



**(19) 대한민국특허청(KR)**  
**(12) 공개특허공보(A)**

(11) 공개번호 10-2009-0089905  
 (43) 공개일자 2009년08월24일

- (51) Int. Cl.  
*C22C 21/12* (2006.01) *C22F 1/057* (2006.01)
- (21) 출원번호 10-2009-7014585  
 (22) 출원일자 2007년12월12일  
 심사청구일자 없음  
 (85) 번역문제출일자 2009년07월13일  
 (86) 국제출원번호 PCT/JP2007/074358  
 (87) 국제공개번호 WO 2008/072776  
 국제공개일자 2008년06월19일  
 (30) 우선권주장  
 JP-P-2006-335310 2006년12월13일 일본(JP)  
 JP-P-2007-004280 2007년01월12일 일본(JP)

- (71) 출원인  
 스미토모 게이 긴조쿠 고교 가부시키키가이샤  
 일본 도쿄도 미나토쿠 신바시 5-11-3
- (72) 발명자  
 이와무라 신고  
 일본 도쿄도 미나토쿠 신바시 5-11-3 스미토모 게이 긴조쿠 고교 가부시키키가이샤 나이  
 미노다 다다시  
 일본 도쿄도 미나토쿠 신바시 5-11-3 스미토모 게이 긴조쿠 고교 가부시키키가이샤 나이  
 가토 가츠야  
 일본 도쿄도 미나토쿠 신바시 5-11-3 스미토모 게이 긴조쿠 고교 가부시키키가이샤 나이
- (74) 대리인  
 김태홍, 신정건

전체 청구항 수 : 총 15 항

**(54) 고강도 알루미늄 합금재 및 그 제조 방법**

**(57) 요약**

우수한 압출 가공성을 가지며, 고강도를 구비한 열처리형 Al-Cu-Mg-Si계의 고강도 알루미늄 합금재를 제공하는 것을 목적으로 하는 것이며, 압출 가공에 의해 얻어지는 Al-Cu-Mg-Si계 알루미늄 합금재로서, 압출재 단면 전체 면의 마이크로 조직이 재결정된 결정 입자로 구성되어 있고, 상기 결정 입자의 압출 방향의 평균 입자 직경을 L, 평균 두께를 t로 했을 때, 결정 입자의 평균 에스펙트비(L/t)가 5.0 이하이며, 또한 집합 조직에 있어서 결정 입자의 {001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 방위 밀도가 랜덤 방위비로 50 이하인 것을 특징으로 한다. 또한, 압출 가공 및 냉간 가공에 의해 얻어지는 Al-Cu-Mg-Si계 알루미늄 합금재로서, 매트릭스의 결정 입자 내에, 막대 형상의 석출물이 <100> 방향으로 배열되고, 상기 석출물의 길이의 평균값이 10 nm~70 nm, 길이의 최대값이 120 nm 이하이며, 또한, (001)면으로부터의 관찰 시야로 측정된 [001] 방향의 석출물의 수 밀도가 500개/ $\mu\text{m}^2$  이상인 것을 특징으로 한다.

## 특허청구의 범위

### 청구항 1

압출 가공에 의해 얻어지는 Al-Cu-Mg-Si계 알루미늄 합금재로서, 상기 알루미늄 합금재 단면 전체면의 마이크로 조직이 재결정된 결정 입자로 구성되어 있고, 상기 결정 입자의 압출 방향의 평균 입자 직경을 L, 평균 두께를 t로 했을 때, 결정 입자의 평균 에스펙트비(L/t)가 5.0 이하이며, 또한 집합 조직에 있어서 결정 입자의 {001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 방위 밀도가 랜덤 방위비로 50 이하인 것을 특징으로 하는 고강도 알루미늄 합금재.

### 청구항 2

제1항에 있어서, 상기 알루미늄 합금재는, Cu: 0.6%~3.0%(질량%, 이하 동일), Mg: 0.4%~1.6%, Si: 0.2%~1.4%를 함유하고, 잔부(殘部) Al 및 불가피 불순물 원소로 이루어지는 조성을 갖는 것을 특징으로 하는 고강도 알루미늄 합금재.

### 청구항 3

제2항에 있어서, 상기 알루미늄 합금재는, Mn: 0.50% 이하(0%를 포함하지 않음, 이하 동일), Cr: 0.40% 이하, Zr: 0.20% 이하, V: 0.20% 이하 중 1종 또는 2종 이상을 더 함유하는 것을 특징으로 하는 고강도 알루미늄 합금재.

### 청구항 4

제2항 또는 제3항에 있어서, 상기 알루미늄 합금재는, Ti: 0.15% 이하, B: 50 ppm 이하 중 1종 또는 2종을 더 함유하는 것을 특징으로 하는 고강도 알루미늄 합금재.

### 청구항 5

제1항 내지 제4항 중 어느 한 항에 있어서, 상기 알루미늄 합금재의 압출 전의 빌릿(billet) 직경(D)과 압출재 단면 내의 최소 두께(T)의 비(D/T)는 200 이하인 것을 특징으로 하는 고강도 알루미늄 합금재.

### 청구항 6

제1항 내지 제5항 중 어느 한 항에 있어서, 상기 알루미늄 합금재는, 압출비 20 이상의 압출 가공에 의해 얻어지는 것을 특징으로 하는 고강도 알루미늄 합금재.

### 청구항 7

압출 가공 및 냉간 가공에 의해 얻어지는 Al-Cu-Mg-Si계 알루미늄 합금재로서, 매트릭스의 결정 입자 내에, 막대 형상의 석출물이 <100> 방향으로 배열되고, 상기 석출물의 길이의 평균값은 10 nm~70 nm, 길이의 최대값은 120 nm 이하이며, 또한, (001)면으로부터의 관찰 시야로 측정된 [001] 방향의 석출물의 수(數) 밀도는 500개/ $\mu\text{m}^2$  이상인 것을 특징으로 하는 고강도 알루미늄 합금재.

### 청구항 8

제7항에 있어서, 상기 알루미늄 합금재는, Cu: 1.0%~3.0%, Mg: 0.4%~1.8%, Si: 0.2%~1.6%를 포함하고, 잔부 Al 및 불순물로 이루어지는 조성을 갖는 것을 특징으로 하는 고강도 알루미늄 합금재.

### 청구항 9

제8항에 있어서, 상기 알루미늄 합금은, Mn: 0.30% 이하, Cr: 0.40% 이하, Zr: 0.25% 이하, V: 0.10% 이하 중 어느 1종 또는 2종 이상을 더 포함하는 것을 특징으로 하는 고강도 알루미늄 합금재.

### 청구항 10

제8항 또는 제9항에 있어서, 상기 알루미늄 합금은, Ti: 0.15% 이하, B: 50 ppm 이하 중 어느 1종 또는 2종을 더 포함하는 것을 특징으로 하는 고강도 알루미늄 합금재.

**청구항 11**

제7항 내지 제10항 중 어느 한 항에 있어서, 상기 매트릭스는 재결정에 의한 등축의 결정 입자로 이루어지는 조직이고, 상기 결정 입자의 압출 방향의 평균 입자 직경을 L, 두께 방향의 평균 입자 직경을 ST로 했을 때의 평균 에스펙트비(L/ST)는 1.5~4.0인 것을 특징으로 하는 고강도 알루미늄 합금재.

**청구항 12**

제7항 내지 제11항 중 어느 한 항에 있어서, 인장 강도가 450 MPa 이상, 내력이 400 MPa 이상, 신장 7% 이상인 것을 특징으로 하는 고강도 알루미늄 합금재.

**청구항 13**

제7항 내지 제12항 중 어느 한 항에 기재된 알루미늄 합금재를 제조하는 방법으로서, 제8항 내지 제10항 중 어느 한 항에 기재된 조성을 갖는 알루미늄 합금을 중공 형상으로 열간 압출 가공하여 중공 압출재로 하고, 상기 중공 압출재를 용체화 처리 및 담금질 처리하며, 또한 중공 압출재에 단면 감소 및 외형 윤곽의 축소를 가하는 냉간 가공을 행한 후, 시효 처리를 실시하는 것을 특징으로 하는 고강도 알루미늄 합금재의 제조 방법.

**청구항 14**

제13항에 있어서, 상기 냉간 가공을, 단면적 감소율 10%~50%, 또한 외경 감소율 7%~35%의 인발 가공에 의해 행하는 것을 특징으로 하는 고강도 알루미늄 합금재의 제조 방법.

**청구항 15**

제13항 또는 제14항에 있어서, 열간 압출에 이어서 프레스 담금질 처리를 실시하는 것을 특징으로 하는 고강도 알루미늄 합금재의 제조 방법.

**명세서**

**기술분야**

<1> 본 발명은, 열처리형 Al-Cu-Mg-Si계의 고강도 알루미늄 합금재 및 그 제조 방법에 관한 것이다.

**배경기술**

<2> 세계 규모에서의 환경 보호의 관점에서, 최근의 수송기는, 차체의 경량화에 의한 연비 향상이 중요한 목표 중 하나가 되고 있으며, 수송 기기 구조재에는, 고비강도일 것, 단면 형상의 자유도가 높을 것 등의 이유로부터, 알루미늄 합금 압출재가 많이 채용되어, 그 수요가 증가하고 있다. 특히, 고강도를 구비한 열처리형의 7000계(Al-Zn-Mg-Cu계) 알루미늄 합금 및 2000계(Al-Cu-Mg계) 알루미늄 합금 등의 알루미늄 합금 압출재가 적용되어 있다.

