(19) INSTITUTO NACIONAL DA PROPRIEDADE INDUSTRIAL
PORTUGAL

(11) *Número de Publicação:* **PT 714453 E**

(51) *Classificação Internacional:* (Ed. 6)
C22C021/12 A C22F001/04 B
C22F001/057 B C22C021/00 B

(12) *FASCÍCULO DE PATENTE DE INVENÇÃO*

(22) *Data de depósito:* 1994.08.08

(30) *Prioridade:* 1993.08.10 US 103662

(43) *Data de publicação do pedido:*
1996.06.05

(45) *Data e BPI da concessão:*
2000.01.12

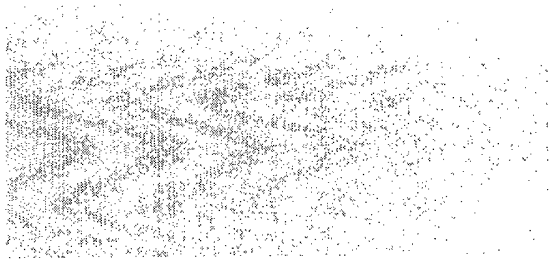
(73) *Titular(es):*
LOCKHEED MARTIN CORPORATION
9500 GODWIN DRIVE, BUILDING 400/043 MANASSAS, VA 20110-4157 US

(72) *Inventor(es):*
JOSEPH ROBERT PICKENS US
WILLIAM TROY TACK US

(74) *Mandatário(s):*
JOSÉ LUÍS FAZENDA ARNAUT DUARTE
RUA DO PATROCÍNIO, 94 1350 LISBOA PT

(54) *Epígrafe:* LIGAS DE AL-CU-LI COM RESISTÊNCIA MELHORADA À FRACTURA CRIOGÉNICA

(57) *Resumo:*



DESCRIÇÃO

"LIGAS DE AL-CU-LI COM RESISTÊNCIA MELHORADA À FRACTURA CRIOGÉNICA"

A presente invenção refere-se a ligas de alumínio-cobre-lítio.

As ligas de alumínio-cobre-lítio estão a ser consideradas como substitutas para as ligas convencionais de alumínio em sistemas de lançamento. Correntemente, os veículos de lançamento são construídos primariamente a partir de ligas 2014 (Titan) e 2219 (Tanque Externo do Space Shuttle) registadas na Aluminium Association. A maior parte do peso seco destes sistemas de lançamento, i. e., excluindo o propelente, está no contentor do propelente. Para sistemas do estado da técnica tais como o Tanque Externo do Space Shuttle e a fase superior criogénica planeada do Titan IV, o sistema propelente preferido é hidrogénio líquido e oxigénio líquido, os quais são líquidos criogénicos. É portanto importante para a liga estruturada que tal contentor de propelente tenha uma força elevada e resistência elevada às temperaturas criogénicas de serviço. Além disso, é particularmente vantajoso para a liga que tenha força e resistência a temperaturas criogénicas substancialmente iguais ou superiores à temperatura ambiente tanto na liga como em qualquer soldagem. A capacidade de atingir força e resistência elevadas à fractura a temperaturas criogénicas permite à amostra estrutural teste para o tanque ser conduzida de forma menos dispendiosa à temperatura ambiente do que a temperaturas criogénicas. Se tanto a força como a resistência forem substancialmente iguais ou superiores a temperaturas criogénicas, um teste à temperatura ambiente bem sucedido assegura que não ocorrerá falha por sobrecarga de força induzida nem por limite de resistência induzida a temperaturas de trabalho criogénicas.

O trabalho a frio induzido após tratamento térmico da solução e arrefecimento mas antes do envelhecimento artificial é conhecido por afectar as propriedades mecânicas das ligas Al-Cu e Al-Cu-Li. A forma mais comum de induzir este trabalho a frio é por estiramento plástico simétrico em relação ao eixo de formas do produto tais como extrusões, folha e placa. O estiramento, efectuado tipicamente à temperatura ambiente, tem a dupla função de endireitar o produto por equivalência plástica e permitir deslocamentos que servem como posições de nucleação para precipitados de elevada relação de força, por exemplo, plaquetas, ripas, etc., aumentando assim a força. O estiramento é também conhecido por aumentar a resistência à temperatura ambiente nas ligas de Al-Cu e Al-Cu-Li, mas o seu efeito na resistência criogénica não tem sido referida, tanto quanto é do nosso conhecimento.

Têm sido comercializadas várias ligas de alumínio-cobre-lítio. Estas incluem as ligas 2020, 2090, 2091, 2094, 2095, 2195, e 8090, registadas na Aluminium Association.

A liga 2020 tem uma composição nominal, em percentagem de peso, de Al-4,5Cu-1,1Li-0,5Mn-0,2Cd e foi registada nos anos 50. Embora a liga possuisse uma densidade relativamente baixa e desenvolvesse uma elevada força, também possuia níveis muito baixos de resistência à fractura e de ductibilidade. Estes problemas juntamente com as dificuldades de processamento levaram a retirar a liga do registo da Aluminium Association.

A liga 2090 compreendendo Al-(2,4-3,0)Cu-(1,9-2,6)Li-(0-0,25)Mg-0,12Zr foi projectada como uma substituta de baixa densidade para ligas de elevada força tais como 2024 e 7075. Embora esta liga desenvolva uma força relativamente elevada, também possui fraca resistência à fractura transversa e fraca ductibilidade transversa associada com problemas de delaminação e ainda não teve sucesso comercial em larga escala.

A liga 2091 compreendendo Al-(1,8-2,5)Cu-(1,7-2,3)Li-(1,1-1,9)Mg-0,12Zr foi projectada como uma liga de elevada força e elevada ductibilidade. No entanto, em condições de tratamento térmico que produzam máxima força, a ductibilidade é relativamente baixa na direcção transversa. Adicionalmente, a força atingida pela liga 2091 a temperaturas de trabalho não-frias está abaixo da força atingida pela liga a temperaturas de trabalho frias.

A liga 8090 compreendendo Al-(1,0-1,6)Cu-(2,2-2,7)Li-(0,6-1,3)Mg-0,12Zr foi projectada para aplicações em aeronáutica na qual eram requeridas resistência à exfoliação por corrosão e tolerância aos estragos.No entanto, a capacidade de força limitada e fraca resistência à fractura da liga 8090 não permitiram que esta se tornasse uma liga largamente aceite para aplicações aeroespaciais e de aeronáutica.

A liga 2094 compreende Al-(4,4-5,2)Cu-(0,8-1,5)Li-(0,25-0,6)Mg-(0,25-0,6)Ag-0,25máx.Zn-0,1máx.Mn-(0,04-0,18)Zr, enquanto a liga 2095 compreende Al-(3,9-4,6)Cu-(1,0-1,6)Li-(0,25-0,6)Mg-(0,25-0,6)Ag-0,25máx.Zn-0,1máx.Mn-(0,04-0,18)Zr. A liga 2195 é semelhante à liga 2095, mas tem limites de Cu e de Li ligeiramente mais baixos. Estas ligas possuem propriedades excepcionais tais como força ultra elevada, módulo elevado, boa capacidade de soldagem, etc.

As Patentes US nºs 5032359 e 5122339 e as candidaturas a patente com os números de série 07/327666 registada em 3 de Março, 1989 (WO 90/0221), 07/493255 registada em 14 de Março, 1990 e 07/471299 registada em 26 de Janeiro, 1990 (WO 91/115400), descrevem ligas de alumínio que contém cobre, lítio, magnésio e outros aditivos de ligas. Tem-se verificado que estas ligas possuem propriedades muito favoráveis tais como força elevada, módulo elevado, boa capacidade de soldagem e boa resposta ao envelhecimento natural. As ligas de WO 90/0221 e WO 91/11540 tem propriedades de força favoráveis a temperaturas criogénicas.

Atendendo à importância tecnológica da utilização de ligas melhoradas a temperaturas criogénicas, seria desejável obter uma liga à base de alumínio de baixa densidade que possua força elevada e resistência à fractura em relação às ligas de alumínio convencionais e também força e resistência à fractura aumentadas a temperaturas criogénicas em relação à temperatura ambiente.

De acordo com a presente invenção, é reivindicada a utilização de uma liga que possua força e resistência à fractura a temperaturas criogénicas iguais ou superiores ás da temperatura ambiente, sendo a resistência à fractura à temperatura ambiente pelo menos 18,7 Ksi$\sqrt{in}$ (20,5 Mpa$\sqrt{m}$) e sendo a resistência à fractura a -196°C pelo menos 19,2 Ksi$\sqrt{in}$ (21,1 Mpa$\sqrt{m}$), consistindo a composição de 2,0 a 6,5 por cento em peso de Cu, 0,2 a 2,7 por cento em peso de Li, o,2 a 4,0 por cento em peso de Mg, opcionalmente pelo menos um de 0 a 4,0 por cento em peso de Ag, e 0 a 3,0 por cento em peso de Zn, opcionalmente 0 a 10,0 por cento em peso de outros aditivos de ligas seleccionados no grupo que consiste de Zr, ti, Cr, Mn, Hf, Nb, B, Fe, Y, La, V, Mo, Se, Co, Ni, Cd, In, Sn, Ge e suas combinações e TiB_2, e o equilibrio em alumínio e impurezas acidentais, sendo a composição a ser trabalhada envelhecida artificialmente, em que o trabalho produz o equivalente a pelo menos 3% de estiramento à composição e o envelhecimento artificial reduz a composição a um rendimento de força de pelo menos 5Ksi (34,5 Mpa) abaixo do pico de rendimento de força que a composição é capaz de atingir.

Formas de realização preferidas são apresentadas nas reivindicações anexas.

Para uma melhor compreensão da presente invenção, faz-se referência, como exemplo, aos desenhos anexos nos quais:

A Figura 1 é um gráfico da resistência à fractura versus o rendimento de força para uma liga à temperatura ambiente e à temperatura criogénica. O gráfico revela que a resistência à

fractura da liga aumenta à temperatura criogénica quando a liga é envelhecida artificialmente a um rendimento de força menor, mas a resistência à fractura criogénica diminui em relação à resistência à temperatura ambiente quando a liga é envelhecida artificialmente a um maior rendimento de força.

A Figura 2 é um gráfico de resistência à fractura versus o teor em lítio para ligas à temperatura ambiente e à temperatura criogénica. O gráfico mostra um aumento da resistência à fractura à temperatura criogénica em relação à temperatura ambiente para ligas com um menor teor em lítio, mas não há um aumento detectável na resistência à fractura criogénica para ligas com um teor em lítio mais elevado.

A Figura 3 é um gráfico de resistência à fractura versus o teor em magnésio (Mg) para ligas à temperatura ambiente e à temperatura criogénica. O gráfico mostra um aumento da resistência à fractura à temperatura criogénica em relação à resistência à fractura à temperatura ambiente para todas as ligas.

A Figura 4 é um gráfico de resistência à fractura versus temperatura para uma liga que foi estirada em várias percentagens. O gráfico mostra uma diminuição da resistência à fractura à temperatura criogénica em relação à resistência à fractura à temperatura ambiente quando a liga é estirada em menor percentagem, mas um aumento da resistência à fractura à temperatura criogénica quando a liga é estirada em maior percentagem.

A Figura 5 é um gráfico de resistência à fractura versus percentagem de estiramento para uma liga à temperatura ambiente e à temperatura criogénica. O gráfico mostra uma diminuição da resistência à fractura à temperatura criogénica em relação à resistência à fractura à temperatura ambiente a níveis mais baixos de estiramento, mas um aumento da resistência à fractura à temperatura criogénica a níveis de estiramento mais elevados.

A Figura 6 é um gráfico de resistência à fractura versus temperatura de envelhecimento para uma liga à temperatura ambiente e à temperatura criogénica. O gráfico mostra que a resistência à fractura aumenta tanto à temperatura ambiente como à temperatura criogénica com a diminuição da temperatura de envelhecimento.

A Figura 7 é um gráfico de força à fractura versus temperatura para uma liga de acordo com a presente invenção que foi estirada em várias percentagens. Adicionalmente, ilustra-se a força à fractura versus a temperatura para uma liga convencional. O gráfico demonstra um melhoramento aumentado na força à fractura criogénica quando esta liga de acordo com a presente invenção é estirada em maior percentagem. Ilustra-se ainda, um melhoramento significativo tanto na força como na resistência à fractura da liga de acordo com a presente invenção quando comparada com a liga convencional.

A presente invenção refere-se à utilização de ligas produzidas sob controlo da composição, fabrico e tratamento térmico, para dar origem a propriedades melhoradas de resistência e força à fractura criogénica. De acordo com a presente invenção, utiliza-se uma liga formada de alumínio-cobre-lítio na qual a resistência à fractura a temperaturas criogénicas é superior ou igual á resistência à fractura à temperatura ambiente. Adicionalmente, a força a temperaturas criogénicas é superior à força à temperatura ambiente. Esta combinação de resistência à fractura e força melhoradas a temperaturas criogénicas é definida de acordo com a presente invenção como a "tendência desejável de resistência á fractura criogénica". A tendência desejá´vel pode ser atingida controlando os níveis de cobre e lítio nas ligas, e controlando os parâmetros de processamento tais como estiramento, envelhecimento e recristalização das ligas.

O termo "temperatura criogénica" é definido de acordo com a presente invenção para incluir temperaturas significantemente abaixo da temperatura ambiente e tipicamente abaixo de 0°C. Assim,

as temperaturas às quais o hidrogénio (-253°C), oxigénio (-183°C) e azoto (-196°C) se tornam líquidos são incluidas como temperaturas criogénicas. Por questões de avaliação experimental, a temperatura de -196°C é considerada como uma temperatura criogénica. A temperatura ambiente é definida de acordo com a sua comum utilização e inclui temperaturas de desde cerca de 20 a cerca de 25°C. Por questões de avaliação experimental, a temperatura de 25°C é considerada a temperatura ambiente.

Juntamente com o alumínio, cobre e lítio, as ligas de acordo com a presente invenção podem conter, em certas formas de realização preferidas, magnésio, prata, zinco, e suas combinações, juntamente com outros elementos ligantes tais como grãos de refinamento, elementos formadores de dispersóides e auxiliares de nucleação. As gamas composicionais das adições ligantes de acordo com as presentes ligas são dadas em seguida no Quadro 1. Excepto quando referido o contrário, todos os valores de composição aqui especificados estão em percentagem de peso.

QUADRO 1

Gamas composicionais de Ligas (% massa, equilibrio de Al)

	Cu	Li	Ag	Mg	Zn
Geral	2,0-6,5	0,2-2,7	0-4,0	0,2-4,0	0-3,0
Preferida	2,8-4,8	0,4-1,5	0-0,8	0,2-1,0	0-1,0
Mais Preferida	3,0-4,5	0,7-1,1	0-0,6	0,3-0,6	0-0,75

Outros aditivos ligantes tais como Zr, Ti, Cr, Mn, Hf, Nb, B, Fe, Y, La, V, Mo, Se, Co, Ni, Cd, In, Sn, Ge e suas combinações podem ser incluidos em quantidades até a um total de cerca de 10 por cento em peso desde que tais adições não prejudiquem significativamente a obtenção da tendência desejável para a resistência à fractura criogénica.

Os refinadores de grãos tais como Zr, Ti, Cr, Mn, Hf, Nb, B, V e TiB_2 podem ser incluidos numa quantidade total preferida de desde cerca de 0,01 a cerca de 1,0 por cento em peso e mais preferencialmente desde cerca de 0,08 a cerca de 0,3 por cento em peso. A quantidade de elementos refinadores de grãos e/ou elementos formadores de dispersóides pode ser aumentada num excesso de 1,0% quando se utiliza o processamento de metalúrgia pó , por exemplo, solidificação rápida, ligante mecânico, e moagem da reacção. O zircónio e o titânio são particularmente preferidos como aditivos refinadores de grãos, sendo o Zr também benéfico como inibidor da recristalização.

