

UNESP
Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá

EST. COMP. DA DEFORM. A FRIO
SOBRE AS PROP. MEC. DE UMA
LIGA DE ALUMÍNIO DO TIPO
7475-T761

Guaratinguetá
1994



**“ ESTUDO COMPARATIVO DA
DEFORMAÇÃO A FRIO SOBRE AS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE
UMA LIGA DE ALUMÍNIO DO
TIPO 7475 - T761 ”**

VAGNER ALVES GUIMARÃES

35

1110000257



" ESTUDO COMPARATIVO DA
DEFORMAÇÃO A FRIO SOBRE AS
PROPRIEDADES MECÂNICAS DE
UMA LIGA DE ALUMÍNIO DO
TIPO 7475 - T761 "

VAGNER ALVES GUIMARÃES

32

**"ESTUDO COMPARATIVO DA DEFORMAÇÃO A FRIO SOBRE AS PROPRIEDADES
MECÂNICAS DE UMA LIGA DE ALUMÍNIO DO TIPO 7475 - T761"**

VAGNER ALVES GUIMARÃES

**ESTA DISSERTAÇÃO FOI JULGADA ADEQUADA PARA A OBTENÇÃO DO TÍTULO DE
"MESTRE EM ENGENHARIA MECÂNICA"**

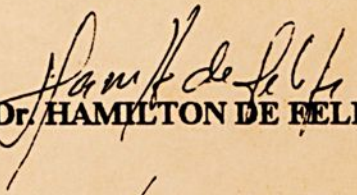
**ESPECIALIDADE: ENGENHARIA MECÂNICA
ÁREA DE CONCENTRAÇÃO: PROJETOS E MATERIAIS**

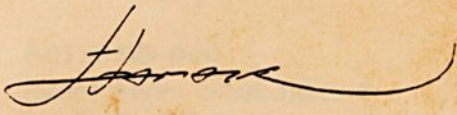
APROVADA EM SUA FORMA FINAL PELO PROGRAMA DE PÓS-GRADUAÇÃO


Prof. Dr. AIVALDO LIMA DA SILVA
Coordenador

BANCA EXAMINADORA:


Prof. Dr. AÉLCIO ZANGRANDI
Orientador


Prof. Dr. HAMILTON DE FELIPE


Prof. Dr. ITAMAR FERREIRA

257

00257

FACULDADE DE ENGENHARIA
DE GUARATINGUETÁ
BIBLIOTECA

Dezembro de 1994

**Aos meus pais
Israel Alves Guimarães e
Carmelita Alves Guimarães**



AGRADECIMENTOS

Ao Prof. Aécio Zangrandi pela orientação, empenho e estímulo durante todas as etapas da execução deste trabalho.

A Faculdade de Engenharia de Guaratinguetá, através dos professores Tamotsu Hirata, Fernando Silva Marins, Nelson Murcia, Hamilton de Felipe, Araildo Lima da Silva e Tomaz Manabu Hashimoto pela oportunidade da execução deste trabalho.

A EMBRAER - Empresa Brasileira de Aeronáutica S/A, através dos engenheiros Agustim Garcia (in memoriam), Glaucia Wittlich Loesch Cortez e Valdemir Soares de Campos pela liga de alumínio para a realização dos ensaios.

A Indústrias Villares S/A através do engenheiro Antonio Carlos Cortines pela análise da composição química do material.

A Domingos Hassman Neto, Odir Vieira da Silva, Eli de Almeida Fornitano, Manoel Francisco dos Santos, José Manoel Bernardes, Wilson Roberto Monteiro, Lucia Helena de Paula, Luciano Monteiro Teixeira e Rita H. B. Jacon (FEC/UNICAMP) pelo apoio na execução do trabalho experimental.

Ao professor Antonio Fernando Branco e Wagner Valentini Vieira de Souza (UPD) pelo apoio na análise estatística dos dados experimentais.

Ao graduando Mauro Duarte Gonsalves dos Santos pelo apoio na execução dos tratamentos térmicos e ensaios mecânicos.

Ao professor Auro Tanaka e Aparecida Salete Moura pelas sugestões durante a redação deste trabalho.

Aos integrantes do Departamento de Materiais e Tecnologia Valdir Alves Guimarães, Rogério de Oliveira Hein, Sérgio João Crnkovic, Marcelo dos Santos Pereira, Carlos Kiyon, Humberto Lopes Rodrigues, João Cardoso da Silva e Maria Aparecida Alkmin pelo estímulo e apoio.

E agradecimentos especiais a minha esposa Regina Célia Guimarães pelo incentivo e apoio em todos os momentos.



CONTEÚDO

CAPÍTULO I

INTRODUÇÃO

1.1	Considerações Gerais	1
1.2	Justificativa	2
1.3	Objetivos	3

CAPÍTULO II

REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

2.1	Endurecimento por Deformação	4
2.1.1	Aspectos Gerais	4
2.1.2	Mecanismos de Endurecimento por Deformação	8
2.1.3	Recuperação da Estrutura Deformada	12
2.2	Endurecimento por Precipitação	14
2.2.1	Precipitação Homogênea	14
2.2.2	Precipitação Heterogênea	17
2.2.3	Mecanismos de Endurecimento por Precipitação	18
2.2.4	Endurecimento por Precipitação das Ligas do Grupo 7XXX	20
2.3	Tratamentos Termomecânicos	23
2.3.1	Aspectos Gerais	23
2.3.2	Tratamentos Termomecânicos das Ligas do Grupo 7XXX	25
2.4	Fadiga	26
2.4.1	Aspectos Gerais	26
2.4.2	Mecanismos de Fadiga	27
2.4.3	Fadiga nas Ligas do Grupo 7XXX	30

CAPÍTULO III

PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

3.1	Material	32
3.2	Tratamentos de Solubilização e Envelhecimento	33
3.3	Corpos de Prova	34
3.4	Ensaaios Mecânicos	36
3.5	Microscopia Ótica	36

CAPÍTULO IV

RESULTADOS, COMENTÁRIOS E DISCUSSÕES

4.1	Resultados	37
4.1.1	Micrografias	37
4.1.2	Ensaaios de Dureza	41
4.1.3	Ensaaios de Tração	45
4.1.4	Ensaaios de Fadiga	49
4.2	Comentários e Discussão dos Resultados	63
4.2.1	Análise da Microestrutura	63
4.2.2	Ensaaios de Dureza	63
4.2.3	Ensaaios de Tração	65
4.2.4	Ensaaios de Fadiga	67

CAPÍTULO V

CONCLUSÕES E SUGESTÕES DE TRABALHOS FUTUROS

5.1	Conclusões	71
5.2	Sugestões de Trabalhos Futuros	73

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

74



ÍNDICE DE FIGURAS

Fig. 2.1 Tensão cisalhante crítica decomposta.	5
Fig. 2.2 Variação da tensão de cisalhamento projetada crítica com a pureza do metal.	6
Fig. 2.3 Deformação de monocristais em tração.	7
Fig. 2.4 Curva de escoamento genérica para monocristais CFC.	9
Fig. 2.5 Poligonização.	13
Fig. 2.6 Representação dos precipitados.	15
Fig. 2.7 Curvas esquemáticas tensão - deformação Al-Cu para várias condições.	16
Fig. 2.8 Coeficiente de difusão de vários elementos no alumínio.	16
Fig. 2.9 Representação das zonas livres de precipitados.	17
Fig. 2.10 Cisalhamento de partículas coerentes ou semicoerentes	18
Fig. 2.11 Mecanismo de endurecimento por partículas incoerentes	19
Fig. 2.12 Extrusões e intrusões	27
Fig. 2.13 Representação dos estágios I e II de crescimento da trinca	28
Fig. 3.1 Esquema do tratamento T761 com deformação plástica após o envelhecimento.	33
Fig. 3.2 Esquema do tratamento T761 com deformação plástica após o pré - envelhecimento.	34
Fig. 3.3 Corpo de prova de tração.	35
Fig. 3.4 Corpos de prova de fadiga.	35
Fig. 4.1 Micrografia obtida por microscopia ótica, mostrando a estrutura de grãos nos três planos da chapa com 5,0 % de deformação na condição T761.	38
Fig. 4.2 Micrografia obtida por microscopia ótica, mostrando a estrutura de grãos no plano da espessura, no sentido da laminação da chapa na condição T761.	38
Fig. 4.3 Micrografia obtida por microscopia ótica, mostrando a estrutura de grãos no plano da espessura, no sentido da deformação de 5,0 % na condição T761.	39
Fig. 4.4 Micrografia obtida por microscopia ótica, mostrando a estrutura de grãos no plano da espessura, no sentido da deformação da chapa na condição T761, deformada com 5,0 % após o pré-envelhecimento.	39
Fig. 4.5 Micrografia obtida por microscopia ótica, mostrando a estrutura de grãos no plano da espessura, no sentido da deformação da chapa na condição T761, deformada 10,0 % após o pré-envelhecimento.	40
Fig. 4.6 Variação da dureza Vickers da liga 7475 na condição T761, deformada a frio na mesma condição.	41
Fig. 4.7 Variação da dureza Vickers da liga 7475 pré-envelhecida, após a deformação a frio.	42
Fig. 4.8 Variação da dureza Vickers da liga 7475 na condição T761, deformada a frio entre o primeiro e segundo estágio do envelhecimento.	43
Fig. 4.9 Envelhecimento natural da liga 7475.	44



Fig. 4.10	Variação da resistência à tração da liga 7475 na condição T761, em função da deformação realizada na mesma condição.	45
Fig. 4.11	Variação da tensão de escoamento da liga 7475 na condição T761, em função da deformação realizada na mesma condição.	46
Fig. 4.12	Variação do alongamento da liga 7475 na condição T761, em função da pré-deformação realizada na mesma condição.	46
Fig. 4.13	Variação da resistência à tração da liga 7475 na condição T761, em função da deformação realizada na condição pré-envelhecida.	47
Fig. 4.14	Variação da tensão de escoamento da liga 7475 na condição T761, em função da deformação realizada na condição pré-envelhecida.	48
Fig. 4.15	Variação do alongamento da liga 7475 na condição T761, em função da deformação realizada na condição pré-envelhecida.	48
Fig. 4.16	Curva de fadiga da liga 7475 T761.	49
Fig. 4.17	Curva de fadiga da liga 7475 T761, deformada 2,5 % na mesma condição.	50
Fig. 4.18	Curva de fadiga da liga 7475 T761, deformada 5,0 % na mesma condição.	51
Fig. 4.19	Curva de fadiga da liga 7475 T761, deformada 6,0 % na mesma condição.	52
Fig. 4.20	Curva de fadiga da liga 7475 T761, deformada 7,5 % na mesma condição.	53
Fig. 4.21	Curva de fadiga da liga 7475 na condição T761, deformada 2,5 % na condição pré-envelhecida.	54
Fig. 4.22	Curva de fadiga da liga 7475 na condição T761, deformada 5,0 % na condição pré-envelhecida.	55
Fig. 4.23	Curva de fadiga da liga 7475 na condição T761, deformada 7,5 % na condição pré-envelhecida.	56
Fig. 4.24	Curva de fadiga da liga 7475 na condição T761, deformada 10,0 % na condição pré-envelhecida.	57
Fig. 4.25	Variância com 95 % de confiança, para os resultados dos ensaios de fadiga da liga 7475 na condição T761.	58
Fig. 4.26	Variância para 95 % de confiança, para os resultados dos ensaios de fadiga da liga na condição T761, deformada 2,5 % na mesma condição.	58
Fig. 4.27	Variância para 95 % de confiança, para os resultados dos ensaios de fadiga da liga na condição T761, deformada 5,0 % na mesma condição.	59
Fig. 4.28	Variância para 95 % de confiança, para os resultados dos ensaios de fadiga da liga na condição T761, deformada 6,0 % na mesma condição.	59
Fig. 4.29	Variância para 95 % de confiança, para os resultados dos ensaios de fadiga da liga na condição T761, deformada 7,5 % na mesma condição.	60
Fig. 4.30	Variância para 95 % de confiança, para os resultados dos ensaios de fadiga da liga na condição T761, deformada 2,5 % na condição pré-envelhecida.	60
Fig. 4.31	Variância para 95 % de confiança, para os resultados dos ensaios de fadiga da liga na condição T761, deformada 5,0 % na condição pré-envelhecida.	61
Fig. 4.32	Variância para 95 % de confiança, para os resultados dos ensaios de fadiga da liga na condição T761, deformada 7,5 % na condição pré-envelhecida.	61
Fig. 4.33	Variância para 95 % de confiança, para os resultados dos ensaios de fadiga da liga na condição T761, deformada 10,0 % na condição pré-envelhecida.	62

- Fig. 4.34 Variação da Dureza Vickers na liga 7475 provocada pelo envelhecimento após a deformação a frio. 64
- Fig. 4.35 Comparação entre as curvas de fadiga da liga 7475 na condição T761, deformada nesta condição. 67
- Fig. 4.36 Comparação entre as curvas de fadiga da liga 7475 na condição T761, deformada após o pré-envelhecimento. 68
- Fig. 4.37 Comparação entre as curvas de fadiga da liga 7475 na condição T761, deformada 2,5 % após o pré-envelhecimento (DI) e na condição T761 (DF). 69
- Fig. 4.38 Comparação entre as curvas de fadiga da liga 7475 na condição T761, deformada 5,0 % após o pré-envelhecimento (DI) e na condição T761 (DF). 70

ÍNDICE DE TABELAS

Tabela 3.1	Composição química da liga 7475.	32
Tabela 3.2	Limites de composição química da liga 7475.	32
Tabela 4.1	Dureza Vickers da liga 7475, deformada a frio na condição T761.	41
Tabela 4.2	Dureza Vickers da liga 7475 pré-envelhecida, após a deformação a frio	42
Tabela 4.3	Dureza Vickers da liga 7475 na condição T761, deformada antes do envelhecimento.	43
Tabela 4.4	Resultados dos ensaios de tração da liga 7475 na condição T761, deformada na mesma condição.	45
Tabela 4.5	Resultados dos ensaios de tração da liga 7475 na condição T761, deformada na mesma condição.	47
Tabela 4.6	Resultados dos ensaios fadiga da liga 7475, na condição T761.	49
Tabela 4.7	Resultados dos ensaios fadiga da liga 7475, na condição T761, com 2,5 % de deformação realizada na mesma condição.	50
Tabela 4.8	Resultados dos ensaios fadiga da liga 7475, na condição T761, com 5,0 % de deformação realizada na mesma condição.	51
Tabela 4.9	Resultados dos ensaios fadiga da liga 7475, na condição T761, com 6,0 % de deformação realizada na mesma condição.	52
Tabela 4.10	Resultados dos ensaios fadiga da liga 7475, na condição T761, com 7,5 % de deformação realizada na mesma condição.	53
Tabela 4.11	Resultados dos ensaios fadiga da liga 7475 na condição T761, com 2,5 % de deformação realizada na condição pré-envelhecida.	54
Tabela 4.12	Resultados dos ensaios fadiga da liga 7475 na condição T761, com 5,0 % de deformação realizada na condição pré-envelhecida.	55
Tabela 4.13	Resultados dos ensaios fadiga da liga 7475 na condição T761, com 7,5 % de deformação realizada na condição pré-envelhecida.	56
Tabela 4.14	Resultados dos ensaios fadiga da liga 7475 na condição T761, com 10,0 % de deformação realizada na condição pré-envelhecida.	57

“ ESTUDO COMPARATIVO DA DEFORMAÇÃO A FRIO SOBRE AS PROPRIEDADES MECÂNICAS DE UMA LIGA DE ALUMÍNIO DO TIPO 7475 -T761 ”

RESUMO

Neste trabalho foram estudados os efeitos da deformação plástica, realizada a frio, sobre as propriedades mecânicas de dureza, tração e fadiga de uma liga de alumínio do tipo 7475. As deformações foram efetuadas por tração, em tiras com 48 x 250 mm, em duas situações diferentes. No primeiro caso, as deformações foram realizadas após o segundo estágio do envelhecimento do tratamento T761, e no segundo caso, as deformações foram efetuadas entre o primeiro e segundo estágio do envelhecimento do tratamento T761 modificado. A deformação plástica realizada, após o segundo estágio do envelhecimento, dispensa tratamentos térmicos adicionais, enquanto que a deformação plástica efetuada entre o primeiro e segundo estágio do envelhecimento, dispensa a refrigeração para evitar o envelhecimento natural. Contudo, os efeitos da deformação sobre as propriedades devem ser determinados especialmente quando o material é utilizado na fabricação de elementos estruturais. Assim sendo, busca-se a otimização dos parâmetros envolvidos nos processos de deformação, visando a obtenção das melhores propriedades, sem perder de vista a confiabilidade dos produtos. Os resultados dos ensaios mecânicos mostraram que o material deformado a 2,5 ; 5,0 ; 6,0 e 7,5 % na condição T761, apresenta aumento da dureza e tensão de escoamento com o aumento da deformação, enquanto o alongamento decresce continuamente. A resistência à tração cresce até deformações próximas de 5,0 % e decresce para valores maiores. O comportamento em fadiga apresenta aumento até deformações próximas de 5,0 % e diminuição para valores maiores. As amostras na condição T761 modificado, deformadas a 2,5 ; 5,0 ; 7,5 e 10,0 %, na condição pré-envelhecida, apresentaram um aumento acentuado de dureza entre 0 e 2,5 % de deformação e diminuição da taxa de encruamento para deformações maiores. A resistência à tração, tensão de escoamento e alongamento, apresentaram crescimento no intervalo de 0 a 2,5 % de deformação e decréscimo para valores maiores. A resistência à fadiga mostra crescimento para deformações no intervalo de 0 a 5,0 % e diminuição para valores maiores. A comparação entre o material deformado na condição T761, e o material deformado no mesmo grau, entre o primeiro e o segundo estágio do envelhecimento mostra, de maneira geral, melhores propriedades mecânicas estáticas para o segundo caso. A comparação das propriedades em fadiga depende dos níveis de tensão aos quais o material está submetido. Os resultados experimentais obtidos permitem concluir que existem condições favoráveis para que deformações entre 2,5 e 5,0 % sejam realizadas nas condições estudadas. Para deformações maiores as propriedades mecânicas tendem a piorar.



“ COMPARATIVE STUDY OF THE EFFECTS OF COLD STRAIN ON THE MECHANICAL PROPERTIES FOR A TYPE 7475 - T761 ALLOY ”

ABSTRACT

The effects of cold plastic strain on the mechanical properties, such as: hardness, tensile and fatigue for a 7475 aluminum alloy have been studied in this research work. The strain were carried out by tensile on strips with 48 x 250 mm for two different situations. In the first case, the strain were performed after the second age stage T761 treatment. In the second case, the strain were executed between the first and second modified age stage T761 treatment. The plastic strain carried out after the second age stage does not require additional heat treatment, while the strain sustained between the first and second modified T761 treatment age stage does not require refrigeration to avoid natural aging. Although, the strain effects on those properties requires knowledge especially when the material is utilized in the manufacture of structural components. In this way, one may seek for improvements in the strain processes to obtain the best combination of those mechanical properties having always in mind the reliability of the products. The results of the mechanical tests for 2.5 ; 5.0 ; 6.0 and 7.5 % of the strained material in T761 condition, showed gain in hardness and yield stress in relation to strain increase, while the elongation decreases continuously. The tensile strength increases up to strains around 5.0 % and decreases to strains greater than this value. The fatigue behaviour showed an increase up to strains around 5,0 % and decreases to strains above this level. The specimens in modified T761 condition, which were strained to 2.5 ; 5.0 ; 7.5 and 10.0 % in pre-aged condition, showed a high hardness increase between 0 and 2.5 % strain and toughness ratio decrease to strains above this range. The tensile strength, yield stress and elongation showed an increase in the strain interval between 0 and 2.5 % and a decrease to values above this interval. The fatigue behaviour showed an increase in the strain range between 0 and 5.0 % and decrease to strains above this level. The comparison between the material strained in T761 condition with the material strained in the same strain degree between the first and second age stage showed, generally, the best mechanical strength in the second case. The comparison on fatigue behaviour depends on level stress to which the material is applied. The obtained experimental results enable to conclude that there are suitable condition to carry out strains in the range of 2.5 % and 5.0 % strain interval for the conditions studied in this work. The mechanical properties tend to become worse in case of higher strains.

INTRODUÇÃO

A importância da produção e desenvolvimento das ligas de alumínio de alta resistência deve-se inicialmente, à necessidade de produção de materiais leves para a indústria aeronáutica. Contudo, os meios para produção do metal são abundantes, o que garante as perspectivas de ampliação das aplicações para outros setores da indústria de transportes. Neste capítulo, serão expostos os principais antecedentes do desenvolvimento das ligas de alumínio, assim como os objetivos e a justificativa da execução deste trabalho.

1.1 CONSIDERAÇÕES GERAIS

O alumínio é um dos metais não-ferrosos mais produzido no mundo. Todavia, sua utilização em larga escala só tornou-se viável através da evolução dos processos de produção e tratamentos térmicos. Na segunda década do século XIX (1825), Hans Christian Oersted obteve pela primeira vez grânulos de alumínio em laboratório. Contudo, somente com o processo Bayer de obtenção da alumina, e produção do metal pela eletrólise dos sais fundidos, desenvolvido e patenteado simultaneamente em 1886 por Charles Martin Hall e Paul Touissant Heroult, os custos de obtenção do metal foram reduzidos. Desenvolvimentos mais recentes em relação ao método Hall-Heroult possibilitaram a redução do consumo de energia elétrica e demais custos de produção. O fator que determinou este avanço foi o entendimento da química e do processo eletroquímico da redução do metal. Melhoramentos foram feitos no controle do processo, materiais utilizados na construção das células de redução, otimização da composição química do eletrólito, manufatura do ânodo e procedimentos operacionais para minimizar as oscilações na célula [1-4].

Antes de 1906, o alumínio era utilizado apenas na sua forma pura. Neste ano, Alfred Wilm encontrou o método para endurecer uma liga Al-Cu, submetendo-a à solubilização e, logo após, ao envelhecimento. A liga proposta por Wilm (Cu 4 %, Mg 0,5 %, Mn 0,5 %) ficou conhecida como Duralumínio. A descoberta do endurecimento por precipitação proporcionou o início da utilização do alumínio em larga escala na indústria aeronáutica. Por volta de 1916, o Duralumínio já era empregado pela primeira vez como material estrutural na fabricação de aviões. Na década de 30 as ligas faziam parte das asas, do corpo e da empenagem. Melhoramentos futuros levaram ao aparecimento do Super Duralumínio (2024-T3), mais resistente que seus predecessores. Porém, acréscimos na resistência mecânica geralmente vieram acompanhados por decréscimos na tenacidade à fratura e na resistência à corrosão, forçando o desenvolvimento de

novas ligas, tratamentos térmicos adequados e a aplicação de revestimentos superficiais contra a corrosão. A necessidade de produção de ligas com melhor performance resultou no desenvolvimento da liga do tipo 7075-T6 na forma de chapas e extrudados finos [5-8].

Com o aumento da resistência em temperaturas relativamente elevadas, da soldabilidade, o aprimoramento das condições microestruturais e as técnicas de conformação superplástica, as ligas de alumínio confirmaram a sua importância na indústria aeronáutica, representando cerca de 80 % em peso do material utilizado na construção de aviões. A redução dos custos de fabricação e a melhoria das condições de processamento possibilitaram a ampliação das aplicações para outros setores da indústria de transportes. A indústria automobilística, por exemplo, já emprega ligas de alumínio na fabricação de componentes tais como blocos de motor, pistões e radiadores [9].

Os projetos e desenvolvimentos de novas ligas de alta resistência normalmente buscam a obtenção da máxima resistência mecânica, durabilidade em condições severas e fatores econômicos tais como custos de produção e manutenção dos componentes produzidos. Deste modo, a liga 7475 foi desenvolvida para proporcionar melhores combinações de resistência mecânica, tenacidade à fratura, resistência à corrosão sob tensão e resistência à nucleação e propagação de trincas. Foi patenteada pela Alcoa - Aluminum Company of America em 1974 constituindo-se desde então numa das mais importantes ligas de alumínio de alta resistência [6,10-12].

1.2 JUSTIFICATIVA

A indústria aeronáutica emprega, entre outras, a liga 7475 na condição T761 para a fabricação de peças conformadas em diversos graus de deformação a frio. O estudo amplo e detalhado dos efeitos da deformação aplicada de formas diferentes ao longo das etapas do tratamento térmico, pode proporcionar a melhoria dos processos e diminuição de custos, sem a perda dos níveis de qualidade e confiabilidade das propriedades mecânicas da liga. Deste modo, a deformação realizada no material envelhecido ou durante o processo de envelhecimento, pode representar uma redução de custos com tratamentos térmicos, refrigeração para evitar envelhecimento natural e demais procedimentos necessários quando a liga é deformada após a solubilização. Contudo, os efeitos da deformação sobre as propriedades devem ser determinados, especialmente quando o material é utilizado na fabricação de elementos estruturais.

As alterações das propriedades mecânicas da liga 7475, através de processos de conformação a frio não são totalmente conhecidas. Isto pode implicar num maior risco de falhas da peça, principalmente quando se trata de solicitações variáveis. Trabalhos anteriores constataram que a liga 7475 quando submetida a



processos de conformação plástica a frio, do tipo dobramento, após a solubilização, sofre alterações no seu comportamento mecânico. As deformações a frio alteram as propriedades das ligas 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 de trincas [13,14].

As deformações plásticas provocam alterações nas propriedades mecânicas de acordo com o seu grau, sequência de operações, taxa de deformação, processo de deformação e temperatura. Assim sendo, busca-se a otimização dos parâmetros envolvidos nos processos de deformação, visando a obtenção das melhores propriedades, sem perder de vista os custos industriais e a confiabilidade dos produtos. Desde pequenas deformações realizadas na liga 7475 envelhecida, até grandes deformações realizadas em condições superplásticas, têm sido objeto de estudos recentes [15-17].

1.3 OBJETIVOS

Este trabalho visa estudar os efeitos da deformação plástica realizada na liga de alumínio 7475 superenvelhecida na condição T761 sobre as propriedades de tração e fadiga em comparação com o efeito da deformação realizada após o pré-envelhecimento (1º estágio do envelhecimento) do tratamento T761.

A revisão bibliográfica será relacionada com os procedimentos experimentais, tratamentos e mecanismos envolvidos nas condições em estudo. A discussão dos resultados observados nos ensaios mecânicos será baseada na análise microestrutural e na revisão bibliográfica.

Serão abordados os seguintes aspectos :

- Estudo teórico e experimental dos efeitos da deformação plástica realizada na liga superenvelhecida sobre as propriedades de tração, dureza e fadiga;
- Estudo teórico e experimental dos efeitos da deformação plástica realizada na liga pré-envelhecida durante o tratamento T761 sobre as propriedades de tração, dureza e fadiga;
- Análise comparativa do comportamento mecânico observado nos diversos níveis de deformação empregados em ambos os casos;
- Análise da microestrutura obtida nas diversas condições de deformação através de microscopia ótica;



REVISÃO BIBLIOGRÁFICA

O alumínio puro caracteriza-se pela baixa densidade, resistência à corrosão nos ambientes mais comuns e alta condutividade térmica e elétrica. Apresenta estrutura cristalina CFC com grande ductilidade, baixo ponto de fusão e baixa resistência mecânica. Estas características podem ser alteradas com a adição de elementos de liga e tratamentos térmicos e/ou mecânicos. Neste capítulo serão revistos os principais aspectos teóricos envolvidos nos processos de endurecimento e no comportamento mecânico das ligas de alta resistência.

2.1 ENDURECIMENTO POR DEFORMAÇÃO

2.1.1 ASPECTOS GERAIS

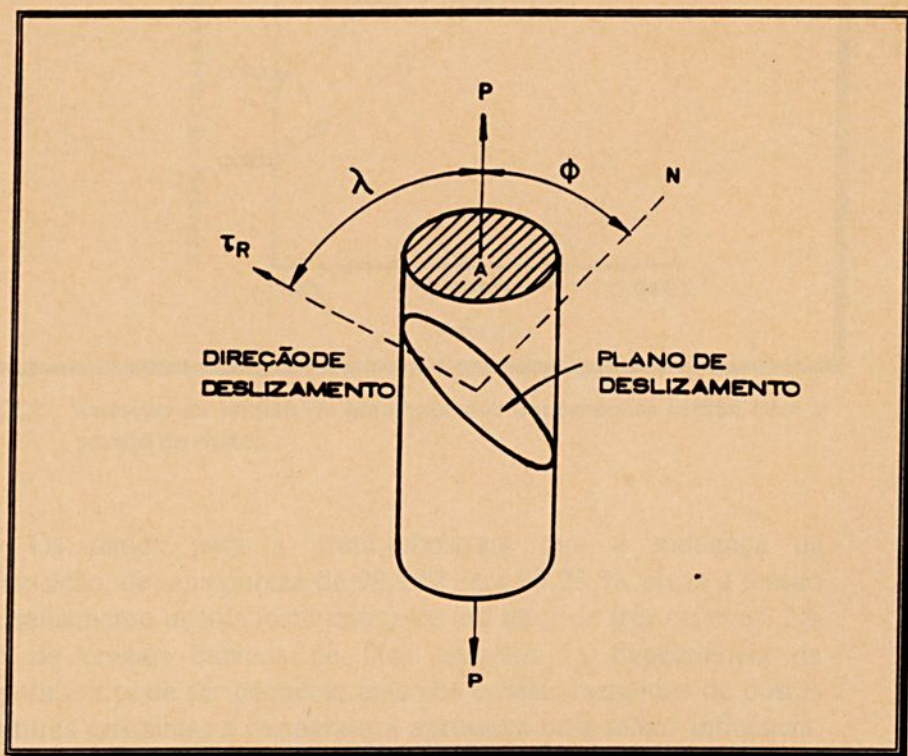
Após a descoberta da difração de raios x por cristais metálicos por Von Laue, em 1912, foram feitas muitas investigações sobre as relações entre estrutura atômica e comportamento plástico dos metais. O conceito de discordância foi introduzido inicialmente com o intuito de explicar a discrepância entre os valores teóricos e experimentais da resistência dos metais ao cisalhamento. Contudo, a teoria das discordâncias foi extensamente desenvolvida e aplicada a praticamente todos os aspectos do comportamento mecânico dos cristais metálicos. As discordâncias afetam uma fração extremamente pequena dos átomos, mas são fundamentais para a determinação das propriedades e mecanismos envolvidos na deformação plástica dos metais [18,19].

O endurecimento por deformação é atribuído à interação de discordâncias entre si e com barreiras que impedem o seu movimento através da rede cristalina. Além das mudanças nas propriedades de tração, o encruamento produz mudanças em outras características dos metais. No alumínio e suas ligas, normalmente ocorrem uma pequena redução na densidade, diminuição apreciável da condutividade elétrica e um pequeno aumento do coeficiente de expansão térmica. Devido ao aumento da energia interna no estado deformado, a reatividade química também aumenta. Isto pode levar a uma diminuição da resistência à corrosão e, em certas ligas, ao aparecimento de trincas causadas por corrosão sob tensão [18,20].

Grande parte do trabalho fundamental sobre as propriedades dos materiais tem sido realizado com amostras de monocristais, a fim de se eliminar os efeitos complexos de contornos de grão, e as restrições impostas por grãos vizinhos e partículas de segunda fase. Isto é válido particularmente no caso da deformação plástica. O deslizamento em monocristais ocorre preferencialmente em planos cristalográficos de maior densidade atômica segundo as direções

mais compactas destes planos. A combinação de um plano de escorregamento e uma de suas direções compactas define um possível modo ou sistema de deslizamento [18,21,22].

Na estrutura cúbica de faces centradas, os planos de densidade máxima são os planos octaédricos $\{111\}$. Cada plano octaédrico contém três direções compactas $\langle 110 \rangle$ formando 12 sistemas compactos de deslizamento. A estrutura cúbica de corpo centrada não apresenta um plano de densidade atômica preponderante. Sendo assim, são geralmente necessárias maiores tensões de cisalhamento para produzir deslizamento em metais com estrutura CCC em comparação aos metais com estrutura CFC. A extensão de deslizamento num monocristal depende da magnitude da tensão cisalhante produzida pela ação de cargas externas, da geometria da estrutura cristalina e da orientação dos planos de deslizamento ativos em relação às tensões de cisalhamento. O deslizamento começa quando a tensão cisalhante projetada em um plano de deslizamento, segundo a direção de deslizamento, atinge um valor limite denominado tensão cisalhante resolvida crítica ou tração cisalhante crítica decomposta [18,21]. A determinação do valor crítico da tensão cisalhante decomposta de um monocristal ensaiado em tração é ilustrado na figura 2.1.



$$\tau_R = \frac{P \cos \lambda}{A / \cos \phi} = \frac{P}{A} \cos \phi \cos \lambda$$

Fig. 2.1 Tensão cisalhante crítica decomposta.