<3> 그러나, Al-Zn-Mg-Cu계 합금 및 Al-Cu-Mg계 합금은, 압출 가공성이 뒤떨어지기 때문에, 생산성이 낮아, 비용이 고가가 되는 경향이 있다. 또한, 이들 합금으로 중공 형상을 압출하는 경우, 변형 저항이 크기 때문에, 포트홀 압출이 불가능하여, 맨드릴 압출에 한정된다고 하는 문제가 있다.

<4> 열처리형 알루미늄 합금 압출재는, 열처리에 의해 고강도를 얻을 수 있지만, 최적 조건의 열처리를 행해도, 압출 형상에 따라 강도에 변동이 발생하는 경우가 많고(일본 금속 학회지, 제50권(1986년), 1016~1022 페이지), 상기 7000계, 2000계의 알루미늄 합금에서도, 종종 결정 조직을 섬유 형상 조직으로 하여 고강도화하는 방법이 채용되지만, 이 경우, 이형(異形) 형상의 압출재 생산 시에는, 국소적으로 재결정 조직이 되어, 큰 강도 변동을 나타낸다고 하는 문제점이 있다.

**발명의 상세한 설명**

<5> 이러한 문제점을 해결하는 알루미늄 합금으로서, Al-Cu-Mg계의 2024 합금과 동등한 강도 특성을 구비하고, 압출 가공성도 우수한 Al-Cu-Mg-Si계의 2013 합금이 제안되어 있다. 발명자들은, 2013 합금의 강도를 더 향상시키기 위한 시험, 검토를 행하였고(경금속 학회 제110회 춘기 대회 강연 개요, 2006년 4월 13일 사단 법인 경금속 학회 발행, 제219~220 페이지 참조), 그 과정에서, Al-Mg-Si계 합금에 Cu를 첨가하는 것에 의한 고강도화에 착상

하여, Al-Cu-Mg-Si계 합금에서의 석출 조직을 최적으로 제어함으로써, 고강도를 달성할 수 있는 것을 발견하였다.

- <6> 본 발명은, 상기 지견에 기초하여 이루어진 것으로, 그 목적은, 우수한 압출 가공성을 가지며, 고강도를 구비한 열처리형 Al-Cu-Mg-Si계의 고강도 알루미늄 합금재 및 그 제조 방법을 제공하는 것에 있다.
- <7> 본 발명의 제1 실시형태는, 압출 가공에 의해 얻어지는 Al-Cu-Mg-Si계의 고강도 알루미늄 합금재이고, 제2 실시형태는, 압출 가공 및 냉간 가공에 의해 얻어지는 Al-Cu-Mg-Si계의 고강도 알루미늄 합금재, 특히 중공 형상의 Al-Cu-Mg-Si계의 고강도 알루미늄 합금재이다.
- <8> 제1 실시형태에 따른 고강도 알루미늄 합금재 및 그 제조 방법은 이하와 같다.
- <9> (1) 압출 가공에 의해 얻어지는 Al-Cu-Mg-Si계 알루미늄 합금재로서, 상기 알루미늄 합금재 단면 전체면의 마이크로 조직이 재결정된 결정 입자로 구성되어 있고, 상기 결정 입자의 압출 방향의 평균 입자 직경을 L, 평균 두께를 t로 했을 때, 결정 입자의 평균 에스펙트비(L/t)가 5.0 이하이며, 또한 집합 조직에 있어서 결정 입자의 {001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 방위 밀도가 랜덤 방위비로 50 이하인 것을 특징으로 하는 고강도 알루미늄 합금재.
- <10> (2) 상기 알루미늄 합금재는, Cu: 0.6%~3.0%(질량%, 이하 동일), Mg: 0.4%~1.6%, Si: 0.2%~1.4%를 함유하고, 잔부 Al 및 불가피 불순물 원소로 이루어지는 조성을 갖는 것을 특징으로 하는 (1)에 기재된 고강도 알루미늄 합금재.
- <11> (3) 상기 알루미늄 합금재는, Mn: 0.50% 이하(0%를 포함하지 않고, 이하 동일), Cr: 0.40% 이하, Zr: 0.20% 이하, V: 0.20% 이하 중 1종 또는 2종 이상을 더 함유하는 것을 특징으로 하는 (2)에 기재된 고강도 알루미늄 합금재.
- <12> (4) 상기 알루미늄 합금재는, Ti: 0.15% 이하, B: 50 ppm 이하 중 1종 또는 2종을 더 함유하는 것을 특징으로 하는 (2) 또는 (3)에 기재된 고강도 알루미늄 합금재.
- <13> (5) 상기 알루미늄 합금재의 압출 전의 빌릿(billet) 직경(D)과 압출재 단면 내의 최소 두께(T)의 비(D/T)는 200 이하인 것을 특징으로 하는 (1) 내지 (4) 중 어느 하나에 기재된 고강도 알루미늄 합금재.
- <14> (6) 상기 알루미늄 합금재는, 압출비 20 이상의 압출 가공에 의해 얻어지는 것을 특징으로 하는 (1) 내지 (5) 중 어느 하나에 기재된 고강도 알루미늄 합금재.
- <15> 제2 실시형태에 따른 고강도 알루미늄 합금재 및 그 제조 방법은 이하와 같다.
- <16> (7) 압출 가공 및 냉간 가공에 의해 얻어지는 Al-Cu-Mg-Si계 알루미늄 합금재로서, 매트릭스의 결정 입자 내에, 막대 형상의 석출물이 <100> 방향으로 배열되고, 상기 석출물의 길이의 평균값은 10 nm~70 nm, 길이의 최대값은 120 nm 이하이며, 또한, (001)면으로부터의 관찰 시야로 측정된 [001] 방향의 석출물의 수(數) 밀도는 500개 / $\mu\text{m}^2$  이상인 것을 특징으로 하는 고강도 알루미늄 합금재.
- <17> (8) 상기 알루미늄 합금재는, Cu: 1.0%~3.0%, Mg: 0.4%~1.8%, Si: 0.2%~1.6%를 포함하고, 잔부 Al 및 불순물로 이루어지는 조성을 갖는 것을 특징으로 하는 (7)에 기재된 고강도 알루미늄 합금재.
- <18> (9) 상기 알루미늄 합금재는, Mn: 0.30% 이하(0%를 포함하지 않고, 이하 동일), Cr: 0.40% 이하, Zr: 0.25% 이하, V: 0.10% 이하 중 어느 1종 또는 2종 이상을 더 포함하는 것을 특징으로 하는 (8)에 기재된 고강도 알루미늄 합금재.
- <19> (10) 상기 알루미늄 합금재는, Ti: 0.15% 이하, B: 50 ppm 이하 중 어느 1종 또는 2종을 더 포함하는 것을 특징으로 하는 (8) 또는 (9)에 기재된 고강도 알루미늄 합금재.
- <20> (11) 상기 매트릭스는 재결정에 의한 등축의 결정 입자로 이루어지는 조직이고, 상기 결정 입자의 압출 방향의 평균 입자 직경을 L, 두께 방향의 평균 입자 직경을 ST로 했을 때의 평균 에스펙트비(L/ST)는 1.5~4.0인 것을 특징으로 하는 (7) 내지 (10) 중 어느 하나에 기재된 고강도 알루미늄 합금재.
- <21> (12) 인장 강도가 450 MPa 이상, 내력이 400 MPa 이상, 신장 7% 이상인 것을 특징으로 하는 (7) 내지 (11) 중 어느 하나에 기재된 고강도 알루미늄 합금재.
- <22> (13) (7) 내지 (12) 중 어느 하나에 기재된 알루미늄 합금재를 제조하는 방법으로서, (8) 내지 (9) 중 어느 하

나에 기재된 조성을 갖는 알루미늄 합금을 중공 형상으로 열간 압출 가공하여 중공 압출재로 하고, 상기 중공 압출재를 용체화 처리 및 담금질 처리하며, 또한 중공 압출재에 단면 감소 및 외형 윤곽의 축소를 가하는 냉간 가공을 행한 후, 시효(時效) 처리를 실시하는 것을 특징으로 하는 고강도 알루미늄 합금재의 제조 방법.

- <23> (14) 상기 냉간 가공을, 단면적 감소율 10%~50%, 또한 외경 감소율 7%~35%의 인발 가공에 의해 행하는 것을 특징으로 하는 (13)에 기재된 고강도 알루미늄 합금재의 제조 방법.
- <24> (15) 열간 압출에 이어서 프레스 담금질 처리를 실시하는 것을 특징으로 하는 (13) 또는 (14)에 기재된 고강도 알루미늄 합금재의 제조 방법.