As ligas são preparadas com composições de acordo com as estabelecidas no Quadro 2. Embora não esteja listado no Quadro 2, o alumínio perfaz o equílibrio de cada composição.

QUADRO 2

Composição de Ligas (% peso)

Liga	Cu	Li	Ag	Mg	Zn	Zr	Ti
A	6,18	1,35	0,41	0,40	0	0,16	0
B	4,52	1,29	0,40	0,36	0	0,14	0,03
C	4,13	1,27	0,40	0,40	0	0,14	0,02
D	4,38	1,04	0,38	0,38	0	0,14	0,03
E	5,70	1,29	0	0,34	0	0,15	0,04
F	4,01	0,84	0	0,40	0	0,14	0,03
G	6,00	1,00	0,38	0,36	0	0,14	0,04
H	4,23	0,73	0,40	0,34	0	0,15	0,02
I	4,28	0,85	0,36	0,40	0	0,14	0,03
J	3,95	1,03	0,39	0,37	0	0,14	0,03
K	4,19	1,21	0,37	0,38	0	0,14	0,04
L	4,00	1,41	0,38	0,37	0	0,14	0,03
M	3,78	1,81	0,40	0,34	0	0,15	0,03
N	4,04	0,86	0,38	0,24	0	0,14	0,03
O	4,28	0,84	0,36	0,38	0	0,14	0,03
P	4,31	0,80	0,36	0,38	0	0,14	0,03
Q	4,04	0,85	0,38	0,60	0	0,15	0,03
R	4,90	1,15	0,40	0,40	0	0,14	0,02
S	3,58	0,93	0,35	0,34	0,22	0,15	0,04
T	3,79	0,92	0,34	0,34	0,40	0,15	0,03
U	4,00	1,00	0,40	0,40	0	0,14	0,02
V	3,62	0,99	0,35	0,36	0	0,15	0,04
W	3,61	0,91	0	0,33	0,39	0,15	0,04
X	2,8	0,86	0	0,38	0,65	0,14	0,02
Y	3,5	0,79	0	0,41	0,75	0,14	0,02
Z	2,16	0,80	0	0,38	0	0,14	0,03
AA	3,18	0,78	0	0,36	0	0,15	0,02
BB	3,56	0,29	0	0,39	0	0,14	0,03

CC	3,43	0,56	0	0,35	0	0,14	0,03
DD	3,41	1,12	0,38	0,36	0	0,14	0,03
EE	4,47	0,95	0,43	0,43	0	0,14	0,02
FF	4,99	1,23	0,38	0,46	0	0,17	0,04
GG	5,20	1,00	0,40	0	0	0,16	0

Excepto se indicado de outro modo, cada uma das composições indicadas acima foi preparada da forma que se segue. As ligas foram fundidas como lingotes de 23 quilos (50 lb), 16,5 cm (6,5 polegadas) de diâmetro utilizando um forno de fusão induzido por gás inerte. Os lingotes foram homogeneizados a 450°C durante 16 horas e 504°C durante mais 8 horas, escalpados e extrudidos em barras rectangulares de 1,9 x 5,1 cm (3/4 x 2 inch) a uma temperatura de pre-aquecimento de 370°C (700°F). As extrusões tratadas termicamente em solução durante uma hora a uma temperatura mesmo abaixo da solidificação e em seguida arrefecidas em água. Várias percentagens de estiramento de desde 0-9,5% foram aplicadas às ligas e utilizaram-se várias temperaturas de envelhecimento artificial e vários tempos.

O termo "trabalhada" utilizado de acordo com a presente invenção é definido como a introdução do equivalente a pelo menos 3 por cento de estiramento a uma liga. Juntamente com estiramento, podem ser utilizados outros meios de trabalho tais como rolamento, formação de rolos, formação de turbulência, rotação, martelagem e semelhantes.

As percentagens de estiramento preferidas, ou suas equivalentes, variam desde cerca de 3 a cerca de 9 por cento, sendo geralmente mais preferidas desde cerca de 4,5 a cerca de 7 por cento, dependendo da composição da liga, da geometria e de outros parâmetros de processamento. O trabalho das ligas é tipicamente efectuado à temperatura ambiente (trabalho a frio), mas tanto as temperaturas criogénicas como quentes podem ser adequadas.

As temperaturas de envelhecimento artificial podem variar, sendo temperaturas desde menos de cerca de 120°C até superiores a cerca de 180°C satisfatórias para a maioria das ligas. As temperaturas de envelhecimento artificial de desde cerca de 125 a cerca de 145 ou 150°C são preferidas de modo a promover a tendência desejável para a resistência à fractura criogénica. Os tempos de envelhecimento são dependentes da temperatura de envelhecimento e podem estender-se até um ponto no qual a duração do tempo se torna impraticável. Tempos de envelhecimento de desde cerca de 0,25 a cerca de 500 horas podem ser tipicamente utilizadas, sendo preferível desde cerca de 2 a cerca de 48 horas, e mais preferível desde cerca de 4 a cerca de 24 horas, dependendo da composição da liga e de outros parâmetros de processamento.

As ligas são tipicamente fundidas na forma de lingotes ou de barras. O termo "lingote" aqui utilizado é definido de um modo geral como uma massa sólida de material de liga. O termo "barra" aqui utilizado inclui produtos semi-acabados trabalhados a quente adequados para serem subsequentemente trabalhados pelos tais métodos como enrolamento, extrusão, forjamento, etc. Enquanto que é preferível a formação de lingotes ou barras de ligas de acordo com a presente invenção por técnicas de fundição, as ligas podem também ser obtidas na forma de lingotes ou barras consolidadas a partir de pós finos ou particulados. O material em pó ou particulado pode ser produzido por tais processos como a atomização, ligas mecânicas, fundição por rotação, arrefecimento por esguicho, deposição de plasma e semelhantes.

As ligas podem ser obtidas de várias formas de fabrico conhecidas, incluindo extrusões, folha, placa, forjamentos e semelhantes. O termo liga "trabalhada" aqui utilizado é definido como um produto que foi sujeito a trabalho mecâncio por tais processos como extrusão, enrolamento, forjamento, rotação e semelhantes. O termo "folha" é definido de acordo com a presente invenção como um produto enrolado com uma secção transversal geralmente rectangular com uma espessura de desde cerca 0,006 in

(0,15 mm) a cerca de 0,249 in (6,3 mm), e tendo bordos cortados, gretados ou serrados. O termo "placa" é definido de modo semelhante à folha, com a excepção de que a espessura é cerca de 0,250 in (6,35 mm) ou superior.

Os seguintes exemplos ilustram vários aspectos de acordo com a presente invenção e não pretendem limitar o âmbito da presente invenção. Excepto quando referido em contrário, todos os valores de rendimento de força são na direcção longitudinal e todos os valores de resistência são na orientação L-T. O termo "L-T" significa que a direcção de carga é paralela à direcção de trabalho e que a direcção da propagação da racha é ao longo do eixo mais longo do produto que é prependicular à direcção de trabalho. A maioria dos valores da resistência à fractura são resistências à fractura planas directas medidas a partir amostras de tensão compacta pré-rachadas. Algumas amostras fracturadas falharam a prova de plasticidade ASTM B399 e por isso a resistência é descrita como K_q em vez de K_{IC} (ASTM B399). No entanto, a natureza plana das fracturas sugere que os valores de K_q são próximos dos valores de K_{IC}.

A maioria dos tanques criogénicos utilizados para sistemas de lançamento utilizam ligas de alumínio de medidores suficientemente finos que as condições de carga de serviço estão sobre pressão plana. A resistência à fractura por pressão plana está dependente da espessura e é difícil de obter tais valores de resistência com uma dispersão suficientemente baixa para detectar diferenças subtis na resistência causada por efeitos de liga e de processamento. Para ultrapassar tais dificuldades, a resistência à fractura plana directa (K_{IC}) foi medida utilizando medidores mais espessos para medir a resistência e atendência da resistência criogénica porque K_{IC} é um parâmetro fundamental dos materiais e não é grandemente afectado pelas diferenças de tamanho da amostra. Adicionalmente, os valores de K_{IC} apresentam geralmente dispersão mais baixa do que outras medidas de resistência.

Exemplo 1

Uma extrusão da liga A (6,18 % em peso Cu) foi tratada a quente em solução a 504°C durante 1 hora, mergulhada em água (WQ) a 20°C, incubada durante 1 hora a 20°C, estendida longitudinalmente 3% e envelhecida artificialmente a 160°C durante 6 horas. Conseguiu-se um rendimento de força (Ys) de 94,3 ksi (650,2 MPa) e uma força tensora final (UTS) de 98,5 ksi (679,13 MPa), com um estiramento de 5% a 20°C, i.e., abaixo das propriedades T8. A resistência à fractura no plano a 20°C (Kic), medida em espécies com fractura por fadiga devido a tensão por compactação na orientação L-T é 18,6 Ksi$\sqrt{in}$ (20,4 MPa$\sqrt{m}$). A −196°C, a Ys e UTS aumentaram para 116 ksi (799,8 MPa) e 123 ksi (848 MPa), respectivamente. Espera-se que a força de uma liga de alumínio aumente com a diminuição da temperatura de ensaio desde que a liga não sofra uma fractura quebradiça prematura, a qual é a manifestação de baixa resistência ou ductibilidade. A ductibilidade a −196°C diminui para um estiramento de 2,2% e a resistência diminui para 17 Ksi$\sqrt{in}$ (18,7 MPa$\sqrt{m}$). Isto exemplifica a tendência da resistência para fractura criogénica indesejável.

Exemplo 2

A liga A foi envelhecida a um nível de força superior ao do exemplo 1, i.e. envelhecida a 160°C durante 24 horas, dado um Ys a 20°C de 98,7 ksi (680,5 Mpa), UTS de 101,5 Ksi (699,8 Mpa) e elongação de 5,4%. A resistência à fractura a 20°C a este nível de força superior é bastante baixo a 13,4 Ksi$\sqrt{in}$ (14,7 MPa$\sqrt{m}$), esta resistência e suficientemente baixa para que a liga não seja competitiva em aplicações de resistência crítica a este nível de força. Consequentemente, a resistência a −196°C não foi medida, mas é de esperar que a tendência para a crioresistência seja indesejável.

Exemplo 3

A liga B foi processada de igual maneira que a liga A nos exemplos precedentes. A liga B apresenta uma composição semelhante à da liga A, excepto que o conteúdo em Cu é significativamente inferior a 4,52 % em peso. As propriedades de envelhecimento T8 da liga B, a 20°C, após um ligeiro tratamento de envelhecimento (16 h a 160°C) são superiores em força, a Ys de 99,7 (687,4 Mpa) e UTS de 102 (703,2 Mpa) e superiores num estiramento tensor a 6,4%. A resistência à fractura da liga B é também superior a um Kic de 22,3 Ksi$\sqrt{in}$ (24,5 MPa$\sqrt{m}$) a este nível de força superior. Isto é significante porque a liga foi envelhecida 5 Ksi mais forte que a liga A no Exemplo 1, onde a resistência a 20°C foi apenas 18,6 Ksi$\sqrt{in}$ (20,4 MPa$\sqrt{m}$). Julga-se que estes melhoramentos na ductibilidade e resistência à temperatura ambiente resultam da diminuição da concentração de Cu. A −196°C, Ys aumenta para 122 Ksi (841,1 MPa), a UTS aumenta para 130 Ksi (896,3 MPa) e a ductibilidade aumenta para um estiramento de 7,4%. Por outro lado, a resistência a −196°C diminui muito ligeiramente para 21,4 Ksi$\sqrt{in}$ (23,5 MPa$\sqrt{m}$), virtualmente uma tendência plana a um nível extremamente elevado de força. Assim, diminuindo a concentração de Cu de 6,18 para 4,52% obtém-se a produção de uma resistência desejável à fractura criogénica com o material estendido a 3% e envelhecido a Ys de 100 Ksi (689,5 MPa) a 20°C.

Exemplo 4

A liga B foi envelhecida durante 16 horas a 160°C de acordo com o Exemplo 3, mas foi alongada 5% em vez de 3%. Estendendo 5%, a cinética de envelhecimento é aumentada de forma a que o envelhecimento artificial durante 16 horas a 160°C originando agora um pico de força (Ys de 103 Ksi (710,6 MPa) UTS de 105 Ksi (723,9 MPa) com 6% el). A resistência à fractura a 20°C é 20,2 Ksi$\sqrt{in}$ (22,2 MPa$\sqrt{m}$) a este nível de força ultra-elevado. Contudo, a resistência aumenta significativamente a −196°C a 25,0 Ksi$\sqrt{in}$ (27,47 MPa$\sqrt{m}$). Assim, a tendência desejável é atingida a um nível

de força extremamento elevado através da diminuição de Cu para 4,52% e aumentando o nível de estiramento para 5%.

Exemplo 5

A liga C é semelhante às ligas A e B mas possui uma concentração de Cu de 4,13%. Quando processada de forma semelhante (SHT 511°C durante 1 hora, WQ, alongada a 3% e envelhecida durante 12 horas a 160°C), é ligeiramente mais fraca na têmpera T8 a Ys 94 Ksi (648,1 MPa) e UTS 98 Ksi (675,7 MPa) mas apresenta uma melhor resistência à fractura a 20°C que a liga B com 4,52% de Cu, i.e. 24,5 (26,4 MPa) em vez de 22,3 Ksi$\sqrt{in}$ (24,5 MPa$\sqrt{m}$). A −196°C, o Ys aumenta para 115 Ksi (792,9 MPa), mas a resistência à fractura diminui para 19,3 Ksi$\sqrt{in}$ (21,2 MPa$\sqrt{m}$) (ver Fig. 1). Embora a diminuição em Cu para 4,13% aumente a resistência para 20°C a um nível de estiramento de 3%, a tendência de resistência da fractura criogénica desejável não é atingida ao nível de Ys de 94 Ksi (648,1 MPa).

Exemplo 6

A liga é envelhecida a um Ys a 20°C de 89 Ksi (613,6 MPa), onde se atinge a tendência desejável (resistência à fractura de 33,9 Ksi$\sqrt{in}$ (37,2 MPa$\sqrt{m}$) a 20°C e 34,3 Ksi$\sqrt{in}$ (37,7 MPa$\sqrt{m}$) a −196°C). Envelhecendo ainda mais a liga C a um Ys de 86 Ksi (592,9 MPa) a 20°C aumenta a resistência e resulta claramente na tendência desejada. Quer dizer, a resistência a 20°C é 38,7 Ksi$\sqrt{in}$ (42,5 MPa$\sqrt{m}$) enquanto que a resistência a −196°C é 40,4 Ksi$\sqrt{in}$ (44,4 MPa$\sqrt{m}$) (ver Figura 1). Isto representa um excelente exemplo de tendência de resistência à fractura criogénica desejável tanto a uma força elevada como a um nível elevado de resistência.

O efeito de diminuir o Cu na tendência da resistência à fractura criogénica desejável é demonstrado nos exemplos anteriores. Contudo, nota-se que a tendência desejável pode ser

obtida a níveis superiores de Cu com um estiramento maior, como sera demonstrado nos exemplos seguintes.

Exemplo 7

A liga D é semelhante em composição à liga B excepto que o conteúdo em Li é ligeiramente inferior. Parte desta extrusão foi estendida 3% e parte 6%. A tendência desejável é apenas a suficiente para atingir, a 20°C, um Ys de 88 Ksi (606,7 MPa) a um nível de estiramento de 3%, mas atinge-se muito facilmente um nível de Ys de 93 Ksi (644,2 MPa) a 20°C com 6% de estiramento (ver Quadro 3). Para mais, a tendência desejável é quase atingida a um Ys de 98,5 Ksi (679,1 MPa). A tendência desejável é atingida mais prontamente devido a um nível de estiramento superior, e em adição, o conteúdo inferior de Li que será ilustrado mais adiante.