Onde :

P	Carga axial
A	Área transversal
ϕ	Ângulo entre a normal ao plano de deslizamento e o eixo de tração
λ	Ângulo entre a direção de deslizamento e o eixo de tração

É necessário saber, através de difração de raios x, a orientação, em relação ao eixo de tração, do plano onde começa o deslizamento e a direção de deslizamento. O valor da tensão cisalhante decomposta crítica é notavelmente constante para cristais de mesma composição e de mesmo tratamento prévio. Entretanto, esta tensão é sensível às mudanças de temperatura, composição e de tratamentos. Em geral, quanto mais puro o metal, mais baixo será o limite de escoamento, como se pode notar na figura 2.2, para monocristais de prata e cobre [18,21].

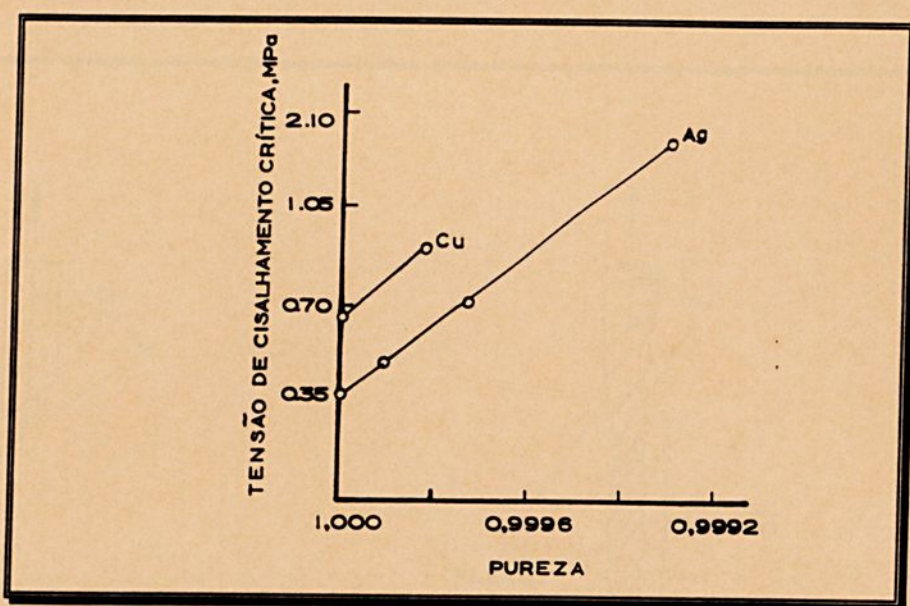


Fig. 2.2 Variação da tensão de cisalhamento decomposta crítica com a pureza do metal.

Os dados para a prata mostram que a mudança da composição, de uma pureza de 99,999 para 99,93 %, eleva a tensão de cisalhamento decomposta crítica de um fator de três ou mais. No caso de cristais cúbicos de face centrada, a dependência da temperatura pode ser pequena, mas nos cristais metálicos de outras estruturas cristalinas a temperatura apresenta uma maior influência. O limite de escoamento destes cristais aumenta quando a temperatura diminui [18,21].

A magnitude da tensão de cisalhamento resolvida crítica de um cristal é determinada pela interação de discordâncias entre si e também com defeitos do tipo lacunas, interstícios e átomos de impurezas. Esta tensão é, obviamente, maior do que a necessária para movimentar uma única discordância, no entanto é consideravelmente menor do que a tensão necessária para produzir deslizamento numa rede cristalina perfeita.

A maioria dos estudos de propriedades mecânicas de monocristais são realizados através de tração uniaxial. No ensaio de tração comum, o movimento do travessão da máquina de ensaio restringe o corpo de prova ao eixo das garras, uma vez que estas devem permanecer alinhadas. Desta forma, não é permitido que o corpo de prova se deforme livremente, através de um escorregamento uniforme em cada plano de deslizamento ao longo da sua seção útil, ao contrário, os planos de escorregamento sofrem uma rotação no sentido do eixo de tração, uma vez que este permanece fixo, conforme representado na figura 2.3. Como o escorregamento plástico ocorre em certos planos e segundo direções particulares, o aumento verificado no comprimento do corpo de prova, para uma quantidade de deslizamento, dependerá das orientações do plano e direções de deslizamento em relação ao seu eixo [18,21,23].

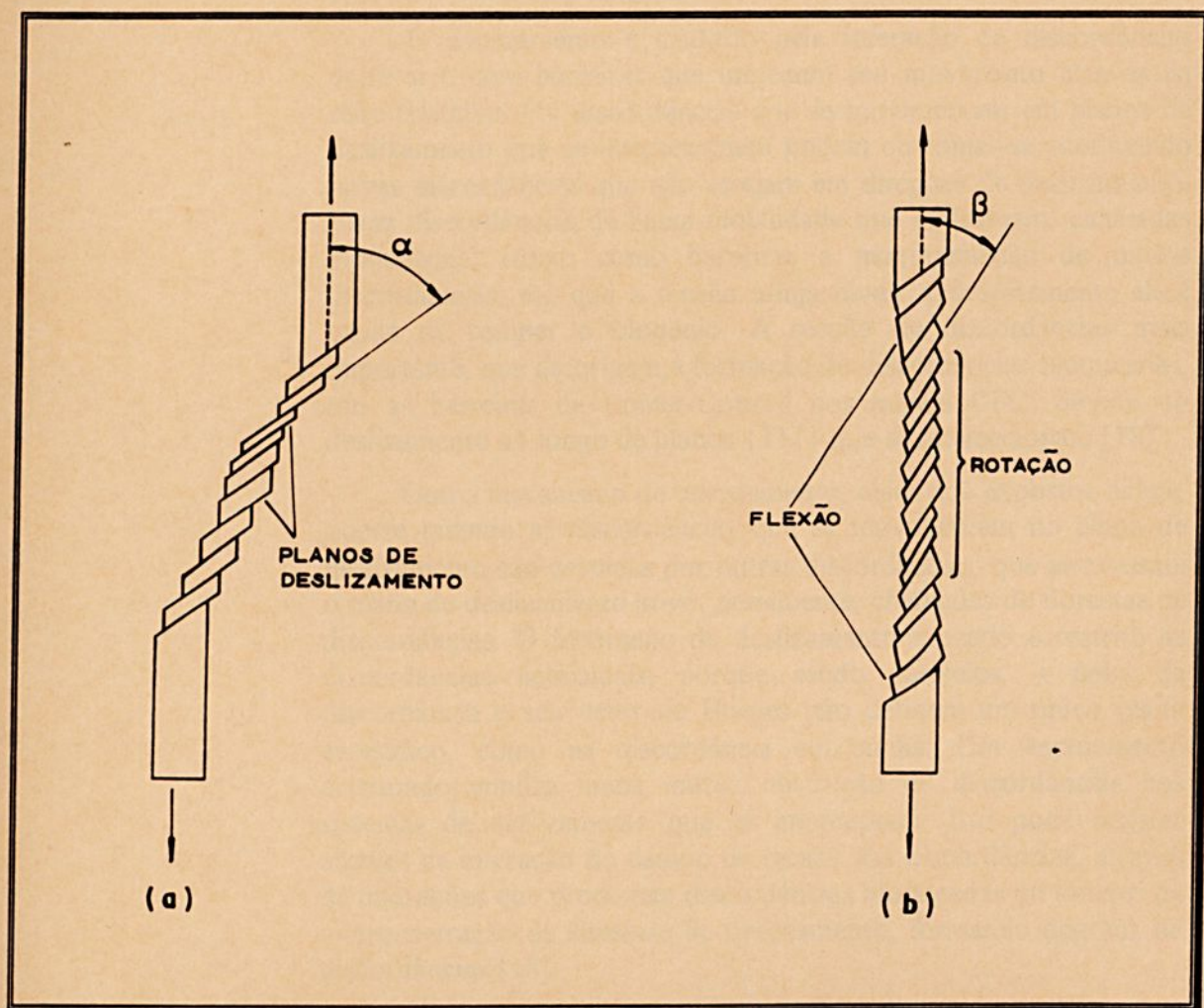


Fig. 2.3 Deformação de monocristais em tração. a) sem restrições b) com restrições.

ENDURECIMENTO EM METAIS MONOCRISTALINOS

É fato conhecido que o número de discordâncias num cristal aumenta com a deformação para um número superior ao encontrado no material recozido. A densidade de discordâncias num material perfeitamente recozido é da ordem de 10^5 a 10^6 cm^{-2} , enquanto que num material trabalhado a frio é da ordem de 10^{10} a 10^{12} cm^{-2} . Esta multiplicação de discordâncias pode advir da condensação de lacunas, de fontes regenerativas que atuam sob a tensão aplicada, tais como as fontes de Frank-Read ou um mecanismo de deslizamento cruzado múltiplo, ou por emissão de discordâncias de um contorno de grão de alto ângulo. Todavia, evidências mostram que as discordâncias podem formar-se também por um processo de nucleação, sem a ajuda de fontes de Frank-Read ou outras similares. Os defeitos da estrutura cristalina diminuem a tensão necessária para a nucleação heterogênea de discordâncias [18,19,21].

O encruamento é causado pela interação de discordâncias entre si e com barreiras que impedem seu movimento através da rede cristalina. As discordâncias que se movimentam em planos de deslizamento que se interseccionam podem combinar-se produzindo novas discordâncias que não estejam em direções de deslizamento. Estas discordâncias de baixa mobilidade que se formam, chamadas bloqueadas, atuam como barreiras à movimentação de outras discordâncias, até que a tensão atinja níveis suficientemente altos capaz de romper o bloqueio. A reação de discordâncias mais importante, que dá origem à formação de discordâncias bloqueadas, são as barreiras de Lomer-Cottrell nos metais CFC, devido ao deslizamento ao longo de planos $\{111\}$ que se interseccionam [18].

Outro mecanismo de encruamento, além dos expostos acima, ocorre quando as discordâncias que se movimentam no plano de deslizamento são cortadas por outras discordâncias, que atravessam o plano de deslizamento ativo, geralmente, chamadas de florestas de discordâncias. O fenômeno de deslizamento cruzado é restrito às discordâncias helicoidais, porque sendo paralelos, a linha de discordância e seu vetor de Burges não definem um único plano específico, como na discordância em cunha. Um encruamento acentuado implica numa mútua obstrução de discordâncias nos sistemas de deslizamento que se interceptam. Isto pode ocorrer através da interação do campo de tensão das discordâncias, através de interações que produzem discordâncias bloqueadas ou através da interpenetração de sistemas de deslizamento, formando degraus de discordâncias [18].

As curvas tensão-deformação para monocristais de diferentes metais são qualitativamente semelhantes. Deste modo, podemos fazer algumas generalizações para os metais CFC, quando representarmos a curva de escoamento para monocristais puros em termos da tensão cisalhante resolvida em função da deformação de cisalhamento. A curva pode ser dividida em três estágios, como mostra a figura 2.4. A tensão uniaxial e a deformação linear foram



convertidas, respectivamente em tensão de cisalhamento e distorção no plano mais favorável ao deslizamento.

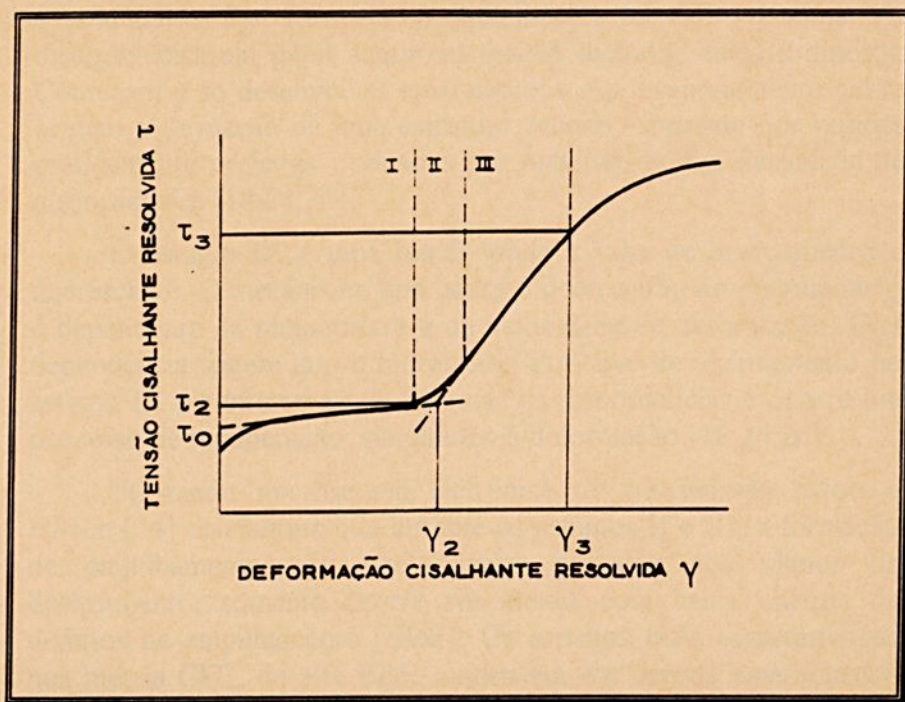


Fig. 2.4 Curva de escoamento genérica para monocristais CFC.

O estágio I, ou região de deslizamento fácil, é um estágio no qual o cristal experimenta um encruamento pequeno. As discordâncias são capazes de se moverem por distâncias relativamente longas, sem encontrarem barreiras. Este estágio pode ser completamente eliminado pela presença de pequenas quantidades de impurezas, pela aplicação da deformação em temperaturas elevadas, ou orientando o cristal numa posição relativa ao eixo de tração que favoreça deslizamentos simultâneos em diversos sistemas de deslizamento. Os agregados policristalinos não exibem este estágio, uma vez que a maior parte dos seus grãos são orientados aleatoriamente, o que permite deslizamentos múltiplos desde o início da deformação. Foi observado neste estágio que o tamanho e o espaçamento das linhas de deslizamento permanecem constantes. O encruamento é atribuído a interações entre discordâncias em sistemas primários de deslizamento [24,25].

O estágio II é uma região da curva de escoamento, praticamente linear, na qual o encruamento aumenta rapidamente até atingir um valor constante. O deslizamento ocorre em mais de um conjunto de planos e o comprimento das linhas de deslizamento ativas diminui com o aumento da deformação, o que é consistente com a formação de grande número de barreiras de Lomer-Cottrell, à medida que se aumenta a deformação. A relação entre o coeficiente de encruamento e o módulo de cisalhamento é praticamente independente da tensão e da temperatura, e aproximadamente independente da orientação e pureza. O fato da inclinação da curva de escoamento no estágio II ser praticamente independente da temperatura está de acordo com a teoria que admite o empilhamento de grupos de discordâncias como sendo o principal mecanismo de encruamento [18,24,25].

Como resultado do deslizamento ocorrer em vários sistemas de deslizamento, há uma grande interação entre os sistemas primário e secundário. São formadas irregularidades na rede cristalina. As discordâncias em geral adquirem muitos degraus, anéis e dipolos. Começam a se desenvolver emaranhados que eventualmente darão origem à formação de uma estrutura celular, formada por regiões praticamente perfeitas rodeadas por material de alta densidade de discordâncias [18,24,26].

O estágio III é uma região onde a taxa de encruamento é decrescente. O mecanismo que causa o decréscimo do encruamento é dependente da temperatura e da velocidade de deformação. Esta dependência sugere que o mecanismo principal de encruamento no estágio III é a interseção de florestas de discordâncias e ocorre um processo de recuperação simultâneo à deformação [18,24,26].

Utilizando microscopia eletrônica de transmissão, Mott e Hirsch [24] concluíram que durante os estágios II e III, a formação de empilhamentos de discordâncias situados nos planos de deslizamento, somente ocorre em metais com baixa energia de defeitos de empilhamento (EDE). Os arranjos mais característicos nos metais CFC, de alta EDE, consistem em densos emaranhados separando regiões praticamente isentas de discordâncias.

ENDURECIMENTO EM METAIS POLICRISTALINOS

Com exceção de componentes eletrônicos, os monocristais são raramente usados em aplicações de engenharia devido às limitações envolvendo a sua resistência, tamanho e produção. Invariavelmente os produtos comerciais metálicos são constituídos de um número incomensurável de grãos. Os grãos individuais dos agregados policristalinos não se deformam segundo as leis que descrevem a deformação plástica em monocristais, devido ao efeito restritivo dos grãos vizinhos que os envolvem. Os contornos de grão devido a sua alta energia, atuam como locais preferenciais para reações no estado sólido, tais como difusão, transformações de fases e reações de precipitação [18].

A deformação em um material policristalino é mais complexa devido à orientação cristalográfica aleatória de numerosos grãos que deformados por tração não estão sujeitos a um único sistema de tensão uniaxial. A integridade e a coerência do material são mantidos e os contornos de grãos entre cristais deformados geralmente permanecem contínuos. Em consequência, cada grão ajusta-se ao formato dos grãos vizinhos. Após deformados, os grãos apresentam-se alongados no mesmo sentido da deformação aplicada. Embora cada grão tente deformar-se homogeneamente, em conformidade com a deformação como um todo, as restrições impostas pela continuidade causam diferenças de deformação entre as vizinhanças e no interior de cada grão. Estudos da deformação em alumínio com grãos grosseiros mostraram que a deformação na vizinhança de um contorno difere marcadamente da deformação em seu interior. Embora a deformação seja contínua através dos contornos pode haver um alto gradiente nesta região. Conforme o tamanho de grão diminui e o alongamento aumenta, a deformação torna-se mais homogênea. Devido às restrições impostas pelos

contornos de grãos, o escorregamento ocorre em vários sistemas, mesmo em baixas deformações, e também em planos não-compactos nas regiões próximas aos contornos. Tem sido observado no alumínio policristalino deslizamento nos planos $\{100\}$, $\{110\}$ e $\{113\}$ [18,27].

O fato de que diferentes sistemas de deslizamento podem operar em regiões adjacentes do mesmo grão resulta em complexas rotações da rede, as quais originam a formação de bandas de deformação. Uma vez que mais sistemas de deslizamento operam perto dos contornos de grão, a dureza será geralmente mais alta ali do que no centro do grão. Conforme o diâmetro do grão vai sendo reduzido, mais os efeitos dos contornos vão sendo sentidos no seu interior. Deste modo, o encruamento de metais com grãos finos será maior do que um agregado cristalino de grãos grosseiros [18].

Os trabalhos de microscopia eletrônica de transmissão mostraram que ao invés das discordâncias se distribuírem de forma uniforme dentro de um cristal deformado, elas têm a tendência de se emaranharem e formarem paredes de células. Ficou bem demonstrado que as células atingem, logo no início da deformação, um certo tamanho que permanece aproximadamente constante com a aplicação da deformação. O encruamento pode ser atribuído ao campo de tensões extensivo proveniente das discordâncias emaranhadas em paredes que se opõem à tensão externamente aplicada, reduzindo a tensão efetiva que age numa discordância móvel [24].

Utilizando microscopia eletrônica de transmissão, Heidenreich mostrou que os grãos de alumínio de alta pureza deformados plasticamente se apresentavam divididos em pequenos domínios cristalinos de um a dois microns de diâmetro médio, ligeiramente desalinhados uns em relação aos outros. Trabalhos subseqüentes realizados por outros pesquisadores confirmaram que a subdivisão dos grãos em pequenas "células" ou "subgrãos", é um fato comum. As regiões perfeitas que constituem as células são, praticamente, isentas de discordâncias. Essas células são separadas entre si por "paredes" constituídas por discordâncias. Os arranjos de discordâncias nas paredes são genericamente designados por emaranhados, porque nestas regiões as discordâncias se apresentam entrelaçadas duma maneira bastante irregular. Em geral, anéis de discordâncias de tamanhos e formas diversas são observados dentro ou perto das paredes. Nos metais CFC os anéis apresentam-se alongados nas direções $\langle 112 \rangle$ [24,26].

Diversos trabalhos mostraram que as paredes das células tendem a se formar paralelas a planos cristalográficos de baixos índices de Miller. Embora inúmeros estudos tenham sido feitos a respeito da presença dessa estrutura celular nos metais deformados, o mecanismo responsável pela formação das paredes de discordâncias é ainda objeto de controvérsia. Durante o início da deformação, as discordâncias começam a se agrupar no interior dos grãos. À medida que a deformação aumenta, estes grupos tendem a se juntarem para formar a estrutura celular. As células se tornam cada vez mais bem definidas, ao mesmo tempo que suas paredes

tendem a se alinhar a certas direções cristalográficas. Após uma certa deformação, as células atingem um tamanho constante. Isto sugere que a partir deste instante, crescendo-se a deformação, as discordâncias cruzam as células e se juntam às paredes já existentes [24,26].

2.1.3 RECUPERAÇÃO DA ESTRUTURA DEFORMADA

Quando um metal é deformado plasticamente, através de trabalho a frio, a maior parte da energia envolvida no processo é dissipada na forma de calor. A energia restante fica armazenada no metal na forma de energia elástica associada aos campos de tensão dos defeitos cristalinos criados pela deformação. A quantidade de energia retida depende do processo de deformação e de outras variáveis, tais como composição de metal, velocidade e temperatura de deformação. Deste modo, a quantidade de energia acumulada pode crescer bastante pelo aumento da severidade de deformação, diminuição da temperatura e adição de elementos de liga ao metal puro [22].

A energia livre de um metal encruado é maior que a de um metal recozido. Embora a deformação plástica aumente a entropia do metal, o efeito é pequeno quando comparado com o aumento da energia interna. Assim, a estrutura deformada pode ser considerada estável do ponto de vista mecânico, mas é metaestável termodinamicamente, com tendência a voltar ao equilíbrio com a diminuição de sua energia livre. Monocristais deformados por deslizamento simples, particularmente cristais de zinco e cádmio, são capazes de recuperar completamente as suas propriedades físicas e mecânicas, em temperatura ambiente, sem que ocorra recristalização [22,28].

Nos metais policristalinos os processos de diminuição da energia livre são ativados termicamente e envolvem energia de ativação. O aquecimento realizado com o objetivo de eliminar os efeitos da deformação plástica é chamado genericamente de recozimento e pode ser classificado como recuperação, recristalização e crescimento de grão de acordo com seus efeitos na estrutura deformada, dependentes, entre outros parâmetros da temperatura e do tempo de recozimento.

Nas ligas de alumínio as temperaturas adotadas para o envelhecimento são inferiores às temperaturas onde ocorrem a recristalização e posteriormente o crescimento dos grãos. Estas ligas possuem alta energia de defeito de empilhamento e as discordâncias podem deslizar mais facilmente por mecanismos de escalagem e deslizamentos cruzados favorecendo a recuperação frente à recristalização [29]. Todavia, a recuperação ocorre durante o envelhecimento da liga deformada plasticamente e seu mecanismo bem como sua influência no endurecimento por precipitação são importantes para as condições analisadas neste trabalho.

A recuperação pode ser definida como o início do processo de restauração das propriedades físicas e mecânicas iniciais do material deformado, através de pequenas alterações estruturais sem que ocorra a modificação da estrutura deformada por migrações de contornos de alto ângulo. Por muitos anos o fato de que a dureza e outras propriedades de um metal deformado plasticamente poderiam se alterar, sem uma aparente mudança na microestrutura, como a que ocorre na recristalização, foi considerado um mistério. Também, o fato de que as propriedades físicas e mecânicas não recuperam os seus valores originais com a mesma velocidade é indicativo da natureza complexa do processo de recuperação [21].

Durante o processo de recuperação o cristal conserva a sua identidade, enquanto a densidade e a distribuição de defeitos cristalinos variam. Parte da energia armazenada é liberada na forma de calor. Evidências obtidas através de difração de raios x e microscopia eletrônica de transmissão mostram que o mecanismo provável da recuperação é a reordenação da distribuição de discordâncias com a formação de uma estrutura de subgrãos e a eliminação de defeitos cristalinos em excesso, o que pode ocorrer, por exemplo, pelo encontro de discordâncias com orientações opostas [21,22,28].

A poligonização é um caso especial de recuperação estrutural observado em cristais deformados por flexão. O dobramento produz um excessivo número de discordâncias de mesmo sinal. Durante o aquecimento, discordâncias alinham-se verticalmente de modo que os campos de tração e compressão anulam-se parcialmente, diminuindo a energia do cristal. Pequenas regiões livres de deformação separadas por contornos de baixo ângulo são formadas durante o processo através de deslizamento e ascensão de discordâncias. As temperaturas requeridas para a poligonização são relativamente altas [22,28]. A figura 2.5 mostra esquematicamente o alinhamento de discordâncias, a formação de contornos de baixo ângulo e o coalescimento dos contornos.

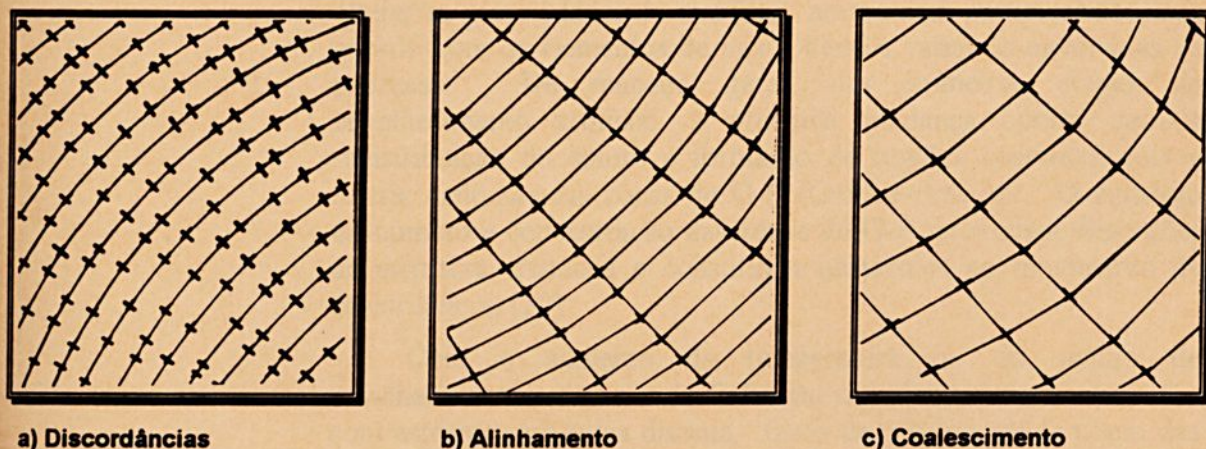


Fig. 2.5 Poligonização.

2.2 ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO

2.2.1 PRECIPITAÇÃO HOMOGÊNEA

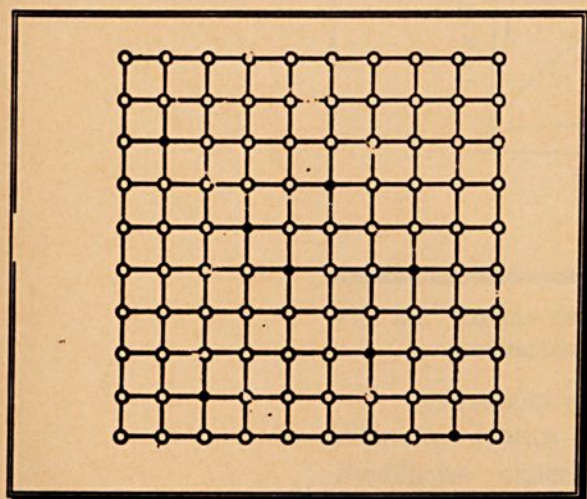
A partir da descoberta do endurecimento por precipitação, extensivas pesquisas foram desenvolvidas para o entendimento da nucleação, cinética de crescimento, relato da morfologia e ação dos precipitados, que se formam durante a decomposição da solução sólida supersaturada sobre as propriedades das ligas de alumínio [30]. O aumento da resistência mecânica das ligas de alumínio pode ser conseguida através da precipitação de uma segunda fase, a partir da solução sólida supersaturada. Deste modo, a escolha correta dos elementos de liga e tratamentos térmicos podem proporcionar o endurecimento por precipitação, como consequência direta da interação entre discordâncias e precipitados. A otimização das propriedades do material vai depender da composição, do tamanho, da forma e da distribuição das partículas [13,31].

Nas soluções sólidas substitucionais, os átomos do soluto alojam-se de forma aleatória na estrutura cristalina do solvente substituindo átomos no seu reticulado. A solubilização pode ser favorecida pela presença de elementos de liga com tamanhos, estruturas eletrônica e cristalina similares ao solvente. As ligas endurecíveis por precipitação formam soluções sólidas e apresentam uma diferença significativa entre os limites de solubilidade nas temperaturas ambiente e nas isotermas correspondentes aos pontos eutético, eutetoide ou peritético. O endurecimento é provocado pela precipitação controlada de finas partículas nucleadas a partir da segregação de átomos do soluto [20,31].

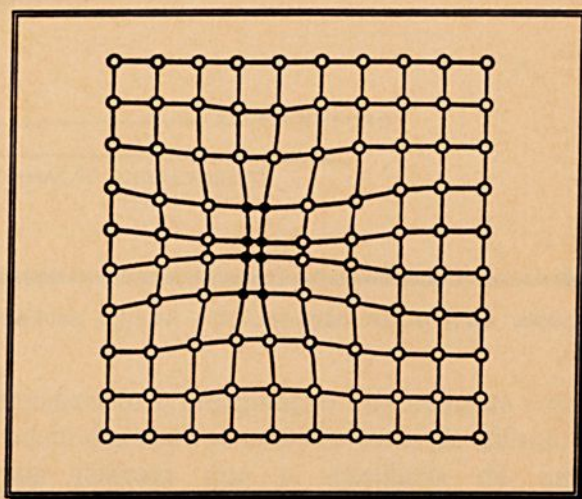
As mudanças estruturais que ocorrem durante a precipitação das soluções supersaturadas e os mecanismos que contribuem para alterar as propriedades do material, apresentam particularidades de acordo com os elementos de liga e demais variáveis envolvidas no processo. De maneira geral, nas primeiras etapas do envelhecimento artificial, a principal mudança ocorre com a redistribuição do soluto e formação de regiões coerentes com a matriz denominadas zonas de G-P (Guinier-Preston). O aumento do número e concentração das zonas de G-P provocam distorções na estrutura cristalina e constituem obstáculos ao movimento de discordâncias [20].

Com o aumento da temperatura ou do tempo de envelhecimento, as zonas de G-P são transformadas em partículas com estrutura cristalina distinta, tanto da solução sólida como das partículas de equilíbrio. Os precipitados de transição η' são semi-coerentes, com orientações cristalográficas específicas relacionadas com a solução sólida. O endurecimento causado pela estrutura de precipitados de transição η' está relacionado com o aumento de obstáculos ao movimento de discordâncias causado por partículas

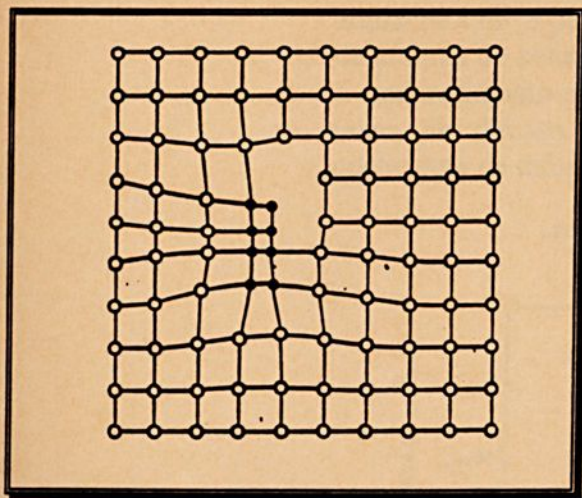
precipitadas e por deformações na estrutura cristalina. O aumento da resistência mecânica continua com o crescimento do tamanho dos precipitados até que a resistência das ligações interfaciais seja excedida e a coerência deixe de existir. Isto normalmente coincide com a mudança na estrutura dos precipitados η' para precipitados de equilíbrio η . Com a perda da coerência o endurecimento é atribuído à tensão necessária para causar o desvio das discordâncias em torno dos precipitados incoerentes. O endurecimento diminui com o crescimento e coalescimento das partículas de equilíbrio [20]. A figura 2.6 mostra esquematicamente as zonas de G-P e os precipitados.