**실시예**

- <25> 제1 실시형태에 따른 알루미늄 합금재에서의 합금 성분의 의의와 그 한정 이유, 조직적 특징 및 제조 방법에 대해서 설명한다.
- <26> Cu는 강도를 높이기 위해서 필요한 원소이며, 바람직한 함유량은 0.6%~3.0%의 범위이다. 0.6% 미만에서는 강도가 불충분해지고, 상한을 초과하여 함유되면 열간 변형 저항이 지나치게 높아져, 압출 가공성이 저하된다. Cu의 보다 바람직한 함유 범위는 1.0%~2.5%, 가장 바람직한 함유 범위는 1.5%~2.0%이다.
- <27> Mg는 강도를 높이기 위해서 필요한 원소이며, 바람직한 함유량은 0.4%~1.6%의 범위이다. 0.4% 미만에서는 강도가 불충분해지고, 상한을 초과하여 함유되면 열간 변형 저항이 지나치게 높아져, 압출 가공성이 저하된다. Mg의 보다 바람직한 함유 범위는 0.6%~1.4%, 가장 바람직한 함유 범위는 0.8%~1.2%이다.
- <28> Si는 강도를 높이기 위해서 필요한 원소이며, 바람직한 함유 범위는 0.2%~1.4%이다. 하한 미만에서는 강도가 불충분해지고, 상한을 초과하여 함유되면 열간 변형 저항이 지나치게 높아져, 압출 가공성이 저하된다. Si의 보다 바람직한 함유 범위는 0.4%~1.2%, 가장 바람직한 함유 범위는 0.6%~1.0%이다.
- <29> Mn, Cr, Zr, V는 모두 선택적으로 함유되는 원소이지만, 모두 결정 입자를 미세화하는 효과를 가지며, 어느 1종 또는 2종 이상을 함유함으로써, 그 효과를 얻을 수 있다. 바람직한 함유 범위는 Mn: 0.50% 이하, Cr: 0.40% 이하, Zr: 0.20% 이하, V: 0.20% 이하이고, 어느 1종이라도 상한을 초과하여 함유되면, 압출 가공 시의 재결정이 억제되어, 목적으로 하는 재결정 조직을 얻는 것이 곤란해지거나, 열간 변형 저항의 증대에 의해 압출성이 저하되는 경우가 있다. 또한, 거대 결정 생성물을 형성하는 경우가 있어, 연성(延性) 저하나 인성(靱性) 저하를 초래하는 경우도 있다. 상기 각 원소의 보다 바람직한 함유 범위는 Mn: 0.40% 이하, Cr: 0.30% 이하, Zr: 0.15% 이하, V: 0.15% 이하, 가장 바람직한 함유 범위는 Mn: 0.30% 이하, Cr: 0.25% 이하, Zr: 0.10% 이하, V: 0.10% 이하이다.
- <30> Ti 및 B는 모두 선택적으로 함유되는 원소이지만, 모두 주조 조직을 미세화하여, 압출 가공성을 향상시키도록 기능한다. 바람직한 함유 범위는 Ti: 0.15% 이하, B: 50 ppm 이하이고, 어느 1종이라도 상한을 초과하여 함유하면, 조대(粗大) 결정 생성물이 생성되어, 연성 저하나 인성 저하를 초래한다.
- <31> 그 외의 불가피 불순물 원소로서, Fe 및 Zn이 함유된다. Fe는 주로 원료 지금(地金)이나 재활용 지금(地金)으로부터 혼입되어 오는 원소이며, 0.5%를 초과하여 함유되면 연성 저하나 인성 저하를 초래하기 때문에, 0.5% 이하로 규제하는 것이 바람직하다. 또한, Zn은 주로 재활용 지금으로부터 혼입되어 오는 원소이며, 0.3%를 초과하여 함유되면 내식성의 저하를 초래하기 때문에, 0.3% 이하로 규제하는 것이 바람직하다.
- <32> 제1 실시형태에 따른 알루미늄 합금재는, 압출 가공에 의해 얻어지는 것이며, 압출재 단면 전체면의 마이크로 조직이 재결정된 결정 입자로 구성되고, 또한 상기 결정 입자의 압출 방향의 평균 입자 직경(또는 평균 길이)을 L, 평균 두께(압출 방향과 직각 방향으로 결정 입자의 평균 입자 직경을 측정할 경우에서의 상기 평균 입자 직경의 최소값)를 t로 했을 때, 결정 입자의 평균 에스펙트비(L/t)가 5.0 이하인 것이 바람직하다. 압출 가공에서 재결정이 억제된 경우에는, 열간 변형 저항이 지나치게 높아지기 때문에, 압출 가공성의 저하를 초래하여, 복잡 단면 형상의 압출이 곤란해지고, 압출재의 조직은 재결정 조직이 되지 않고 섬유 형상 조직(파이버 조직)이 된다. 또한, 압출재가 섬유 형상 조직이 된 경우, 결정 입자의 판별이 안되기 때문에, 결정 입자의 평균 에스펙트비는 측정이 불가능하게 된다.
- <33> 결정 입자의 평균 에스펙트비의 하한은 특별히 마련하지 않으나, 압출 가공으로 1.0 미만이 되는 일은 없다. 압출재 내부의 마이크로 조직이 재결정 입자로 구성되어 있는 경우에, 결정 입자의 평균 에스펙트비가 상한을 초과하면 강도 저하가 발생하기 때문에, 결정 입자의 평균 에스펙트비는 5.0 이하가 바람직하다. 보다 바람직

한 결정 입자의 평균 에스펙트비는 3.0 이하이다.

- <34> 또한, 압출재의 집합 조직에 있어서, 결정 입자의 {001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 방위 밀도를 랜덤 방위비로 50 이하로 하는 것이 바람직하다. {001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 방위 밀도의 측정은, 압출재의 압출 방향에 수직인 면을 노출시키고, Schulz의 X선 반사법에 의해 집합 조직 해석을 행하며, (100) 극점도 상의 <001> 방위로의 집적도를 측정함으로써 행해진다.
- <35> {001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자는, 압출 방향으로 인장 하중이 가해진 경우, 많은 미끄럼면이 작용할 수 있어, 다중 미끄럼(multiple slip)이 용이하기 때문에, 강도가 낮아진다. 그 때문에 고강도를 얻기 위해서는, {001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 비율을 낮게 억제할 필요가 있다. {001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 방위 밀도는 랜덤비로 50 이하가 바람직하고, 상한을 초과하면 충분한 강도가 얻어지지 않는다. 보다 바람직한 방위 밀도는 35 이하이고, 가장 바람직한 방위 밀도는 20 이하이다.
- <36> 다음으로, 제1 실시형태에 따른 알루미늄 합금재의 제조 조건에 대해서 설명한다. 주요 합금 성분으로서 Cu, Mg, Si를 함유하는 알루미늄 합금, 바람직하게는 상기 조성을 갖는 알루미늄 합금의 주괴(鑄塊)를 통상적인 방법에 따라서 DC 주조법으로 조괴(造塊)하고, 균질화 처리를 행한다. 청구항 2 내지 4 중 어느 하나에 따르는 조성을 갖는 알루미늄 합금 주괴의 경우에는, 균질화 처리는 500℃ 이상 550℃ 이하의 온도에서 2시간 이상 행하는 것이 바람직하다.
- <37> 균질화 처리의 온도 또는 시간이 하한 미만인 경우에는, 주조 시에 편석(偏析)한 원소의 확산이 불충분해져, 강도 저하를 발생하거나, 연성이나 인성의 저하를 초래하는 경우가 있다. 또한, 균질화 처리 온도가 상한을 초과하면 주괴가 용해되어 버린다. 또한 균질화 처리 시간은 장시간 행해도 좋으나, 조업상 실용적인 시간 범위에서 행하는 것이 바람직하다. 균질화 처리 후의 냉각 속도는 특별히 한정되지 않고, 노 내에서 서랭을 행해도 좋고, 팬에 의한 강제 공랭이나 수랭을 행해도 좋다.
- <38> 균질화 처리 후의 주괴는, 일단 상온까지 냉각하고 나서 압출 전에 재차 가열을 행할 수도 있고, 균질화 처리 온도로부터 직접 압출 온도까지 냉각을 행해도 좋다. 어느 하나의 방법으로 가열된 주괴를 열간 압출법에 의해 압출한다. 압출비(압출 전 단면적/압출 후 단면적)는 20 이상이 바람직하다. 압출비가 하한 미만이면, 강도 저하나 연성 또는 인성의 저하를 초래하는 경우가 있다. 또한, 후술하는 용체화 처리에서 조대 재결정을 발생시키는 경우가 있고, 결정 입자의 평균 에스펙트비가 5.0을 초과해 버리는 경우가 있다. 보다 바람직한 압출비는 30 이상, 가장 바람직한 압출비는 40 이상이다.
- <39> 또한, 압출 전의 빌릿 직경(D)과 압출재 단면 내의 최소 두께(T)의 비(D/T)는 200 이하인 것이 바람직하다. (D/T)가 상한을 초과한 경우에는, 압출재의 집합 조직에서의 결정 입자의 {001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 방위 밀도가 랜덤 방위비로 50 이하가 되지 않아, 강도 저하를 초래하는 경우가 있다. 보다 바람직한 압출 전의 빌릿 직경과 압출재 단면 내의 최소 두께의 비(D/T)는 130 이하, 가장 바람직한 압출 전의 빌릿 직경과 압출재 단면 내의 최소 두께의 비(D/T)는 70 이하이다.
- <40> 또한, 둥근 막대인 경우에는, 그 직경을 T라고 간주할 수 있고, 사각 막대인 경우에는 짧은 변의 길이를 T라고 간주할 수 있다. 또한 타원 형상인 경우에는 단경(短徑)을 T라고 간주할 수 있다.
- <41> 압출 가공에 의해 얻어진 압출재에는 용체화 처리가 행해진다. 청구항 2 내지 4 중 어느 하나에 따르는 조성을 갖는 알루미늄 합금 압출재의 경우에는, 용체화 처리 온도는 450℃ 이상 550℃ 이하, 용체화 처리 시간은 10분 이상으로 하는 것이 바람직하다. 용체화 처리 온도 또는 시간이 하한 미만인 경우에는 강도 저하가 발생한다. 또한, 용체화 처리 온도가 상한을 초과하면, 압출재가 용해되어 버린다. 또한, 용체화 처리 시간이 장시간으로 행해져도 좋으나, 조업상 문제가 없는 시간 범위 내에서 용체화 처리를 행하는 것이 바람직하다.
- <42> 용체화 처리된 압출재에 대해서는 담금질 처리가 행해진다. 담금질 처리에서의 담금질액으로서는, 50℃ 이하의 수돗물 또는 50℃ 이하의 폴리알킬렌글리콜 등의 수용액을 이용할 수 있다. 450℃ 이상의 온도에서 압출 가공을 행하고, 압출기 출구측에서 수랭을 행하는 프레스 담금질의 수법에 의해 용체화 처리 및 담금질을 대체해도 좋다.
- <43> 담금질 후의 압출재에 대해서는 인공 시효 처리가 실시된다. 청구항 2 내지 4 중 어느 하나에 따르는 조성을 갖는 알루미늄 합금 압출재의 경우에는, 인공 시효 처리 온도는 170℃ 이상 200℃ 이하, 인공 시효 처리 시간은 4시간 이상 12시간 이하로 하는 것이 바람직하다. 최적 온도 및 시간의 조합은, 합금 조성에 따라 변화하기 때문에 일률적으로 기술할 수 없으나, 적어도 상기 인공 시효 처리 온도 및 시간이 하한 미만, 또는 상한을 초과

하면, 충분한 강도를 얻는 것이 곤란해진다.

