(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 등록특허공보(B1)

(51) Int. Cl.[6]
C22C 21/12
C22F 1/04

(45) 공고일자 2002년08월27일
(11) 등록번호 10-0330990
(24) 등록일자 2002년03월20일

(21) 출원번호 10-1996-0700671
(22) 출원일자 1996년02월09일
번역문제출일자 1996년02월09일
(86) 국제출원번호 PCT/US1994/08876
(86) 국제출원일자 1994년08월08일
(81) 지정국 국내특허 : 오스트레일리아 브라질 캐나다 일본 대한민국 노르웨이 EA 유라시아특허 : 러시아
EP 유럽특허 : 오스트리아 벨기에 스위스 리히텐슈타인 사이프러스 독일 덴마크 스페인 핀랜드 프랑스 영국 그리스 아일랜드 이탈리아 룩셈부르크 모나코 네덜란드 포르투칼 스웨덴

(65) 공개번호 특1996-0704080
(43) 공개일자 1996년08월31일
(87) 국제공개번호 WO 1995/04837
(87) 국제공개일자 1995년02월16일

(30) 우선권주장 08/103662 1993년08월10일 미국(US)

(73) 특허권자 마르틴 마리에타 코포레이션
미국 20817 마릴랜드 베데스타 라크리지 드라이브 6801
(72) 발명자 픽켄스, 조셉, 알.
미합중국 21737 마릴랜드 그랜앨그 캐나르드 드라이브 13815
택, 윌리암, 티.
미합중국 80104 콜로라도 캐슬로그라이브ㅓ몬드리프 ㄷ4561
(74) 대리인 남상선

심사관 : 소현영

(54) 극저온파괴인성이개선된알루미늄-구리-리튬합금

명세서

<1> 관련된 출원

<2> 본원은 현재 포기 상태인 1988년 8월 18일자로 출원된 US 특허출원 제 07/233,705의 일부 계속출원인 1989년 3월 23일자로 출원된 US 특허출원 제 07/327,666호의 일부 계속출원인 1990년 3월 14일자로 출원된 US출원 제 07/493,255호의 계속 출원인 1993년 3월 12일자로 출원된 US 특허출원 제 08/032,158호의 일부 계속출원이다.

<3> 발명의 분야

<4> 본 발명은 극저온에서 파괴 인성이 개선된 Al-Cu-Li 합금에 관한 것이다. 더 상세하게는, 조성 및 가공 파라메터를 제어하며, 우주 발사체(space launch vehicles) 운반수단 등을 위한 극저온 탱크용으로 사용할 수 있도록 극저온에서 개선된 파괴 인성 및 강도를 나타내는 합금에 관한 것이다.

<5> 본 발명의 배경

<6> Al-Cu-Li 합금은 통상적인 알루미늄 합금으로된 우주 발사체 시스템의 대체용으로 고려되고 있다. 현재에는, 우주 발사체로 주로 알루미늄 협회에 등록된 2014(타이탄(Titan)) 및 2219(스페이스 셔틀의 외부 탱크)로 지칭되는 합금으로 구성된다. 추진제를 배제한 이러한 대부분의 우주 발사체 시스템의 건식 중량은 추진체 밀폐물내에 있다. 스페이스 셔틀 외부 탱크 및 설계중인 타이탄 IV 극저온 상부 스테이지와 같은 기술 시스템에 있어서, 바람직한 추진체 시스템은 각각 극저온 액체인 액체 수소 및 액체 산소이다. 이에 따라 이러한 추진체 밀폐물용 구조 합금은 극저온 조작온도에서 높은 강도와 높은 인성을 갖는 것이 중요하다. 나아가, 이러한 합금은 모 합금과 임의의 용접부에서의 주변온도에서 보다는 극저온에서 강도 및 인성이 실질적으로 같거나 또는 더 큰 것이 특히 유리하다. 극저온에서 더 높은 파괴 인성 및 강도를 달성하는 능력은 상기 탱크에 대한 구조 내력 시험이 극저온 온도에서 보다 주변온도에서 보다 저비용으로 수행될 수 있게 한다. 만약 강도 및 인성이 극저온에서 실질적으로 동일하거나 또는 더 크다면, 성공적인 상온 내력 시험은 과부하된 강도 또는 인성 한계 유도 항복이 극저온 조작 온도에서 발생되지 않음을 보장한다.

<7> 용체화처리 및 급냉 이후에 그러나 인공 시효 전에 유도된 냉간 가공은 Al-Cu 합금 및 Al-Cu-Li 합금의 기계적 특성에 영향을 미치는 것으로 공지되어 있다. 이러한 냉간 가공을 유도하는 가장 통상적인 방법은 압출물, 시이트, 및 평판과 같은 선대칭 생성물 형태를 소성 변형시키는 것이다. 전형적으로 상온에서 수행되는 상기 연신은 플라스틱 오프셋에 의해 생성물을 교정하고, 예컨대 작은 판, 래스(laths)와 같은 높은 종횡비를 갖는 석출 강화물을 위한 핵 생성 위치로 제공되는 전위(dislocation)를 제공하는 이중 작용을 하며, 강도를 증가시킨다. 또한 연신은 알루미늄-구리 및 Al-Cu-Li 합금에서 상온에서의 강도를 증가시키는 것으로 공지되어 있지만, 극저온 강도상의 효과는 알려진바 없다.

<8> 여러종류의 알루미늄-구리-리튬 합금이 시판되고 있다. 이러한 것으로는 알루미늄 협회에 등록된 2020, 2090, 2091, 2094, 2095, 2195 및 8090 합금 등이 있다.

<9> 합금 2020은 중량%로 알루미늄- 4.5구리-1.1리튬-0.5망간-0.2카드늄의 조성을 가지며 1950년대에 등록되었다. 이 합금은 비교적 낮은 밀도와 개선된 높은 강도를 갖지만, 또한 매우 낮은 정도의 파괴 인성 및 연성을 갖는다. 처리의 곤란성에 따른 이러한 문제들로 인해 상기 합금은 알루미늄 협회 등록이 철회되었다.

<10> Al - (2.4-3.0)Cu - (1.9-2.6)Li - (0-0.25)Mg - 0.12Zr으로 이루어진 합금 2090은 2024 및 7075와 같은 고강도 합금에 대한 저밀도의 대체물로서 고안되었다. 이 합금은 상대적으로 강도를 매우 높게 개선시켰지만, 박리 문제점과 관련된 열악한 단횡 파괴 인성 및 열악한 단횡 연성을 가져 폭 넓은 범위로 사용되고 있지는 않다.

<11> Al - (1.8-2.5)Cu - (1.7-2.3)Li - (1.1-1.9)Mg - 0.12Zr으로 이루어진 합금 2091은 높은 강도와 높은 연성을 갖는 합금으로서 고안되었다. 그러나, 최대강도를 생성하는 열 처리 조건에서, 연성은 단횡 방향에서 상대적으로 낮다. 추가로, 비 냉간가공 템퍼(temper)에서 합금 2091에 의해 달성되는 강도는 냉간 가공된 템퍼에서 상기 합금에 의해 달성된 강도 이하이다.

<12> Al - (1.0-1.6)Cu - (2.2-2.7)Li - (0.6-1.3)Mg - 0.12Zr으로 이루어진 합금 8090은 박락(exfoliation) 부식 저항 및 손상에 대한 내구성이 필요한 항공기 분야에 사용되기 위해 고안되었다. 그러나, 합금 8090의 제한된 강도 성능 및 열악한 파괴 인성으로 인해 상기 합금이 항공 우주 산업과 항공 산업분야에서 폭 넓게 쓰이는 합금으로 사용되기에는 지장이 있다.

<13> 합금 2094는 Al - (4.4-5.2)Cu - (0.8-1.5)Li - (0.25-0.6)Mg -(0.25-0-.6)Ag - 최대0.25Zn - 최대0.1Mn - (0.04-0.18)Zr로 이루어진 반면에, 합금 2095는 Al - (3.9-4.6)Cu - (1.0-1.6)Li - (0.25-0.6)Mg - (0.25-0-.6)Ag -최대 0.25Zn - 최대0.1Mn - (0.04-0.18)Zr로 이루어진다. 합금 2195는 합금 2095와 유사하지만, 그러나 구리와 리튬의 한계치가 약간 작다. 이들 합금은 초 고강도, 고도한 모듈(modulus), 우수한 용접성과 같은 예외적인 특성을 갖추고 있다.

<14> 미국 특허 제 5,032,359호 및 제 5,122,339호 및 1989년 3월 23일자로 출원된 미국 출원 번호 제 07/327,666호, 및 1990년 1월 26자로 출원된 07/471,299호에는 구리, 리튬, 마그네슘, 및 다른 합금 불순물을 포함한 합금이 기술되며, 본원에 참조되었다. 이들 합금은 고 강도, 고도한 모듈, 우수한 용접성, 및 자연 시효 응답(natural aging response)과 같은 매우 바람직한 특성을 가지고 있는 것으로 알려져 있다.

<15> 극저온에서 개선된 합금을 사용하는 기술적 중요성에 견주어볼 때, 통상적인 알루미늄 합금과 관련하여 더 높은 강도와 파괴 인성을 가지며, 상온과 비교하여 극저온에서 증가된 강도와 증가된 파괴 인성을 갖는 저밀도의 알루미늄 기저 합금을 제공하는 것이 바람직하다. 본 발명은 전술한 관점에서 진보되었으며, 본 발명의 방법에 따라 가공될 때 극저온의 파괴인성 및 강도의 개선된 조합특성을 나타내는 조성 범위 내에서 개선된 Al-Cu-Li 합금을 제공한다.

<16> 발명의 요약

<17> 본 발명의 목적은 상온과는 대조적으로 극저온에서 개선된 파괴 인성 및 강도를 갖는 Al-Cu-Li 합금을 제조하는 방법을 제공하는 것이다.

<18> 본 발명의 다른 목적은 알루미늄 기저 합금의 극저온 파괴 인성 및 강도를 개선시키는 방법을 제공하는 것이며, 상기 방법은 특정 조성 범위내에서 용체화 처리되고 급냉(quenching)된 알루미늄 기저 합금을 제공하는 단계, 상기 합금을 가공하는 단계 및 극저온에서 강도와 파괴 인성을 바람직하게 증가시키도록 충분한 정도로 상기 합금을 인공 시효시키는 단계를 포함한다.

<19> 본 발명의 또다른 목적은 상온과는 대조적으로 극저온에서 개선된 파괴 인성 및 강도를 갖는 Al-Cu-Li 합금을 제공하는 것이다.

<20> 본 발명의 또다른 목적은 증가된 극저온 파괴 인성 및 강도를 갖춘 가단성 알루미늄 기저 합금을 제공하는 것이며, 상기 합금은 극저온에서 파괴 인성 및 강도를 바람직하게 증가시키도록 충분한 정도로 가공되고 인공 시효된다. 그밖에도, 합금내에 존재하는 구리, 리튬, 및 다른 원소의 양은 극저온에서 특성이 바람직하게 개선되도록 제어된다.

<21> 본 발명의 다른 목적은 액체 수소, 액체 산소 및 액체 질소와 같은 극저온 재료를 보유하는 콘테이너를 제공하는 것이며, 상기 콘테이너는 극저온 조작온도에서 개선된 파괴 인성 및 강도를 갖는 Al-Cu-Li 함금으로 제조된다.

<22> 본 발명에 있어서, 개선된 알루미늄 기저 합금을 제조하는 방법은

<23> a) 2.0 내지 6.5 중량 %의 구리, 0.2 내지 2.7 중량 %의 리튬 및 나머지 알루미늄과 부수적 불순물로 이루어진 용체화 처리되고 급냉된 알루미늄 기저 합금을 제공하는 단계, 및

<24> b) 상온에서의 강도 및 파괴 인성과 실질적으로 동일하거나 큰 강도 및 파괴 인성을 극저온에서 상기 합금에 제공하도록 충분한 정도로 상기 합금을 가공하는 단계 및 인공 시효 단계 중 하나 이상의 단계를 포함한다.

<25> 본 발명의 다른 실시예에서는 본질적으로 2.8 내지 4.8 중량% 구리, 0.4 내지 1.5 중량%의 리튬, 0.2 내지 1.0중량 %의 마그네슘 및 나머지 알루미늄 및 부수적 불순물로 이루어진 가단성 알루미늄 기저 합금이 제공되며, 상기 합금은 상온에서의 강도 및 파괴 인성과 실질적으로 동일하거나 큰 강도 및 파괴 인성을 극저온에서 상기 합금에 제공하도록 충분한 정도로 상기 합금을 가공 및/또는 인공 시효한다.

<26> 본 발명의 또 다른 실시예에서는 본질적으로 2.8 내지 4.5 중량% 구리, 0.4 내지 1.5 중량%의 리튬, 0.2 내지 1.0 중량%의 마그네슘 및 나머지 알루미늄 및 부수적 불순물로 이루어진 가단성 알루미늄

기저 합금이 제공되며, 상기 합금은 상온에서의 강도 및 파괴 인성과 실질적으로 동일하거나 큰 강도 및 파괴 인성을 극저온에서 상기 합금에 제공하도록 충분한 정도로 상기 합금을 가공 및/또는 인공 시효한다.

도면의 간단한 설명

<27> 제 1도는 상온 및 극저온에서의 합금에 있어서, 파괴 인성 대 항복 강도를 도시한 그래프이다. 상기 그래프에서 상기 합금의 파괴 인성은 상기 합금이 낮은 항복 강도로 인공 시효될 때는 극저온에서 증가되지만, 상기 합금이 더 높은 항복 강도로 인공 시효될 때는 상기 극저온 파괴 인성은 상온과 비교하여 감소된다는 것을 알 수 있다.

<28> 제 2도는 상온과 극저온에서의 합금에 있어서, 파괴 인성 대 리튬 함량의 그래프를 도시한 것이다. 이 그래프에서 낮은 리튬 함량의 합금에 있어서 극저온 대 상온에서의 파괴인성이 증가하지만, 리튬이 더 높게 함유되어 있는 합금에 있어서 극저온 파괴 인성의 증가를 구별할 수 없다.

<29> 제 3도는 상온과 극저온에서의 합금에 있어서, 파괴 인성 대 마그네슘 함량의 그래프를 도시한 것이다. 상기 그래프에서 모든 합금의 경우에 극저온 대 상온 파괴 인성은 증가됨을 알 수 있다.

<30> 제 4도는 다양한 정도로 연신되는 합금에 있어서 파괴 인성 대 온도를 도시한 그래프이다. 상기 그래프는 합금이 더 작은 정도로 연신될 때는 극저온 대 상온의 파괴 인성은 감소되지만, 상기 합금이 더 큰 정도로 연신될 때는 극저온 파괴 인성이 증가되는 것을 알 수 있다.

