



ESTUDO DAS LIGAS ALUMÍNIO – URÂNIO

**PARTE I – TÉCNICAS EXPERIMENTAIS PARA MICROSCOPIAS
ELETRÔNICA E ÓTICA**

**Ney Freitas da Quadros Francisco Ambrózio Filho
Erberto Francisco Gentile e Nestor Fogaça Filho**

ESTUDO DAS LIGAS ALUMÍNIO – URÂNIO

**PARTE I – TÉCNICAS EXPERIMENTAIS PARA MICROSCOPIAS
ELETRÔNICA E ÓTICA**

Ney Freitas de Quadros Francisco Amurzio Filho
Erberto Francisco Gentile e Nestor Fogaça Filho

**COORDENADORIA DE METALURGIA NUCLEAR
(CMN)**

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

APROVADO PARA PUBLICAÇÃO EM ABRIL/1976

CONSELHO DELIBERATIVO

Eng^o Hécio Modesto da Costa
Eng^o Ivano Humbert Marchesi
Prof. Admar Cervellini
Prof. Sérgio Macarenhas de Oliveira
Dr. Klaus Reinach
Dr. Roberto D. Utra Vaz

SUPERINTENDENTE

Prof. Dr. Rômulo Ribeiro Pieroni

INSTITUTO DE ENERGIA ATÔMICA
Caixa Postal 11 049 (Pinheiros)
Cidade Universitária - Armando de Salles Oliveira
SÃO PAULO - BRASIL

ESTUDO DAS LIGAS ALUMÍNIO – URÂNIO

PARTE I – TÉCNICAS EXPERIMENTAIS PARA MICROSCOPIAS ELETRÔNICA E ÓTICA⁽¹⁾

Ney Freitas de Quadros⁽²⁾, Francisco Ambrozio Filho⁽²⁾
Erberto Francisco Gentile⁽³⁾ e Nestor Fogaça Filho⁽⁴⁾

RESUMO

São estudadas técnicas experimentais para microscopia ótica e eletrônica em ligas de alumínio-urânio (27% silício (3%) e alumínio-urânio (13%) com o fim de estudar a morfologia e a distribuição não só das fases como dos elementos presentes nas mesmas. A liga de composição eutética foi criada direcionalmente enquanto a outra sofreu uma laminação a quente para reduzir a espessura do lingote de 25,4 para 6 mm. Através de ataque seletivo de matriz conseguiram-se resultados bastante satisfatórios em microscopia eletrônica de varredura. Estudaram-se fraturas na liga hipereutética obtendo-se uma idéia real da morfologia da fase primária $U(AlSi)_3$ que aparece como grandes cubos com arestas da ordem de 60 microns. O eutético apresentou-se fibroso e cilíndrico na liga hipereutética e como plaquetas orientadas na liga eutética solidificada unidirecionalmente. As fibras da primeira apenas sofreram fratura quando se encontravam em posições sensivelmente perpendiculares à direção de laminação. Nas amostras submetidas ao ensaio de tração revelaram-se algumas regiões que constituem uma rede provavelmente de alumínio tendo sido feita uma hipótese para explicar o fenômeno.

Este artigo é a primeira parte de um trabalho a ser publicado brevemente sobre o comportamento de ligas de alumínio-urânio e de ligas de alumínio relacionado com problemas e fabricação de elementos combustíveis para reatores.

INTRODUÇÃO

A Coordenadoria de Metalurgia Nuclear do Instituto de Energia Atômica tem publicado inúmeros trabalhos^(9, 1) sobre ligas alumínio-urânio estudando desde tratamentos pirometalúrgicos de sistemas Al-U⁽⁹⁾ até o campo de microestruturas destas ligas. A última desta série de publicações⁽¹⁾ estuda pormenorizadamente a morfologia do eutético binário Al-U e de ligas com composições próximas à da eutética.

Estas ligas são usadas como núcleo de chapas que constituirão os elementos combustíveis planos para reatores de pesquisa (tipo para ensaio de materiais e produção de radioisótopos) como o do IEA.

(1) Trabalho apresentado ao 1º Congresso Brasileiro de Engenharia e Ciência dos Materiais. Realizado no Instituto Militar de Engenharia, Rio de Janeiro, GB, de 7 a 11 de janeiro de 1973.

(2) Engenheiro Metalurgista, Mestre em Engenharia Metalúrgica, membro da ABM, Coordenadoria de Metalurgia Nuclear, Instituto de Energia Atômica, SP.

(3) Engenheiro Metalurgista e Nuclear, Mestre em Engenharia Metalúrgica, Coordenador de Metalurgia Nuclear, Instituto de Energia Atômica, SP.

(4) Engenheiro Metalurgista, Coordenador de Metalurgia Nuclear, Instituto de Energia Atômica, SP.

Atualmente há necessidade imperiosa de se aumentar a potência do reator do IEA (IEAR-1) para 10 MW e para atender à demanda dessas placas a CMN intensificou suas pesquisas neste campo a fim de resolver alguns problemas de fabricação tendo em vista um controle de qualidade mais exigente.

As ligas de alumínio-urânio usadas em reatores do tipo IEAR-1 contêm de 20 a 25% de U enriquecido a aproximadamente 93% no isótopo U-235. Estas ligas apresentam uma quantidade razoável da fase primária UAl_4 a qual diminui bastante a ductilidade destes materiais^(7, 8, 10). Esta fase proeutética pode ser evitada pela supressão da reação peritética $L + UAl_3 \rightarrow UAl_4$ o que pode ser obtido através da adição de um terceiro elemento sendo que o Si aparece como o mais apropriado^(7, 8, 5, 10). Desta maneira obtém-se uma microestrutura cuja fase primária é agora o UAl_3 que apresenta algum Si formando um composto intermetálico $U(Al-Si)_3$ o qual parece ser menos danoso para as propriedades mecânicas dessas ligas⁽¹⁰⁾.

No estágio atual de desenvolvimento do trabalho é de fundamental importância o estabelecimento de técnicas para obtenção dessas ligas de maneira que o produto final possua uma distribuição bastante uniforme do elemento fissil e uma ductilidade compatível com o material de revestimento que protegerá o núcleo combustível. Para isto torna-se necessário desenvolver técnicas experimentais para o estudo da distribuição da morfologia e das fases presentes bem como da influência dessa microestrutura sobre as propriedades mecânicas. Cumpre observar também a necessidade de se estudar o efeito de alguns elementos da liga que inibem o aparecimento da fase primária UAl_4 e modificam as propriedades mecânicas das mesmas.

Este trabalho mostra as técnicas experimentais usadas para o estudo da morfologia e da distribuição das fases presentes e também alguns resultados experimentais que indicam as boas possibilidades destas técnicas.

2 - MATERIAIS E MÉTODOS

Usou-se uma liga fundida em forno de mufla a 800°C e refundida em forno de resistência a 950°C vazada em lingoteira de ferro fundido de forma prismática com espessura média de 25 mm a análise química realizada em 14 amostras acusou um teor médio de U de 27%.

O lingote foi laminado a uma temperatura de 550°C até uma espessura final de 8 mm, em um laminador de precisão Stannat Mann. A placa obtida foi dividida em quatro seções transversais à direção de laminação. De cada seção foram retirados 7 corpos de prova para ensaios de tração em uma máquina Instron. As amostras para a análise química foram retiradas de cada um dos corpos de prova de tração das duas seções superiores, com cuidados especiais. A figura 1 mostra a disposição dos corpos de prova e a nomenclatura usada. O eixo de tração e a direção de laminação são paralelos.