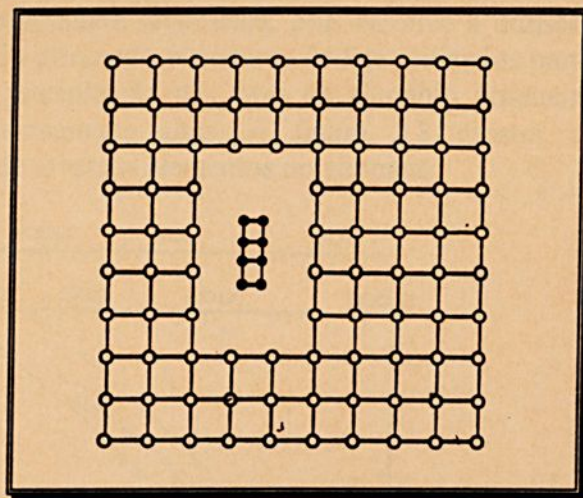
a) Solução supersaturada.



b) Zonas de G-P.



c) Precipitados semicoerentes.



d) Precipitados Incoerentes.

Fig. 2.6 Representação dos precipitados.

O grau de endurecimento por precipitação depende de fatores tais como a distribuição, fração volumétrica, diâmetro médio das partículas e distância média entre partículas. Estes fatores estão relacionados, de maneira que não se pode alterar um deles sem afetar os demais. A figura 2.7 ilustra os efeitos das partículas sobre a deformação de uma liga Al-4,5%Cu, de acordo com as etapas da precipitação.

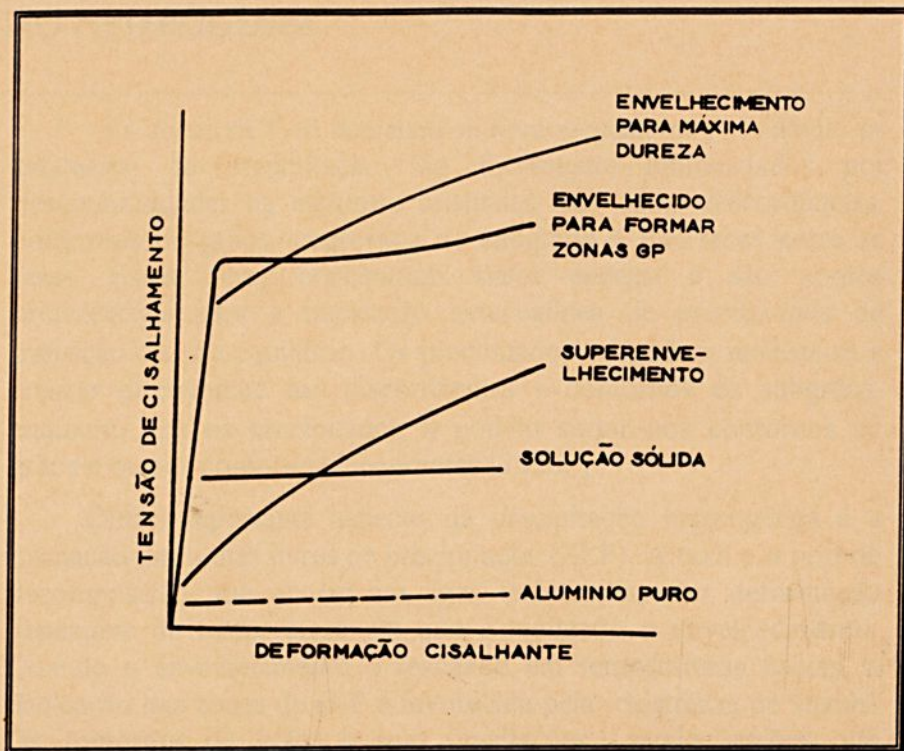


Fig. 2.7 Curvas esquemáticas tensão - deformação Al-Cu para várias condições.

As reações de solubilização e precipitação que ocorrem com diferentes solutos dependem das suas respectivas taxas de difusão. Evidências experimentais indicam que a existência de um significativo número de vazios favorece o movimento dos átomos na formação de soluções sólidas substitucionais. A formação das zonas de G-P é particularmente favorecida, pois envolve a difusão de átomos do soluto. Os principais elementos de liga utilizados para o endurecimento por precipitação nas ligas de alumínio possuem taxas de difusão relativamente altas. A figura 2.8 mostra o coeficiente de difusão de diversos elementos no alumínio.

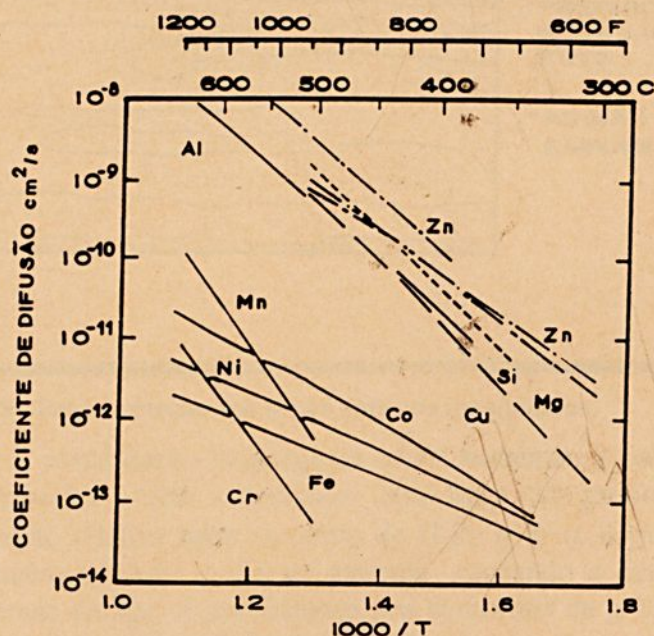


Fig. 2.8 Coeficiente de difusão de vários elementos no alumínio.

2.2.2 PRECIPITAÇÃO HETEROGÊNEA

As zonas de G-P nucleiam-se homogeneamente. Todavia, os processos de precipitação são fortemente influenciados por descontinuidades na estrutura cristalina, tais como discordâncias, contornos de grãos, contornos de subgrãos e interfaces entre as fases. Estes locais concentram maior energia e são pontos preferenciais para a nucleação heterogênea de precipitados de transição ou de equilíbrio. Os precipitados η' podem nuclear-se e crescer diretamente nas discordâncias e contornos de subgrãos, enquanto que os precipitados η podem surgir nos contornos de grãos e outros contornos incoerentes [30,32] .

Outro importante aspecto da precipitação heterogênea é a formação das zonas livres de precipitados (ZLP). A taxa e o tipo de decomposição que ocorre em ligas endurecidas por deformação dependem da temperatura em que é realizado o envelhecimento. Quando o envelhecimento é realizado em temperaturas baixas, a nucleação das zonas de G-P é favorecida pela existência de vazios. Os contornos de grãos e suas imediações sendo regiões que concentram uma grande quantidade de vazios, constituem-se locais preferenciais para a nucleação dos precipitados. Deste modo, as regiões adjacentes sofrem um empobrecimento de soluto onde são formadas as zonas livres de precipitados, como mostra a figura 2.9.

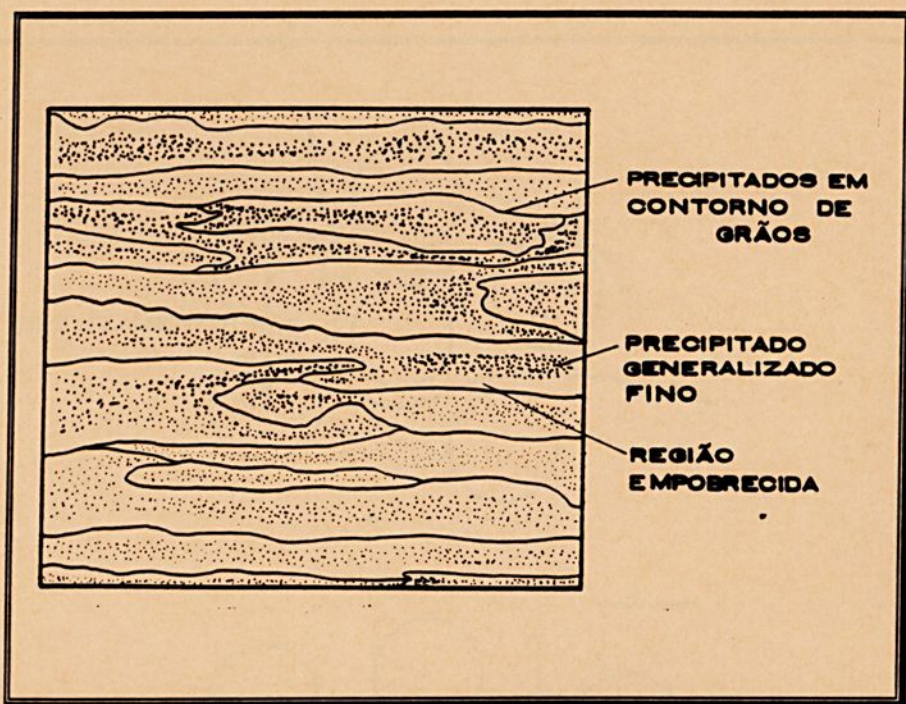


Fig. 2.9 Representação das zonas livres de precipitados.

A precipitação heterogênea pode aumentar a resistência de determinadas ligas comerciais. Nas ligas do grupo 7XXX a proporção relativa entre as zonas de G-P, η' e η , dependendo do tratamento adotado, pode ser alterada causando a diminuição da resistência da liga. A precipitação nos contornos de grãos pode ser reduzida através do resfriamento rápido.

2.2.3 MECANISMOS DE ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO

De maneira geral, durante a deformação das ligas endurecidas por deformação, a interação entre as discordâncias e os precipitados são dependentes da resistência, estrutura, forma, tamanho médio, espaçamento e densidade das partículas de 2ª fase. Pode-se dizer, que o aumento da resistência mecânica é sinônimo de uma maior dificuldade de movimentação das discordâncias. Todavia, as alterações que ocorrem no comportamento mecânico variam de acordo com a morfologia, estrutura dos precipitados e com a sua coerência em relação a matriz. Durante os estágios iniciais da precipitação, o endurecimento é atribuído às deformações causadas na rede cristalina pelas zonas de G-P. Com a precipitação de partículas semicoerentes o mecanismo de endurecimento baseia-se no cisalhamento das partículas. Por outro lado, nas etapas finais do processo de precipitação o endurecimento baseia-se no desvio das discordâncias em torno dos precipitados incoerentes [22,23,33].

Muitas partículas finas de segunda fase são compostos intermetálicos com estrutura ordenada em relação à matriz. O cisalhamento destas partículas por discordâncias é ilustrado na figura 2.10.

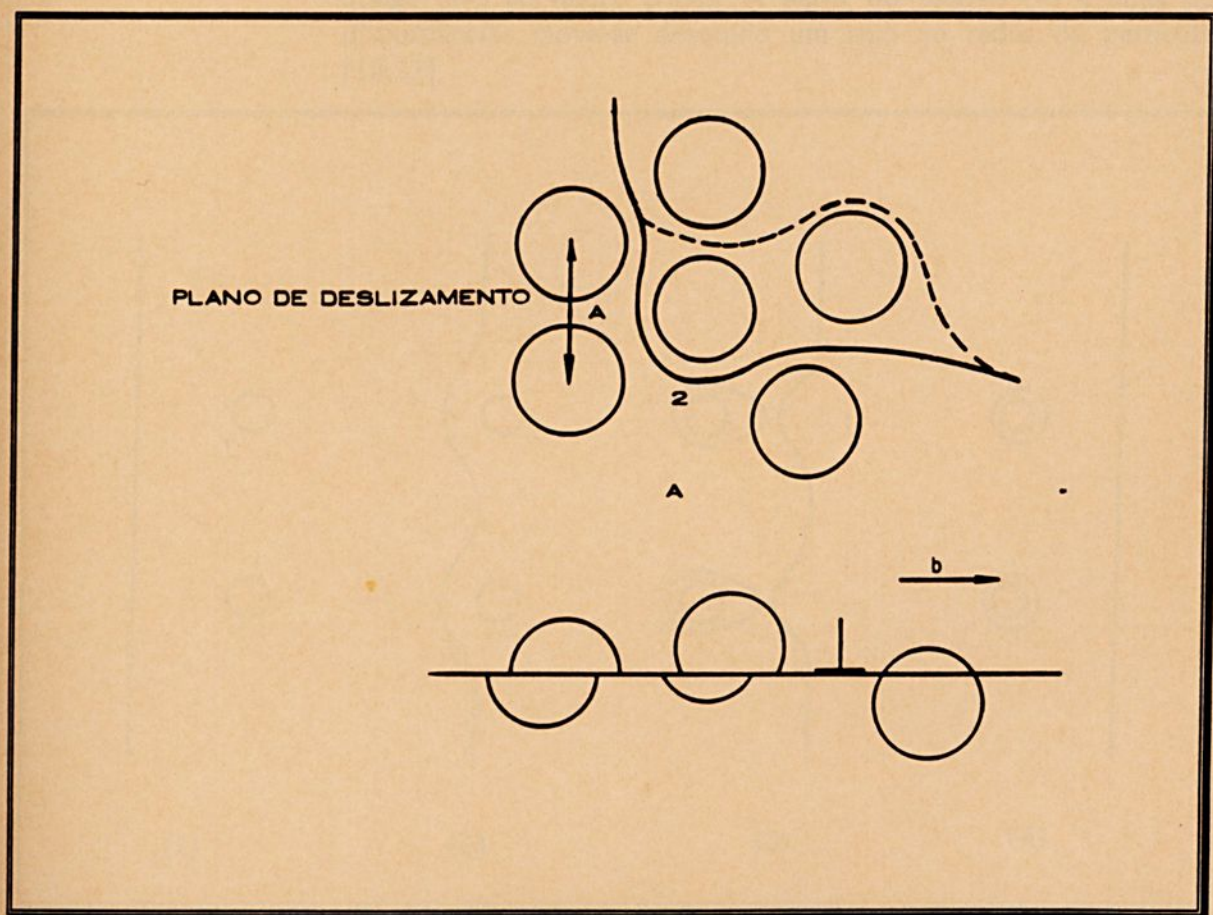


Fig. 2.10 Cisalhamento de partículas coerentes ou semicoerentes.

A discordância produz um pequeno degrau na superfície das partículas. O endurecimento resultante, é provocado pelo aumento da área entre o precipitado e a matriz, com conseqüente aumento da tensão interfacial. Outro fator de endurecimento por partículas cisalháveis é a diferença entre os módulos elásticos da matriz e dos precipitados, que afeta a tensão de linha da discordância e causa dificuldades ao cisalhamento da partícula [18,22,23].

O valor da tensão de cisalhamento depende fortemente da cristalografia e composição química dos precipitados. Durante a deformação, as partículas não introduzem gradientes de deformação plástica na matriz. A curva tensão x deformação apresenta o mesmo comportamento de um cristal puro ou uma solução sólida.

O mecanismo de endurecimento através das partículas incoerentes baseia-se no movimento das discordâncias em torno dos precipitados. Os segmentos de discordâncias, de sinais opostos, encurvam-se e cancelam-se formando anéis que envolvem os precipitados. A formação dos anéis provoca alterações no campo de tensões e aumento do raio de ação da partícula como obstáculo ao movimento de novas discordâncias e conseqüente aumento da resistência mecânica. Este mecanismo é ilustrado na figura 2.11. A tensão de escoamento é determinada pela tensão de cisalhamento requerida para arquear a linha de discordância entre as partículas. O estágio (1) mostra uma linha de discordâncias se aproximando de duas partículas. No estágio (2) a linha começa a se curvar, e no (3) atinge uma curvatura crítica. A partir do estágio (4) a linha de discordâncias move-se deixando um anel ao redor da partícula [18,23].

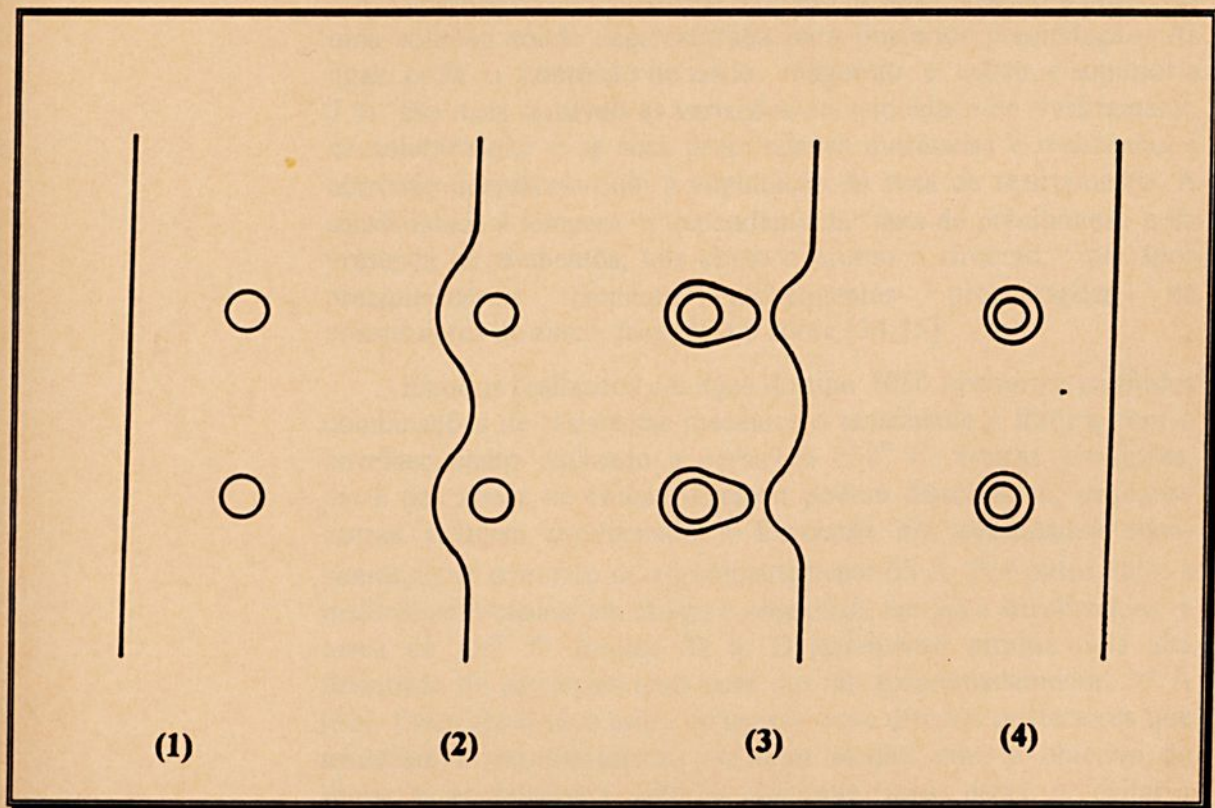


Fig. 2.11 Mecanismo de endurecimento por partículas incoerentes.

Com o progresso do envelhecimento, o tamanho médio da partícula aumenta através do coalescimento dos precipitados de equilíbrio. O superenvelhecimento é a diminuição da dureza provocada pelo aumento da distância média entre as partículas.

A maioria das teorias de endurecimento com partículas de segunda fase é baseada em partículas esféricas ideais, contudo a forma da partícula pode influenciar o endurecimento. Para frações volumétricas iguais, bastões e placas podem causar duas vezes mais endurecimento que partículas esféricas [18].

2.2.4 ENDURECIMENTO POR PRECIPITAÇÃO DAS LIGAS DO GRUPO 7XXX

As ligas de alumínio comerciais de alta resistência constituídas por maiores quantidades de zinco, magnésio e cobre, além de outros elementos de liga em menores teores, são normalmente solubilizadas em temperaturas próximas de 500°C. Nesta faixa de temperatura ocorre pouca difusão de elementos, tais como cromo e ferro, portanto, a distribuição destes elementos permanece inalterada. Enquanto ocorre a solubilização do zinco, magnésio e cobre, pode ocorrer precipitação de constituintes de cromo e ferro que atuam como núcleos para a precipitação da fase de equilíbrio $MgZn_2$ ou formação de vacâncias [34,35].

O objetivo do resfriamento rápido na solubilização é preservar uma solução sólida supersaturada para posterior precipitação. As ligas onde o conteúdo de zinco, magnésio e cobre é superior a 7 % são mais sensíveis às variações da velocidade de resfriamento na solubilização e as suas propriedades mecânicas e resistência à corrosão decrescem com a diminuição da taxa de resfriamento. A sensibilidade à têmpera é dependente da taxa de precipitação e da presença de elementos, tais como o cromo e zircônio, que após precipitarem-se facilitam subseqüentes precipitações de constituintes de zinco, magnésio e cobre [34,35].

Estudos realizados em ligas do tipo 7050 obtiveram melhores combinações de resistência mecânica e tenacidade à fratura com o envelhecimento realizado a cerca de 150° C. Nestas condições, parte das zonas de Guinier-Preston podem dissolver-se, enquanto outras crescem provocando a formação de precipitados semi-coerentes η' com raio de aproximadamente 65 Å. Por outro lado, a melhor performance em fadiga é observada em ligas envelhecidas a cerca de 120° C durante 24 h. O tratamento produz uma alta densidade de partículas finas com raio de aproximadamente 35 Å [36]. Estes resultados estão de acordo com estudos posteriores que adotaram o envelhecimento em duas etapas, com o objetivo de somar as propriedades obtidas em cada uma delas e evitar a exposição em altas temperaturas de envelhecimento por períodos prolongados.

Nas ligas do tipo Al-Zn-Mg existem indicações de que as zonas de Guinier-Preston constituem-se em camadas atômicas alternadas ricas e pobres de zinco paralelas aos planos {100} da matriz. Essas zonas são inicialmente esféricas e aumentam em número e tamanho com o envelhecimento. Por outro lado, estudos realizados em microscopia eletrônica de transmissão demonstraram que a fase de transição apresenta-se em forma de placas contendo várias orientações em relação à matriz, enquanto que a fase de equilíbrio apresenta-se em forma de ripas de MgZn_2 [34,37,38].

De maneira geral, as adições de cobre, manganês, magnésio, cromo e zircônio têm pouco efeito sobre a morfologia dos precipitados de transição mas influenciam a cinética de precipitação. O cobre atrasa a precipitação, enquanto que o manganês e o magnésio aceleram o processo [30]. O zinco apresenta grande solubilidade em alumínio e não provoca alterações apreciáveis na microestrutura das ligas, quando é o único elemento adicionado. Contudo, na presença de outros elementos, forma partículas que precipitadas conferem ao material o aumento da resistência mecânica [20].

O efeito mais marcante do cobre no sistema Al-Zn-Mg é estimular a precipitação através da matriz, reduzindo o tamanho das zonas livres de precipitados próximas aos contornos de grãos. Observa-se que as ligas contendo teores maiores que 2 % de cobre atingem o pico de resistência por uma vasta faixa de temperaturas de envelhecimento que se estende de 125° até 175° C. Além disto, adições de 1 % a 2 % de cobre aumentam significativamente a resistência ao crescimento de trincas por fadiga [34,39,40].

O cromo, manganês e zircônio geralmente são adicionados às ligas com o objetivo de controlar a recristalização através da formação de dispersóides. A adição do cromo no sistema Al-Zn-Mg provoca o aumento da resistência mecânica e resistência à corrosão sob tensão, especialmente quando combinado ao cobre. O cromo é precipitado a partir da solução saturada como $\text{Cr}_2\text{Mg}_3\text{Al}_{18}$. Durante o processo de envelhecimento, as partículas precipitadas, provavelmente $(\text{CrFe})_4\text{Si}_4\text{Al}_{13}$, atuam como nucleadores da fase de transição MgZn_2 reduzindo deste modo a quantidade e tamanho das zonas livres de precipitados. Além disto, a adição de cromo inibe a recristalização durante os tratamentos térmicos, provavelmente pela ação de partículas insolúveis nos contornos de grãos [30,34].

As partículas de segunda fase, tais como inclusões, dispersóides e partículas endurecedoras, formam-se através da precipitação na solução sólida e influenciam no comportamento mecânico da liga. As inclusões ou partículas grosseiras pouco participam no endurecimento, mas podem ser concentradores de tensões e favorecer a nucleação de trincas em condições críticas de carregamento. Por outro lado, os dispersóides ou partículas intermediárias podem inibir a nucleação de trincas, de acordo com a sua forma e composição. As partículas endurecedoras são formadas pela precipitação controlada e são as principais responsáveis pelo endurecimento por precipitação. Estas partículas podem aumentar a resistência à fadiga de acordo com o seu tamanho e uniformidade

de distribuição na matriz. Os dispersóides comuns nas ligas do grupo 7XXX são $\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$, $\text{Al}_{20}\text{Mn}_3\text{Cu}_2$ e Al_3Zr . Os dois primeiros são precipitados grandes (0,02 a 0,5 μm no sentido longitudinal) e apresentam uma interface incoerente com a matriz enquanto que o terceiro é pequeno (menor que 0,01 μm no sentido longitudinal) e apresenta interface coerente com a matriz. Em geral, ligas contendo Al_3Zr desenvolvem alta resistência à propagação estável de trincas sob carregamento estático e as ligas contendo $\text{Al}_{12}\text{Mg}_2\text{Cr}$ apresentam maior resistência a propagação instável de trincas [13,30].

As partículas grosseiras ou inclusões são relativamente frágeis e, portanto, não podem acomodar a deformação plástica da matriz circundante. Conseqüentemente, elas falham quando o material ainda está pouco deformado. No caso de ligas de alumínio, as partículas grosseiras normalmente falham a níveis de 3 % de deformação, porém a fratura final do material ocorre a níveis de deformação de até 25 %. Estas observações indicam que as inclusões podem determinar o local da fratura, mas não podem isoladamente ser responsáveis pelo processo de fratura [41].

No início do processo de fratura as partículas maiores sofrem descoesão com a matriz, ou quebram-se originando vazios no material, os quais são interligados por coalescência durante o processo de deformação e, desta forma, provocam a fratura dos ligamentos entre as partículas. Este mecanismo é diretamente afetado pela presença de partículas finas que endurecem a matriz e, conseqüentemente, aumentam a resistência à deformação do material. Macroscopicamente a ductilidade pode ser alta ou baixa, dependendo da natureza, forma, distribuição, densidade e tamanho das partículas de 2ª fase.

As ligas endurecíveis por precipitação mostram curvas tensão em função do número de ciclos até a ruptura continuamente decrescentes. Estas ligas não apresentam um limite de resistência à fadiga definido [34]. Microscopicamente, as ligas de alumínio do grupo 7XXX sofrem fratura dúctil pelo micromecanismo de *dimples*. Este tipo de fratura é conseqüência da nucleação, crescimento e coalescimento de vazios em partículas de 2ª fase [42].



2.3 TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS

2.3.1 ASPECTOS GERAIS

O conhecimento das microestruturas, subestruturas e mecanismos ativos que atuam durante o processo de tratamento térmico de precipitação, assim como as interações entre os diferentes mecanismos de endurecimento propiciaram o desenvolvimento dos tratamentos termomecânicos com o objetivo de conferir ao material alta resistência mecânica associada à resistência à corrosão e à fadiga. Os mecanismos característicos dos processos de endurecimento atuam isoladamente ou interagem entre si provocando alterações microestruturais. A deformação plástica produz o aumento das discordâncias na matriz, facilitando a nucleação heterogênea dos precipitados durante o tratamento térmico de envelhecimento. Os efeitos dos tratamentos variam bastante, de acordo com a composição da liga, microestrutura, temperatura de deformação e demais variáveis do processo.

A seqüência de operações é muito importante, pois a microestrutura inicial, em um determinado processo, normalmente influi decisivamente nos resultados finais. O controle da microestrutura através de alterações nos processos convencionais de produção da liga, assim como tratamentos posteriores adequados, são usados para a obtenção de melhores propriedades nas ligas de alumínio de alta resistência. Para diferenciar os tratamentos termomecânicos que produzem a precipitação em altas temperaturas de outros que envolvem a precipitação durante o envelhecimento, os tratamentos são classificados respectivamente como TTMI - Tratamento Termomecânico Intermediário e TTMF - Tratamento Termomecânico Final.

Nos TTMF as temperaturas de precipitação são baixas e a deformação plástica é aplicada normalmente após a solubilização, antes ou durante o envelhecimento. Estes tratamentos permitem maior controle microestrutural e dimensional em relação aos TTMI. Contudo, o estudo das alterações provocadas no material e seus efeitos sobre as propriedades mecânicas são de grande importância para a obtenção das propriedades desejadas [43].

Numerosos fatores metalúrgicos afetam a distribuição da deformação no material. Os TTMF possibilitam melhor distribuição de escorregamentos e o alargamento das bandas de escorregamento pela introdução de muitos locais para início de deslizamentos. Deste modo, é possível obter uma distribuição mais uniforme de discordâncias na matriz e inibir a ocorrência dos processos de reversão e formação de zonas livres de precipitados [34,43]. O tipo de interação entre discordâncias e precipitados interfere na formação das bandas de deslizamento. As discordâncias movem-se sobre planos de deslizamento contendo precipitados. Bandas de deslizamento grosseiras são favorecidas pela presença de partículas cisalhadas por discordâncias e poucos sistemas de deslizamento operantes. Por outro lado, bandas de deslizamento finas e

distribuição homogênea da deformação no material são favorecidas por fatores tais como pequeno tamanho de grãos, sistemas de deslizamentos múltiplos, formação de anéis de discordâncias em torno dos precipitados e alta energia de defeito de empilhamento na solução sólida [33,42].

O encruamento não provoca efeitos importantes nos estágios iniciais do envelhecimento realizados em materiais resfriados rapidamente após a solubilização. Durante o envelhecimento as discordâncias introduzidas pelo encruamento reduzem a migração de vacâncias e a taxa de nucleação de precipitados intermediários aumenta [40].

Os principais tratamentos termomecânicos comerciais são realizados em baixas temperaturas, após a solubilização, antes ou durante o envelhecimento natural ou artificial. Os principais tratamentos são representados por letras seguidas de números que representam a sequência de operações básicas.

- T1** Resfriamento a partir do processo de conformação a quente seguido de envelhecimento natural.
- T2** Resfriamento a partir do processo de conformação à quente, deformação a frio seguido de envelhecimento natural.
- T3** Solubilização, deformação a frio e envelhecimento natural.
- T4** Solubilização e envelhecimento natural.
- T5** Resfriamento a partir do processo de conformação à quente, deformação a frio e envelhecimento artificial.
- T6** Solubilização e envelhecimento artificial.
- T7** Solubilização e estabilização.
- T8** Solubilização, deformado a frio e envelhecimento artificial.
- T9** Solubilização, envelhecimento artificial e deformação a frio.
- T10** Resfriamento a partir do processo de conformação a quente, deformação a frio e envelhecimento artificial.

2.3.2 TRATAMENTOS TERMOMECÂNICOS DAS LIGAS DO GRUPO 7XXX

A liga 7574 apresenta alta resistência mecânica, tenacidade à fratura e resistência a corrosão. Contudo, a resistência à fadiga das ligas do grupo 7XXX, não apresentou de imediato uma diferença significativa em relação às ligas de outros grupos. Muitos estudos foram feitos com o objetivo de aumentar ao mesmo tempo as propriedades em tração e fadiga. Constatou-se que o encruamento após a solubilização provoca um pequeno aumento na resistência à tração, mas aumenta substancialmente a resistência à fadiga e a resistência à corrosão sob tensão [12]. Aumentos simultâneos de resistência mecânica e tenacidade à fratura foram obtidos através de tratamentos termomecânicos adequados[42,44].

Os tratamentos termomecânicos finais com dois estágios de envelhecimento passaram a ser empregados para a obtenção de melhores propriedades de resistência mecânica, ductilidade e resistência à fadiga. O pré-envelhecimento atua principalmente na distribuição e refino das partículas de 2ª fase, podendo alterar a distribuição de discordâncias durante a deformação e, conseqüentemente, tem um papel fundamental na obtenção da microestrutura final do material. Estudos realizados com a liga 7475, submetida ao tratamento T761 com dois estágios de envelhecimento, apresentaram um aumento de 9 % na resistência à tração e 12 % na vida em fadiga em relação aos processos termomecânicos realizados em um único estágio de envelhecimento. Não foi constatada a nucleação de trincas por fadiga em bandas de deslizamentos. O aumento na resistência à fadiga deve-se, provavelmente, à maior dispersão de escorregamentos durante o carregamento cíclico [34,42,45].