- <44> 다음으로, 제2 실시형태에 따른 알루미늄 합금재에서의 합금 성분의 의의와 그 한정 이유, 조직적 특징 및 제조 방법에 대해서 설명한다.
- <45> Cu는 본 발명의 대상으로 하는 Al-Cu-Mg-Si계 합금에서 기본이 되는 합금 원소이며, Al 또는 Mg 및 Si와 공존하여 강도 향상에 기여한다. Cu의 바람직한 범위는 1.0%~3.0%이며, Cu량이 1.0% 미만에서는 인공 시효 시에 생성되는 석출상의 수(數) 밀도가 저하되어, 충분한 강도가 얻어지지 않고, 3.0%를 초과하면, 압출 중의 Cu의 고용량(固溶量)이 증가하여, 압출 가공성이 저하될 뿐만 아니라, 입자 경계의 석출물의 생성량이 많아져, 연성 등에 악영향을 미친다. Cu의 보다 바람직한 범위는 1.25%~2.5%, 가장 바람직한 범위는 1.5%~2.0%이다.
- <46> Mg는 본 발명의 대상으로 하는 Al-Cu-Mg-Si계 합금에서 기본이 되는 합금 원소이며, Cu 및 Si와 공존하여 강도 향상에 기여한다. Mg의 바람직한 범위는 0.4%~1.8%이며, Mg량이 0.4% 미만에서는 충분한 강도가 얻어지지 않고, 1.8%를 초과하면, 압출 중의 Mg의 고용량이 증가하여, 압출 가공성이 저하된다. Mg의 보다 바람직한 범위는 0.6%~1.5%, 가장 바람직한 범위는 0.8%~1.2%이다.
- <47> Si는 본 발명의 대상으로 하는 Al-Cu-Mg-Si계 합금에서 기본이 되는 합금 원소이며, Cu 및 Mg와 공존하여 강도 향상에 기여한다. Si의 바람직한 범위는 0.2%~1.6%이며, Si량이 0.2% 미만에서는 충분한 강도가 얻어지지 않고, 1.6%를 초과하면, 압출 중의 Si의 고용량이 증가하여, 압출 가공성이 저하될 뿐만 아니라, 결정 입자계에서의 Si상의 석출이 발생하기 쉬워져, 연성 등에 악영향을 미친다. Si의 보다 바람직한 범위는 0.4%~1.3%, 가장 바람직한 범위는 0.6%~1.0%이다.
- <48> Mn, Cr, Zr, V는 모두 선택적으로 함유되는 원소이고, 결정 조직의 제어에 관련된다. 바람직한 함유 범위는 Mn: 0.30% 이하, Cr: 0.40% 이하, Zr: 0.25% 이하, V: 0.10% 이하이다. Mn, Cr, Zr, V 중 어느 하나가 상한을 초과하여 함유되면, 열간 변형 저항의 증대에 의해 압출성이 저하되어, 막힘(clogging) 등이 발생한다. 보다 바람직한 함유 범위는, Mn: 0.25% 이하, Cr: 0.35% 이하, Zr: 0.20% 이하, V: 0.07% 이하이고, 가장 바람직한 함유 범위는 Mn: 0.20% 이하, Cr: 0.30% 이하, Zr: 0.15% 이하, V: 0.05% 이하이다.
- <49> Fe, Zn은 불순물로서 함유되는 원소이며, 모두 연성을 저하시키기 때문에, 함유량은 적은 편이 바람직하지만, Fe: 0.40% 이하, Zn: 0.30% 이하의 범위이면, 본 발명의 효과에 영향을 주는 일은 없다.
- <50> Ti 및 B는 주조 조직을 미세화하여, 주조 시에 생성되는 결정 생성물의 분산 형태 및 압출 후의 결정 입자 조직을 균일하게 하도록 기능한다. 바람직한 함유량은, 각각 Ti: 0.15% 이하, B: 50 ppm 이하의 범위이고, 이 상한을 초과하여 함유되면, 조대(粗大)한 금속간 화합물이 생성되어, 연성 등에 악영향을 미친다.
- <51> 다음으로, 제2 실시형태에 따른 알루미늄 합금재에서의 입자 내 석출물의 사이즈 및 수 밀도의 범위 한정 이유에 대해서 설명한다.
- <52> 입자 내의 석출물은, 인공 시효 처리 시에 <100> 방향으로 막대 형상으로 석출되고, 전위의 미끄럼면에서의 운동을 저해함으로써, 강도를 상승시킨다. 석출물이 강도 상승에 기여하기 위해서는, 길이의 평균값이 최저라도 10 nm 필요하다. 또한, 길이의 평균값이 70 nm를 초과하면, 석출물의 밀도가 저하되어, 강도 상승의 효과가 충분히 얻어지지 않는다. 또한, 석출물이 효과적으로 전위의 운동의 장애가 되기 위해서는, 석출물의 사이즈가 균일한 것이 바람직하며, 따라서, 석출물의 사이즈는 최대라도 120 nm일 필요가 있다.
- <53> 또한, 강도에는, 석출물의 수(數) 밀도가 관계되며, 안정적으로 고강도를 얻기 위해서는, (001)면으로부터의 관찰 시야로 측정된 [001] 방향의 석출물의 수 밀도를 500개/ $\mu\text{m}^2$  이상으로 하는 것이 중요하고, (001)면으로부터의 관찰 시야로 측정된 [001] 방향의 석출물의 수 밀도가 500개/ $\mu\text{m}^2$  미만에서는, 석출물의 크기가 상기 조건을 만족시키고 있어도, 고강도를 얻기 어렵다.
- <54> 이상의 점에서, 결정 입자 내의 <100> 방향의 석출물에 대하여, 길이의 평균값이 10 nm~70 nm, 길이의 최대값이 120 nm 이하이고, 또한, (001)면으로부터의 관찰 시야로 측정된 [001] 방향의 석출물의 수 밀도를 500개/ $\mu\text{m}^2$  이상으로 하는 것이 본 발명의 중요한 구성 요건이 된다. 보다 바람직한 범위는, 길이의 평균값이 20 nm~60 nm, 길이의 최대값이 100 nm 이하이고, 또한, (001)면으로부터의 관찰 시야로 측정된 [001] 방향의 석출물의 수 밀도가 750개/ $\mu\text{m}^2$  이상이다.
- <55> 또한, 제2 실시형태에 따른 알루미늄 합금재, 특히 알루미늄 합금 냉간 가공 중공재의 소재가 되는 중공 형상의

압출재에서는, 결정 조직이 재결정에 의한 등축의 결정 입자로 이루어지는 조직으로 하는 것이 바람직하다. 일반적으로, 고강도화를 위해서는, 결정 조직을 섬유 형상 조직(압출 방향으로 길게 신장된 결정 입자 조직)으로 하는 수법이 채용되는 경우가 많으나, 포트홀 압출 등에 의한 이형 형상의 압출재에서는, 압출재의 단면 부위에 따라 가공량에 차이가 있기 때문에, 용체화 처리 시에 부분적으로 이차 재결정(이상 결정 입자 성장)이 발생하여, 최종 제품은 매우 불균일한 결정 조직이 되므로, 결과적으로, 압출재의 강도에 큰 변동이 발생하기 쉬워진다. 따라서, 안정된 강도의 냉간 가공 중공재를 제공하기 위해서는, 소재가 되는 압출재를 재결정에 의한 등축의 결정 입자 조직으로 하는 것이 바람직하다. 안정적으로 고강도를 구비한 냉간 가공 중공재의 결정 입자 조직으로서는, 가공 방향으로 약간 신장된 조직인 것이 바람직하고, 바람직한 평균 애스펙트비의 범위는 1.5~4.0이다. 평균 애스펙트비란, 결정 입자의 압출 방향의 평균 입자 직경을 L, 결정 입자의 두께 방향 즉, 압출재의 두께 방향의 평균 입자 직경을 ST로 했을 때, (L/ST)를 말한다.

