República Federativa do Brasil
Ministério da Indústria, Comércio Exterior
e Serviços
Instituto Nacional da Propriedade Industrial

(11) PI 0618517-7 B1

(22) Data do Depósito: 19/09/2006

(45) Data de Concessão: 09/01/2018

(54) Título: PROCESSO PARA FUNDIÇÃO DE UMA LIGA E MAGNÉSIO

(51) Int.Cl.: B22D 21/00; B22D 17/08; C22C 23/02; C22C 23/06

(30) Prioridade Unionista: 10/11/2005 EP 05 077583.2

(73) Titular(es): MAGONTEC GMBH

(72) Inventor(es): PER BAKKE; WESTENGEN HAAKON

Relatório Descritivo da Patente de Invenção para **"PROCESSO PARA FUNDIÇÃO DE UMA LIGA E MAGNÉSIO".**

A presente invenção refere-se a um processo para fundição de uma liga de magnésio consistindo em:

2,0-6,00% em peso de alumínio,

3,00-8,00% em peso de metais de terras raras (metais de RE),

a razão da quantidade de metais de RE para a quantidade de alumínio expressa como % em peso sendo superior a 0,8,

pelo menos 40% em peso dos metais de RE consistindo em cério,

menos de 0,5% em peso de manganês,

menos de 1,00% em peso de zinco,

menos de 0,01% em peso de cálcio,

menos de 0,01% em peso de estrôncio,

e o restante sendo magnésio e impurezas inevitáveis, o nível de impureza total sendo inferior a 0,1% em peso.

As ligas à base de magnésio são amplamente usadas como peças fundidas nas indústrias aeroespacial e automotiva. As peças fundidas de liga à base de magnésio podem ser produzidas por métodos de fundição convencionais que incluem fundição em matriz, fundição com areia, fundição em molde permanente e semipermanente, fundição em molde de gesso e envoltório em fundição. As ligas à base de Mg demonstram várias propriedades especificamente vantajosas que têm estimulado uma demanda crescente das peças fundidas de liga à base de magnésio na indústria automotiva. Essas propriedades incluem baixa densidade, razão alta de resistência para peso, boa capacidade de fundição, boa capacidade de usinagem e boas características de amortecimento.

A maior parte das ligas de fundição em matriz de magnésio comuns, tais como, ligas Mg-Al ou ligas Mg-Al-Zn são conhecidas por perderem sua resistência à deformação, em temperaturas acima de 120°C. As ligas de Mg-Al-Si foram desenvolvidas para aplicações em temperatura maior e oferecem apenas um aperfeiçoamento limitado em resistência à defor-

mação. As ligas do sistema Mg-Al-Ca e Mg-Al-Sr oferecem um aperfeiçoamento adicional em resistência à deformação, porém uma grande desvantagem com essas ligas se constitui nos problemas com capacidade de fundição. Esse é especificamente um problema com velocidades de metal altas impingindo diretamente sobre a superfície da matriz, o assim chamado efeito martelo de água.

Sabe-se que a liga AE48 (4% AP, 2-3% RE) oferece um aperfeiçoamento significativo nas propriedades de temperaturas elevadas e corrosão.

As ligas Mg-Al contendo elementos similares a Sr e Ca oferecem um aperfeiçoamento adicional nas propriedades de deformação, contudo, ao custo de capacidade de fundição reduzida. As ligas do sistema Mg-Al-Ca e Mg-Al-Sr oferecem um aperfeiçoamento adicional na resistência à deformação, porém uma grande desvantagem com essas ligas são os problemas de capacidade de fundição. Esse é especificamente um problema com velocidades de metal alta impingindo diretamente sobre a superfície da matriz, o assim chamado efeito martelo de água.

Nas figuras anexas 1A e 1B são mostradas esquematicamente máquinas de fundição em matriz de câmaras frias e câmaras aquecidas, respectivamente, cada máquina possuindo uma matriz 10,20 provida com um sistema de amortecimento hidráulico 11,21 respectivamente. O metal fundido é introduzido na matriz por meio de um cilindro 12, 22 de carga de liga provido com um pistão 13,23 respectivamente. No sistema da câmara fria, é necessário um sistema auxiliar para medição do metal para o cilindro horizontal de carga de liga. A máquina de câmara aquecida (figura 1B) utiliza um sistema de pistão vertical (12,23) diretamente na liga fundida.

Para obter um excelente desempenho das ligas de Mg-Al-RE, é imperativo que as ligas sejam fundidas sob condições de resfriamento extremamente rápido. Esse é o caso para o processo de fundição em matriz de pressão alta. A matriz de aço 10,20 é equipada com um sistema de resfriamento a óleo (ou água) controlando a temperatura da matriz na faixa de 200-300°C. Um pré-requisito para a boa qualidade é um tempo de enchimento de

matriz curto, de modo a evitar a solidificação do metal durante o enchimento. Um tempo de enchimento de matriz da ordem de 10^{-2} s x espessura média da peça (mm) é recomendado. Isso é obtido por forçar a liga através da porta com velocidades altas, tipicamente na faixa de 30-300 m/s. Velocidades de pistão de até 10 m/s com diâmetros suficientemente grandes estão sendo usadas para obter fluxos de volume desejado no cilindro de carga de liga para os tempos de enchimento curtos necessários. É comum usar pressões de metal estático de 20-70 MPa e intensificação de pressão suficiente de até 150 MPa. Com esse método de fundição, a razão de resfriamento resultante do componente está tipicamente na faixa de 10-1000°C/s, dependendo da espessura do componente sendo fundido. Para ligas AE, esse é um fator-chave na determinação das propriedades, ambos devido à razão de resfriamento geralmente alta da peça e especificamente a razão de resfriamento extremamente alta da camada de superfície. Na figura 2 anexa, é ilustrada a relação entre a faixa de solidificação e a microestrutura. No eixo geométrico horizontal é mostrada a razão de solidificação expressa como °C/S, e na escala vertical à esquerda são mostrados os espaçamentos do braço de dendrito secundário, considerando-se que a escala vertical à direita, é mostrado o diâmetro do grão expresso em μm. A linha 30 indica o tamanho do grão obtido, considerando-se que a linha 31 é o valor obtido para os espaçados do braço de dendrito secundário.

A matriz fornece o refino do grão fundido por razão de resfriamento. Conforme mencionado acima, as razões de resfriamento na faixa de 100-1.000°C/s são normalmente obtidas. Isso resulta tipicamente em tamanhos de grãos na faixa de 5-100 μm.

É de conhecimento que o tamanho de grão fino é benéfico para a ductilidade de uma liga. Essa relação é ilustrada na figura 3 anexa, onde a relação entre o tamanho do grão e o alongamento relativo foi mostrada. No eixo geométrico horizontal, a disposição do grão por tamanho foi representa como sendo expressa em μm, considerando-se que o eixo geométrico geométrico vertical fornece o alongamento relativo expresso em porcentagem. No gráfico são mostradas duas composições diferentes, a primeira Mg puro,

linha 35 e a segunda liga de Mg denominada AZ91, linha 36.

É também de conhecimento que o tamanho do grão fino é benéfico para a resistência de rendimento em tensão de uma liga. Essa relação (Hall-Petch) é mostrada na figura 4 anexa. No eixo geométrico horizontal é representado o diâmetro do grão, expresso como d(-0,5), onde foi expresso em μm, e no eixo geométrico vertical é mostrada a resistência de rendimento em tensão expressa em MPa.

Portanto, fica evidente que o tamanho de grão fino provido pelas taxas de resfriamento muito altas facilitado pelo processo de fundição em matriz é uma necessidade para a obtenção de resistência à tensão e ductilidade.

O termo capacidade de fundição descreve a capacidade de uma liga de ser fundida em um produto final com funcionalidades e propriedades necessárias. Ele geralmente contém 3 categorias: (1) a capacidade de formar uma peça com todos os aspectos e dimensões de geometria desejados, (2) a capacidade de produzir uma peça densa com as propriedades desejadas, e (3) os efeitos nas ferramentas de fundição da matriz, equipamento para fundição e eficiência do processo de fundição em matriz.

O Pedido de Patente Alemão número 2122148 descreve as ligas do tipo Mg-Al-RE principalmente ligas Mg-Al-RE com teor de RE < 3% em peso, embora as ligas com teor de RE superior sejam bem conhecidas. Sabe-se que a liga AE42 (4% de Al, 2-3% de RE) oferece um aperfeiçoamento significativo nas propriedades de temperatura elevada e propriedade de corrosão. Foi experimentado que as adições de RE pequenas às ligas de Mg-Al conduzem a um aperfeiçoamento significativo nas propriedade de corrosão, porém uma deterioração na capacidade de fundição, uma vez que os problemas de aderência ocorrem mais frequentemente. Na figura 5 anexa são mostrada as regiões de capacidade de fundição excelente, fraca e muito fraca no sistema Mg-Al-RE. No eixo geométrico horizontal, é mostrada a quantidade de Al expressa em % em peso, considerando-se que no eixo geométrico vertical, é mostarda a quantidade de RE expressa em % em peso. A linha 40 é a linha indicando a solubilidade de RE a 680°C, considerando-se

que a linha 41 indica a solubilidade de RE a 640°C. A região (escura) 42 representa a composição com capacidade de fundição muito fraca. A região (intermediária) 43 representa a composição com capacidade de fundição fraca e a região 44 (leve) representa as composições com excelente capacidade de fundição. Conforme ilustrado na figura 5, a capacidade de fundição fica pior conforme o teor de RE da liga aumenta. Contudo, conforme indicado pela figura 5, existe uma região com RE >3,5% em peso (o limite superior restrito pela solubilidade de RE). Al na faixa de 2,5% a 5,0% e adicionalmente descrito com uma razão de %Re/%Al superior a 0,8, onde a capacidade de fundição em molde a alta pressão é excelente.