A microestrutura ideal para a obtenção de boas propriedades de fadiga apresenta finos grãos equiaxiais com distribuição uniforme de discordâncias e precipitados finos [46,47]. Evidências experimentais indicam que a deformação plástica antes do envelhecimento pode alterar o tempo necessário para realização dos tratamentos posteriores. As discordâncias geradas durante a deformação favorecem a precipitação das partículas de 2ª fase durante o envelhecimento [48].

2.4 FADIGA

2.4.1 ASPECTOS GERAIS

A fadiga tornou-se progressivamente mais importante, à medida que foi desenvolvido um número maior de equipamentos sujeitos a carregamentos cíclicos e vibrações. A grande maioria dos elementos estruturais são sujeitos a esforços variáveis ao longo do tempo. Todavia, para que a falha por fadiga ocorra, são necessárias tensões máximas suficientemente altas, variações ou flutuações da tensão aplicada e um número de ciclos de aplicação da tensão suficiente para a nucleação e propagação de trincas de fadiga até a ruptura [49,50]. Além destes, outros fatores, tais como concentradores de tensões, corrosão, temperatura, sobrecarga, estrutura metalúrgica e tensões residuais podem influenciar as propriedades em fadiga.

A análise do comportamento de um material, quando solicitado ciclicamente, e as alterações microestruturais, que ocorrem durante um ensaio sugerem que o estudo sobre o mecanismo de fadiga seja dividido em cinco estágios [51]:

- 1º estágio:** Microdeformações plásticas sob solicitações cíclicas, com formação de bandas de deslizamento;
- 2º estágio:** Nucleação de uma ou mais microtrincas;
- 3º estágio:** Propagação de uma ou mais macrotrincas. Este estágio é chamado de estágio I de crescimento da trinca controlado pela tensão de cisalhamento;
- 4º estágio:** Propagação instável da trinca até a ruptura final. Este estágio é chamado de estágio II de crescimento da trinca.
- 5º estágio:** Fratura final..

A importância do estudo da nucleação de trincas por fadiga reside no fato de que um componente passa a maior parte de sua vida, quando submetido a uma tensão próxima ao limite de fadiga, para formar uma trinca macroscópica. Em alguns casos, a nucleação e propagação da trinca podem consumir até 90 % da vida de um componente com superfície polida. A fração do número de ciclos total para a ruptura, associada a cada estágio depende das condições do ensaio e do material [52,53].

2.4.2 MECANISMOS DE FADIGA

O fato de fraturas por fadiga terem sido observadas em corpos de prova ensaiados a -269°C (4°K), pode demonstrar que é possível haver fratura de fadiga sem ativação térmica. Embora processos de difusão possam estar envolvidos em alguns casos, não são fundamentais para a formação das trincas. O escorregamento e a maclação são processos de deformação plástica capazes de ocorrer sem ativação térmica, e assim presume-se que estejam envolvidos nos mecanismos de falha por fadiga [18,21].

Quando a deformação ocorre em um único sentido, os degraus de escorregamento que aparecem na superfície do cristal têm uma topografia relativamente simples. Isto é particularmente verdadeiro se apenas um único plano de escorregamento for ativo. Por outro lado, sob carga cíclica, as bandas de escorregamento tendem a agrupar-se em pacotes ou estrias. Um metal sob carregamento cíclico se deforma nos mesmos planos atômicos e nas mesmas direções cristalográficas que em deformações unidirecionais. Enquanto nas deformações unidirecionais o deslizamento ocorre em todos os grãos, na fadiga apenas alguns grãos apresentam linhas de deslizamento. As linhas de deslizamento geralmente são formadas no início da vida útil do material e aumentam progressivamente até atingir um valor de saturação [21,49].

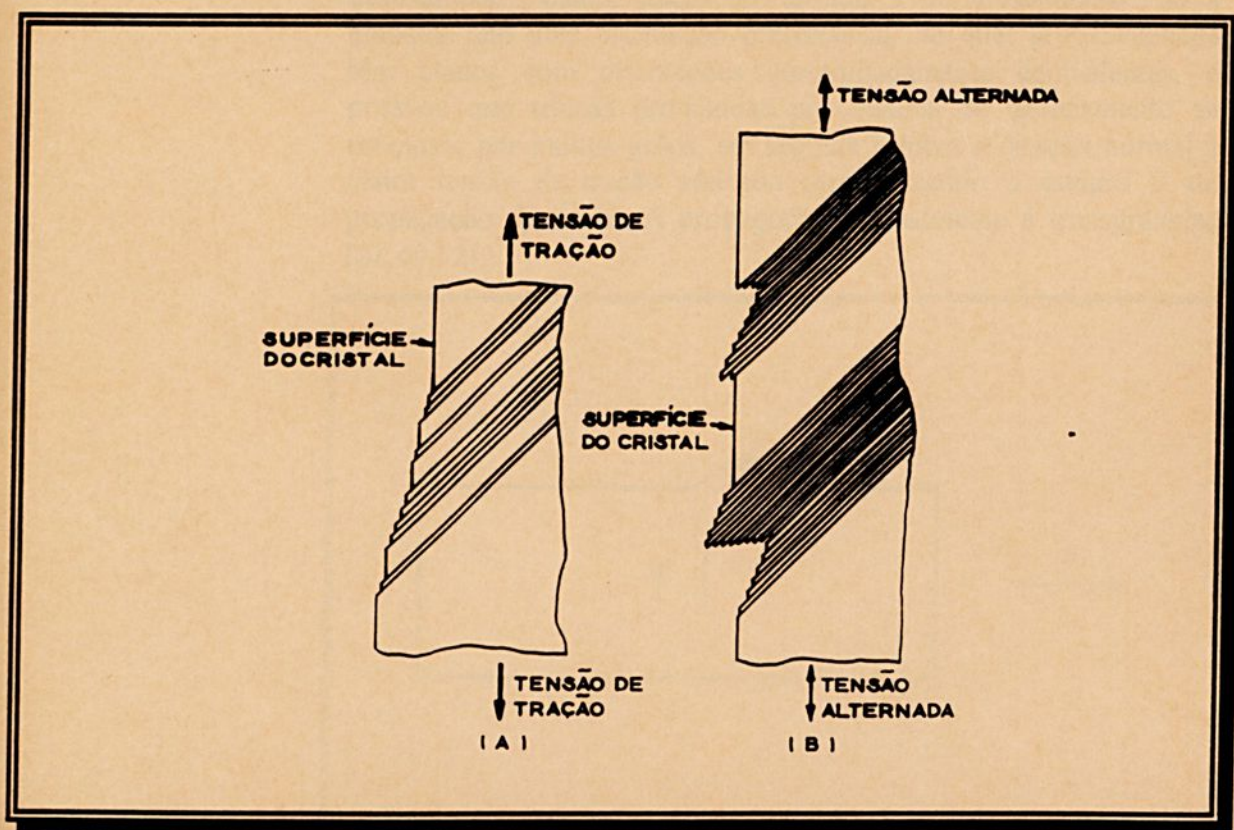


Fig. 2.12 Extrusões e intrusões.

Observações metalográficas confirmaram que as deformações provocadas por esforço cíclico acontecem através de deslizamentos sobre planos cristalográficos. A diferença essencial com o processo de deslizamento estático é que as bandas de deslizamento produzidas na fadiga são o resultado de um acúmulo sistemático de pequenos movimentos de deslizamento da ordem de 10^{-7} cm, ao contrário dos movimentos observados por solicitações estáticas, da ordem de 10^{-5} a 10^{-6} cm. Os pequenos movimentos alternados podem dar origem a entalhes ou ressaltos denominados intrusões e extrusões, que são concentradores de tensão e onde têm origem as trincas de fadiga. Evidências experimentais indicam que o deslizamento cruzado desempenha papel importante para o processo de formação de extrusões. Durante a atuação do componente de compressão, o escorregamento do primeiro sistema a operar dá origem a formação de uma intrusão, enquanto que uma extrusão é formada quando outro sistema de escorregamento opera. Este mecanismo pode explicar a acomodação de grande deformação plástica sem causar encruamento apreciável no material [21,34,49,52]. A figura 2.12 mostra esquematicamente as intrusões e extrusões.

A nucleação de trincas ocorre em regiões de deformação intensa, paralelas ao que originalmente foi uma banda de deslizamento. Nas raras vezes que a trinca inicia no interior do material, sempre existe uma interface envolvida. Com o aumento do número de ciclos, as intrusões adquirem a forma de uma trinca que tende a se propagar inicialmente ao longo de planos de deslizamento, dando início ao estágio I de crescimento. Se a amostra tem uma orientação preferencial, na qual grãos vizinhos têm planos com orientações aproximadamente equivalentes, é possível que trincas produzidas por bandas de deslizamento se estendam por muitos grãos, em seguida tomem a direção normal à maior tensão de tração aplicada caracterizando o estágio II de propagação da trinca. A propagação normalmente é transgranular [21,49,52].

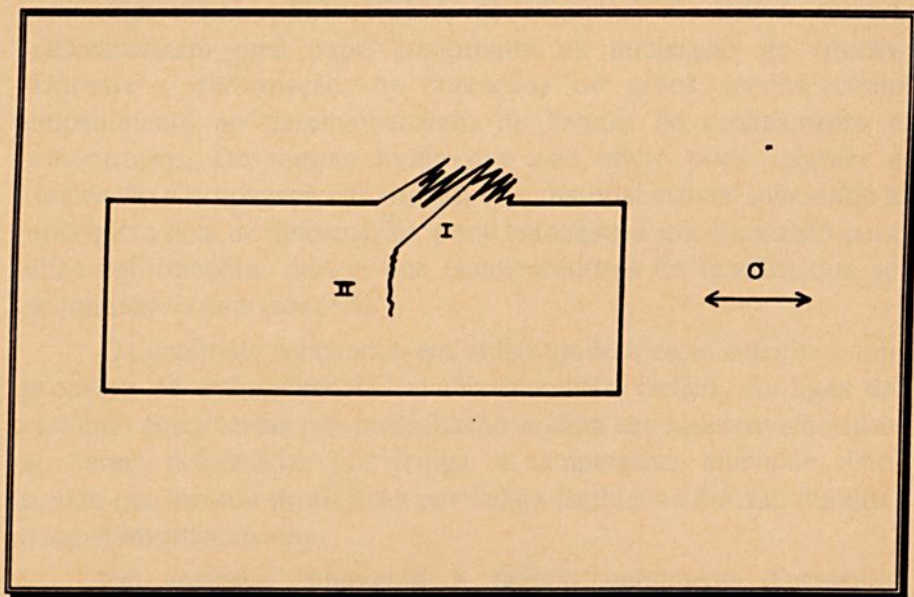


Fig. 2.13 Representação dos estágios I e II de crescimento da trinca.

A figura 2.13 mostra esquematicamente os estágios I e II de crescimento da trinca. A transição do estágio I para o estágio II é geralmente suposta como sendo resultado da redução na razão entre a tensão de cisalhamento e a tensão de tração. Enquanto o estágio I é governado pela máxima tensão de cisalhamento, a deformação no estágio II deve-se ao valor da máxima tensão de tração atuando no componente ou corpo de prova na região da ponta da trinca, à medida que a trinca se move dos cristais superficiais fracamente vinculados, em direção ao interior, onde a interação mútua entre os cristais inibem o deslizamento. O local desta transição freqüentemente ocorre em alguma descontinuidade microestrutural do material [34]. A figura 2.13 mostra esquematicamente os estágios I e II de crescimento da trinca.

A superfície de fratura produzida durante o estágio de propagação estável da trinca normalmente mostra estriações ou ondulações. Essas estrias são ressaltos na superfície de fratura e tem sido provado que cada estria resulta de um ciclo de tensão e os espaçamentos das estrias representam o crescimento da trinca durante uma tensão cíclica. Devido às estrias delinearem as posições sucessivas da ponta da trinca, elas são consideradas como resultado de deformações plásticas localizadas provocadas pelo desvio periódico do caminho da trinca. É notório que devido a formação destas estrias depender da deformação plástica local na ponta da trinca, a tensão governará a componente de deformação plástica [34].

A superfície de fratura do estágio de propagação estável apresenta freqüentemente a formação de estrias que representam a posição sucessiva de uma frente de trinca que avança num plano normal ao da máxima tensão de tração. A formação de uma estrutura celular de discordâncias é favorecida por uma alta amplitude de deformação e alta energia de falha de empilhamento, que são os fatores que facilitam o deslizamento cruzado. Para amplitudes de deformação pequenas prevalecem os anéis de discordâncias e os dipolos [18,21].

Em metais policristalinos, os contornos de grãos, sempre desempenham uma papel importante na nucleação de trincas. Durante a deformação, os contornos de grãos servem como impedimento ao desenvolvimento de bandas de deslizamento e microtrincas. Do mesmo modo que este efeito pode retardar a nucleação e propagação de trincas, se o material estiver submetido a uma baixa taxa de deformação, pode antecipar a sua nucleação para altas deformações, devido aos concentradores de tensões que se acumulam na interface [54].

Os materiais solicitados em fadiga podem estar sujeitos a um processo de endurecimento ou amolecimento cíclico. As ligas de alumínio endurecidas por precipitação podem ser superenvelhecidas ao serem deformadas por fadiga, à temperatura ambiente. Isto sugere que lacunas produzidas por fadiga facilitam a difusão durante o superenvelhecimento.

Um material submetido à fadiga, geralmente apresenta deformações concentradas em bandas de deslizamento em alguns cristais com orientação cristalina favorável. Quando a amplitude das

tensões é baixa, as bandas de deslizamento não aparecem. Com o prosseguimento do esforço cíclico, existem bandas ocultas e outras em formação. As bandas de deslizamento são grosseiras, cortadas nas seções cruzadas e elevadas acima da superfície original. A nucleação de trincas por fadiga ocorre com frequência em bandas de deslizamento cuja superfície mantém o aspecto grosseiro após o polimento, denominadas bandas de deslizamento persistentes. Estas bandas são lamelas moles na matriz endurecida por deformações cíclicas onde numerosas discordâncias acumulam-se em paredes. O efeito da precipitação no comportamento em fadiga depende de como isto altera a localização dos deslizamentos [33,55].

2.4.3 FADIGA NAS LIGAS DO GRUPO 7XXX

A deformação plástica é um parâmetro controlador dos estágios de fadiga e qualquer fator microestrutural que concentre deformação plástica ou que resulte em uma distribuição não homogênea de deformação plástica induz um local de concentração de tensões e grande escorregamento. Os principais fatores microestruturais que levam à localização de deformações são os precipitados cisalháveis e as zonas livres de precipitados [34].

Nas ligas Al-Zn-Mg-Cu contendo precipitados cisalháveis são observados deslizamentos grosseiros e grandes desvios na superfície, enquanto que traços de escorregamentos finos homogeneamente distribuídos são observados na mesma liga contendo precipitados não-cisalháveis. Podemos concluir que a nucleação de trincas por fadiga ocorrerá com maior facilidade nas ligas parcialmente envelhecidas que apresentam precipitados cisalháveis. Por outro lado, este efeito tem influência favorável nas ligas superenvelhecidas contendo precipitados não-cisalháveis [34].

As inclusões ou partículas grosseiras podem ser concentradores de tensões e locais preferenciais para a nucleação de trincas em condições críticas de carregamento. A tenacidade à fratura da liga 7475 é substancialmente maior que outras ligas do grupo 7XXX devido ao decréscimo das concentrações de ferro e silício e conseqüentemente menor quantidade de inclusões. A tenacidade aumenta com a redução da fração volumétrica ou aumento do espaço entre os dispersóides formados por $\text{Al}_2\text{Mg}_2\text{Cr}$. A resistência à propagação de trincas por fadiga é menor na liga 7075 com pequeno espaçamento entre os dispersóides. Este efeito é atribuído às variações da energia necessária para a propagação da trinca, além da formação e coalescência de microvazios associados às partículas [30].

Os materiais submetidos às altas taxas de encruamento são sujeitos a maiores variações estruturais durante a deformação cíclica. As discordâncias perdem rapidamente a mobilidade e são confinadas ao seu plano de deslocamento. A pouca homogeneidade das deformações pode representar uma maior facilidade para a nucleação e propagação de trincas.



A análise da superfície de fratura realizada na liga 7075 submetida ao tratamento T761 com estágios de envelhecimento constatou uma grande quantidade de *dimples* e concluiu que as amostras do material com melhores propriedades em fadiga apresentaram uma distribuição mais fina, uniforme e equiaxial de *dimples* próximos a finos precipitados [47]. Estudos realizados em microscopia eletrônica de varredura sobre os efeitos do tratamento T761 na liga 7475 não constataram bandas de deslizamento visíveis na superfície de fratura de corpos de prova ensaiados em fadiga. Observou-se durante o processo de fadiga pequenos movimentos de discordâncias, o que sugere uma distribuição uniforme de tensões e precipitados finos [45].



PROCEDIMENTO EXPERIMENTAL

A escolha do material, tratamentos térmicos, deformação das tiras e ensaios mecânicos foram feitos visando reproduzir as condições de fabricação de componentes estruturais por deformação plástica a frio. Os procedimentos experimentais e os equipamentos empregados estão descritos neste capítulo.

3.1 MATERIAL

O material escolhido foi a liga de alumínio 7475, na forma de chapa de 3,15 mm de espessura. A liga, desenvolvida pela Alcoa - Aluminum Company of America e fabricada pela Cegedur Pechiney, foi fornecida pela EMBRAER - Empresa Brasileira de Aeronáutica para a execução deste trabalho. A liga 7475 foi desenvolvida para aplicações que requeiram alta resistência mecânica, tenacidade à fratura e boa resistência à propagação de trincas em altas tensões. A maioria de suas aplicações é na fabricação de componentes sujeitos à fadiga, tais como painéis da fuselagem e reforçadores da estrutura de aviões.

Duas amostras de locais opostos da chapa foram retiradas para análise química realizada nas Indústrias Villares S/A. A composição em porcentagem em peso dos principais elementos pode ser observada na tabela 3.1

Tabela 3.1 Composição química da liga 7475.

Elementos	Al	Zn	Mg	Cu	Cr	Mn	Fe	Si
% Peso	90,15	6,0	2,1	1,4	0,2	0,01	0,01	0,01

Observa-se que as concentrações estão dentro dos limites especificados na tabela 3.2 , e portanto, as amostras são representativas da liga em estudo.

Tabela 3.2 Limites de composição química da liga 7475 [12].

Elementos	Al	Zn	Mg	Cu	Cr	Mn	Fe	Si
% Peso	Restante	5,2 a	1,9 a	1,2 a	0,18 a	0,06	0,01	0,1
		6,2	2,6	1,9	0,25	máx	máx	máx

3.2 TRATAMENTOS DE SOLUBILIZAÇÃO E ENVELHECIMENTO

O material na condição T761 foi cortado através de uma guilhotina, no sentido da laminação da chapa e uniformizados por usinagem, em tiras de 48 x 250 mm. Metade das tiras foi levada à deformação, ou seja, a deformação foi realizada na condição T761, conforme mostra a figura 3.1. O material deformado nestas condições será designado pelo termo "deformado na condição T761".

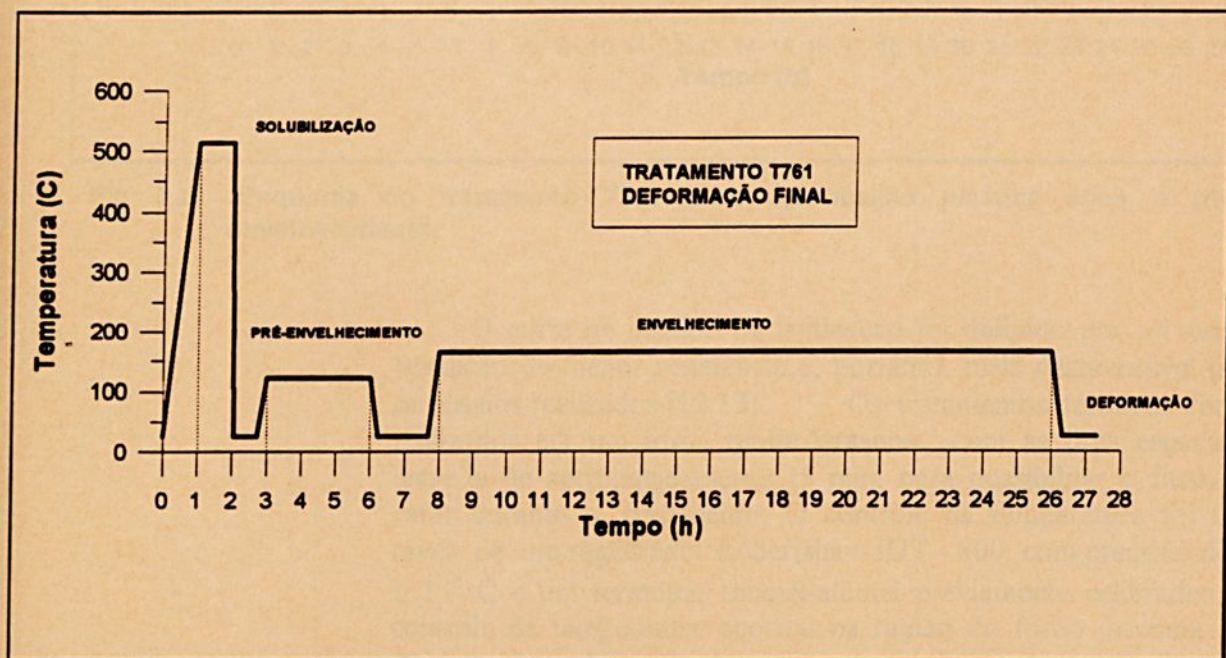


Fig 3.1 Esquema do tratamento T761 com deformação plástica após o envelhecimento final.

A outra metade do material foi submetida ao tratamento T761 modificado, com a deformação plástica realizada entre os dois estágios do envelhecimento, ou seja, a liga foi solubilizada a $513^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$, durante uma hora, resfriada em água à temperatura ambiente e mantida a aproximadamente 0°C , para evitar o início do envelhecimento natural até ser iniciado o pré-envelhecimento, ou primeiro estágio do envelhecimento, realizado a $121^{\circ}\text{C} \pm 5^{\circ}\text{C}$, durante três horas seguido de resfriamento ao ar. Em seguida foram feitas as deformações plásticas e concluído o envelhecimento, ou segundo estágio do envelhecimento, a $163^{\circ}\text{C} \pm 2^{\circ}\text{C}$, durante dezoito horas, com resfriamento ao ar, conforme indicado na figura 3.2.

O material deformado nestas condições será designado pelo termo "deformado entre o primeiro e segundo estágio do envelhecimento".

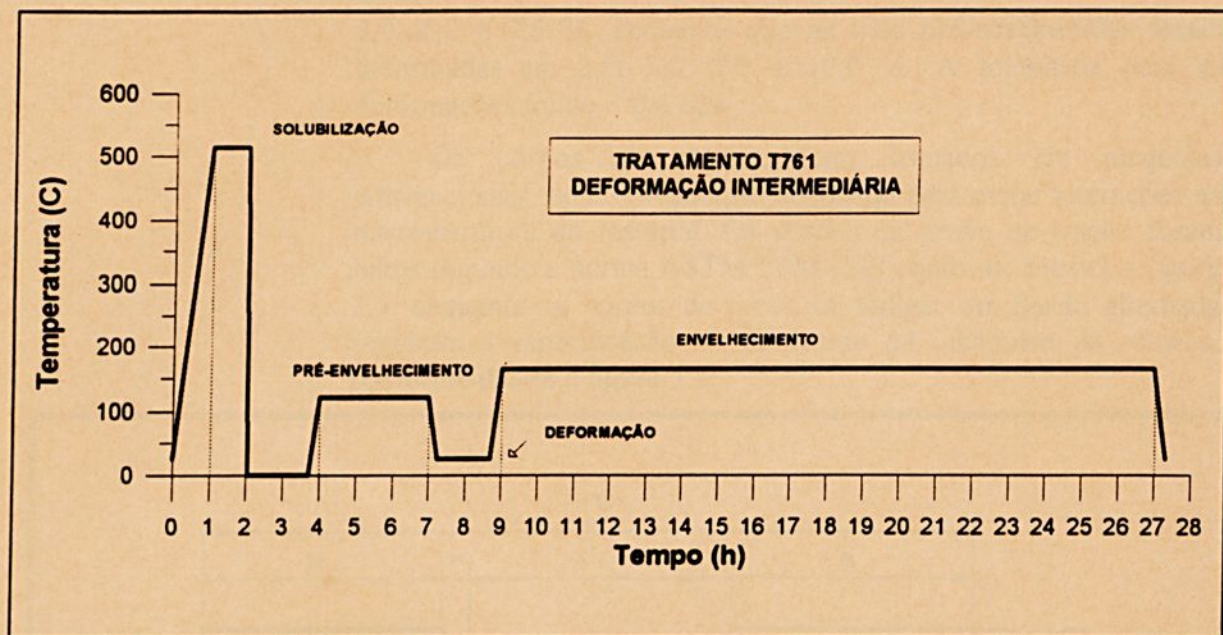


Fig 3.2 Esquema do tratamento T761 com deformação plástica após o pré - envelhecimento.

O corte no sentido da laminação foi definido por ser esta a condição de menor resistência e, portanto, mais desfavorável para os ensaios realizados [12,13]. Os tratamentos térmicos foram realizados em um forno mufla Brasimet, com as tiras espaçadas entre si de aproximadamente 15 mm, para possibilitar o fluxo de calor durante o tratamento. O controle da temperatura foi feito através de um registrador Robertshaw IDT - 800, com precisão de $\pm 1^\circ \text{C}$ e um termopar cromel-alumel previamente calibrados. O controle da temperatura ocorreu na região do forno próxima das tiras devido à diferença de temperaturas observadas no forno e da pequena tolerância requerida nos tratamentos realizados.

3.3 CORPOS DE PROVA

A deformação das tiras foi realizada por tração longitudinal em temperatura ambiente e velocidade constante de deformação de 2 mm/min, através de uma máquina de ensaios EMIC MEM-10.000. A deformação por tração foi escolhida por ser esta uma condição que garante boa homogeneidade da deformação das tiras. Além disto, facilita o controle e a medida das deformações e representa uma condição bastante severa, em relação a outros procedimentos comuns, tais como o dobramento [13].

Os graus de deformação foram determinados através de ensaios preliminares de tração, onde foram avaliados os limites de deformação plástica homogênea entre a tensão de escoamento e a tensão máxima de tração. O controle da deformação foi feito em função do deslocamento registrado pela máquina e confirmado pela medição de uma região de controle em um Microscópio de Medição Carl Zeiss. As tiras na condição T761 foram deformadas em 2,5;

5,0; 6,0 e 7,5 %, enquanto que as tiras pré-envelhecidas foram deformadas em 2,5; 5,0; 7,5 e 10,0 %. A tolerância para as deformações foi de $\pm 0,1$ mm.

Os corpos de prova foram usinados em máquinas convencionais, com refrigeração adequada para evitar alterações na microestrutura do material. Os corpos de prova de tração foram feitos segundo a norma ASTM E8M [56] conforme mostra a figura 3.3, enquanto os corpos de prova de fadiga em flexão alternada seguiram a especificação do fabricante da máquina de ensaios, conforme ilustra a figura 3.4.

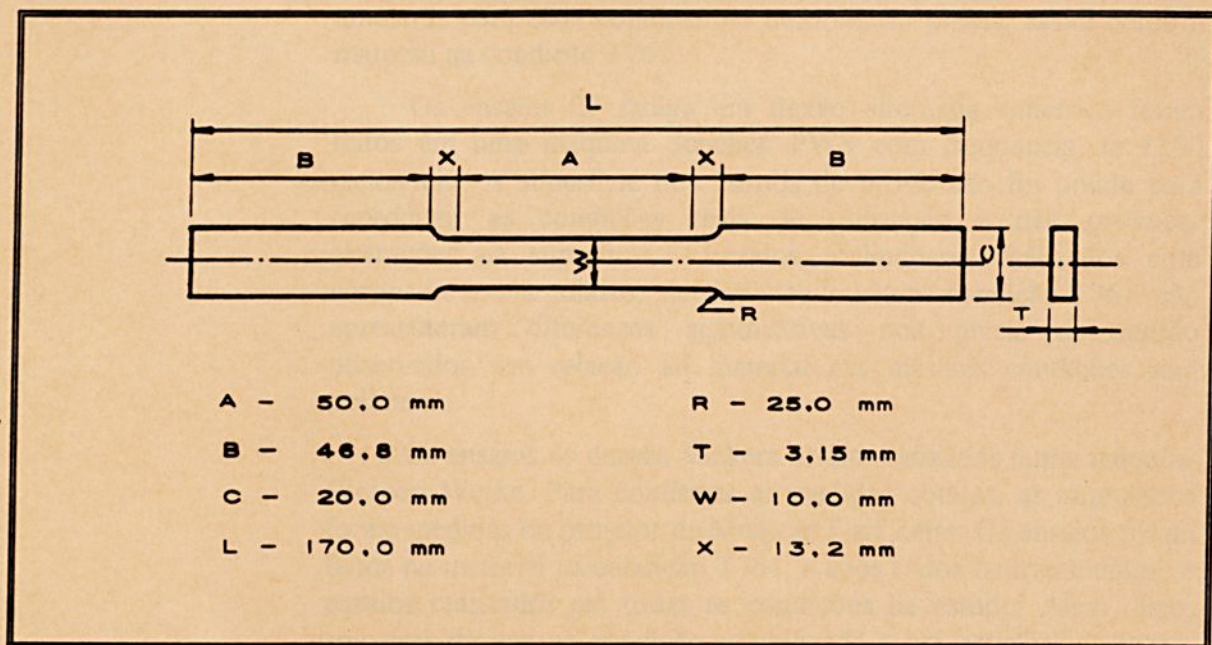


Fig. 3.3 Corpo de prova de tração.

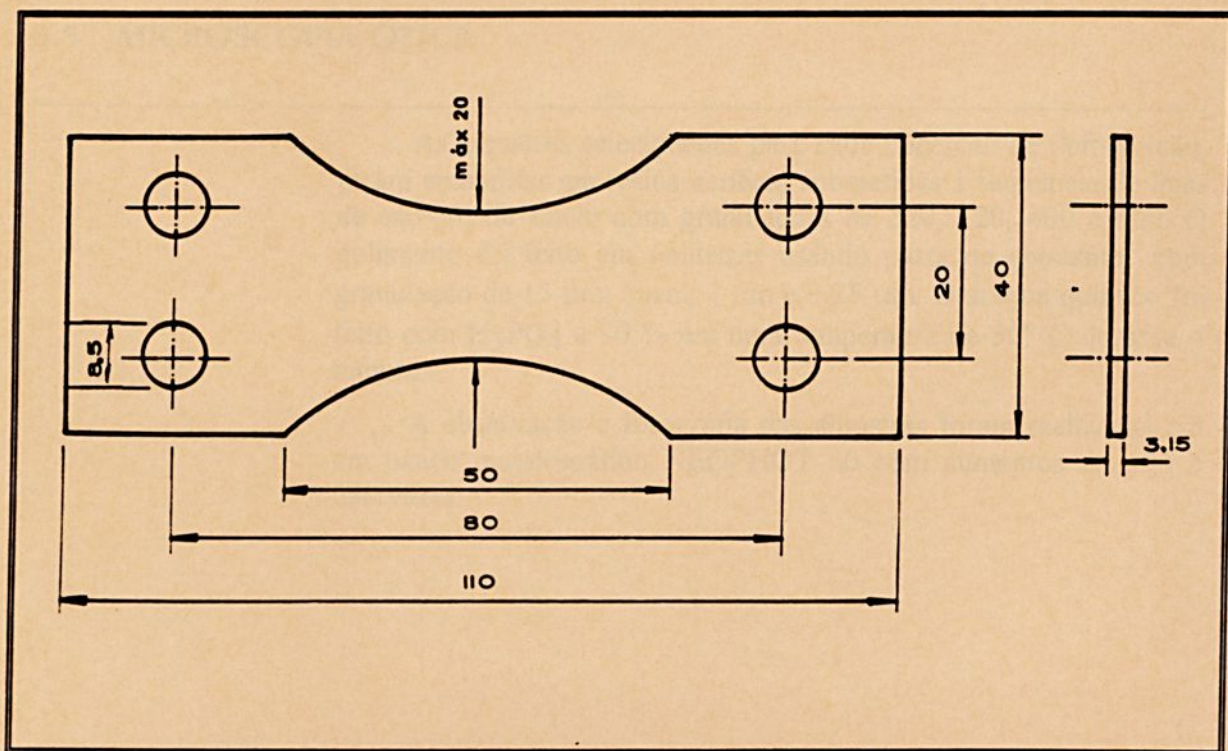


Fig. 3.4 Corpos de prova de fadiga. (mm)

3.4 ENSAIOS MECÂNICOS

Após a usinagem, os corpos de prova foram medidos através de um Microscópio de Medição Carl com precisão de $0,1\text{ }\mu\text{m}$, um Projetor de Medição Carl Zeiss com precisão de $1\text{ }\mu\text{m}$ e um micrômetro Mitutoyo com precisão de $0,01\text{ mm}$.