Os ensaios de tração foram realizados a uma velocidade de deformação de aproximadamente $2,5 \times 10^{-4}$ seg⁻¹ (nominal) com um deslocamento do cabeçote móvel de 0,05 cm/min as temperaturas de 450, 500 e 550°C. Esta faixa de temperaturas foi escolhida porque o interesse fundamental é estudar o comportamento plástico dessas ligas em torno da temperatura de colinação. Os resultados destes ensaios serão objeto de outro artigo dos mesmos autores a ser publicado brevemente.

Os corpos de prova para microscopias ótica e eletrônica foram preparados por lixamento em lixas de carbonato de silício de granas 180, 320, 400 e 600 e polidas mecanicamente com pastas de diamante de 6 a 1 micron. O polimento final foi feito eletroliticamente no aparelho Elypovista da Zeiss-Jena descrito anteriormente⁽⁶⁾, usando-se como eletrólito uma solução com a seguinte composição volumétrica:

- ácido perclórico 20%
- álcool etílico 70%
- etileno glicol 10%

Os corpos de prova foram examinados por microscopia ótica como um controle para observação do mesmo na micro sonda Cambridge de semi-focalização acoplada a um Microscópio Eletrônico de Varredura Cambridge-S4, para a realização da análise qualitativa dos elementos U, Al e Si, tendo em vista a distribuição de suas concentrações. No caso de microscopia eletrônica de varredura procurou-se obter ataque diferencial e profundo. Após experimentar-se uma grande série de reagentes optou-se por uma solução diluída de soda cáustica usada a temperatura de ebulição seguida por uma neutralização com ácido nítrico diluído a temperatura ambiente. Os tempos de ataque variaram de 5 a 30 seg., usando-se a técnica de ataques sucessivos.

O procedimento empregado permitiu o ataque seletivo da fase α , que é praticamente alumínio puro que constitui a matriz.

Para o estudo de difração de raios X com a micro sonda usou-se os cristais KAP (linha $M-\alpha-1$) para o urânio e o cristal PET (linha $K-\alpha-1$) para o alumínio e o silício.

3 - RESULTADOS EXPERIMENTAIS

3.1 - Microscopia Ótica

As figuras 2 e 3 mostram as microestruturas das seções transversais e longitudinais da liga em estudo. Na figura 2 é apresentada a microestrutura representativa da região S4S, conforme nomenclatura adotada na figura 1 enquanto na figura 3 é mostrada a microestrutura da região S3I. Apesar dos aumentos usados serem diferentes pode-se afirmar que a região superior (S4S) e a região inferior (S3I) apresentam microestruturas semelhantes.

3.2 - Análise Qualitativa por Micro-Sonda

As figuras 5, 6 e 7 apresentam a distribuição dos elementos que constituem a liga em observação. A figura 4 é uma micrografia tirada na micro sonda com um feixe de elétrons incidente normal (ou seja sem usar os raios X). O corpo de prova foi retirado de uma zona central da parte superior da placa laminada (S4S) de acordo com a figura 1. A micrografia aparece um pouco fora de foco porque a micro sonda utilizada é de semi-focalização⁽³⁾. A fase primária, que ocupa a maior parte da área fotografada é o $U(Al, Si)_3$, uma vez que o Si presente (cerca de 3%), inibe a reação peritética, impedindo a transformação do UAl_3 em UAl_4 ⁽⁴⁾. No lado esquerdo das figuras 4, 5, 6 e 7, pode-se observar as fibras do eutético as quais emergem na matriz de alumínio sendo que a fase eutética rica em urânio deve ser o UAl_3 ⁽⁵⁾, o que será confirmado por análise semi-quantitativa na micro sonda. A distribuição do U, do Al e do Si são mostradas nas figuras 5, 6 e 7, respectivamente. A figura 7 mostra a distribuição do Si podendo-se notar que este elemento está distribuído tanto na fase primária quanto na matriz. Estas micrografias mostram a distribuição dos elementos em uma seção transversal.

As figuras 8 e 9 apresentam a distribuição do U e do Si respectivamente na mesma região anterior porém com menor aumento, para que se tenha uma idéia mais geral da mesma.

A figura 10 é uma micrografia normal tirada na micro sonda de uma amostra longitudinal (mesma região anterior) e a figura 11 mostra a distribuição do U, o Al e o Si possuem uma distribuição equivalente às já apresentadas.

3.3 - Microscopia Eletrônica de Varredura

3.3.1 - Micrografias

A figura 12 mostra uma fotomontagem da amostra S3IL (pela figura 1, trata-se de um corpo de prova retirado da terceira posição a partir da esquerda, da parte inferior da amostra de tração longitudinalmente) atacada durante 15 segundos com soda cáustica diluída a temperatura de ebulição e neutralizada com ácido nítrico diluído durante 20 segundos a temperatura ambiente. Quatro áreas se apresentam como fundamentais: a primeira é o quadrante que contém a fase primária a qual aparece como

um retângulo (110 X 80 micra) e está situada na parte inferior direita da fotomontagem, e que foi tomada como referência, a segunda é o quadrante a esquerda do referencial que contém uma colônia eutética em forma de pluma e qual em sua maior dimensão, mede aproximadamente 220 micra, a terceira área está situada acima do referencial do lado direito apresentando uma série de troncos de pirâmide, a quarta, finalmente é o quadrante em diagonal com o primeiro, mostrando uma fileira de cristais primários que se inicia em uma "cruz de malta" e termina mais ou menos na parte central da área em foco. A fotomontagem mostra a orientação preferencial das fibras eutéticas na direção de laminação. Os aspectos morfológicos que aparecem são essencialmente característicos de todas as amostras examinadas.

A figura 13 mostra a fase primária tomada como referencial a uma inclinação de 26°C em relação à figura 12 com maior aumento.

Nota-se que após esta inclinação a fase primária aparece perfeitamente quadrada com arestas de cerca de 112 micra.

A figura 14 mostra outra fase primária escolhida arbitrariamente em outra região da amostra. As figuras 15 e 16 mostram alguns detalhes da figura 14. A fase primária, que aparece quebrada está na figura 15. A figura 16 mostra a colônia eutética fraturada que aparece no canto direito inferior da figura 14. As fibras desta colônia sofrem uma variação de orientação de cerca de 180°. Note-se que elas aparecem quebradas em toda a colônia e não apenas nas regiões onde a orientação das fibras é sensivelmente perpendicular à direção de laminação.

O segundo ataque diferencial consistiu em submeter a amostra a um banho de soda cáustica diluída à temperatura de ebulição durante 5 segundos, atacando a depois com ácido nítrico diluído a temperatura ambiente durante 10 segundos. As diferenças entre as micrografias praticamente não existem havendo apenas um pouco mais de nitidez. A figura 17 mostra o quadrante que contém o referencial. A figura 18 apresenta um par estereoscópico da colônia eutética que aparece no segundo quadrante da figura 12 as fibras têm um comprimento médio de cerca de 36 micra. A figura 19 é outro par estereoscópico da cruz de malta que aparece na figura 12 as diagonais da cruz medem cerca de 75 micra e as arestas do quadrado envolvente cerca de 50 micra à direita da cruz de malta acima, aparece outra fase primária (parcialmente) que é o início da grande fileira de cristais primários descrita na figura 12.

As figuras 20, 21 e 22 mostram alguns aspectos morfológicos após o terceiro ataque que foi exatamente igual ao segundo. A figura 20 é uma fotomontagem da mesma área inferior da figura 12. A figura 21 apresenta uma fase primária em forma de cubo enquanto a figura 22 apresenta uma fase primária icomorfa.

As figuras 23 e 24 apresentam o resultado do 4º ataque que foi efetuado mais profundamente. O material foi atacado em soda cáustica diluída durante 30 segundos à temperatura de ebulição e em ácido nítrico diluído durante o mesmo tempo a temperatura ambiente. As fases primárias estão bastante evidenciadas. A figura 24 mostra um par estereoscópico do quadrante superior direito da figura 12.