- <56> 제2 실시형태에 따른 알루미늄 합금재 중 중공재의 제조 공정에 대해서 설명하면, 우선, 상기한 성분 조성의 알루미늄 합금을 통상적인 방법에 따라서 용해하고, DC 주조법 등에 의해 조괴한 후, 균질화 처리, 열간 압출, 용체화 처리, 냉간 가공, 인공 시효에 의해 T8 조질(調質; temper)로 된다.
- <57> 균질화 처리는, 490℃~550℃의 온도 범위에서 2시간 이상 유지하는 조건으로 행하는 것이 바람직하다. 균질화 처리의 온도가 490℃ 미만인 경우 또는 유지하는 시간이 2시간 미만인 경우에는, 정출(晶出)(또는 편석)된 화합물의 고용이 불충분해지기 때문에, 최종적으로 강도에 기여하는 주요 첨가 원소(Cu, Mg, Si)의 고용량이 감소하여, 고강도의 달성이 곤란해진다. 또한, 550℃를 초과하여 균질화 처리를 행하면, 공정(共晶) 용해에 의해 주괴가 용융되어 버릴 우려가 있다. 균질화 처리의 보다 바람직한 온도 범위는 510℃~550℃, 가장 바람직한 온도 범위는 530℃~550℃이다. 또한, 균질화 처리의 보다 바람직한 시간은 4시간 이상, 가장 바람직한 시간은 6시간 이상이다. 균질화 처리의 시간에 특별히 상한은 마련하지 않으나, 공업 생산상의 효율의 문제로부터, 12시간 미만이 바람직하다.
- <58> 균질화 처리 후, 주괴를 원하는 중공 형상으로 열간 압출한다. 본 발명의 Al-Cu-Mg-Si계 합금에 대해서는, 맨드릴 압출법 외에, 포트홀 압출법의 적용도 가능하다. 어떠한 압출 방법에 있어서도, 압출 개시 시의 빌릿 온도는 450℃~520℃인 것이 바람직하다. 빌릿의 온도가 450℃ 미만이면, 압출 중의 재결정이 불충분해져, 압출재에 섬유 형상 조직이 불균일하게 남아, 강도 저하의 원인이 된다. 또한, 변형 저항이 상승해서, 압출 가공 압력이 압출기의 능력을 초과하여, 압출을 할 수 없게 되는 경우가 있다. 한편, 빌릿의 온도가 520℃를 초과하면, 압출 중의 가공 발열에 의해 압출재의 온도가 공정 용해 온도를 초과하여, 균열이 발생한다. 또한, 제품의 압출 속도의 바람직한 범위는 15 m/min 이하이고, 압출 속도가 15 m/min을 초과하면, 막힘이 발생할 우려가 있다.
- <59> 또한, 본 발명에서는, 프레스 담금질의 수법을 채용하는 것도 가능하다. 프레스 담금질은 열간 압출 직후에 급랭하는 수법이며, 압출 가공의 가공 온도를 이용하여, 압출과 용체화 처리를 겸하는 것이고, 따라서, 압출된 제품의 온도는 후술하는 용체화 처리 온도 범위 내가 되도록 조정하는 것이 중요하다. 이것은, 압출 개시 시의 빌릿 온도를 450℃~520℃로 함으로써 달성할 수 있다. 빌릿의 온도가 450℃ 미만이면, 압출재의 온도가 용체화 처리의 온도 범위 내가 되지 않을 뿐만 아니라, 상술한 바와 같이, 변형 저항이 상승하여 압출을 할 수 없게 될 우려가 있다. 또한, 빌릿의 온도가 520℃를 초과하면 공정 용해가 일어나 압출재에 균열이 발생한다. 또한, 신속하게 냉각하는 것이 중요하고, 제품이 플래튼(platen)에서 나온 시점으로부터 상온 근방에 도달하기까지의 평균 냉각 속도가 500℃/min 이상인 것이 바람직하다. 냉각 속도가 500℃/min 미만이면, 냉각 중에 주요 첨가 원소가 조대하게 석출되어, 고강도가 얻어지지 않는다. 보다 바람직한 냉각 속도의 범위는 1000℃/min 이상이다.
- <60> 프레스 담금질 이외의 방법으로 압출을 행한 경우에는, 용체화 처리를 행한다. 용체화 처리는, 온도 범위 520℃~550℃, 시간 1시간 이상의 조건으로 행하고, 그 후, 예컨대 물 담금질에 의해, 냉각 속도 500℃/min 이상으로 냉각하는 것이 바람직하다. 처리 온도가 520℃ 미만에서는, 주요 첨가 원소(Cu, Mg, Si)의 고용량이 부족하여, 고강도가 얻어지지 않는다. 또한, 처리 온도가 550℃를 초과하면, 공정 용해에 의해, 최종 제품의 기계적 성질을 치명적으로 손상시킬 가능성이 있다. 용체화 처리의 보다 바람직한 온도 범위는 535℃~550℃이다. 또한, 용체화 처리 후의 냉각 속도가 500℃/min 미만이면, 냉각 중에 주요 첨가 원소가 조대(粗大)하게 석출되어, 고강도가 얻어지지 않는다. 보다 바람직한 냉각 속도의 범위는 1000℃/min 이상이다. 또한, 용체화 처리를 행하기 전에, 압출재에 대하여 인발 등의 냉간 가공을 행해도 지장이 없다.
- <61> 용체화 처리 및 담금질 후의 압출재에 대해서는, 강도 향상을 위해, 냉간 가공을 행한다. 냉간 가공은, 단면



감소(두께 감소)와 외형 윤곽의 축소(직경 축소)를 수반하는 인발 가공, 롤 가공 등이 적용된다. 단면적 감소율은 10%~50%, 외형 윤곽의 축소율은 7%~35%가 바람직하다. 특히, 파이프 형상의 인발재에 대해서는, 단면적 감소율 10%~50%, 또한 외경 감소율 7%~35%의 인발 가공을 행하는 공정이 최적이다. 가공에 의해 도입된 전위는, 가공 경화에 의한 강도의 향상에 기여할 뿐만 아니라, 후술하는 시효 처리 시에, 고용 원자의 확산을 촉진하고, 또한, 석출물의 핵 생성 사이트가 됨으로써, 석출 조직의 미세화에 공헌하며, 이 효과에 의해 청구항 1에 규정되는 석출 조직이 얻어진다. 단면적 감소율이 10% 미만이거나, 외경 감소율이 7% 미만인 경우, 이 효과가 충분히 얻어지지 않고, 단면적 감소율이 50%를 초과하거나, 외경 감소율이 35%를 초과한 경우, 재료가 인발 중에 파단되어, 제품이 얻어지지 않는다.

<62> 인발 가공 등의 냉간 가공 후, 시효 처리를 행한다. 상술한 석출물의 사이즈 및 수 밀도의 제한 범위를 만족시키기 위한 최적의 시효 처리 조건은, 시효 처리 온도 및 처리 시간 뿐만 아니라, 냉간 가공 조건에 의해 변화한다. 시효 처리 온도가 130℃ 이하인 경우에는 석출이 불충분해지고, 220℃ 이상이면, 석출물의 형태가 변화하여, 강도가 증가하지 않는다. 또한, 시효 처리 시간이 2시간 이하인 경우에는 석출이 불충분해지고, 25시간 이상이면, 석출물이 조대(粗大)하게 성장하여, 강도가 증가하지 않는다. 또한, 석출물이 형성 및 성장하는 속도는 가공도에 의존하며, 가공도가 클수록, 석출물의 형성 및 성장이 촉진된다. 최적의 시효 처리 조건은, 시효 처리 온도: 130℃ 초과 220℃ 미만, 처리 시간: 2시간 초과 25시간 미만, 또한, 가공도(ε)[%](단면적 감소율과 동일함)와의 관계가, 다음 식을 만족하는 온도(T)[t] 및 시간(t)[h]의 범위 내로 규정된다.

<63>  $30 < (\epsilon / 100) \times t \times (T - 120) < 200 (130 < T < 220, 2 < t < 25)$

<64> 상기한 공정에 의해 얻어지는 Al-Cu-Mg-Si계 합금 냉간 가공 중공체는, 안정적으로 인장 강도 450 MPa 이상, 내력 400 MPa 이상의 고강도, 신장 7% 이상의 연성을 나타내고, 수송기용 재료로서 적합하게 사용할 수 있다. 또한, 압출 가공성이 우수하기 때문에, 제조 비용도 저감할 수 있다.

<65> 실시예

<66> 이하, 본 발명의 실시예를 비교예와 대비해서 설명하여, 본 발명의 효과를 실증한다. 또한, 이들 실시예는, 본 발명의 일 실시형태를 나타내는 것이며, 본 발명은 이것에 한정되지는 않는다.

<67> 실시예 1

<68> 표 1에 나타내는 조성을 갖는 알루미늄 합금 A~M의 주괴(직경 200 mm)를 통상적인 방법에 따른 DC 주조법으로 조괴하고, 얻어진 주괴에 대해서 540℃에서 6시간의 균질화 처리를 행하며, 상온까지 자연 냉각하였다.