Portanto, é um objetivo da presente invenção prover ligas à base de magnésio a um custo relativamente baixo com desempenho em temperatura elevada aperfeiçoado e capacidade de fundição aperfeiçoada.

Devido à formação de fases dispersóides AlxREy, as composições da presente invenção minimizam a fração volumétrica da fase $Mg_{17}Al_{12}$ quebradiça (a razão RE/Al nas fases dispersóides aumenta com o teor crescente de %Re/%Al na liga). Em razão da fase eutética de $Mg_{17}Al_{12}$ fundir ao redor de 420°C, as ligas de Mg-Al convencionais como AM50, AM60 e AZ91 terão uma faixa de solidificação próxima a 200°C, conforme mostrado na figura 6 anexa. A figura 6 mostra o sólido em fração (expresso em porcentagem em peso) no eixo geométrico horizontal, versus a temperatura (°C) no eixo geométrico vertical para várias ligas. As ligas de Mg-Al-RE com razões de %/RE/%Al conforme especificadas na presente invenção solidificarão completamente ao redor dos 570°C, uma vez que a faixa de solidificação é apenas aproximadamente de 50°C.

Em geral, o teor crescente de alumínio nas ligas de fundição de matriz Mg-Al aperfeiçoa a capacidade de fundição em matriz. Isso se deve ao fato de que as ligas Mg-Al possuem uma ampla faixa de solidificação, o que torna as mesmas inerentemente difíceis de serem fundidas, a menos que uma faixa suficientemente grande de eutético esteja presente no final da solidificação. Isso pode explicar a boa capacidade de fundição de AZ91D consistente com as curvas de resfriamento mostradas na figura 6. Uma vez

que o teor de Al é reduzido para 6, 5 e 2% em AM60, AM50 e AM20, respectivamente, o eutético remanescente diminui para um nível onde a alimentação se torna difícil durante os estágios finais de solidificação, o que significa que, para as partes de paredes espessas, a microporosidade e mesmo espaços maiores podem estar presentes. Para as partes de paredes finas, a capacidade de alimentação durante os estágios finais é menos importante (embora a fluidez da liga se torne o fator significativo) uma vez que a retração do volume é parcialmente absorvida pela redução da espessura devido ao encolhimento das paredes da matriz. As ligas AE44 e AE35 mostram características de resfriamento muito diferentes das ligas Mg-Al. O intervalo de solidificação é significativamente menor, indicando porosidade de retração concentrada que pode ser diminuída durante a solidificação. Essas ligas possuem boa fluidez durante o enchimento do molde e assim podem ser facilmente fundidas em produtos finais com menos defeitos de fundição. A capacidade de fundição de AE44 e de AE35 é relativamente igual àquela da AZ91D.

Uma questão adicional relacionada ao intervalo de solidificação estreito é o fato de que a segregação inversa geralmente observada como ocorrendo nas ligas AZ91D bem como AM não ocorre. Isso é ilustrado pelo fato de que as ligas AE com teores altos de RE possuem uma superfície brilhante sem segregações da fase eutética de Mg-Al. A camada de superfície solidifica durante e imediatamente após o enchimento da matriz e a temperatura cai rapidamente abaixo da temperatura dos sólidos, pelo que, impedindo o metal fundido de ser forçado na direção da superfície de matriz, quando a retração começa. Isso será benéfico para impedir reações entre a parede da matriz e o metal fundido, o que poderia levar à aderência da matriz.

Um exemplo com uma espessura de matriz de cerca de 3 mm, mostrando três camadas com microestrutura diferente em AE44 é fornecida na figura 7 anexa. A camada de superfície, possuindo espessura aproximada de 50 μm, consiste em grãos axiais iguais com tamanho de cerca de 10 μm. Esse é um tamanho de grão muito pequeno, que pode ser explicado pelas condições de resfriamento rápidas na parede da matriz. A camada in-

termediária está entre 100 μm de espessura e granulação extremamente fina. A morfologia é diferente da anterior e DAS na faixa de 2-4 μm é observado. A alteração no equilíbrio do ponto de fusão devido à pressão pode explicar essa observação. Quando o metal se torna pressurizado, o equilíbrio no ponto de em fundição aumenta, isto é, o metal resfria abruptamente. Teoricamente, isso acontece para todas as ligas de Mg, porém permanece uma diferença significativa nas características de solidificação entre as ligas. O núcleo consiste em grãos axiais iguais de ~20 μm. A solidificação do núcleo é restrita pelo fluxo de calor para fora do núcleo em direção à matriz. Ambos o transporte do calor através da camada já solidificada e a transferência do calor para a interface de fundição/matriz fornecerão uma razão de resfriamento mais lenta que a da pele e assim uma microestrutura mais grossa será formada.

Quando o teor de RE estiver baixo ou a razão de %RE/%Al estiver baixa como em AE42 ou AE63, haverá uma possibilidade de que Mg-Al esteja presente, o que segregaria para a superfície e conduziria ao redução. Isso pode explicar porque AE42 se mostra superior com uma capacidade de fundição mais pobre.

Na figura 8, é mostrada uma matriz de caixa, na parte (superior) do desenho. Micrografias dos exemplos do nodo 3 (próximo à porta) para ligas AM60, AM40, AE63, AE44 e AE35 são conforme mostradas a seguir. Craqueados a quente são observados em AM40 e AE63.

A figura 8 demonstrou que AE44 e AE35 são menos suscetíveis à ruptura a quente que as ligas AM. Isso é explicado da solidificação completa e rápida da camada de superfície o que resulta na estrutura de grãos relativamente finos, conforme descrito acima.

Parcialmente devido à estrutura de grão fino e parcialmente devido à ausência da fase quebradiça de $Mg_{17}Al_{12}$ essa camada se torna muito dúctil, sendo portando capaz de deformar quando resistências térmicas são desenvolvidas durante a solidificação. Uma camada de superfície com grãos mais grossos, conforme mostrado tipicamente nas ligas com intervalo de solidificação maior, e/ou uma camada rica em $Mg_{17}Al_{12}$, teria uma ductilidade

muito menor e tenderia ao craqueamento, formando rupturas aquecidas ao invés de deformar.

O teste das peças grandes (~1,5 m) com paredes finas (~3 mm de espessura) mostrou que as características de enchimento da matriz de AE44 e AE35 são excelentes e, uma vez que alimentação longa não é necessária para as peças de paredes finas, conforme discutido acima, espera-se que essa liga seja uma alternativa viável para esses tipos de componentes, onde o enchimento da matriz é de importância vital.

As propriedades das várias ligas de AE são explicadas a partir das observações de que Al sozinho provê o ligamento da solução sólida, enquanto RE combina com Al formando fases dispersóides nas regiões de contorno do grão. Na ligas AE44 e AE35, a fase dispersóide (principalmente Al2RE) constitui uma rede 3D contínua, impedindo eficazmente o surgimento de deformação por ativação térmica e deslizamento do contorno do grão. Isso é mostrado na figura 9, que apresenta imagens SEM-BEC (Backscatter Electronic Composition) mostrando a microestrutura de fundição em matriz (da esquerda para a direita) de AE44, AE35 e AE63. Embora Al sozinho forneça o ligação da solução sólida, RE combina com AL formando fases dispersóides nas regiões de contorno do grão.

Um aumento adicional das imagens SEM-BEC para AE44 é mostrado na figura 10, que também mostra a estrutura lamelar das fases Al_xREy em AE44. Conforme visto a partir da figura 10, as fases dispersóides de Al_xREy nas ligas AE consistem em uma estrutura lamelar extremamente fina. Essa estrutura de lamelas com tamanho de submícron enrijecem os contornos dos grãos pelo que impedindo deformações. Por outro lado, essas lamelas não são quebradiças (ou não tão quebradiças quanto a Mg-Al eutética) conforme a liga AE44 de fundição em matriz experimenta uma ductilidade que é similar à da AE42. Na AE63, a rede (principalmente $Al_{11}RE_3$) se torna fragmentada e as regiões de contorno dos grãos são provavelmente influenciadas por uma quantidade substancial da Mg-Al eutética, reduzindo a ductilidade e propriedades de deformação. Na AE42 existe também, provavelmente, uma quantidade significativa da Mg-Al eutética que limita as pro-

priedades de deformação. A liga AE35 possui ductilidade levemente inferior à AE44, porém ainda superior em relação à AE63.

Vários exemplos das propriedades mecânicas incluindo propriedades de ductilidade, resistência em tensão, resistência à deformação e à corrosão das ligas AE são mostrados a seguir. A combinação única de resistência à deformação e ductilidade comparada às ligas existentes é ilustrada na figura 11. Na figura 11, a ductilidade (eixo geométrico horizontal) é mostrada como versus resistência à deformação para várias ligas de Mg conhecidas. A zona 50 compreende ligas de AM, as zonas 51 ligas de AE, a zona 52 ligas de AZ91 e a zona 53 outras ligas de temperatura alta. As ligas AE da presente invenção são as únicas ligas de fundição em matriz que combinam propriedades de ductilidade e temperatura elevada dessa forma e, consequentemente, oferecem várias oportunidades novas e inexploradas para os construtores e projetistas especificamente na indústria automobilística.

É um objetivo mais específico prover ligas de magnésio-alumínio-terras raras de fundição em matriz de custo relativamente baixo, com boa resistência à deformação e resistência à tensão além de boa retenção de fixação-carga, especificamente em temperaturas elevadas de pelo menos 150°C.

SUMÁRIO DA INVENÇÃO

A presente invenção, portanto, provê:

- a liga que é fundida em uma matriz, a temperatura da mesma sendo controlada na faixa de 180-340°C,

- a matriz que é cheia em um tempo que, expresso em milissegundos, é igual ao produto de um número entre 5 e 500 multiplicado pela espessura da peça média expressa em milímetros,

- as pressões de metal estático sendo mantidas durante fundição entre 20-70 MPa e sendo subsequentemente intensificadas até 180 MPa.

