of High Strength Materials, H. Liebowitz editor, Academic Press, N.Y., (1969), p. 137-180.
48. WILSDORF, H.G.F. - Review Paper, The Ductile Fracture of Metals: A Microstructural View point, *Materials Science and Engineering*, vol. 59, 1 (1983), p. 1-39.
49. GROSSKREUTZ, J.C. - Fatigue Mechanisms in the Sub-Creep Range, *Metal Fatigue Damage-Mechanism, Detection, Avoidance, and Repair*, ASTM STP 495, American Society for Testing and Materials, (1971), p. 5-60.
50. EDWARDS, L. and MARTIN, J.W. - Effect of Dispersoids on Fatigue Crack Propagation in Aluminum Alloys, *Metal Science*, vol. 17, 11 (1983), p. 511-518.

51. SANDERS Jr., T.H. and STARKE Jr., E.A. - The Relationship of Microstructure to Monotonic and Cyclic Straining of Two Age Hardening Aluminum Alloys, *Metallurgical Transactions A*, vol.7A,9 (1976), p. 1407-1418.
52. COFFIN Jr., L.F. - Fatigue Mechanism - An Historical Perspective, *Fatigue Mechanisms*, ASTM STP 675, American Society for Testing and Materials, (1979), p. 9-20.
53. GROSSKREUTZ, J.C. - The Mechanisms of Metals Fatigue (I), Review Article, *Physica Status Solidi (b)*, vol. 4, 1 (1971), p. 11-31.
54. SOVAMI, N., FAGOT, M. CHOMEL, P. and COTTU, J.P. - Fatigue Particle Coarsening in Al-Zn Alloy, *Scripta Metallurgica*, vol.20, 12 (1986), p.1673-1676.
55. HUNSCHE, A. and NEUMANN, P. - Quantitative Measurement of Persistent Slip Band Profiles and Crack Initiation, *Acta Metallurgica*, vol. 34,2 (1986), p. 207-217.
56. PEDERSEN, O.B. and WINTER, A.T. - Fatigue Hardening and Nucleation of Persistent Slip Bands in Copper, *Acta Metallurgica*, vol.30, (1982) p. 711-718.
57. FUCHS, H.O. and STEPHENS, R.I. - Metal Fatigue in Engineering, Chapter 3, *Macro/Micro Aspects of Fatigue of Metals*, John Wiley & Sons, N. Y., (1980), p. 14-36.
58. WILHELM, M., NAGESWARARAO, M. and MEYER, R. - Factors Affecting Stage I Crack Propagation in Age-Hardened Alloys, *Fatigue Mechanisms*, ASTM STP 675, American Society for Testing and Materials, (1979), p. 214-233.
59. ECKERT, R., LAIRD, C. and BASSANI, J. - Mechanism of Fracture Produced by Fatigue Cycling With a Positive Mean Stress in Copper, *Materials Science and Engineering*, vol.91, (1987), p. 81-88.

60. MERH,P.L. - Thechnical Information from Aluminum Company of América,ALCOA Green Letter, ALCOA 7475 Sheet and Plate, Nº 216, (1982), p. 1-32.
61. RMS - Relação de Material EMBRAER, documento privado.
62. AMS 4085B - Aerospace Material Specification, Aluminum Alloy Sheet (7475-T761) Solution Heat Treated an Overaged, (1986), p. G3-G9.
63. NE 03-003 - Norma Técnica da EMBRAER, Raios Mínimos para Dobragem a Frio de Chapas de Ligas de Alumínio, (1983), p. 1-3.
64. MANDIGO,F.N. - ASM, Metals Handbook, Mechanical Testing, Bend Testing, Bending Ductility Tests, vol. 8, 9th ed., (1985), p. 125-131.
65. SIDEBOTTON,O.M. and GEBHARDI,C.F. - Elastic Springback in Plates and Beams Formed by Bending, Experimental Mechanics, vol.19, 10 (1979), p. 371-377.
66. JOHNSON,W. and MELLOR,P.B. - Engineering Plasticity, Chapter 7,Elementary Analyses of the Elastic-Plastic Bending of the Beams, Rings and Plates, Van Nostrand Reinhold Co, (1973), p. 124-158.
67. KEELER,S.P. - Circular Grid System - A valuable Aid for Evaluating Sheet Metal Formability, SAE Automotive Engineering Congress, Detroit, paper 680092, (1968), p. 371-379.
68. GOODWIN,G.M. - Application of Strain Analysis to Sheet Metal Forming Problems in the Press Shop, SAE Automotive Engineering Congress,Detroit, paper 680093, (1968), p. 380-387.
69. BRUNO,L.C.F. e BRESCIANI FILHO,E. - Uso de Grelhas de Círculos Impressos e Curvas Limite de Conformação na Avaliação da Conformabilidade de Chapas Finas, Metalurgia A&M, vol. 34, 245 (1978), p. 285-290.