표 1

합금	Cu	Mg	Si	Mn	Cr	Zr	V	Ti	B	Fe	Zn	Al
A	1.8	0.9	0.9	-	0.05	-	-	0.02	13	0.2	-	잔부
B	1.5	0.8	0.6	-	0.06	-	-	0.02	15	0.3	-	잔부
C	1.1	0.6	0.5	-	0.06	-	-	0.03	16	0.2	-	잔부
D	1.9	1.2	1.0	-	0.06	-	-	0.02	14	0.2	0.2	잔부
E	2.5	1.3	1.2	-	0.05	-	-	0.02	14	0.2	-	잔부
F	2.4	0.7	0.6	-	0.07	-	-	0.01	10	0.4	-	잔부
G	1.2	1.3	1.2	-	0.05	-	-	0.02	13	0.2	-	잔부
H	1.7	1.0	0.9	0.12	0.09	0.03	0.02	0.03	18	0.1	-	잔부
I	1.7	0.9	1.0	0.25	-	-	-	0.01	9	0.2	0.3	잔부
J	1.8	1.1	0.9	-	0.22	-	-	0.02	10	0.1	-	잔부
K	1.8	1.0	1.0	-	-	0.08	-	0.03	17	0.1	0.1	잔부
L	1.7	1.0	0.7	-	-	-	0.09	0.01	8	0.2	-	잔부
M	1.8	1.0	0.8	-	0.05	-	-	0.12	38	0.1	-	잔부

<<표 주석>> B만 ppm, 다른 것은 mass%

<69>

<70> 이어서, 각 주괴를 유도 가열로를 이용하여 500℃까지 가열하고, 폭 150 mm, 두께 5 mm의 평판 형상으로 열간 압출을 행하였다(압출비: 42, 빌릿 직경/최소 두께 비(D/T): 40). 압출 속도(압출 출구측 제품 속도)는 5 m/min으로 하였다. 각 압출재에 대해서, 540℃에서 1시간의 용체화 처리를 행하고, 상온의 수돗물 속에 담금질을 행하였다. 담금질 후, 190℃에서 8시간의 인공 시효 처리를 행하여, 시험재 1~13으로 하고, 시험재 1~13에 대해서, 이하의 시험을 행하였다.

<71> 결정 입자의 평균 에스펙트비: 시험재의 폭 중앙부로부터 15 mm × 15mm의 마이크로 조직 관찰용 시험편을 잘라내고, 폭 방향에 수직인 단면이 연마면에 일치하는 방향으로 수지 매립을 수행하며, 에머리지(emery paper)로

#1200까지 연마한 후 버프 연마하고, 또한, ASTM E407 기재의 에칭액 No.3(불산 2 ml+염산 3 ml+질산 5 ml+물 190 ml)를 이용하여, 25℃에서 20초의 에칭 처리를 행하여, 결정 입자 조직을 현출(現出)시켰다. 이 시료에 대해서, 광학 현미경에 의해 배율 50배로 촬영하였다. 얻어진 사진에 대해서, ASTM E112에 준거한 절단법에 의해 결정 입자의 압출 방향(길이 방향)의 평균 입자 직경(L)을 측정하고, 압출 방향과 직각 방향으로 결정 입자의 평균 입자 직경을 측정할 경우에서의 상기 평균 입자 직경의 최소값(t)을 구하여, 결정 입자의 평균 에스펙트비(L/t)를 산출하였다.

<72> {001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 방위 밀도: 압출재의 폭 중앙부로부터 폭 15 mm, 길이 5 mm의 시험편을 잘라내고, 압출 방향에 수직인 단면을 연마면으로 하여 에머리지로 #1200까지 연마를 행하며, 질산, 염산, 불산을 혼합한 매크로(macro) 부식액으로 10초간 부식시켜, X선 회절용 시험편을 제작하였다. 각 시험편에 대해서 Schulz의 X선 반사법에 의해 (100) 극점도를 측정하고, <001> 방위로의 집적도를 산출하였다.

<73> 인장 시험: 각 시험재의 폭 중앙부로부터, 폭 40 mm, 길이 250 mm의 인장 시험용 샘플을 잘라내어, JIS 5호 인장 시험편을 성형하고, JIS Z 2241에 준거하여, 상온에서 인장 시험을 행하며, 인장 강도, 0.2% 내력, 신장을 측정하였다. 시험 결과를 표 2에 나타낸다.

표 2

시험재	합금	결정 입자의 평균 에스펙트비	{001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 방위 밀도	인장 성질		
				인장 강도 (MPa)	내력 (MPa)	신장 (%)
1	A	1.3	5	419	386	12
2	B	1.5	4	370	327	14
3	C	1.4	6	325	279	16
4	D	1.4	2	464	439	11
5	E	1.3	3	514	493	10
6	F	1.5	3	391	337	13
7	G	1.5	5	469	460	11
8	H	3.5	27	408	376	12
9	I	3.7	35	403	377	12
10	J	3.8	38	401	369	11
11	K	3.7	34	404	372	11
12	L	2.9	25	408	370	12
13	M	1.4	7	420	385	12

<74>

<75> 표 2에 보여지는 바와 같이, 본 발명에 따르는 시험재 1~13은 모두 결정 입자의 평균 에스펙트비(L/t)가 5.0 이하이고, 또한 집합 조직에 있어서 결정 입자의 {001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 방위 밀도가 랜덤 방위비로 50 이하이며, 각각 성분값에 따라서 높은 인장 강도, 내력, 신장을 나타내었다.

<76> 실시예 2

<77> 실시예 1에서 조괴된 표 1에 나타내는 합금 A의 주괴(직경 200 mm)를 540℃에서 6시간 균질화 처리한 후, 상온까지 자연 냉각하였다. 다음으로, 균질화 처리 후의 주괴를, 유도 가열로를 이용하여 500℃까지 가열하고, 표 3에 나타내는 단면 형상으로 각각 열간 압출을 행하여, 압출재 14~20을 제작하였다. 압출 속도(압출 출구측 제품 속도)는 5 m/min으로 하였다.

<78> 각 압출재에 대해서, 540℃에서 1시간의 용체화 처리를 행하고, 상온의 수돗물 속에 담금질하였다. 담금질 후, 190℃에서 8시간의 인공 시효 처리를 행하여, 시험재 14~20을 얻었다. 얻어진 시험재에 대해서, 실시예 1과 동일 조건으로, 결정 입자의 평균 에스펙트비 및 {001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 방위 밀도를 측정하였다. 이때, 결정 입자의 평균 에스펙트비를 산출하기 위한 마이크로 조직 관찰 위치는, 시험재 14는 등근 막대의 중심부, 시험재 15는 폭(100 mm의 변) 중앙부에서의 두께 중심부, 시험재 16은 폭(30 mm의 변) 중앙부에서의 두께 중심부, 시험재 17은 타원의 중심부, 시험재 18은 폭 100 mm의 변의 중앙부에서의 두께 중심부, 시험재 19는 임의의 위치에서의 두께 중심부, 시험재 20은 폭 100 mm의 변의 단부(端部)로부터 24 mm의 위치에서의 두께 중심부에서, 각각, 압출 방향과 최소 두께(T)로 정의되는 면이 연마면에 일치하도록 하였다. 또한, 시험재 14 및 시험재 17은 JIS 2호 시험편, 시험재 15 및 시험재 16은 JIS 5호 시험편, 시험재 18은 폭 100 mm의 변으로부터 JIS 5호 시험편, 시험재 19는 JIS 11호 시험편, 시험재 20은 폭 100 mm의 변으로부터 JIS 5호 시험편을 각각 성형하고, JIS Z 2241에 준거하여, 상온에서 인장 시험을 행하며, 인장 강도, 0.2% 내력, 신장을 측정하였다. 시험 결과를 표 4에 나타낸다.

표 3

시험재	합금	압출재 형상		압출비	빌릿 직경/최소 두께 비(D/T)
		폭 (mm)	최소 두께 (mm)		
14	A	φ20mm 등근 막대	20.0	100	10
15	A	100mm×5.8mm 평판	5.8	54	34
16	A	30×15mm 사각 막대	15.0	70	13
17	A	장경 20mm X 단경 10mm 타원	10.0	200	20
18	A	외부 치수 100mm X 20mm X 두께 1.5mm 사각 파이프	1.5	89	133
19	A	외경 20mm X 내경 15mm 파이프	15.0	229	13
20	A	폭 100mm X 높이 30mm X 두께 2mm의 T자 단면	2.0	126	100

<79>

표 4

시험재	합금	결정 입자의 평균 에스펙트비	{001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 방위 밀도	인장 성질		
				인장 강도 (MPa)	내력 (MPa)	신장 (%)
14	A	1.5	12	414	381	11
15	A	1.4	6	416	387	12
16	A	1.4	8	416	383	12
17	A	1.8	24	405	371	10
18	A	1.5	11	410	384	11
19	A	1.9	27	406	374	10
20	A	1.4	15	411	385	12

<80>

<81>

표 4에 보여지는 바와 같이, 본 발명에 따르는 시험재 14~20은 모두 결정 입자의 평균 에스펙트비(L/t)가 5.0 이하이고, 또한 집합 조직에 있어서 결정 입자의 {001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 방위 밀도가 랜덤 방위비로 50 이하이며, 높은 인장 강도, 내력, 신장을 나타내었다.

<82>

비교예 1

<83>

표 5에 나타내는 조성을 갖는 알루미늄 합금 N~Y의 주괴를, 실시예 1과 동일 조건으로 DC 주조, 균질화 처리, 냉각, 가열, 열간 압출, 용체화 처리, 담금질, 인공 시효 처리하여, 시험재 21~32를 얻었다. 얻어진 시험재에 대해서, 실시예 1과 동일 조건으로, 결정 입자의 평균 에스펙트비 및 {001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 방위 밀도를 측정하고, 인장 시험을 행하였다. 시험 결과를 표 6에 나타낸다.