Os ensaios de tração foram realizados em uma máquina de tração EMIC com capacidade de carga de 10 toneladas. A velocidade de ensaio foi de 2 mm/min . Foram ensaiadas três amostras para cada condição de deformação prévia, assim como o material na condição T761.

Os ensaios de fadiga em flexão alternada simétrica foram feitos em uma máquina Schenck PWS com frequência de 1200 ciclos/min. A superfície dos corpos de prova não foi polida para reproduzir as condições reais de utilização e não provocar alterações na superfície. Ensaios preliminares realizados com corpos de prova polidos, deformados $5,0\%$ na condição T761, não apresentaram diferenças significativas nos níveis de tensão observados, em relação ao material nas mesmas condições sem polimento.

Os ensaios de dureza Vickers foram realizados numa máquina Wolpert-Werke. Para confirmar as medidas obtidas, as impressões foram medidas no projetor de Medição Carl Zeiss. Os ensaios foram feitos no material na condição T761, e após todos os tratamentos e ensaios realizados em todas as condições de estudo. Além disto, amostras da liga na condição solubilizada e pré-envelhecida foram analisadas para verificação do envelhecimento natural.

3.5 MICROSCOPIA ÓTICA

As amostras selecionadas para cada condição de deformação, foram embutidas em resina acrílica, submetidas à sequência de lixas de carbetto de silício com granulações de 220, 320, 400 e 600. O polimento foi feito em politrizes usando pasta de diamante com granulação de $15\text{ }\mu\text{m}$, $6\text{ }\mu\text{m}$, $1\text{ }\mu\text{m}$ e $0,25\text{ }\mu\text{m}$. O ataque químico foi feito com H_3PO_4 a 10% em uma temperatura de 50°C durante 4 minutos.

A observação e fotografia das amostras foram realizadas em um banco metalográfico NEOPHOT 60 com aumentos de 150 e 250 vezes.



RESULTADOS, COMENTÁRIOS E DISCUSSÃO

Os dados experimentais obtidos nos ensaios mecânicos, assim como as micrografias para cada condição em estudo serão apresentados neste capítulo. Os comentários têm o objetivo de esclarecer e destacar aspectos relevantes do comportamento observado e, finalmente, as discussões visam a análise dos resultados com base na revisão bibliográfica.

4.1 RESULTADOS

4.1.1 MICROGRAFIAS

As ligas de alumínio apresentam uma microestrutura formada basicamente por partículas dispersas na matriz. A liga 7475 pode apresentar três tipos de partículas de segunda fase:

- Inclusões ou partículas grosseiras - geralmente formadas por constituintes de impurezas como Fe e Si. São visíveis em microscópio ótico;
- Dispersóides ou partículas intermediárias - formadas por precipitação no estado sólido. Podem ser vistos em microscopia eletrônica ou ótica com ataque adequado;
- Precipitados endurecedores - são partículas pequenas geradas pelo envelhecimento. São visíveis apenas em microscopia eletrônica de transmissão.

A figura 4.1 mostra as fotomicrografias obtidas por microscopia ótica da liga 7475, submetida a 5,0 % de deformação, na condição T761.

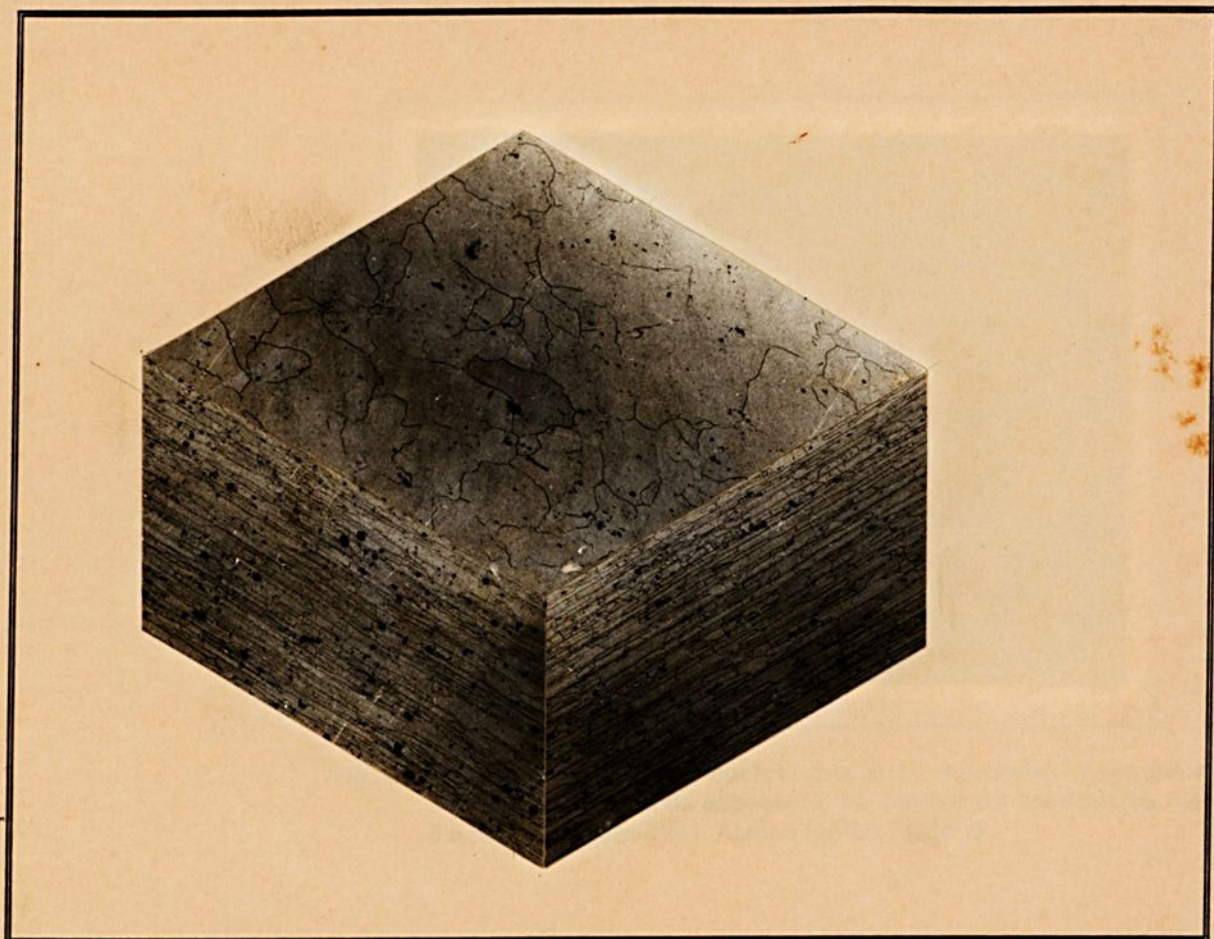


Fig. 4.1 Micrografia obtida por microscopia ótica, mostrando a estrutura de grãos nos três planos da chapa com 5,0 % de deformação na condição T761. Ataque H_3PO_4 . (125 x)

As figuras 4.2, 4.3 mostram respectivamente a microestrutura do material na condição T761 e deformado 5,0 % na mesma condição.



Fig. 4.2 Micrografia obtida por microscopia ótica, mostrando a estrutura de grãos no plano da espessura, no sentido da laminação da chapa na condição T761. Ataque H_3PO_4 . (250 x)



Fig. 4.3 Micrografia obtida por microscopia ótica, mostrando a estrutura de grãos no plano da espessura, no sentido da deformação de 5,0 % na condição T761. Ataque H_3PO_4 . (250 x)

As figuras 4.4 e 4.5 mostram respectivamente a microestrutura do material na condição T761, deformado na condição pré-envelhecido com 5,0 % e 10,0 %.



Fig. 4.4 Micrografia obtida por microscopia ótica, mostrando a estrutura de grãos no plano da espessura, no sentido da deformação da chapa na condição T761, deformada com 5,0 % após o pré-envelhecimento. Ataque H_3PO_4 . (250 x)



Fig. 4.5 Micrografia obtida por microscopia ótica, mostrando a estrutura de grãos no plano da espessura, no sentido da deformação da chapa na condição T761, deformada com 10,0 % após o pré-envelhecimento. Ataque H_3PO_4 . (250 x).

4.1.2 ENSAIOS DE DUREZA

A tabela 4.1 e a figura 4.6 mostram os resultados da variação da dureza Vickers do material na condição T761, deformado nesta condição entre 0 e 7,5 %.

Tabela 4.1 Dureza Vickers da liga 7475, deformada a frio na condição T761 . Carga de 306,25 N.

DEFORMAÇÃO CONDIÇÃO T761 %	DUREZA VICKERS	
	MÉDIA	DESVIO PADRÃO
0	153,5	1,3
2,5	162,5	1,1
5,0	165,0	1,4
6,0	165,0	1,6
7,5	165,5	1,5

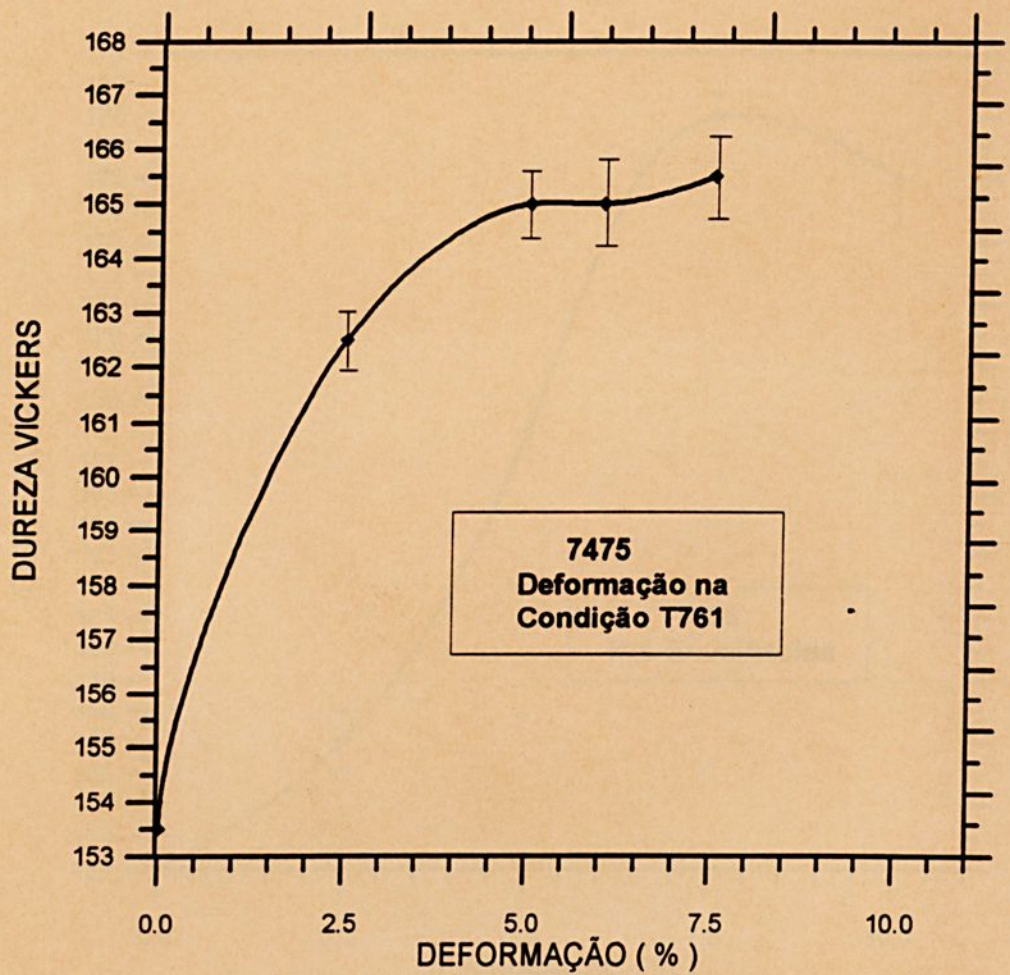


Fig. 4.6 Variação da dureza Vickers da liga 7475 na condição T761, deformada a frio na mesma condição.

A liga solubilizada apresentou uma dureza de 79,5 Vickers com desvio padrão de 0,6, enquanto que a liga pré-envelhecida apresentou uma dureza de 153,0 Vickers com desvio padrão de 2,1. O material submetido à deformação plástica após o pré-envelhecimento, apresentou os valores de dureza indicados na tabela 4.2 e ilustrados na figura 4.7.

Tabela 4.2 Dureza Vickers da liga 7475 pré-envelhecida, após a deformação a frio. Carga de 306,25 N.

DEFORMAÇÃO INTERMEDIÁRIA (%)	DUREZA VICKERS	
	MÉDIA	DESVIO PADRÃO
0	153,0	2,1
2,5	157,0	1,7
5,0	167,0	2,0
7,5	177,0	1,3
10,0	175,0	2,8

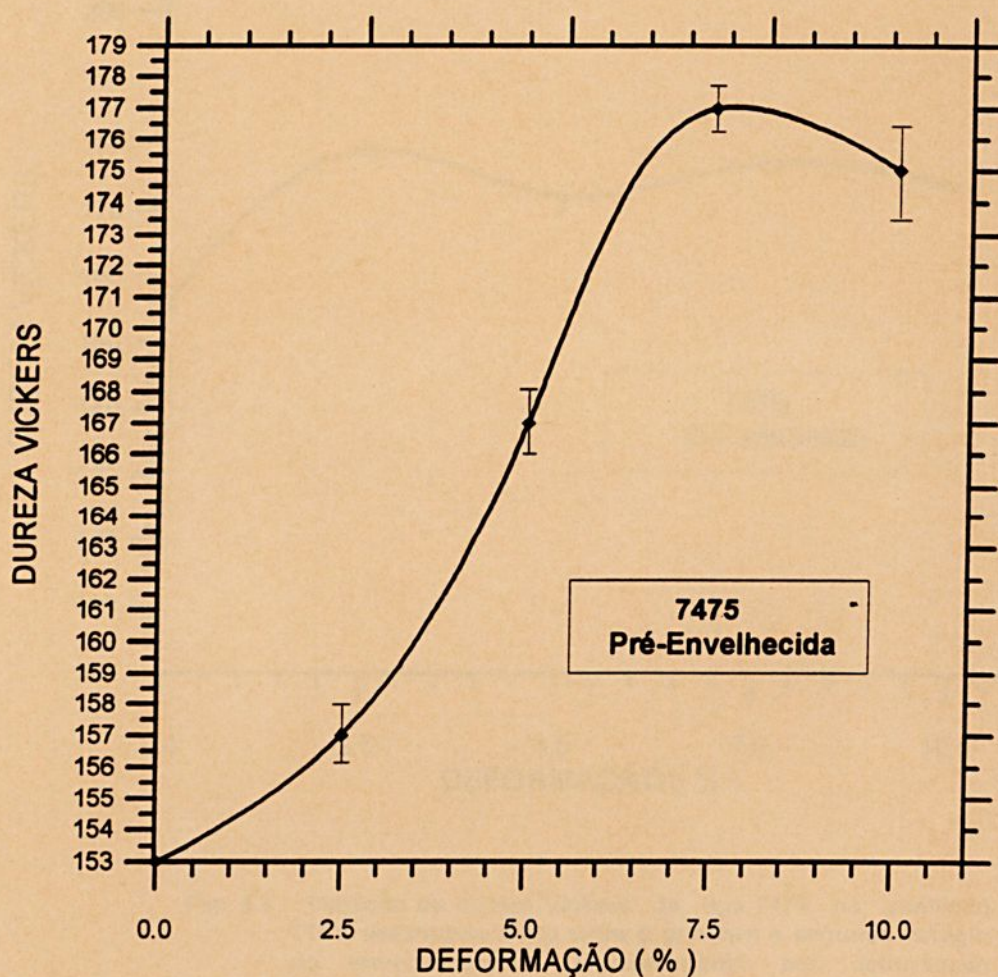


Fig. 4.7 Variação da dureza Vickers da liga 7475 pré-envelhecida, após a deformação a frio. (endurecimento por deformação)

A liga envelhecida antes da deformação, apresentou uma dureza de 155,5 Vickers com desvio padrão de 2,4. A tabela 4.3 e a figura 4.8 mostram os resultados dos ensaios de dureza do material na condição T761, deformado antes do envelhecimento .

Tabela 4.3 Dureza Vickers da liga 7475 na condição T761, deformada antes do envelhecimento. Carga de 306,25 N.

DEFORMAÇÃO INTERMEDIÁRIA (%)	DUREZA VICKERS	
	MÉDIA	DESVIO PADRÃO
0	155,5	2,4
2,5	179,0	1,5
5,0	172,0	2,8
7,5	177,0	1,4
10,0	173,5	1,1

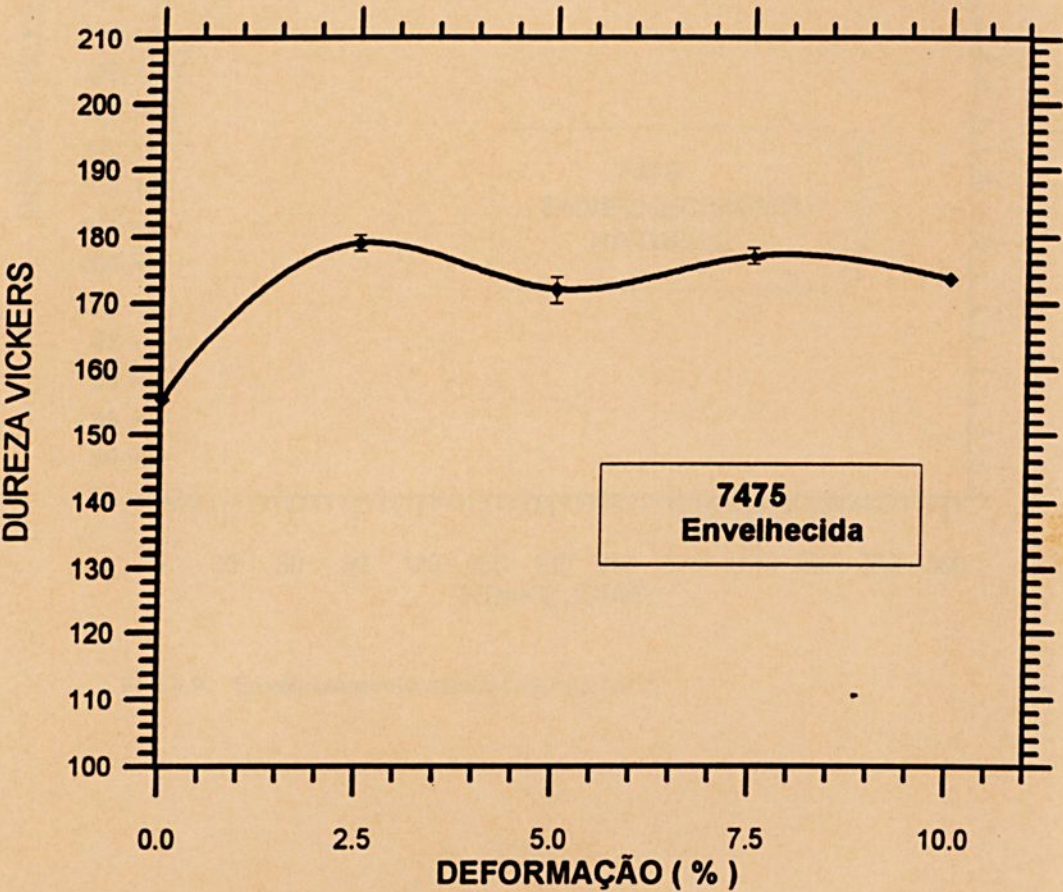


Fig. 4.8 Variação da dureza Vickers da liga 7475 na condição T761, deformada a frio entre o primeiro e segundo estágio do envelhecimento (endurecimento por deformação seguido de endurecimento por precipitação)

Uma amostra da liga pré-envelhecida e outra solubilizada foram mantidas na temperatura ambiente para a verificação de alterações na dureza por envelhecimento natural. A amostra pré-envelhecida apresentou em 360 dias um pequeno aumento da dureza da ordem de 5,0 Vickers. A variação de dureza da liga solubilizada é representada na figura 4.9.

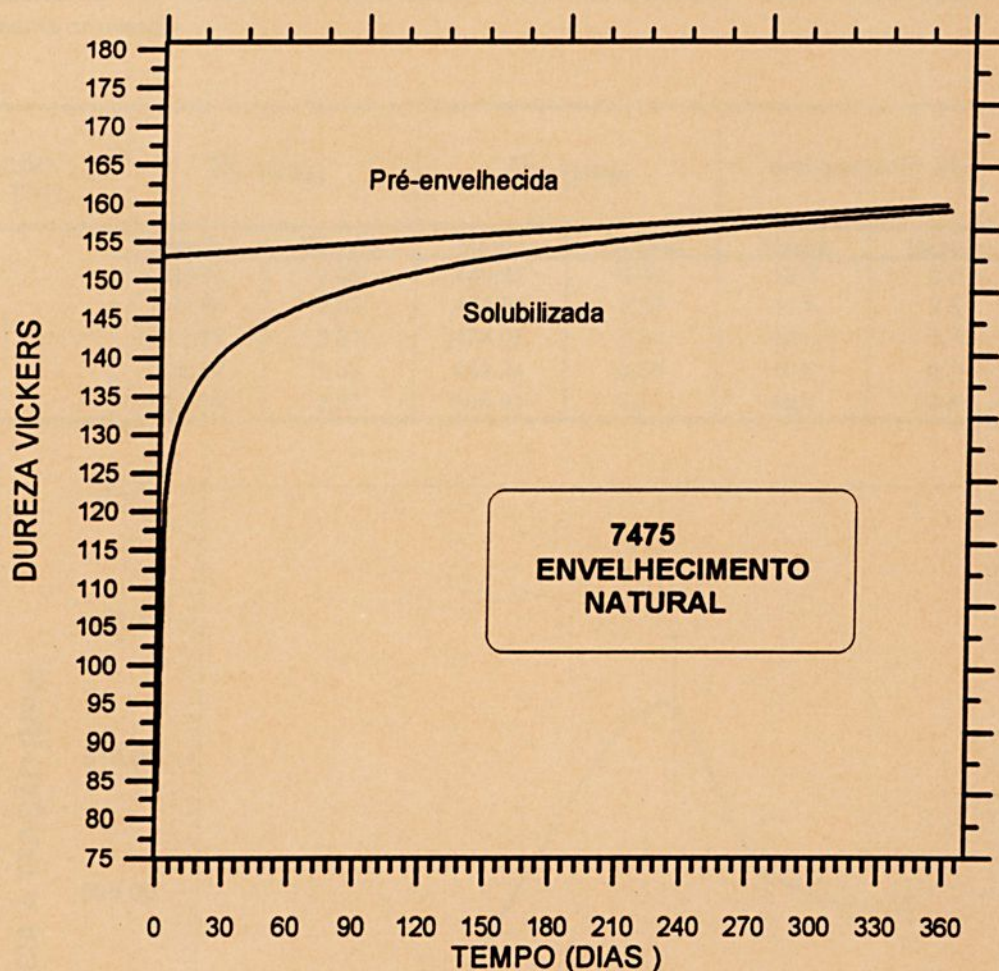


Fig. 4.9 Envelhecimento natural da liga 7475.

4.1.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração do material na condição T761, deformado nessa condição, apresentaram os resultados relacionados na tabela 4.4. As figuras 4.10, 4.11 e 4.12 ilustram respectivamente a variação da resistência à tração, tensão de escoamento e alongamento em função da deformação aplicada.

Tabela 4.4 Resultados dos ensaios de tração da liga 7475 na condição T761, deformada na mesma condição.

DEFORMAÇÃO CONDIÇÃO T761 (%)	σ_t (MPa)		σ_e (MPa)		Alongamento (%)	
	Média	Desvio	Média	Desvio	Média	Desvio
0	490,20	3,90	440,87	6,49	12,7	0,4
2.5	499,86	2,63	471,84	3,52	11,5	0,3
5.0	511,77	5,31	474,03	7,91	11,0	6,7
6.0	505,86	3,53	489,24	0,55	10,6	0,1
7.5	504,36	2,37	500,91	3,53	10,3	0,8

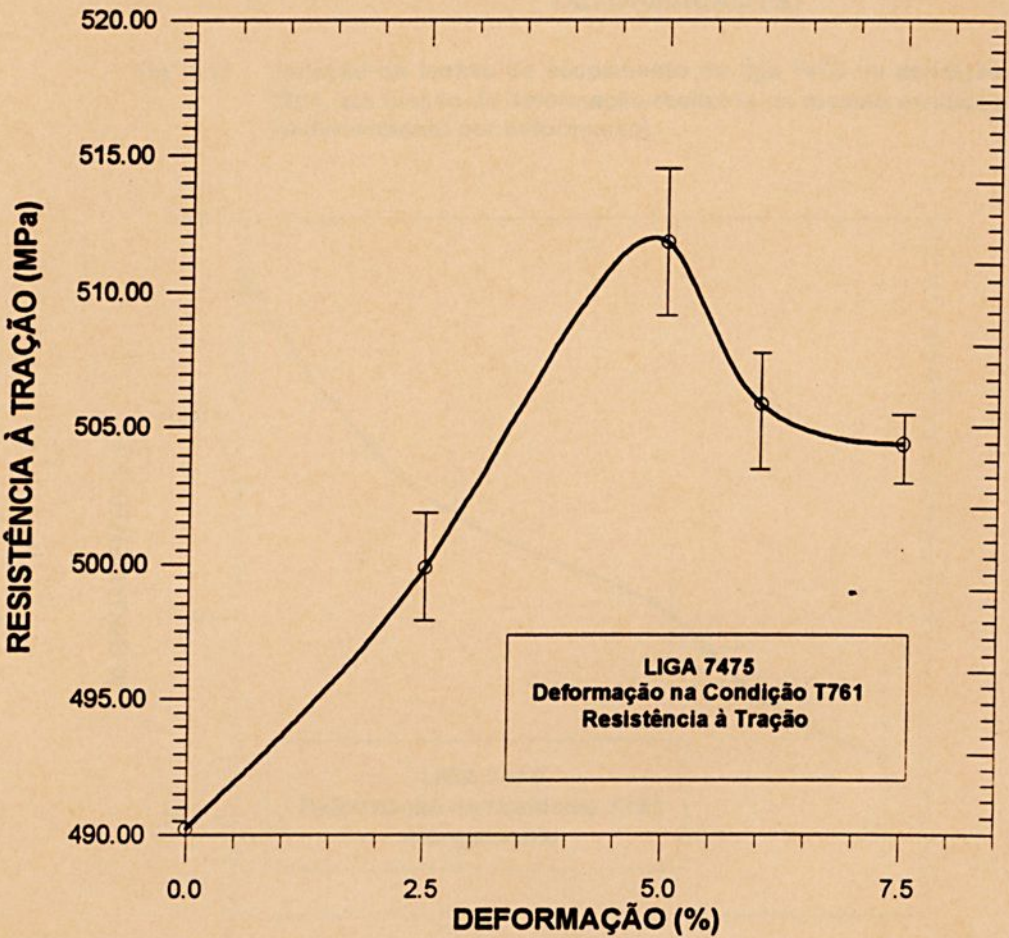


Fig. 4.10 Variação da resistência à tração da liga 7475 na condição T761, em função da deformação realizada na mesma condição.

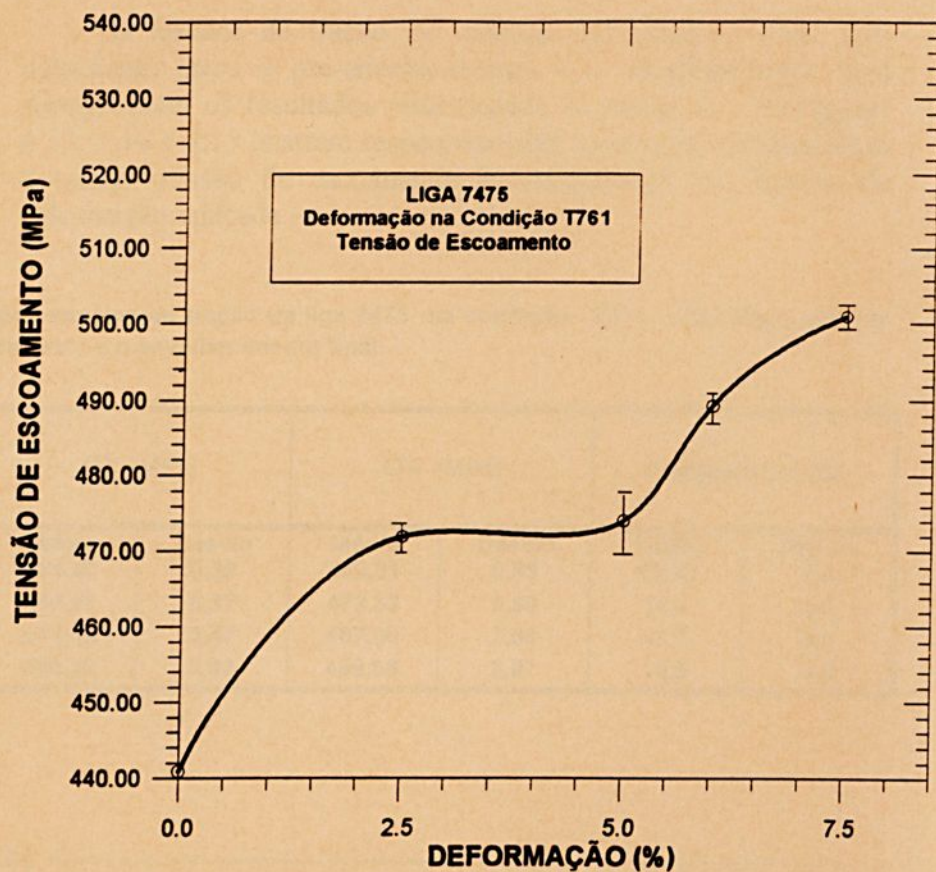


Fig. 4.11 Variação da tensão de escoamento da liga 7475 na condição T761, em função da deformação realizada na mesma condição (endurecimento por deformação).

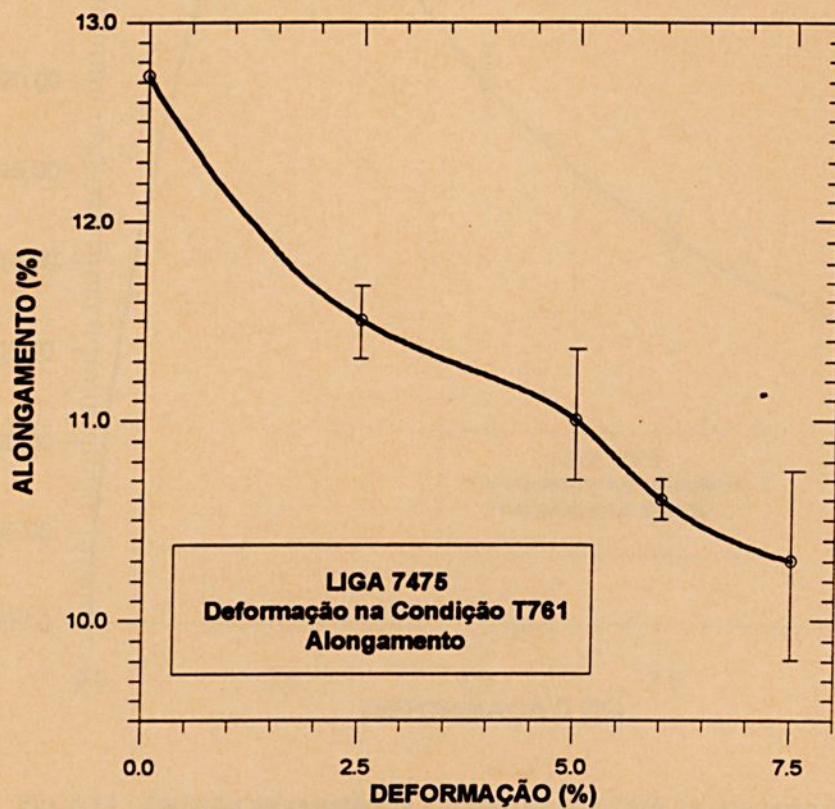


Fig. 4.12 Variação do alongamento da liga 7475 na condição T761, em função da deformação realizada na mesma condição.