70. BARAYA, G.L., PARKER, J. and FLOWETT, J.W. - Mechanical and Protographic Processes for Producing a Grid of Lines, Inst. J. Mech. Sci., vol.5, (1963), p. 365-367.
71. PARKS, V.J. - Surface Curvature Analyzed With a Grid-reflection Technique, Experimental Mechanics, vol. 24, 1 (1984), p. 44-47.
72. JAVORIK, L.J. - Effect of Axial Compression, Journal of Testing and Evaluation (JTEVA), vol. 14, 4 (1986), p. 213-223.
73. REISS, W. and PÖHLANDT, K. - Fracture Behavior of the Aluminium Alloy AlCuMg₂ After Homogeneous Cold Deformation, Engineering Fracture Mechanics, vol. 23, 3 (1986), p. 575-584.
74. MIL-H-6088 - Military Specifications, Heat Treatment of Aluminum Alloys, (1982), p. 1-52.
75. NE40-002 - Norma Técnica da EMBRAER, Solubilização de Ligas de Alumínio, (1984), p. 1-10.
76. NE40-003 - Norma Técnica da EMBRAER, Envelhecimento Artificial de Ligas de Alumínio, (1985), p. 1-6.
77. JOHNSON, W. and MELLOR, P.B. - Engineering Plasticity, Chapter 1, Introduction, Van Nostrand Reinhold Co, (1973), p. 1-38.
78. DIETER, G.E. - Mechanical Metallurgy, Part Two, Plastic Forming of Metals, Chapter 20, Sheet-Metal Forming, McGraw-Hill Book Co, 2th ed., (1981), p. 672-700.
79. PEARCE, R. - Ensaios de Aço para Estampagem Profunda, Conferência Científica proferida no XXI Congresso da ABM, Volta Redonda, Metalurgia ABM, vol. 23, 117 (1967), p. 565-578.

80. MOORE, G.G. and WALLACE, J.F. - The Effect of Anisotropy on Instability in Sheet-Metal Forming, Journal of the Institute of Metals, vol.93,(1964-1965), p. 33-38.
81. ASTM E 517 - Standard Test Method for Plastic Strain Ratio r for Sheet Metal, Annual Book of ASTM Standards, vol. 03.01, (1985), p. 618-625.
82. SVENSSON, N.L. and WILLIAMSON, H.M. - Prediction of Yield Strength Anisotropy and Plastic Strain Ratios in Textured Sheet Metal, Metals Technology, Part 11, vol. 1, (1974), p. 477-482.
83. HECKER, S.S. - A Cup Test for Assessing Stretchability, Metals Engineering Quaterly, (1974), p. 30-36.
84. AMERICAN DEEP DRAWING RESEARCH GROUP - Analysis of Sheet Metal Formability, Metals Engineering Quaterly, (1974), p. 50-58.
85. BHATTACHARYYA, D. and MOLTSCHANIWSKYJ, G. - Measurement of Anisotropy by the Ring Compression Test, Journal of Mechanical Working Technology, vol. 13, (1986), p. 325-330.
86. LEQUEU, Ph., MONTHEILLET, F. and JONAS, J.J. - A Simplified Method for Describing Plastic Anisotropy, Strength of Metals and Alloys, Pergamon Press Ltd, Canada, vol.1, (1985), p. 269-274.
87. DIETER, G.E. - ASM, Metals Handbook, Mechanical Testing, Mechanical Behavior of Materials Under Tension, vol.8, 9th ed., (1985), p. 20-27.
88. ASTM E 8M - Standard Methods for Tension Testin of Metallic Materials (Metric), Annual Book of ASTM Standards, vol. 03.01, (1985), p.152-175.
89. FREED, A.D. and SANDOR, B.I. - The Plastic Compressibility of 7075 - T651 Aluminum-Alloy Plate, Experimental Mechanics, vol. 26, 2 (1986), p.119-121.