표 5

합금	Cu	Mg	Si	Mn	Cr	Zr	V	Ti	B	Fe	Zn	Al
N	0.2	0.6	0.4	-	0.07	-	-	0.03	17	0.1	-	잔부
O	0.8	0.2	0.5	-	0.06	-	-	0.02	16	0.2	-	잔부
P	0.8	0.5	0.1	-	0.07	-	-	0.02	14	0.2	-	잔부
Q	3.8	1.5	1.3	-	0.06	-	-	0.03	18	0.3	-	잔부
R	2.5	1.9	1.2	-	0.06	-	-	0.03	16	0.2	-	잔부
S	2.6	1.6	1.7	-	0.05	-	-	0.01	12	0.1	-	잔부
T	1.7	0.9	0.8	0.68	-	-	-	0.03	16	0.2	-	잔부
U	1.7	0.9	1.0	0.12	0.53	-	-	0.02	15	0.3	-	잔부
V	1.7	1.0	0.9	-	-	0.27	-	0.01	10	0.2	-	잔부
W	1.8	1.1	0.9	-	-	-	0.28	0.03	15	0.2	-	잔부
X	1.7	1.1	0.7	-	0.08	-	-	0.28	73	0.3	0.2	잔부
Y	1.6	1.0	0.9	-	0.10	-	-	0.01	11	0.8	0.7	잔부

<<표 주석>> B만 ppm, 다른 것은 mass%

<84>

표 6

시험재	합금	결정 입자의 평균 에스펙트비	{001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 방위 밀도	인장 성질		
				인장 강도 (MPa)	내력 (MPa)	신장 (%)
21	N	1.3	8	284	243	18
22	O	1.5	6	271	221	19
23	P	1.5	10	267	206	19
24	Q	-	-	-	-	-
25	R	-	-	-	-	-
26	S	-	-	-	-	-
27	T	측정 불가	4	447	407	8
28	U	측정 불가	4	467	436	9
29	V	측정 불가	2	469	436	9
30	W	측정 불가	6	484	452	8
31	X	1.2	12	418	382	9
32	Y	1.1	9	423	393	8

<85>

<86>

표 6에 나타내는 바와 같이, 시험재 21은 Cu가 하한 미만이기 때문에, 시험재 22는 Mg가 하한 미만이기 때문에, 또한, 시험재 23은 Si가 하한 미만이기 때문에, 모두 강도가 낮다. 시험재 24는 Cu가 상한을 초과하여 함유되었기 때문에, 시험재 25는 Mg가 상한을 초과하여 함유되었기 때문에, 또한, 시험재 26은 Si가 상한을 초과하여 함유되었기 때문에, 모두 압출에서 균열이 발생하였다.

<87>

시험재 27은 Mn이 상한을 초과하여 함유되었기 때문에, 시험재 28은 Cr이 상한을 초과하여 함유되었기 때문에, 시험재 29는 Zr이 상한을 초과하여 함유되었기 때문에, 또한, 시험재 30은 V가 상한을 초과하여 함유되었기 때문에, 모두 섬유 형상 조직이 되며, 거대 결정 생성물의 형성에 의해 신장이 저하되었다.

<88>

시험재 31은 Ti 및 B가 상한을 초과하여 함유되었기 때문에, 또한, 시험재 32는 Fe가 상한을 초과하여 함유되었기 때문에, 모두 거대 결정 생성물이 생성하여 신장이 저하되었다. 시험재 32는 Zn도 상한을 초과하여 함유되었기 때문에, 내식성의 저하가 우려된다.

<89>

비교예 2

<90>

실시에 1에서 조피된 표 1에 나타내는 합금 A~M의 주피를, 실시예 1과 동일 조건으로 균질화 처리, 냉각, 가열하고, 폭 150 mm, 두께 0.7 mm의 단면 형상으로 열간 압출 가공하였다(압출비: 299, 빌릿 직경/최소 두께 비(D/T): 286). 압출 속도(압출 출구측 제품 속도)는 5 m/min으로 하였다.

<91>

각 압출재에 대해서, 실시예 1과 동일 조건으로 용체화 처리, 담금질, 인공 시효 처리를 행하여, 시험재 33~45를 얻었다. 얻어진 시험재에 대해서, 실시예 1과 동일 조건으로, 결정 입자의 평균 에스펙트비 및 {001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 방위 밀도를 측정하고, 인장 시험을 행하였다. 시험 결과를 표 7에 나타낸다.

표 7

시험재	합금	결정 입자의 평균 에스펙트비	{001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 방위 밀도	인장 성질		
				인장 강도 (MPa)	내력 (MPa)	신장 (%)
33	A	1.4	69	350	319	14
34	B	1.5	69	297	265	17
35	C	1.5	71	260	234	19
36	D	1.3	67	383	371	13
37	E	1.3	68	432	401	12
38	F	1.4	68	330	277	15
39	G	1.5	69	390	389	13
40	H	2.3	80	361	311	14
41	I	2.5	85	359	309	15
42	J	2.4	84	363	320	14
43	K	2.1	79	371	315	14
44	L	2.0	76	357	305	15
45	M	1.6	71	340	317	15

<92>

<93>

표 7에 나타내는 바와 같이, 시험재 33~45는 모두 빌릿 직경/최소 두께 비(D/T)가 286으로서, 200을 초과하고

있기 때문에, 집합 조직에 있어서 결정 입자의 {001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 방위 밀도가 랜덤 방위비로 50을 초과해 버려, 실시예 1의 시험재 1~13에 비해서 강도 저하가 발생하고 있다.

<94> 비교예 3

<95> 실시예 1에서 조괴된 표 1에 나타내는 합금 A~M의 주괴를, 실시예 1과 동일 조건으로 균질화 처리, 냉각, 가열하고, 폭 150 mm, 두께 25 mm의 단면 형상으로 열간 압출 가공하였다(압출비: 8.4, 빌릿 직경/최소 두께 비(D/T): 8). 압출 속도(압출 출구측 제품 속도)는 5 m/min으로 하였다.

<96> 각 압출재에 대해서, 실시예 1과 동일 조건으로 용체화 처리, 담금질, 인공 시효 처리를 행하여, 시험재 46~58을 얻었다. 얻어진 시험재에 대해서, 실시예 1과 동일 조건으로, 결정 입자의 평균 에스펙트비, {001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 방위 밀도, 인장 시험을 행하였다. 시험 결과를 표 8에 나타낸다.

표 8

시험재	합금	결정 입자의 평균 에스펙트비	{001}면의 법선과 압출 방향이 평행한 결정 입자의 방위 밀도	인장 성질		
				인장 강도 (MPa)	내력 (MPa)	신장 (%)
46	A	1.3	5	388	351	8
47	B	1.3	4	345	304	10
48	C	1.4	6	306	258	9
49	D	1.3	2	438	407	8
50	E	1.2	2	479	465	7
51	F	1.3	3	364	310	9
52	G	1.2	5	443	432	7
53	H	7.5	15	342	295	7
54	I	8.3	22	342	300	9
55	J	6.7	20	339	295	7
56	K	5.9	18	344	292	7
57	L	5.7	17	348	304	8
58	M	1.1	6	391	362	8

<97>

<98> 표 8에 나타내는 바와 같이, 시험재 46~58은 모두 압출비가 8.4로서, 20 미만이기 때문에, 실시예 1의 시험재 1~13에 비해서 강도 저하가 발생하고, 신장도 저하되었다. 특히, 시험재 53~56은 결정 입자의 평균 에스펙트비가 5.0을 초과하였기 때문에, 현저한 강도 저하가 발생하였다.

<99> 실시예 3

<100> 표 9에 나타내는 조성을 갖는 합금(a~m)을, 각각 통상적인 방법에 따라서 용해하고, 직경 155 mm의 빌릿으로 주조하였다. 이 빌릿에, 540℃에서 10시간의 균질화 처리를 행한 후, 포트홀 압출에 의해, 빌릿 온도 500℃, 압출 속도 6 m/min의 조건으로, 외경 15.0 mm, 두께 3.0 mm의 파이프 형상의 압출관재를 제작하였다.

<101> 얻어진 압출관재에 대해서, 540℃에서 2시간의 용체화 처리를 실시한 후, 인발 가공에 의해, 외경 13.0 mm, 두께 2.5 mm로 하고, 계속해서 170℃에서 7시간의 시효 처리를 행하였다.

<102> 얻어진 인발재를 시험재로 하여, 이하에 나타내는 방법에 의해, 결정 입자 내의 석출물의 분산 상태 및 결정 입자의 평균 에스펙트비를 측정하고, 인장 성질을 평가하였다. 결과를 표 10에 나타낸다.

<103> 결정 입자 내의 석출물의 분산 상태: 시험재로부터 전해 연마법에 의해 TEM 관찰용 박막 시료를 작성하고, TEM에 의해, (100)면으로부터, 석출물의 스폿을 이용한 암시야상(暗視野像)의 배율 100000배의 사진을 이용하여, [010] 방향 및 [001] 방향으로 배열된 입자로부터 평균 길이를 측정하고, [100] 방향으로 배열된 입자로부터 수(數) 밀도를 측정하였다. 또한, 통계적인 오차를 경감시킬 목적으로, 하나의 시험재에 대해서 3시야의 사진을 측정하고, 그 평균값을 이용하였다.

<104> 평균 에스펙트비: 시험재로부터 길이 10 mm, 폭 10 mm의 마이크로 관찰용 시료를 잘라내고, 압출 방향에 평행한 단면을 관찰하도록 수지 매립하며, 에머지기로 #1200까지 연마한 후 버프 연마하고, 또한, ASTM E407에 기재된 에칭액 No.3(불산 2 ml+염산 3 ml+질산 5 ml+물 190 ml)를 이용하여, 25℃에서 20초의 에칭 처리를 행하여, 결정 입자 조직을 현출시켰다. 이 시료에 대해서, 광학 현미경에 의해 배율 50배로 촬영하였다. 얻어진 사진에 대해서, ASTM E112에 따라서, 시험재의 결정 입자의 압출 방향(길이 방향)의 평균 입자 직경(L) 및 시험재의 두께 방향의 평균 입자 직경(ST)을 측정하고, 양자로부터 평균 에스펙트비(L/ST)를 계산하였다. 또한, 통계적인

오차를 경감시킬 목적으로, 하나의 조건에 대해서 3시야의 사진을 측정하고, 그 평균값을 이용하였다.