<31> 제 5도는 상온과 극저온에서의 합금에서 파괴 인성 대 연신 %를 도시한 그래프이다. 상기 그래프는 더 낮은 연신 수준에서는 극저온 대 상온파괴 인성이 감소되지만, 더 높은 연신 수준에서는 극저온 파괴 인성이 증가되는 것을 알 수 있다.

<32> 제 6도는 상온 및 극저온에서의 합금에 있어서 파괴 인성 대 시효 온도의 그래프를 도시한 것이다. 이 그래프에서 시효 온도가 감소함에 따라 상온 및 극저온 파괴 인성이 증가됨을 알 수 있다.

<33> 제 7도는 다양한 정도로 연신되는 본 발명의 합금에서 파괴 강도 대 온도를 도시한 그래프이다. 그밖에도, 통상적인 합금에 있어서 파괴 강도 대 온도를 도시하고 있다. 상기 그래프는 본 발명의 합금이 더 큰 정도로 연신될 때는 극저온 파괴 강도가 증가되어 개선되는 것을 나타내고 있다. 또한, 통상적인 합금과 비교하여 볼때 본 발명에 따른 합금의 강도 및 파괴인성이 상당히 개선되는 것으로 도시되어 있다.

발명의 상세한 설명

<34> 본 발명은 극저온 파괴 인성 및 강도 특성을 개선하기 위하여 Al-Cu-Li 합금의 조성, 제조 및 열처리의 제어에 관한 것이다. 본 발명에 따라, 극저온에서의 파괴 인성이 상온에서의 파괴 인성과 같거나 더 큰 가단성 Al-Cu-Li 합금이 제공된다. 그밖에도, 극저온에서의 강도는 상온에서의 강도보다 더 크다. 극저온에서의 개선된 파괴 인성 및 강도의 조합 특성은 본 발명에 따라 "바람직한 극저온 파괴 인성 경향"으로 정의된다. 이러한 바람직한 경향은 상기 합금에서의 구리와 리튬의 수준을 제어하고 합금의 연신, 시효 및 재결정과 같은 처리 파라메터를 제어함에 의해 달성될 수 있다.

<35> 용어 "극저온"은 본 발명에서 상온보다 상당히 낮고 및 전형적으로는 0℃이하의 온도로 규정된다. 이에 따라서, 수소(-253℃), 산소(-183℃), 및 질소(-196℃)가 액체가 될 수 있는 온도를 극저온으로 한다. 실험 평가를 위해, 예컨대, -196℃의 온도는 극저온으로서 고려된다. 상온은 통상적인 용도에 따라 규정되고 약 20 내지 25℃의 온도를 들 수 있다. 시험 평가를 위해서, 25℃의 온도를 상온으로서 고려된다.

<36> 알루미늄, 구리 및 리튬이외에도, 본 발명의 합금은 특정한 바람직한 실시예에서, 입자 정련제(refiner), 분산질 형성 원소 및 핵형성 보조제와 같은 다른 합금 원소에 따라 마그네슘, 은, 아연 및 이들의 조합물을 포함한다.

<37> 본 발명의 합금의 합금 첨가제의 조성범위는 다음 표 1과 같다. 또한 다른 언급이 없다면, 본원에서의 모든 조성물 값은 중량 %이다.

<38> 표 1

합금의 조성 범위(중량 % 나머지는 Al)

	Cu	Li	Ag	Mg	Zn
통상적	2.0-6.5	0.2-2.7	0-4.0	0-4.0	0-3.0
바람직한 경우	2.8-4.8	0.4-1.5	0-0.8	0.2-1.0	0-1.0
가장바람직한 경우	3.0-4.5	0.7-1.1	0-0.6	0.3-0.6	0-0.75

<40> Zr, Ti, Cr, Mn, Hf, Nb, B, Fe, Y, La, V, Mo, Se, Co, Ni, Cd, In, Sn, Ge 및 이들의 조합물과 같은 다른 합금 첨가제는 이러한 첨가제가 바람직한 극저온 파괴 인성 경향의 달성을 상당히 손상시키지 않는 한 전체 약 10 중량% 이하의 정도로 포함될 수도 있다. Zr, Ti, Cr, Mn, Hf, Nb, B, V, 및 TiB_2와 같은 입자 정련제는 전체 양에 대해 약 0.01 내지 약 1.0 중량% 및 더 바람직하게는 약 0.08 내지 약 0.3 중량% 로 포함될 수도 있다. 입자 미세 원자 및/또는 분산질 형성 원자의 양은 금속 야금 가공, 예컨대, 급속 고체화 반응, 기계적합금화, 및 반응 밀링이 수행될 때, 1.0%이상 증가될 수 있다. 특히 지르코늄 및 티탄이 입자 미세 첨가제로서 바람직하며, 또한 Zr이 재결정화 억제제로서 바람직하다.

<41> 본 발명에 있에서, 합금은 표 2와 같은 조성으로 제조된다. 표 2에는 기재하지 않았지만, 알루미늄이 각 조성물의 나머지 양을 채운다.

<42> 표 2

합금 조성물 (wt. %)

합금	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

<44> 만약 달리 표시되지 않는다면, 각각의 상기 조성물은 다음과 같이 제조된다. 상기 합금은 비활성 가스 유도 용융로를 사용하여 23킬로그램, 16.5cm(6.5inch)의 잉곳(ingot)으로 주조된다. 상기 잉곳은 450℃에서 16시간, 504℃에서 8시간동안 균질화되고, 스캘핑(scalping)되고 그리고 370℃ (700 ° F)의 예열온도에서 1.9 × 5.1cm(3/4 × 2inCh)의 장방향 바아로 압출성형된다. 상기 압출 성형물은 고상선 이하의 온도에서 한시간동안 용체화처리되고 수냉된다. 0-9.5% 연신의 변화량이 합금에 적용되고 인공적 시효 온도 및 시간을 변화시켜 사용된다.

<45> 본 발명에서 사용되는 '가공된'이란 용어는 합금에 대해 12%의 연신을 이하로 도입되는 것을 규정한 것이다. 연신시키는 가공 공정이외에도, 압연, 압연 성형, 범프 성형, 스피닝(spinning), 쇼트 피닝(shot peening)등과 같은 다른 가공수단이 사용될 수 있다. 바람직한 연신량 또는 이에 상당한 양은 3 내지 9%를 범위로 하고, 일반적으로 합금의 조성, 각부의 기하학적 형태 및 다른 가공 파라메터에 따라 4.5 내지 7%가 바람직하다. 합금의 가공은 상온(냉간 가공)에서 전형적으로 수행되지만, 극저온 및 따뜻한 온도가 적절할 수도 있다.

<46> 대부분의 합금에 있어서, 인공적 시효 온도는 약 120℃이하 약 180℃ 보다 더 큰 온도로 변화되는 것이 바람직하다. 바람직한 극저온 파괴 인성 경향을 촉진시키기 위해서는 약 125 내지 약 145 또는 150℃의 인공적 시효 온도가 바람직하다. 시효 시간은 시효온도에 따라 좌우되고 시간의 길이가 실행 불가능한 지점까지 연장될 수도 있다. 전형적으로 약 0.25 내지 약 500 시간 범위의 시효 시간이 사용되며, 합금 조성 및 다른 가공 파라메터에 따라 약 2 내지 약 48시간이 바람직하고, 약 4 내지 약 24시간이 가장 바람직하다.

<47> 전형적으로 본 발명의 합금은 잉곳 또는 빌렛(billet) 형태로 주조된다. 본원에서 사용되는 용어 '잉곳'은 합금재료의 고체 매스로서 폭넓게 규정된다. 본원에서 사용되는 용어 "빌렛"은 압연, 압출, 단조등과 같은 방법에 의한 연속 가공에 적절한 열간 가공된, 반마감 처리된 생성물을 들 수 있다. 주조 기술에 의해 본 발명의 잉곳 또는 발렛을 형성하는 것이 바람직한 반면에 또한 상기 합금은 미세분말 또는 미립자 재료로부터 치밀화된 잉곳 또는 빌렛 형태로 제공될 수도 있다. 미세분말 또는 미립자 재료는 분무(atomization), 기계적 합금화, 용융 스피닝(spinning), 스프랫(splat) 냉각, 플리즈마 증착등과 같은 공정에 의해 제조될 수 있다.

<48> 본 발명의 합금은 압출물, 시이트, 플레이트, 단조물 등의 다양한 가단성 형태로 제공될 수도 있다. 본원에서 사용되는 용어 '가단성' 합금은 압출, 압연, 단조, 스핀형성 등에 의해 기계가공되는 생성물로서 규정된다. 용어 '시이트'는 본 발명에 따라 일반적으로 약 0.006 내지 약 0.249인치의 두께를 갖는 장방형의 단면적을 구비하고, 전단되거나, 슬릿되거나 또는 톱형의 에지를 구비한 압연된 생성물로 규정된다. 용어 '플레이트'는 두께가 0.250인치 또는 그 이상인 것을 제외하고는 시이트와 유사한 방법으로 규정된다.

<49> 다음의 실시예는 본 발명의 다양한 측면에 대해 설명을 한 것이지 본 발명의 범위를 제한하고자 하는 것은 아니다. 달리 언급되지 않는다면, 모든 항복 강도 값은 길이 방향에 관한 것이며, 모든 인성 값은 L-T방향의 값이다. 용어 L-T는 하중의 방향이 가공방향과 평행하고 크랙 전파 방향이 상기 작업 방향에 수직인 생성물의 가장 긴 축을 따른다는 것을 의미한다. 대부분의 파괴인성 값은 미리 크랙되어 있는 조밀한 응력 표본으로부터 측정된 평면 변형 파괴 인성 값이다. 몇몇의 파괴된 표본은 ASTM B399 성형력 체크에서 실패하여서 인성은 K_{IC} (ASTM B399)보다 K_Q로서 기술되어있다. 그러나 상기 파괴 인성의 특성은 K_Q 값이 K_{IC} 값에 근접한 것으로 제안되어 있다.

<50> 발사 시스템에서 사용되는 대부분의 극저온 탱크는 사용 하중 조건이 평면 응력하에 있는 상당히 얇은 치수의 알루미늄 합금을 사용한다. 평면 응력 파괴 인성은 두께에 의존하며 합금 및 가공 효과에 의해 야기된 인성의 미묘한 차이를 구별하기 위해 충분히 낮은 분산도를 갖는 인성 값을 얻는 것이 곤란하다. 이러한 곤란성을 극복하기 위해, 평면 변형 파괴 인성(K_{IC})은 인성 및 극저온 인성 경향을 평가하기 위해 더 두꺼운 치수로 측정하였는데, 이것은 K_{IC}가 기초 재료의 파라메터이고 표본 크기에 의해 큰 영향을 받지 않기 때문이다. 나아가, K_{IC} 값은 일반적으로 다른 인성 측정이 나타내는 것보다 낮은 분산도를 나타낸다.

<51> 실시예 1

<52> 합금 A(6.18 중량% Cu)의 압출 성형물은 1시간 동안 504℃에서 용체화처리되고 20℃에서 수냉되고(WQ), 20℃에서 1시간동안 배양되고, 길이방향으로 3% 연신되고 그리고 6시간동안 160℃에서 인공 시효된다. 94.3의 ksi의 길이 방향의 항복 강도(YS) 및 98.5 ksi의 극한 인장 강도(UTS)가 20℃에서 5%의 연신율, 즉 저시효된 T8 특성으로 달성된다. L-T 방향의 피로한 예비 크랙이 조밀한 장력 표본에서 측정된 20℃의 평면 변형 파괴 인성(K_{IC})은 18.6 $\mathrm{ksi}\sqrt{\mathrm{in}}$ 이다. -196℃에서 상기 YS 및 UTS는 각각 116ksi 및 123ksi로 증가한다. 합금이 낮은 인성 또는 연성의 표시인 조숙한 취성 파괴를 경험하지 않는다면, 주어진 알루미늄 합금의 강도는 시험 온도가 감소함에 따라 증가되는 것으로 기대된다. -196℃에서의 연성은 2.2% 연신율로 감소되고 인성은 17 $\mathrm{ksi}\sqrt{\mathrm{in}}$ 로 감소된다. 이것은 극저온 파괴 인성 경향이 바람직하지 않음을 예시한다.

<53> 실시예 2

<54> 합금 A는 실시예 1 보다는 더 높은 수준의 강도로 시효되며, 예컨대 24시간동안 160℃에서 시효되어, 20℃에서 98.7ksi의 YS, 101.5ksi의 UTS 및 5.4%의 연신율을 나타낸다. 20℃에서 이 높은 수준의 강도에서의 파괴 인성은 13.4 $\mathrm{ksi}\sqrt{\mathrm{in}}$ 로 상당히 낮다. 이 인성은 상당히 낮아서 상기 합금이 이 강도수준에서 인성이 결정적인 응용에 대해 경쟁력을 상실하게 된다. 이에 따라서, -196℃에서의 인성은 측정되지 않지만, 극저온 인성 경향은 바람직하지 않은 것으로 기대된다.

<55> 실시예 3

<56> 합금 B는 전술한 실시예에서 합금 A와 유사하게 가공되었다. 합금 B는 Cu 함량이 4.52 중량%로 상당히 낮다는 것을 제외하고는 합금 A와 조성이 유사하다. 약간 저시효된 열처리(160℃에서 16시간) 후에 합금 B의 20℃ 저시효된 T8 특성은 99.7YS 및 102UTS로 강도면에서 더 크며, 6.4%로 장력 연신율면에서 더 크다. 또한 20℃에서의 합금 B의 파괴 인성은 또한 더 놓은 강도 수준에서 22.3 $\mathrm{ksi}\sqrt{\mathrm{in}}$ 의 KIC로 더 높다. 20℃에서의 인성이 단지 18.6 $\mathrm{ksi}\sqrt{\mathrm{in}}$ 인 실시예 1에서의 합금 A보다 상기 합금이 시효되어 5ksi 더 강하기 때문에 이것이 중요하다. 상온에서의 연성 및 인성이 개선되는 것은 Cu 함량이 감소하는 것으로부터 기인되는 것으로 여겨진다. -196℃에서 YS는 122ksi로 증가되고, UTS는 130ksi로 증가되고 그리고 연성은 7.4%의 연신율로 증가된다. 반면에, -196℃에서의 인성은 21.4 $\mathrm{ksi}\sqrt{\mathrm{in}}$ 은 약간 감소되고 사실상 극히 놓은 강도 수준에서 평면화 경향을 나타낸다. 이에 따라서, 6.18로부터 4.52%로 Cu 함량이 감소되는 것은 재료가 3% 연신되고 20℃에서 약 100ksi의 YS로 시효되는 "바람직한 극저온 파괴 인성을 생성"하는 것과 밀접하다.