A grande facilidade a que a tendência desejável pode ser atingida com a diminuição de Cu é também observada no sistema Al-Cu-Li-Mg. Pode ser visto nos Exemplos 8 e 9 abaixo.

Exemplo 8

A liga E apresenta uma composição semelhante à liga A excepto que a liga E não possui Ag. O pico de força a 20°C da liga E com 3% de estiramento pode ser obtido por envelhecimento durante 16 horas a 160°C (Ys de 95,2 Ksi (656,3 MPa), UTS de 98,3 Ksi (677,7 MPa) e 6% el). O pico de força da liga E é ligeiramente mais baixa que o da liga A devido à ausência de Ag na liga E. A −196°C, a força aumenta para um Ys de 114 Ksi (786 MPa) e uma UTS de 123 Ksi, com uma diminuição da estiramento para 4,0%. A resistência a 20°C é 16,9 Ksi$\sqrt{in}$ (18,6 MPa$\sqrt{m}$), diminuindo ligeiramente para 16,6 Ksi$\sqrt{in}$ (18,2 MPa$\sqrt{m}$) a −196°C. Esta resistência pode ser aumentada com apenas uma ligeira aplicação de força através de envelhecimento, e.g. durante 6 horas a 160°C produzindo um Ys de 94,2 Ksi (649,5 MPa), UTS de 98,6 Ksi (679,8 MPa), estiramento de 7,9% e Ko de 25,4 Ksi$\sqrt{in}$ (27,9 MPa$\sqrt{m}$) a 20°C. As propriedades a −

196°C são um Ys de 111 Ksi (765,3 MPa), UTS de 123 Ksi (848 MPa), 7,5% el e Ko de 23,0 Ksi$\sqrt{in}$ (25,3 MPa$\sqrt{m}$). A tendência desejável não é conseguida em nenhum caso.

Exemplo 9

A liga F apresenta uma composição semelhante à liga E, mas possui uma concentração significativamente mais baixa de Cu e Li (ver Tabela 2). A diminuição do soluto produz um pico de Ys mais baixo a 20°C de 90 Ksi (620,5 MPa) comparado com a liga E. Em condições ligeiramente envelhecidas após um estiramento de 6% (envelhecimento a 143°C durante 30 horas), as propriedades a 20°C são um Ys de 88,1 Ksi (607,4 MPa), UTS de 90,8 Ksi (626 MPa), 10,5% el e resistência de 39,4 Ksi (43,3 MPa). A −196°C, o Ys aumenta para 104,8 Ksi (722,6 MPa), a UTS aumenta para 111,2 Ksi (766,7 MPa) eo estiramento aumenta para 11,2%. Importante, a resistência aumenta para 47,1 Ksi$\sqrt{in}$ (51,7 MPa$\sqrt{m}$), um excelente exemplo da tendência desejável. Com um envelhecimento ligeiramente menor da liga F um atingem-se um Ys a 20°C de 85 Ksi (586 MPa), um Kic a 20°C de 39,7 Ksi$\sqrt{in}$ (43,6 MPa$\sqrt{m}$), enquanto se obtém uma resistência, a -196°C, de 51,0 Ksi$\sqrt{in}$ (56,0 MPa). Assim, a tendência desejável é atingida e a descrição nos Exemplos 1-7 para ligas de Al-Cu-Li-Ag-Mg aplica-se a ligas de Al-Cu-Li-Mg.

Exemplo 10

A liga G apresenta uma composição semelhante à liga A (elevada concentração de Cu) mas possui uma menor concentração de Li de 1% (ver Quadro 2). Quando se processa de forma semelhante à liga A (temperatura de pré-aquecimento para extrusão 370°C, SHT 504°C, WQ, estiramento de 3% e envelhecimento durante 16 horas a 160°C), obtiveram-se propriedades tensoras semelhantes as da liga A, mas com uma resistência maior. Isto é, obtém-se, a 25°C, um Ys de 103 Ksi (710,2 MPa), UTS de 105 Ksi (723,9 MPa), estiramento de 3,8% e Kic de 18,7 Ksi$\sqrt{in}$ (20,5 MPa$\sqrt{m}$). Esta resistência é mais elevada que a 13,4 Ksi$\sqrt{in}$ (14,7 MPa$\sqrt{m}$) obtida para a liga A ao

nível de força ultra-elevada (ver Exemplo 2). A −196°C, obtêm-se mais uma vez propriedades semelhantes às da liga A (Ys de 123 Ksi (848 MPa), UTS de 128 Ksi (882,5 MPa), estiramento de 3,6%), mas com uma resistência ligeiramente superior de 19,2 Ksi√in (21,1 MPa√m) que a liga G, a 25°C. Desta forma, mesmo com tal concentrão de Cu, a tendência desejável de resistência a fractura criogénica pode ser atingida através da diminuição da concentração de Li. Os benefícios do envelhecimento podem também ser observados através do envelhecimento da liga G durante 6 horas a 160°C em vez de 16 horas. A força a 25°C é ainda elevada a um Ys de 87,6 Ksi (604 MPa) e um UTS de 92,8 Ksi (639,8 MPa), mas o estiramento aumenta para 8% e a resistência aumenta para 30,0 Ksi√in (33 MPa√m). A −196°C, a força é superior (Ys de 113 Ksi (779,1 MPa), UTS de 121 Ksi (834,3 MPa) e 6,5% el), mas a resistência aumenta para 32,6 Ksi√in (35,8 MPa√m) claramente a tendência desejável. Desta forma, o envelhecimento induz força e resistência, mas inesperadamente, a tendência desejável para a resistência criogénica é atingida mais facilmente. Importante, a tendência desejável pode ser atingida a niveis relativamente elevadas de Cu.

Exemplo 11

Este exemplo examina o efeito da concentração de Li na tendência desejável de resistência criogénica. Em particular, diminuindo a concentração de Li aumenta a facilidade com que se atinge a tendência desejável. Isto pode ser observado na Figura 2, na qual as composições de várias ligas são muito semelhantes excepto para a concentração de Li. As ligas normalmente contêm Al-4.OCu-XLi-0,4Ag-0.4Mg-0,14Zr (ver ligas H-M no Quadro 2). Cada liga foi pré-aquecida a 370°C, extrudida a uma velocidade de rotação de 0,25 cm/s (0,1 in/s) num contentor com diâmetro de 16,2 cm (6,375 polegadas) numa barra de 5,1 x 1,9 cm (2 x 3/4 polegadas). Cada barra foi solucionada a 4-7°C abaixo da sua temperatura específica de solidificação, temperou-se em água a 25°C e alongou-se 6%. Executou-se um envelhecimento a 143°C para cada extrusão e então envelheceu-se a 143°C para um Ys alvo à temperatura ambiente de 90

ksi (620,5 MPa). Valores de Ys reais obtidos foram semelhantes, com um mínimo de 88,5 Ksi (66,2 MPa) e um máximo de 92,8 Ksi (639,8 MPa). Como é mostrado na Figura 2, a resistência a 25°C e −196°C diminui monotonicamente com o aumento do conteúdo em Li. Para concentrações superiores de Li de cerca de 1,2%, tendência da resistência é aproximadamente planar em cada caso. Contudo, a níveis de Li menores que 1,2%, a resistência a −196°C é consistentemente superior àquele a 25°C, i.e., a tendência desejável foi claramente atingida.

Exemplo 12

Este exemplo examina o efeito da concentração de Mg na tendência desejável de resistência criogénica. Fusões de composição nominal Al-4Cu-0,8Li-0,4Ag-0.4Ag-XMg-0,14Zr (ver ligas N-Q no Quadro 2) foram preparadas em condições semelhantes. As ligas foram pré-aquecidas a 370°C e extrudidas num contentor com diâmetro de 16,2 cm (6,375 polegadas) a uma velocidade de rotação de 0,25 cm/s (0,1 in/s) numa barra de 5,1 x 1,9 cm (2 x _ polegadas). Os produtos foram solucionados a 3-6°C abaixo da sua temperatura específica de solidificação, i.e solucionou-se a 511-515°C, temperou-se em água a 25°C e alongou-se 6%. Executou-se um envelhecimento a 143°C para vários níveis de Ys. As propriedades no nível de Ys nominal 90 Ksi (620,5 MPa), apresentado na Figura 3, indica que a resistência de fractura a 20°C aumenta com a concentração de Mg. As ligas foram então testadas em relação à resistência de fractura a vários níveis de força a 25 e −196°C. A 25°C, combinações força-resistência melhoram claramente com o aumento da concentração de Mg. A −196°C combinações força-resistência melhoram aumentando a concentração de Mg de 0,2 para 0,4% em peso. A 0,6% em peso, os dados variam mais, mas também apresentam uma resistência superior e a tendência desejável. A tendência desejável é atingida para cada nível de Mg de 0,2 a 0,6%, mas as ligas contendo 0,4 e 0,6 de Mg podem ser envelhecidas a forças mais elevadas, i.e., Ys de 97-98,1 Ksi (668,7-676,3 MPa) em comparação com um Ys de Ksi (627,4 MPa) para a liga que contém 0,2%

Mg. Como pode ser observado, os valores de resistência a −196°C são extremamente elevados para todas estas ligas. Em adição, o envelhecimento também facilita a capacidade de atingir a tendência desejável de resistência à fractura criogénica com estas ligas variando a concentração de Mg.

Exemplo 13

Este Exemplo examina o efeito do estiramento a frio na tendência desejável de resistência à fractura criogénica. A liga R de composição Al-4,9Cu-1,15Li-0,4Ag-0.4Mg-0,14Zr, foi encastrada e extrudida a uma temperatura de pré-aquecimento de 370°C (700ºF), num contentor a uma velocidade de rotação de 0,25 cm/s (0,1 in/s) numa barra rectangular de 5,1 x 1,9 cm (2 x 0,75 polegadas). A extrusão foi aquecida em solução a 504°C durante 3/4 de hora, temperou-se água a 25°C, e a parte da barra foi retirada (com 0% de estiramento). A restante barra foi então estirada 1,5%, cortou-se uma parte, alongou-se de novo o material separado, e este procedimento foi repetido originando secções com níveis de estiramento de 0, 1,5, 4, 7 e 9,5%. A resposta de envelhecimento artificial foi determinada para cada nível de estiramento e partes de cada extrusão foram tratadas a quente até um Ys a 20°C de 88 Ksi (606,7 MPa). A resistência à fractura planar em espécimens pré-partidos por fadiga foi medida a cada nível de estiramento a 20°C e −196°C. Observou-se que a resistência a 20°C aumentava com o estiramento (ver Figura 4). A tendência indesejável foi atingida a 0, 1,5 e 4% de estiramento (ver Figuras 4 e 5) a este nível de força. Contudo, nos níveis de estiramento mais elevados de 7 e 9,5%, atinge-se a tendência desejável de resistência à fractura criogénica. Utilizou-se microscopia fractográfica e de transmissão em cada amostra. Embora não se pretenda seguir qualquer teoria em particular, pensa-se que o estiramento melhora o fortalecimento da precipitação nos grãos interiores enquanto que diminuindo a precipitação de precipitados mais brutos nas ligações de grãos e sub-grãos. Tais precipitados brutos são conhecidos por baixarem a resistência à temperatura ambiente. Contudo, o resultado

surpreendente do aumento da resistência criogénica, em comparação com a resistência à temperatura ambiente, com um nível de estiramento não compreendido. Para a liga R a um Ys de 88 Ksi (606,7 MPa) de nível de estiramento, a resistência criogénica varia de indesejável para desejável a cerca de 4% de estiramento (ver Figura 5). Este ponto de viragem pode ser alterado para níveis de estiramento mais baixo envelhecendo a níveis de Ys menores, diminuindo a concentração de Cu e/ou Li ou numa extensão menor, diminuindo a temperatura de envelhecimento.

Exemplo 14

O conhecimento corrente para atingir a tendência desejável de resistência criogénica de acordo com os Exemplos 1-13 para ligas Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr e Al-Cu-Li-Mg-Zr também se aplicam a ligas semelhantes contendo Zn. A liga S, que é semelhante à liga J Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr de alta resistência em que possui relativamente pouco Cu e Li e foi alongada a 6%, apresentando cerca de 25% de Zn. Determinou-se que o Zinco produz efeitos positivos na liga, tais como um aumento da resposta de envelhecimento. Quando a liga é envelhecida artificialmente a 143°C durante 20 h, atinge, a 25°C, um Ys 91,2 Ksi (628,8 MPa), um UTS de 94,2 Ksi (649,5 MPa) e um estiramento de 12,4%. Tal como no caso de ligas de Zn, a força aumenta a temperaturas criogénicas (Ys=112,1 Ksi (772,9 MPa), UTS=118,9 Ksi (819,8 MPa) e el=5,2% a −196°C). Importante, a elevada resistência a 25°C de 38,9 Ksi$\sqrt{in}$ (42,7 MPa$\sqrt{m}$) aumenta para 43,6 Ksi$\sqrt{in}$ (47,9 MPa$\sqrt{m}$) a −196°C, um exemplo excelente de tendência de resistência criogénica. A resistência pode ser aumentada ainda mais diminuindo a concentração de Cu e/ou Li.

Exemplo 15

A liga T apresenta um composição semelhante à liga S, excepto que a concentração de Zn é aproximadamente o dobro perfazendo 0,40%. A liga foi envelhecida durante 28 horas a 143°C, o que é um pouco mais na curva de envelhecimento que o Exemplo

anterior da liga S. Por outro lado, a liga foi processada da mesma forma. Atingiu-se um Ys, a 25°C) de 94,0 Ksi (648 MPa), UTS de 95,8 Ksi (660,5 MPa) e estiramento de 9,9%, ligeiramente superiores. A -196°C, o Ys aumenta para 114 Ksi (786 MPa) e o UTS aumenta para 119,8 Ksi (826 MPa) com 9,4% de estiramento. Importante, a elevada resistência a 25°C de 35,9 Ksi$\sqrt{in}$ (39,4MPa$\sqrt{m}$) é virtualmente constante a 36,1 Ksi$\sqrt{in}$ (39,7 MPa$\sqrt{m}$) a -196°C, indicando que o limite da tendência desejável foi atingido. O facto que a liga Al-Cu-Li-Ag-Mg contendo Zn foi ligeiramente envelhecida mais tempo que o exemplo anterior da liga S, e portanto vai de uma tendência muito desejável para uma tendência planar, é o mesmo comportamento observado em ligas Al-Cu-Li-Mg e Al-Cu-Li-Ag-Mg, contudo, uma tendência desejável ou planar é atingida para cada liga que contém Zn a níveis de força elevados.