Empregando-se a combinação de uma liga de Mg-Al-RE especificada com um processo de fundição especial, seriam obtidos produtos com excelente resistência à deformação, em temperatura elevada, alta ductilida-

de e de modo geral, boas propriedades mecânicas, bem como propriedades de corrosão.

Em geral, vários metais RE podem ser usados como elemento de liga, tais como, por exemplo, Ce, La, Nd e/ou Pr e misturas dos mesmos. Contudo, é preferido usar cério em quantidades substanciais, como esse metal fornece as melhores propriedades mecânicas. Mn é adicionado para aperfeiçoar a resistência à corrosão, porém sua adição é restrita devido à solubilidade limitada.

Preferivelmente, o teor de alumínio está entre 2,0 e 600% em peso, mais preferivelmente entre 2,60 e 4,50% em peso.

Se estiverem presentes quantidades maiores de alumínio, isso pode facilmente levar à formação de fases $Mg_{17}Al_{12}$ o que é prejudicial às propriedades de deformação. Um teor muito baixo de Al é negativo para a capacidade de fundição. Com relação aos metais RE, é preferido que o teor de RE esteja presente entre 3,50 e 7,0% em peso, o limite superior sendo restrito pela solubilidade de RE no sistema de Mg-Al-RE, conforme indicado na figura 1.

Se mais de 3,50% em peso de RE estiverem presentes, isso fornece um aperfeiçoamento significativo das propriedades de deformação. Mais de 7,00% em peso não são praticáveis, em razão da solubilidade restrita dos metais de RE nas ligas de magnésio-alumínio líquidas.

Adicionalmente, é preferido que a razão de RE/Al seja superior a 0,9.

Para aplicações específicas, a composição da liga é selecionada, de modo que o teor de alumínio esteja entre 3,6 e 4,5% em peso e o teor de RE esteja entre 3,6 e 4,5% em peso, com a condição de que a razão de RE/Al seja superior a 0,9.

Esse tipo de liga pode ser usado para aplicações em até 175°C, enquanto ainda mostrando excelentes propriedades de deformação e resistência à tensão. Além disso, essa liga não mostra qualquer deformação de suas propriedades em razão do envelhecimento e possui uma boa capacidade de fundição.

Para aplicações acima de 175°C, a composição da liga é tal que o teor de alumínio está entre 2,6 e 3,5% em peso e o teor de RE é superior a 4,6% em peso.

Fora as excelentes propriedades de deformação e resistência à tensão, essa liga não mostra qualquer degradação das propriedades em virtude do envelhecimento.

Preferivelmente, os metais de RE são selecionados do grupo de cério, lantânio, neodímio e praseodímio.

Os metais de RE contribuem para a facilidade de ligamento, porém também aumentam a resistência à corrosão, a resistência à deformação e aperfeiçoam as propriedades mecânicas.

Preferivelmente, a quantidade de lantânio é de pelo menos 15% em peso e, mais preferivelmente, pelo menos 20% em peso do teor total dos metais de RE. Preferivelmente, a quantidade do lantânio é inferior a 35% em peso do teor total dos metais de RE.

Preferivelmente, a quantidade de neodímio é de pelo menos 7% em peso e, mais preferivelmente, pelo menos 10% em peso do teor total de metais de RE. Preferivelmente, a quantidade de neodímio é inferior a 20% em peso do teor total de metais de RE.

Preferivelmente, a quantidade de praseodímio é de pelo menos 2% em peso e, mais preferivelmente, pelo menos 4% em peso do teor total de metais de RE. Preferivelmente, a quantidade de praseodímio é inferior a 10% em peso do teor total de metais de RE.

Preferivelmente, a quantidade de cério é superior a 50% em peso do teor total de metais de RE, preferivelmente entre 50 e 55% em peso.

Sabe-se que cálcio e estrôncio fornecem um aumento na resistência à deformação e a adição de pelo menos 0,5% em peso de cálcio aperfeiçoará a resistência à tensão.

Contudo, Ca e Sr poderiam ser evitados, em razão do fato de que mesmo em concentrações muito pequenas, esses elementos levam a problemas de aderência consideráveis, pelo que, influenciando a capacidade de fundição da liga.

A presente invenção é descrita em maiores detalhes com referência aos exemplos que se seguem, que são apenas para fins de ilustração e não devem ser entendidos como indicando ou empregando qualquer limitação da invenção amplamente descrita aqui.

Exemplo 1

A fim de compor a influência dos elementos de ligação, várias ligas de Mg foram preparadas com as composições conforme fornecidas na tabela 1.

Várias barras de teste foram fabricadas para realizar os testes descritos nos exemplos que se seguem. Os testes realizados são como se segue:

Resistência à tensão e ductilidade

Barras de teste de 6 mm de acordo com o ASTM foram fabricadas e o que se segue:

as condições de teste foram usadas:

- máquina de 10 kN Instron
- temperatura ambiente a 210°C
- pelo menos 5 paralelos em cada temperatura
- razão de resistência
- 1,5 mm/min até 0,5% de resistência,
- 10 mm/min acima de 0,5% de resistência
- Teste de acordo com ISO 6892

Teste de deformação de tensão

Para esse teste, o material de teste que se segue foi empregado:

- diâmetro: 6 mm
- comprimento do calibre: 32,8 mm
- raio de curvatura: 9 mm
- diâmetro do cabeçote da garra: 12 mm
- comprimento total: 125 mm

O teste é realizado de acordo com o ASTM 139.

Teste de relaxamento em tensão

- Material de teste
- 12 mm de diâmetro, 6 mm de comprimento
- corte da extremidade arbitrária das barras de deformação
- Teste de acordo com ASTM E328-86

Propriedade de corrosão

A corrosão foi testada de acordo com o ASM 117.

Exemplo 2

A resistência foi medida como uma função da temperatura para várias composições.

Os resultados são mostrados nas figuras 12, 13 e 14. Nessas figuras, o eixo geométrico y está representando a resistência à tensão expressa em MPa, considerando-se que o eixo geométrico x está representando a temperatura expressa em graus Celsius.

Exemplo 13

A resistência à deformação foi medida como uma função do tempo para várias composições.

Os resultados são mostrados nas figuras 15 e 16. Na figura 15, a medição é realizada a 175°C com uma força de 40 MPa e na figura 16, a medição é realizada a 150°C com força de 90 MPa.

Nessas figuras, o eixo geométrico y está representando a resistência à deformação expressa como porcentagem, considerando-se que o eixo geométrico x está representando o tempo expresso em horas.

Exemplo 4

Para as várias composições de acordo com a tabela 1, o relaxamento de tensão foi definido, expresso como a carga remanescente versus o tempo. Os resultados são mostrados nas figuras 17, 18 e 19.

Nessas figuras, o eixo geométrico y está representando a carga remanescente expressa em porcentagem de carga inicial, considerando-se que o eixo geométrico x está representando o tempo expresso em horas.

Exemplo 5

Para várias composições, as propriedades de corrosão foram definidas de acordo com ASTM B117. Nesse teste, uma grande quantidade

de dados foi incorporada a fim de definir a influência do conteúdo de RE versus o conteúdo de Al. Os resultados são mostrados na figura 20.

Nessa figura, o eixo geométrico y está representando o conteúdo de RE expresso em % em peso, considerando-se que o eixo geométrico x está representando o conteúdo de Al também expresso como % em peso.

As linhas limítrofes entre as zonas com sombras diferentes estão representando as linhas de resistências à corrosão iguais.

A partir desses resultados de teste, fica claro que um processo para fundição de uma liga de magnésio foi provido, considerando-se que os produtos são obtidos com uma combinação superior de propriedades de deformação em temperatura elevada, ductilidade e desempenho de corrosão.

Tabela 1

Tipo de liga	% em peso de Al	% em peso de Mn	% em peso de Zn	% em peso de Si	% em peso de Ce	% em peso de La	% em peso de Nd	% em peso de Nd	% em peso de RE	Ce/RE	La/RE	Nd/RE	Pr/RE
AZ91D	8,93	0,17	0,73										
AS21B	2,11	0,08		1,01					0,09				
AE35-24	3,23	0,29			2,49	1,73	0,94	0,28	5,44	45,77	31,820	17,28	5,15
AE42-15	3,89	0,15			1,31	0,79	0,37	0,16	2,64	49,85	30,08	14,15	5,92
AE44-24	4,12	0,29			2,11	1,53	0,75	0,23	4,62	45,67	33,12	16,23	4,98
AE63-4	6,31	0,18			1,42	1,35	0,40	0,13	3,30	43,03	40,91	12,12	3,94
ACE44	3,70				3,90				3,90	100,00			
ANd44	3,90						2,50		2,50			100,00	
ALa44	3,70	0,38				3,00			3,00		100,00		
AlaCe431	3,70	0,45			0,90	2,30			3,20	28,10	71,90		
AlaCe413	4,00	0,28			2,40	0,90			3,30	72,70	27,30		
AlaNd431	3,90	0,46				2,60	0,80		3,40		76,50	23,50	
AlaNd413	3,70	0,42				1,10	1,60		2,70		40,70	59,30	
AceNd431	4,70	0,27			2,60		0,80		3,40	76,50		23,50	
AceNd413	4,40	0,32			0,90		1,00		1,90	47,50		52,60	
AceNd422	3,60				1,50		1,50		3,00	50,00		50,00	

REIVINDICAÇÕES

1. Processo para fundição de uma liga de magnésio, consistindo em:

2,0-6,00% em peso de alumínio,

3,00-8,00% em peso de metais de terras raras (metais de RE),

a razão da quantidade de metais de RE para a quantidade de alumínio expressa como % em peso sendo superior a 0,8,

pelo menos 40% em peso dos metais de RE consistindo em cério,

menos de 0,5% em peso de manganês,

menos de 1,00% em peso de zinco,

menos de 0,01% em peso de cálcio,

menos de 0,01% em peso de estrôncio,

e o restante sendo magnésio e impurezas não evitáveis, o nível de impureza total sendo inferior a 0,1% em peso.