As figuras 25 e 26 apresentam um eutético crescido unidirecionalmente após ataque em soda cáustica à temperatura de ebulição durante 40 segundos e em ácido nítrico diluído a temperatura ambiente durante 20 segundos, sendo mostradas as seções transversal e longitudinal. A figura 27 mostra um par estereoscópico de uma seção longitudinal.

3.3.2 — Fratografias

A figura 29 mostra fratógrafias típicas dos corpos de prova ensaiados em tração a 500°C. As fraturas se apresentam dúteis e a figura 28 (a) apresenta algumas onde houve, provavelmente,

escorregamento dos contornos de grão entre a matriz e as fases primárias. As crateras que aparecem na figura 28 (b) são típicas de fraturas dúcteis a altas temperaturas. As figuras 28 (c) e (d) mostram aspectos da região que sofreu fratura apenas no último estágio do ensaio de tração o que será explicado depois com base na figura 30.

A figura 29 apresenta fotografias da mesma amostra após ataque de 30 segundos em soda cáustica à temperatura de ebulição e em ácido nítrico à temperatura ambiente durante 20 segundos mostrando cubos com arestas que variam de cerca de 100 a 40 micra.

4 – DISCUSSÃO

A microscopia ótica comprovou, fundamentalmente, os tipos de microestruturas obtidas por resfriamento rápido em lingoteiras de ferro fundido^(6 1). As diferenças entre as seções transversais e longitudinais são devidas à laminação a quente como pode ser observado nas figuras 2 e 3. A distribuição das fases primárias, no entanto, apresenta-se aleatória embora uma certa distribuição preferencial possa ser observada^(6 2) (fileiras de cristais primários) o que pode ser indicativo de alguma segregação. Nas figuras 2 (a) e (b) as fases primárias apresentam-se abauladas o que está de acordo com observações anteriores^(6 2) a explicação para este arredondamento das bordas está no polimento mecânico das amostras antes do polimento eletrolítico. As colônias eutéticas aparecem orientadas preferencialmente na direção de laminação como pode ser constatado nas figuras 2 (b) e 3 (b).

A análise qualitativa por micro-sonda mostrou uma maior concentração de urânio nos cristais primários do que nas células eutéticas, o que era de se esperar pois a concentração de urânio é maior na fase primária do que no UAl_4 do eutético⁽⁶⁾. Trabalhos anteriores^(6 6 2) mostraram que a adição de Si inibe a transformação peritética do UAl_3 para o UAl_4 que ocorre a $750^\circ C$ além disso devido ao isomorfismo do UAl_3 e do USi_3 a adição do Si forma um composto intermetálico o $U(AlSi)_3$ que tem uma estrutura ordenada do tipo $AuCu_3$. A figura 7 mostra a distribuição do Si que embora mais concentrado nos cristais primários também aparece distribuído na matriz ao contrário do que se afirmava anteriormente⁽⁶⁾. Isto era de se esperar pois, embora a solubilidade do Si no Al seja praticamente nula à temperatura ambiente aumenta razoavelmente a altas temperaturas, podendo por esta razão ficar retido na matriz através de um resfriamento rápido como o obtido em coquilhas de ferro fundido. As observações mostradas nas figuras anteriores foram realizadas em amostras retiradas de uma seção transversal. A figura 9 mostra a distribuição do Si tanto na fase primária quanto na matriz. A figura 10 mostra a distribuição das fases primárias em uma seção longitudinal, confirmando os resultados obtidos por micrografia ótica a figura 11 mostra a distribuição do urânio na mesma região.

As micrografias obtidas no Microscópio Eletrônico de Varredura indicam, em primeiro lugar, a efetividade do ataque usado para as ligas de alumínio-urânio e em segundo a morfologia das fases primárias e das colônias eutéticas (figura 12 à figura 28) que eram os objetivos desta primeira parte do trabalho.

A efetividade do ataque diferencial para as ligas Al-U (27%)—Si (3%) pode ser comprovada pela comparação da figura 12 com as figuras 23 e 24, enquanto para uma liga eutética sem Si pelas figuras 25, 26 e 27. Além disso este ataque revelou-se muito útil no estudo das fotografias como pode ser observado na figura 28.

As fases primárias aparecem em forma de cubos os quais nas condições de solidificação utilizadas apresentam um comprimento médio de arestas em torno de 80 micra. Estas fases apresentam-se quebradas imperfeitas o que pode ser atribuído à alta velocidade de solidificação usada que deve ter impedido o crescimento completo dos cristais. A figura 13 apresenta a fase primária tomada como referencial esta aparece como a face de um cubo de cerca de 112 micra de aresta após ter sido convenientemente inclinada no microscópio. As fotografias da figura 30 mostram perfeitamente a morfologia cúbica destas fases a figura 30 (d) mostra o início de uma fileira de cristais cúbicos com crescimento incompleto.

Ao que tudo indica os cristais primários não sofreram deformação durante a laminação a quente o que será comprovado posteriormente

O eutético em geral apresenta-se orientado na direção de laminação mostrando ser constituído por fibras cilíndricas. Pela comparação entre as figuras 18 e 27 que mostram pares estereoscópicos pode-se observar que houve uma modificação na morfologia do eutético. Esta modificação pode ter sido causada tanto pela velocidade de solidificação quanto pela adição de silício na liga.

As figuras 12, 18, 23 e 24 assim como as figuras 25, 26 e 27 parecem indicar que as colônias eutéticas estão interligadas.

A figura 16 mostra uma colônia constituída por fibras que sofreram fratura durante o processo de laminação; estas devem ter sido causadas pela maior tensão resultante da orientação das fibras em relação à direção de laminação. Nas extremidades inferior e superior da colônia eutética pode-se notar que esta orientação é sensivelmente perpendicular à direção de laminação. Esta por sua vez corresponde à direção vertical no plano do papel. Este acúmulo de tensões causa a fratura de toda a colônia e não apenas nas regiões onde as fibras são normais àquela direção.

As fractografias mostram que a fratura é essencialmente dútil o que pode ser comprovado pela existência de crateras (dimples) na figura 28 (b).

As figuras 28 (a) e (d) sugerem a existência de escorregamento nos contornos da grão entre a fase primária indeformável e a matriz de alumínio.

A figura 28 (c) apresenta uma rede que aparece na fase matriz e que deve ter sido formada nos últimos estágios da fratura na região (b) ou (c) da curva tensão-deformação a quente destas ligas e que está apresentada na figura 30. Após certa deformação as regiões da amostra não interligadas pelo eutético fibroso sofrem a fratura; o corpo de prova continua interligado por regiões que contêm o eutético fibroso. Continuando a deformação outras regiões sofrerão fratura; o processo continuará até que se atinja um valor limite para o qual a separação das partes inferior e superior do corpo de prova ocorrerá. As fibras da colônia eutética são constituídas por alumínio alfa e por UAl_4 . As fibras de UAl_4 tem uma resistência mecânica muito maior do que as de alumínio e por esta razão não sofrerão fratura no mesmo nível de tensões suficientes para fraturar as segundas, sendo, pois simplesmente arrancadas da matriz deixando atrás de si a rede de alumínio. Uma evidência do mecanismo pode ser vista na parte central da figura 28 (c) onde se observa uma fibra não arrancada e que parece ter sofrido fratura. Uma das exigências do mecanismo é que o eutético seja interligado o que parece bastante provável. As redes devem ser formadas por Al e uma prova está no fato de que atacando a superfície da fratura como anteriormente estas desaparecem.

6 – CONCLUSÕES

1) O abaulamento que aparece nas bordas das fases primárias é causado pelo polimento mecânico anterior ao polimento eletrolítico.

2) As colônias eutéticas aparecem orientadas preferencialmente na direção de laminação.