Exemplo 16

Este Exemplo examina o efeito da temperatura de envelhecimento na tendência desejável de resistência à fractura criogénica. A liga K apresentando uma composição de Al-4,19Cu-1,21Li-0,37Ag-0,37Ag-0,38Mg-0,14Zr-0,04Ti foi fundido, extrudado, solucionado, estabilizado e estirado a 6% de acordo com descrito no Exemplo 11. As amostras foram então envelhecida artificialmente a temperaturas variáveis de 127 a 160°C até atingir à temperatura ambiente um Ys de cerca de 90 Ksi (620,5 MPa). Uma amostra foi envelhecida a 127°C durante 100 horas até atingir à temperatura ambiente um Ys de 88,4 Ksi (609,5 MPa), um UTS de 94,7 Ksi (652,9 MPa), um estiramento de 8,8% e um Ko de 36,6 Ksi$\sqrt{in}$ (40,2 MPa$\sqrt{m}$). A -196°C a amostra envelhecida a -127°C atingiu um Ys de 103,4 Ksi (712,9 MPa), UTS de 113,4 Ksi (781,9 MPa), um estiramento de 10,9% e um Ko de 36,4 Ksi$\sqrt{in}$ (40 MPa$\sqrt{m}$). Outra amostra foi envelhecida a 143°C durante 22 horas para atingir, a 25°C, um Ys de 90,7 Ksi (625,4 MPa), UTS de 94,9 Ksi (654,3 MPa), um estiramento de 10,1% e um Ko de 31,9 Ksi$\sqrt{in}$ (35,1 MPa$\sqrt{m}$). A -196°C esta amostra atingiu um Ys de 108,7 Ksi (748,8 MPa), UTS de 116,0 Ksi (34,1 MPa), um estiramento de 9,4% e um Ko de 31,0 Ksi$\sqrt{in}$ (34,1 MPa$\sqrt{m}$). Um

terceiro exemplo foi envelhecido a 160°C durante 4,5 horas até atingir, a 25°C, um Ys de 91,0 Ksi (620,5 MPa)), UTS de 94,4 Ksi (650,9 MPa), um estiramento de 7,7% e um Ko de 28,4 Ksi√in (31,2 MPa√m). A −196°C esta amostra atingiu um Ys de 108,6 Ksi (748,8 MPa), UTS de 115,5 Ksi (796,3 MPa), um estiramento de 8,7% e um Ko de 28,8 Ksi√in (31,6 MPa√m). Como é apresentado na Figura 6, para cada uma das temperaturas de envelhecimento, a tendência de resistência à fractura criogénica é essencialmente planar para cada temperatura de envelhecimento neste nível de força. Contudo, os valores de resistência à fractura tanto à temperatura ambiente como à temperatura ambiente aumentam significativamente com a diminuição da temperatura de envelhecimento da liga.

Exemplo 17

A liga U possuindo a composição de Al-4.0Cu-1,0Li-0,4Ag-0,4Mg-0,14Zr (virtualmente o mesmo que na liga J) foi fundida e enformada a uma placa de 9,5 mm (0,375 in.), aquecida em solução a 510°C (950ºF), temperada em água a 20°C e alongada tanto a 3% como 6%. A placa a cada nível de estiramento foi envelhecida a 143°C a um Ys, a 20°C, de 85 Ksi (586,1 MPa). As placas foram trabalhadas até atingir 2,0 mm para simular os calibres utilizados no tanque exterior do Space Shuttle. Para avaliar a resistência de fractura da liga a esta espessura utilizou-se o teste de tensão de fractura de superfícies. Neste teste, uma ranhura é sujeita a descargas eléctricas e pré-ruptura de fadiga num tamanho semi-elíptico pré-determinado por carga de fadiga. A fenda foi controlada de forma a que a sua profundidade correspondente a uma razão placa-espessura de 0,66, i.e, a fenda estende-se cerca de dois terços através da espessura. O painel é então ensaiado até à falha sob tensão e a força de fractura é tomada como medida de resistência neste espécimen de força maioritariamente planar. Os ensaios foram realizados numa orientação T-L para complementar dados anteriores numa orientação L-T. Os painéis da liga convencional 2219-T87 foram também ensaiados para comparação. Como foi apresentado na Figura 7,

ambos os níveis de estiramento apresentam uma resistência significante, como vantagem sobre 2219-T87, A liga correntemente utilizada no tanque externo do Space Shuttle. Por exemplo, a variante com 6% de estiramento tem 69% de vantagem sobre 2219 a uma temperatura de ensaio de 4K, o que se pode traduzir directamente em ganhos de peso estructural nas membranas do tanque nesta falha. Nota-se que amboes os níveis de força apresentam a tendência desejável numa falha de 2,0 mm e que a resistência aumenta com o nível de força como está demonstrado nos Exemplos anteriores sobre extrusões.

Exemplo 18

A liga V, compreendendo Al-3,62Cu-0,99Li-0,35Ag-0,36Mg-0,15Zr-=,04Ti, enquadra-se dentro da gama composicional mais preferida de acordo com a presente invenção. Com estiramento de 6% e envelhecimento artificial a 14 e envelhecimento artificial a 143°C durante 26 horas, a liga atinge as seguintes propriedades à temperatura ambiente, Ys de 90,0 Ksi (620,5 MPa), UTS 91,5 Ksi (630,8 MPa), estiramento de 8,7% e Kic 38,7 Ksi$\sqrt{in}$ (42,5 MPa$\sqrt{m}$). A −196°C, a liga atinge as propriedades Ys de 114,8 Ksi (791,5 MPa), UTS 120,0 Ksi (827,4 MPa), estiramento de 9,6% e Kic 40,7 Ksi$\sqrt{in}$ (44,7 MPa$\sqrt{m}$) (ver Quadro 3), i.e. obtêm-se a tendência desejável de resistência à fractura criogénica.

Exemplo 19

A liga W, compreendendo Al-3,61Cu-0,91Li-0,33Mg-0,39Zn-0,15Zr-0,04Ti foi estirada 6% e envelhecida artificialmente a 143°C durante periodos de tempo variáveis como é mostrado no Quadro 3. Esta liga atinge um pico de força de cerca de 90 Ksi (620,5 MPa) o qual é atingido através de envelhecimento durante 26 horas a 143°C. A esta temperatura de envelhecimento, a força não varia significativamente para tempos de envelhecimento superiores. Por exemplo, aumentando o tempo de envelhecimento cerca de 70% para 44 horas apenas sobre-envelhece a liga muito ligeiramente, diminuindo

o Ys a 25°C para cerca de 89 Ksi (613,6 MPa) (ver Quadro 3). Contudo, este envelhecimento superior apresenta um efeito adverso na tendência desejável de resistência à fractura criogénica. Como pode ser observado no Quadro 3, a tendência desejável de resistência à fractura criogénica é essencialmente atingida no tempo de envelhecimento mais curto mas não é atingido no tempo de envelhecimento mais longo.

Exemplo 20

As ligas X e Y não possuem Ag e contêm Zn (ver Quadro 2). Como é apresentado no Quadro 3, forças destas ligas, à temperatura ambiente, são bastante elevadas, considerando especialmente a relativamente baixa concentração de amálgama nestas ligas. Para mais a resistência à fractura de tensão planar encontra-se bem acima de 50 Ksi$\sqrt{in}$ (54,9 MPa$\sqrt{m}$). As resistências destas ligas são tão elevadas valores de resistência L-T Kic válidos não são obtidos com as amostras em barras extrudidas 2x3/4 polegadas (19 mm). Cada uma das ligas X e Y são capazes de atingir a tendência desejável de resistência à fractura criogénica.

Exemplo 21

A liga Z contém 2,16% Cu (ver Quadro 2). Significativamente, obtêm-se forças menores com esta variante com pouco cobre, como está apresentado no Quadro 3. Embora a tendência desejável possa ser atingida com esta liga, as forças são menos desejáveis que as para as ligas nos Exemplos mencionados acima.

Exemplo 22

A liga AA enquadra-se dentro da gama composicional mais preferida de acordo com a presente invenção (ver Quadro 2). Como está apresentado no Quadro 3, obtêm-se forças elevadas à temperatura ambiente, considerando especialmente o relativamente baixo conteúdo de amálgama da liga. A resistência à fractura por

tensão planar encontra-se acima de 50 Ksi√in (54,9 MPa√m). Contudo, uma vez que a resistência é tão elevada, não se obtêm valores de resistência L-T Kic válidos com as amostras em barra extrudidas 2x3/4 polegadas (19 mm). A liga AA é prontamente capaz de atingir a tendência desejável de resistência à fractura criogénica.

Exemplo 23

A liga BB e CC contêm 0,29% Li e 0,56% Li, respectivamente. Por outro lado, as ligas são muito semelhantes em composição (ver Quadro 2). A liga BB, contendo o conteúdo mais baixo de Li, possuiforças, à temperatura ambiente, significativamente diminuidas, quando comparadas com a liga CC, como está apresentado no Quadro 3. Embora cada liga possa atingir a tendência desejável de resistência à fractura criogénica, o baixo conteúdo em Li da liga BB produz forças mais baixas que na liga CC e ligas nos exemplos mencionados acima.

Dos Exemplos prévios pode ser visto que a tendência desejável de resistência à fractura criogénica é conseguida através do controlo da composição, estiramento e envelhecimento artificial das ligas de acordo com a reivindicação 1. Os efeitos destes parâmetros são apresentados no Quadro 3.

Exemplo 24

A liga DD possui uma composição semelhante à liga S, excepto que não contém Zn e apresenta uma concentração mais baixa de Cu, de 3,41% e uma concentração mais elevada de Li, de 1,12%. Foi processada de forma semelhante às outras ligas neste estudo, mas parte da extrusão foi alongada a 3% e o resto a 6%. O material estirado a 3% foi envelhecido durante 24 horas a 143°C, originando um Ys, a 25°C, de 88,5 Ksi (610,2 MPa) e um Ko de 29,8 Ksi√in (32,7 MPa√m) (ver Quadro 3). A −196°C o Ys aumentou para 108,4 Ksi (747,4 MPa) e ko aumentou para 41,6 Ksi√in (45,7 MPa√m). O material estirado a 6% foi envelhecido durante 16 horas a 143°C e atingiu

virtualmente o mesmo Ys, a 25°C, de 88,4 Ksi (609,5 MPa) e um Ko de 28,7 Ksi√in (31,5 MPa√m). A −196°C o Ys aumentou para 107,2 Ksi (739,1 MPa) e a resistência aumentou para 42,1 Ksi√in (463 MPa√m) em ambos os materiais estirados a 3% e a 6%. Desta forma, a tendência desejável de resistência à fractura criogénica foi atingida em ambos os casos. Este exemplo mostra que com a composição devidamente seleccionada, resultados semelhantes são atingidos em níveis diferentes de estiramento. Para mais, com as ligas de acordo com a presente invenção a tendência desejável pode ser atingida a níveis superiores de força (e.g., 95,5 Ksi (658,4 MPa), 25°C, ver Quadro 3).

Exemplo 25

A liga EE apresenta uma composição semelhante à liga D, e possui a composição Al-4,47Cu-0,95Li-0,43Ag-0,43Mg-0,14Zr-0,02Ti. Foi processada de forma semelhante às ligas de acordo com os Exemplos anteriores e, importante, foi extrudida sob a forma de uma barra rectangular 2x0,75 polegadas (19 mm). A esbeltura desta extrusão é bastante baixa 2,67 (i.e., 2 / 0.75), de forma que se espera que as propriedades transversais ao longo da barra sejam semelhantes às propriedades transversais à largura da barra.

Uma secção da barra foi alongada a 3% e envelhecida a 160°C durante 6 horas, produzindo um Ys longitudinal, a 25°C, de 86,5 Ksi (596,4 MPa) e um Kic L-T de 40,7 Ksi√in (44,7 MPa√m). Estes aumentaram a −196°C para um Ys de 106,2 Ksi (732,2 MPa) e Kic de 49,3 Ksi√in (54,2 MPa√m) respectivamente. Na orientação transversal ao longo da barra, Ys a 25°C foi de 75,5 Ksi (486,1 MPa) e Kic T-L (i.e. resistência transversal ao longo da barra) foi 30,8 Ksi√in (33,8 MPa√m). A −196°C, o Kic transversal ao longo da barra aumentou para 36,4 Ksi√in (40 MPa√m). Assim, a tendência desejável de resistência à fractura criogénica é atingida tanto na orientação longitudinal como transversal.

Exemplo 26

Uma liga de composição FF (Al-4,99Cu-1,23Li-0,38Ag-0,46Mg-0,17Zr-0,04Ti) foi fundido por soldagem a arco utilizando tungsténio gasoso com enchimento com a composição GG (Al-5,20Cu-1,00Li-0,40Ag-0,16Zr`). A resistência à fractura por tensão planar foi medida a partir de em tensão por compactação orientadas com a propagação de fenda paralela e através da zona afectada pelo aquecimento (HAZ). Estes espécimens foram orientadas numa orientação T-L. Adicionalmente, realizaram-se ensaios tensivos transversais ao longo da barra em espécimens incluindo tanto a zona de fusão como a HAZ. Os ensaios foram realizados a 25°C e −196°C.

A força de fusão aumentou de um Ys de 32,7 Ksi (225,5 MPa), UTS de 51,4 Ksi (354,4 MPa) com estiramento de 6,9% a 25°C para um Ys de 42,0 Ksi (289,6 MPa), UTS de 63,6 Ksi (438,5 MPa) com estiramento de 6,1% a -196°C. Adicionalmente, a resistência da zona de fusão foi de 19,0 Ksi$\sqrt{in}$ (20,9 MPa$\sqrt{m}$) a 25°C aumentando para 22,9 Ksi$\sqrt{in}$ (28,2 MPa$\sqrt{m}$) a −196°C. Para mais, a resistência de HAZ aumentou de 18,8 Ksi$\sqrt{in}$ (20,7 MPa$\sqrt{m}$) a 25°C para 23,6 Ksi$\sqrt{in}$ (25,9 MPa$\sqrt{m}$) a −196°C. Desta forma atingiu-se a tendência desejável de resistência à fractura criogénica nas costuras.

QUADRO 3

Propriedades para Diferentes Composições com Estiramentos Variáveis e Envelhecimento Artificial

					temperatura ambiente						-196°C							
Liga (%m)	Cu (%m)	Li (%m)	Est. Trab.	Envelhe-cimento	YS (ksi)	YS MPa	UTS (ksi)	UTS MPa	El. (%)	KIC (ksi√in)	Mpa m	YS (ksi)	YS MPa	UTS (ksi)	UTS MPa	El. (%)	KIC (ksi√in)	Mpa m
A	6,18	1,35	3	160 (6)	94,3	650,2	98,5	679,1	5,0	18,6	20,4	116,0	799,8	123,0	848,1	2,2	17,0	18,7
A	6,18	1,35	3	160 (24)	98,7	680,5	101,5	699,8	5,4	13,4	14,7		0,0		0,0			0,0
B	4,52	1,29	3	160 (16)	99,7	687,4	102,0	703,3	6,4	22,3	24,5	122,0	841,2	130,0	896,3	7,4	21,4	23,5
B	4,52	1,29	5	160 (16)	103,0	710,2	105,0	723,9	6,0	20,2	22,2		0,0		0,0		25,0	27,5
C	4,13	1,27	3	160 (12)	94,0	648,1	98,0	675,7	8,5	24,5	26,9	113,0	779,1	120,5	830,8	8,1	19,3	21,2
C	4,13	1,27	3	160 (5)	89,0	613,6	92,0	634,3	7,7	33,9	37,2	110,0	758,4	121,0	834,3	8,5	34,3	37,7
C	4,13	1,27	3	143 (16)	86,0	592,9	91,1	628,1	10,3	38,7	42,5	109,3	753,6	113,2	780,5	12,4	40,4	44,4
D	4,38	1,04	3	143 (18)	88,0	606,7	95,2	656,4	14,1	44,7	49,1	107,0	737,7	115,6	787,0	12,7	44,2	48,6
D	4,38	1,04	6	143 (11)	93,0	641,2	96,2	663,3	10,8	34,4	37,8	112,0	772,2	118,0	813,6	12,2	40,7	44,7
D	4,38	1,04	6	143 (16)	98,5	679,1	99,0	682,6	9,0	35,0	38,5	112,0	772,2	118,0	813,6	12,2	34,2	37,6
E	5,70	1,29	3	160 (16)	96,2	656,4	98,3	677,8	6,0	16,9	18,6	114,0	786,0	123,0	848,1	4,0	16,6	18,2
E	5,70	1,29	3	160 (6)	94,2	649,5	98,6	679,8	7,9	25,4	27,9	111,0	765,3	123,0	848,1	7,5	23,0	25,3
F	4,01	0,84	6	143 (30)	88,1	607,4	90,8	626,0	10,5	39,4	43,3	104,8	722,6	111,2	766,7	11,2	47,1	51,8
F	4,01	0,84	6	143 (24)	85,0	586,1	88,2	608,1	13,0	39,7	43,6		0,0		0,0		51,0	56,0
G	6,00	1,00	3	160 (16)	103,0	710,2	105,0	723,9	3,8	18,7	20,5	123,0	848,1	128,0	882,5	3,6	19,2	21,1
G	6,00	1,00	3	160 (6)	87,6	604,0	92,8	639,8	8,0	30,0	33,0	113,0	779,1	121,0	834,3	6,5	32,6	35,8