- a liga é fundida em uma matriz, a temperatura da mesma sendo controlada na faixa de 180-340°C,

- a matriz é cheia em um tempo que, expresso em milissegundos, é igual ao produto de um número entre 5 e 500 multiplicado pela espessura da peça média expressa em milímetros,

caracterizado pelo fato de que,

as pressões de metal estático são mantidas durante a fundição entre 20-70 MPa e sendo subsequentemente intensificadas até 180 MPa.

2. Processo de acordo com a reivindicação 1, caracterizado pelo fato de que a temperatura de matriz é controlada a uma temperatura na faixa entre 170 e 390°C, preferivelmente na faixa entre 200 e 270°C.

3. Processo de acordo com a reivindicação 1 ou 2, caracterizado pelo fato de que o tempo de enchimento da matriz expresso em milissegundos é igual ao produto da espessura da peça média expressa em milímetros, multiplicado por um número entre 8 e 200, preferivelmente entre 5 e 50, mais preferivelmente entre 5 e 20.

4. Processo de acordo com uma das reivindicações 1 a 3,

caracterizado pelo fato de que a pressão de metal estático durante a fundição é mantida entre 30-70 Mpa.

5. Processo de acordo com uma das reivindicações 1 a 4, caracterizado pelo fato de que a razão de resfriamento após fundição está na faixa de 10-1.000°C/s.

6. Processo de acordo com uma das reivindicações 1 a 5, caracterizado pelo fato de que o teor de alumínio está entre 2,50 e 5,50% em peso, preferivelmente entre 2,60 e 6,50% em peso.

7. Processo de acordo com uma das reivindicações 1 a 6, caracterizado pelo fato de que o teor de RE está entre 3,50 e 7,00% em peso.

8. Processo de acordo com uma das reivindicações 1 a 7, caracterizado pelo fato de que o teor de alumínio está entre 3,6 e 4,5% em peso e o teor de RE está entre 3,6 e 4,5% em peso e a razão de RE-Al é superior a 0,9.

9. Processo de acordo com uma das reivindicações 1 a 8, caracterizado pelo fato de que o teor de alumínio está entre 2,6 e 3,5% em peso e o teor de RE é superior a 4,6% em peso.

10. Processo de acordo com uma das reivindicações 1 a 9, caracterizado pelo fato de que os metais de RE são selecionados do grupo cério, lantânio, neodímio e praseodímio.

11. Processo de acordo com a reivindicação 10, caracterizado pelo fato de que a quantidade de lantânio é de pelo menos 15% em peso do teor total de metais de RE, preferivelmente pelo menos 20% em peso.

12. Processo de acordo com a reivindicação 10 ou 11, caracterizado pelo fato de que a quantidade de lantânio é de no máximo 35% em peso do teor total de metais de RE.

13. Processo de acordo com uma das reivindicações 10 a 12, caracterizado pelo fato de que a quantidade de neodímio é de pelo menos 7% em peso do teor total de metais de RE, preferivelmente pelo menos 10% em peso.

14. Processo de acordo com uma das reivindicações 10 a 13, caracterizado pelo fato de que a quantidade de neodímio é de no máximo

20% em peso do teor total de metais de RE.

15. Processo de acordo com uma das reivindicações 10 a 14, caracterizado pelo fato de que a quantidade de praseodímio é de pelo menos 2% em peso do teor total de metais de RE, preferivelmente pelo menos 4% em peso.

16. Processo de acordo com uma das reivindicações 10 a 15, caracterizado pelo fato de que a quantidade de praseodímio é de no máximo 10% em peso do teor total de metais de RE.

17. Processo de acordo com uma das reivindicações 10 a 16, caracterizado pelo fato de que a quantidade de cério é superior a 50% em peso do teor total de metais de RE, preferivelmente entre 50 e 55% em peso.

18. Processo de acordo com uma das reivindicações 10 a 17, caracterizado pelo fato de que a quantidade de cálcio e/ou estrôncio é de no máximo 0,01% em peso.