3) O silício se distribui tanto nas fases primárias quanto na matriz (e nas colônias eutéticas).

4) A distribuição das fases primárias é aleatória podendo haver regiões em que possivelmente devido à segregação existem fileiras interligadas dos cristais primários.

5) O ataque diferencial usado mostrou-se altamente efetivo para ligas de 13% U (liga eutética) e de 27% U tanto para a micrografia eletrônica quanto para a fractografia.

6) As fases primárias apresentam uma morfologia essencialmente cubica e nas condições de solidificação estudada apresentaram-se com uma aresta média em torno de 90 micra

7) As fibras do eutético na liga eutética apresentam-se em forma de plaquetas e na liga Al U (27%) Si (3%) em forma de cilindros

8) A modificação das fibras eutéticas de plaquetas para cilindros pode ser atribuída ou à velocidade de solidificação ou a adição do silício

9) Os pares estereoscópicos e algumas microfotografias sugerem que o eutético é interligado

10) A fratura das ligas Al U (27%) Si (3%) é essencialmente dútil o que está mostrado pelo escorregamento de contornos de grãos e pela formação de crateras nas fractografias

11) As fases primárias não se deformam no ensaio de tração a altas temperaturas

12) O aparecimento de uma rede de alumínio foi explicado em termos de um processo de fraturas parciais durante a deformação sugerindo-se um mecanismo cuja exigência fundamental é que as fibras eutéticas sejam interligadas

ABSTRACT

Experimental techniques on electron and optical microscopy were conducted on Al (27%) U (3%) Si and Al (13%) U (weight percent) to study the phases morphology and the elements distribution. The eutetic alloy was directionally growth and the other was rolled from a initial thickness of 25.4 mm to a final thickness of 6 mm.

A selective attack was got to remove the Al from the alloy. A fractographic study was also made revealing the morphology of the U (Al Si)₃ primary phase. The proeutetic phase UAl₄ was fiber like on the eutetic alloy and rod like on the hypereutetic alloy. On the eutetic directionally growth alloy the proeutetic phase was plate like.

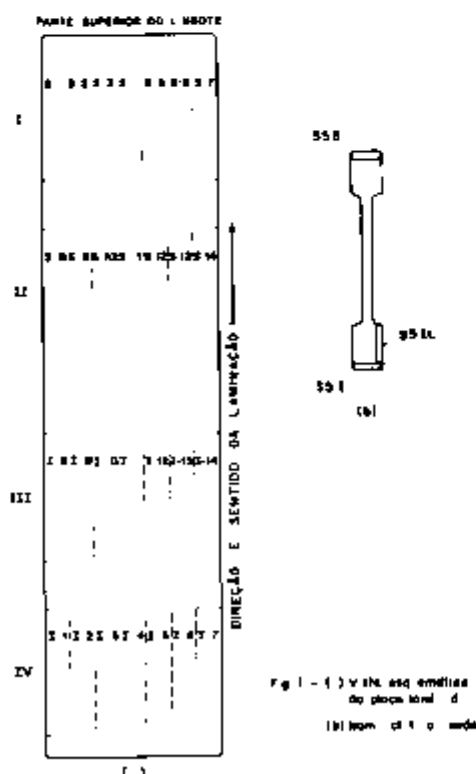


Figura 1 — (a) Vista esquemática da placa laminada (b) Nomenclatura usada

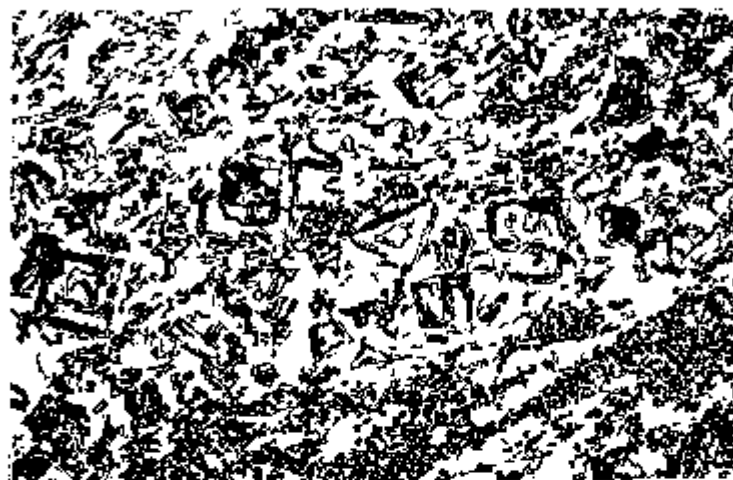


Figura 2 – (a) Amostra S4S transversal Aumento 100 X Ampliação 2 X



Figura 2 – (b) Mesma amostra longitudinal Aumento 100 X Ampliação 2 X



Figura 3 – (a) Amostra S31 transversal Aumento 200 X Ampliação 2 X



Figura 3 – (b) Mesma amostra longitudinal Aumento 200 X Ampliação 2 X



Figura 4 — Região escolhida para a análise por micro sonda Micrografia normal Aumento 1000 X