QUADRO 3 (continuação)

					temperatura ambiente						-196°C							
Liga (%m)	Cu (%m)	Li (%m)	Est. Trab.	Envelhe-cimento	YS (ksi)	YS MPa	UTS (ksi)	UTS MPa	El. (%)	KIC (ksi√in)	Mpa m	YS (ksi)	YS MPa	UTS (ksi)	UTS MPa	El. (%)	KIC (ksi√in)	Mpa m
H	4,23	0,73	6	143 (35)	88,9	612,9	91,2	628,8	9,6	45,7	50,2	106,1	731,5	113,4	781,9	11,1	47,4	52,1
I	4,28	0,85	6	143 (14)	88,4	609,5	92,4	637,1	11,2	42,8	47,0	108,3	746,7	115,3	795,0	11,5	45,4	59,8
J	3,95	1,03	6	143 (13)	88,9	612,9	92,0	634,3	10,5	40,8	44,8	104,5	720,5	112,0	772,2	9,2	43,1	47,4
K	4,19	1,21	6	143 (12)	81,1	559,2	89,2	615,0	11,2	41,2	45,3	99,7	687,4	110,0	758,4	11,8	40,0	44,0
K	4,19	1,21	6	127 (100)	88,4	609,5	94,7	652,9	8,8	36,6	40,2	103,4	712,9	113,4	781,9	10,9	36,4	40,0
K	4,19	1,21	6	143 (22)	90,7	625,4	94,9	654,3	10,1	31,9	35,1	108,7	749,5	116,0	799,8	9,4	31,0	34,1
K	4,19	1,21	6	160 (4,5)	91,0	627,4	94,4	650,9	7,8	28,4	31,2	108,6	748,8	115,5	796,3	8,7	28,8	31,6
L	4,00	1,41	6	143 (16)	88,5	610,2	91,1	628,1	5,6	24,8	27,3	106,2	732,2	112,0	772,2	8,5	24,3	26,7
M	3,78	1,81	6	143 (24)	91,4	630,2	93,0	641,2	6,2	16,0	17,6	111,0	765,3	115,1	793,6	3,9	15,7	17,3
N	4,04	0,86	6	143 (14)	81,5	561,9	88,0	606,7	10,3		0,0	103,5	0,0		0,0			0,0
N	4,04	0,86	6	143 (20)	85,5	589,5	89,9	619,8	10,3	36,9	40,5		713,6	111,8	770,8	11,7	46,9	51,5
N	4,04	0,86	6	143 (22)	90,0	620,5	92,8	639,8	9,5	35,8	39,3	105,3	726,0	112,6	776,3	9,9	42,5	46,7
O	4,28	0,84	6	143 (14)	87,8	604,7	92,2	635,7	12,0	44,6	49,0	96,8	667,4	111,0	765,3	13,2	47,0	51,6
O	4,28	0,84	6	143 (24)	94,9	654,3	96,8	667,4	10,2	33,2	36,5	115,0	792,9	121,2	835,6	8,9	37,1	40,8
P	4,31	0,80	6	143 (14)	89,6	617,8	93,9	647,4	11,6	42,2	46,4	105,0	723,9	113,0	779,1	12,2	47,5	52,2
P	4,31	0,80	6	143 (18)	91,2	628,8	94,5	651,6	11,3	39,1	43,0	111,5	768,8	117,0	806,7	9,4	47,6	52,3
Q	4,04	0,85	6	143 (20)	86,0	592,9	90,5	624,0	10,7	45,7	50,2	110,0	758,4	118,1	814,3	10,5	47,3	52,0

QUADRO 3 (continuação)

Liga	Cu	Li	Est.	Envelhe-	temperatura ambiente						-196°C							
(%m)	(%m)	(%m)	Trab ÷	cimento	YS (ksi)	YS MPa	UTS (ksi)	UTS MPa	El. (%)	KIC (ksi√in)	Mpa m	YS (ksi)	YS MPa	UTS (ksi)	UTS MPa	El. (%)	KIC (ksi√in)	Mpa m
Q	4,04	0,85	6	143 (24)	90,8	626,0	93,2	642,6	9,1	43,6	47,9	111,0	765,3	117,8	812,2	11,2	48,0	52,7
Q	4,04	0,85	6	143 (34)	93,8	646,7	95,0	655,0	9,6	39,2	43,1	113,5	782,6	118,5	817,0	8,7	39,3	43,2
R	4,90	1,15	0	170 (15)	87,0	599,8	93,9	647,4	6,8	26,1	28,7	105,0	723,9	112,5	775,7	4,1	21,1	23,2
R	4,90	1,15	1,5	160 (10)	88,1	607,4	95,5	658,4	9,4	28,9	31,8	106,0	730,8	115,1	793,6	8,3	25,4	27,9
R	4,90	1,15	4	160 (13)	89,2	615,0	95,3	657,1	11,1	33,2	36,5	114,5	789,4	120,0	827,4	10,8	32,7	35,9
R	4,90	1,15	7	143 (9)	88,2	608,1	94,0	648,1	12,0	32,7	35,9	106,2	732,2	114,8	791,5	12,7	34,6	38,0
R	4,90	1,15	9,5	143 (9)	88,1	607,4	94,2	649,5	10,9	34,8	38,2	113,0	779,1	118,5	817,0	8,5	36,7	40,3
S	3,58	0,93	6	143 (20)	91,2	628,8	94,2	649,5	12,4	38,9	42,7	112,1	772,9	118,9	819,8	5,2	43,6	47,9
T	3,79	0,92	6	143 (28)	94,0	648,1	95,8	660,5	9,9	35,9	39,4	114,0	786,0	119,8	826,0	9,4	36,1	39,7
V	3,62	0,99	6	143 (26)	90,0	620,5	91,5	630,9	8,7	38,7	42,5	114,8	791,5	120,0	827,4	9,6	40,7	44,7
W	3,61	0,91	6	143 (28)	90,5	624,0	92,5	637,8	9,8	38,5	42,3	108,0	744,6	115,2	794,3	11,3	38,2	42,0
W	3,61	0,91	6	143 (44)	89,0	613,6	90,1	621,2	7,8	36,4	40,0	112,8	777,7	118,5	817,0	10,9	31,8	34,9
X	2,8	0,86		143 (12)	55,9	385,4	68,8	474,4	18,9		0,0		0,0		0,0			0,0
X	2,8	0,86	6	143 (30)	74,3	512,3	78,3	539,9	12,3		0,0		0,0		0,0			0,0
X	2,8	0,86	6	143 (60)	78,6	541,9	81,7	563,3	11,8		0,0		0,0		0,0			0,0
X	2,8	0,86	6	143 (90)	82,2	566,7	84,9	585,4	12,0	50,0	54,9		0,0		0,0			0,0
Y	3,5	0,79	6	143 (12)	71,2	490,9	79,0	544,7	14,3		0,0		0,0		0,0			0,0
Y	3,5	0,79	6	143 (30)	84,3	581,2	88,0	606,7	13,3		0,0		0,0		0,0			0,0

QUADRO 3 (continuação)

					temperatura ambiente						-196°C							
Liga (%m)	Cu (%m)	Li (%m)	Est. Trab.	Envelhe-cimento	YS (ksi)	YS MPa	UTS (ksi)	UTS MPa	El. (%)	KIC (ksi√in)	Mpa m	YS (ksi)	YS MPa	UTS (ksi)	UTS MPa	El. (%)	KIC (ksi√in)	Mpa m
Y	3,5	0,79	6	143 (60)	86,3	595,0	88,9	612,9	12,3		54,9		0,0		0,0			0,0
Y	3,5	0,79	6	143 (75)	87,3	601,9	89,9	619,8	11,2		0,0		0,0		0,0			0,0
Y	3,5	0,79	6	143 (90)	88,7	611,6	90,0	620,5	11,1	50,0	0,0		0,0		0,0			0,0
Z	2,16	0,80	6	143 (30)	47,2	325,4	60,0	413,7	21,2		0,0		0,0		0,0			0,0
Z	2,16	0,80	6	143 (100)	64,9	447,5	69,0	475,7	13,8		0,0		0,0		0,0			0,0
AA	3,18	0,78	6	143 (60)	63,0	434,4	70,8	488,1	17,2		0,0		0,0		0,0			0,0
AA	3,18	0,78	6	143 (90)	78,3	539,9	81,1	559,2	13,0		0,0		0,0		0,0			0,0
AA	3,18	0,78	6	143 (100)	78,5	541,2	81,2	559,9	12,8	50,0	54,9		0,0		0,0			0,0
BB	3,56	0,29	6	143 (60)	63,0	434,4	70,8	488,1	17,2		0,0		0,0		0,0			0,0
BB	3,56	0,29	6	143 (100)	67,5	465,4	72,0	496,4	14,2		0,0		0,0		0,0			0,0
CC	3,43	0,56	6	143 (60)	70,6	486,8	77,0	530,9	12,8		0,0		0,0		0,0			0,0
CC	3,43	0,56	6	143 (90)	76,0	524,0	79,3	546,8	12,8		0,0		0,0		0,0			0,0
CC	3,43	0,56	6	143 (100)	76,7	528,8	80,0	551,6	11,5		0,0		0,0		0,0			0,0
DD	3,41	1,12	3	143 (24)	88,5	610,2	91,8	632,9	7,9	29,8	32,7	108,4	108,4	116,0	799,8	10,9	42,0	46,1
DD	3,41	1,12	6	143 (16)	88,4	609,5	90,8	626,0	8,9	28,7	31,5	107,2	107,2	114,5	789,4	11,3	42,1	46,3
DD	3,41	1,12	6	143 (60)	95,5	658,4	96,8	667,4	6,4	25,2	27,7	116,2	116,2	121,5	837,7	9,0	33,0	36,3
EE	4,47	0,95	3	160 (6)	86,5	596,4	90,9	626,7	10,4	40,7	44,7	106,2	106,2	114,5	789,4	11,2	49,3	54,2
(com EE (LT)	4,47	0,95	3	160 (6)	70,5	486,1	78,0	537,8	8,4	30,8	33,8PPP	74,2	74,2	95,5	658,4	10,5	36,4	40,0

Composição

A tendência desejável de resistência à fractura criogénica pode ser conseguida através do controlo dos níveis de Cu, Mg e Li. Os níveis de cobre de cerca de 3,0 a cerca de 4,5% e níveis de lítio de cerca de 0,7 a cerca de 1,1% são os mais preferidos de forma a se atingir mais rapidamente a tendência desejável a níveis de força superiores. Contudo, a tendência desejável pode ser atingida para níveis de cobre de 2,0 a cerca de 6,5%, níveis de lìtio de 0,2 a cerca de 2,7 e níveis de magnésio de 0,2 a 4,0 de percentagem em peso. De forma a produzir a tendência desejável de resistência à fractura criogénica e ao simultaneamente produzir elevados níveis de força, os níveis de Cu de 2,8 a 4,8% e níveis de Li de 0,4 a 1,5% são mais preferidos. No âmbito destas gamas composicionais, a resistência à fractura criogénica e propriedades de força combinadas são maximizadas, tornando estas ligas altamente superiores em utilização criogénica. Uma liga particularmente preferida para utilização criogénica contém 4,0% Cu e 1,0% Li, enquanto que outra liga altamente preferida contém 4,5%Cu e 0,8% Li. As quantidades de Cu e Li empregues são interdependentes. Por exemplo, para níveis de cobre na extremidade mais elevada da gama elevada, e.g., 6,5%, o nível de lítio deve ser perto de cerca de 1,0% para atingir a tendência desejável de resistência à fractura criogénica a níveis elevados de força. Na extremidade mais baixa da gama larga de Cu, e.g., 2,0%, pode estar presente mais Li mas a força mais alta que se pode atingir será geralmente inferior, como é demonstrado pela liga Z (ver Quadro 3). Por outro lado, quando o nível de lítio se encontra na extremidade baixa da gama larga, e.g., 0,2%, o nível de cobre pode ser relativamente elevado e pode-se atingir ao tendência desejável, mas a força será inferior á dos níveis superiores de Li em cerca de 1%, como é demonstrado pela liga BB (ver Quadro 3). Na extremidade elevada da gama larga de Li, e.g., 2,7%, níveis inferiores de Cu tais como 2% são preferidos de forma a atingir a tendência desejável.

Os níveis de Cobre e Lítio possuem um efeito significativo nos níveis de força atingidos pelas presentes ligas. Níveis de cobre acima de cerca de 4% produzem as forças mais elevadas, com diminuições significativas de força abaixo de 3% (ver liga Z no Quadro 3). Adicionalmente, as forças mais elevadas são atingidas com níveis de Li de cerca de 1,05 a cerca de 1,35%, com um pico a cerca de 1,2% de lítio. Diminuições significativas de no resultado da força abaixo de cerca de 0,5% e acima de cerca de 1,5% de Li (ver liga BB em comparação com a liga CC no Quadro 3). Assim, enquanto que a tendência desejável de resistência à fractura criogénica é atingida mais facilmente e os níveis de força são bastante elevados em níveis de Cobre de cerca de 4% e níveis de Lítio de cerca de 1%, baixando os níveis de Cobre e Lítio significativamente abaixo destas concentrações pode ainda resultar na tendência desejável, mas com forças inferiores. A utilização de ligas numa forma de relização preferida de acordo com a presente invenção contendo de cerca de 2,8 a cerca de 4,8% Cu e de cerca de 0,4% a cerca de 1,5% Li demonstrou possuir combinações superiores de resistência à fractura criogénica e propriedades de força, originando desta forma uma capacidade surpreendentemente aumentada quando utilizadas em temperaturas criogénicas. As resistências elevadas são obtidas sem delaminação associada com ligas tais como 2090, que apresenta valores de resistência aumentados devido a um efeito denominado "delaminação resistente". Consequentemente, as ligas tais como 2090, realmente apresentam uma força de fractura inferior que a 2219 nas fendas reais do tanque.

A quantidade de Cobre e Lítio utilizada também afecta o processamento que deve ser empregue para atingir a tendência desejável. Por exemplo, nos níveis mais preferidos de cerca de 4,0% de Cobre e 1,0% de Lítio, pouco ou nenhum estiramento pode ser necessário para atingir a tendência desejável a níveis de força elevados. Contudo, quando se atingem os limites das gamas de cobre e Lítio, pode ser necessário quantidades óptimas de estiramento e tratamentos de envelhecimento artificial cuidadosamente controlados

de forma a produzir a tendência desejável de resistência à fractura criogénica em níveis de força tecnologicamente úteis.

A quantidade de Magnésio utilizado nas ligas presentes apresenta apenas um efeito mínimo na tendência de resistência à fractura criogénica. Contudo, a força das ligas está altamente dependente da concentração de Mg, com picos de força a serem atingidos a níveis de Mg de cerca de 0,3 a cerca de 0,6%. Para mais, concentrações crescentes de Mg para níveis de cerca de 0,6% a cerca de 1,0% aumenta os valores de resistência absoluta nos níveis de Cu e Li preferidos.

A presença ou ausência de prata nas ligas de acordo com a presente invenção não afecta significativamente a tendência desejável de resistência à fractura criogénica. Contudo, a Ag origina um melhoramento na força.