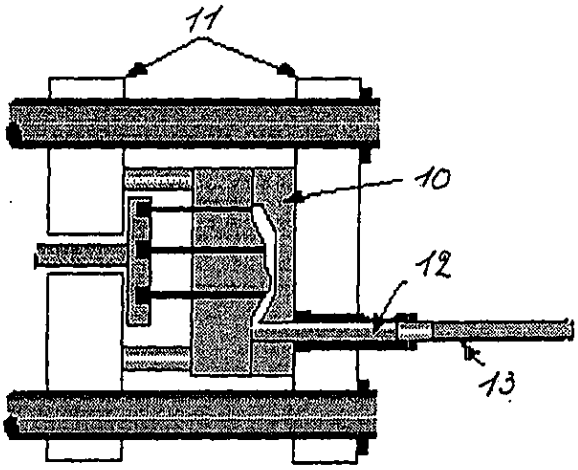


Fig. 1A

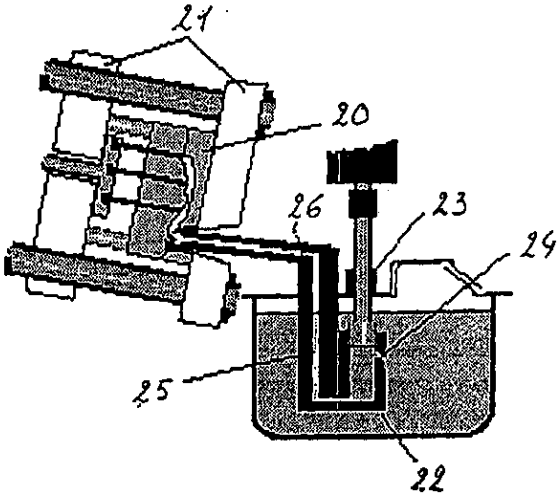


Fig. 1B

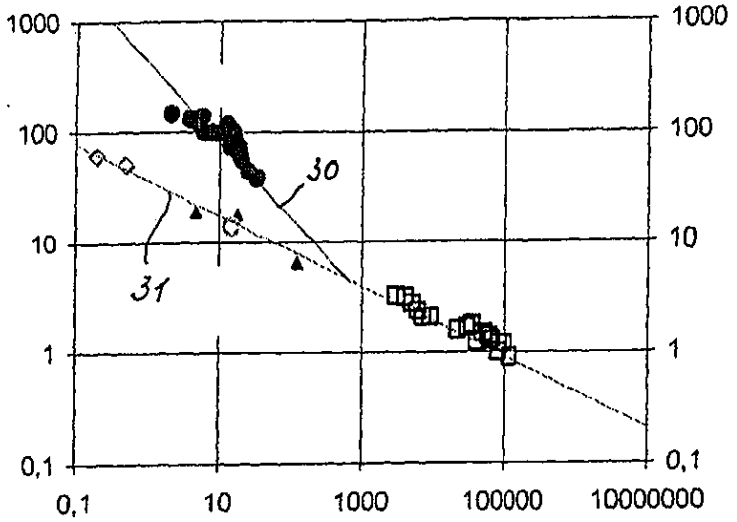

1000
100
10
1
0,1
0,1
10
1000
100000
10000000
30
31

Fig. 2

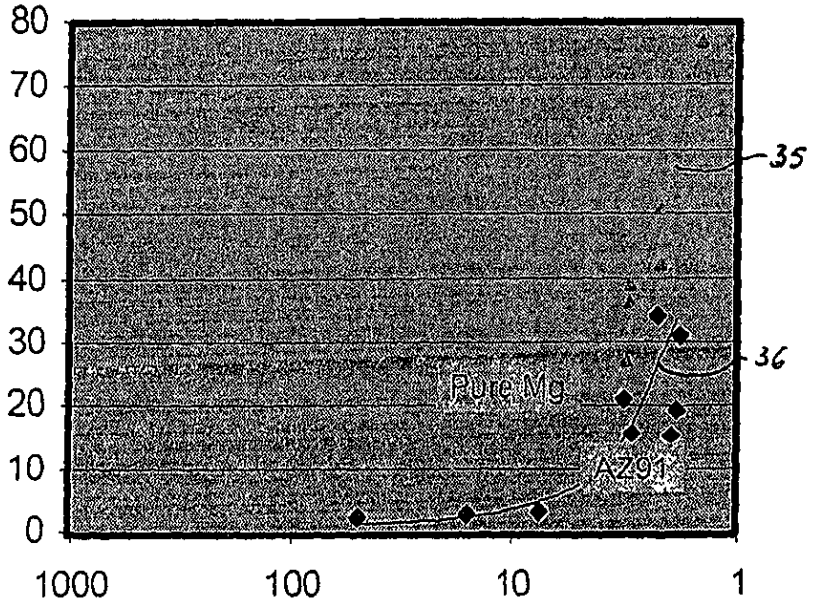

80
70
60
50
40
30
20
10
0
1000
100
10
1
35
36
Pure Mg
AZ91

Fig. 3

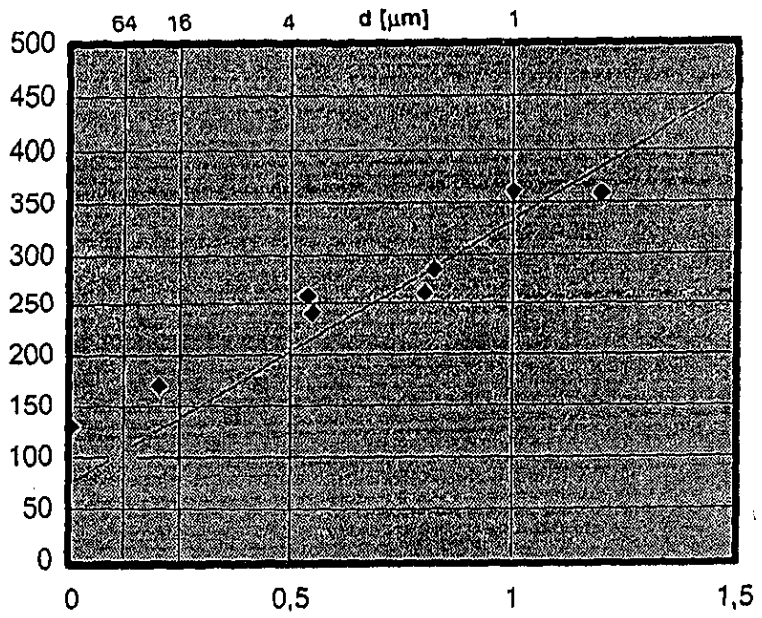

64
16
4
d [µm]
1
500
450
400
350
300
250
200
150
100
50
0
0
0,5
1
1,5

Fig. 4

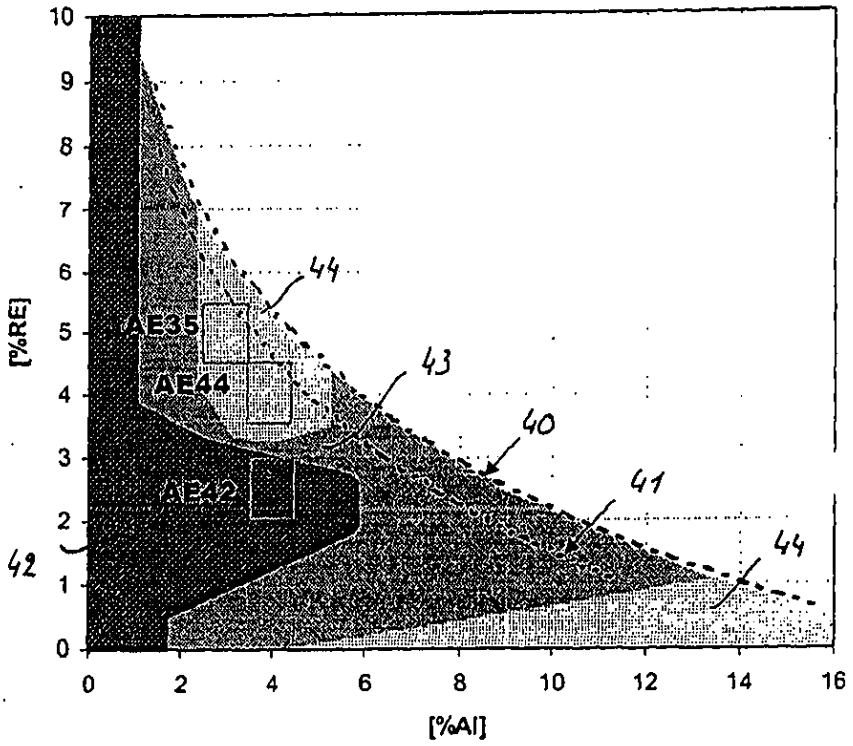

[%RE]
[%Al]
AE35
AE44
AE42
44
43
40
41
44
42
0
1
2
3
4
5
6
7
8
9
10
0
2
4
6
8
10
12
14
16

Fig. 5

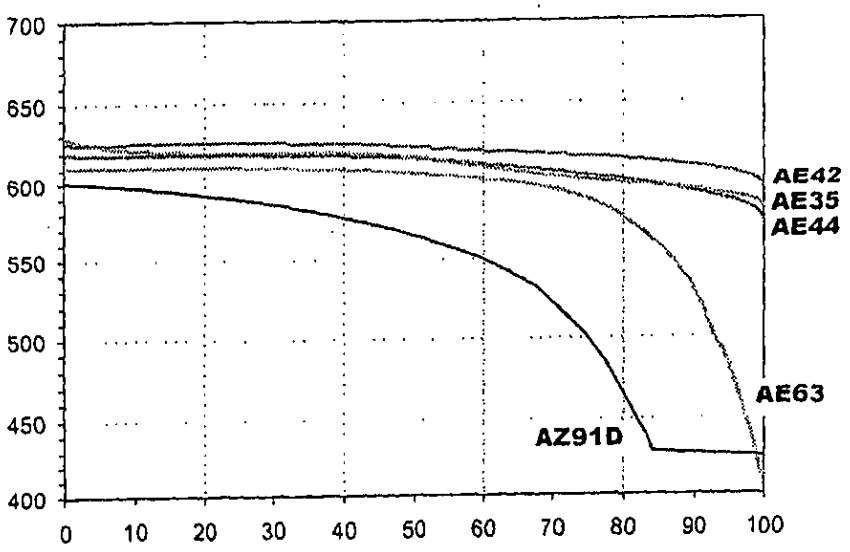

700
650
600
550
500
450
400
0
10
20
30
40