Figura 5 — Distribuição do urânio Aumento 1000 X



Figura 6 – Distribuição do alumínio Aumento 1000 X



Figura 7 – Distribuição do silício Aumento 1000 X

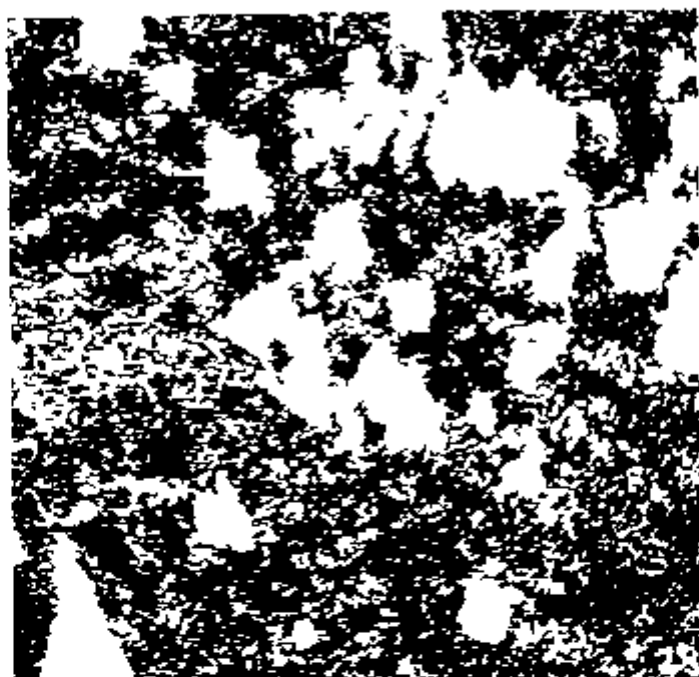


Figura 8 — Distribuição do urânio mesma região anterior Aumento 200 X

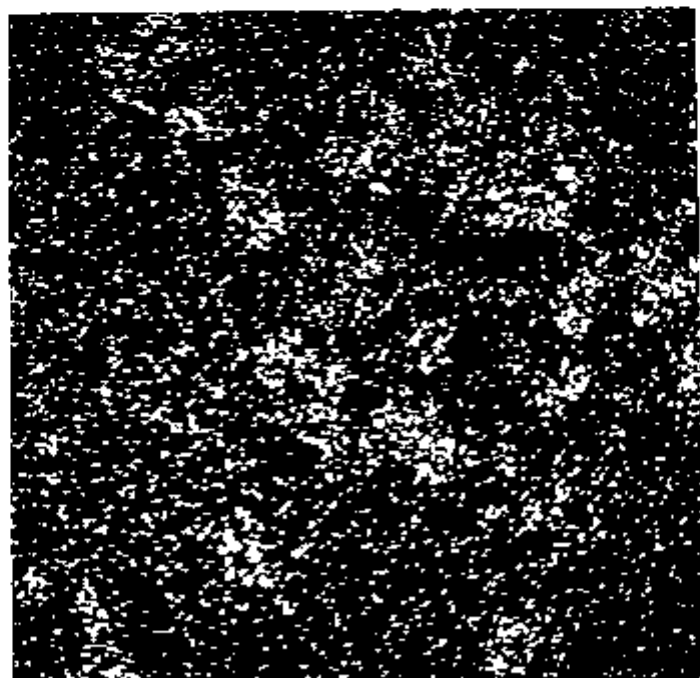


Figura 9 — Distribuição do silício mesma região anterior Aumento 200 X



Figura 10 — Micrografia normal, outra região. Aumento 200 X

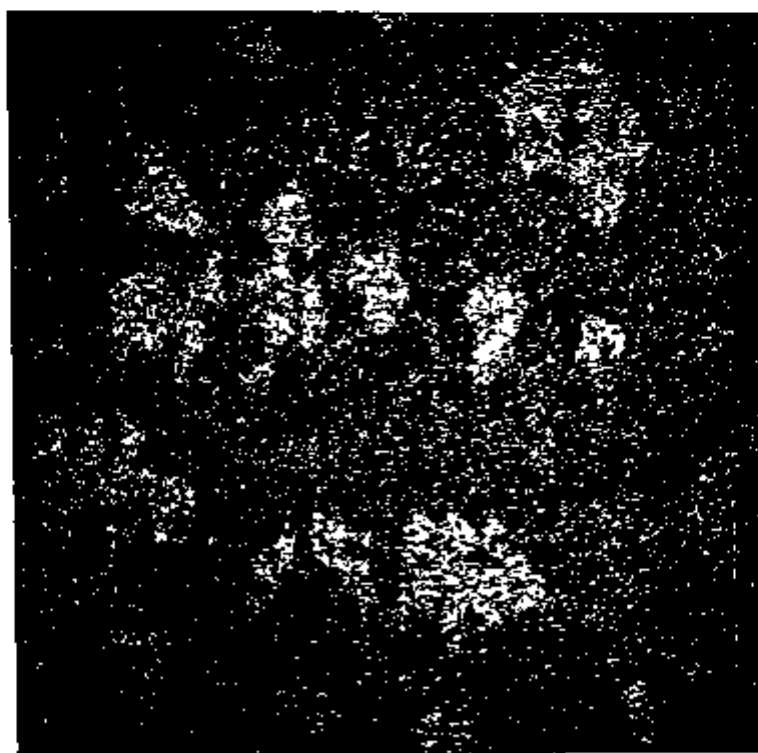


Figura 11 — Distribuição do urânio, mesma região da figura 10. Aumento 200 X



Figura 12 — Fotomontagem de uma região da amostra longitudinal S31L, dividida em quatro áreas de estudo. Tomou-se como referência a fase primária que aparece no quadrante inferior direito que aparece como um retângulo com dimensões de 110 X 80 micra aproximadamente. Aumento 200 X.



Figura 13 — Fase primária tomada como referência observada a uma inclinação de 26° Aumento 500 X

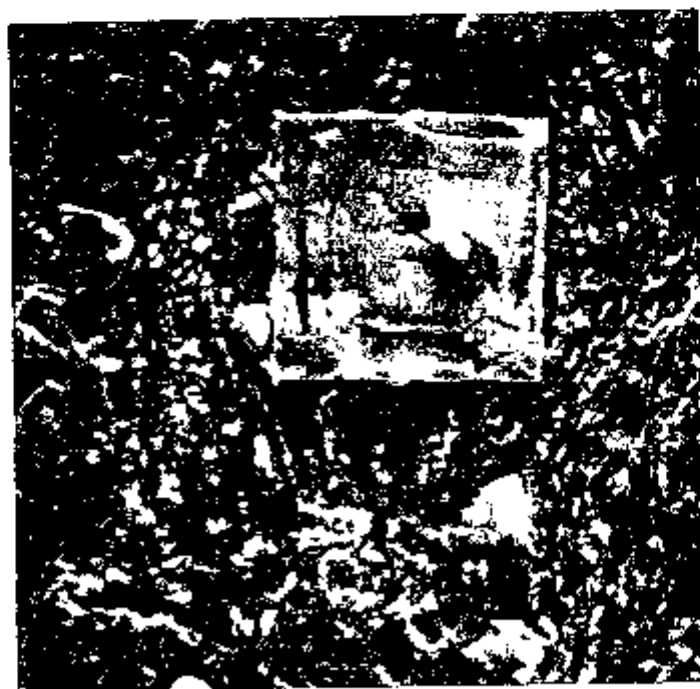


Figura 14 — Outra fase primária escolhida arbitrariamente mostrando uma colônia eutética fraturada no canto direito inferior. Aumento 200 X



Figura 16 – Fase primária da figura 14 com maior aumento Aumento 500 X



Figura 16 – Colonia eutética fraturada que aparece na figura 14 no canto inferior direito Aumento 1000 X



Figura 17 – Quadrante da figura 12 que contém a fase primária de referência após segundo ataque diferencial. Aumento 200 X



Figura 18 — Par estereoscópico da colônia eutética em forma de pluma. Ângulo de inclinação 7° . Aumento 1000 X. A direção de laminação é vertical.

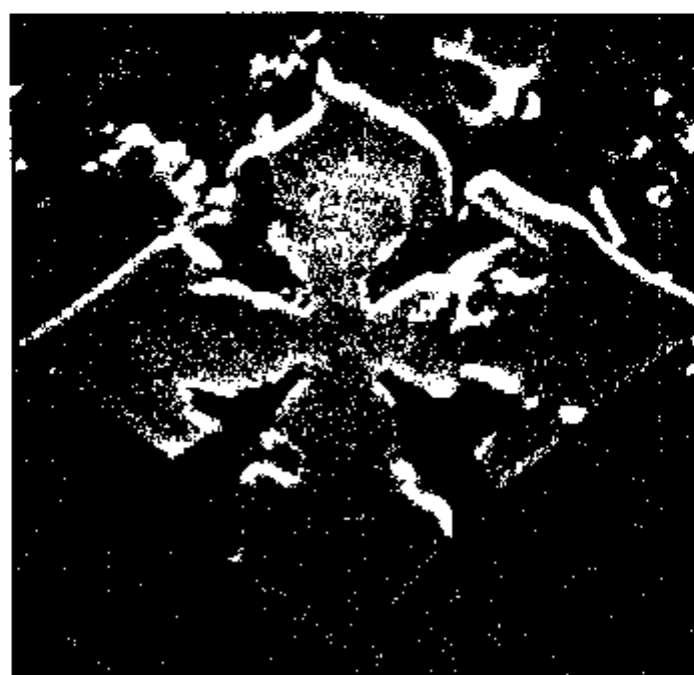
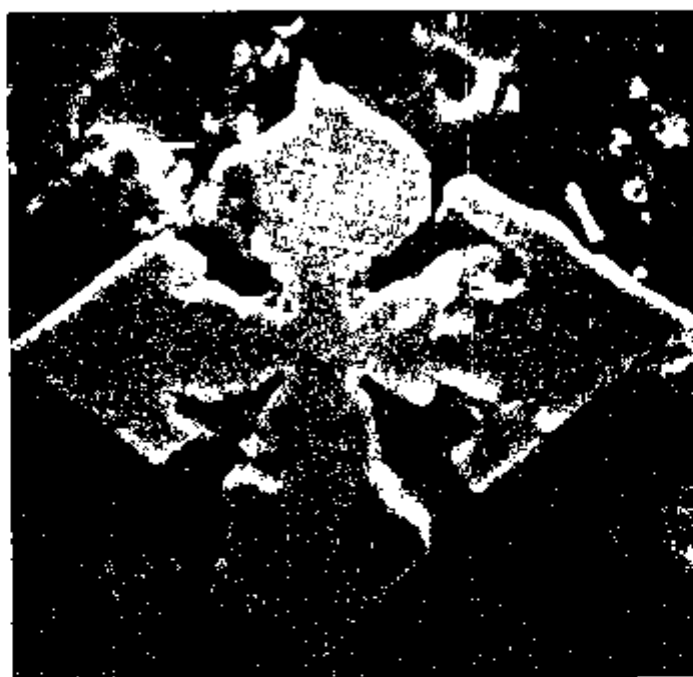


Figura 19 – Par estereoscópico de uma fase primária em forma de cruz de malta. Note-se as pequenas crateras de cerca de 9 micra de diâmetro. Ângulo de inclinação 8° . Aumento 1000 X.