Enquanto que a quantidade de zinco utilizada nas ligas não parece ter um efeito significativo na tendência de resistência à fractura criogénica, os níveis de força e a cinética de envelhecimento (a taxa na qual as ligas progridem ao longo da curva de envelhecimento) podem ser aumentados com a adição de pequenas quantidades de Zn (ver ligas S, T, W, X e Y no Quadro 3). Desta forma adições de Zn e/ou Ag não afectam adversamente a capacidade de atingir a tendência de resistência desejável, mas a sua presença pode ser vantajosa para melhorar outras propriedades tal como a força.

Estiramento

A quantidade de estiramento empregue de acordo com a presente invenção apresenta um efeito significativo na resistência à fractura criogénica e na capacidade para atingir a tendência desejável. Em geral, quantidades superiores de estiramento resulta numa tendência de resistência à fractura criogénica melhorada. Para uma dada liga Al-Cu-Li, um ponto de viragem pode ser demonstrado,

onde a tendência desejável é atingida acima de um certo nível de estiramento mas não é atingido abaixo desse nível. A Figura 5 demonstra um desses pontos de viragem. Na liga ilustrada na Figura 5, a viragem ocorre entre 4 e 5% de estiramento a um nível de força de 90 Ksi. Contudo, este ponto pode variar com a composição e alteração das variáveis de processo. Para composições perto dos níveis Cu 4,0 e Li 1,0, a quantidade de estiramento pode não ser tão crítica, Contudo, perto dos limites superiores das gamas largas de Cu e Li de acordo com o Quadro 1, pode ser necessário o fornecimento de uma quantidade significativa de estiramento de forma a atingir a tendência desejável de resistência à fractura criogénica. A quantidade de estiramento empregue é também dependente do grau de envelhecimento artificial utilizado, como se descreve mais completamente de seguida.

Envelhecimento artificial

De acordo com a presente invenção, o envelhecimento artificial apresenta um efeito significativo na tendência de resistência à fractura criogénica. Em geral, o envelhecimento tende a produzir a tendência desejável em comparação com um pico ou ultrapassar o envelhecimento. Envelhecendo a um ponto abaixo do pico de força, a tendência desejável é atingida mais facilmente. Por exemplo, enquanto que uma liga de acordo com a presente invenção pode ser capaz de atingir um pico de rendimento de força de 100 Ksi, envelhecer até rendimento de força de 90 Ksi produz mais provavelmente, a tendência desejável de resistência à fractura criogénica. Este fenómeno não se encontra completamente compreendido, mas uma explicação possivel pode envolver a transição da fractura intersubgranular para microvazia. O grau de envelhecimento necessário é dependente da composição e história do processo. Por exemplo, a um nível de cobre preferido de 4% e nível de Lítio de 1%, ou 4,5% de cobre e 0,8% de Lítio, para uma gama tecnologicamente larga de níveis de estiramento, o envelhecimento pode não ser necessário e atingir-se a tendência desejável num pico de força. Contudo, perto dos limites superiores de Cobre e Lítio,

pode ser necessário um envelhecimento significativo de forma a produzir a tendência desejável. O tratamento de envelhecimento necessário consiste em envelhecer artificialmente a liga a um rendimento de força que se encontra pelo menos a cerca de 5 Ksi abaixo do pico de rendimento de força da liga. Tal envelhecimento pode promover significativamente a tendência desejável de resistência à fractura criogénica. Para atingir a tendência desejável com maior margem de segurança num ambiente de produção, pode ser preferivel envelhecer a um rendimento de força que esteja a cerca de 10 a 20 Ksi abaixo do pico de rendimento de força. É significativo que as ligas de acordo com a presente invenção possam atingir tais rendimentos de força elevados porque forças tecnologicamente úteis podem, ainda ser conseguidas com um envelhecimento significativo.

Recristalização

Para ligas acabadas de Al-Cu-Li em placas, folhas, extrusão, forjadas e outras formas, a tendência de resistência à fractura criogénica pode ser afectada significativamente pela quantidade de recristalização. Em geral, placas não-recristalizadas tendem a premover a tendência de resistência à fractura criogénica enquanto que a tendência desejável pode ser atigida após o tratamento a quente da solução, estiramento e envelhecimento. Para mais, é desejável a microestrutura não-recristalizada para aumentar a resistência à fractura a uma dada temperatura. Pode portanto ser desejável, por exemplo, rolar a liga a temperaturas mais elevadas nas quais a recristalização é menos provável de ocorrer que a temperaturas mais baixas que induzem a recristalização. Para produtos com quantidades de recristalização mais elevada, é geralmente necessário um grau mais elevado de envelhecimento e/ou uma maior quantidade de estiramento, para atingir a tendência de resistência à fractura criogénica. Para mais, baixando a quantidade de Cu e/ou Li pode permitir a tolerância a maiores quantidades de recristalização atingindo mesmo assim a tendência desejável após o

subsequente tratamento a quente da solução, têmpera, estiramento e envelhecimento artificial.

Fabrico do contentor criogénico

As ligas de acordo com a presente invenção podem ser roladas, extrudidas e forjadas às formas de produto necessárias ao fabrico do contentor para armazenamento de materiais criogénicos. Tal tanque criogénico, quando utilizado para armazenar líquidos criogénicos tal como hidrogénio líquido, oxigénio ou azoto, geralmente consiste do tambor, que é um cilindro oco, a cúpula e base que apresentam uma forma aproximadamente hemisférica , e os anéis, que ligam o tambor às extremidades. O tambor pode ser fabricado de uma placa que foi processada a partir de acordo com a presente invenção e que é subsequentemente enformada a uma forma longitudinal em T ou endurecidas em forma de L. Alternativamente, o tambor pode ser fabricado a partir de extrusões integralmente endurecidas que têm endurecedores com a forma de T ou L longitudinais introduzidas durante a extrusão. Para mais, endurecedores simples podem ser introduzidas na placa, e.g. endurecedores lineares. O anel pode ser formado a partir de extrusões que podem ser dobrados num aparelho em arco e fundidos num anel, ou rolo-anel forjado, uma operação na qual uma barra foi furada sob a forma de doughnut e a espessura da parede foram trabalhadas a calibres mais finos enquanto o diâmetro aumenta. As extremidades podem ser formadas a partir de painéis em forma de gomo de placas ou folhas que são alongadas num aparelho e fundidas em simultâneo. Alternativamente, a cúpula pode ser formada a partir de placa a temperaturas de trabalho frias, mornas ou quentes.

Em cada um destes componentes do tanque criogénico, a quantidade de estiramento necessário para produzir a tendência desejável de resistência à fractura criogénica pode ser intoduzida durante a operação de enformação após o tratamento a quente da solução e têmpera. Por exemplo, a placa e extrusão pode ser simplesmente estirado de forma directa. Alternativamente, o

trabalho a frio pode ser introduzido quando painéis em gomo são estirados numa forma, os painéis em tambor são enformados por turbulência numa forma, as extrusões em anel são dobradas e alongadas num aparelho de forma a introduzir a curvatura, ou a cúpula é formada por rotação. As condições de envelhecimento artificial são seleccionadas de acordo com o descrito anteriormente para assegurar que se atinge a tendência desejável.

Os componentes do tanque podem ser fundidas em conjunto por virtualmente qualquer das técnicas de fusão convencionais, incluindo fundição em arco com tungsténio gasoso, fundição a gás de metal inerte, fundição em arco com plasma de polaridade variável, fundição em arco com tungsténio gasoso com polaridade variável, fundição por solda eléctrica e outros. Ligas de enchimento convencionais tais como 2319 são aceitáveis. Tal como ligas de enchimento parentais de acordo com a presente invenção. Adicionalmente, ligas parentais contendo quantidades superiores refinadores granulares, e.g., Zr e Ti, e concentração ligeiramente superior de Cu são muitas vezes preferidas para aumentar a força de fusão.

No fabrico do tanque criogénico ou contentor, os painéis do tambor são fundidos em conjunto formando um cilindro circular que é então fundido ao anel. As duas extremidades são fundidas ao anel, formando o tanque criogénico. Nota-se que o tanque criogénico tipicamente também possui um hardware secundário o qual pode ser fabricado por forjamento em formas assimétricas, i.e., não pode ser estirado. Estes componentes devem conter as quantidades mais preferidas de cu e Li, e.g., 2,8-4,8Cu e 0,7-1,1Li, para permitir a tendência desejável a ser atingida sem alongamente, mantendo, ainda assim, níveis de força elevados. Para algumas fusões, o trabalho a frio pode ser praticamente introduzida por martelagem.

Os componentes do tanque criogénico podem ser fundidos por vários parâmetros dependendo da técnica seleccionada. Uma via preferida é fundir os componentes utilizando soldagem a arco

utilizando tungaténio gasoso com enchimento convencional 2319. As superfícies a serem soldadas devem preferencialmente ser moidas mecanicamente ou quimicamente numa solução aquosa de NaOH a 100 g/l de forma a que 0,5 mm da superfície seja retirada. Uma cobertura de gás inerte 75% Ar / 25% He a 14 l/min pode ser utilizado. Para o enchimento 2319 de 1 mm de diâmetro, uma velocidade de 25 cm/min a uma corrente de 170 Amps e uma voltagem de 12,5 volts produz soldagens de elevada integridade. Se o peso do tanque necessita de ser diminuido, pode-se utilizar moagem química convencionas para reduzir a espessura do tambor em áreas de baixa carga de serviço. Uma solução típica de tal moagem é 103 g/l NaOH, 22 g/l de sulfeto de sódio e 2,2 g/l gluconato de sódio perfazendo 1 litro de solução.

Soldagens efectuadas como foi descrito acima também apresenta uma crescente resistência de soldagem e força com a diminuição da temperatura. O tanque fabricado desta forma pode ser ensaiada efectivamente à temperatura ambiente, de forma económica. Devido ao facto que a resistência e força são substancialmente os mesmos ou superiores às temperaturas de serviço criogénicas que temperaturas de teste ambiente, o tanque pode ser utilizado com segurança com um risco mínimo de limitação de resistência ou falhas induzidas por sobrecarga.

Deve ser compreendido que a descrição acima de acordo com a presente invenção é susceptivel de várias modificações, mudanças e adaptações por parte de pessoas competentes na matéria e que tais modificações, mudanças e adaptações devem ser consideradas no âmbito do objectivo de acordo com a presente invenção como está descrito nas reivindicações que se seguem.

Lisboa, 26 de Janeiro de 2000

AGENTE OFICIAL DA PROPRIEDADE INDUSTRIAL

REIVINDICAÇÕES

1. Utilização de uma liga que possua força e resistência à fractura a temperaturas criogénicas iguais ou superiores ás da temperatura ambiente, sendo a resistência à fractura à temperatura ambiente pelo menos 18,7Ksi√in (20,5Mpa√m) e sendo a resistência à fractura a -196°C pelo menos 19,2Ksi√in (21,1Mpa√m), consistindo a composição de 2,0 a 6,5 por cento em peso de Cu, 0,2 a 2,7 por cento em peso de Li, o,2 a 4,0 por cento em peso de Mg, opcionalmente pelo menos um de 0 a 4,0 por cento em peso de Ag, e 0 a 3,0 por cento em peso de Zn, opcionalmente 0 a 10,0 por cento em peso de outros aditivos de ligas seleccionados no grupo que consiste de Zr, Ti, Cr, Mn, Hf, Nb, B, Fe, Y, La, V, Mo, Se, Co, Ni, Cd, In, Sn, Ge e suas combinações e TiB_2, e o equilibrio em alumínio e impurezas acidentais, sendo a composição a ser trabalhada envelhecida artificialmente, em que o trabalho produz o equivalente a pelo menos 3% de estiramento à composição e o envelhecimento artificial reduz a composição a um rendimento de força de eplo menos 5Ksi (34,5 Mpa) abaixo do pico de rendimento de força que a composição é capaz de atingir.

2. Utilização de acordo com a reivindicação 1, em que a referida composição contém desde 0,01 a 1,0 por cento em peso de pelo menos um refinador de grãos seleccionado no grupo que consiste de Zr, Ti, Cr, Mn, Hf, Nb, B, V e TiB_2.

3. Utilização de acordo com a reivindicação 1 ou com a reivindicação 2, em que a composição contém 2,8 a 4,8 por cento em peso de Cu, 0,4 a 1,5 por cento em peso de Li e 0,2 a 1,0 por cento em peso de Mg.

4. Utilização de acordo com a reivindicação 1 ou com a reivindicação 2, em que a composição contém 3,0 a 4,5 por cento

em peso de Cu, 0,7 a 1,1 por cento em peso de Li e 0,3 a 0,6 por cento em peso de Mg.

5. Utilização de acordo com a reivindicação 3 ou com a reivindicação 4, em que a composição contém 0,08 a 0,3 por cento em peso de refinador de grãos, sendo o refinador de grãos seleccionado no grupo que consiste de Zr, Ti e suas combinações.

6. Utilização de acordo com as reivindicações 1, 2, 3, 4 ou 5, em que a composição contém ainda 0 a 0,8 por cento em peso de Ag.

7. Utilização de acordo com a reivindicação 4, em que a composição contém ainda 0 a 0,6 por cento em peso de Ag e 0 a 0,75 por cento de Zn.

8. Utilização de acordo com a reivindicação 2, em que a composição contém 3,0 a 4,5 por cento em peso de Cu.

9. Utilização de acordo com a reivindicação 2, em que a composição contém 0,7 a 1,1 por cento em peso de Li.

10. Utilização de acordo com a reivindicação 1, em que a composição contém Cu, Li, Ag, Mg, Zn, Zr e Ti nas proporções indicadas no Quadro A seguinte e sujeito a trabalho e envelhecimento e tendo as propriedades indicadas no Quadro B seguinte.