<57> 실시예 4

<58> 합금 B는 실시예 3에서 기술된 바와 같이 160℃에서 16시간 동안 시효하였지만, 3% 대신에 5%로 연신되었다. 5%로 연신됨에 의해 시효의 운동량은 160℃에서 16시간동안 인공 시효가 최고의 강도(6% 연신율과 103ksi YS, 105ksi UTS)를 주도록 증가된다. 20℃에서의 파괴 인성은 초고 강도수준에서 20.2 $\mathrm{ksi}\sqrt{\mathrm{in}}$ 이다. 그러나 인성은 -196℃에서 25.0 $\mathrm{ksi}\sqrt{\mathrm{in}}$ 로 상당히 증가되게 된다. 이에 따라서, 바람직한

경향은 Cu를 4.52%로 낮추고 5%로 연신 수준을 증가시킴에 의해 극히 높은 강도에서 이루어진다.

<59> 실시예 5

<60> 합금 C는 합금 A및 B와 유사하지만 Cu 함량은 4.13%이다. 유사하게 처리될 때(1시간 동안 511℃에서 용체화 처리되고, 수냉되고, 3%로 연신되고 160℃에서 12시간동안 시효될 때), TB 탬퍼(temper)에서 94ksi YS 및 98ksi UTS로 약간 미약하지만, 4.52% Cu 합금 B보다 더 높은 20℃의 파괴인성, 예컨대, 22.3 $ksi\sqrt{in}$ 대신에 24.5 $ksi\sqrt{in}$ 를 갖는다. -196℃에서, YS는 115ksi로 증가하지만, 파괴인성은 19.3 로 $ksi\sqrt{in}$ 감소한다(참조 제 1도). 이에 따라서, 4.13%로의 Cu의 감소는 3%의 연신 수준에서 20℃에서 인성을 증가시키지만, 바람직한 극저온 파괴 인성 경향은 94ksi YS수준에서 이루어 지지 않는다.

<61> 실시예 6

<62> 합금 C는 20℃에서 89ksi의 YS로 저시효되어, 상기 지점에서 바람직한 경향이 달성된다. (파괴인성은 20℃에서는 33.9 $ksi\sqrt{in}$ 및 -196℃에서는 34.3 $ksi\sqrt{in}$ 이다.) 나아가, 20℃에서 86ksi로 저시효된 합금 C는 인성을 증가시키고 명백하게 바람직한 결과를 낳는다. 즉 20℃의 인성은 38.7 $ksi\sqrt{in}$ 이고 그 반면에 -196℃의 인성은 40.4 $ksi\sqrt{in}$ 이다.(참조 제 1도) 이것은 고강도와 고인성 수준에서 바람직한 극저온 파괴 인성 경향의 뛰어난 실시예를 나타낸다.

<63> 바람직한 극저온 파괴 인성 경향에서 Cu가 낮을 때의 작용은 전술한 실시예에 나타나 있다. 그러나, 주목하여야 할 것은 다음 실시예에서 알 수 있는 바와 같이, 연신이 더 크고 Cu수준이 더 높을 때 바람직한 극저온 파괴 인성이 달성될 수 있다는 것이다.

<64> 실시예 7

<65> 합금 D는 Li 함량이 약간 낮은 것을 제외하고는 합금 B의 조성물과 유사하다. 이 압출물의 일부는 3%로 일부는 6%로 연신된다. 바람직한 경향은 20℃에서 3% 연신 수준과 88ksi 의 YS에서 달성되지만, 그러나 20℃에서 6% 연신되고 93ksi의 YS 수준에서 용이하게 도달하게 된다(표 3 참조). 나아가, 바람직한 경향은 거의 98.5ksi의 YS에서 이루어진다. 바람직한 경향은 더 높은 연신 수준 및 그밖에도, 이후에 더 설명될 낮은 Li 함량으로 인해 더 용이하게 달성될 수 있다.

<66> Cu 함량이 감소되면서 바람직한 경향이 이루어질 수 있는 더 큰 용이성은 Al-Cu-Li-Mg 시스템에서 관측된다. 이것은 이하 실시예 8 및 9에서 알 수 있다.

<67> 실시예 8

<68> 합금 E는 Ag가 없는 것을 제외하고는 합금 A의 조성과 유사하다. 20℃에서 3% 연신된 합금 E의 최고 강도는 160℃에서 16시간동안 시효함에 의해 달성될 수 있다.(95.2ksi YS, 98.3ksi UTS 및 6% 연신율) 합금 E의 피이크 강도는 합금 E에서 Ag가 없기 때문에 합금 A보다 약간 낮다. -196℃에서 강도는 114ksi YS 및 123ksi UTS로 증가되고 4.0%로 연신율이 감소된다. 20℃에서의 인성은 16.9 $ksi\sqrt{in}$ 이고 -196℃에서 16.6 $ksi\sqrt{in}$ 로 약간 감소한다. 이 인성은 미세한 강도의 결함을 저시효, 예컨대 160℃에서 6시간 동안 시효함으로써 증가될 수 있으며, 20℃에서 94.2ksi의 YS, 98.6ksi의 UTS, 7.9%의 연신율 및 25.4 $ksi\sqrt{in}$ 의 K_Q를 생성한다. -196℃에서의 특성은 111ksi YS, 123ksi UTS, 7.5% 연신율 및 23.0 $ksi\sqrt{in}$의 K_Q이다. 바람직한 경향은 어떠한 경우에도 달성되지 않는다.

<69> 실시예 9

<70> 합금 F는 합금 E의 조성과 유사하지만, Cu 및 Li 함량은 상당히 낮다(표 2 참조). 용질의 감소는 합금 E와 비교하여 20℃에서 90ksi의 낮은 최고 YS를 생성한다. 6% 연신된 후 약간 저시효된 조건하에서(143℃에서 30시간 동안 시효된다), 20℃의 특성은 88.1ksi YS, 90.8ksi UTS, 10.5%의 연신율 및 39.4 $ksi\sqrt{in}$ 인성이다. -196℃에서, YS는 104.8ksi로 증가되고, UTS는 111.2ksi로 증가되며 연신율은 11.2%로 증가된다. 중요하게는, 인성이 47.1 $ksi\sqrt{in}$ 로 증가된 바람직한 경향의 뛰어난 실시예이다. 합금 F가 20℃에서 85ksi의 YS로 약간 저시효되어, 20℃에서 39.7 $ksi\sqrt{in}$ 의 K_{IC}가 달성되고 반면에, -196℃에서 51.0 $ksi\sqrt{in}$ 의 인성이 이루어진다. 이에 따라서, 바람직한 경향이 이루어지고 Al-Cu-Li-Ag-Mg 합금에 대한 실시예 1 내지 7에서의 원리는 Al-Cu-Li-Mg합금에도 적용된다.

<71> 실시예 10

<72> 합금 G는 합금 A(높은 Cu 함량)와 조성이 유사하지만 Li의 함량은 1.0%로 낮다(표 2 참조). 합금 A(압출을 위해 370℃의 예열 온도, 504℃에서 용체화 처리되고, 수냉되고, 3%로 변신되고, 그리고 160℃에서 16시간동안 시효됨)와 유사하게 처리될 때, 합금 A와 인장 특성은 유사하게 수득되지만, 인성은 더 높다. 즉, 25℃에서, 103ksi의 YS, 105ksi의 UTS, 3.8%의 연신율, 및 18.7 $ksi\sqrt{in}$ 의 K_{IC}가 얻어진다. 상기 인성은 초 고강도수준에서의 합금 A에 의해 달성되는 13.4 $ksi\sqrt{in}$ 보다 더 높다(실시예 2참조). -196℃에서, 합금 A와 유사한 특성(123ksi YS, 128ksi UTS, 및 3.6% 연신율)이 얻어지지만, 25℃에서의 합금 G보다 다소 높은 19.2 $ksi\sqrt{in}$ 의 인성을 갖는다. 이에 따라서, Cu 함량이 높을때는 균일하거나 또는 바람직한 극저온 파괴인성 경향은 Li 함량을 낮춤에 의해 달성될 수 있다. 저시효의 장점은 또한 16시간 대신에 160℃에서 6시간 동안 합금 G를 시효함에 의해 알 수 있다. 25℃에서의 강도는 87.6ksi의 YS와 92.8ksi의 UTS로 여전히 높지만, 그러나 연신율은 8%로 증가하고 인성은 30.0 $ksi\sqrt{in}$ 로 증가한다. -196℃에서, 강도는 더 높지만(113ksi YS, 121ksi UTS 및 6.5% 연신율), 인성은 명백하게 바람직한 경향으로

32.6 $ksi\sqrt{in}$ 로 증가한다. 이에 따라서, 저시효는 강도를 인성을 교환하지만, 예상밖으로 바람직한 극저온 인성 경향은 더 용이하게 달성된다. 중요하게는, 바람직한 경향은 비교적 높은 Cu 수준에서 달성될 수 있다.

<73> 실시예 11

<74> 이 실시예는 바람직한 극저온 인성 경향에 대한 Li 함량의 효과를 조사한다. 특히, Li 함량을 낮추는 것은 바람직한 경향이 달성되는 용이성을 증가시킨다. 이것은 몇몇의 합금의 조성물이 Li 의 함량을 제외하고는 매우 유사한 제 2도에서 알 수 있다. 이 합금은 통상적으로 Al-4.0Cu-XLi-0.4Ag-0.4Mg-0.14Zr을 포함한다(표 2에서 합금 H-M 참조). 각각의 합금은 370℃로 예비 가열되었고, 0.25cm/s(0.1 in/s)의 램(ram) 속도로 16.2-cm(6.375-인치) 직경의 콘테이너 내에서 5.1×1.9cmbar(2×¾인치)의 바아로 압출되었다. 각각의 바아는 이것의 특정 고상선 온도이하의 4-7℃에서 용액화하였고, 25℃에서 수냉되며 6%로 연신되었다. 143℃의 시효는 각각의 압출성형을 위해 수행되었고 계속해서 143℃에서 90ksi의 타겟의 상온으로 시효되었다. 수득된 실제 YS값은 유사하고, 88.5ksi로 낮고 92.8ksi로 높다. 제 2도에 도시된 바와같이, 25℃ 및 -196℃에서의 인성은 각각 Li가 증가함에 따라 단조롭게 감소한다. Li함량이 약 1.2% 이상인 경우에, 인성의 경향은 각 경우에 대략적으로 균일하다. 그러나, Li 수준이 약 1.2%보다 작을때, -196℃에서의 인성은 25℃에서 일관되게 더 큰데, 즉 바람직한 경향이 명백히 달성된다.

<75> 실시예 12

<76> 이 실시예는 바람직한 극저온의 인성 경향에 대한 Mg 함량의 효과를 조사한다. 정상적인 Al-4Cu-0.8Li-0.4Ag-XMg-0.14Zr(표 2의 합금 N-Q 참조) 조성의 주조물이 유사한 조건하에서 제조된다. 상기 합금은 370℃에서 예열하였고, 0.25cm/s(0.1in/s)의 램 속도로 16.2-cm(6.375-inch) 직경의 콘테이너내에서 5.1×1.9cmbar(2×¾ 인치)의 바아로 압출되었다. 개개의 3~6℃의 고상 온도이하에서 열로 용액화시켰고, 즉 511-515℃에서 용액화시켰고 25℃에서 수냉되었고 6%로 연신되었다. 이들은 143℃에서 다양한 YS 수준으로 시효되었다. 제 3도에 도시된 바와같이, 90ksi YS 수준에서의 특성은 20℃에서의 파괴 인성이 Mg 함량에 따라 증가한다는 것을 지시한다. -196℃에서 인성은 또한 일반적으로 Mg 함량에 따라 증가한다. 상기 합금은 25℃와 -196℃에서 다양한 강도 수준에서 파괴 인성에 대해 시험되었다. 25℃에서 강도 인성 조합은 Mg 증가에 따라 명백하게 향상된다. -196℃에서 강도 인성 조합은 0.2 내지 0.4중량%로 Mg 함량을 증가시킴에 의해 개선된다. 0.6 중량% Mg에서, 데이터는 더 다양해지지만 또한 더 높은 인성과 바람직한 경향을 나타낸다. 바람직한 경향은 0.2 내지 0.6%의 각각의 Mg 수준에 대해 달성되지만, 0.4 내지 0.6%의 Mg 함유 합금은 더 높은 강도, 즉 0.2% Mg 함유 합금에 대한 91ksi와 비교하여 97 내지 98.1ksi YS로 시효될 수 있다. 이에서 알수 있는 바와같이, -196℃에서의 인성 값은 이들 모든 합금에 대해 극히 높다. 그밖에도, 저시효는 이들 Mg의 함량의 변화따라 바람직한 극저온 파괴 인성 경향을 달성할 수 있는 능력을 촉진시킨다.

<77> 실시예 13

<78> 이 실시예는 바람직한 극저온 파괴 인성 경향의 냉간 연신 효과를 시험한다. Al-4.9Cu-1.15Li-0.4Ag-0.4Mg-0.14Zr의 조성을 갖는 합금 R은 0.25 cm/s(0.1in/s)의 램 속도로 16.2-cm(6.375-inch)의 지름 콘테이너 내에서 370℃ (700° F)의 예열온도에서 5.1×1.9cm(2×0.75inch)의 장방형 바아로 주조되어 압출성형되었다. 상기 압출 성형물은 504℃에서 ¾시간동안 용체화 처리된후 25℃에서 수냉되었고 상기 바아의 부분은 제거하였다(0%의 연신). 나머지 바아는 계속해서 1.5%로 연신되었고, 일부를 절개하여, 이 절개된 재료를 다시 연신하였으며, 이 방법은 0, 1.5, 4, 7 및 9.5%의 연신 수준을 부재에 제공하도록 반복하였다. 이 인공 시효 반응은 각각의 연신 수준에서 결정하였고 각각의 압출 성형물의 부분은 열처리되어 20℃에서 88ksi의 YS를 나타낸다. 피로한 이전에 크랙된 CT 표본으로부터의 평면 변형 파괴 인성은 20℃ 및 -196℃에서 각각의 연신 수준에서 측정하였다. 20℃의 인성은 연신을 증가시킴에 따라 증가되는 것으로 발견되었다(도 4 참조). 이 바람직하지 않은 경향은 이러한 강도수준에서 0, 1.5, 및 4% 연신에서 달성되었다(도 4 및 도 5 참조). 그러나, 7 및 9.5%의 더 높은 연신 수준에서, 바람직한 극저온 파괴 인성 경향이 달성되었다. 각각의 샘플에서 파면 및 투과 현미경 시험을 수행하였다. 어떤 특별한 이론을 토대로 한 것은 아니지만, 이 연신은 입자 내부의 강화된 석출을 정련하고 그리고 결정입계 및 아결정입계에서 조립 석출물의 석출을 감소시키는 것으로 판단된다. 이러한 조립 석출물은 상온에서의 인성을 낮춘다고 공지되어 있다. 그러나, 연신 정도의 증가로 상온의 인성과 비교하여 극저온 인성이 증가되는 놀라운 결과는 이해되지 않는다. 88ksi YS의 연신 수준에서의 합금 R에 있어서, 상기 극저온의 인성 경향은 4% 연신 주위에서 바람직하지 않은 것으로부터 바람직한 것으로 전환된다.(도 5참조) 이러한 전환지점은 더 낮은 YS수준으로 저시효시킴으로써 더 낮은 연신 수준으로 이동될 수 있어서, Cu 및/또는 Li 함량을 감소시키거나, 작은 범위에서 시효온도를 감소시킨다.

