

BR7700965



**PROPRIEDADES MECÂNICAS DE LIGAS DE ALUMÍNIO – URÂNIO
E ALUMÍNIO COMERCIALMENTE PURO EM VÁRIAS TEMPERATURAS**

Ney Freitas de Quadros

**PUBLICAÇÃO IEA 451
CMN 68**

DEZEMBRO/1976

**PROPRIEDADES MECÂNICAS DE LIGAS DE ALUMÍNIO – URÂNIO
E ALUMÍNIO COMERCIALMENTE PURO EM VÁRIAS TEMPERATURAS**

Ney Freitas de Quadros

**COORDENADORIA DE METALURGIA NUCLEAR
(CMN)**

**INSTITUTO DE ENERGIA ATÔMICA
SÃO PAULO – BRASIL**

APROVADO PARA PUBLICAÇÃO EM MAIO/1976

CONSELHO DELIBERATIVO

Eng.^o Hércio Modesto de Costa
Eng.^o Ivano Humbert Marchesi
Prof. Admar Cervellini
Prof. Sérgio Mascarenhas de Oliveira
Dr. Klaus Reinach
Dr. Roberto D'Utra Vaz

SUPERINTENDENTE

Prof. Dr. Rômya Ribeiro Pieroni

INSTITUTO DE ENERGIA ATÔMICA
Caixa Postal 11.049 (Pinheiros)
Cidade Universitária "Armando de Salles Oliveira"
SÃO PAULO - BRASIL

7

NOTA: Este trabalho foi conferido pelo autor depois de composto e sua redação está conforme o original, sem qualquer correção ou mudança.

PROPRIEDADES MECÂNICAS DE LIGAS DE ALUMÍNIO – URÂNIO E ALUMÍNIO COMERCIALMENTE PURO EM VÁRIAS TEMPERATURAS ⁽¹⁾

Ney Freitas de Quadros⁽²⁾

RESUMO

Determinaram-se as propriedades mecânicas de ligas Al-(18,4%) U com e sem globulização do eutético após laminação com uma redução total de 37,5%, fazendo-se uma comparação destas com as propriedades mecânicas de uma liga Al-2S, às temperaturas de 25°C, 500°C, 550°C, e 600°C.

Verificou-se que no intervalo de temperaturas entre 500°C e 600°C a variação nos limites de escoamento e de resistência com a temperatura pode ser descrita analiticamente por duas equações empíricas.

São mostrados aspectos metalográficos das ligas estudadas.

1 – INTRODUÇÃO

A Coordenadoria de Metalurgia Nuclear do Instituto de Energia Atômica tem estudado a fabricação de elementos de combustíveis planos tanto com dispersões de U_3O_8 -Al⁽²¹⁻²⁴⁾ quanto com liga de Al-U^(4,7-9,19), ambos com revestimento de ligas de Alumínio.

O reator do Instituto de Energia Atômica, o IEAR-1 utiliza urânio enriquecido a 93% em U-235 e a Coordenadoria de Metalurgia Nuclear foi encarregada de estudar o processo de fabricação do elemento combustível com núcleo de liga Al-U, com $18,3 \pm 0,5\%$ U. Escolheu-se o processo de colaminação uma vez que esta liga apresenta propriedades adequadas ao emprego desta técnica^(1,26).

Como resumido em outro artigo⁽¹⁾, o grande problema da laminação a quente do conjunto constituído pelo revestimento (Al-1100) moldura (Al-1100) e núcleo (Al-U) é o efeito halteres (dog bone effect), que tem sua origem na diferença de plasticidade entre a liga do núcleo e os outros constituintes. No caso em foco, uma vez que as ligas de revestimento e do núcleo estavam especificadas, recorreu-se a um tratamento térmico de recozimento a $510^\circ\text{C} \pm 10^\circ\text{C}$, durante 31 horas a fim de globulizar o eutético diminuindo assim o limite de escoamento da liga do núcleo ou seja, aumentando-se a plasticidade do mesmo⁽¹⁾.

Este trabalho foi realizado com a finalidade de se observar o comportamento plástico do Al-1100 e da liga Al-U (18,4%), com e sem tratamento térmico, a diversas temperaturas a fim de se escolher a temperatura de laminação mais adequada para minimizar o efeito halteres, assim como para observar, através de ensaios de tração, a necessidade ou não do tratamento térmico para o núcleo. Foi feito um estudo metalográfico dos corpos de prova quebrados em tração, em todas as temperaturas.

(1) Trabalho apresentado ao XXX Congresso Anual da Associação Brasileira de Metais, Rio de Janeiro, RJ, 20 de junho a 4 de julho de 1975.

(2) Membro da ABM; Mestre em Ciências (Engenharia Metalúrgica); Pesquisador Senior, Coordenadoria de Metalurgia Nuclear, Instituto de Energia Atômica, São Paulo.

2 – MATERIAIS E MÉTODOS

Os corpos de provas de tração da liga Al-1100 foram tirados longitudinalmente de chapas adquiridas da CBA (Companhia Brasileira de Alumínio). Estudaram-se algumas amostras cortadas transversalmente.

Os lingotes de Al-U foram laminados até uma espessura de 8 mm com uma deformação total de 37,5% em passes que não excederam $10\% \pm 2\%$, de acordo com observações realizadas por outros autores⁽¹¹⁾. Os corpos de prova foram retirados longitudinalmente, na direção de laminação, da parte inferior do lingote; o resto era laminado novamente até a espessura do núcleo (3,2 mm). Foram tiradas duas amostras transversais.

A medição de todos os corpos de prova foi realizada em um aparelho Microvideomat da Zeiss com uma precisão de 10μ no diâmetro e de 100μ no comprimento padrão. Para esta medida tomou-se como base de referência o ponto de concordância do raio de curvatura com a geratriz do cilindro de diâmetro padrão. As amostras foram usinadas de acordo com o desenho do Catálogo 1.7-11-3 do forno da Instron⁽¹⁰⁾.

Os ensaios foram realizados em uma máquina Instron, modelo TT-DML. Por facilidades da usinagem das amostras os ensaios à temperatura ambiente foram feitos no forno a fim de aproveitar o sistema de garras do mesmo.