50
60
70
80
90
100
AE42
AE35
AE44
AE63
AZ91D

Fig. 6

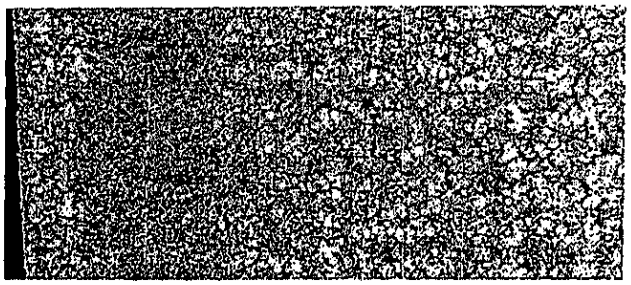


Fig. 7

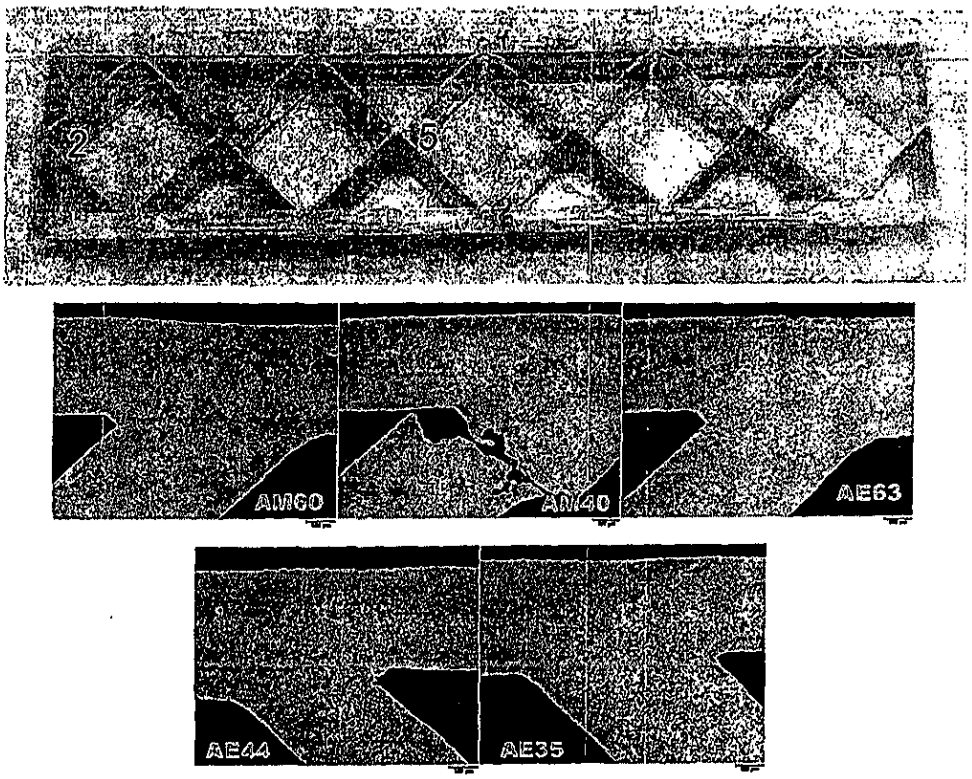

AM60
AM40
AE63
AE44
AE35

Fig. 8

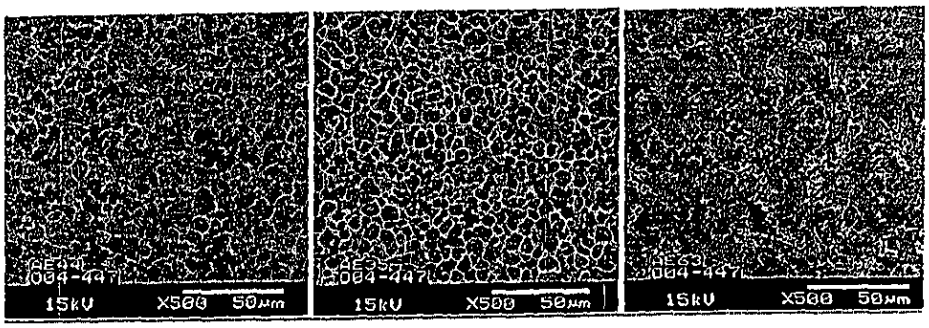

15kV X500 50µm
15kV X500 50µm
15kV X500 50µm

Fig. 9

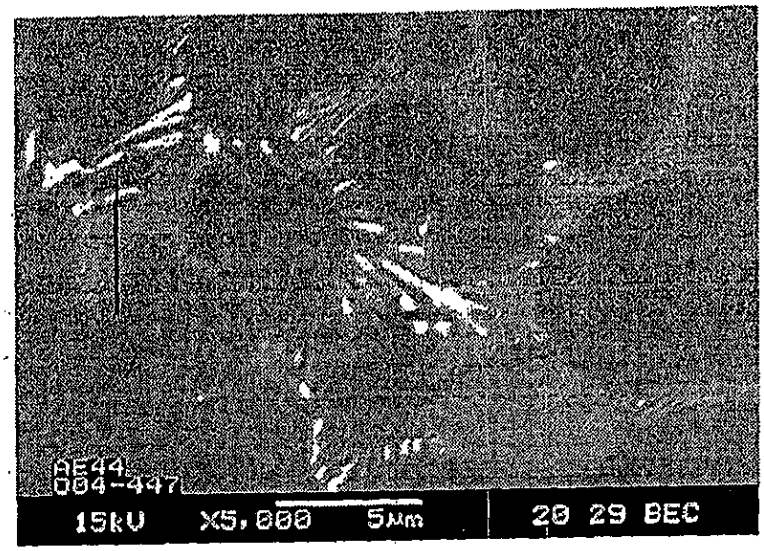


Fig. 10

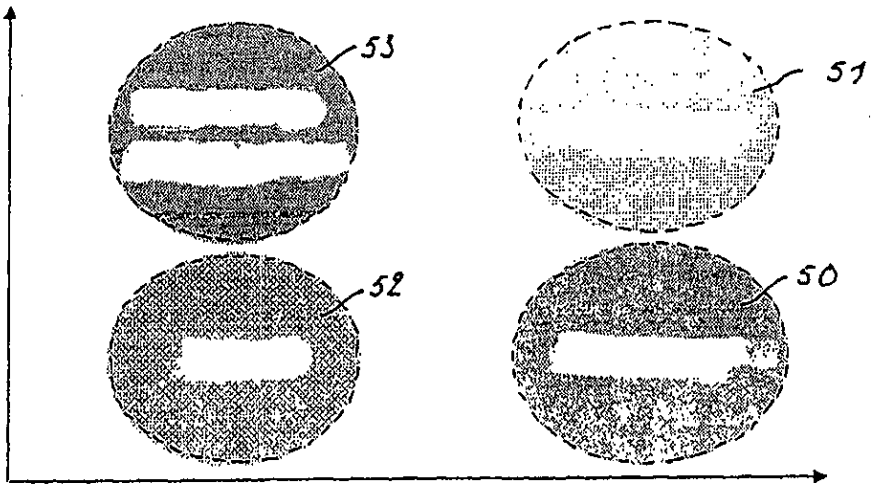


Fig. 11

Fig. 12

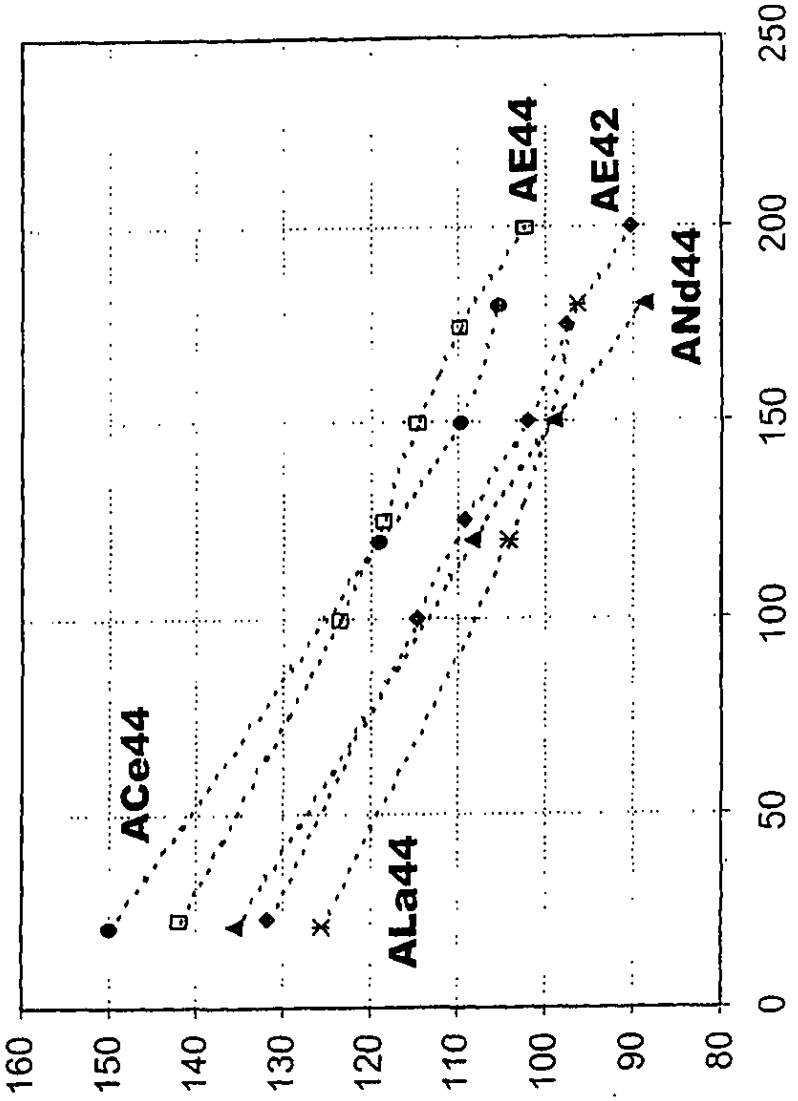
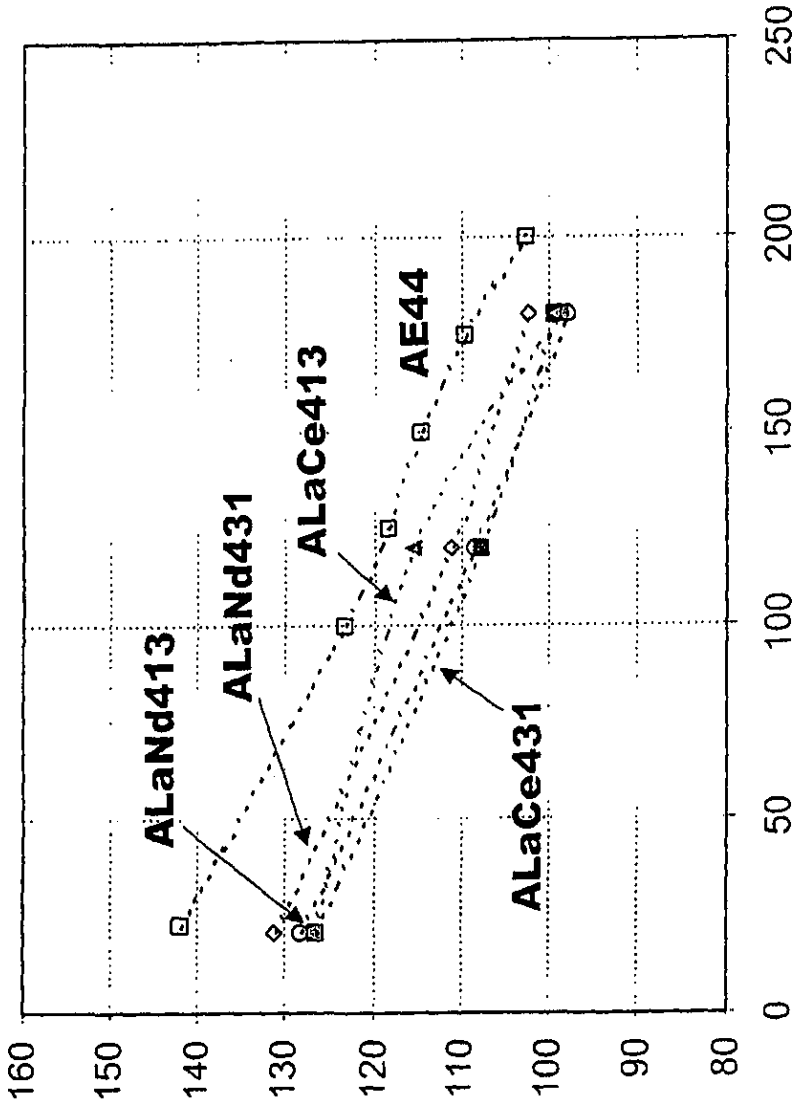

160
150
140
130
120
110
100
90
80
0
50
100
150
200
250
ACe44
ALa44
AE44
AE42
ANd44

Fig. 13


ALaNd413
ALaNd431
ALaCe413
AE44
ALaCe431
160
150
140
130
120
110
100
90
80
0
50
100
150
200
250