Figura 20 — Fotomontagem da área inferior da figura 12 após 3^o ataque diferencial. Aumento 200 X

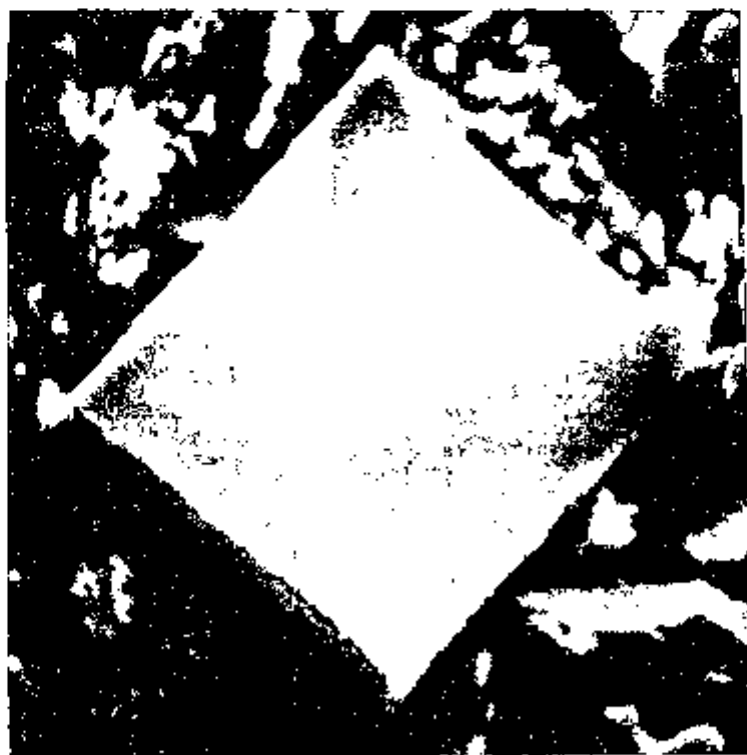


Figura 21 — Micrografia de uma fase primária que parece ter crescido sem defeitos após 3^o ataque
Aumento 1000 X.



Figura 22 — Outra fase primária que teve seu crescimento interrompido imperfeito após 3º ataque
Aumento 1000 X



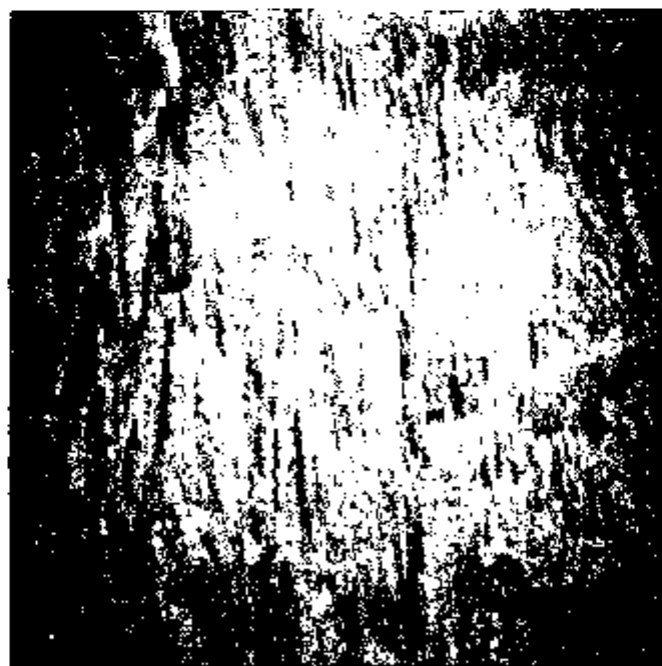
Figura 23 — Fotomontagem da região inferior da micrografia de figura 12 após 4º ataque diferencial. Note-se que no lado direito acima do referencial aparecem algumas fases primárias que não apareciam nas fotomontagens anteriores enquanto que a colônia sintética em forma de pluma quase que desapareceu por completo. Aumento 200 X



Figura 24 — Par estereoscópico da região superior direita da figura 12. Note-se que os troncos de pirâmide aparecem como uma série de cubos interligados. Esta micrografia mostra a efetividade do ataque diferencial. Aumento 200 X.

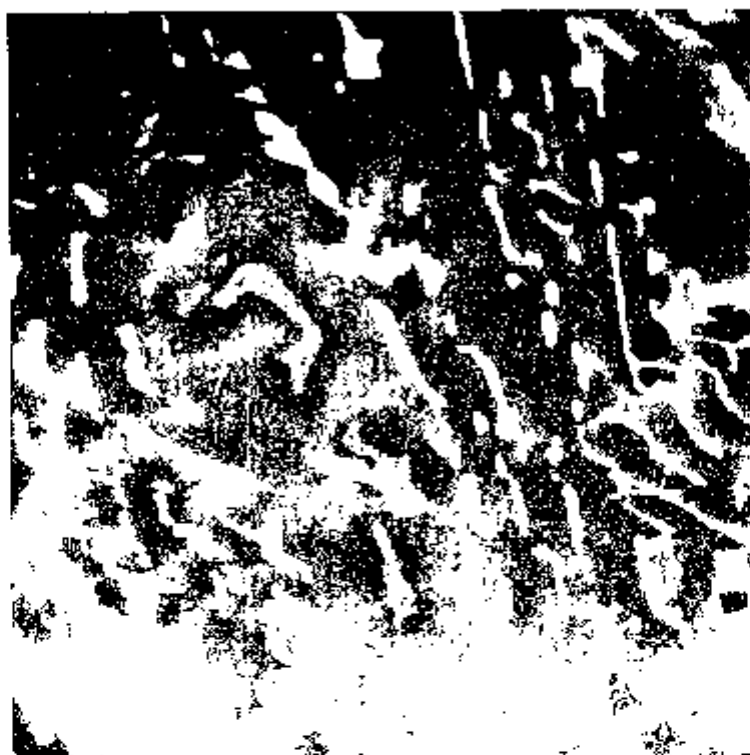


(a)



(b)

Figura 25 — (a) Eutético crescido unidirecionalmente, seção transversal, atacado durante 40 segundos na soda cáustica à temperatura de ebulição e neutralizado em ácido nítrico diluído à temperatura ambiente durante 30 segundos. Aumento 500 X, (b) Mesma amostra seção transversal, mostrando fibras tipo plaquetas. Aumento 200 X.