90. MARIN, J. - Mechanical Behavior of Engineering Materials, Part A, Static Properties, Chapter 1, Static Stress-Strain Properties in Tension Compression, Prentice Hall Inc., (1966), p. 3-62.
91. LOW, J. and GAROFALO, F. - Precision Determination of Stress-Strain Curves in the Plastic Range, Proc. S.E.S.A., vol. 4, 2 (1947), p. 16-25.
92. DAVIS, H.E., TROXELL, G.E. and HAUCK, G.F.W. - The Testing of Engineering Materials, Part 2, Characteristics of Tests, Chapter 12, Hardness, McGraw Hill, 4th ed., (1982), p. 195-220.
93. ENTWISTLE, K.M., FELL, J.H. and KOO, K.I. - The Effect of Vacancy/Impurity Interaction on the Rate of Quench-Age-Hardening in Aluminum-Copper Alloys, Journal of the Institute of Metals, vol. 91, (1962-1963), p. 84-88.
94. TURNBULL, D., ROSEMBAUM, H.S. and TREAFITIS, H.N. - Kinetics of Clustering in Some Aluminum Alloys, Acta Metallurgica, vol. 8, (jan.-june 1960), p. 227-295.
95. SILCOCK, J.M., HEAL, T.J. and HARDY, H.K. - Structural Ageing Characteristics of Binary Aluminum-Copper Alloys, Journal of the Institute of Metals, vol. 82, (1953-1954), p. 239-248.
96. ROSEN, M. and HOROWITZ, E. - An Investigation of the Precipitation - Hardening Process in Aluminum Alloys 2219 by Means of Sound Wave Velocity and Ultrasonic Attenuation, Materials Science and Engineering, vol. 53, (1982), p. 163-177.
97. NICHOLSON, R.B., TOMAS, G. and NUTTING, J. - Electron Microscopic Studies of Precipitation in Aluminum-Alloys, Journal of the Institute of Metals, vol. 87, (1958-1959), p. 429-438.

98. MONDOLFO, L.F. - Aluminum Alloys : Structure and Properties, Part 1, Pure and Commercial Aluminum, Chapter 5, Electrical, Magnetic Properties, Buterworths & Co Publishers, (1976), p. 96-106.
99. CHIHOSKI, R.A. - Conduitivity - Hardness Reveal Heat Treat History of Aluminum Alloys, Part I, Metal Progress, (1983-may), p. 27-32.
100. CHIHOSKI, R.A. - Conduitivity - Hardness Reveal Heat Treat History of Aluminum Alloys, Part II, Metal Progress, (1983-july), p. 27-34.
101. CHIHOSKI, R.A. - Relationship Between Microstructure, Hardness and Electrical Conduitivity of 2219 Aluminum Alloy, Report R83-48609-001, Martin Marietta-Denver Aerospace, Mechanical Materials Section, (1983), p. 1-18.
102. YOUNG, L. and EKVALL, J.C. - Reliability of Fatigue Testing, Statistical Analysis of Fatigue Data, ASTM STP 744, American Society for Testing and Materials, (1981), p. 55-74.
103. ASTM E 466 - Standard Practice for Conducting Constant Amplitude Axial Fatigue Tests of Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standards, vol. 03.01, (1985), p. 596-601.
104. ASTM E 468 - Standard Practice for Presentation of Constant Amplitude Fatigue Test Results for Metallic Materials, Annual Book of ASTM Standards, vol. 03.01, (1985), p. 607-615.
105. ASTM E 206 - Standard Definitions of Terms Relating to Fatigue Testing and Statistical Analysis of Fatigue Data, Annual Book of ASTM Standards, vol. 03.01, (1985), p. 367-372.
106. ASTM E 467 - Standard Practice for Verification of Constant Amplitude Dynamic Loads in an Axial Load Fatigue Testing Machine, Annual Book of ASTM Standards, vol. 03.01, (1985), p. 602-606.