Os corpos de prova permaneceram durante 1 hora no forno e cerca de 30 ± 2 minutos à temperatura do ensaio antes de iniciar a tração. Foi usado um registrador de temperatura Leeds & Northrup tipo Speedomax H, acoplado a um potenciômetro Honey Well modelo 2700.0 erro máximo de leitura que se cometeu foi de $\pm 5^\circ\text{C}$.

Foram feitas algumas fotografias em um microscópio eletrônico de varredura Stereoscan S-4 da Cambridge.

Para o cálculo da média, da variância e do desvio padrão usou-se uma calculadora programável WANG Série 700.

3 – RESULTADOS EXPERIMENTAIS. COMENTÁRIOS

3.1 – Ensaios de Tração

A tabela I apresenta os resultados dos ensaios de tração. Em geral, foram feitos 3 ensaios. As exceções são os ensaios do Al-1100 a 550°C (2 ensaios), que estão de acordo, com referência citada⁽²⁶⁾. A 600°C um dos ensaios indicou um alongamento de 120% para esta liga. No entanto este resultado representa uma anomalia durante o ensaio: uma vez iniciado o mesmo, o controlador elevou a temperatura até cerca de 620°C ; isto deve ter interferido bastante no alongamento total da amostra.

Nota-se que à temperatura ambiente, os resultados mostram um desvio padrão muito pequeno, o que demonstra que o encruamento de chapa, como recebida, era bastante uniforme. As ligas recozidas foram tratadas termicamente a $810 \pm 10^\circ\text{C}$ durante 2 horas, foram resfriadas no forno e foram ensaiadas 12 horas depois; suas propriedades mecânicas estão de acordo com a literatura⁽²⁾. Pequenas diferenças entre os valores da tabela I e valores retirados da literatura são de se esperar, uma vez que, na maioria das vezes, não é citada a velocidade de deformação⁽⁵⁾ (que, no presente trabalho foi de $3 \times 10^{-3} \text{ seg}^{-1}$, aproximadamente constante) em que é realizado o ensaio nem o tamanho de grão, que, no caso presente, é cerca de $20 \mu\text{m}$.

A liga Al-U (18,4% em peso de U) só foi ensaiada uma vez à temperatura ambiente, pois, devido à

Tabela I
Propriedades Mecânicas e Desvio Padrão. Os Resultados
são a Média de dois ou mais Ensaios.

MATERIAL	LE	LR	A	T	OBSERVAÇÕES
	(kg/mm ²)	(kg/mm ²)	%	°C	
Al-1100	6,05 ± 0,10	8,8 ± 0,18	25,75 ± 2	25°C	Como recebido Transversal 4 ensaios
	4,4 ± 0,28	8,65 ± 0,07	30 ± 1,4	25°C	Recozido a 610°C, 4h Ensaio após 16 horas; 2 ensaios
	5,95 ± 0,07	9,1 ± 0,14	35,75 ± 1,1	25°C	Como recebido 2 ensaios
	0,81 ± 0,07	0,85 ± 0,08	95,7 ± 11	500°C	3 ensaios
	0,55 ± 0,06	0,59 ± 0,05	95,5 ± 2,1	550°C	O LE está de acor- do com (10) 2 ensaios
	0,43 ± 0,02	0,46 ± 0,01	92 ± 1,4* 101 ± 16	600°C	Um dos ensaios deu 120% Vide texto 3 ensaios
Al-U 18,4% U	10,8	14,3	4	25°C	Apenas 1 ensaio
	2,5 ± 0,2	2,8 ± 0,2	42,3 ± 1,2	500°C	3 ensaios
	1,46 ± 0,12	1,68 ± 0,14	60,3 ± 4,7	550°C	3 ensaios
	0,79 ± 0,04	0,95 ± 0,05	62,6 ± 15	600°C	Duas amostras so- frem 3 estirções 5 ensaios
Al-U 18,4% U Recozida a 610°C, 31 horas	5,8 ± 0,20	10,8 ± 0,4	14,9 ± 2,7	25°C	3 ensaios
	1,50 ± 0,07	1,58 ± 0,07	44,7 ± 15** 53,5 ± 0,7	500°C	Aqui 1 dos ensaios deu 2,7% de alonga- mento. Vide texto. 3 ensaios
	1,12 ± 0,11	1,14 ± 0,12	58 ± 4	550°C	3 ensaios
	0,84 ± 0,03	0,85 ± 0,02	53 ± 5,3	600°C	3 ensaios

* Este seria o valor do alongamento sem computar o ensaio anômalo.

** Sem computar o alongamento de 27%, o desvio padrão seria apenas 0,7% e a média 53,5%.

grande importância dos ensaios a altas temperaturas e à exiguidade de corpos de prova (pois deveriam ser retirados do mesmo lingote) preferiu se realizar um maior número de ensaios a 600°C (nesse caso foram ensaiados 5 corpos de prova). Note-se que a esta temperatura o desvio padrão do alongamento foi bastante grande. Após globulização a liga apresentou um comportamento plástico mais uniforme (desvio padrão do alongamento igual a cerca de 10% do valor médio) nos ensaios a 550 e 600°C.

As figuras 1, 2 e 3 apresentam os gráficos correspondentes às propriedades mecânicas das ligas estudadas.

Pela figura 2 pode-se inferir que, no intervalo entre 500°C e 600°C os pontos médios que representam o limite de escoamento (0,2%) caem sobre uma reta cuja equação é:

$$\log \overline{LE} = \log (\overline{LE})_0 - K_E T \quad (1)$$

e pela figura 3, igualmente, verifica-se que os pontos médios que representam o limite de resistência em relação à temperatura estão sobre uma reta cuja equação pode ser escrita:

$$\log \overline{LR} = \log (\overline{LR})_0 - K_R T \quad (2)$$

onde:

\overline{LE} = limite de escoamento médio.

\overline{LR} = limite de resistência médio.

$(LE)_0$ = limite de escoamento obtido por extrapolação da curva a 0°C.

$(LR)_0$ = limite de resistência obtido por extrapolação da curva a 0°C.

K_E = inclinação da reta no gráfico $\overline{LE} \times T$.