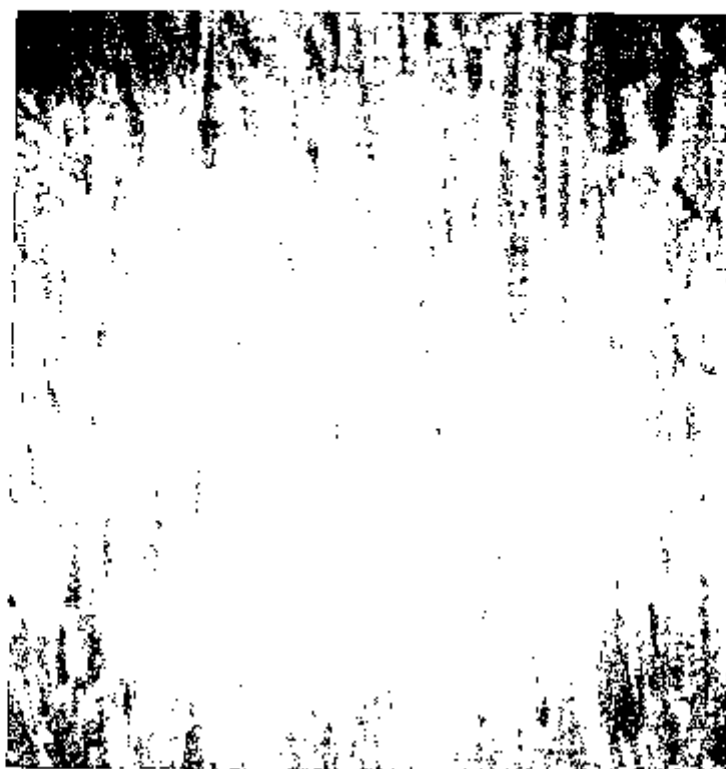


(a)

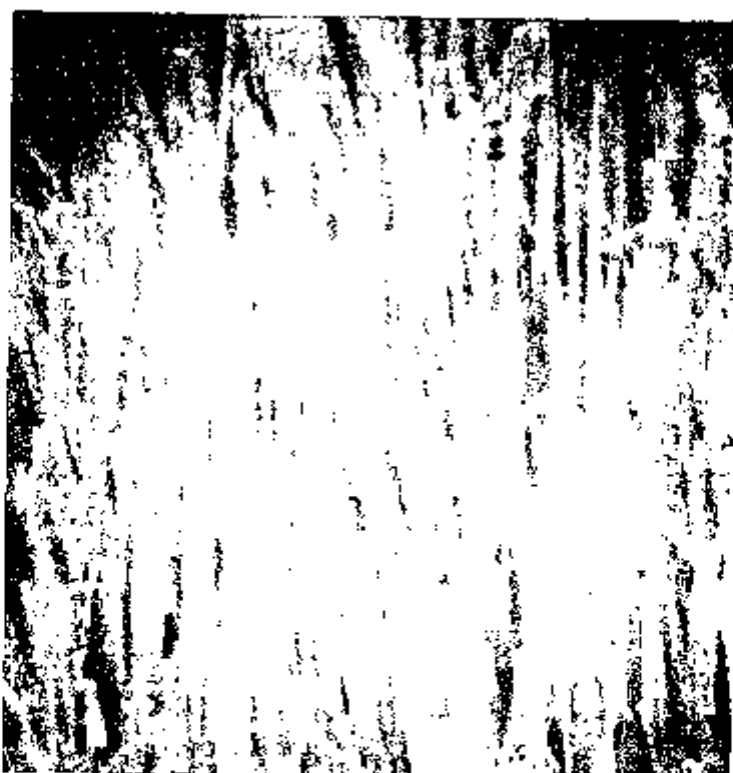


(b)

Figura 26 – (a) Seção transversal da mesma amostra da figura 25, outra região Aumento 1000 X
(b) Seção longitudinal Aumento 500 X

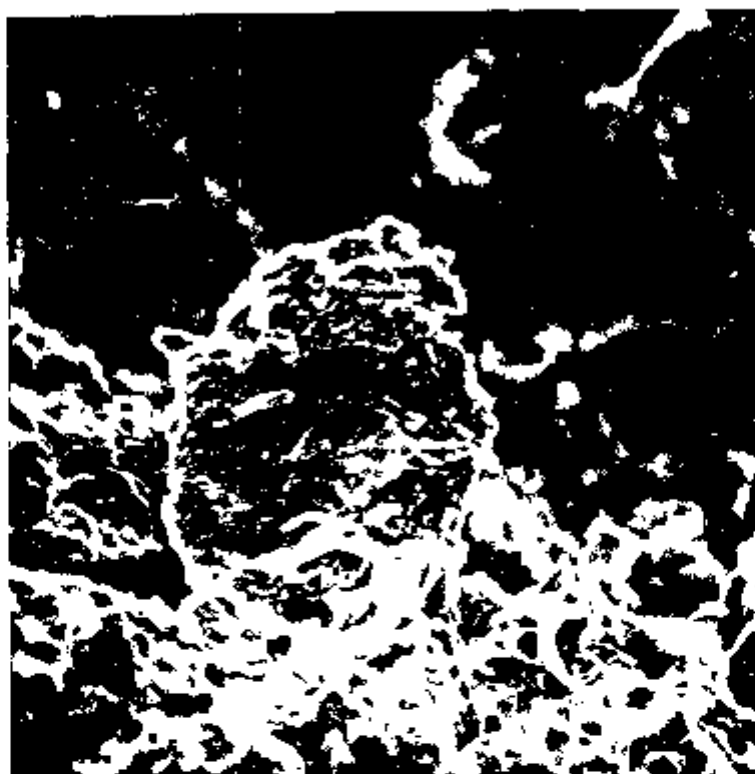


(a)



(b)

Figura 27 — Par estereoscópico da mesma região da figura 26 (b) Aumento 500 X Ângulo de inclinação 7°



(a)

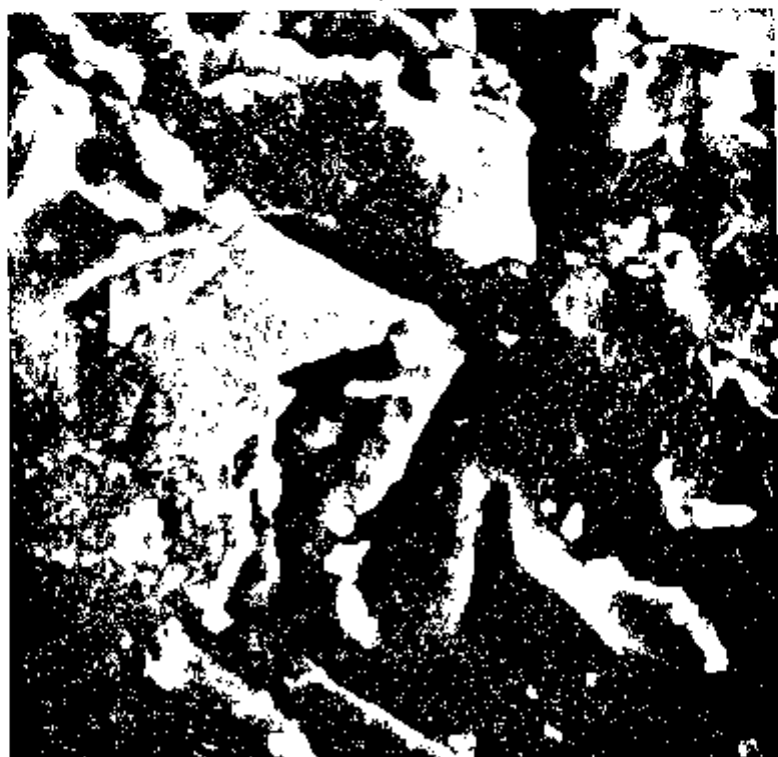


(b)

Figura 28 — Fratografias típicas dos corpos de prova ensaio dos 500°C mostrando uma superfície de fratura bastante dútil (a) e (b). Estas fotos mostram a grande presença de crateras (dimples) característicos das fraturas dúteis. Aumento: 200 X e 1000 X.