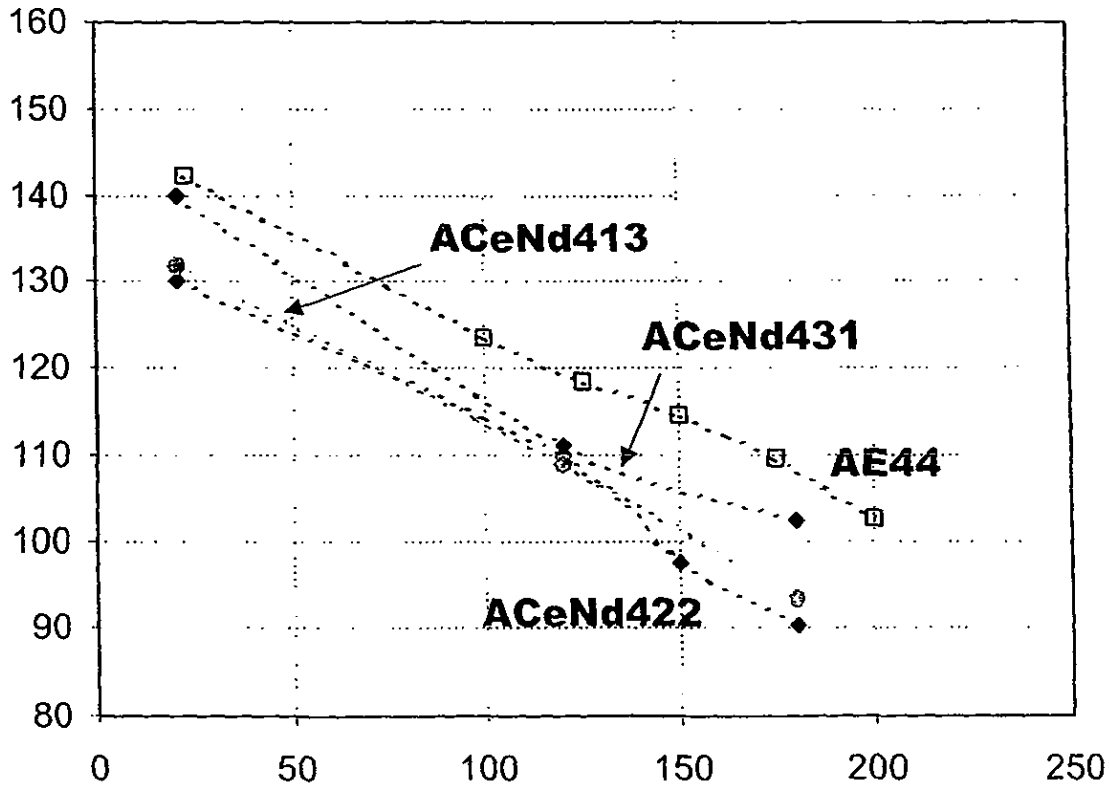

160
150
140
130
120
110
100
90
80
0
50
100
150
200
250
ACeNd413
ACeNd431
AE44
ACeNd422

Fig. 14

35

Fig. 15

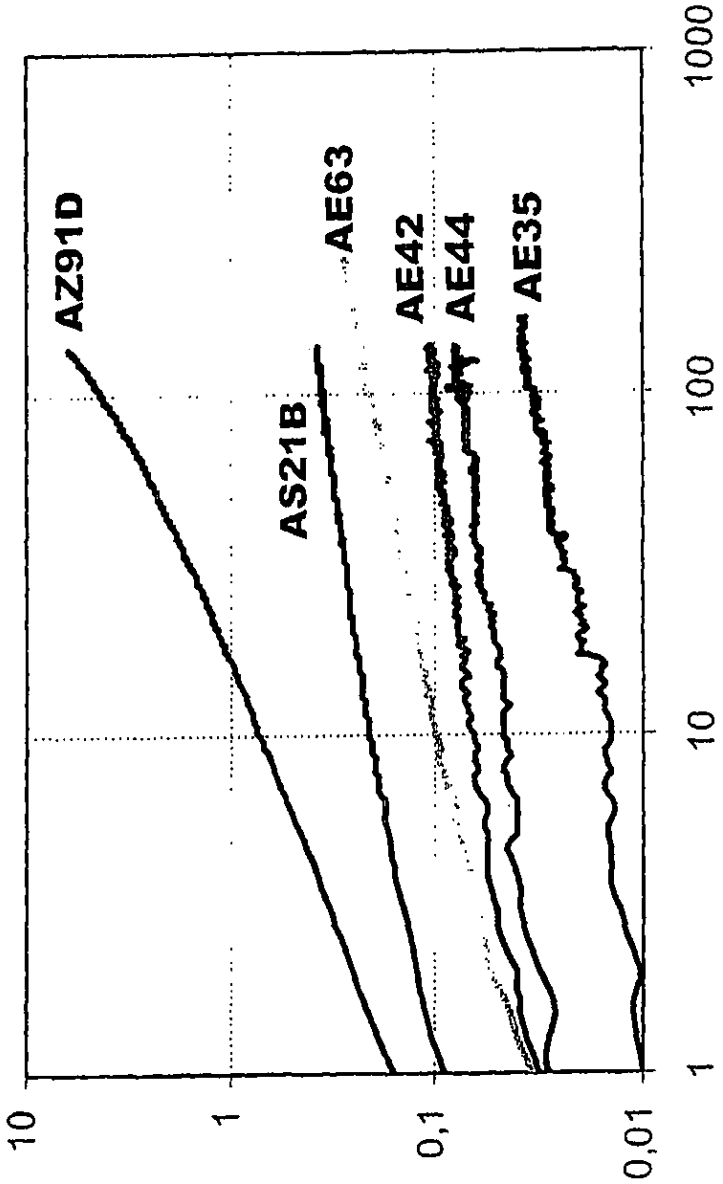


Fig. 16

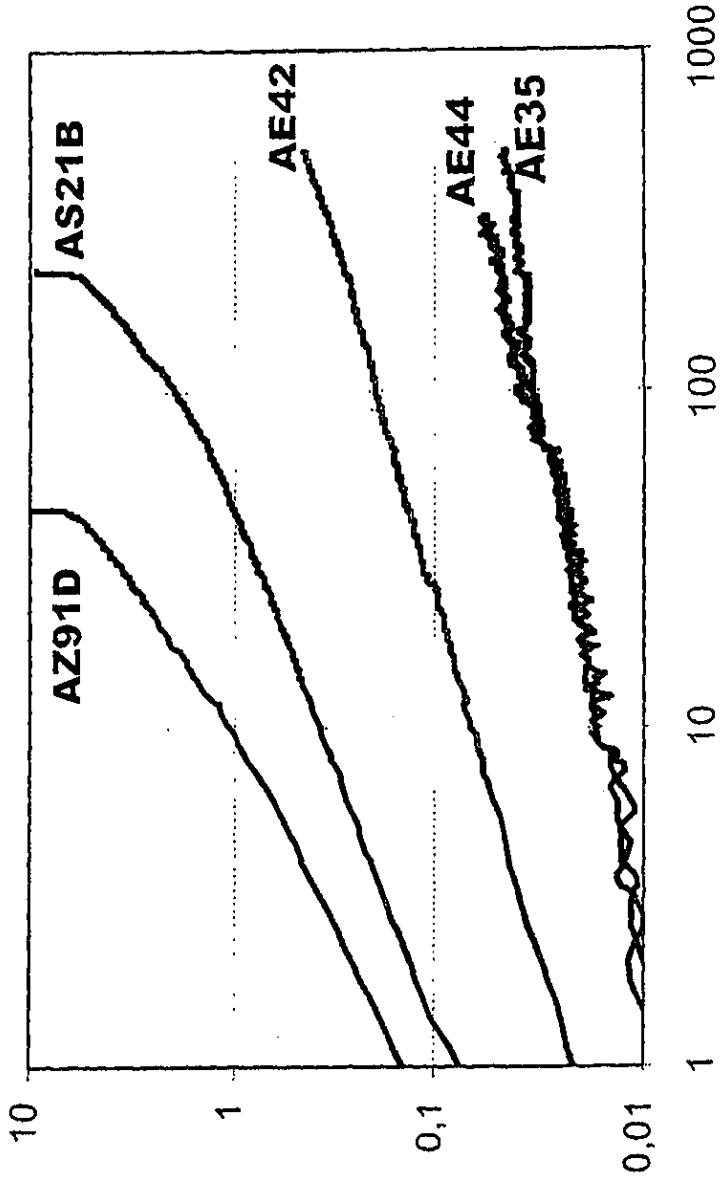
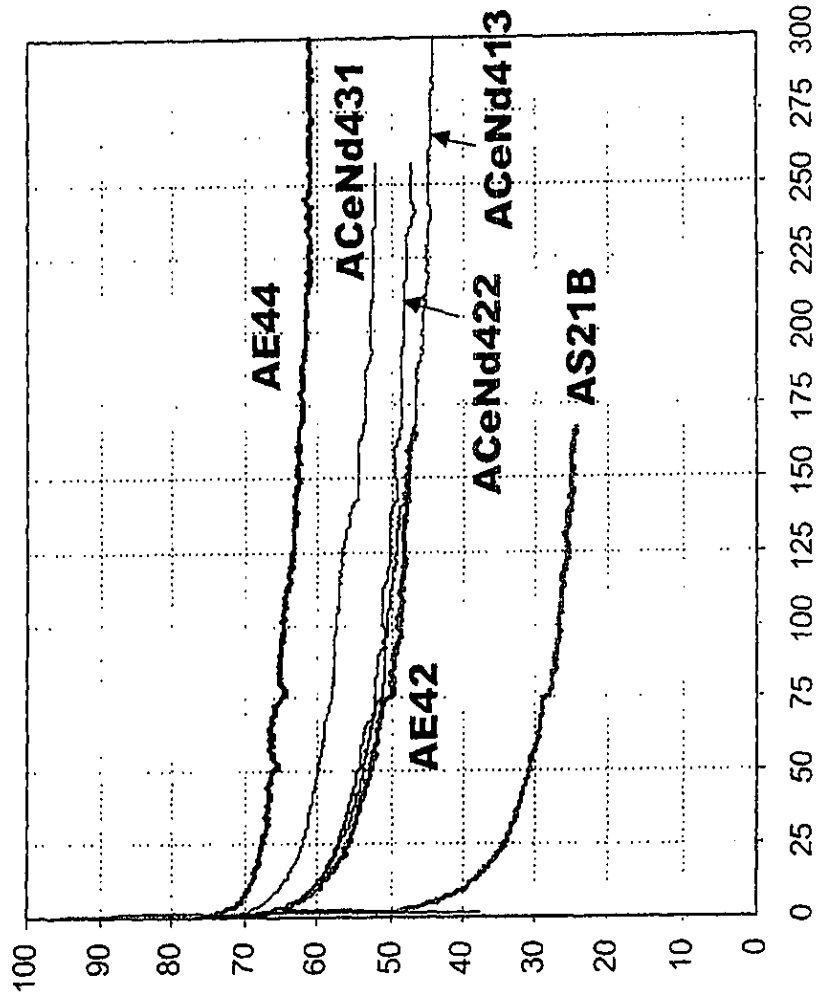