K_R = inclinação da reta no gráfico $\overline{LR} \times T$.

T = temperatura em °C.

Tabela II

Parâmetros correspondentes às equações (1) e (2).

MATERIAL	K_E	K_R	$(\overline{LE})_0$	$(\overline{LR})_0$
	$\times 10^{-4}$	$\times 10^{-4}$	(kg/mm ²)	(kg/mm ²)
Alumínio 2S	27,5	26,7	19,21	20,16
Liga Al-U	50,03	50,03	793,4	888,5
Liga Al-U Recozida	25,18	26,92	27,23	35,06

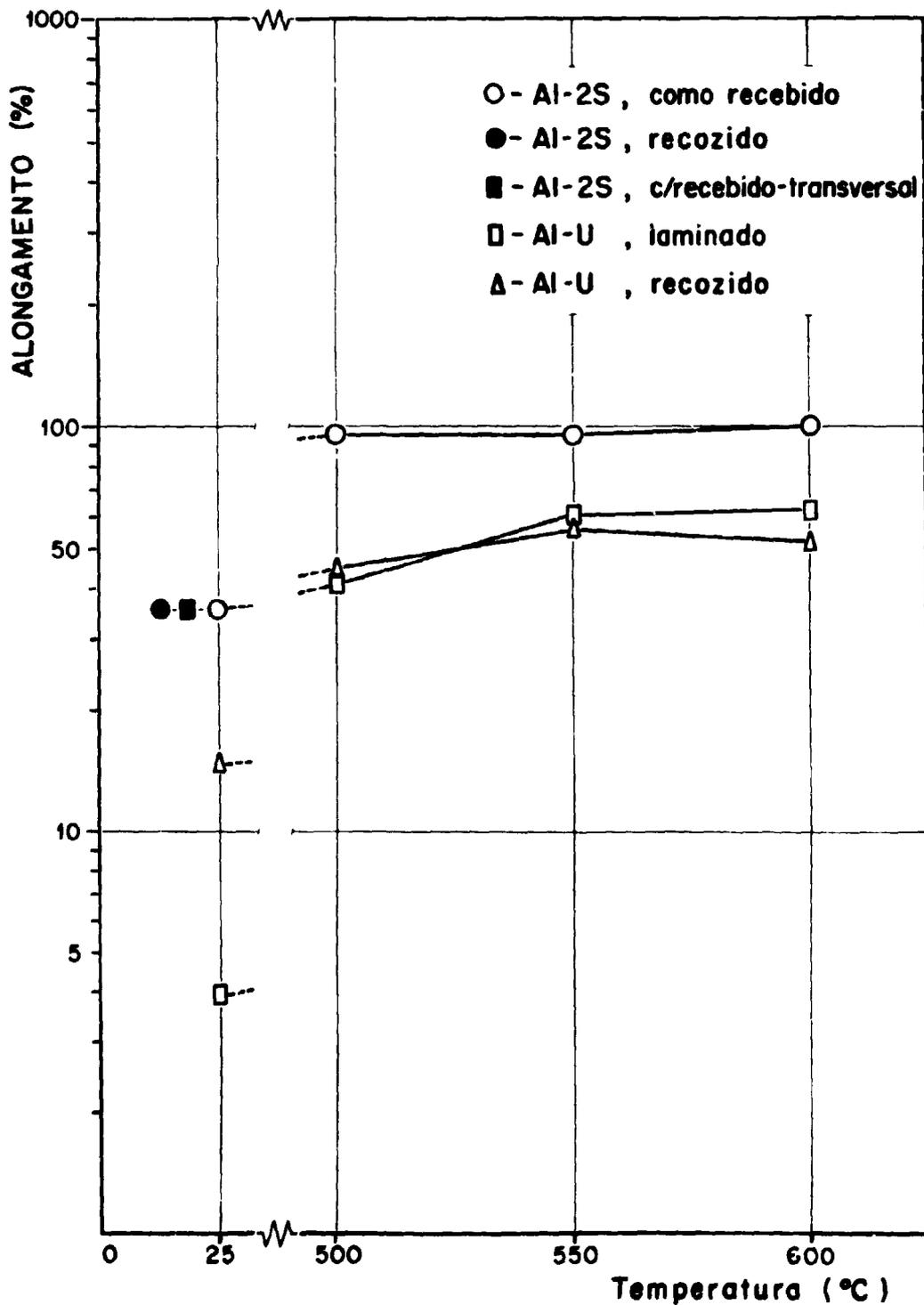


Figura 1

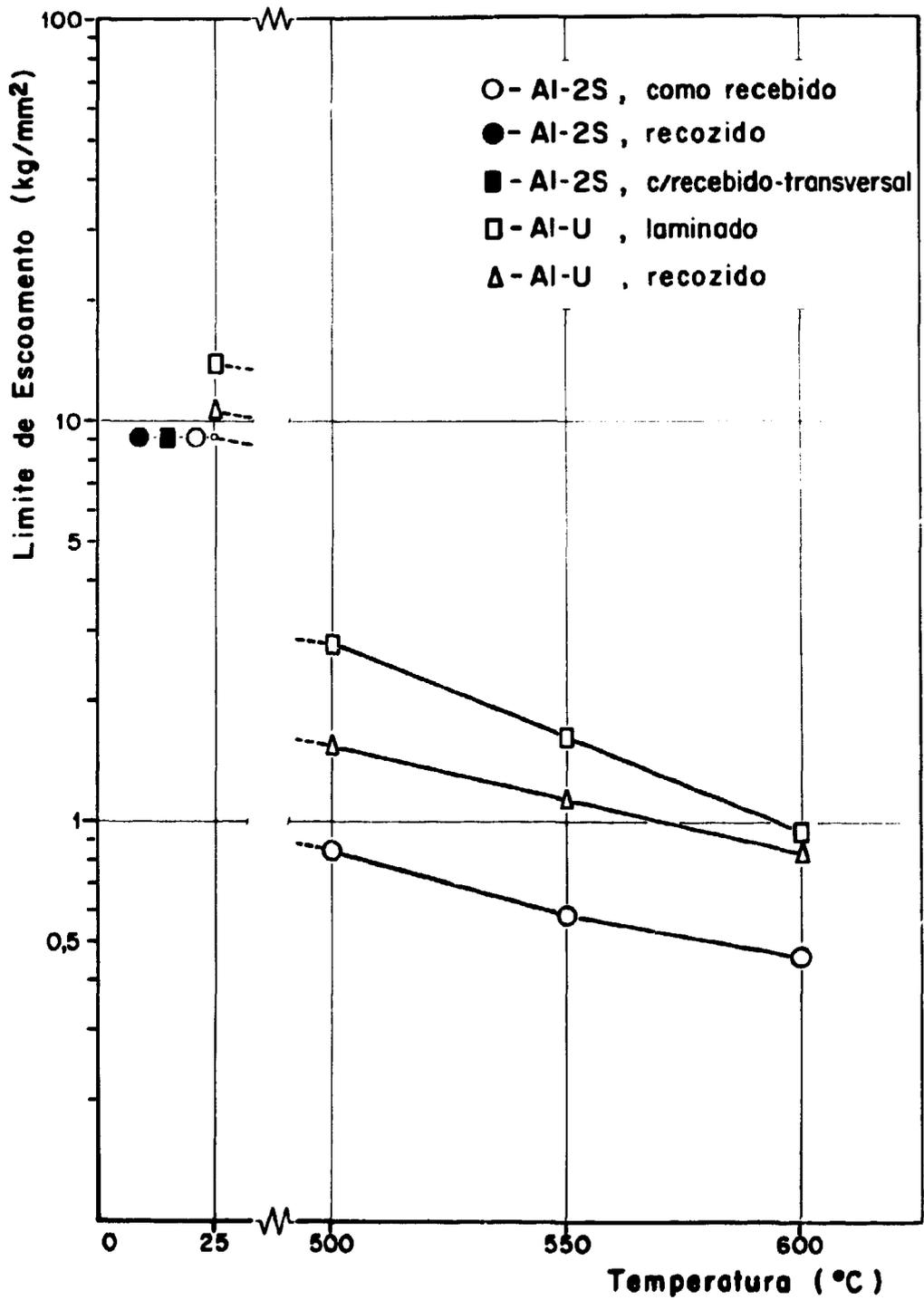


Figura 2

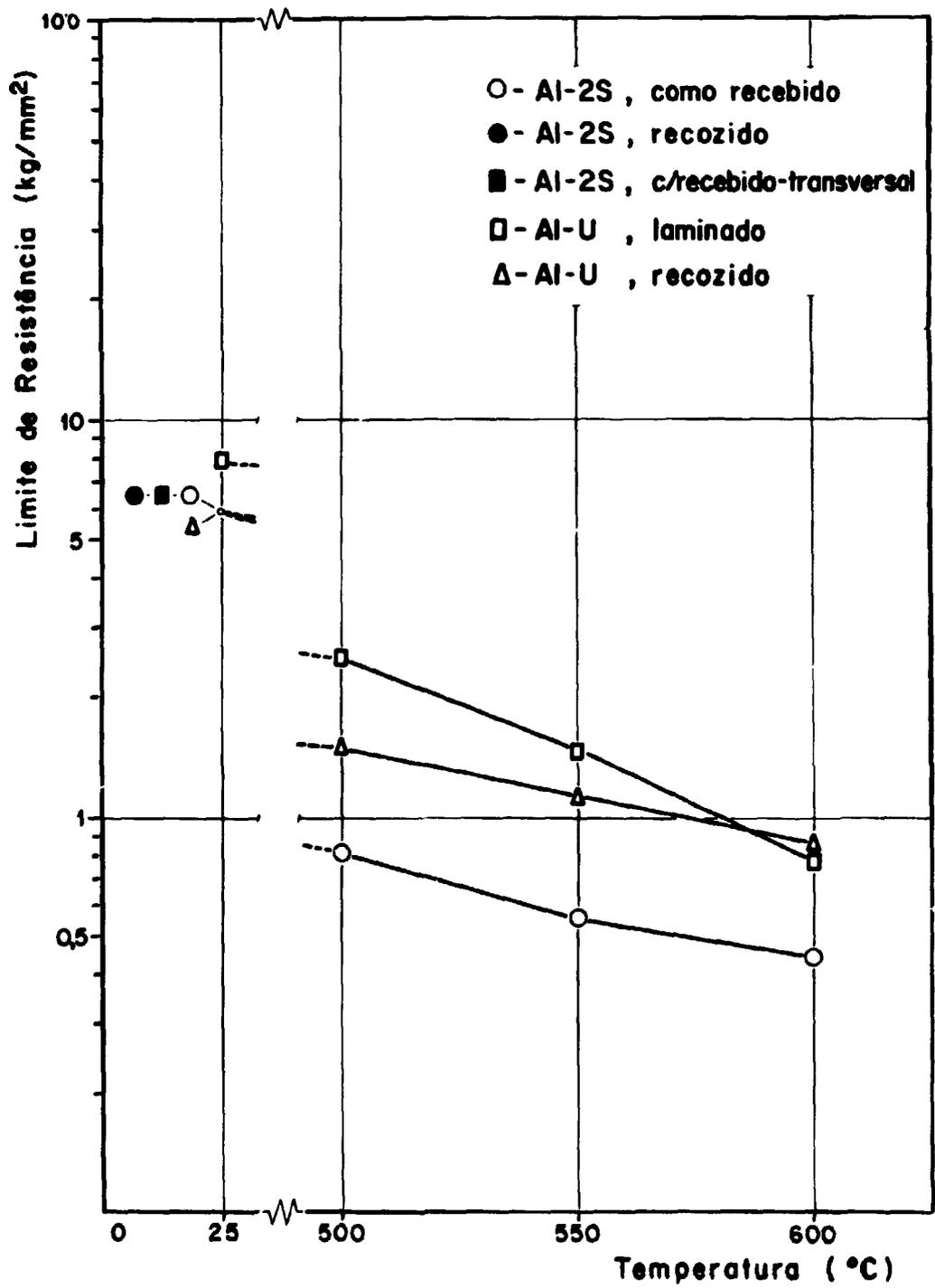


Figura 3

3.2 – Fratografias

As fratógrafias são apresentadas nas figuras de 4 a 16. A figura 4, mostra a fratura de um corpo de prova de Al-2S, como recebido, ensaiado a 25°C; note-se a forma elíptica da fratura. Esta forma, no entanto, não pertence apenas aos corpos de prova longitudinais à direção de laminação (como é o caso da figura 1), mas também aos corpos de prova transversais; as experiências mostraram que esta forma elíptica é comum a todas as amostras ensaiadas como recebidas, à temperatura ambiente. A figura 5 apresenta a fratura de uma liga Al-2S, recozida a $610 \pm 10^\circ\text{C}$ durante 2 horas e ensaiada a 25°C, 