Os ensaios de tração do material na condição T761 pré-deformado entre o pré-envelhecimento e o envelhecimento final apresentaram os resultados relacionados na tabela 4.5. As figuras 4.13, 4.14 e 4.15 ilustram respectivamente a variação da resistência à tração, tensão de escoamento e alongamento em função da deformação aplicada.

Tabela 4.5 Resultados dos ensaios de tração da liga 7475 na condição T761, deformada entre o pré-envelhecimento e o envelhecimento final.

Deformação Intermediária (%)	σ_t (MPa)		σ_e (MPa)		Alongamento (%)	
	Média	Desvio	Média	Desvio	Média	Desvio
2.5	531,47	0,38	489,31	0,93	13,55	0,6
5.0	519,91	8,37	473,53	8,50	11,6	0,6
7.5	511,36	3,47	467,00	7,38	11,7	0,5
10,0	506,26	3,93	459,88	2,97	10,8	0,2

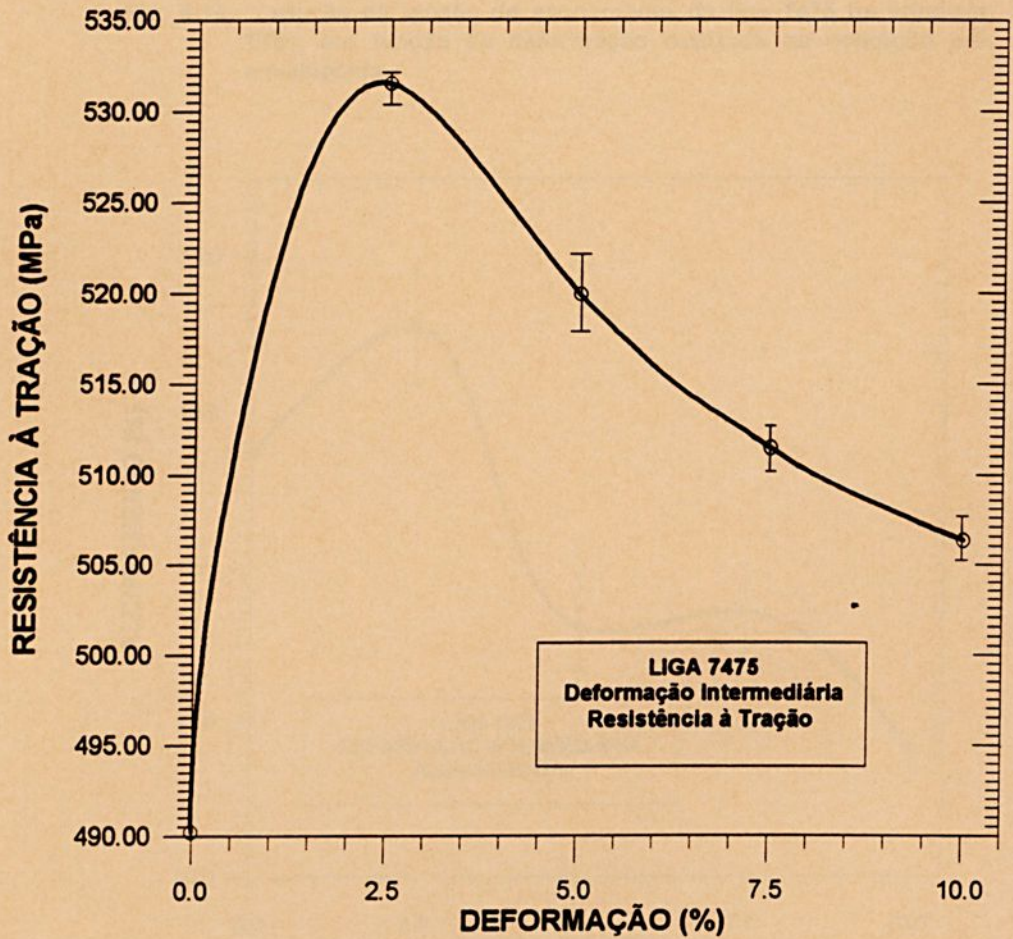


Fig. 4.13 Variação da resistência à tração da liga 7475 na condição T761, em função da deformação realizada na condição pré-envelhecida.

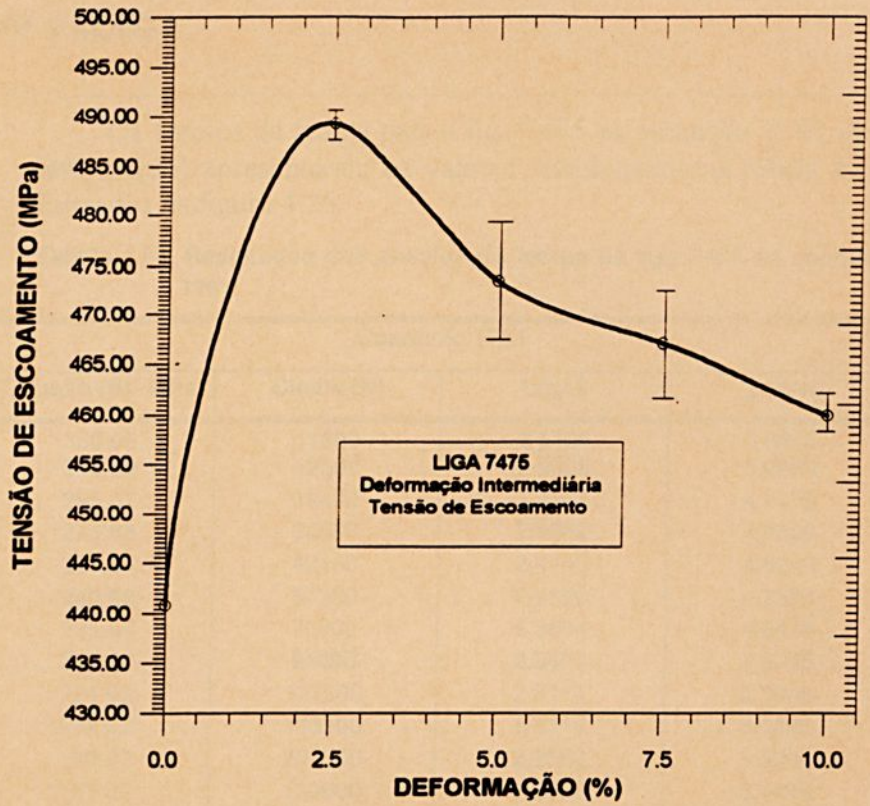


Fig. 4.14 Variação da tensão de escoamento da liga 7475 na condição T761, em função da deformação realizada na condição pré-envelhecida.

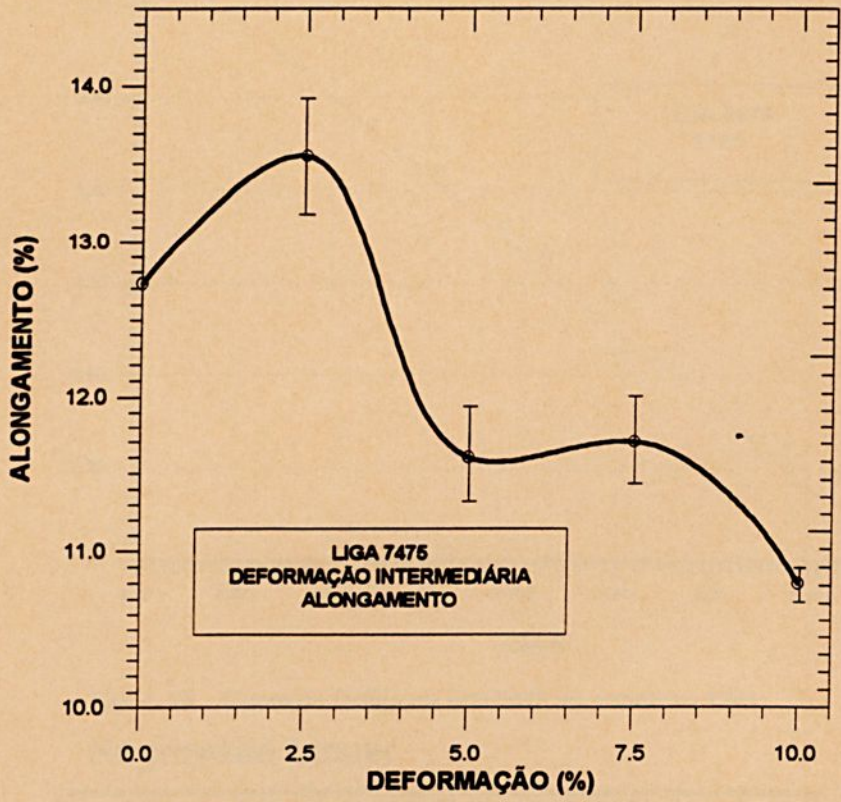


Fig. 4.15 Variação do alongamento da liga 7475 na condição T761, em função da deformação realizada na condição pré-envelhecida.

4.1.4 ENSAIOS DE FADIGA

Os ensaios de fadiga para a liga 7475 na condição T761 (sem deformação) apresentaram os valores relacionados na tabela 4.6 e ilustrados na figura 4.26.

Tabela 4.6 Resultados dos ensaios de fadiga da liga 7475 na condição T761.

Condição T761			
Tensão (S) MPa	Ciclos (N)	Log S	Log N
330,06	11600	2,5186	4,0645
318,30	12500	2,5028	4,0969
295,57	19400	2,4707	4,2878
273,03	30200	2,4362	4,4800
257,64	42100	2,4110	4,6243
240,98	57200	2,3820	4,7574
231,97	70400	2,3654	4,8476
222,46	94300	2,3473	4,9745
204,62	127300	2,3110	5,1048
204,62	103100	2,3110	5,0133
180,32	203900	2,2560	5,3094
181,89	139600	2,2598	5,1449
181,89	225900	2,2598	5,3539
167,68	275200	2,2245	5,4396

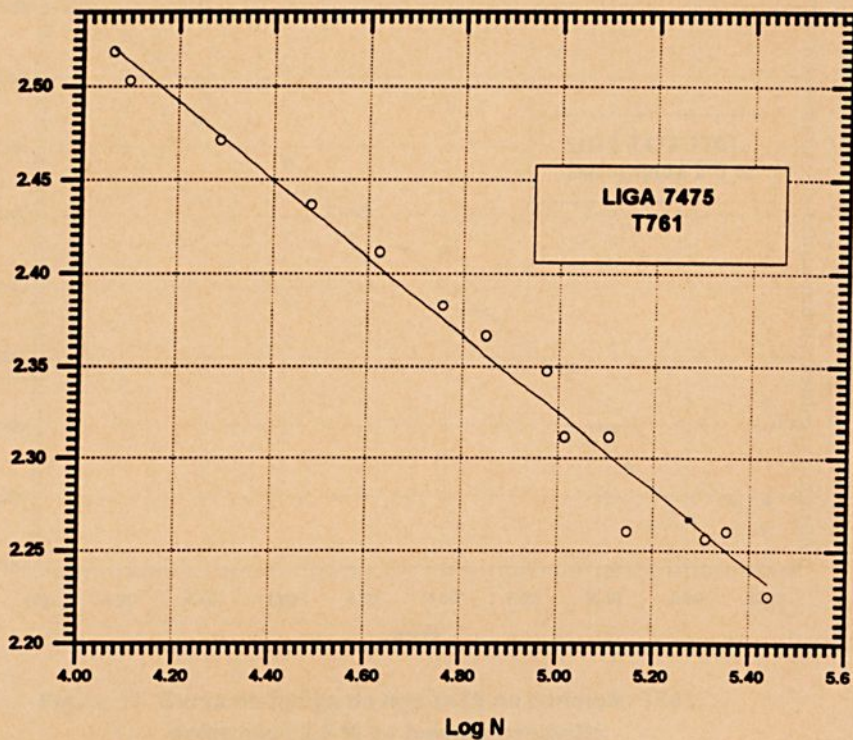


Fig. 4. 16 Curva de fadiga da liga 7475 na condição T761.

Regressão Linear

Log S = -0.210055 * Log N + 3.3739	
Número de pontos	14
Média X	4,82135
Média Y	2,36115
Coefficiente de determinação	0,98221

Os ensaios de fadiga para a liga 7475 na condição T761, com deformação de 2,5 %, realizada na mesma condição, apresentaram os valores relacionados na tabela 4.7 e ilustrados na figura 4.17.

Tabela 4.7 Resultados dos ensaios de fadiga da liga 7475 na condição T761, com 2,5 % de deformação realizada na mesma condição.

Deformação 2,5 % - Condição T761			
Tensão (S) MPa	Ciclos (N)	Log S	Log N
352,80	11300	2,5475	4,0531
294,00	23900	2,4964	4,5478
313,60	35300	2,4683	4,3784
274,40	40400	2,4384	4,6064
294,00	63000	2,4062	4,7993
215,60	117700	2,3714	4,9930
196,00	205000	2,3336	5,0708
196,00	191100	2,2923	5,3118
176,40	244600	2,2923	5,2813
176,40	259400	2,2465	5,3885
166,60	284000	2,2465	5,4141
156,80	513900	2,2217	5,4533
156,80	627100	2,1953	5,7973

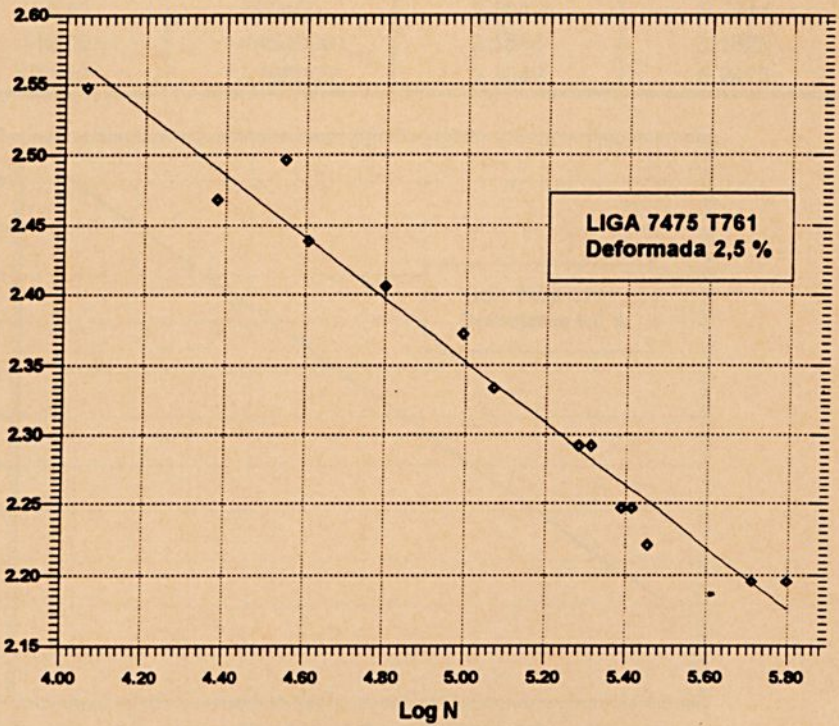


Fig. 4. 17 Curva de fadiga da liga 7475 na condição T761, deformada 2,5 % na mesma condição.

Regressão Linear

Log S = -0.222079 * Log N + 3.46257	
Número de pontos	14
Média X	5,05757
Média Y	2,33939
Coefficiente de determinação	0,971821

Os ensaios de fadiga para a liga 7475 na condição T761, com deformação de 5,0 %, realizados na mesma condição, apresentaram os valores relacionados na tabela 4.8 e ilustrados na figura 4.18.

Tabela 4.8 Resultados dos ensaios de fadiga da liga 7475, na condição T761, com 5,0 % de deformação realizada na mesma condição.

Deformação 5,0 % - Condição T761			
Tensão (S) MPa	Ciclos (N)	Log S	Log N
393,64	14100	2,5951	4,1492
353,95	14400	2,5365	4,1584
344,43	17300	2,5371	4,2380
342,22	18700	2,5343	4,2718
332,66	24600	2,5220	4,3909
324,34	24400	2,5110	4,3874
293,63	35000	2,4678	4,5441
287,14	37400	2,4581	4,5729
279,25	43500	2,4460	4,6385
271,33	83900	2,4335	4,9238
263,03	53700	2,4200	4,7300
252,17	43100	2,4017	4,6345
241,60	95900	2,3831	4,9818
218,52	134300	2,3395	5,1281
200,45	193200	2,3002	5,2860
178,77	280400	2,2523	5,4478
158,93	590400	2,2012	5,7711
143,02	* 1454000	2,1554	6,1626
127,12	* 1768000	2,1042	6,2475

* não rompeu

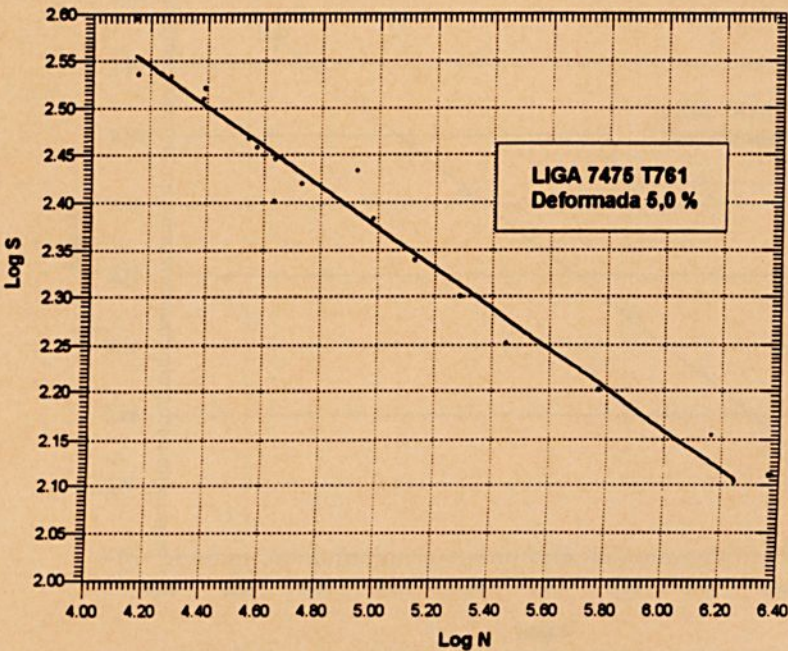


Fig. 4. 18 Curva de fadiga da liga 7475 na condição T761, deformada 5,0 % na mesma condição.

Regressão Linear

Log S = -0.214315 * Log N + 3.44518	
Número de pontos	19
Média X	4,87707
Média Y	2,39995
Coefficiente de determinação	0,97539

Os ensaios de fadiga para a liga 7475 na condição T761, com deformação de 6,0 %, realizados na mesma condição, apresentaram os valores relacionados na tabela 4.9 e ilustrados na figura 4.19.

Tabela 4.9 Resultados dos ensaios de fadiga da liga 7475 na condição T761, com 6,0 % de deformação realizada na mesma condição.

Deformação 6,0 % - Condição T761			
Tensão (S) MPa	Ciclos (N)	Log S	Log N
331,828	18.800	2,5210	4,2742
331,015	17.600	2,5199	4,2455
325,108	18.400	2,5120	4,2648
296,617	31.400	2,4722	4,4969
278,096	42.400	2,4442	4,6274
258,155	57.500	2,4119	4,7597
255,943	58.900	2,4081	4,7701
255,943	69.100	2,4081	4,8395
210,171	166.700	2,3226	5,2219
201,333	160.400	2,3039	5,2052
166,174	559.100	2,2206	5,7475
156,293	490.300	2,1939	5,6905

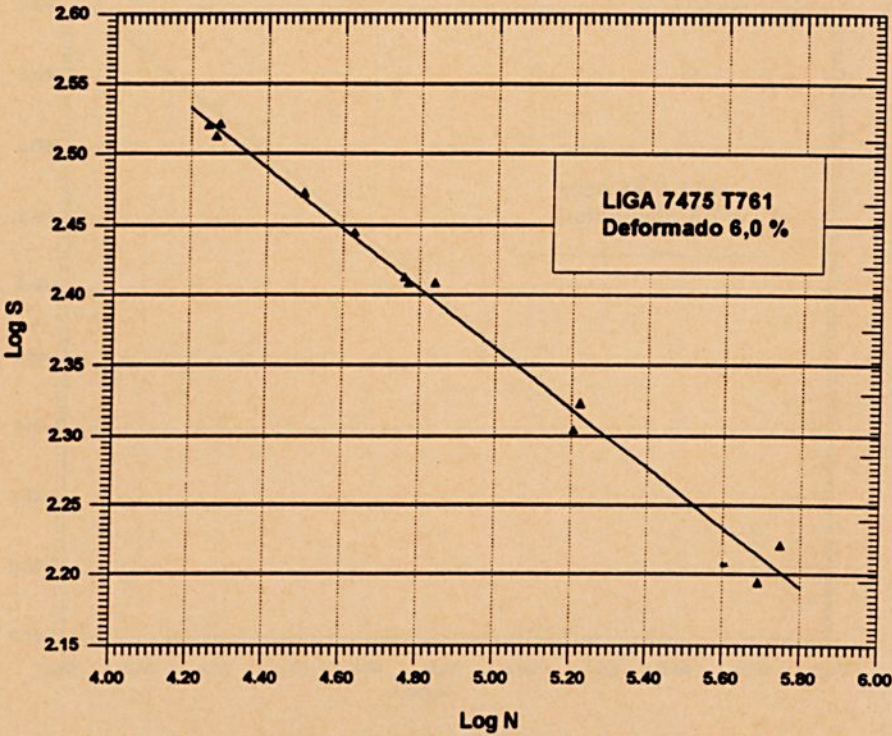


Fig. 4.19 Curva de fadiga da liga 7475 na condição T761, deformada 6,0 % na mesma condição.

Regressão Linear

Log S = -0.213777 * Log N + 3.43067	
Número de pontos	12
Média X	4,84527
Média Y	2,39487
Coeficiente de determinação	0,990861

Os ensaios de fadiga para a liga 7475 na condição T761 com deformação de 7,5 % realizados na mesma condição, apresentaram os valores relacionados na tabela 4.10 e ilustrados na figura 4.20.

Tabela 4.10 Resultados dos ensaios de fadiga da liga 7475 na condição T761, com 7,5 % de deformação realizada na mesma condição.

Deformação 7,5 % - Condição T761			
Tensão (S) MPá	Ciclos (N)	Log S	Log N
377,59	8100	2.5770	3.9085
335,55	15300	2.5258	4.1847
293,61	33200	2.4678	4.5211
251,66	55700	2.4008	4.7459
226,58	77500	2.3552	4.8893
209,72	104600	2.3216	5.0195
209,72	150400	2.3216	5.1772
188,75	185800	2.2759	5.2690
188,75	189500	2.2759	5.2776
167,78	298300	2.2247	5.4747
167,78	406400	2.2247	5.6090
151,02	510600	2.1790	5.7081

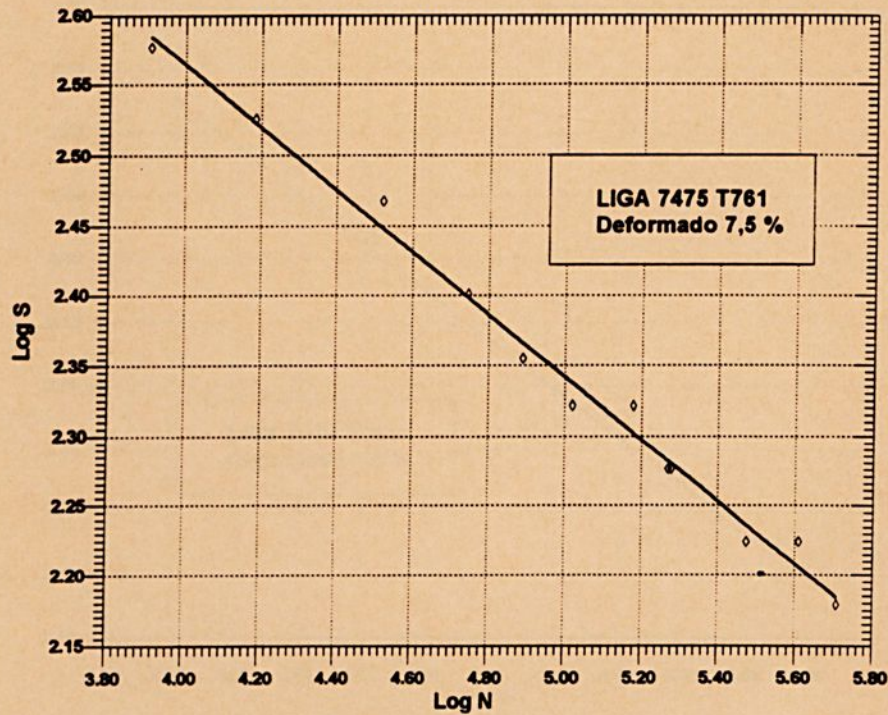


Fig. 4.20 Curva de fadiga da liga 7475 na condição T761, deformada 7,5 % na mesma condição.

Regressão Linear

Log S = -0.222523 * Log N + 3.45445	
Número de pontos	12
Média X	4,98205
Média Y	2,34583
Coefficiente de determinação	0,989831

Os ensaios de fadiga para a liga 7475 na condição T761, com deformação de 2,5 % realizados na condição pré-envelhecida apresentaram os valores relacionados na tabela 4.11 e ilustrados na figura 4.21.

Tabela 4.11 Resultados dos ensaios de fadiga da liga 7475 na condição T761, com 2,5 % de deformação realizada na condição pré-envelhecida.

Deformação 2,5 % Intermediária - Condição T761			
Tensão (S) MPa	Ciclos (N)	Log S	Log N
304,51	16600	2.4836	4.2201
300,54	25500	2.4779	4.4065
294,78	22800	2.4695	4.3579
262,78	43100	2.4196	4.6345
262,24	41700	2.4187	4.6201
224,75	101500	2.3517	5.0065
221,67	74900	2.3457	4.8745
187,54	167500	2.2731	5.224
186,34	130400	2.2703	5.1153
150,42	256200	2.1773	5.4086
150,14	798200	2.1765	5.9021
149,04	1363300	2.1733	6.1346

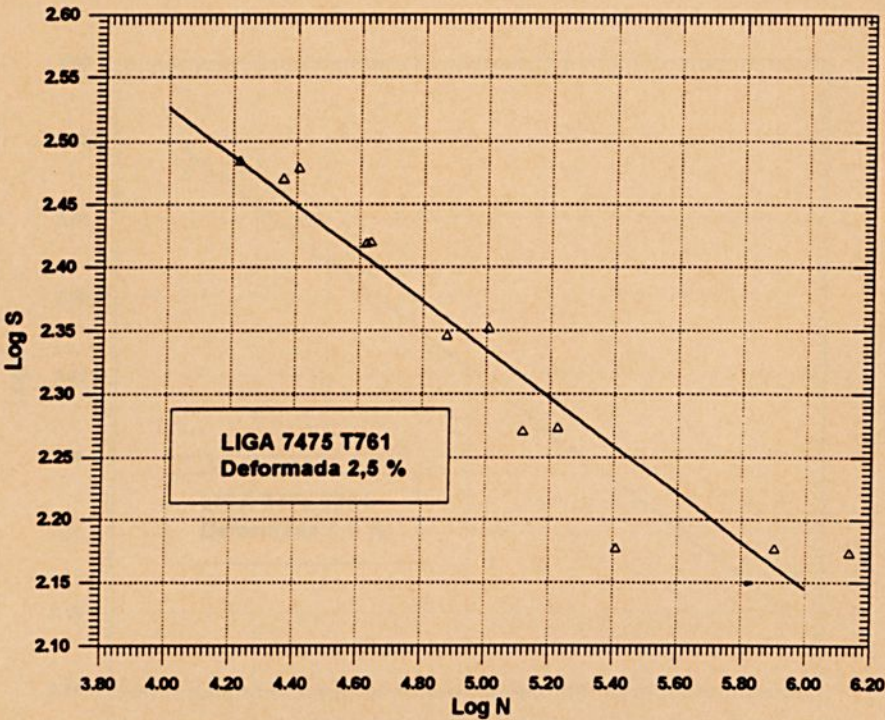


Fig. 4.21 Curva de fadiga da liga 7475 na condição T761, deformada 2,5 % na condição pré-envelhecida.

Regressão Linear

Log S = -0.190904 * Log N + 3.28944	
Número de pontos	12
Média X	4,99206
Média Y	2,33643
Coefficiente de determinação	0,914599

Os ensaios de fadiga para a liga 7475 na condição T761, com deformação de 5,0 % realizados na condição pré-envelhecida, apresentaram os valores relacionados na tabela 4.12 e ilustrados na figura 4.22.

Tabela 4.12 Resultados dos ensaios de fadiga da liga 7475 na condição T761, com 5,0 % de deformação realizada na condição pré-envelhecida.

Deformação 5,0 % Intermediária - Condição T761			
Tensão (S) MPa	Ciclos (N)	Log S	Log N
305,98	23000	2,4857	4,3617
305,91	22800	2,4856	4,3579
269,15	36200	2,4300	4,5587
267,67	25000	2,4276	4,3979
265,46	31800	2,4240	4,5024
230,67	82300	2,3630	4,9154
229,03	49600	2,3599	4,6955
191,60	95400	2,2824	4,9795
189,19	139600	2,2769	5,1449
151,81	970500	2,1813	5,9870
148,73	1338400	2,1724	6,1266

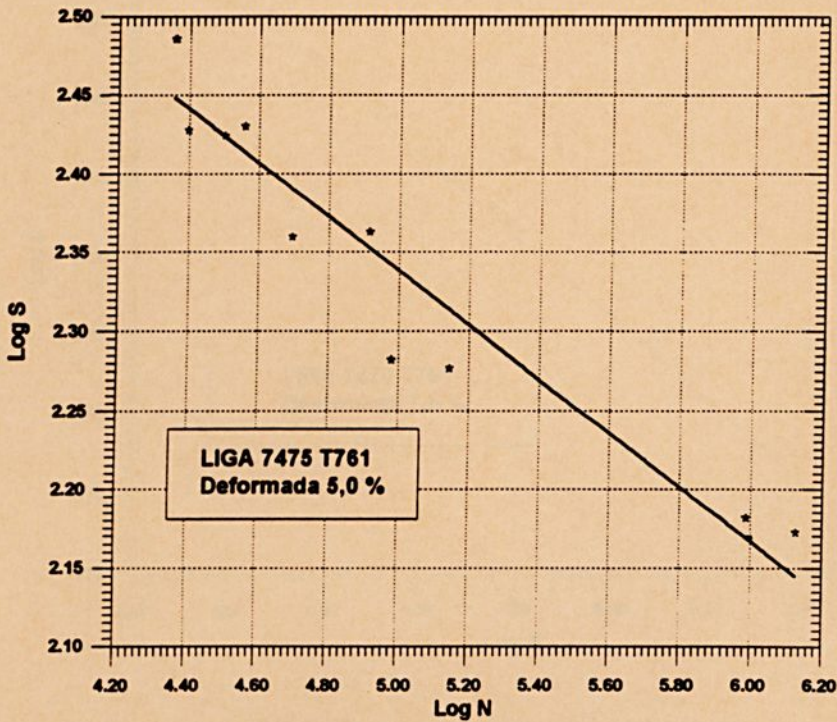


Fig. 4. 22 Curva de fadiga da liga 7475 na condição T761, deformada 5,0 % na condição pré-envelhecida.

Regressão Linear

Log S = -0.171397 * Log N + 3.19536	
Número de pontos	11
Média X	4,91159
Média Y	2,35353
Coefficiente de determinação	0,919221

Os ensaios de fadiga para a liga 7475 na condição T761, com deformação de 7,5 % realizada na condição pré-envelhecida, apresentaram os valores relacionados na tabela 4.13 e ilustrados na figura 4.23.