<79> 실시예 14

<80> Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr 및 Al-Cu-Li-Mg-Zr 합금에 대한, 실시예 1-13에서 알 수 있는 바와같이 바람직한 극저온 인성 경향을 달성하는 방법에 대한 현재의 개시내용은 Zn를 함유한 유사한 합금에 적용된다. 상대적으로 Cu 및 Li의 함량이 낮고 6%로 연신되어 있는 높은 인성의 Al-Cu-Li-Ag-Mg-Zr합금 J와 유사한 합금 S는 ¼%의 Zn을 포함한다. 아연은 시효 반응을 증가시키는 것과 같은 합금에 대해 유리한 작용을 생성하는 것으로 발견되었다. 상기 합금이 20시간 동안 143℃에서 인공 시효될 때, 25℃에서 91.2ksi의 YS, 94.2ksi의 UTS 및 12.4%의 연신율이 달성된다. Zn을 함유하지 않는 합금과 같이, 강도는 극저온에서 증가한다(-196℃에서 YS=112.1ksi, UTS=118.9ksi 및 연신율=5.2%), 중요하게는, 바람직한 극저온 인성경향의 우수한 실시예에서는 25℃에서 38.9 $ksi\sqrt{in}$의 높은 인성은 -196℃에서 43.6 로 $ksi\sqrt{in}$증가한다. 인성은 Cu 및/또는 Li 함량을 낮춤에 의해 더 증가될 수도 있다.

<81> 실시예 15

<82> 합금 T는 Zn 함량이 0.40%로 거의 두배가 된다는 것을 제외하고는 합금 S에 대한 조성물과 유사하다. 상기 합금은 143℃에서 28시간동안 시효하였으며, 이전 실시예의 합금 S보다 약간 더 시효곡선을 따른다. 다른점에서 상기 합금은 동일하게 처리된다. 25℃에서 약간 더 높은 94.0ksi의 YS, 95.8ksi의

UTS 및 9.9%의 연신율이 달성되었다. -196℃에서, YS는 114ksi로 증가하고 UTS는 119.8ksi로 증가되고 그리고 연신율은 9.4%이다. 중요하게도, 25℃에서 35.9 $ksi\sqrt{in}$의 높은 인성은 -196℃에서 36.1 $ksi\sqrt{in}$로 사실상 변경되지 않는데 이것은 바람직한 경향의 한계치에 이르렀다는 것을 나타낸다. 이 Zn-함유-Al-Cu-Li-Ag-Mg 합금이 이전의 실시예의 합금 S보다 약간 더 길게 시효되고 이에 따라서 매우 바람직한 경향으로부터 균일한 경향을 나타내는 사실은 Al-Cu-Li-Ag-Mg 및 Al-Cu-Li-Mg 합금에서 동일한 양상으로 관측된다. 그럼에도 불구하고, 바람직하거나 또는 균일한 경향은 매우 높은 강도수준에서 각각의 Zn 함유 합금에 대해 달성된다.

<83> 실시예 16

<84> 이 실시예는 바람직한 극저온 파괴 인성 경향에 대한 시효 온도의 효과를 시험한다. Al-4.19Cu-1.21Li-0.37Ag-0.38Mg-0.14Zr-0.04Ti의 조성을 갖는 합금 K는 실시예 11에 기술된 바와같이 주조되고, 압출되고, 용액화되고, 급냉되고 그리고 6% 연신된다. 계속해서, 표본은 127 내지 160℃의 온도변화에서 인공 시효되어 상온에서 약 90ksi의 YS를 달성하였다. 하나의 표본은 100시간동안 127℃에서 시효되어 상온에서 88.4ksi의 YS, 94.7ksi의 UTS, 8.8%의 연신율, 및 36.6 $ksi\sqrt{in}$의 K_Q를 이루게 된다. -196℃에서, 127℃에서 시효된 상기 표본은 103.4ksi의 YS, 113.4ksi의 UTS, 10.9%의 연신율 및 36.4 $ksi\sqrt{in}$의 K_Q를 달성하도록 시효되었다. 다른 표본은 25℃에서 90.7ksi의 YS, 94.9ksi의 UTS, 10.1%의 연신율 및 31.9 $ksi\sqrt{in}$의 K_Q를 달성하도록 22시간 동안 143℃에서 시효되었다. -196℃에서, 상기 표본은 108.7ksi의 YS, 116.0ksi의 UTS, 9.4%의 연신율 및 31.0 $ksi\sqrt{in}$의 K_Q를 달성하였다. 세 번째 표본은 25℃에서 91.0ksi의 YS, 94.4ksi의 UTS, 7.7%의 연신율 및 28.4 $ksi\sqrt{in}$의 K_Q를 달성하도록 4.5시간동안 160℃에서 시효되었다. -196℃에서 이 표본은 108.6ksi의 YS, 115.5ksi의 UTS, 8.7%의 연신율 및 28.8 $ksi\sqrt{in}$의 K_Q를 달성하였다. 제 6도에서 알 수 있는 바와같이, 각각의 상술한 시효 온도에 있어서, 극저온 파괴 인성 경향은 이 강도 수준에서 각각의 시효 온도에 대해 본질적으로 균일하다. 그러나, 상온 및 극저온에서의 파괴 인성 값은 합금에 대한 시효 온도가 감소할수록 상당히 증가하였다.

<85> 실시예 17

<86> Al-4.0Cu-1.0Li-0.4Ag-0.4Mg-0.14Zr의 조성을 갖는 합금 U(실질적으로 합금 J와 동일)는 9.5mm(0.375in)의 평판으로 주조되어 압연되고, 510℃(950° F)에서 용체화처리되고 20℃에서 수냉되고 그리고 3% 또는 6%로 연신되었다. 각각의 연신 수준에서 평판은 143℃에서 시효되어 20℃에서 85ksi의 YS를 나타내었다. 상기 평판은 스페이스 셔틀의 외부 탱크용으로 예상된 비행 게이지를 시물레이팅하도록 2.0mm이하로 기계가공되었다. 이 두께에서 상기 합금의 파괴 인성을 평가하기 위해서, 표면 크랙 장력 시험(ASTME740)를 사용하였다. 이 시험에서, 중앙 노치는 피로 하중에 의해 예정된 반타원형 크기로 전기방전 기계가공되고 피로 예비 크랙되었다. 이 결함은 크랙 깊이 대 평판 두께비가 0.66이 되도록 제어되었는데, 예컨대 결함은 상기 깊이를 통해 ⅔ 정도로 연장되었다. 이 패널은 장력의 감퇴를 시험하였고 이 파괴 응력은 평면 응력 표본에서 인성을 측정하여 취하였다. 이 시험은 L-T 방향에서의 초기 자료를 보충하도록 T-L 방향으로 수행하였다. 통상적인 합금 2219-T87의 패널은 또한 비교를 위해 시험하였다. 제 7도에 도시된 바와같이, 연신 수준은 2219-T87에 대한 상당한 인성의 장점을 나타내고 현재 상기 합금은 스페이스 셔틀 외부 탱크에서 사용되고 있다. 예를들어, 6%의 연신을 갖는 다른 것은 상기 게이지의 탱크 막에서 구조적 중량절감으로 직접적으로 변형할 수 있는, 4K의 시험온도에서 2219에 대해 69%의 장점을 갖는다. 연신 수준은 2.0mm게이지의 바람직한 경향을 나타내고 인성은 압출성형에 대한 이전의 실시예에서 도시된 바와같이 연신 수준에 따라 증가하는 것을 주목하여야 한다.

<87> 실시예 18

<88> Al-3.62Cu-0.99Li-0.35Ag-0.36Mg-0.15Zr-0.04Ti로 이루어진 합금 V는 본 발명의 가장 바람직한 조성 범위에 해당된다. 6%로 연신되고 그리고 26시간동안 143℃에서 인공 시효되어, 상기 합금은 90.0ksi YS, 91.5ksi UTS, 8.7% 연신율 및 38.7 $ksi\sqrt{in}$의 K_{IC}의 상온 특성을 달성한다. -196℃에서, 상기 합금은 114.8kSi YS, 120.0ksi UTS, 9.6%의 연신율 및 40.7 $ksi\sqrt{in}$의 K_{IC}의 특성을 달성하는데 (표 3 참조), 예컨대 바람직한 것은 극저온 파괴 인성경향이 얻어진다.

<89> 실시예 19

<90> Al-3.61Cu-0.91Li-0.33Mg-0.39Zn-0.15Zr-0.04Ti으로 이루어진 합금 W는 표 3에 도시된 바와같이 6%로 연신되었고 시간의 변화길이에 따라 143℃에서 인공 시효되었다. 이 합금은 143℃에서 26시간동안 시효함에 의해 달성될 수 있는 약 90ksi의 최대 강도를 달성한다. 이 시효 온도에서 강도는 시효시간이 더 길더라도 상당하게 변하지 않는다. 예를들어, 시효 시간을 44시간으로 약 70% 증가시켜서 상기 합금을 약간 시효시키면 25℃에서의 YS는 약 89ksi로 감소된다(표 3참조). 그러나, 이 증가된 시효는 극저온 파괴 인성 경향에 대해 역 효과를 갖게 된다. 표 3에서 알 수 있는 바와같이, 바람직한 극저온 인성 경향은 본질적으로 더 짧은 시효 시간에서 달성되지만, 시효 시간이 더 길때에는 달성되지 않는다.

<91> 실시예 20

<92> 합금 X 및 Y는 Ag가 없고 Zn을 포함한다(표 2 참조). 표 3에서 알수 있는 바와같이, 상온에서 이들 합금의 강도는 본질적으로 이들 합금의 비교적 낮은 합금 함량을 고려할 때 꽤 높다. 더 나아가, 상온에서의 평면 변형 파괴 인성은 50 $ksi\sqrt{in}$이상으로 알려져 있다. 이들 합금의 인성은 높아서 유효한 L-T K_{IC} 인성 값은 2×¾인치로 압출된 바아 샘플로 얻어지지는 않는다. 각각의 합금 X 및 Y는 바람직한 극저온 파괴 인성 경향을 달성할 수 있다.

<93> 실시예 21

<94> 합금 Z는 2.16%Cu를 포함한다(표 2참조). 표 3에 도시된 바와같이 이 낮은 구리 함량의 변형체는 상당히 낮은 강도를 갖는다. 이 합금은 바람직한 경향으로 달성되지만, 강도는 전술한 실시예의 합금보다는 바람직하지 않는다.

<95> 실시예 22

<96> 합금 AA은 본 발명의 가장 바람직한 조성 범위내에 해당된다(표 2 참조). 표 3에서 도시된 바와 같이, 특히 상기 합금의 비교적 낮은 합금 함량을 고려할 때, 상온에서 높은 강도가 달성된다. 상온에서 평면 변형 파괴 인성은 50 $ksi\sqrt{in}$ 이상이다. 그러나, 인성은 매우 높기 때문에, 유효한 L-T K_{IC} 인성 값은 2×¾인치로 압출된 바아 샘플로 얻어지지는 않는다. 합금 AA은 바람직한 극저온 파괴 인성 경향을 용이하게 달성할 수 있다.

<97> 실시예 23

<98> 합금 BB 및 CC는 각각 0.29%Li 및 0.56%Li을 포함한다. Li을 제외하면, 상기 합금은 조성상 매우 유사하다(표 2 참조). 낮은 량의 Li을 포함하는 합금 BB는 표 3에 도시된 바와같이 합금 CC와 비교하여 상온에서 상당히 감소된 강도를 갖는다. 각각의 합금은 바람직한 극저온 파괴 인성 경향을 달성할 수 있지만, 합금 BB의 더 낮은 Li 함량은 상기 합금이 합금 CC 및 전술한 실시예의 합금보다는 더 낮은 강도를 갖게 한다.

<99> 전술한 실시예로부터 알 수 있는 것은 바람직한 극저온 파괴 인성의 경향은 상기 합금의 조성, 연신 및 인공 시효를 제어함에 의해 본 발명에 따라 달성될 수 있다. 이들 파라메터의 작용은 표 3에 기재되어 있다.

<100> 실시예 24

<101> 합금 DD는 Zn이 없고 3.41%의 더 낮은 Cu 함량 및 1.12%의 더 높은 Li 함량을 갖는 것을 제외하고는 합금 S와 조성이 유사하다. 이것은 다른 합금과 유사하게 처리되지만, 압출성형물의 일부는 3%로 연신되고 나머지는 6% 연신된다. 3% 연신된 재료는 143℃에서 24시간 동안 시효되어, 25℃에서 88.5ksi의 YS 및 29.8 $ksi\sqrt{in}$ 의 K_Q를 얻는다(표 III 참조). -196℃에서, YS는 108.4ksi로 증가하였고 그리고 K_Q는 41.6ksi로 증가하였다. 6% 연신된 재료는 143℃에서 16시간 동안 시효되었고 25℃에서 동일한 88.4ksi YS 및 28.7 $ksi\sqrt{in}$ 의 K_Q 값을 달성하였다. -196℃에서 YS는 107.2ksi로 증가하였고 그리고 인성은 3% 및 6%로 연신된 재료에 대해 42.1 $ksi\sqrt{in}$ 로 증가하였다. 이에 따라서, 바람직한 극저온 파괴 인성 경향은 양 경우에 달성된다. 이 실시예는 적절히 선택된 조성으로, 유사한 결과가 다른 연신 수준에서 달성된다는 것을 나타낸다. 나아가, 본 발명의 합금에 있어서, 열처리가 주의깊게 제어될 때 바람직한 경향은 상이한 연신 수준에서 달성될 수 있는 것이다. 주목하여야 할 것은 본 발명에 따른 조성의 합금에 있어서, 바람직한 경향은 더 높은 강도수준, (예컨대, 25℃에서 95.5ksi의 YS)에서 달성될 수 있다는 것이다(표 III 참조).