(c)



(d)

Figura 2B — (c) e (d) Estas fotografias mostram uma região que apresenta uma rede provavelmente da matriz (alumínio) da mesma amostra. Esta região é típica dos lugares da superfície de fratura que sofreram a fratura em último lugar. Aumento (c) 1000 X e (d) 200 X.

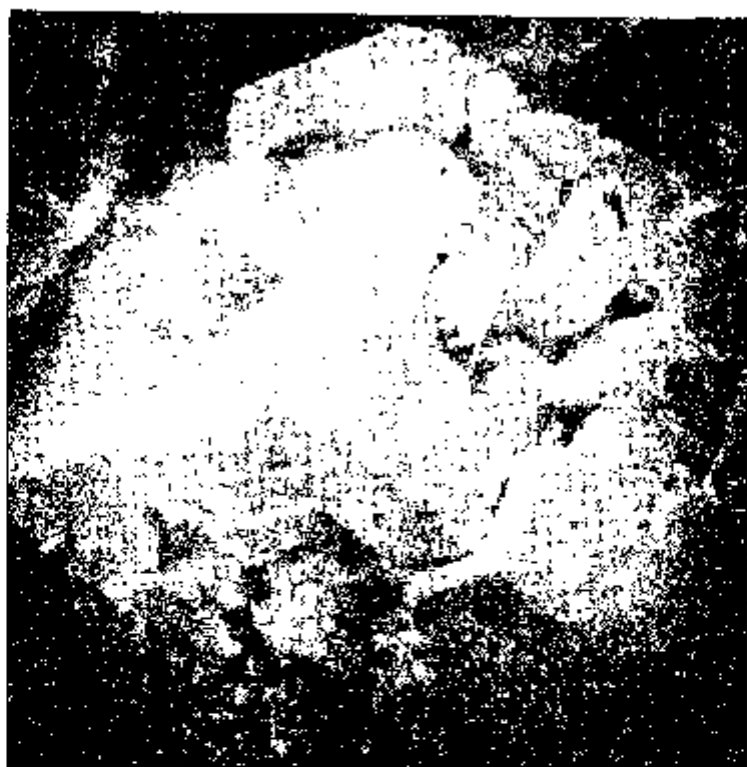


(a)



(b)

Figura 29 — Fotografias de uma amostra atacada numa solução de soda cáustica à temperatura de ebulição durante 30 segundos e neutralizada com uma solução de ácido nítrico diluído à temperatura ambiente. Nota-se que a fase dútil (alumínio) desapareceu deixando apenas os cubos não deformados da fase primária. Aumento 500 X.



(c)



(d)

Figura 29 — (c) e (d) — Aumento 500 X

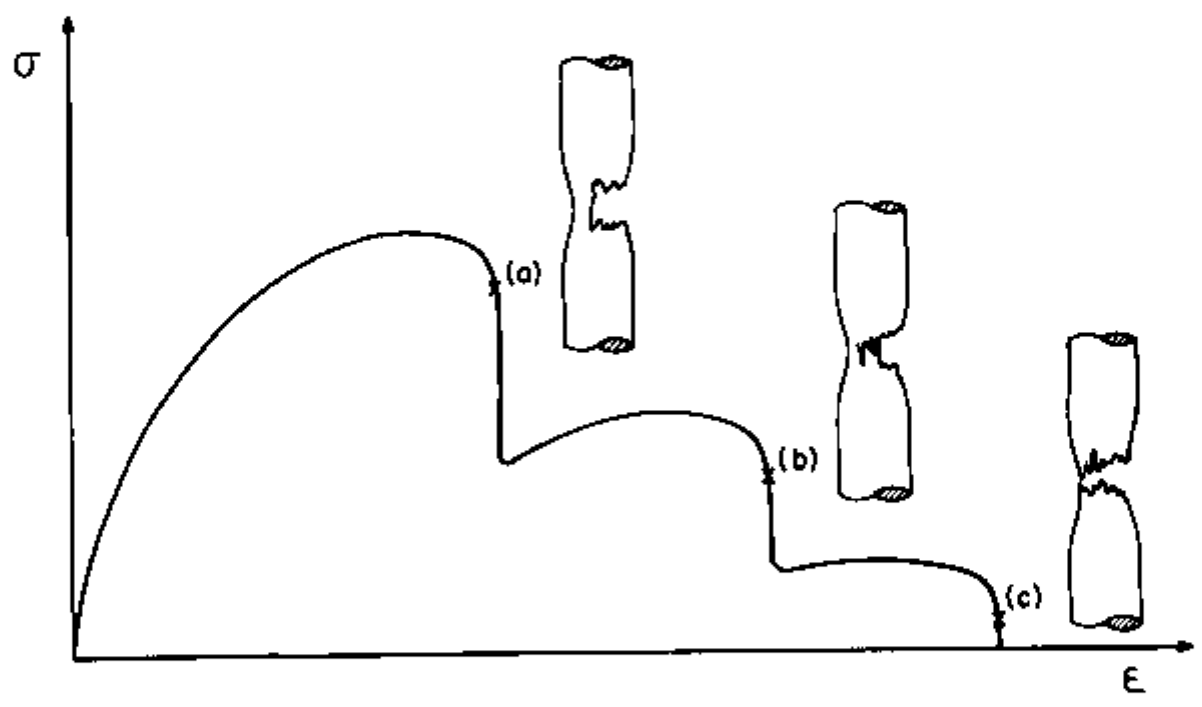


Figure 30 -- Curva característica do mecanismo de fraturas parciais

REFERÊNCIAS BIBLIOGRÁFICAS

- 1 AMBROZIO FILHO F *Microestruturas de solidificação de ligas alumínio-urânio* São Paulo 1973 (Dissertação de mestrado)
- 2 BOUCHER R *Étude des alliages Al-U application a la transformation a l'état solide $UAl_3 \rightarrow UAl_4$* *J nucl Mater* Amsterdam 1 13-27 1958
- 3 CAMBRIDGE SCIENTIFIC INSTRUMENTS LTD *Cambs Stereoscan electronic microscope catalogs* s n t (TL 1048 OM 96113 TL 1070 TM 96118 TL 1070 OM 96118 TL 1048-TM 96113/8) [Catálogos comerciais]
- 4 CAPOCCHI J D T et alii *Estudo de fabricação de combustíveis planos com núcleos de cermetes de 65% U_3O_8 - 35% Al revestidas com liga de alumínio* São Paulo Instituto de Energia Atômica dez 1968 (IEA 178)
- 5 CINTRA S H L et alii *Desenvolvimento de placas combustíveis contendo núcleo de ligas Al - U (20%) e Al - U (20%) - Si (0.8%)* São Paulo Instituto de Energia Atômica nov 1968 (IEA 173)
- 6 GENTILE E F *Metalografia de ligas alumínio urânio* São Paulo Instituto de Energia Atômica jun 1968 (IEA 164)
- 7 HAYDT H M & CINTRA S H L *Nota preliminar sobre a fabricação de elementos combustíveis com núcleos de liga Al - U - Si* São Paulo Instituto de Energia Atômica fev 1968 (IEA 156)
- 8 IERVOLINO JR & CINTRA S H L *Influência de ligas Al - Mg na obtenção de elementos combustíveis com núcleo de liga Al - U - Si* São Paulo Instituto de Energia Atômica maio 1971 (IEA 237)
- 9 SOUZA SANTOS T D *Tratamento piro metalurgico de elementos combustíveis planos U_3O_8 - alumínio* São Paulo, Instituto de Energia Atômica nov 1969 (IEA 193)
- 10 THURBER WC & BEAVER RJ *Development of silicon modified 48Wt % U - Al alloys for aluminum plate type fuel elements* Oak Ridge Oak Ridge National Lab Mar 1959 (ORNL - 2602)