12 horas após o tratamento térmico. A fratura é normal do tipo "cup and cone". As faixas de deformação⁽⁶⁾, na direção do esforço uniaxial exercido no ensaio, aparecem em todas as amostras observadas. A figura 4 mostra estas faixas de deformação, a 90° de inclinação, na amostra de Al-2S recozido. A figura 7 mostra as crateras típicas de fratura dútil^(3,26) da amostra transversal citada. A figura 7 está inclinada cerca de 45° em relação ao feixe de elétrons. Pode-se observar a presença de duas fases nas crateras ("dimples"). A figura 8 mostra: a) as crateras formadas em uma amostra longitudinal quebrada à temperatura ambiente e b) as crateras formadas numa amostra recozida. A figura 9 apresenta uma fratura "em aresta" do mesmo material ensaiado a 600°C; note-se a presença das faixas de deformação.

A figura 10 mostra o aspecto de uma região bem próxima à anterior (perto da fratura), onde pode se observar o aparecimento de trincas transgranulares e intergranulares na superfície do pescoço da amostra (Al-2S) fraturada a 600°C.

A figura 11 mostra a fratura de um corpo de prova de Al-U recozido (31 horas a $610^\circ\text{C} \pm 10^\circ\text{C}$) e ensaiado a 600°C, com uma inclinação de 45° em relação ao feixe de elétrons, enquanto a figura 12 mostra uma cratera com uma fase primária no seu interior (de UAl_4), de um corpo de prova da mesma liga, recozido e ensaiado a 500°C. A figura 13 mostra a superfície da mesma liga, com o mesmo tratamento térmico, ensaiada à temperatura ambiente; pode-se observar o eutético arredondado.

A figura 14 mostra um eutético em forma de "escrita chinesa" na superfície de um corpo de prova de Al-U (18,4%), sem tratamento térmico, fraturada a 600°C, enquanto as figuras 15 e 16 mostram aspectos da fratura da mesma liga quando ensaiada a 25°C.

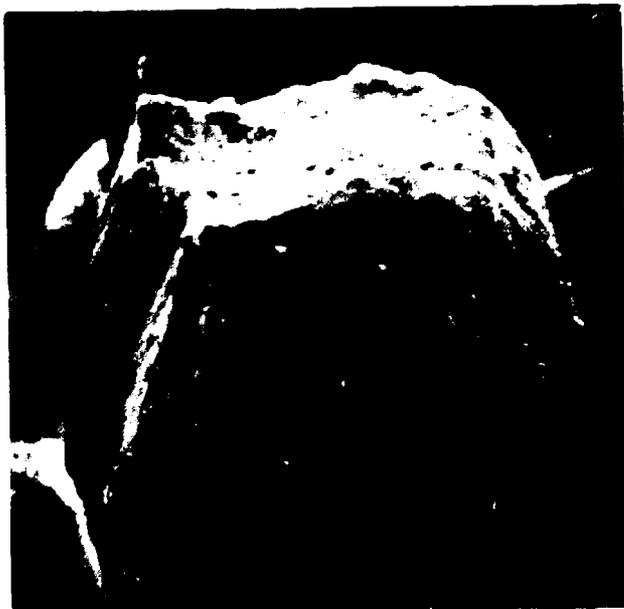


Figura 4 – Al-2S, como recebido, fraturado a 25°C, amostra longitudinal à direção de laminação. Aumento: 48 X. Inclinação em relação ao feixe eletrônico: 25°C.



Figura 5 – Al-2S, recozido, fraturado a 25° C. Aumento:100 X. Sem inclinação.



Figura 6 – Mesmo corpo de prova da figura 3. Aumento: 100 X. Inclinação: 90°.

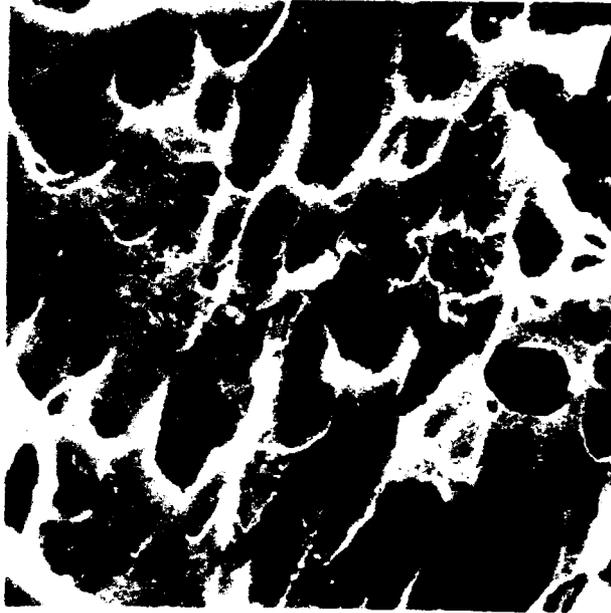


Figura 7 – Crateras típicas de fratura dútil da mesma amostra da figura anterior. Aumento: 2100 X. Inclinação: 45°.