<102> 실시예 25

<103> 합금 EE는 합금 D와 조성이 유사하고 Al- 4.47 Cu -0.95 Li-0.43 Ag-0.43 Mg -0.14 Zr -0.02Ti의 조성을 갖는다. 이것은 이전의 실시예에서의 합금과 유사하게 처리되고 그리고 중요하게는 2×0.75in의 장방형 바아로 압출되었다. 이 압출 성형물로부터의 종횡비는 2.67로 더 낮아서(예컨대 2÷0.75) 긴 횡 특성은 상기 짧은 횡 특성에 거의 근접한 것으로 기대될 수 있다.

<104> 상기 바아의 일부는 3%로 연신되었고 그리고 6시간 동안 160℃에서 시효되어, 25℃에서 86.5ksi인 길이방향의 YS 및 40.7 $ksi\sqrt{in}$ 의 L-T K_{IC}를 제공하였다. 이들은 -196℃에서 106.2ksi YS 및 49.3ksi K_{IC}로 각각 증가하였다. 긴 횡방향에 있어서, 25℃에서의 YS는 70.5ksi 이고 그리고 T-L(예컨대 긴 횡 인성)K_{IC}는 30.8 $ksi\sqrt{in}$ 이었다. -196℃에서, 긴 횡의 K_{IC}는 36.4 $ksi\sqrt{in}$ 로 증가되었다. 이에따라서, 바람직한 극저온 파괴 인성 경향은 길이 및 횡 방향 양쪽에서 달성된다.

<105> 실시예 26

<106> 조성물 FF의 합금(Al- 4.99 Cu -1.23 Li- 0.38 Ag -0.46 Mg -0.17 Zr 0.04Ti)은 조성물 GG(Al-5.20 Cu -1.00 Li - 0.40 Ag- 0.16 Zr)의 충진제 와이어를 사용하는 가스 텅스텐 아아크 용접에 의해 용접된다. 평면 변형 파괴 인성은 평행하게 용융 영역을 통해 또는 평행하게 열 영향 구역(HAZ)을 통해 크랙이 전파되어 배열된 조밀한 응력 표본으로부터 측정되었다. 이들 표본은 T-L 방향으로 배향되었다. 그 밖에도, 긴 횡 인장 시험은 용융 구역 및 HAZ를 구비한 표본에서 수행되었다. 이 시험은 25℃ 및 -196℃에서 수행하였다.

<107> 용접 강도는 25℃에서 32.7ksi YS, 51.4ksi UTS 및 6.9% 연신율로부터 -196℃에서 42.0ksi YS, 63.6ksi UTS 및 6.1%의 연신율로 증가하였다. 그밖에도, 용융 구역 인성은 25℃에서 19.0 $ksi\sqrt{in}$ 인데 -196℃에서는 22.9 $ksi\sqrt{in}$ 로 증가하였다. 나아가, HAZ 인성은 25℃에서 18.8 $ksi\sqrt{in}$ 로부터 -196℃에서 23.6 $ksi\sqrt{in}$ 로 증가하였다. 이에 따라서, 바람직한 극저온 인성 경향은 용접물에 의해 달성된다.

연신 및 인공 시효 변화에 따른 조성물의 변화 특성

합금 (중량%)	Cu (중량%)	Li (중량%)	연신율 (%)	시효 (°C(h))	상온 YS (ksi)	상온 UTS (ksi)	상온 연신율 (%)	상온 K_{Ic} (ksi√in)	-196°C YS (ksi)	-196°C UTS (ksi)	-196°C 연신율 (%)	-196°C K_{Ic} (ksi√in)
A	6.18	1.35	3	160 (6)	94.3	98.5	5.0	18.6	116.0	123.0	2.2	17.0
A	6.18	1.35	3	160 (24)	98.7	101.5	5.4	13.4				
B	4.52	1.29	3	160 (16)	99.7	102.0	6.4	22.3	122.0	130.0	7.4	21.4
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 (12)	94.0	98.0	8.5	24.5	113.0	120.5	8.1	19.3
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	3	143 (18)	88.0	95.2	14.1	44.7	107.0	115.6	12.7	44.2
D	4.38	1.04	6	143 (11)	93.0	96.2	10.8	34.4	112.0	118.0	12.2	40.7
D	4.38	1.04	6	143 (16)	98.5	99.0	9.0	35.0	112.0	118.0	12.2	34.2
E	5.70	1.29	3	160 (16)	95.2	98.3	6.0	16.9	114.0	123.0	4.0	16.6
E	5.70	1.29	3	160 (6)	94.2	98.6	7.9	25.4	111.0	123.0	7.5	23.0
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	143 (12)	81.1	89.2	11.2	41.2	99.7	110.0	11.8	40.0
K	4.19	1.21	6	127 (100)	88.4	94.7	8.8	36.6	103.4	113.4	10.9	36.4

표 3

1019960700671

표3(계속)

합금 (중량%)	Cu (중량%)	Li (중량%)	연신	시효 (°C(h))	상온 YS (ksi)	상온 UTS (ksi)	상온 연신율 (%)	상온 K_{1C} (ksi√in)	-196°C YS (ksi)	-196°C UTS (ksi)	-196°C 연신율 (%)	-196°C K_{1C} (ksi√in)
K	4.19	1.21	6	143 (22)	90.7	94.9	10.1	31.9	108.7	116.0	9.4	31.0
K	4.19	1.21	6	160 (4.5)	91.0	94.4	7.8	28.4	108.6	115.5	8.7	26.8
L	4.00	1.42	6	143 (16)	88.5	91.1	5.6	24.8	106.2	112.0	8.5	24.3
M	3.78	1.81	6	143 (24)	91.4	93.0	6.2	16.0	111.0	115.1	3.9	15.7
N	4.04	0.86	6	143 (14)	81.5	88.0	10.3					
N	4.04	0.86	6	143 (20)	85.5	89.9	10.3	36.9	103.5	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	96.5	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 (18)	87.0	93.9	6.8	26.2	105.0	112.5	4.1	21.1
R	4.90	1.15	1.5	160 (10)	88.1	95.5	9.4	28.9	106.0	115.1	8.3	25.4
R	4.90	1.15	4	160 (13)	89.2	95.3	11.1	33.2	114.5	120.0	10.8	32.7
R	4.90	1.15	7	143 (9)	88.2	94.0	12.0	32.7	106.2	114.8	12.7	34.6
R	4.90	1.15	9.5	143 (9)	86.1	94.2	10.9	34.8	111.0	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

표3 (계속)

합금 (중량%)	Cu (중량%)	Li (중량%)	연신	시효 (°C(h))	상온 YS (ksi)	상온 UTS (ksi)	상온 연신율 (%)	상온 K_{Ic} (ksi√in)	-196°C YS (ksi)	-196°C UTS (ksi)	-196°C 연신율 (%)	-196°C K_{Ic} (ksi√in)
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
W	3.61	0.91	6	143 (44)	89.0	90.1	7.8	36.4	112.8	118.5	10.9	31.8
X	2.8	0.86	6	143 (12)	55.9	68.8	18.9					
X	2.8	0.86	6	143 (30)	74.1	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	50.0				
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					
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					

표3 (계속)

합금	Cu 중량%	Li 중량%	연신	시효	상온				-196°C			
					YS (ksi)	UTS (ksi)	연신율 (%)	파괴인성 (ksi√in)	YS (ksi)	UTS (ksi)	연신율 (%)	파괴인성 (ksi√in)
DD	3.41	1.12	3	160 (6)	86.5	90.9	10.4	40.7	106.2	114.5	11.2	49.3
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 (long)	4.47	0.95	3	160 (6)	86.5	90.9	10.4	40.7	106.2	114.5	11.2	49.3
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

<113> 조성

<114> 본 발명에 있어서, 바람직한 극저온 파괴 인성 경향은 Cu 및 Li 수준을 제어함에 의해 달성될 수 있다. 약 3.0% 내지 4.5%의 구리 수준 및 0.7 내지 1.1%의 리튬 수준이 높은 강도수준에서 바람직한 경향을 가장 용이하게 달성하기 위해서 가장 바람직하다. 그러나 가장 바람직한 경향은 약 2.0% 내지 6.5%의 구리 수준 및 약 0.2 내지 2.7%의 리튬 수준에서 달성될 수 있다. 바람직한 극저온 인성 경향을 생성하면서 동시에 높은 수준의 강도를 생성하기 위해서는, 2.8 내지 4.8% 구리 및 0.4 내지 1.5%의 리튬 수준이 더 바람직하다. 이들 조성 범위내에서, 조합된 파괴 인성 및 강도 특성이 최대화되어, 이러한 합금이 극저온 용도에 있어서 매우 뛰어나게 한다. 특히 하나의 바람직한 극저온 용도의 합금은 4.0% Cu 및 1.0%Li으로 이루어지는데 다른 더 바람직한 합금은 4.5%Cu 및 0.8% Li으로 이루어진다. 사용되는 Cu 및 Li의 양은 상호 의존적이다. 예를들어, 폭넓은 범위중 상한에서의 구리 수준, 예컨대 6.5%에 있어서, 리튬의 수준은 거의 1.0%에 이르러서 높은 강도 수준에서 바람직한 극저온 파괴 인성 경향을 달성한다. 폭 넓은 Cu의 범위 중 하한에서의 Cu 수준, 예컨대 2.0%에 있어서, 더 많은 Li이 존재하지만, 달성될 수 있는 가장 높은 강도는 합금 Z에 의해 알 수 있는 바와같이(표 3 참조), 일반적으로 더 낮을 것이다. 역으로, 리튬의 수준이 폭 넓은 범위의 하한, 예컨대 0.2%에 있을 때 구리의 수준은 상대적으로 더 높고 바람직한 경향이 달성될 수 있지만, 강도는 합금 BB에 의해 알 수 있는 바와같이(표 3 참조), 약 1%의 더 높은 Li 수준에서 보다 더 낮을 것이다. 폭넓은 Li 범위의 상한선, 예컨대 2.7%에서, 2%와 같은 더 낮은 구리 수준이 바람직한 경향을 달성하기 위해서 바람직하다.

<115> 구리 및 리튬 수준은 본 발명의 합금에서 달성된 강도 수준에 상당한 효과를 갖는다. 약 4% 이상의 구리 수준은 가장 높은 강도를 생성하고, 3%(표 3에서 합금 Z 참조) 이하에서는 강도가 상당히 감소된다. 그밖에도, Li수준에 약 1.05 내지 1.35%일 때, 가장 높은 강도가 달성되고, 약 1.2%의 리튬에서 최고치이다. 강도에 있어서 상당한 감소는 약 0.5%이하 및 약 1.5% 이상의 Li에서 나타난다(표 3에서 합금 CC와 비교한 합금 BB 참조). 이에 따라서, 약 4%의 구리 수준 및 약 1%의 리튬 수준에서 바람직한 극저온 파괴 인성 경향은 가장 용이하게 달성되고 강도 수준이 매우 높게 되는 반면에, 구리 및 리튬 수준을 이들 양이하로 상당히 낮추어도 여전히 바람직한 경향을 나타내지만 낮은 강도를 갖는다. 약 2.8% 내지 약 4.8%의 Cu 및 0.4 내지 약 1.5%의 Li을 포함하는 본 발명의 합금은 극저온 파괴 인성 및 강도 특성의 뛰어난 조화성을 갖추게 되어 극저온에서 사용될 때 그 성능이 월등히 증가된다. "박리(delamination) 인성화"로서 공지되어 있는 효과로 인해 부풀린 인성 값을 갖는 2090과 같은 합금과 관련된 박리가 일어나지 않고 높은 인성이 얻어진다. 결과적으로, 2090과 같은 합금은 실질적으로 실제 탱크 게이지에서의 2219보다는 더 낮은 파괴 강도를 나타낸다.

<116> 또한 사용되는 구리와 리튬의 양은 바람직한 경향을 달성하는데 사용되는 가공 방법에 영향을 미친다. 예를들어, 약 4.0%의 구리 및 약 1.0%의 리튬인 가장 바람직한 수준에서, 고강도 수준에서 바람직한 경향을 얻기 위해 연신이 거의 없거나 없어야 할 필요도 있다. 그러나, 구리 및 리튬 범위의 한계치에 이르게 될 때, 최적의 연신 및 주의 깊게 제어되어야 하는 인공 시효처리가 기술적으로 유용한 강도 수준에서 바람직한 극저온 인성 수준을 생성하도록 하기 위해 필요할 수도 있다.

<117> 본 발명의 합금에서 사용되는 마그네슘의 양은 극저온의 파괴 인성 경향상에 최소의 작용을 갖는다. 그러나, 합금의 강도는 Mg 함량의 수준에 좌우되며, 최대 강도는 약 0.3 내지 0.6%의 Mg 수준에서 달성될 것이다. 나아가, Mg의 함량을 0.6%로부터 약 1.0%로 증가시키는 것은 바람직한 Cu 및 Li 수준에서 절대 인성 값을 증가시킨다.

<118> 본 발명의 합금에서 은의 존재 또는 부존재는 극저온의 파괴 인성 경향에 상당한 영향을 미치지 않는다. 그러나, Ag는 강도를 개선시킨다.

<119> 본 발명의 합금에서 사용되는 아연의 양은 극저온 파괴 인성 경향에 대해 상단한 작용을 미치지는 않지만, 강도 수준 및 시효 운동량(상기 합금이 시효 곡선을 따라 진행되는 속도)은 소량의 Zn 부가로 인해 증가될 수도 있다(표 3에서의 합금 S, T, W, X 및 Y참조). 이에 따라서, Zn 및/또는 Ag의 첨가는 바람직한 인성 경향을 달성하는 능력에 역으로 영향을 미치지 않지만, 이들이 존재하면, 강도와 같은 다른 특성을 개선시키는데 유리할 수도 있다.

<120> 연신

<121> 본 발명에 따라 사용되는 연신의 정도는 극저온 파괴 인성 및 바람직한 경향을 달성하는 능력에 대해 상당한 효과를 갖는다. 일반적으로 더 큰 정도의 연신은 극저온 파괴 인성 경향을 개선시킨다. 소정의 Al-Cu-Li 합금에 있어서는, 교차 지점을 나타낼 수도 있는데, 여기서 바람직한 경향은 특정의 연신 수준 이상에서 달성되지만, 그 이하의 수준에서는 달성되지 않는다. 제 5도는 이러한 교차 지점을 도시하고 있다. 제 5도에 설명된 합금에 있어서, 교차는 90ksi의 강도 수준에서 4%와 5% 연신 사이에서 발생한다. 그러나, 이 지점은 조성 및 가공 변수가 변경됨에 따라 변할 수도 있다. 4.0Cu 및 1.0Li 수준의 근사치의 조성에 있어서, 연신의 정도는 중요하지 않다. 그러나, 표 1에 도시된 폭넓은 Cu 및 Li의 상한 경계의 근접부에서 상당한 연신을 제공하는 것은 바람직한 극저온 파괴 인성 경향을 달성하기 위해 필요할 수도 있다. 사용되는 연신의 정도는 이후에 더 상세하게 기술되겠지만 사용되는 인공 시효의 정도에 따라 좌우된다.