QUADRO A

Composição de Ligas (% peso)

Liga	Cu	Li	Ag	Mg	Zn	Zr	Ti
B	4,52	1,29	0,40	0,36	0	0,14	0,03
C	4,13	1,27	0,40	0,40	0	0,14	0,02
D	4,38	1,04	0,38	0,38	0	0,14	0,03
F	4,01	0,84	0	0,40	0	0,14	0,03
G	6,00	1,00	0,38	0,36	0	0,14	0,04
H	4,23	0,73	0,40	0,34	0	0,15	0,02
I	4,28	0,85	0,36	0,40	0	0,14	0,03
J	3,95	1,03	0,39	0,37	0	0,14	0,03
K	4,19	1,21	0,37	0,38	0	0,14	0,04
N	4,04	0,86	0,38	0,24	0	0,14	0,03
O	4,28	0,84	0,36	0,38	0	0,14	0,03
P	4,31	0,80	0,36	0,38	0	0,14	0,03
Q	4,04	0,85	0,38	0,60	0	0,15	0,03
R	4,90	1,15	0,40	0,40	0	0,14	0,02
S	3,58	0,93	0,35	0,34	0,22	0,15	0,04
T	3,79	0,92	0,34	0,34	0,40	0,15	0,03
U	4,00	1,00	0,40	0,40	0	0,14	0,02
V	3,62	0,99	0,35	0,36	0	0,15	0,04
W	3,61	0,91	0	0,33	0,39	0,15	0,04
X	2,8	0,86	0	0,38	0,65	0,14	0,02
Y	3,5	0,79	0	0,41	0,75	0,14	0,02
Z	2,16	0,80	0	0,38	0	0,14	0,03
AA	3,18	0,78	0	0,36	0	0,15	0,02
BB	3,56	0,29	0	0,39	0	0,14	0,03
CC	3,43	0,56	0	0,35	0	0,14	0,03
DD	3,41	1,12	0,38	0,36	0	0,14	0,03
EE	4,47	0,95	0,43	0,43	0	0,14	0,02

QUADRO B

Propriedades para Diferentes Composições com Estiramentos Variáveis e Envelhecimento Artificial

					temperatura ambiente				-196°C			
Liga (%m)	Cu (%m)	Li (%m)	Est. De Trab.	Envelhecimento	YS (ksi)	UTS (ksi)	El. (%)	K_{IC} (ksi√in)	YS (ksi)	UTS (ksi)	El. (%)	K_{IC} (ksi√in)
B	4,52	1,29	5	160 (16)	103,0	105,0	6,0	20,2				25,0
C	4,13	1,27	3	160 (5)	89,0	92,0	7,7	33,9	110,0	121,0	8,5	34,3
C	4,13	1,27	3	143 (16)	86,0	91,1	10,3	38,7	109,3	113,2	12,4	40,4
D	4,38	1,04	6	143 (11)	93,0	96,2	10,8	34,4	112,0	118,0	12,2	40,7
F	4,01	0,84	6	143 (30)	88,1	90,8	10,5	39,4	104,8	111,2	11,2	47,1
F	4,01	0,84	6	143 (24)	85,0	88,2	13,0	39,7				51,0
G	6,00	1,00	3	160 (16)	103,0	105,0	3,8	18,7	123,0	128,0	3,6	19,2
G	6,00	1,00	3	160 (6)	87,6	92,8	8,0	30,0	113,0	121,0	6,5	32,6
H	4,23	0,73	6	143 (35)	88,9	91,2	9,6	45,7	106,1	113,4	11,1	47,4
I	4,28	0,85	6	143 (14)	88,4	92,4	11,2	42,8	108,3	115,3	11,5	45,4
J	3,95	1,03	6	143 (13)	88,9	92,0	10,5	40,8	104,5	112,0	9,2	43,1
K	4,19	1,21	6	160 (4,5)	91,0	94,4	7,8	28,4	108,6	115,5	8,7	28,8
N	4,04	0,86	6	143 (20)	85,5	89,9	10,3	36,9		111,8	11,7	46,9
N	4,04	0,86	6	143 (22)	90,0	92,8	9,5	35,8	105,3	112,6	9,9	42,5
O	4,28	0,84	6	143 (14)	87,8	92,2	12,0	44,6	96,8	111,0	13,2	47,0
O	4,28	0,84	6	143 (24)	94,9	96,8	10,2	33,2	115,0	121,2	8,9	37,1
P	4,31	0,80	6	143 (14)	89,6	93,9	11,6	42,2	105,0	113,0	12,2	47,5
P	4,31	0,80	6	143 (18)	91,2	94,5	11,3	39,1	111,5	117,0	9,4	47,6
Q	4,04	0,85	6	143 (20)	86,0	90,5	10,7	45,7	110,0	118,1	10,5	47,3
Q	4,04	0,85	6	143 (24)	90,8	93,2	9,1	43,6	111,0	117,8	11,2	48,0
Q	4,04	0,85	6	143 (34)	93,8	95,0	9,6	39,2	113,5	118,5	8,7	39,3
R	4,90	1,15	0	170 (15)	87,0	93,9	6,8	26,1	105,0	112,5	4,1	21,1
R	4,90	1,15	9,5	143 (9)	88,1	94,2	10,9	34,8	113,0	118,5	8,5	36,7
S	3,58	0,93	6	143 (20)	91,2	94,2	12,4	38,9	112,1	118,9	5,2	43,6
T	3,79	0,92	6	143 (28)	94,0	95,8	9,9	35,9	114,0	119,8	9,4	36,1

V	3,62	0,99	6	143 (26)	90,0	91,5	8,7	38,7	114,8	120,0	9,6	40,7
W	3,61	0,91	6	143 (28)	90,5	92,5	9,8	38,5	108,0	115,2	11,3	38,2
X	2,8	0,86		143 (12)	55,9	68,8	18,9					
X	2,8	0,86	6	143 (30)	74,3	78,3	12,3					
X	2,8	0,86	6	143 (60)	78,6	81,7	11,8					
X	2,8	0,86	6	143 (90)	82,2	84,9	12,0	50,0				
Y	3,5	0,79	6	143 (12)	71,2	79,0	14,3					
Y	3,5	0,79	6	143 (30)	84,3	88,0	13,3					
Y	3,5	0,79	6	143 (60)	86,3	88,9	12,3					
Y	3,5	0,79	6	143 (75)	87,3	89,9	11,2					
Y	3,5	0,79	6	143 (90)	88,7	90,0	11,1	50,0				
Z	2,16	0,80	6	143 (30)	47,2	60,0	21,2					
Z	2,16	0,80	6	143 (100)	64,9	69,0	13,8					
AA	3,18	0,78	6	143 (60)	63,0	70,8	17,2					
AA	3,18	0,78	6	143 (90)	78,3	81,1	13,0					
AA	3,18	0,78	6	143 (100)	78,5	81,2	12,8	50,0				
BB	3,56	0,29	6	143 (60)	63,0	70,8	17,2					
BB	3,56	0,29	6	143 (100)	67,5	72,0	14,2					
CC	3,43	0,56	6	143 (60)	70,6	77,0	12,8					
CC	3,43	0,56	6	143 (90)	76,0	79,3	12,8					
CC	3,43	0,56	6	143 (100)	76,7	80,0	11,5					
DD	3,41	1,12	3	143 (24)	88,5	91,8	7,9	29,8	108,4	116,0	10,9	42,0
DD	3,41	1,12	6	143 (16)	88,4	90,8	8,9	28,7	107,2	114,5	11,3	42,1
DD	3,41	1,12	6	143 (60)	95,5	96,8	6,4	25,2	116,2	121,5	9,0	33,0
EE	4,47	0,95	3	160 (6)	86,5	90,9	10,4	40,7	106,2	114,5	11,2	49,3
(com EE (LT)	4,47	0,95	3	160 (6)	70,5	78,0	8,4	30,8	74,2	95,5	10,5	36,4

11. Utilização de acordo com qualquer das reivindicações anteriores para o objectivo de obter: um rendimento de força, superior a 85Ksi (586 Mpa) (longitudinal), da referida composição a temperatura criogénica o qual é maior do que o seu rendimento de força à temperatura ambiente; e uma resistência à fractura plana

directa superior a 25Ksi$\sqrt{in}$ (27,5 Mpa$\sqrt{m}$) na referida liga a temperatura criogénica que é superior à sua resistência à fractura plana directa à temperatura ambiente.

12. Utilização de acordo com qualquer das reivindicações anteriores, em que o trabalho é efectuado substancialmente à temperatura ambiente.

13. Utilização de acordo com qualquer das reivindicações anteriores, em que o trabalho introduz o equivalente de 3 a 7% de estiramento à composição.

14. Utilização de acordo com qualquer das reivindicações anteriores, em que o subenvelhecimento artificial é efectuado a uma temperatura na gama de 125 a 150°C.

Lisboa, 26 de Janeiro de 2000

AGENTE OFICIAL DA PROPRIEDADE INDUSTRIAL

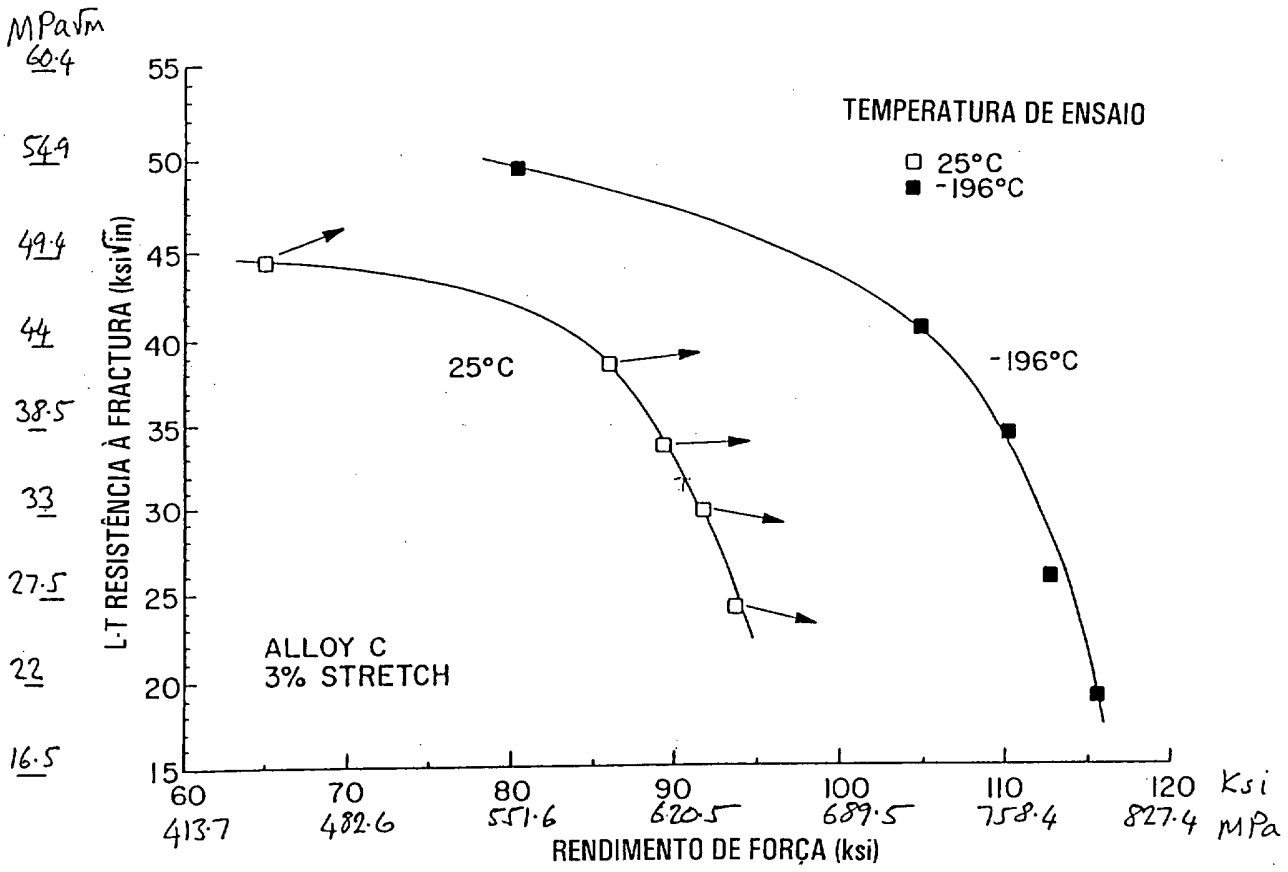

MPa√m
60.4
54.9
49.4
44
38.5
33
27.5
22
16.5
55
50
45
40
35
30
25
20
15
L-T RESISTÊNCIA À FRACTURA (ksi√in)
TEMPERATURA DE ENSAIO
25°C
-196°C
25°C
-196°C
ALLOY C
3% STRETCH
60
413.7
70
482.6
80
551.6
90
620.5
100
689.5
110
758.4
120
827.4
Ksi
MPa
RENDIMENTO DE FORÇA (ksi)

FIG. 1

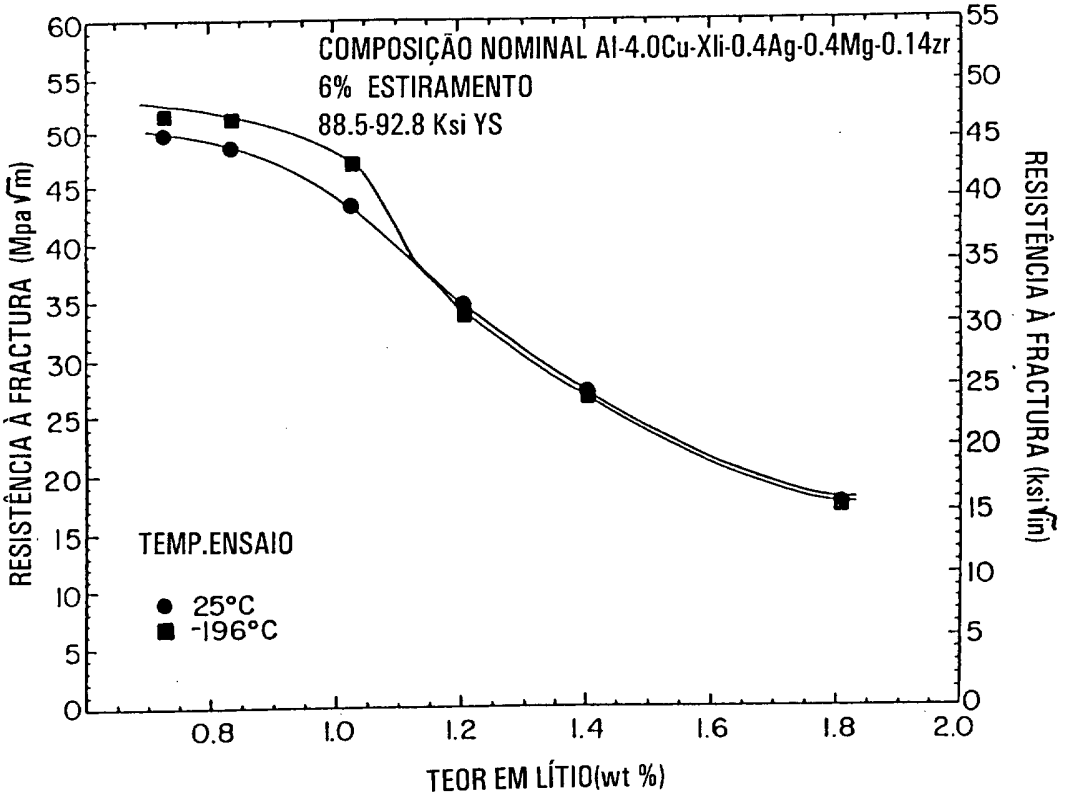

COMPOSIÇÃO NOMINAL Al-4.0Cu-Xli-0.4Ag-0.4Mg-0.14zr
6% ESTIRAMENTO
88.5-92.8 Ksi YS
TEMP.ENSAIO
25°C
-196°C
RESISTÊNCIA À FRACTURA (Mpa √m)
RESISTÊNCIA À FRACTURA (ksi √in)
TEOR EM LÍTIO(wt %)
0
5
10
15
20
25
30
35
40
45
50
55
60
0.8
1.0
1.2
1.4
1.6
1.8
2.0