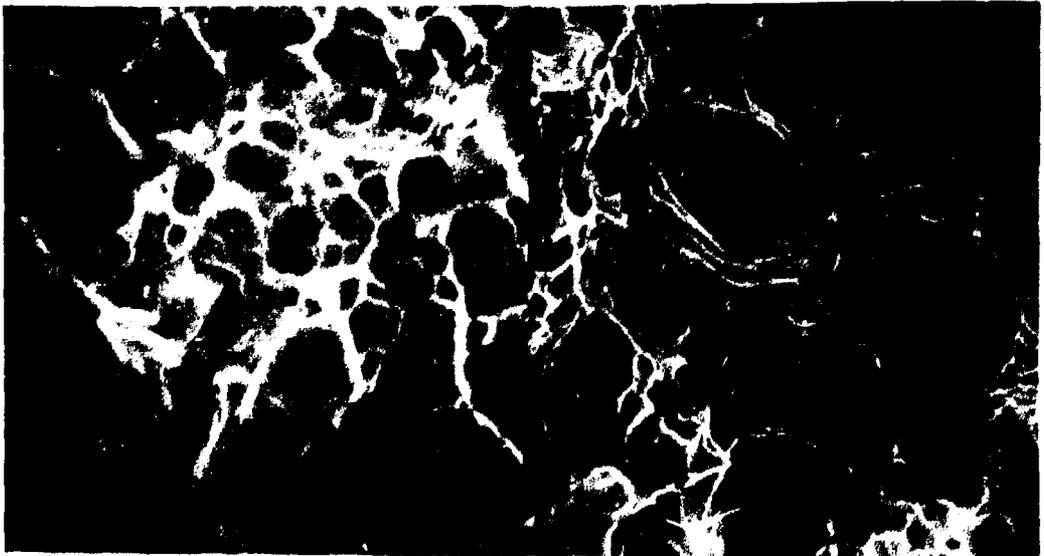


Figura 8 – a) Crateras típicas de fratura dútil em uma amostra de Al-2S longitudinal à direção de laminação, fraturada a 25°C. Aumento: 1300 X. Inclinação: 0°.
b) Crateras na superfície de uma amostra de Al-2S recozida, fraturada a 25°C. Aumento: 4000 X. Inclinação: 0°.



Figura 9 – Al-2S ensaiado a 600°C. Fratura “em aresta” (chisel edge). Aumento: 50 X. Inclinação: 0°.



Figura 10 – Al-2S, ensaiado a 600°C. Região próxima à fratura. Notam-se trincas intergranulares e transgranulares. Aumento: 4000 X Inclinação: 90°.



Figura 11 – Aspectos da fratura da liga Al-U recozida, ensaiada a 500°C. No centro da fotografia pode-se observar as plaquetas do proeutético UAl_4 . Aumento: 400 X. Inclinação: 45°.



Figura 12 – Mesma amostra, mostrando uma fase primária (UAl_4) no interior de uma cratera. Aumento: 900 X. Inclinação: 0°.



Figura 13 – Al-U recozido, fraturado a 25°C, mostrando crateras com o proeutético arredondado ("rod like") Aumento: 5000 X Inclinação: 0°.



Figura 14 – Al-U, sem tratamento térmico. Ensaio a 600°C. A fotografia mostra um eutético em forma de escrita chinesa Aumento: 5000 X. Inclinação: 0°.

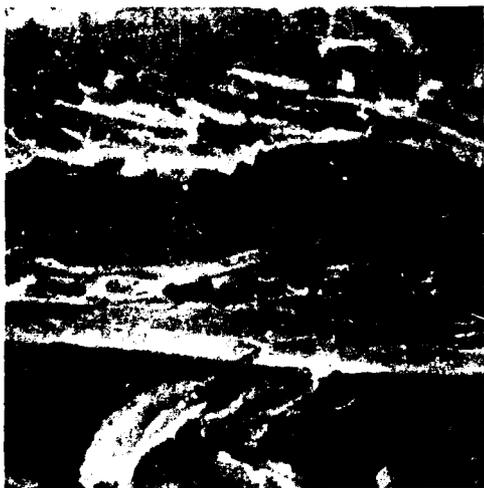


Figura 15 – Al-U, sem tratamento térmico, fraturada a 25°C., mostrando plaquetas do eutético. Aumento: 2500 X. Inclinação: 45°.

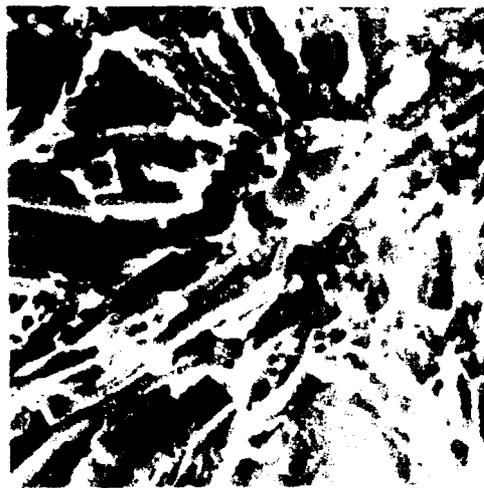


Figura 16 – Al-U, sem tratamento térmico, fraturada a 25°C mostrando plaquetas do eutético e fases primárias. Aumento: 500 X. Inclinação: 0°.

3.3 – Tamanho de Grão e Fração Volumétrica

O tamanho de grão da liga de alumínio comercialmente puro usado nos trabalhos foi determinado pelo conjunto Microvideomat para metalografia quantitativa, dando como resultado $22,5\mu \pm 1,6\mu$.

A fração volumétrica foi determinada pelo mesmo aparelho, dando como resultado $23,5\% \pm 2\%$. Neste valor estão computados tanto as fases primárias quanto o UAl_4 do eutético.

4 – DISCUSSÃO

As curvas carga x deformação apresentaram serrilhados a 500, 550 e 600°. Estes serrilhados para o Al-2S já havia sido estudado anteriormente⁽¹³⁾ e são comuns a praticamente todas as ligas de Al(14,18-18,26). As ligas de Al-(18,4%)U, como já citado, apresentaram este efeito a altas temperaturas, sendo que na liga recozida os serrilhados foram menos evidentes. No entanto, não houve a preocupação em discutir este comportamento, o qual será o objetivo de outro trabalho já em preparação, uma vez que o interesse primordial deste trabalho é determinar algumas propriedades mecânicas das ligas referidas a fim de resolver alguns problemas de laminação de placas de elementos combustíveis planos.