<122> 인공 시효

<123> 본 발명에 따르면, 인공 시효는 극저온 파괴 인성 경향에 대해 상당한 효과를 갖는다. 일반적으로, 저시효는 피이크 또는 과시효와 비교하여 바람직한 경향을 생성한다. 극대 강도이하의 지점으로 시효함에 의해, 바람직한 경향이 더 용이하게 달성될 수 있다. 예를들어, 본 발명의 주어진 합금은 100ksi의 최대 항복 강도를 달성할 수 있지만, 90ksi의 항복 강도로 저시효하는 것은 바람직한 극저온 파괴 인성 경향을 더 생성하도록 한다. 이런 현상은 충분히 이해되지는 않았지만, 미세입자(intersubgranular)로부터 미세 공극 파괴로의 변형의 설명이 가능하다. 필요로된 저시효의 정도는 합금 조성 및 가공 히스토리에 의해 좌우된다. 예를들어, 연신 수준의 기술적으로 폭넓은 범위에 대해, 바람직하게 4%의 구리 수준 및 1%의 리튬 수준, 또는 4.5%의 구리 및 0.8%의 리튬에서, 저시효는 필요하지 않고 그리고 바람직한 경향은 최고 강도에서 이루어질 수 있다. 그러나, 상한의 구리 및 리튬의 한계에 근접하여, 바람직한 경향을 생성하기 위해서는 저시효가 상당히 필요하다. 전형적된 저시효 처리는 합금의 최고 항복 강도의 적어도 약 5ksi 이하인 항복강도로 상기 합금을 인공 시효하는 것이다. 이러한 저시효는 바람직한 극저온 파괴 인성 경향을 상당히 촉진시키는 것으로 공지되어 있다. 생성 환경내에서 더 큰 안전율을 갖는 바람직한 경향을 달성하기 위해서, 최고 항복 강도이하의 약 10 내지 20ksi 이하인 항복 강도로 시효시키는 것이 바람직할 수도 있다. 본 발명의 합금은 기술적으로 유용한 강도가 상당한 저시효로 달성될 수 있기 때문에 이러한 높은 극대 강도를 달성할 수 있다는 것이 중요하다.

<124> 재결정

<125> 평판, 시이트, 압출 성형물, 단조물 및 다른 형태의 가단성 Al-Cu-Li 합금에 있어서, 극저온 파괴 인성 경향은 재결정화에 의해 상당히 영향을 받을 수 있다. 일반적으로, 재결정화되지 않은 평판은 소정의 극저온 인성 경향을 촉진시키는 경향이 있지만, 재결정화된 평판은 바람직한 경향이
용체화처리되고, 연신되고 시효된 후에 달성될 수 있는 용이성을 감소시킨다. 더 나아가, 재결정화되지 않은 미세 조직은 주어진 온도에서 파괴 인성을 증가시키는데 바람직하다. 이에따라, 예를들어 바람직하게는 재결정화가 유도될 수 있는 저온에서 보다 재결정화가 일어나지 않은 더 높은 온도에서 합금을 압연하는 것이 바람직하다. 재결정화의 양이 더 높은 생성물에 있어서, 더 많은 정도의 저시효 및/또는 더 많은 정도의 연신이 바람직한 극저온 인성 경향을 달성하는데 필요하다. 더 나아가, Cu 및/또는 Li의 양을 낮춤으로써, 더 많은 정도의 재결정화가 허용되고 연속적인 용체화처리, 급냉, 연신 및 인공 시효 후에

바람직한 경향을 달성할 수 있다.

<126> 극저온 콘테이너의 제조

<127> 본 발명의 합금은 극저온 재료를 보유하기 위한 콘테이너를 제조하는데 필요한 생성물 형태로 압연, 압출 및 단조된다. 액체 수소, 산소 또는 질소와 같은 극저온 액체를 보유하는데 극저온탱크가 사용될 때, 이 극저온 탱크는 중공의 실린더인 배럴, 대략적으로 형태가 반구형인 도옴, 및 상기 배럴이 전후방 도옴에 점속된 링을 포함한다. 상기 배럴은 본 발명에 따라 처리되고 그리고 T형 또는 L형의 보강재를 갖도록 연속적으로 기계가공된 평판으로부터 제조될 수도 있다. 선택적으로 상기 배럴은 압출작용을 하는 동안 도입된 T형 또는 L형의 길이 방향의 보강재를 갖는 일체식으로 보강된 압출성형물로부터 제조될 수도 있다. 더 나아가, 단순한 보강제는 평판으로 예컨대, 선형의 보강재로 압연될 수도 있다. 상기 링은 곡선의 도구에 의해 만곡되어 링 내에 용접되거나 롤링 단조된 압출성형물로부터 형성되고, 상기 조작에서 빌렛은 도넛 형태로 관통되고, 상기 벽 두께는 지름이 증가함에 따라 얇은 치수로 가공된다. 상기 도옴은 도구에 의해 연신되고 용접된 평판 또는 시이트의 고어(gore) 패널로 제조된다. 선택적으로 상기 도옴은 냉각, 미온, 또는 고온 가공 온도에서 평판으로 스핀 형성될 수 있다.

<128> 극저온 탱크의 각각의 이들 부품에 있어서, 바람직한 극저온 인성 경향을 생성하는데 필요한 연신의 정도는 용체화 처리 및 급냉된 후 형성하는 동안 도입될 수 있다, 예를들어, 상기 평판 및 압출성형물를 간단하게 곧게 연신될 수 있다. 선택적으로는, 상기 고어 패널이 맨드릴에 의해 연신될 때 냉간 가공이 도입될 수 있고, 상기 배럴 패널은 도구에 의해 범프 형성되고, 상기 링 압출물은 만곡되고 그리고 만곡되도록 도구에 의해 연신될 수 있거나 또는 상기 도옴은 스핀형성될 수 있다. 상기 인공 시효 조건은 바람직한 경향이 이루어지는 것을 보장하도록 이전에 기술된 바와같이 선택될 수도 있다.

<129> 상기 탱크 부품들은 종래의 용접기술, 예컨대 가스 텅스텐 아아크 용접, 이중 토오치 가스 텅스텐 아아크 용접, 금속 비활성 가스 용접, 가변 극성 플라즈마 극성 아아크 용접, 가변 극성 플라즈마 아아크 용접, 전자 비임 용접등과 같은 기술에 의해 서로 용접될 수도 있다. 본 발명의 모 충진제 합금으로서, 2319와 같은 통상적인 충진제 합금이 용인될 수 있다. 그밖에도, 더 많은 입자 정련제, 예컨대 Zr, 및 Ti 및 약간 더 많은 Cu 함량을 포함하는 모합금이 용접강도를 증가시키는데 바람직하다.

<130> 극저온 탱크 또는 콘테이너를 제조함에 있어서, 배럴 패널은 상기 링에 용접되는 수직 원통형 실린더를 형성하도록 서로 용접될 수 있다. 2개의 도옴이 링에 각각 용접되어 극저온 탱크를 형성한다. 주목하여야 할 것은 전형적으로 극저온 탱크는 예컨대 연신될 수 없는 불균형 형태로 단조함에 의해 제조될 수 있는 제 2 하드웨어를 갖춘다. 이들 부품들은 더 바람직한 정도로 Cu 및 Li 예컨대 2.8 내지 4.8Cu 및 0.7 내지 1.1 Li를 포함하여 바람직한 경향이 연신되지 않고 달성될 수 있도록 하는 반면에 높은 강도 수준으로 유지하도록 한다. 몇몇의 단조가공에 있어서, 냉간 가공은 쇼트 피닝(shot peening)에 의해 실질적으로 행해진다.

<131> 극저온 탱크의 부품은 선택된 기술에 따라 다양한 파라메터에 의해 용접될 수 있다. 바람직한 루트는 종래의 가스 텅스텐 아아크 용접을 사용하며 통상적인 2319 충진제로 부품들을 용접시킨다. 용접될 표면은 바람직하게는 상기 표면의 약 0.5㎜가 제거되도록 100g/l NaOH 수용액에서 화학적으로 밀링되거나 또는 기계적으로 밀링되어야 한다. 14l/분에서 75%Ar/25%He 비활성 가스 커버가 사용될 수 있다. 1㎜ 지름의 2319 충진제에 있어서, 170암페어의 전류에서 그리고 12.5볼트의 전압에서 25㎝/분의 왕복 속도가 고도한 일체식의 용접을 생성하도록 한다. 상기 탱크의 중량을 감소시킬 필요성이 있다면, 통상적인 화학 밀링이 사용되어 낮은 사용 하중 면적에서 배럴의 두께를 감소시키는데 사용될 수 있다. 이러한 밀링을 위한 전형적인 용액은 1리터의 용액을 만드는데 있어서, 103g/l NaOH, 22g/l 황화 나트륨 및 2.2g/l 나트륨 글루콘산염이다.

<132> 상술한 바와같이 제조된 용접은 온도가 감소되면서 용접 인성 및 강도를 증가시키는 것을 나타낸다. 이렇게 제조된 탱크는 비용면에서 상온에서 효과적인 것으로 입증되었다. 인성 및 강도는 주변 내력 시험온도에서 보다는 극저온 사용 온도에서 동일하거나 또는 더 크기 때문에, 상기 탱크는 제한된 인성의 위험이 최소한이거나 또는 강도가 과하중되어 발생되는 위험이 최소화되어 안전하게 사용될 수 있다.

<133> 본 발명의 상술한 설명은 당해 기술분야에서 숙련된 자들에 의해 다양하게 변형, 변경 및 적용될 수 있으며, 이러한 변형, 변경 및 적용은 본 발명의 취지와 범위내에 있다는 것을 주목하여야 한다.

(57) 청구의 범위

청구항 1

알루미늄 기저 합금을 생성하는 방법으로서,

a) 2.0 내지 6.5중량%의 Cu, 0.2 내지 2.7중량 %의 Li 및 나머지는 알루미늄과 불순물로 구성되며 용체화처리되고 급냉된 알루미늄 기저 합금을 제공하는 단계, 및

b) 극저온에서의 강도와 파괴 인성이 상온에서의 강도와 파괴 인성과 같거나 또는 더 큰 값을 갖도록 상기 합금을 최소한 한 번 이상 가공하고 인공 시효하는 단계를 포함하는 방법.

청구항 2

제 1항에 있어서, 상기 알루미늄 기저 합금이 4.0 중량% 이하의 Mg를 포함하고, Zr, Ti, Cr, Mn, Hf, Nb, B, V 및 TiB_2로 이루어진 그룹으로부터 선택된 0.01 내지 1.0 중량 %의 입자 정련제를 더 포함하는 방법

청구항 3

제 1항에 있어서, 상기 알루미늄 기저 합금이 4.0 중량 % 이하의 Ag, 4.0 중량% 이하의 Mg, 3.0

중량% 이하의 Zn중 하나 이상을 더 포함하는 방법.

청구항 4

제 2항에 있어서, 상기 알루미늄 기저 합금이 4.0 중량% 이하의 Ag, 4.0 중량% 이하의 Mg, 및 3.0 중량% 이하의 Zn 중 하나 이상을 더 포함하는 방법

청구항 5

제 1항에 있어서, 상기 합금을 가공하는 단계가 상온에서 수행하는 방법.

청구항 6

제 1항에 있어서, 상기 합금을 가공하는 단계는 3 내지 7%의 연신을 상기 합금에 도입함에 의해 이루어지는 방법.

청구항 7

제 1항에 있어서, 상기 인공 시효단계가 수행되는 시간과 온도는 상기 합금이 달성할 수 있는 최고 항복 강도보다 5ksi 이상 낮은 항복강도로 상기 합금이 저시효되는 방법.

청구항 8

제 1항에 있어서, 상기 인공 시효 단계가 125 내지 150℃의 온도에서 수행하는 방법.

청구항 9

제 2항에 있어서, 상기 합금에서 상기 Cu가 3.0 내지 4.5 중량 %로 이루어지고, 상기 Li이 0.7 내지 1.1 중량 %로 이루어지고, 상기 Mg이 0.3 내지 0.6 중량 %로 이루어지고 그리고 0.08 내지 0.3중량%의 상기 입자 정련제가 포함되어, 상기 입자 정련제가 Zr, Ti 및 이들의 조합물로 이루어지는 그룹으로부터 선택되는 방법.

청구항 10

제 1항에 있어서, 극저온에서 상기 합금의 항복 강도가 상온에서 상기 합금의 항복 강도보다 크며, 극저온에서 상기 합금의 평면 변형 파괴 인성이 상온에서 상기 합금의 평면 변형 파괴 인성보다 크며, 상온에서의 항복 강도는 85ksi(길이방향) 이상이며, 상온에서의 평면 변형 파괴 인성은 25 $\mathrm{ksi}\sqrt{\mathrm{in}}$ 이상인 방법.

청구항 11

2.8 내지 4.8 중량%의 Cu, 0.4 내지 1.5중량%의 Li, 0.2 내지 1.0 중량%의 Mg 및 나머지는 알루미늄과 불순물로 이루어진 가단성 알루미늄 기저 합금으로서, 상온에서의 강도 및 파괴 인성과 동일하거나 큰 강도 및 파괴 인성을 극저온에서 상기 합금에 제공하도록 가공 또는 인공 시효되거나 가공 및 인공 시효되는 가단성 알루미늄 기저 합금.

청구항 12

제 11항에 있어서, 상기 알루미늄 기저 합금이 Zr, Ti, Cr, Mn, Hf, Nb, B, V 및 TiB_2로 이루어진 그룹으로부터 선택된 하나이상의 0.01 내지 1.0 중량%의 입자 정련제를 더 포함하는 가단성 알루미늄 기저 합금.

청구항 13

제12항에 있어서, 상기 알루미늄 기저 합금이 0.8중량% 이하의 Ag 및 1.0 중량 % 이하의 Zn 중 하나 이상을 더 포함하는 가단성 알루미늄 기저 합금.

청구항 14

제12항에 있어서, 상기 합금이 압출 성형물의 형태인 가단성 알루미늄 기저 합금.

청구항 15

제12항에 있어서, 상기 합금이 평판의 형태인 가단성 알루미늄 기저 합금.

청구항 16

제12항에 있어서, 상기 합금이 시이트의 형태인 가단성 알루미늄 기저 합금.