FIG. 2

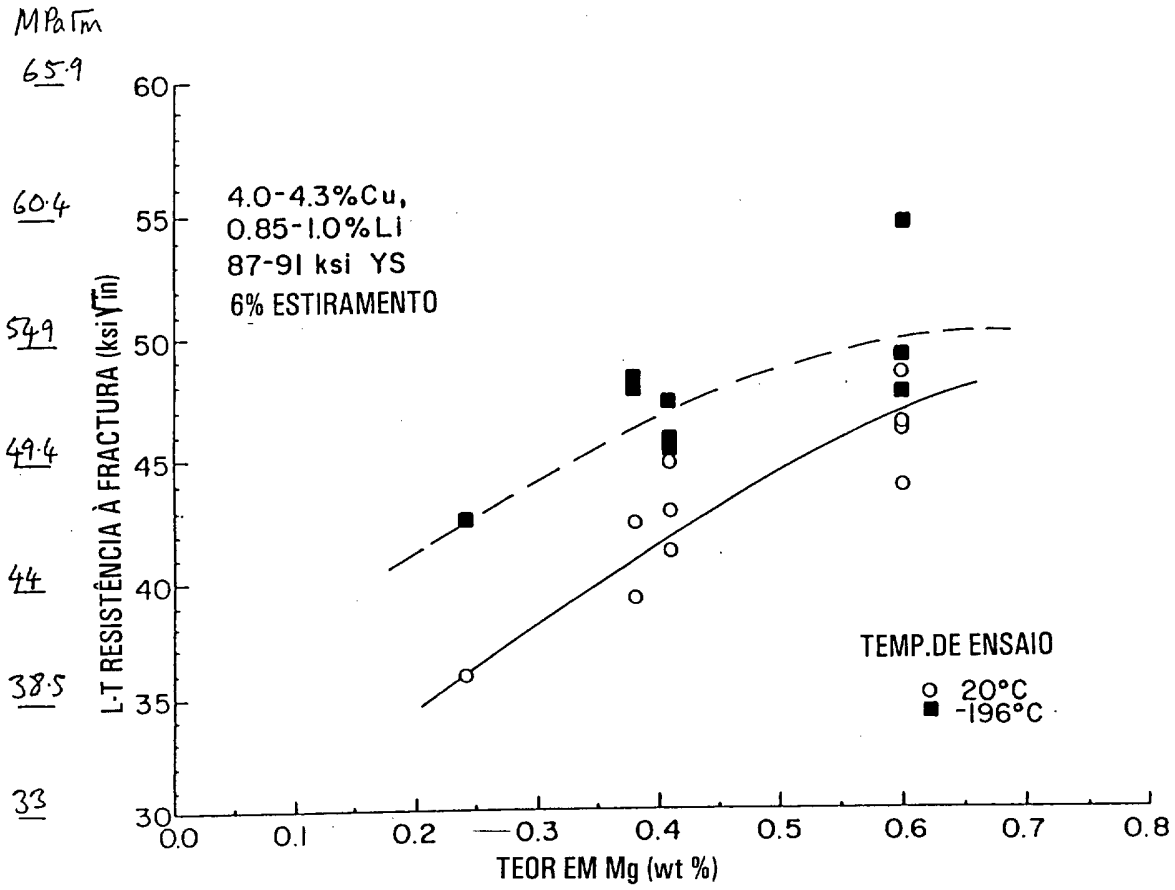

MPa√m
65.9
60.4
54.9
49.4
44
38.5
33
60
55
50
45
40
35
30
L-T RESISTÊNCIA À FRACTURA (ksi√in)
4.0-4.3%Cu,
0.85-1.0%Li
87-91 ksi YS
6% ESTIRAMENTO
TEMP.DE ENSAIO
20°C
-196°C
0.0
0.1
0.2
0.3
0.4
0.5
0.6
0.7
0.8
TEOR EM Mg (wt %)

FIG. 3

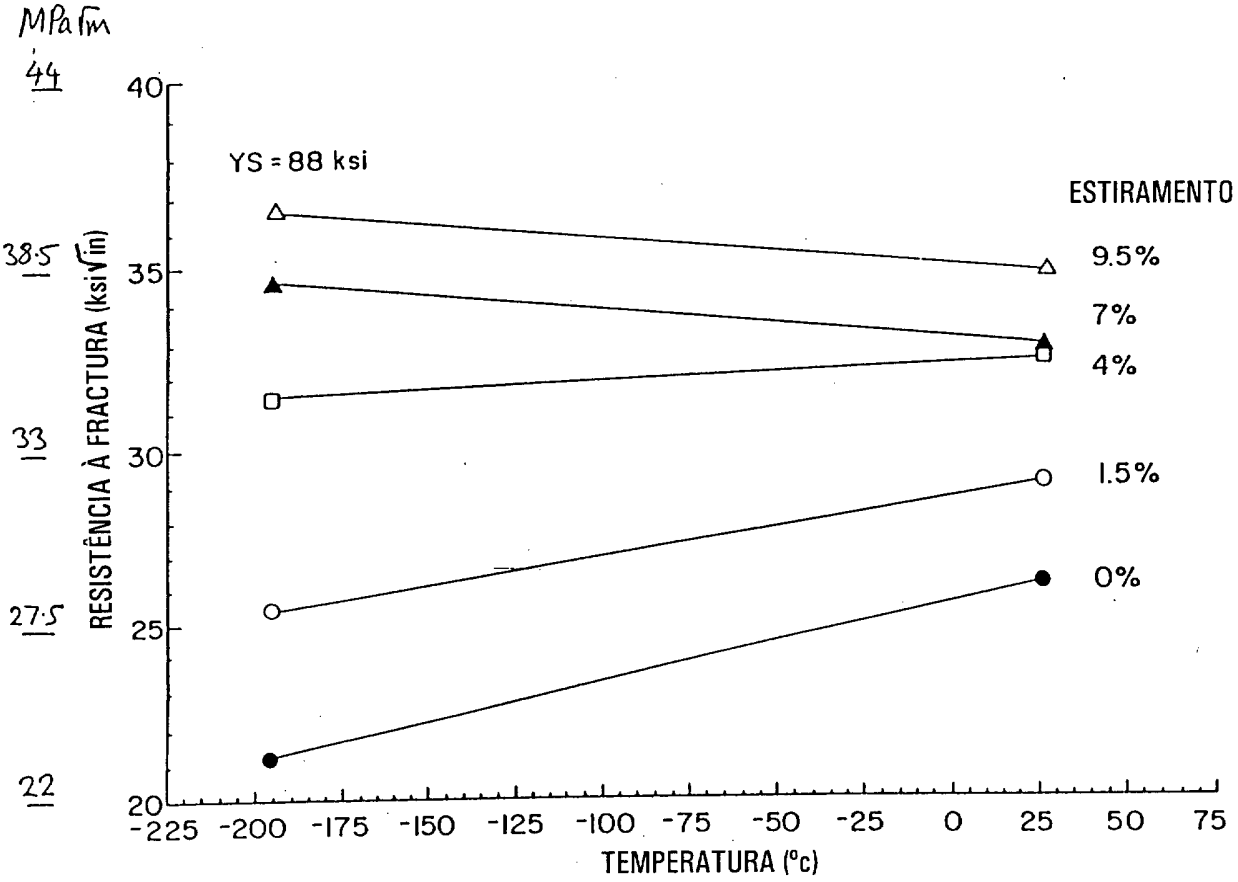

MPa√m
44
38.5
33
27.5
22
40
35
30
25
20
RESISTÊNCIA À FRACTURA (ksi√in)
YS = 88 ksi
ESTIRAMENTO
9.5%
7%
4%
1.5%
0%
-225 -200 -175 -150 -125 -100 -75 -50 -25 0 25 50 75
TEMPERATURA (°c)

FIG. 4

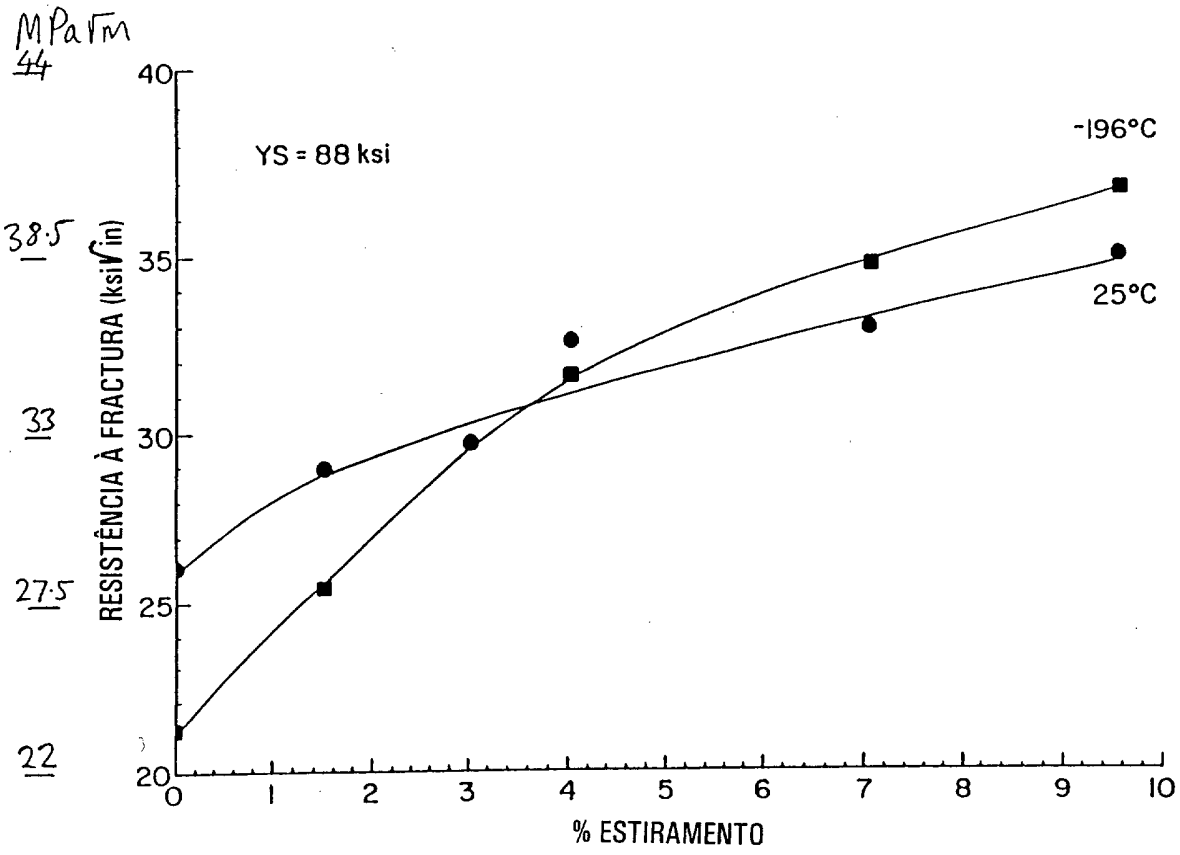

MPa√m
44
38.5
33
27.5
22
40
35
30
25
20
RESISTÊNCIA À FRACTURA (ksi√in)
YS = 88 ksi
-196°C
25°C
0
1
2
3
4
5
6
7
8
9
10
% ESTIRAMENTO

FIG. 5

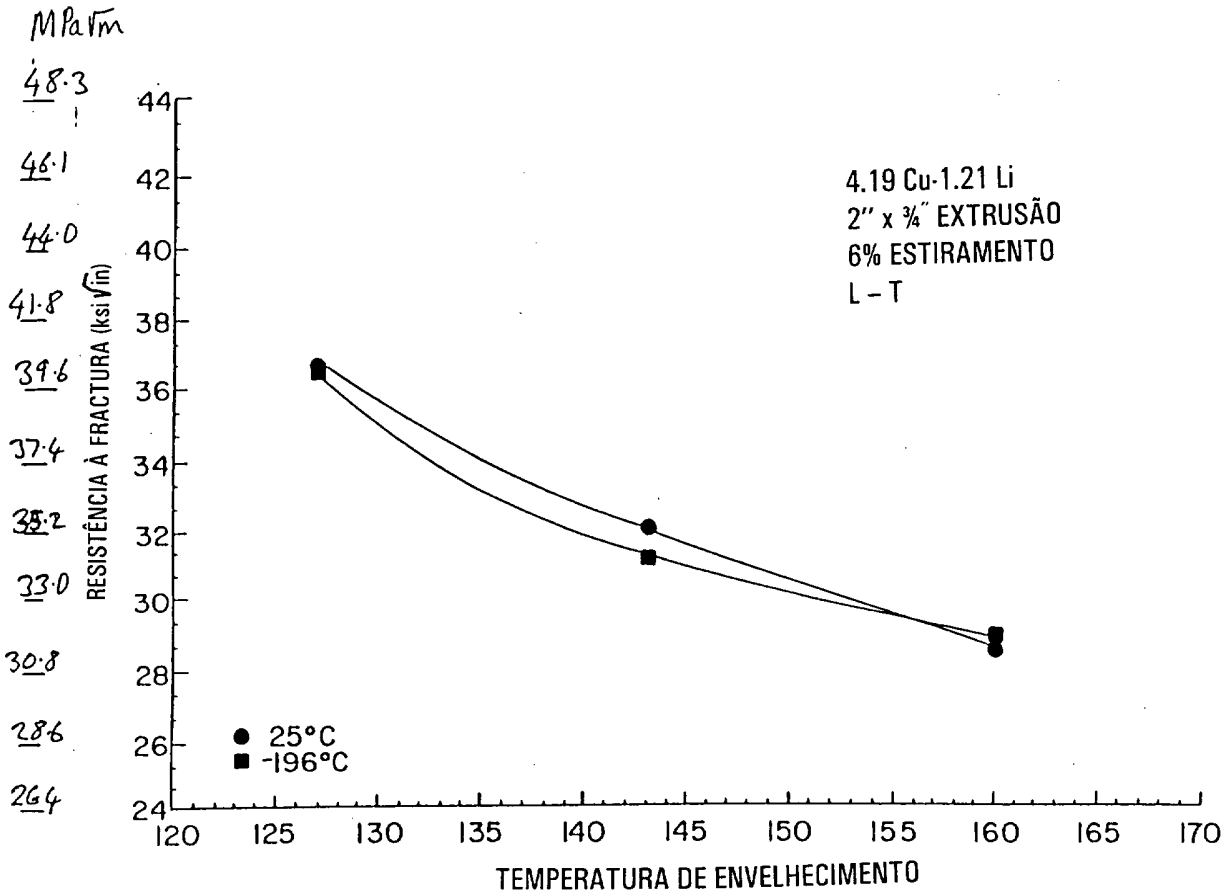

MPa√m
48.3
46.1
44.0
41.8
39.6
37.4
35.2
33.0
30.8
28.6
26.4
RESISTÊNCIA À FRACTURA (ksi√in)
44
42
40
38
36
34
32
30
28
26
24
4.19 Cu-1.21 Li
2" x ¾" EXTRUSÃO
6% ESTIRAMENTO
L - T
● 25°C
■ -196°C
120
125
130
135
140
145
150
155
160
165
170
TEMPERATURA DE ENVELHECIMENTO

FIG. 6

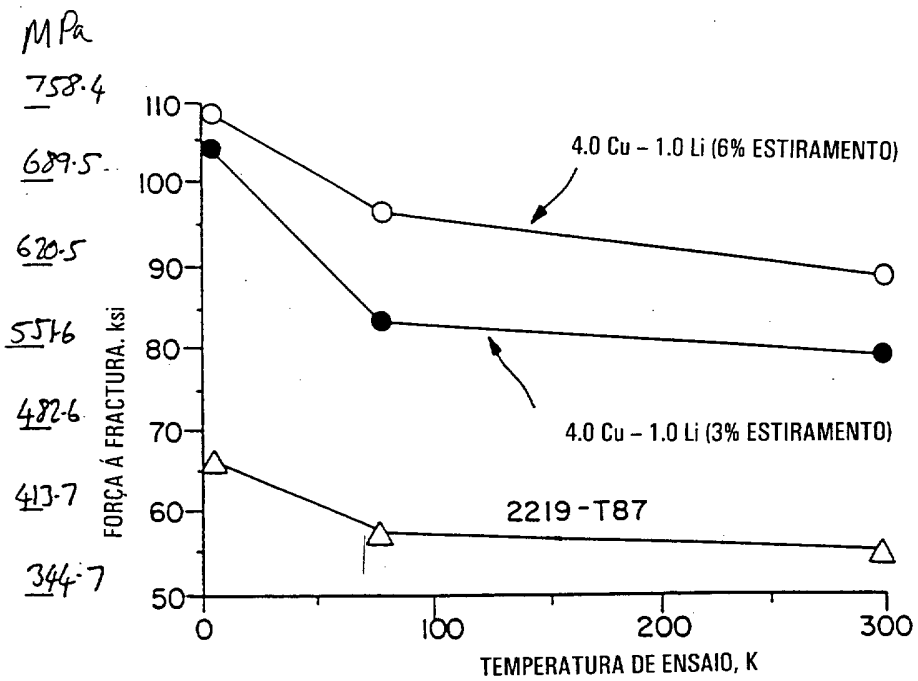

MPa
758.4
689.5
620.5
551.6
482.6
413.7
344.7
110
100
90
80
70
60
50
FORÇA Á FRACTURA, ksi
4.0 Cu – 1.0 Li (6% ESTIRAMENTO)
4.0 Cu – 1.0 Li (3% ESTIRAMENTO)
2219-T87
0
100
200
300
TEMPERATURA DE ENSAIO, K

FIG. 7