Os gráficos das figuras 2 e 3 e a tabela II indicam que a inclinação das retas que descrevem a variação dos limites de escoamento e de resistência com a temperatura (entre 500°C e 600°C) é a mesma

para o Al-2S e a liga de Al-U com recozimento. Para a liga de Al-U sem recozimento, entretanto, nota-se uma acentuada diferença nesta inclinação. Isto sugere que o K_E e o K_R que aparecem nas equações (1) e (2) estão relacionados com as tensões residuais provenientes da laminação e com a microestrutura; contudo, ainda não há dados experimentais suficientes para identificar o significado físico destas constantes.

Por outro lado, os valores do $(\overline{LE})_0$ e $(\overline{LR})_0$ indicam que as equações (1) e (2) não são válidas à temperatura ambiente. Estão programadas novas experiências com duas finalidades: a) estabelecer o significado físico das constantes K_E e K_R ; b) estabelecer o intervalo de temperatura em que se verificam as equações (1) e (2).

A tabela 1 e as figuras 2 e 3 mostram ainda que, a temperaturas inferiores a 600°C, existe uma maior diferença entre os LE da liga Al-U sem tratamento térmico e os LE da liga Al-2S, do que os LE daquela liga no estado recozido e esta. Contudo, a 600°C, os limites de escoamento das ligas de Al-U, com e sem recozimento, são praticamente iguais; isto indicaria um comportamento plástico igual das duas ligas. Entretanto, olhando-se a tabela 1, pode-se notar que: a) a 600°C, embora o LE (a 0,2%) seja 0,79 (kg/mm²), o limite de resistência é de 0,95 (kg/mm²), ou seja, cerca de 20% maior que o LE; b) os limites de escoamento e de resistência da liga de Al-U tratada termicamente são praticamente iguais, o mesmo acontecendo para a liga de Al-2S. Estes dados experimentais indicam que, a 600°C, apenas a liga de Al-U sem tratamento térmico sofre encruamento; desta maneira, durante a colaminação a quente, haverá uma tendência a uma diminuição de sua plasticidade, que será tanto maior quanto maior for a redução por passe. Estes fatos mostram que, para minimizar o efeito halteres, faz-se necessário o recozimento desta liga. Experiências descritas em outro trabalho⁽¹⁾ confirmam esta conclusão.

O grande desvio padrão encontrado nos alongamentos das ligas de Al-U com e sem tratamento térmico deve estar relacionado com os complexos mecanismos de deformação plástica envolvidos em ligas com 2 ou mais constituintes⁽¹²⁾.

Quanto às fractografias, vale ressaltar alguns aspectos da fratura do Al-2S. Em primeiro lugar nota-se o aparecimento de faixas de deformação^(6,15) em todos os corpos de prova ensaiados, paralelas à direção de tração. Em segundo lugar observa-se uma forma aproximadamente elíptica da fratura dos corpos de prova (longitudinais e transversais à direção de laminação) ensaiados a 25°C no estado em que foram recebidas; o aspecto da fratura, como se sabe, depende tanto do tratamento mecânico quanto dos tratamentos térmicos anteriores^(20,27). A liga recozida apresentou uma fratura tipo "cup and cone", como era de se esperar, indicando que a microestrutura de deformação oriunda de laminação é o fator determinante da forma elíptica observada.

CONCLUSÕES

1. A variação dos limites de escoamento e de resistência com a temperatura, entre 500°C e 600°C, pode ser descrita pelas equações (1) e (2), respectivamente, tanto para o alumínio comercialmente puro quanto para a liga Al-U (18,4%), com ou sem tratamento térmico de globulização.

2. Os resultados experimentais sugerem que as constantes K_E e K_R das equações (1) e (2), estão ligadas às tensões residuais e à microestrutura de deformação causadas pela laminação e ao tratamento térmico. São necessárias novas experiências para determinar o significado físico destas constantes.

3. A fim de minimizar o efeito halteres na colaminação de chapas para elementos combustíveis planos deve-se proceder a um recozimento da liga Al-U (18,4%).

4. A Liga de Al-U (18,4%), sem tratamento térmico, apresenta encruamento mesmo quando ensaiada a 600°C.

AGRADECIMENTOS

O autor agradece o apoio recebido pelo Prof. Tharcisio Damy de Souza Santos, Coordenador da Coordenadoria de Metalurgia Nuclear do Instituto de Energia Atômica; ao Dr. Rômulo Ribeiro Pieroni, Superintendente do mesmo, pela permissão de realizar este trabalho.

Agradecimentos são devidos ao Dr. Heliton Motta Haydt pela colaboração no projeto, ao Eng^o Erberto F. Gentile pelo estímulo e, especialmente ao colega e amigo Eng^o Francisco Ambrozio Filho, que muito me ajudou e colaborou intensamente para o desenvolvimento desta pesquisa.

Quero ainda agradecer aos Srs. Waldemar Corvello e Ronildo Menezes pela valiosa colaboração prestada, ao Sr. José Luiz Tenório de Oliveira pela confecção dos corpos de prova e ao Sr. Luiz Carlos Becker pelo auxílio prestado, à Srta. Ana Maria Contiero pelo serviço de datilografia, ao Sr. João Clemente Ferri pelos serviços prestados no microscópio Eletrônico de Varredura e à Sra. Luzinete, pelas medições realizadas no Microvideomat.

Finalmente, o autor fica agradecido ao Prof. Dr. Ivan Sandoval Falleiros e ao Dr. Hira Fotedar pela discussão e pelas sugestões apresentadas.

ABSTRACT

The mechanical properties of Al-U (18,4 wt %) alloy with and without heat treatment after were determined, and they were compared with the mechanical properties of aluminum alloy of commercial purity, Al-1100, at temperatures of 25, 500, 550 and 600°C.

It was observed that between 500 and 600°C, the changes of both the yield point stress and the ultimate tensile strength as a function of temperature may be described through two empirical relationships.

A fractography study was also made.