청구항 17

제12항에 있어서, 극저온에서 상기 합금의 항복 강도가 상온에서 상기 합금의 항복 강도보다 크며, 극저온에서 상기 합금의 평면 응력 파괴 인성이 상온에서 상기 합금의 평면 응력 파괴 인성보다 크며, 상온에서의 항복 강도는 85ksi 이상이며, 상온에서의 평면 응력 파괴 인성은 25 $\mathrm{ksi}\sqrt{\mathrm{in}}$ 이상인 가단성 알루미늄 기저 합금.

청구항 18

제12항에 있어서, 상기 합금이 달성할 수 있는 최고항복 강도보다 5ksi 이상 낮은 항복 강도로

상기 합금이 저시효되는 가단성 알루미늄 기저 합금.

청구항 19

2.8 내지 4.5 중량%의 Cu, 0.4 내지 1.5 중량%의 Li, 0.2 내지 1.0 중량%의 Mg 및 나머지는 알루미늄과 불순물로 이루어진 합금으로 제조된 극저온 재료 보유 콘테이너로서,

상온에서의 강도 및 파괴 인성과 동일하거나 큰 강도 및 파괴 인성을 극저온에서 상기 합금에 제공하도록 가공 또는 인공 시효되거나 가공 및 인공 시효되는 극저온 재료 보유 콘테이너,

청구항 20

제19항에 있어서, 상기 알루미늄 기저 합금이 Zr, Ti, Cr, Mn, Hf, Nb, B, V 및 TiB_2로 이루어진 그룹으로부터 선택된 하나 이상의 0.01 내지 1.0 중량 %의 입자 정련제를 더 포함하는 극저온 재료 보유 콘테이너.

청구항 21

제 20항에 있어서, 상기 알루미늄 기저 합금이 0.8 중량% 이하의 Ag 및 1.0 중량 % 이하의 Zn 중 하나 이상을 더 포함하는 극저온 재료 보유 콘테이너.

청구항 22

제20항에 있어서, 극저온에서 상기 합금의 항복 강도가 상온에서 상기 합금의 항복 강도보다 크며, 극저온에서 상기 합금의 평면 변형 파괴 인성이 상온에서 상기 합금의 평면 변형 파괴 인성보다 크며, 상온에서의 항복 강도는 85ksi(길이방향) 이상이며, 상온에서의 평면 변형 파괴 인성은 25 $\mathrm{ksi}\sqrt{\mathrm{in}}$ 이상인 극저온 재료 보유 콘테이너.

청구항 23

제20항에 있어서, 상기 합금이 달성할 수 있는 최고 항복 강도보다 5ksi 이상 낮은 항복 강도로 상기 합금이 저시효되는 극저온 재료 보유 콘테이너.

청구항 24

제20항에 있어서, 상기 콘테이너가 용접에 의해 형성된 극저온 재료 보유 콘테이너.

청구항 25

제20항에 있어서, 상기 극저온 재료가 액체 수소, 액체 산소, 및 액체 질소로 이루어진 그룹으로부터 선택되는 극저온 재료 보유 콘테이너.

요약

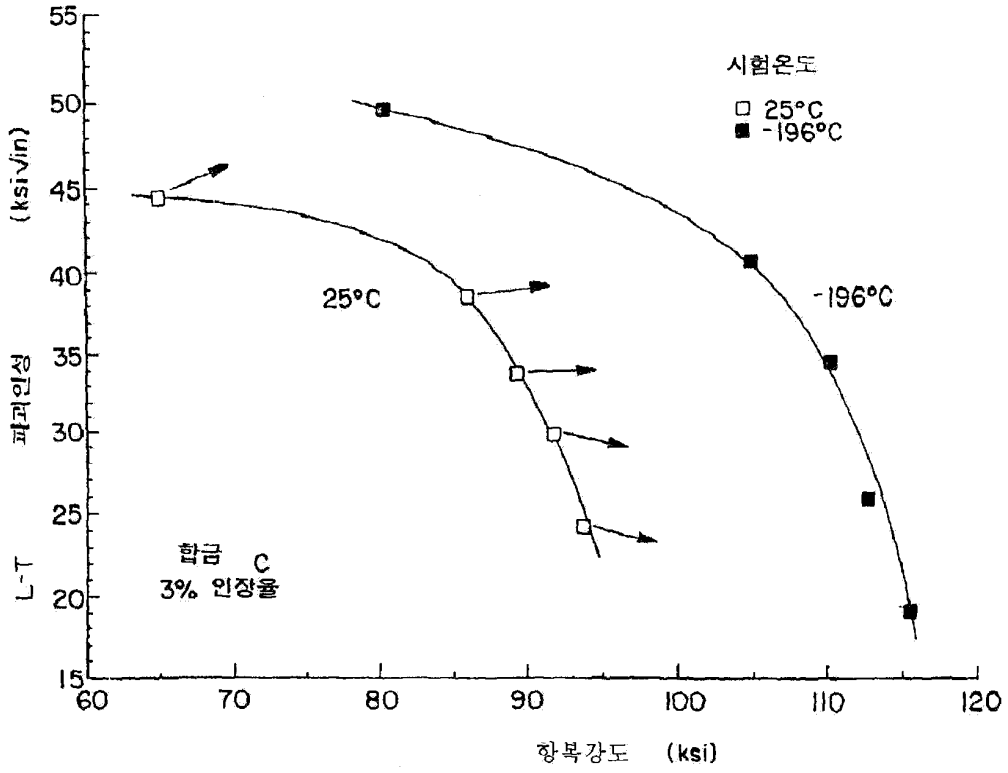
본 발명은 저온에서도 개선된 강고 및 파괴 인성을 나타내는 AL-CU-LI합금의 제조방법에 관한것으로서, 이러한 개선된 저온에서의 특징은 냉각 가공과 인공 시효의 정도와 같은 파라메터를 처리하면서, 합금의 성분을 제어함에의해 달성되며, 실온과 비교하여 저온에서도 실질적으로 동일하거나 또는 더큰 강도 및 파괴 인성을 달성하는 능력은 스페이스 발사 차량등과 같은 저온 탱크에서의 합금용도로도 쓰이도록 한다.

대표도

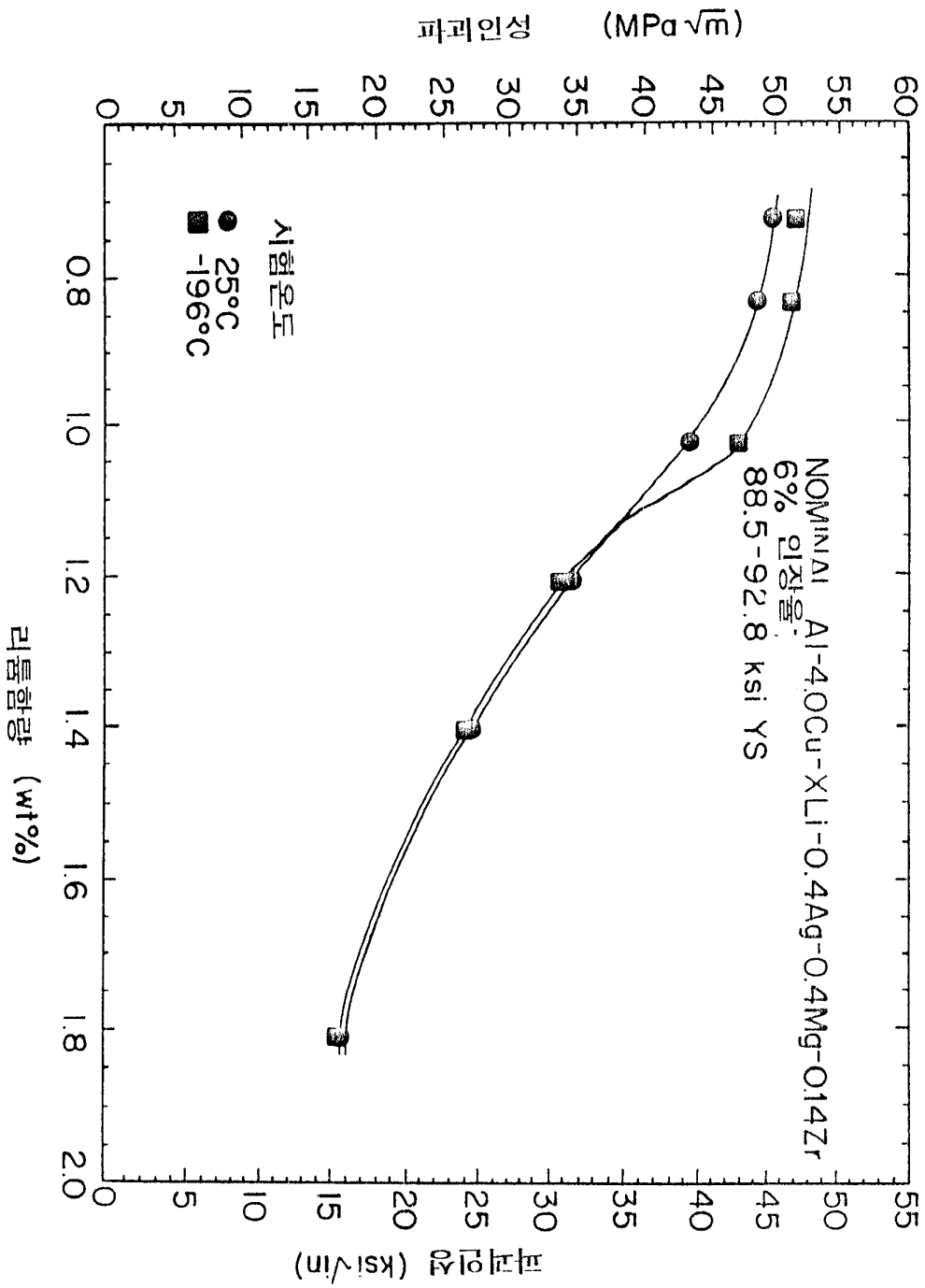
도1

도면

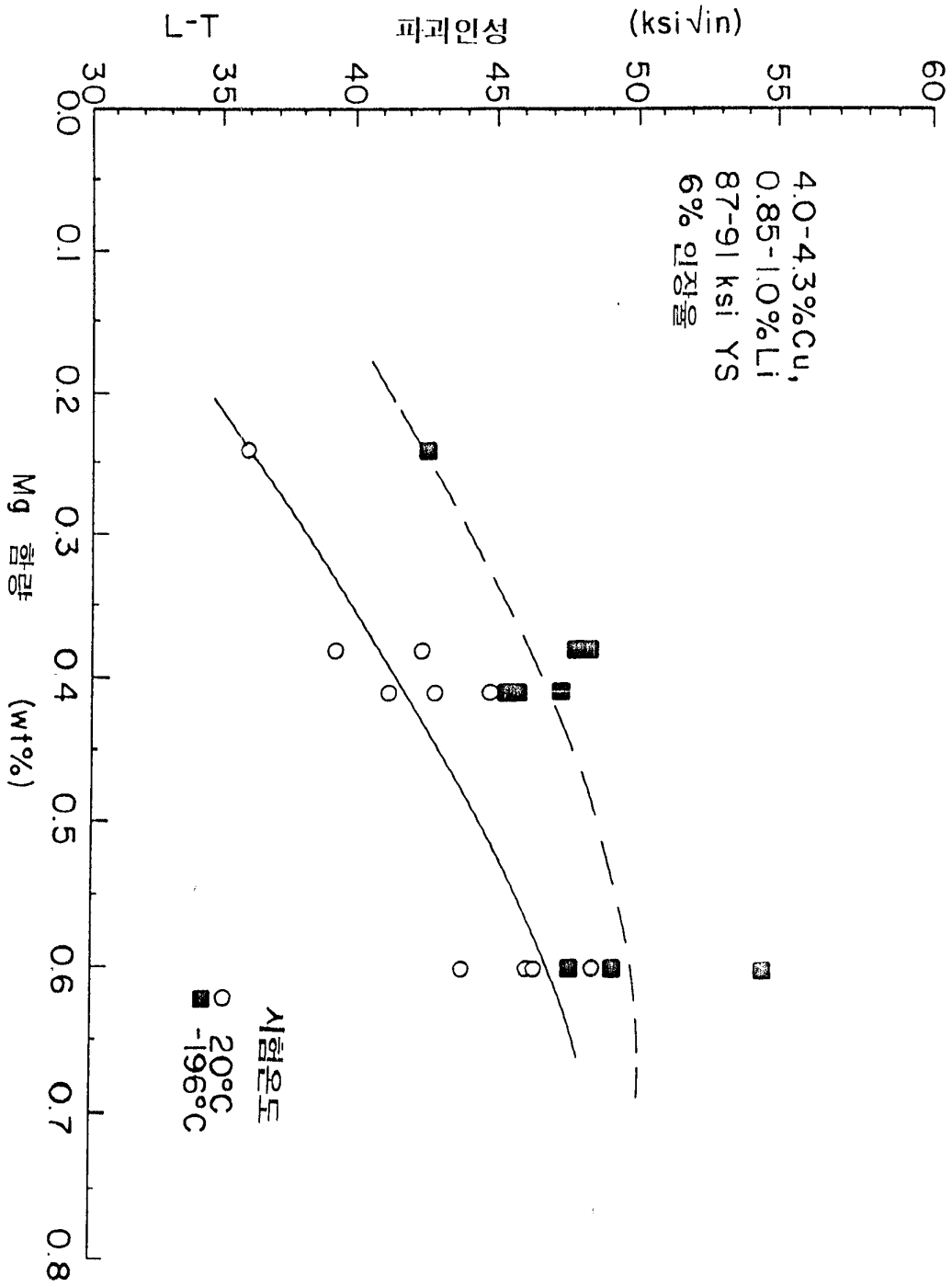
도면1


시험온도
25°C
-196°C
25°C
-196°C
합금 C
3% 인장율
L-T 파괴인성 (ksi√in)
항복강도 (ksi)
55
50
45
40
35
30
25
20
15
60
70
80
90
100
110
120