Fig. 17


AE44
ACeNd431
ACeNd413
ACeNd422
AS21B
AE42
100
90
80
70
60
50
40
30
20
10
0
0
25
50
75
100
125
150
175
200
225
250
275
300

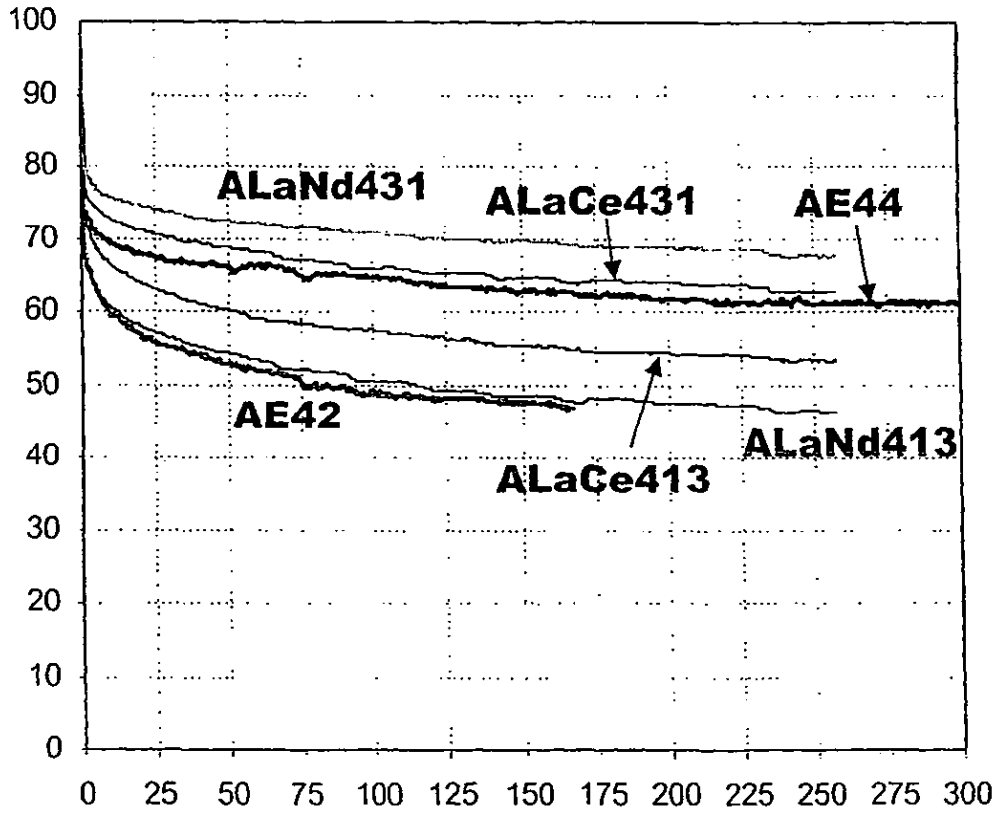

100
90
80
70
60
50
40
30
20
10
0
0
25
50
75
100
125
150
175
200
225
250
275
300
ALaNd431
ALaCe431
AE44
AE42
ALaNd413
ALaCe413

Fig. 18

39

Fig. 19

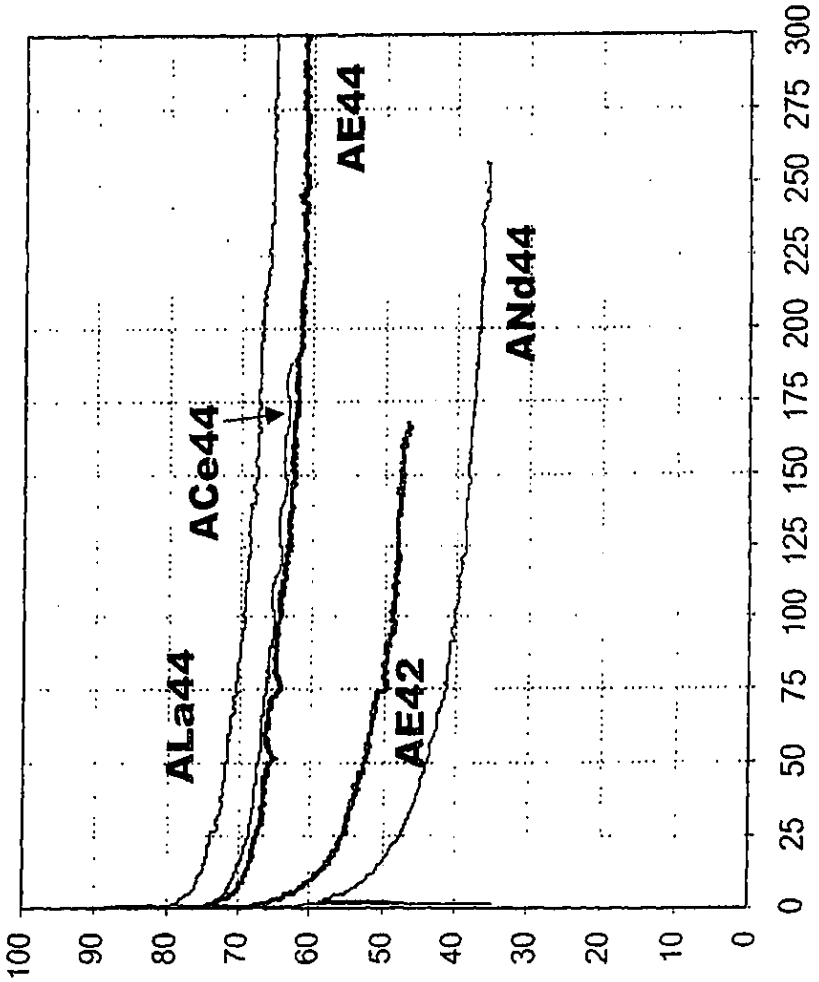
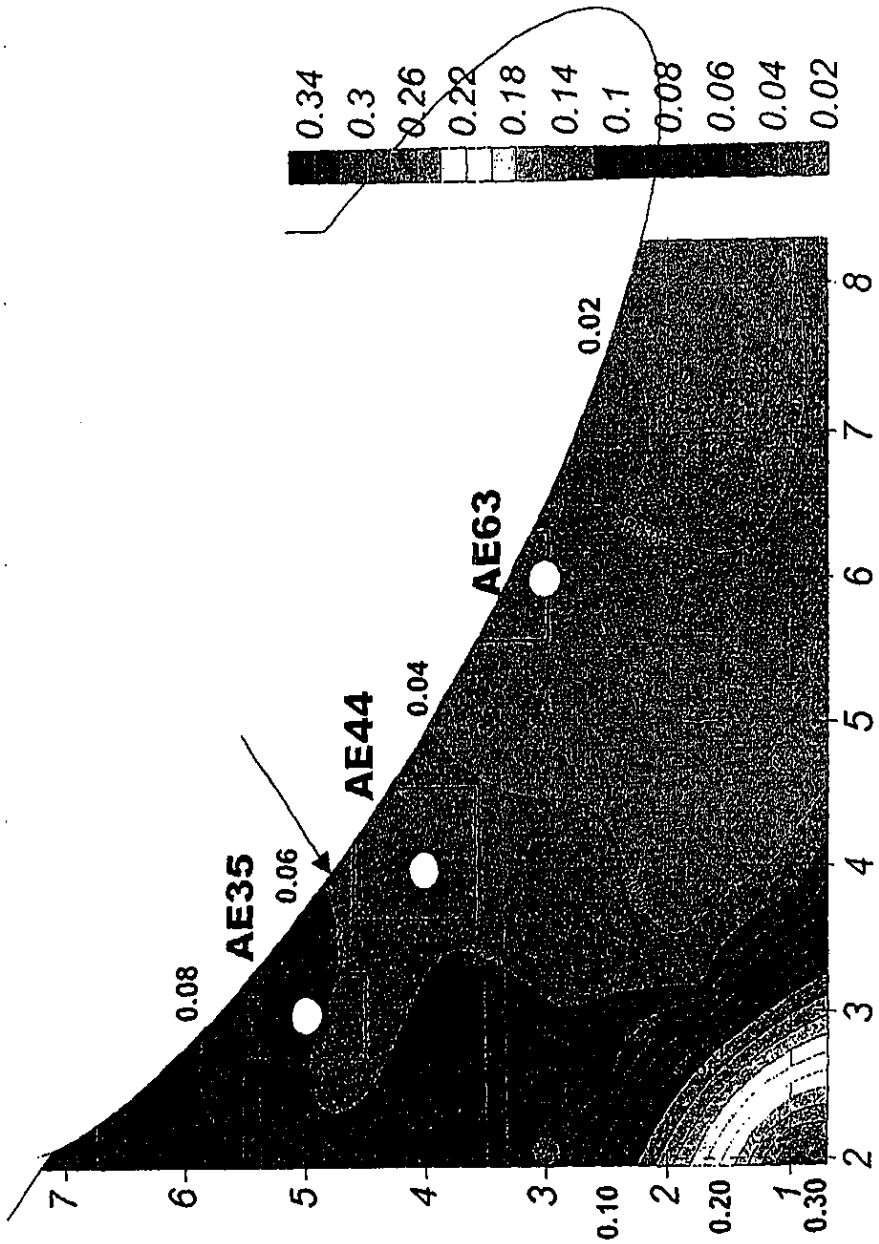

ALa44
ACe44
AE44
AE42
ANd44
100
90
80
70
60
50
40
30
20
10
0
0
25
50
75
100
125
150
175
200
225
250
275
300

Fig. 20


0.34
0.3
0.26
0.22
0.18
0.14
0.1
0.08
0.06
0.04
0.02
AE35
AE44
AE63
0.08
0.06
0.04
0.02
0.10
0.20
0.30
1
2
3
4
5
6
7
8