Tabela 4.13 Resultados dos ensaios de fadiga da liga 7475 na condição T761 com 7,5 % de deformação realizada na condição pré-envelhecida.

Deformação 7,5 % Intermediária - Condição T761			
Tensão (S) MPa	Ciclos (N)	Log S	Log N
319,45	19100	2,5044	4,2810
315,06	14600	2,4984	4,1644
274,85	37800	2,4391	4,5775
274,85	34300	2,4386	4,5353
239,94	56100	2,3801	4,7490
235,34	60800	2,3717	4,7839
199,30	130600	2,2995	5,1159
196,34	116300	2,2930	5,0656
193,42	122900	2,2865	5,0896
158,64	329200	2,2004	5,5175
156,96	224100	2,1958	5,3504
156,96	191900	2,1958	5,2831

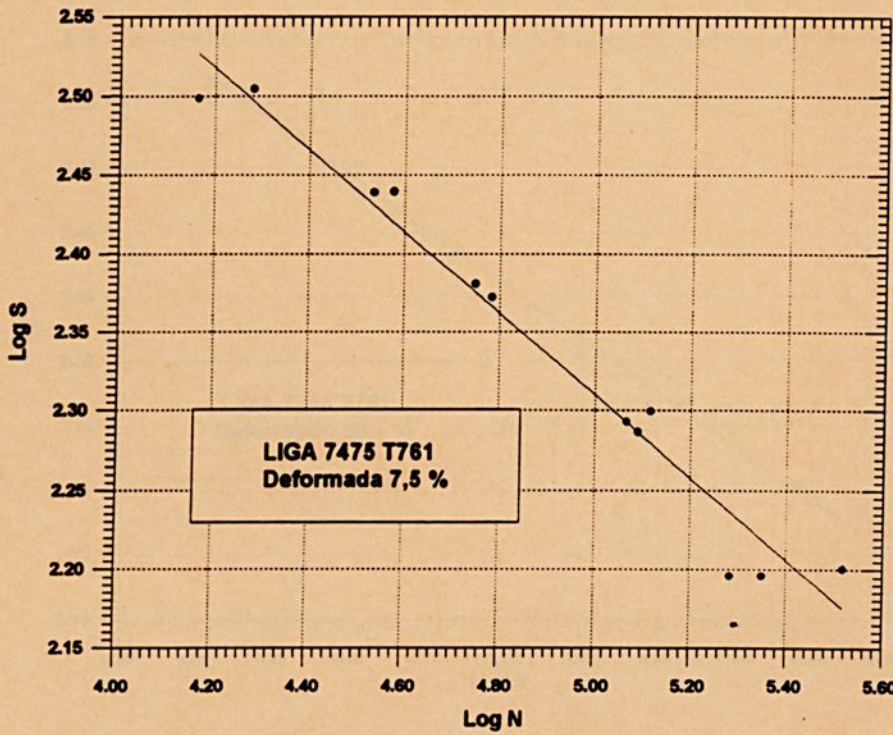


Fig. 4. 23 Curva de fadiga da liga 7475 na condição T761, deformada 7,5 % na condição pré-envelhecida.

Regressão Linear

Log S = -0.222523 * Log N + 3.45445	
Número de pontos	12
Média X	4,98205
Média Y	2,34583
Coefficiente de determinação	0,989831

Os ensaios de fadiga para a liga 7475 na condição T761, com deformação de 10,0 % realizada na condição pré-envelhecida, apresentaram os valores relacionados na tabela 4.14 e ilustrados na figura 4.24.

Tabela 4.14 Resultados dos ensaios de fadiga da liga 7475 na condição T761 com 10,0 % de deformação realizada na condição pré-envelhecida.

Deformação 10,0 % Intermediária - Condição T761			
Tensão (S) MPa	Ciclos (N)	Log S	Log N
324,56	13600	2,5113	4,1335
323,15	20400	2,5094	4,3096
319,01	11100	2,5038	4,0453
283,20	20000	2,4521	4,301
282,29	26000	2,4507	4,415
242,88	47900	2,3854	4,6803
239,44	45700	2,3792	4,6599
202,02	98500	2,3054	4,9934
201,79	58000	2,3049	4,7634
160,47	373600	2,2054	5,5724
152,83	536800	2,1842	5,7298

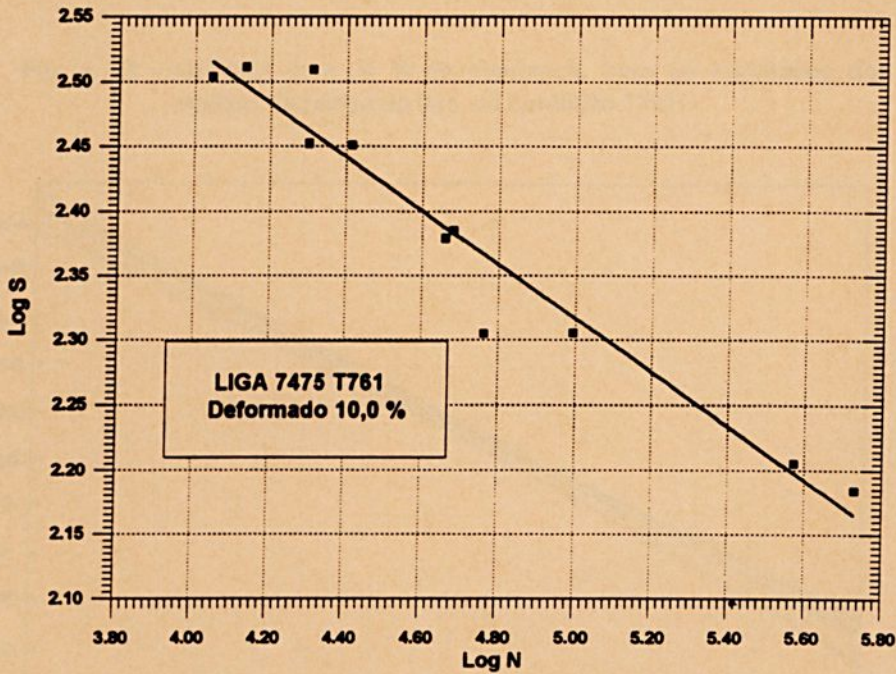


Fig. 4. 24 Curva de fadiga da liga 7475 na condição T761, deformada 10,0 % na condição pré-envelhecida.

Regressão Linear

Log S = -0.207987 * Log N + 3.35679	
Número de pontos	11
Média X	4,69124
Média Y	2,38107
Coeficiente de determinação	0,947055

Os resultados dos ensaios de fadiga foram analisados estatisticamente para a determinação dos intervalos de confiança. As figuras 2.25 a 2.33 mostram os gráficos da variância obtidos, considerando-se um intervalo de 95 % de confiança.

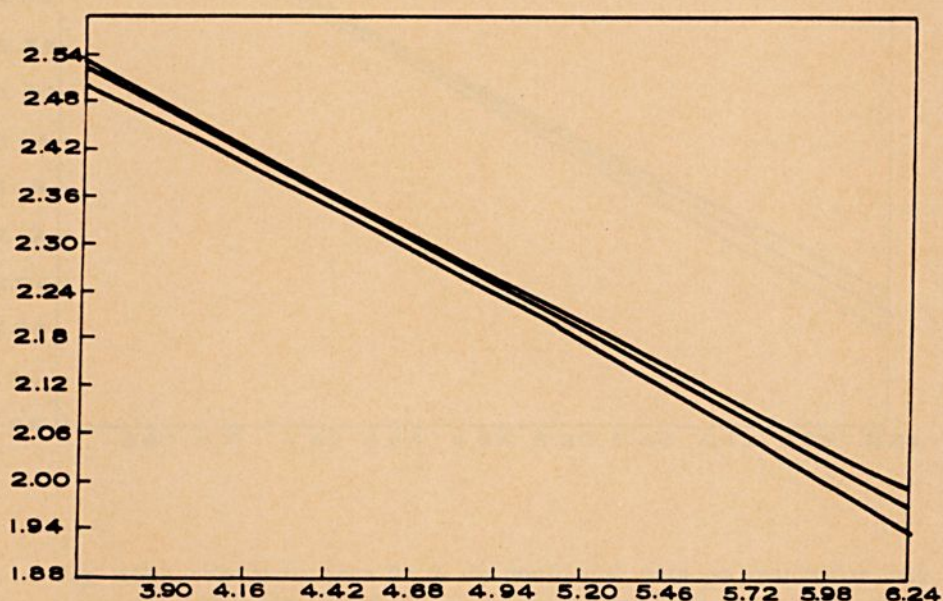


Fig. 4. 25 Variância com 95 % de confiança, para os resultados dos ensaios de fadiga da liga na condição T761.

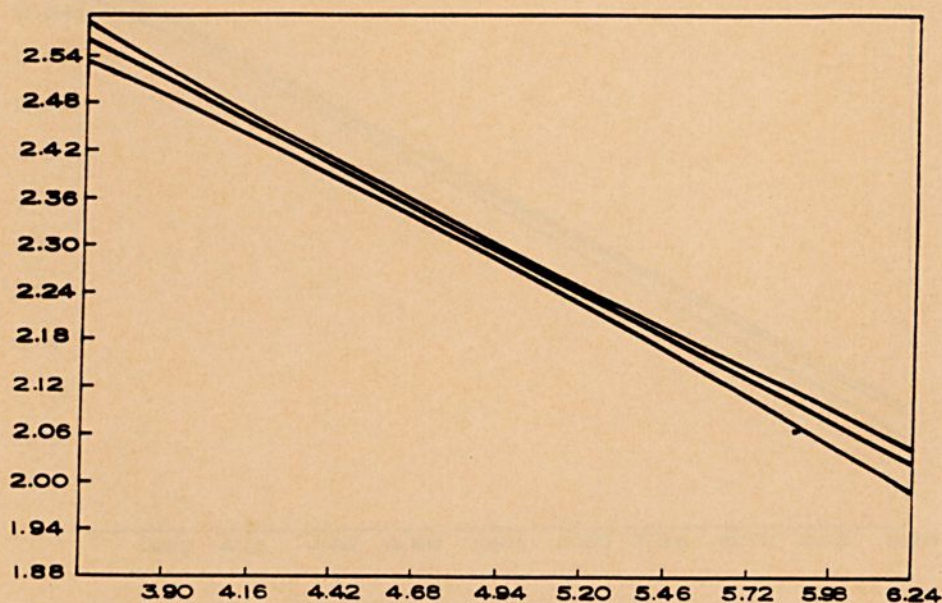


Fig. 4.26 Variância para 95 % de confiança, para os resultados dos ensaios de fadiga da liga na condição T761, deformada 2,5 % na mesma condição.

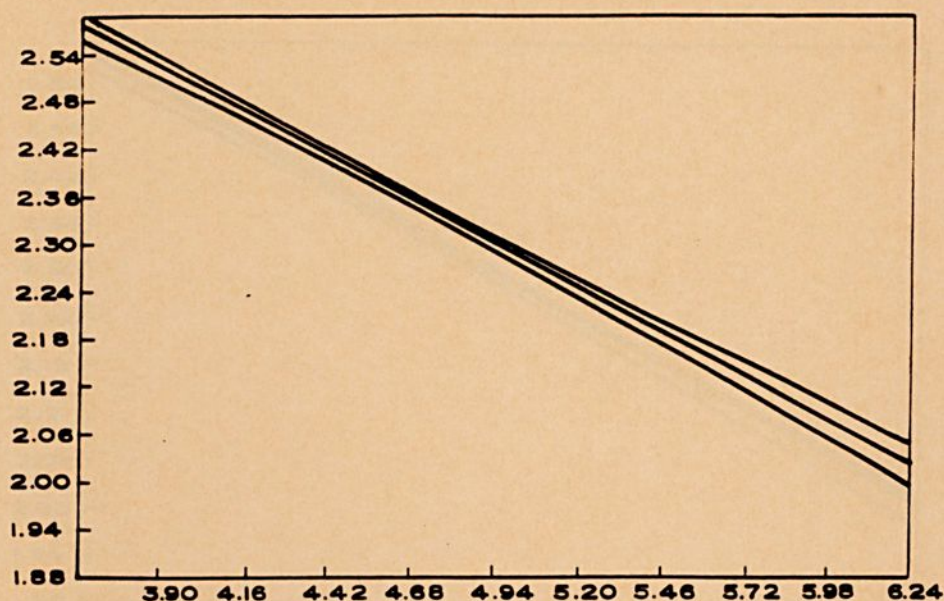


Fig. 4.27 Variância para 95 % de confiança, para os resultados dos ensaios de fadiga da liga na condição T761, deformada 5,0 % na mesma condição.

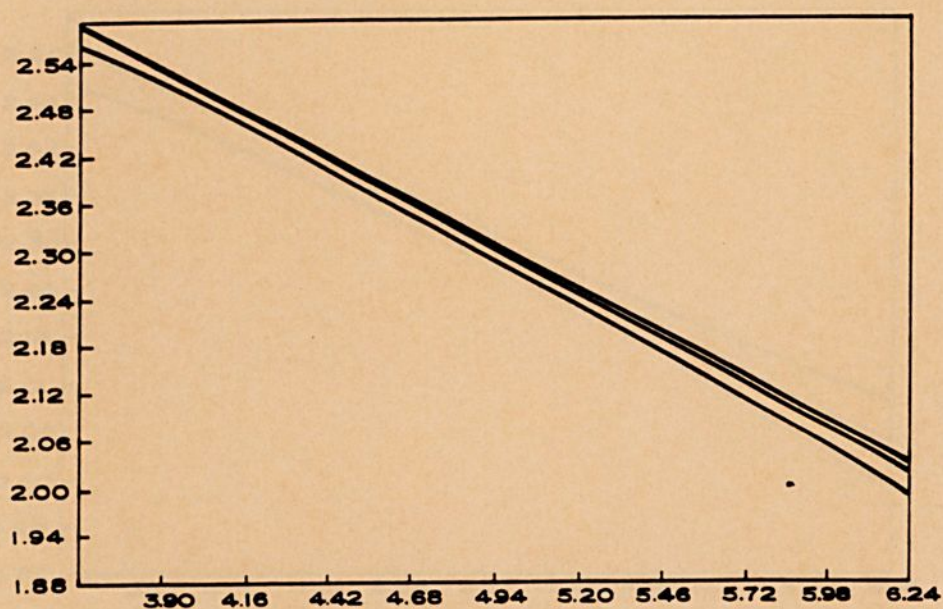


Fig. 4.28 Variância para 95 % de confiança, para os resultados dos ensaios de fadiga da liga na condição T761, deformada 6,0 % na mesma condição.

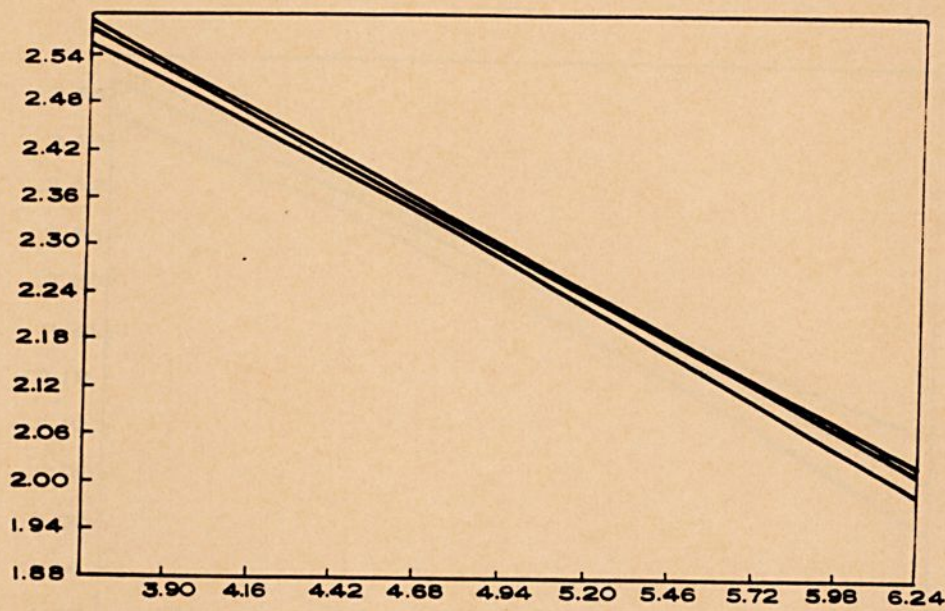


Fig. 4.29 Variância para 95 % de confiança, para os resultados dos ensaios de fadiga da liga na condição T761, deformada 7,5 % na mesma condição.

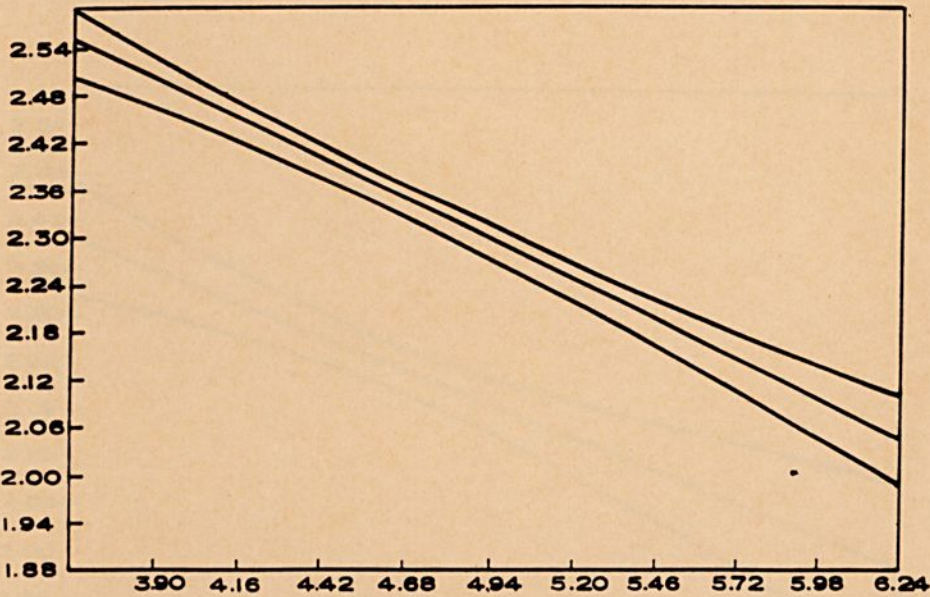


Fig. 4.30 Variância para 95 % de confiança, para os resultados dos ensaios de fadiga da liga na condição T761, deformada 2,5 % na condição pré-envelhecida.

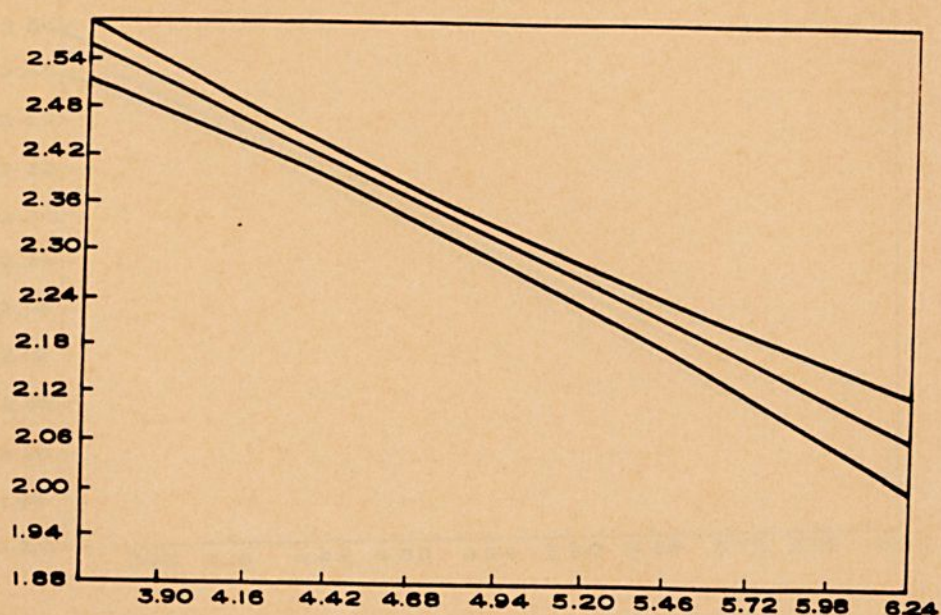


Fig. 4.31 Variância para 95 % de confiança, para os resultados dos ensaios de fadiga da liga na condição T761, deformada 5,0 % na condição pré-envelhecida.

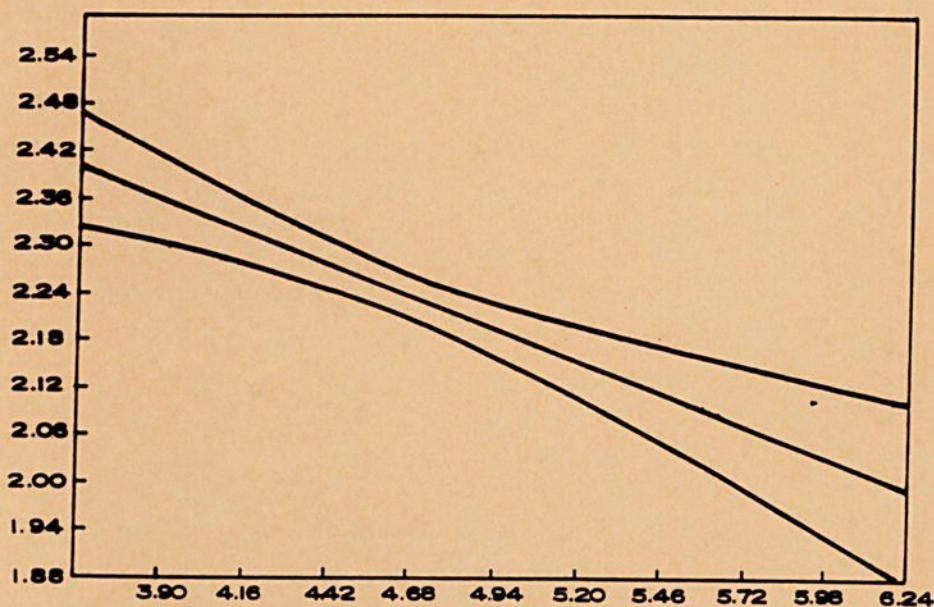


Fig. 4.32 Variância para 95 % de confiança, para os resultados dos ensaios de fadiga da liga na condição T761, deformada 7,5 % na condição pré-envelhecida.

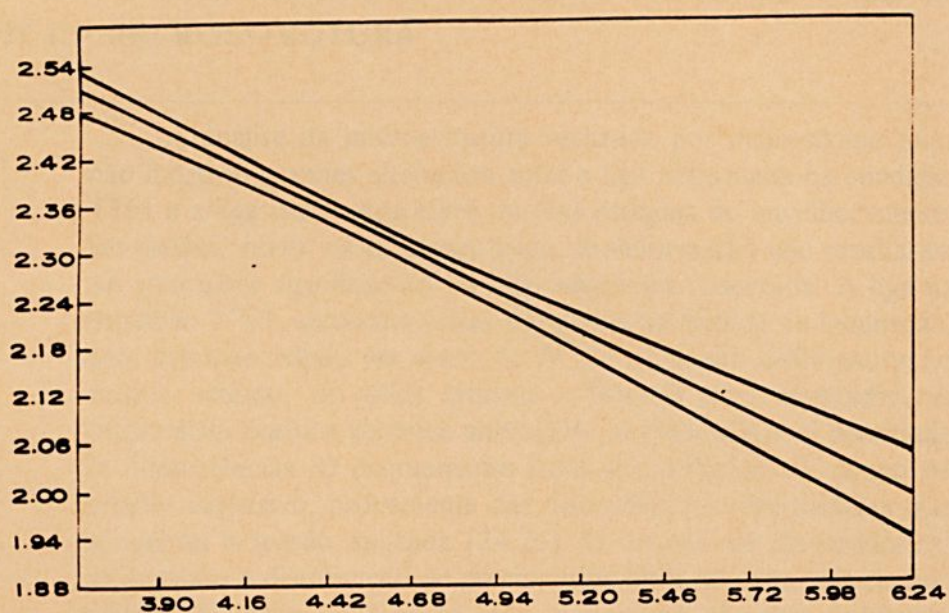


Fig. 4.33 Variância para 95 % de confiança, para os resultados dos ensaios de fadiga da liga na condição T761, deformada 10,0 % na condição pré-envelhecida.

4.2 COMENTÁRIOS E DISCUSSÃO DOS RESULTADOS

4.2.1 ANÁLISE DA MICROESTRUTURA

A análise da microestrutura realizada por microscopia ótica não mostrou grandes alterações entre a liga deformada na condição T761 e a liga deformada entre os dois estágios do envelhecimento. Do mesmo modo, os diferentes graus de deformação não resultaram em alterações significativas na microestrutura observada. A liga na condição T761, apresenta grãos alongados no sentido da laminação, com tamanho médio em torno de 70 μm . Quando deformados no mesmo sentido, os grãos tendem a ficarem mais alongados. A deformação plástica provoca alterações na distribuição e densidade de discordâncias. O encruamento pode ser atribuído ao campo de tensões extensivo, proveniente das discordâncias emaranhadas que se opõem à tensão aplicada [24,26]. O arranjo de discordâncias, assim como a distribuição de precipitados finos não são visíveis por microscopia ótica. Por outro lado, é possível observar partículas grosseiras com aproximadamente 5 μm , ligeiramente alongados no sentido da laminação.

4.2.2 ENSAIOS DE DUREZA

Os ensaios de dureza Vickers do material na condição T761, deformado nesta condição, mostraram um aumento acentuado da dureza no intervalo de 0 a 5,0 % de deformação, como mostra a tabela 4.1 e a figura 4.6. A deformação plástica provoca o aumento da dureza do material em consequência da interação de discordâncias entre si, com partículas grosseiras e precipitados incoerentes resultantes do superenvelhecimento. Com o prosseguimento da deformação a taxa de encruamento decresce, provavelmente, devido à ativação de algum mecanismo de recuperação simultâneo à deformação [18,24,26].

As amostras da liga deformada entre os dois estágios do envelhecimento, portanto, submetida ao tratamento T761 modificado, foi submetida a ensaios de dureza após cada operação, isto é, após a solubilização, primeiro estágio do envelhecimento, cada grau de deformação e após o segundo estágio do envelhecimento. O pré-envelhecimento provocou um aumento considerável da dureza em relação aos valores observados na liga solubilizada. Os valores de dureza do material pré-envelhecido e deformado tiveram aumento no intervalo de 0 a 7,5 % de deformação e tendência de queda a partir daí, como mostra a tabela 4.2 e a figura 4.7. Para níveis acima de 7,5 %, as deformações não são tão homogêneas, provocando distribuições irregulares de tensões. A taxa de encruamento decresce e ocorre uma tendência a estabilização em um patamar de endurecimento.

O limite da capacidade de endurecimento observado é superior ao patamar de endurecimento atingido pelo material deformado na condição T761. O endurecimento final vai depender do grau de deformação e do tempo de tratamento estabelecidos para o segundo estágio do envelhecimento. O pré-envelhecimento no tratamento T761, realizado antes da deformação plástica, pode proporcionar a distribuição mais uniforme de discordâncias e como consequência permitir a obtenção de uma microestrutura final, com partículas finas distribuídas de maneira uniforme na matriz [42].

Os resultados dos ensaios realizados após o segundo estágio do envelhecimento mostraram um aumento considerável de dureza entre 0 e 2,5 % de deformação, em decorrência principalmente do endurecimento por precipitação. Para deformações entre 2,5 e 10,0 %, os valores de dureza oscilaram dentro de uma faixa de aproximadamente 3,0 % de variação entre os limites superior e inferior. Para a deformação de 5,0 %, a dureza atingiu o seu menor valor dentro da faixa de oscilação, enquanto que para deformações maiores que 5,0 %, o endurecimento decorrente principalmente do encruamento, eleva novamente os valores de dureza, como mostram a tabela 4.3 e a figura 4.8. Apesar dos valores de dureza serem relativamente próximos, para deformações entre 2,5 e 10,0 %, a dureza final resultante da sobreposição dos dois processos de endurecimento está relacionada a condições microestruturais diferentes que certamente afetam outras propriedades do material.

A variação de dureza obtida como consequência do segundo estágio do envelhecimento, ou seja, a diferença entre a dureza do material antes e depois do segundo estágio do envelhecimento em função do grau de deformação, apresenta o comportamento ilustrado na figura 4.34. O segundo estágio do envelhecimento provocou um aumento de dureza considerável no material deformado 2,5 %. Nas situações de maior deformação prévia o efeito diminui, podendo provocar uma variação negativa.

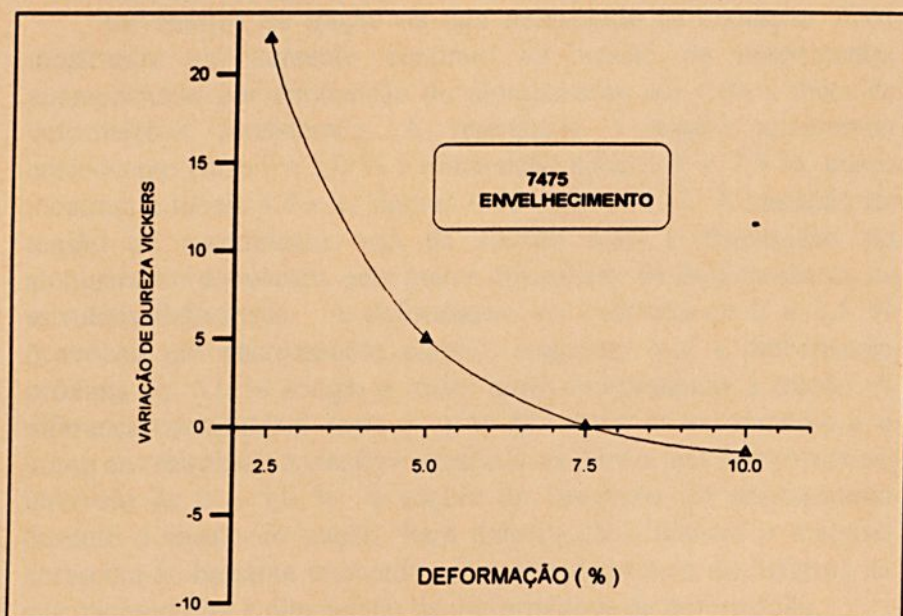


Fig. 4.34 Variação da Dureza Vickers na liga 7475 provocada pelo envelhecimento após a deformação a frio.

A deformação plástica realizada antes do envelhecimento final influi na resistência mecânica através do endurecimento por precipitação. A deformação plástica no intervalo de 0 a 2,5 % provocou um pequeno aumento da dureza na liga pré-envelhecida, contudo o mesmo material apresentou grande aumento de dureza durante o envelhecimento final realizado em seguida. Esta tendência diminui para deformações entre 2,5 e 5,0 %, onde a deformação plástica provocou um encruamento maior e um endurecimento por precipitação menor. Para deformações no intervalo de 7,5 a 10,0 %, a deformação plástica chegou ao pico do encruamento para o material pré-envelhecido, contudo o envelhecimento final não resultou em aumento destes valores. Possivelmente, esgotou-se a capacidade de endurecimento por deformação e os níveis de defeitos criados na estrutura do material passam a influir negativamente no processo de endurecimento por precipitação, podendo reduzir ou até anular os seus efeitos. Durante o envelhecimento final pode ocorrer um processo de recuperação simultâneo à precipitação.

A comparação entre a dureza medida no material deformado na condição T761, com o material deformado entre os dois estágios do envelhecimento, com os mesmos graus de deformação, mostra maiores valores de dureza para o material deformado na condição pré-envelhecida, como indicam as tabelas 4.1 e 4.3.

Os ensaios de dureza para a obtenção da curva de envelhecimento natural da liga mostraram uma aumento constante da dureza, como mostra a figura 4.9. Este comportamento está de acordo com o esperado para este material [20].