107. ASTM E 513 - Standards Definitions of Terms Relating to constant-Amplitude, Low-Cycle Fatigue Testing, Annual Book of ASTM Standards, vol. 03.01, (1985), p. 616-617.
108. FORREST, P.G. - Fatiga de Los Metales, Capítulo 4, Influência de las condiciones de los Esfuerzos en la resistencia a la Fatiga, Ediciones Urmo-Bilbao, (1972), p. 108-144.
109. DIETER, G.E. - Mechanical Metallurgy, Part Three, Applications to Materials Testing, Chapter 12, Fatigue of Metals, McGraw Hill Co, 2th ed., (1981), p. 403-450.
110. HORGER, O.J. - ASME Handbook, Metals Engineering Design, Part Two, Mechanical Properties of Metals in Design, Section 7.2, Stress Range, McGraw Hill Co, 2th ed., (1965), p. 192-198.
111. ASTM E 739 - Standard Practice for Statistical Analysis of Linear or Linearized Stress-Life (S-N) and Strain-Life (ϵ -N) Fatigue Data, Annual Book of ASTM Standards, vol. 03.01, (1985), p. 760-768.
112. HORNBÖGEN, E. - OVERVIEW Nº 37, On the Microstructure of Alloys, Acta Metallurgica, vol. 32, 5 (1984), p. 615-627.
113. COUTINHO, T.A. - Metalografia de Não-Ferrosos, Análise e Prática, Capítulo 1, Técnicas Metalográficas, Ed. Edgard Blücher Ltda, (1980), p. 1-23.
114. SPERRY, P.R. and BANKARD, M.H. - Metallographic Technique for Aluminum Alloys, ASM Metals Handbook, 8th ed., vol. 8, (1973), p. 120-129.
115. HEARLE, J.W.S., SPARROW, J.T. and CROSS, P.M. - The Use of Scanning Electron Microscope, Chapter 6, Applications to Metallurgy, Pergamon Press, N.Y. (1974), p. 104-138.

116. SANDERS Jr., R.E. and STARKE Jr., E.A. - The Effect of Ingot Processing on the Microstructure and Fatigue Properties of 7475-T6 Plates, Proceedings of a Symposium on Thermomechanical Processing of Aluminum Alloys, USA, The Metallurgical Society of AIME, (1979), p. 50-73.
117. PARK, B.K., and VRUGGINK, J.E. - Properties and Structure of Thermomechanical Processed 7475-T6 Plate, Proceedings of a Symposium on Thermomechanical Processing of Aluminum Alloys, USA, The Metallurgical Society of AIME, (1979), p. 25-49.
118. ASM - American Society for Metals, Metals Handbook, Failures Analysis and Prevention, Fatigue Failures, vol.10, 8th ed., (1975), p. 95-125.
119. TOMKINS, B. - Micromechanisms of Fatigue Crack Growth at High Stress, Metal Science, (aug-sep. 1980), p. 408-417.
120. BEEVERS, C.J. - Micromechanisms of Fatigue Crack Growth at Low Stress Intensities, Metal Science, (aug-sep. 1980), p. 418-423.
121. KNOTT, J.F. - Fundamentals of Fracture Mechanics, Chapter 9, Application of Fracture Mechanics to Crack Growth by Fatigue or Stress - Corrosion Mechanisms, The Butterworth Group, (1973), p. 234-265.