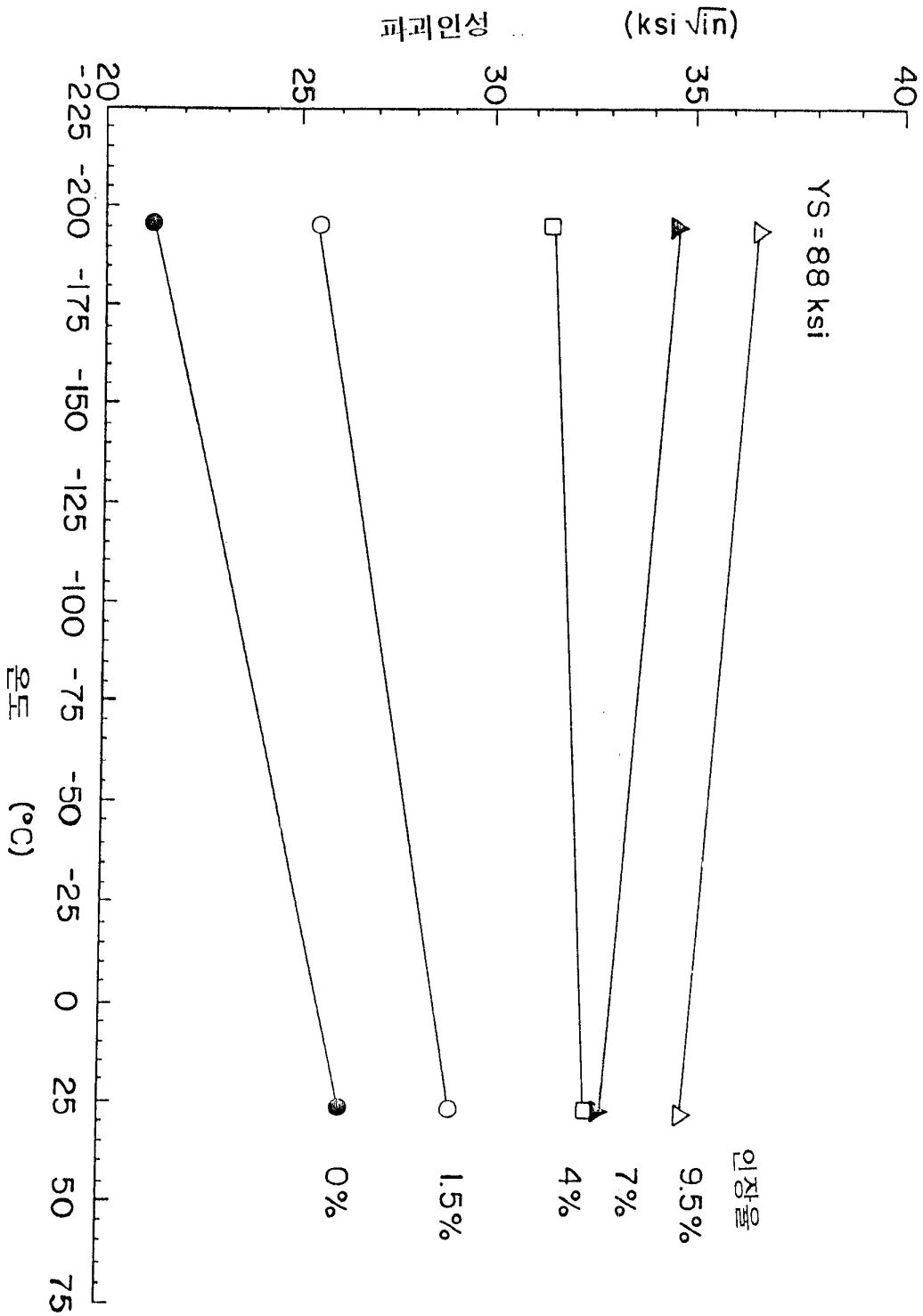
도면2


파괴인성 (MPa√m)
0
5
10
15
20
25
30
35
40
45
50
55
60
시험온도
25°C
-196°C
NOMINAL Al-4.0Cu-XLi-0.4Ag-0.4Mg-0.14Zr
6% 인장율:
88.5-92.8 ksi YS
0.8
1.0
1.2
1.4
1.6
1.8
2.0
리튬함량 (wt%)
파괴인성 (ksi√in)

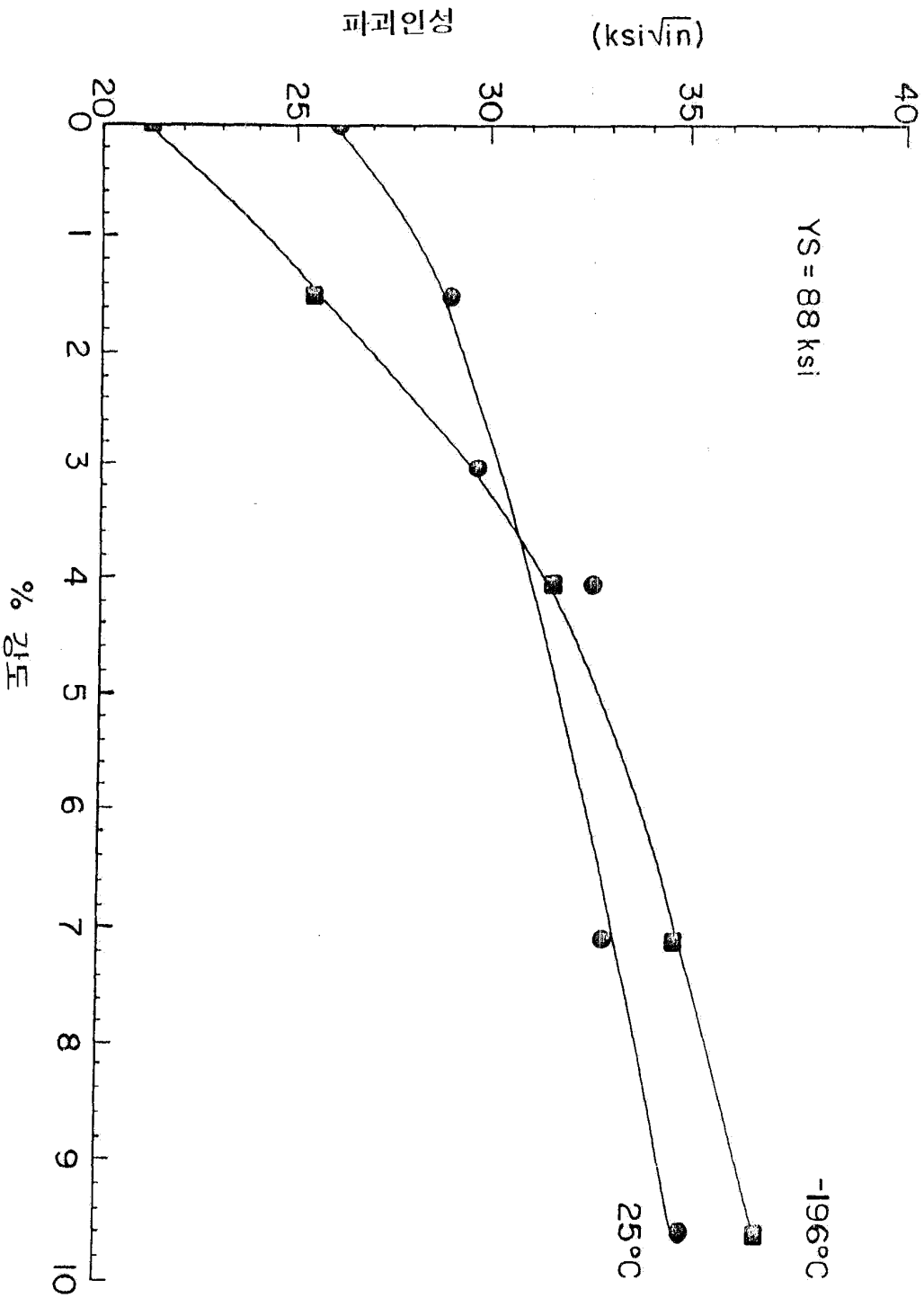
도면3


L-T
파괴인성
(ksi√in)
30
35
40
45
50
55
60
0.0
0.1
0.2
0.3
0.4
0.5
0.6
0.7
0.8
Mg 함량
(wt%)
4.0-4.3%Cu,
0.85-1.0%Li
87-91 ksi YS
6% 인장율
시험온도
20°C
-196°C

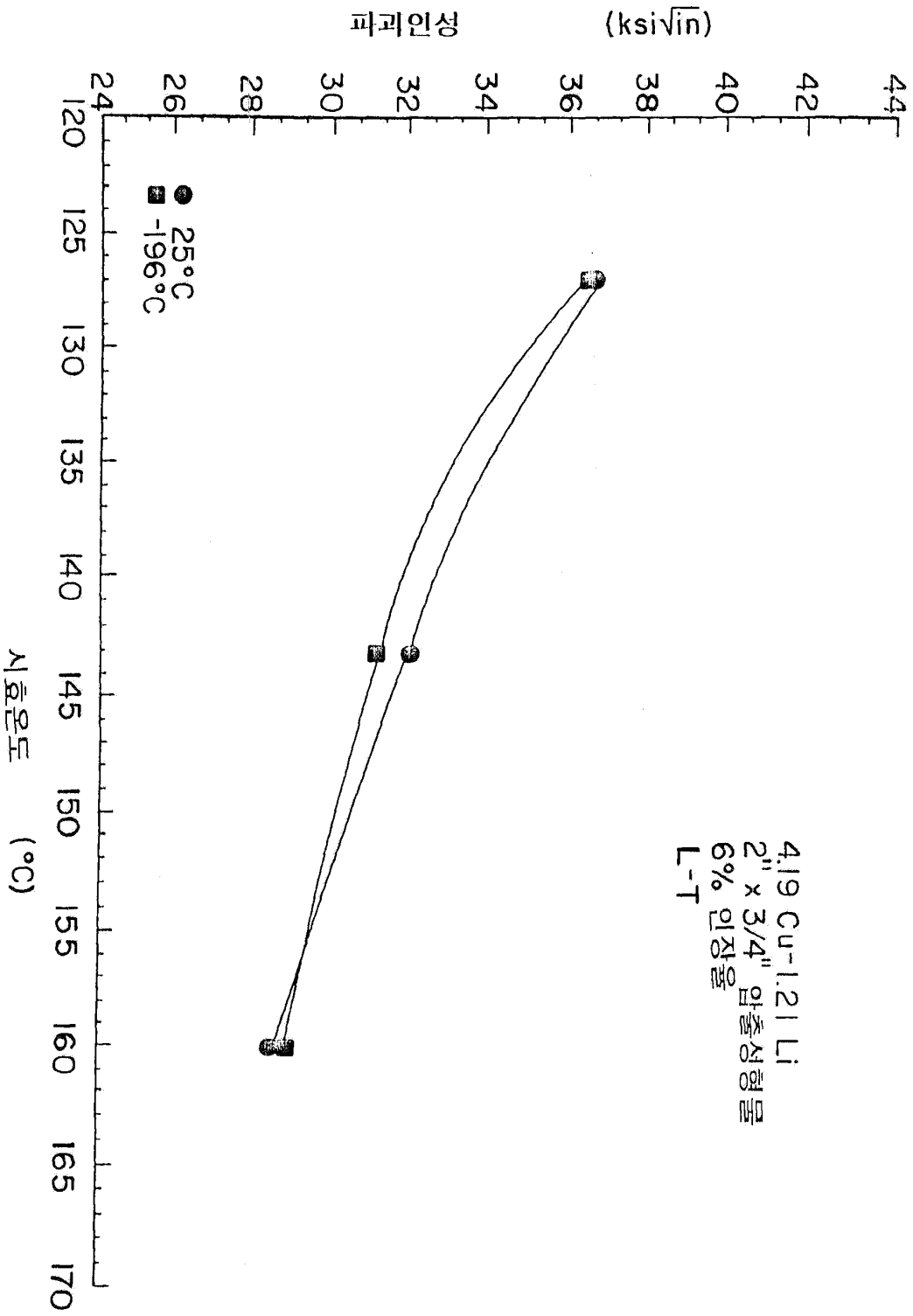
도면4


파괴인성 (ksi √in)
20
25
30
35
40
-225 -200 -175 -150 -125 -100 -75 -50 -25 0 25 50 75
온도 (°C)
YS = 88 ksi
인장율
0%
1.5%
4%
7%
9.5%

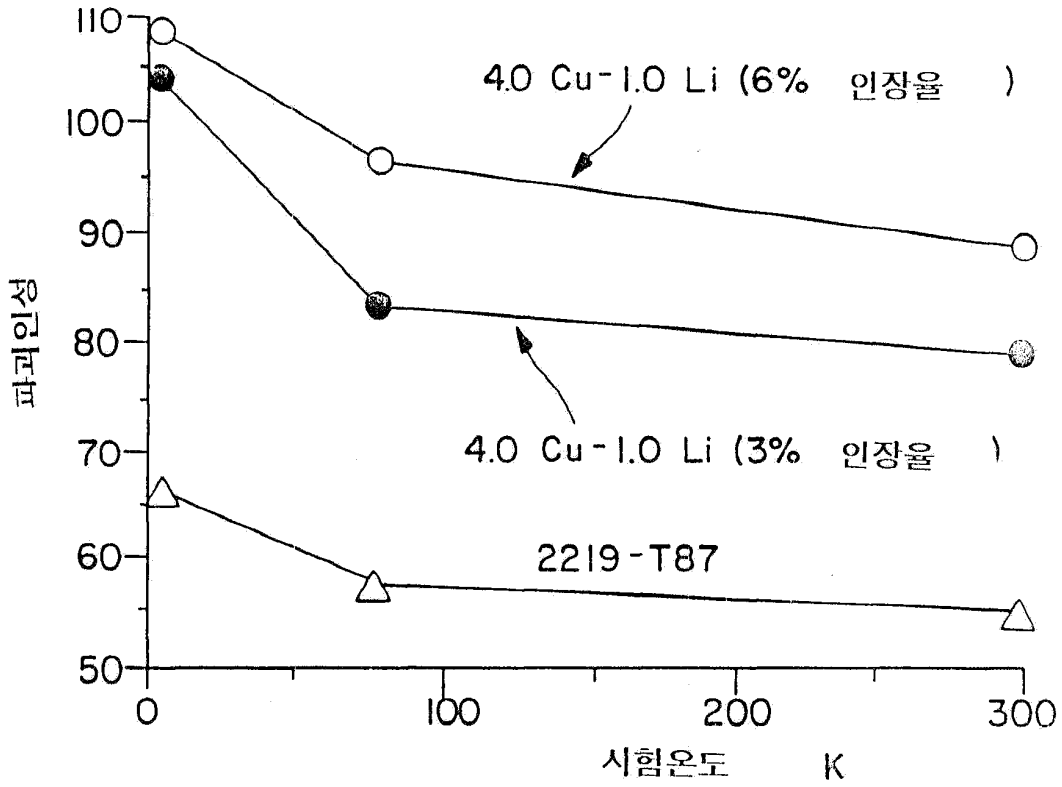
도면5



도면6


파괴인성 (ksi√in)
24
26
28
30
32
34
36
38
40
42
44
120
125
130
135
140
145
150
155
160
165
170
시효온도 (°C)
25°C
-196°C
4.19 Cu-1.21 Li
2" x 3/4" 압출성형물
6% 인장율
L-T

도면7


110
100
90
80
70
60
50
파괴인성
4.0 Cu-1.0 Li (6% 인장율)
4.0 Cu-1.0 Li (3% 인장율)
2219-T87
0
100
200
300
시험온도 K