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

1. AMBROZIO FILHO, F.; QUADROS, N. F.; HAYDT, H. M. & SOUZA SANTOS, T. D. Estudo da fabricação de elementos combustíveis planos com núcleo de liga alumínio-urânio. [Trabalho apresentado ao 30º Congresso anual da Associação Brasileira de Metais, Rio de Janeiro, RJ, de 29 de junho a 4 de julho de 1975].
2. AMERICAN SOCIETY FOR METALS, Metals Park, Ohio. *Metals handbook, v. 1: properties and selection of metals*, ed. by T. LYMAN. 8.ed. Metals Park, Ohio, 1961.
3. _____, *Metals handbook, v.10: fractography and atlas of fractographs*, ed. by H. E. BOYER. 9.ed. Metals Park, Ohio, 1974.
4. CINTRA, S. H. L.; GENTILE, E. F.; HAYDT, H. M. & CAPOCCHI, J. D. T. Desenvolvimento de placas combustíveis contendo núcleo de ligas Al-20% U e Al-20% U-0,8%Si. *Metalurgia*, São Paulo, 24(131):781-7, 1968.
5. COTTRELL, A. H. *The mechanical properties of matter*. New York, Wiley, 1964.
6. EADY, J. A.; SMITH, I. O. & ADAM, C. M. The effect of grain structure on the tensile properties of cast aluminum. *J. Inst. Metals*, London, 101:153-80, 1973.
7. GENTILE, E. F. Metalografia de ligas alumínio-urânio. *Metalurgia*, São Paulo, 24(124):187-92, 1968.

8. HAYDT, H. M. & CINTRA, S. H. L. Nota preliminar sobre a fabricação de elementos combustíveis planos contendo núcleo de liga Al-U. *Metalurgia*, 23(120):955-60, 1967.
9. IERVOLINO, J. R. & CINTRA, S. H. L. Influência de ligas Al-Mg na obtenção de elementos combustíveis com núcleo de liga Al-U-Si. *Metalurgia*, São Paulo, 27(158):31-6, 1971.
10. INSTRON CORPORATION, Canton, Mass. *Instruction and maintenance manual for the high temperature tensile testing equipment*, 1.7-11-3. s.1., Jan. 1968, Fig.4.
11. JONCKHEERE, E.; DEFREYN, B.; VAN ASBROECK, P. H.; FLIPOT, J. & VAN GEEL, J. Gainage par coulée et fabrication de plaques triplex à base d'un alliage Al-U. In: INTERNATIONAL ATOMIC ENERGY AGENCY, Vienna. *Fuel element fabrication: proceedings . . . , Vienna, May 10-13, 1960*. London, Academic Press, 1961. v.1, p.343-71,
12. KROCK, R. H. & BROUTMAN, L. J. Principles of composites and composite reinforcement. In: BROUTMAN, L. J. & KROCK, R. H., eds. *Modern composite materials*. Reading, Mass., Addison-Wesley, 1967.
13. LUBAHN, J. D. Simultaneous aging and deformation in metals. *Trans. Am. Inst. Min. metall. Engrs*, New York, 185:702-8, 1949.
14. McCORMICK, P. G. The Porventin-Le Chatelier effect in an Al-Mg-Si alloy. *Acta metall.*, New York, 19:463-71, 1971.
15. McREYNOLDS, A. W. Plastic deformation waves in aluminum. *Trans. Am. Inst. Min. metall. Engrs*, New York, 185:32-45, 1949.
16. MORRIS, J. G. The annealing characteristics of a dynamically strain ageable aluminium alloy. *Mater. Sci. Engng*, Lausanne, 16:79-84, 1974.
17. _____. Dynamic strain aging in aluminum alloys. *Mater. Sci. Engng*, Lausanne, 13:101-8, 1974.
18. _____ & ROOPCHAND, B. J. The warm and hot working of dynamically strain ageable aluminium alloys. *Mater. Sci. Engng*, Lausanne, 17:77-80, 1975.
19. QUADROS, N. F.; AMBROZIO FILHO, F.; GENTILE, E. F. & FOGAÇA FILHO, N. Estudo das ligas Al-U. 1. Técnicas experimentais para microscopia eletrônica e ótica. [Trabalho apresentado ao 1º congresso brasileiro de engenharia e ciência dos materiais, Instituto Militar de Engenharia, de 7 a 11 de janeiro de 1974, Rio de Janeiro, RJ].
20. RIPLING, E. J. & SACHS, G. The effect of strain-temperature history on the flow and fracture characteristics of an annealed steel. *Trans. Am. Inst. Min. metall. Engrs*, New York, 185:78, 1949.
21. SOUZA SANTOS, T. D.; BIDWELL, R. M.; HAYDT, H. M. & FREITAS, C. T. Nota preliminar sobre propriedades e estruturas de dispersões U₃O₈-Al. *Bolm Ass. bras. Metais*, São Paulo, 20(84):567-76, 1964.
22. _____; HAYDT, H. M. & FREITAS, C. T. Development studies for Argonaut plates fabrication. In: INTERNATIONAL ATOMIC ENERGY AGENCY, Vienna. *Utilization of research reactors: proceedings of the study group meeting . . . in São Paulo, 4-8 November, 1963*. v.1, p.279-97.
23. _____; HAYDT, H. M. & FREITAS, C. T. Developments in fuel fabrication for research reactors in Brazil. In: UNITED NATIONS, New York. *Proceedings of the third international conference on*

the peaceful uses of atomic energy held in Geneva, 31 August - 9 September 1964, v.10: nuclear fuels. 1. Fabrication and reprocessing. New York, 1965. p.26-31.

24. _____; HAYDT, H. M.; FREITAS, C. T.; GENTILE, E. F. & CINTRA, S. H. L. Características de placas delgadas para elementos combustíveis contendo dispersões de U_3O_8 -Al. *Metallurgia*, São Paulo, 22(109):935-40, 1966.
25. THOMAS, A. T. The tensile deformation behavior of an aluminum-magnesium alloy. *Acta metall.*, New York, 14:1363-74, 1966.
26. THURBER, W. C. & BEAVER, R. J. Silicon-modified uranium-aluminum alloys for foreign reactor applications. *Spec. Rep. Ser. Am. Inst. Min. metall. Petrol. Engrs, Inst. Metals Div.*, New York, 5(7):57-62, 1958.
27. TIETZ, T. E.; ANDERSON, R. A. & DORN, J. E. Effect of prestaining temperatures on the recovery of cold worked aluminum. *Trans. Am. Inst. Min. metall. Engrs*, New York, 185:921-6, 1949.