4.2.3 ENSAIOS DE TRAÇÃO

Os ensaios de tração da liga deformada na condição T761 mostraram um aumento contínuo da tensão de escoamento, acompanhado por diminuição do alongamento em toda a faixa de deformações considerada. A resistência à tração apresentou crescimento entre 0 e 5,0 % e diminuição entre 5,0 e 7,5 %, como mostram a tabela 4.4 e as figuras 4.10, 4.11 e 4.12. A variação da tensão de escoamento está de acordo com a diminuição do alongamento provocada pela maior dificuldade de deslizamentos na estrutura deformada. A deformação no intervalo de 0 a 2,5 % provocou um encruamento parcial, enquanto que a deformação próxima de 5,0 % atingiu o maior nível de resistência à tração. A diferença considerável entre o valor da tensão de escoamento e o limite de resistência à tração é significativa para a liga deformada no intervalo de 0 a 5,0 % e sugere um aumento do encruamento durante o ensaio de tração. Para deformações maiores o material apresenta-se bastante encruado, com alta densidade de defeitos na sua microestrutura e diminuição da uniformidade da deformação.

Os resultados dos ensaios de tração do material na condição T761, deformado após o pré-envelhecimento mostraram aumento simultâneo da tensão de escoamento, resistência à tração e



alongamento no intervalo de 0 a 2,5 %, a partir daí nota-se uma diminuição como mostram a tabela 4.5 e as figuras 4.13, 4.14 e 4.15. O intervalo de 0 a 2,5 % de deformação apresenta níveis altos de resistência à tração e escoamento obtidos principalmente pelo endurecimento por precipitação, ao contrário do intervalo de 5,0 a 10,0 %, onde os níveis de endurecimento foram obtidos principalmente durante a deformação plástica e mantidos durante o envelhecimento final. O material cujo endurecimento foi obtido em grande parte pelo endurecimento por precipitação, tem maior capacidade de sobrepor o endurecimento por deformação e atingir os níveis mais altos da tensão de escoamento. O aumento do alongamento observado no intervalo de 0 a 2,5 % de deformação pode estar associado à melhor distribuição de precipitados finos e à maior homogeneidade dos deslizamentos durante a deformação em oposição à maior dificuldade de movimento de discordâncias, característica do encruamento. Para deformações maiores que 2,5 %, o material encontra-se com maior densidade de defeitos na sua estrutura cristalina. Durante o segundo estágio do envelhecimento, mecanismos de recuperação reduziram o encruamento obtido pela deformação plástica. Além disto, o tempo de duração do segundo estágio do envelhecimento pode ter sido adequado para deformações de até 2,5 % e excessivo para maiores. O alongamento diminui como resultado da maior dificuldade de movimentação de discordâncias e menor homogeneidade das deformações. A variação da resistência à tração acompanha o comportamento observado para a tensão de escoamento, mantendo uma diferença entre elas constante para toda a faixa de deformações considerada. Para valores de deformação em torno de 2,5 %, o material apresentou as melhores condições para a sobreposição do endurecimento por deformação e precipitação.

A comparação entre o material deformado na condição T761, com o material deformado entre os dois estágios do envelhecimento, com os mesmos graus de deformação, mostra de maneira geral, maior resistência à tração e tensão de escoamento nas amostras deformadas no segundo caso. Apenas a tensão de escoamento do material deformado 7,5 % apresentou resultado diverso, como pode ser observado nas tabelas 4.4 e 4.5.



4.2.4 ENSAIOS DE FADIGA

A comparação dos resultados dos ensaios de fadiga realizados na liga na condição T761, deformada nesta condição, mostra um crescimento da resistência à fadiga para deformações entre 0 e 5,0 %, diminuindo para valores maiores de deformação, como mostra a figura 4.35. O comportamento observado é similar à variação da resistência à tração do mesmo material, onde se observa o aumento da resistência para deformações entre 0 e 5,0 %, diminuindo para valores maiores de deformações, conforme mostra a figura 4.10.

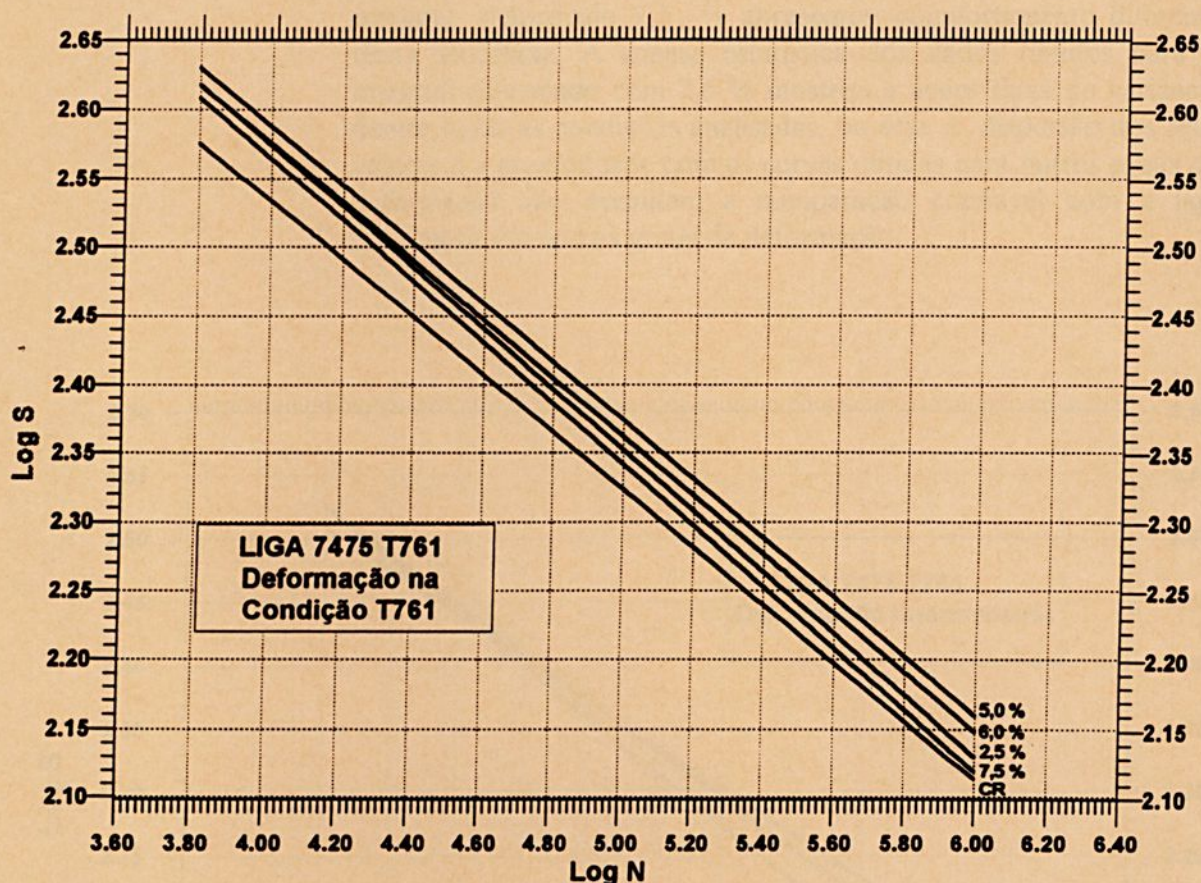


Fig. 4.35 Comparação entre as curvas de fadiga da liga 7475 na condição T761, deformada nesta condição.

Um metal sob carregamento cíclico se deforma até atingir uma condição de saturação. As deformações ocorrem nos mesmos planos atômicos e em direções cristalográficas semelhantes às que ocorrem em deformações unidirecionais. Contudo, o material deformado em tração, antes do ensaio de fadiga, apresentou um aumento da resistência mecânica associado ao acúmulo de discordâncias na rede cristalina. A liga deformada com 5,0 % na condição T761, apresentou maior resistência à tração em relação ao material submetido a níveis menores de deformação. Por outro lado, a liga deformada com 5,0 % está associada a condições microestruturais certamente melhores, que as apresentadas pelo material deformado no intervalo entre 5,0 e 7,5 %, onde a deformação já se aproxima de valores críticos. Deste modo, a maior

resistência à fadiga observada para o material deformado a 5,0 % pode ser explicada pela associação de altos níveis de resistência mecânica e melhores condições microestruturais. O material quando submetido a altos graus de encruamento, fica sujeito a maiores alterações microestruturais durante a deformação cíclica. A deterioração da estrutura deformada e a pouca homogeneidade das deformações pode representar uma maior facilidade para a nucleação e propagação de trincas, nos locais mais favoráveis.

A comparação dos resultados dos ensaios de fadiga do material na condição T761 modificado, deformado após o pré-envelhecimento, mostra o crescimento da resistência à fadiga até 5,0 % e diminuição para valores maiores de deformação. Todavia, o material deformado 7,5 % apresentou comportamento diferente desta tendência. A análise estatística dos dados obtidos para o material deformado com 7,5 % mostrou a maior faixa de variância dentre todas as condições analisadas, ou seja, a dispersão dos seus valores e a proximidade com as curvas obtidas para outros graus de deformação não permitem a comparação confiável com a liga deformada em outros graus de deformação.

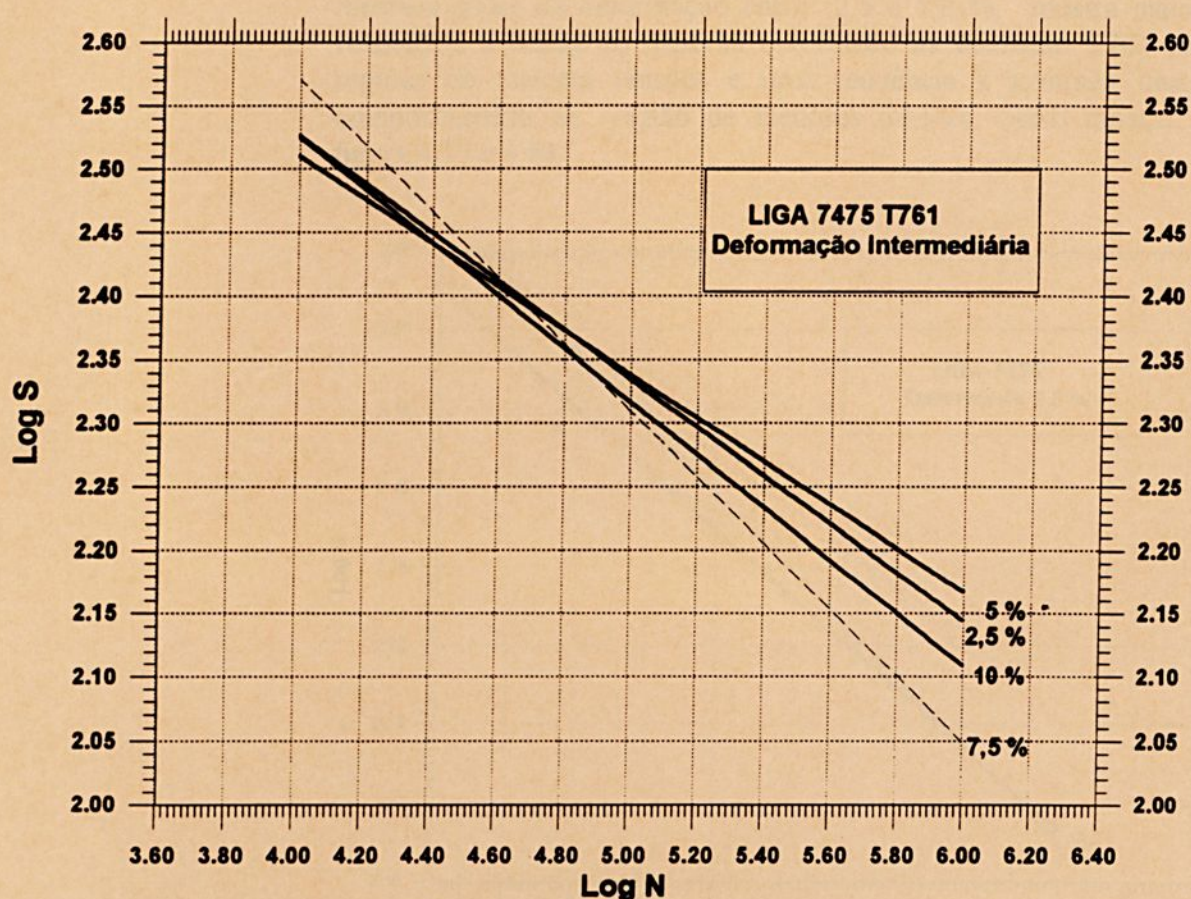


Fig. 4.36 Comparação entre as curvas de fadiga da liga 7475 na condição T761, deformada após o pré-envelhecimento.

A observação dos resultados dos ensaios de dureza e tração do material deformado após pré-envelhecimento mostra que o aumento da resistência estática do material é obtido pelo endurecimento por deformação e pelo endurecimento por precipitação numa proporção que depende do grau de deformação aplicado. O material deformado aproximadamente 2,5 %, cujo ganho na resistência mecânica foi obtido em grande parte pela precipitação, pode sofrer um processo de superenvelhecimento ou coalescimento de partículas menos acentuado em relação ao material deformado com graus de deformações maiores, pois quanto maior o estado de deformações, mais acentuado será o processo de superenvelhecimento. Os efeitos do superenvelhecimento são mais favoráveis à melhoria da resistência à fadiga do que as propriedades de tração, conforme pode ser observado comparando-se as figuras 4.13 e 4.36. Por outro lado, um material cujo ganho de resistência mecânica foi obtido em grande parte pelo encruamento, pode apresentar maiores variações estruturais durante o esforço cíclico, diminuindo sua resistência à fadiga. Deste modo, observa-se um maior equilíbrio entre o endurecimento obtido pelo material deformado entre 5,0 %.

A comparação entre o material deformado na condição T761 e deformado entre os dois estágios do envelhecimento para os mesmos níveis de deformação entre 2,5 e 5,0 %, mostra maior resistência à fadiga do material deformado na condição T761 em regiões de maiores tensões e uma tendência à inversão deste comportamento na região de menores tensões, como mostra a figura 4.37 e 4.38.

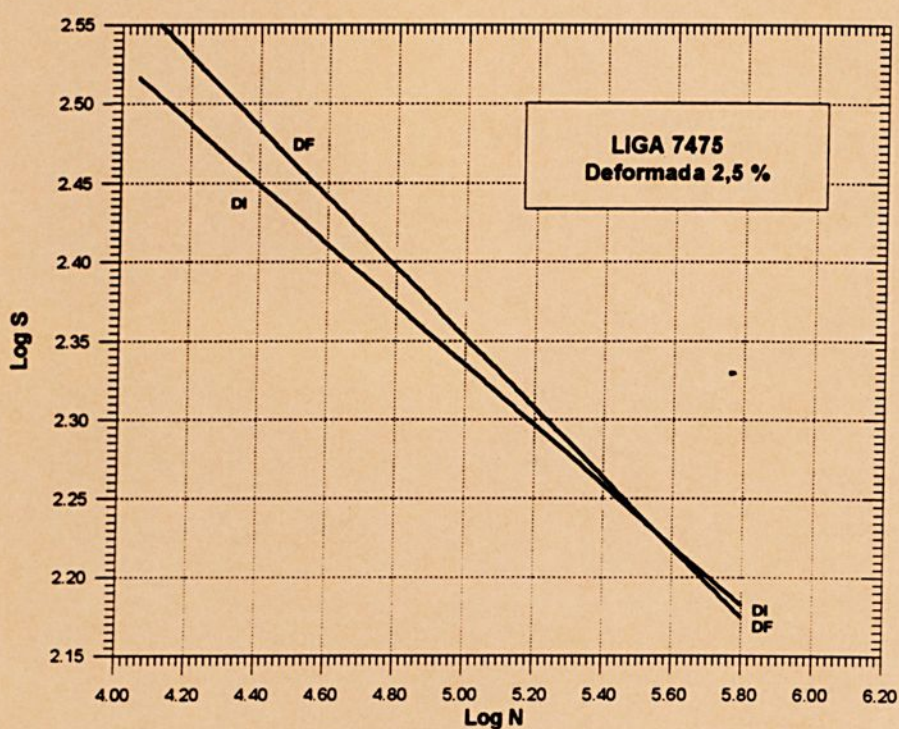


Fig. 4.37 Comparação entre as curvas de fadiga da liga 7475 na condição T761, deformada 2,5 % após o pré-envelhecimento (DI) e na condição T761 (DF).

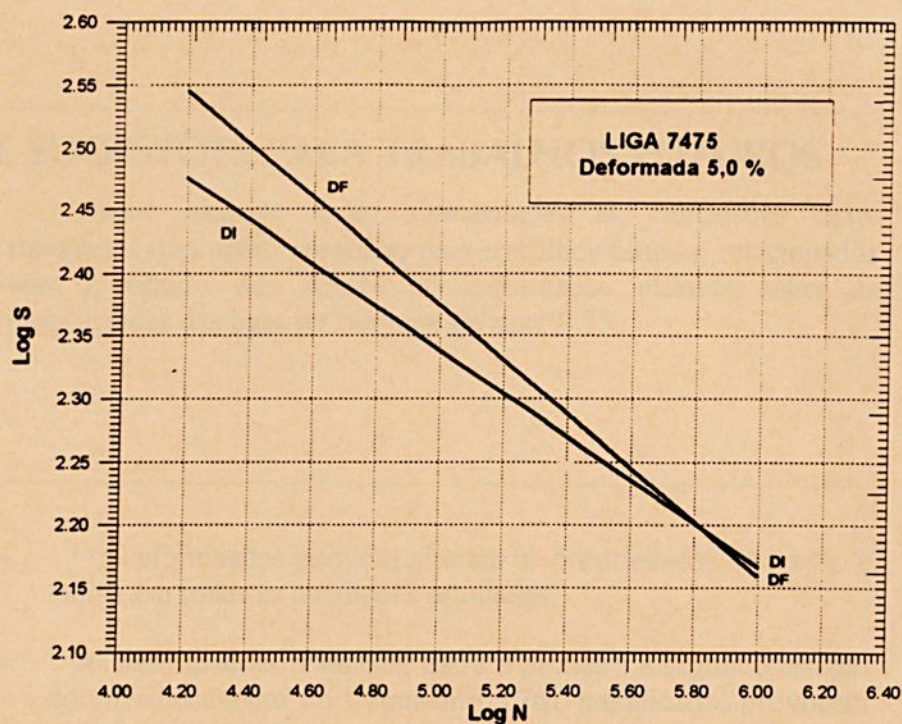


Fig. 4.38 Comparação entre as curvas de fadiga da liga 7475 na condição T761, deformada 5,0 % após o pré-envelhecimento (DI) e na condição T761 (DF).

CONCLUSÕES E SUGESTÕES PARA TRABALHOS FUTUROS

Neste capítulo serão apresentadas as conclusões deste trabalho, assim como propostas para trabalhos futuros, relacionados com o estudo dos efeitos da deformação plástica sobre as propriedades das ligas de alumínio do tipo 7475.

5.1 CONCLUSÕES

- As deformações plásticas alteram as propriedades de tração e fadiga em todas as condições estudadas.
- As deformações realizadas entre o primeiro e segundo estágio do envelhecimento do tratamento T761 modificado, provocam melhorias ligeiramente superiores nas propriedades de tração, em comparação às deformações realizadas após o segundo estágio do envelhecimento do tratamento T761.
- Para todos os graus de deformação estudados, a dureza Vickers foi superior na condição T761 modificado em comparação à condição T761 com deformações realizadas após o segundo estágio do envelhecimento.
- A resistência à tração do material na condição T761 modificado atingiu o valor de 531,47 MPa para 2,5 % de deformação, enquanto que no material deformado na condição T761 chegou a 519,91 MPa para 5,0 % de deformação. Para todos os graus de deformação estudados a resistência à tração foi superior na condição T761 modificado, em comparação à condição T761 com deformações realizadas após o segundo estágio do envelhecimento.
- A tensão de escoamento e o alongamento para a liga deformada na condição T761, apresentou variações compatíveis com o processo de endurecimento por deformação, com o aumento da deformação associado ao aumento da tensão de escoamento e diminuição do alongamento.
- A tensão de escoamento e o alongamento para a condição T761 modificado apresenta comportamento compatível com o processo de endurecimento obtido pela superposição dos mecanismos de endurecimento por deformação e precipitação a partir de 2,5 % de deformação, isto é, aumentando-se a deformação aumenta-se a tensão de escoamento e diminui-se o alongamento. Para deformações até 2,5 % a tensão de escoamento e o alongamento crescem simultaneamente.

- A resistência à fadiga do material deformado na condição T761 , mostrou um aumento de vida para deformações de até 5,0 % e diminuição para valores maiores, em todos os níveis de tensões estudados. Todos os graus de deformação provocaram aumento da vida em fadiga em relação ao material não deformado.
- A resistência à fadiga do material na condição T761 modificado mostrou um aumento da vida em fadiga para deformações de até 5,0 % e diminuição para valores maiores de deformação em níveis de tensão abaixo de 250 MPa.
- O material deformado na condição T761, para todos graus de deformação estudados, apresenta maior resistência à fadiga que o material na condição T761 modificado. Contudo, para os níveis de tensões menores as duas condições se equivalem com tendência a inversão deste comportamento.



5.2 PROPOSTAS DE TRABALHOS FUTUROS

- Estudar o efeito de variações do tempo de envelhecimento do segundo estágio sobre as propriedades da liga 7475 T761.
- Comparar os efeitos do envelhecimento natural e artificial no primeiro estágio do envelhecimento do tratamento T761 seguido de deformações sobre as propriedades mecânicas da liga 7475.
- Estudar os efeitos da deformação por laminação sobre as propriedades da liga 7475 T761.
- Estudar os efeitos da deformação e das variações do tempo do primeiro e do segundo estágio de envelhecimento do tratamento T761 na liga 7475.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- [1] ROSENQVIST, T. ; " Principles of Extractive Metallurgy ", Editora Mc-Graw-Hill, pag. 447-452 (1983)
- [2] CAMPOS FILHO, M.P.; " Introdução à Metalurgia Extrativa e Siderurgia ", Livros Tecnicos e Cientificos/FUNCAMP, pag. 115-120 (1981)
- [3] McGeer, J.P.; "Hall-Heroult: 100 Years of Process Evolution"; Journal of Metals, vol 38, nº 11, pag. 19-21 (1988)
- [4] WELCH, B.J. ; " Aluminum Reduction Tecnology - Entering the Second Century"; Journal of Metals, vol 38, nº 11, pag. 19-21 (1988)
- [5] GULHÁEV, A.P. ; " Metais e suas Ligas ", Editora Mir - Moscou, cap. 26, pag. 260-303 (1981)
- [6] MONTEIRO, S.N. ; " Novas ligas de Alumínio ", Metalurgia - ABM, vol.44, nº 369, pag. 774-778 (1988)
- [7] BRADASCHIA, C. ; " Novas Ligas de Alumínio - Perspectivas", Metalurgia - ABM, vol. 44, nº 369, pag. 768 - 773 (1988)
- [8] WOODWARD, R.; " Devenlopments in Aluminum alloys ", Materials & Design vol. 10; nº 5, pag. 248-254 (1989)
- [9] BAKER, H.; " The Road Ahead for Metal in Autos "; Advanced Materials & Processes; nº 5, vol. 137, pag. 27-32 (1990)
- [10] STARKE Jr.; " The Application of the Fundamentals of Strengthening to the Design of New Aluminum Alloys ", Strength of Metals and Alloys ,Pergamon Press, vol. 3, pag. 1025-1044 (1982)
- [11] GONÇALVES, M. ; PLAUT, R.L.; " Desenvolvimento Recente de Ligas do Sistema Al-Li de Forjados para Aplicação Aeronáutica ", Metalurgia - ABM, vol. 43, nº 355, pag. 351-355 (1987)
- [12] MEHR, P.L. ; " ALCOA Green Letter nº 216 - ALCOA 7475 Sheet and Plate ", ALCOA - Aluminum Company of America, pag. 1-24 (1982)
- [13] ZANGRANDI, A. ; " Efeito da Deformação a Frio nas Propriedades de Tração e Fadiga de uma Liga de Alumínio de Alta Resistência do Tipo 7475 ", Tese de Doutorado , Universidade Estadual de Campinas, pag. 1-169 (1988)
- [14] BROEK, D. ; BOWLES, C.Q. ; " The Effect of Precipitate Size on Crack Propagation and Fracture of an Al-Cu-Mg Alloys ", Journal of the Institute of Metals, vol. 99, pag. 255-257 (1971)
- [15] XINGGANG, J.; JIANZHONG,C.; LOGXIANG,M.; " Grain Refinement and superplasticity of high Strength 7475 Aluminum Alloy ", Materials Science and Technology, vol. 9, pag. 493-496 (1993)
- [16] TAKUDA, H.; KIKUCHI, S.; HATTA, N.; " Tensile Properties of Fine-Grained 7475 Aluminum Alloy at Various Temperatures and Strain Rates ", Journal of Materials Science , vol. 26, pag. 4643-4647 (1991)

- [17] MATSUKI, K.; IWAKI, T.; TOKIZAWA, M.; MURAKAMI, Y.; "Microstructural Evolution During Initial Stage of High Strain Rate Superplastic Deformation in Powder Metallurgical 7475 Alloy", Materials Science and Technology, vol 7, pag. 513-519 (1991)
- [18] DIETER, G.E.; "Metalurgia Mecânica", Editora Guanabara Dois, pag. 2-251 (1981)
- [19] GUY, A.G.; HREN, J.J.; "Elements of Physical Metallurgy", Addison-Wesley Publishing Company, pag. 75-238 (1974)
- [20] HATCH, J.E.; "Aluminum Properties and Physical Metallurgy", ASM American Society for Metals, pag. 25 - 378 (1984)
- [21] REED HILL, R.E.; "Princípios de Metalurgia Física", Editora Guanabara Dois, pag. 50-703 (1982)
- [22] HONEYCOMBE, R.W.K.; "The Plastic Deformation of Metals", Edward Arnold Publisher, pag. 81 - 142 (1984)
- [23] COURTNEY, T.H., "Mechanical Behavior of Materials", Ed. Mc Graw-Hill, pag. 184 - 200 (1990)
- [24] LONGO, W.P.; REED-HILL, R.E. "Alguns aspectos do Encruamento dos Metais", Revista do Círculo de Engenharia Militar, n° 71 (1974)
- [25] WEERTMAN, J.; WEERTMAN J.R.; "Mechanical Properties", Physical Metallurgy, North-Holland Physics Publishing, cap 19, pag. 1281-1307 (1992)
- [26] JACKSON, P.J.; "Dislocation Modelling of Shear in FCC Crystals", Progress in Materials Science, vol. 29, pag. 139-175 (1985)
- [27] CALLISTER Jr, W.D.; "Materials Science and Engineering", John Wiley & Sons, pag. 148 -175 (1994)
- [28] CAHN, R.W., "Physical Metallurgy", Chapter 10, Recovery and Recrystallization, 3° ed., pag. 1129 - 1197 (1983)
- [29] MACHADO, A. T. M.; "Influência das Partículas de Segunda Fase na Recristalização da Liga de Alumínio 7050", Dissertação de Mestrado, Universidade Estadual de Campinas, pag. 1-6 (1989)
- [30] SANDERS Jr, H.T.; STALEY, J.T.; "Review of Fatigue and Fracture Research on High Strength Aluminum Alloys", ALCOA - Aluminum Company of America, pag. 1- 48 (1985)
- [31] BROOKS, C.R., "Heat Treatment, Structure and Properties of Nonferrous Alloys", American Society of Metals, pag. 1 - 138 (1982).
- [32] ZETTMLOYER, "Nucleation of Precipitates in Defect Solid Solutions", Marcel Dekker, pag. 309 - 378 (1969)
- [33] HAASEN. P.; "Mechanical Properties of Solid Solutions and Intermetallic Compounds", Physical Metallurgy, North-Holland Physics Publishing, cap. 21, pag. 1375-1409 (1992)
- [34] MARQUES, H.V.D.F.; "Propriedades Mecânicas de Fadiga de Ligas de Alumínio de Alta Resistência", Dissertação de Mestrado, Universidade de São Paulo, pag. 4-36, (1982)
- [35] MONDOLFO, L.F.; "Structure of the Aluminum : Magnesium - Zinc Alloys", Metallurgical Reviews, n° 17, pag. 95-125 (1972)

- [36] SANDERS, T.H.; STARKE Jr., E.A.; "The Relationship of Microstructure to Monotonic and Cyclic Straining of Two Age Hardening Aluminum Alloys", Metallurgical Transactions, vol 7A, pag. 1407-1418 (1976)
- [37] DIAS, R.L.S.; MÜLLER, I.L.; "Mecanismo de Envelhecimento de Ligas de Al-Zn-Mg", Metalurgia-ABM; n° 254, pag. 23-28 (1979)
- [38] CHOU, AN-CHICH; "On the Precipitation of η' Phase in Al-Zn-Mg Alloy", Scripta Metallurgica, n° 12, pag. 421-423 (1978)
- [39] LIN, FU-SHIONG; STARKE Jr, E.A.; "The Effect of Copper Contents and Degree of Recrystallization on the Fatigue Resistance of 7XXX Type Aluminum Alloys", Material Science and Engineering, n° 39, pag. 27-41 (1979)
- [40] KELLY, A.; NICHOLSON, R.B.; "Precipitation Hardening", Progress in Materials Science, vol. 10, pag. 217-277 (1966)
- [41] ALARCON, O.E.; "Efeito do Cobre no Mecanismo de Deformação e Fratura da Liga Al-6Zn-2Mg-XCu, Solicitada em Tração Monotônica", Dissertação de Mestrado, Universidade Estadual de Campinas, pag. 24-34 (1985)
- [42] ALARCON, O.E.; "Influência da Tratamento Térmico na Microestrutura, no Comportamento Mecânico e no Mecanismo de Fratura de uma Liga de Alumínio 7050-T76", Tese de Doutorado, Universidade Estadual de Campinas, pag. 12-100 (1988)
- [43] OSTERMANN, F.G.; REIMANN, W.H.; "Thermomechanical Processing and Fatigue of Aluminum Alloys", High Fatigue Resistance in Metals and Alloys, American Society for Testing and Materials, pag. 169-187 (1970)
- [44] LEI, T.C.; WANG, D.Z.; "Analysis of Strengthening Factors in Thermomechanical Treatment of an Al-Cu-Mg-Mn Alloy", Strength of Metals and Alloys, Pergamon Press, vol. 4, pag. 307-318 (1983)
- [45] FRIDLYANDER, I.N.; "Effect of Second-Stage Schedules of Two-Stage Aging on the Structure and Properties of Al-Zn-Cu-Mg Alloy", Translated from Metallovedeniyei Termicheskaya Obrabotka Metallov, n° 7, pag 23-25 (1986)
- [46] JAHN, M.T.; JEN, M.B.G.; "Effects of TAHA Treatments on the Fatigue life of a 7075 Aluminum Alloy", Journal of Materials Science, vol. 21, pag. 799-802 (1986)
- [47] NUTTING, J.; "The Influence of Plastic Strain Upon the Aging Characteristics of Alloys", Metallurgical Transactions, vol 2, n° 1, pag. 45-51 (1971)
- [48] JAHN, M.T.; LUO, J.; "Tensile and Fatigue Properties of a Thermomechanically Treated 7475 Aluminum Alloy", Journal of Materials Science, vol. 23, pag. 4115-4120 (1988)
- [49] FORREST, P.G., "Fatigue of Metals", Pergamon Press, pag. 363 - 378 (1962)
- [50] MANSON, S.S., "Fatigue : A Complex Subject-Some Simple Approximations", Experimentals Mechanics, vol. 5, no 7, pag. 193 - 226, (1965)
- [51] FINE, M.E., "Fatigue Resistance of Metals", Metallurgical Translations, vol 13a, pag. 365 - 379 (1990)



- [52] SRIVATSAN, T.S.; SUDARSHAN, T. S., " Mechanism of Fatigue Crack Initiation in Metals: Role of Aqueous Environments ", Jornal of Materials Science, vol. 23, pag. 1521 - 1533 (1988)
- [53] GUIMARÃES, Valdir A.; " Estudo do Comportamento em Fadiga de Aços Bifásicos Obtidos a Partir de Diferentes Microestruturas Iniciais ", Dissertação de Mestrado, Universidade Estadual Paulista, pag. 30-34 (1993)
- [54] MILLER, K.J., " Metal Fatigue-Past, Current and Future " , in Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers, vol. 205, pag. 1 -14 (1991)
- [55] BASINSKI, Z.S.; BASINSKI, S.J.; " Fundamental Aspects of Low Amplitude Cyclic Deformation in Face-Centred Cubic Crystals ", Progress in Materials Science ,vol. 36, pag. 89-148 (1966)
- [56] ASTM; " E8M - Standard Testing of Metallic Materials " , Anual Book of ASTM, cap. 3, pag. 152-175 (1985)