<105> 인장 성질의 평가: 시험재로부터 JIS 11호 시험편을 성형하고, JIS Z 2241에 따라서, 인장 강도, 내력, 신장을 측정하며, 이들을 강도와 연성의 판단 기준으로 하였다.

표 9

합금	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	V	B
a	0.8	0.11	1.7	0.19	1.0	0.11	0.11	0.03	0.05	0.05	21
b	0.9	0.12	2.6	0.18	1.1	0.15	0.13	0.01	0.08	0.01	22
c	1.1	0.11	1.7	0.26	0.9	0.22	0.09	0.02	0.16	0.06	19
d	0.5	0.12	1.6	0.22	1.1	0.19	0.08	0.03	0.21	0.03	19
e	0.8	0.13	1.2	0.08	1.1	0.31	0.11	0.05	0.14	0.04	20
f	0.8	0.12	1.8	0.15	0.7	0.21	0.12	0.04	0.09	0.08	19
g	0.8	0.10	1.8	0.15	1.6	0.21	0.06	0.01	0.14	0.06	19
h	0.3	0.13	1.8	0.15	1.1	0.21	0.09	0.03	0.12	0.04	23
i	0.8	0.12	2.2	0.15	1.0	0.21	0.12	0.02	0.08	0.03	19
j	0.7	0.15	1.9	0.19	0.5	0.14	0.10	0.03	0.11	0.05	11
k	1.4	0.10	1.7	0.17	0.9	0.12	0.08	0.02	0.16	0.02	18
l	0.9	0.12	1.4	0.15	1.1	0.18	0.09	0.01	0.12	0.03	15
m	0.8	0.12	1.6	0.22	1.3	0.17	0.11	0.04	0.16	0.03	19

<<표 주석>> B만 ppm, 다른 것은 mass%

<106>

표 10

시험재	합금	입자 내 석출물			평균 에스펙트비	인장 성질		
		평균 길이 (nm)	길이의 최대값 (nm)	수 밀도 (개/μm <sup>2</sup> )		인장 강도 (MPa)	내력 (MPa)	신장 (%)
59	a	47	69	882	2.3	475	446	12
60	b	31	47	1524	2.4	527	494	9
61	c	43	68	986	2.2	492	473	11
62	d	54	80	737	2.0	455	417	12
63	e	56	86	692	2.4	468	446	12
64	f	51	79	784	2.0	460	425	11
65	g	36	54	1270	2.4	521	501	9
66	h	54	84	737	2.2	463	423	13
67	i	38	60	1152	2.3	493	459	10
68	j	56	82	692	2.2	459	420	11
69	k	38	57	1152	2.3	515	504	9
70	l	49	75	832	2.0	484	464	12
71	m	43	64	986	2.4	504	481	11

<107>

<108> 표 10에 보여지는 바와 같이, 본 발명에 따르는 시험재 59~71은, 결정 입자 내의 석출물 및 평균 에스펙트비가 규정의 범위에 있으므로, 우수한 인장 성질을 나타내었다.

<109> 실시예 4

<110> 표 9에 나타내는 합금 a의 빌릿(직경 155 mm)에 대해서, 실시예 3과 마찬가지로 균질화 처리를 행한 후, 포트홀 압출에 의해, 빌릿 온도 500℃, 압출 속도 6 m/min의 조건으로, 파이프 형상의 압출관계를 제작하였다. 또한, 얻어진 압출관계에 대해서, 실시예 3와 마찬가지로 용체화 처리를 실시한 후, 인발 가공을 행하여 여러 직경의 파이프 형상의 인발재로 하고, 계속해서 시효 처리를 행하였다. 또한, 시험재 77에 대해서는, 압출 후, 단면적 감소율 9%의 인발 가공을 행한 후, 용체화 처리를 실시하고, 또한 인발 가공을 행하고 나서 시효 처리하였다. 또한, 시험재 78에 대해서는, 프레스 담금질을 행하였다. 이들 시험재의 제조 조건을 표 11에 나타낸다.

<111> 얻어진 인발재를 시험재로 하여, 실시예 3과 동일한 방법에 의해, 결정 입자 내의 석출물의 분산 상태 및 평균 에스펙트비를 측정하고, 인장 성질을 평가하였다. 결과를 표 12에 나타낸다.

표 11

시험재	균질화 처리 조건		압출 조건		용체화 처리 조건		용체화 처리 후의 인발 가공 조건						시효 처리 조건		
	온도 (°C)	시간 (h)	발링 온도 (°C)	압출 속도 (m/min)	온도 (°C)	시간 (h)	인발 전의 치수		인발 후의 치수		외경 단면 감소율 (%)	단면 감소율 (%)	온도 (°C)	시간 (h)	(ε/100) × t
							외경 (mm)	두께 (mm)	외경 (mm)	두께 (mm)					
72	500	8	500	6	540	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	170	7	95
73	520	8	500	6	540	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	170	7	95
74	540	8	500	6	540	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	170	7	95
75	520	8	500	6	525	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	170	7	95
76	520	8	500	6	545	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	170	7	95
77	520	8	500	6	540	2	14.5	2.8	13.0	2.5	10.3	19.9	170	7	70
78	520	8	500	6	프레스 담금질		15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	170	7	95
79	520	8	500	6	540	2	15.0	3.0	13.5	2.5	10.0	23.6	170	7	83
80	520	8	500	6	540	2	15.0	3.0	12.0	2.5	20.0	34.0	170	7	119
81	520	8	500	6	540	2	15.0	3.0	11.0	2.5	26.7	41.0	170	7	143
82	520	8	500	6	540	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	150	7	57
83	520	8	500	6	540	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	170	7	95
84	520	8	500	6	540	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	190	7	133

<112>

표 12

시험재	합금	입자 내 석출물			평균 에스펙트비	인장 성질		
		평균 길이 (nm)	길이의 최대값 (nm)	수 밀도 (개/μm <sup>2</sup> )		인장 강도 (MPa)	내력 (MPa)	신장 (%)
72	a	48	69	783	2.1	475	453	12
73	a	43	64	960	2.0	486	460	12
74	a	43	63	1135	2.3	507	475	11
75	a	45	70	708	2.4	458	431	13
76	a	29	43	1435	2.5	512	488	11
77	a	34	52	1233	2.3	501	474	11
78	a	62	89	670	2.2	467	442	13
79	a	49	75	850	2.4	479	459	12
80	a	35	55	1181	2.3	500	468	11
81	a	26	40	1563	2.4	521	499	10
82	a	35	55	887	2.0	467	442	13
83	a	46	65	905	2.3	483	462	12
84	a	55	80	1065	2.4	516	496	11

<113>

<114> 표 12에 보여지는 바와 같이, 본 발명에 따르는 시험재 72~84는, 모두 결정 입자 내의 석출물 및 평균 에스펙트비가 규정의 범위 내에 있으므로, 우수한 인장 성질을 나타내었다.

<115> 비교예 4

<116> 표 13에 나타내는 조성을 갖는 합금 n~z에 대해서, 실시예 3과 동일한 방법에 의해, 인발재를 제작하고, 인발재를 시험재로 하여, 실시예 3과 동일한 방법에 의해, 결정 입자 내의 석출물의 분산 상태 및 평균 에스펙트비를 측정하며, 인장 성질을 평가하였다. 결과를 표 14에 나타낸다.

표 13

합금	Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Zr	V	B
n	0.7	0.13	0.9	0.09	0.9	0.15	0.06	0.01	0.18	0.05	18
o	0.8	0.14	3.2	0.18	1.0	0.18	0.14	0.03	0.11	0.03	19
p	0.7	0.12	1.8	0.20	0.3	0.30	0.22	0.05	0.05	0.04	19
q	0.8	0.13	1.7	0.21	2.0	0.22	0.16	0.05	0.08	0.06	19
r	0.1	0.12	1.8	0.16	1.0	0.13	0.27	0.03	0.13	0.03	11
s	1.7	0.11	1.9	0.19	1.1	0.17	0.26	0.04	0.16	0.01	19
t	0.8	0.10	1.7	0.36	1.0	0.19	0.22	0.05	0.09	0.05	10
u	0.9	0.10	1.8	0.15	0.9	0.44	0.18	0.03	0.14	0.04	12
v	0.9	0.12	1.8	0.13	1.0	0.21	0.15	0.01	0.30	0.03	22
w	0.8	0.13	1.6	0.19	1.0	0.15	0.24	0.04	0.13	0.16	22
x	0.8	0.11	1.7	0.09	1.1	0.10	0.19	0.25	0.18	0.04	85
y	0.9	0.51	1.8	0.22	1.0	0.16	0.13	0.03	0.17	0.02	20
z	0.7	0.13	1.8	0.21	1.0	0.18	0.43	0.04	0.08	0.05	18

<<주석>> B만 ppm, 다른 것은 mass%

<117>

표 14

시험재	합금	입자 내 석출물			평균 에스펙트비	인장 성질		
		평균 길이 (nm)	길이의 최대값 (nm)	수 밀도 (개/μm <sup>2</sup> )		인장 강도 (MPa)	내력 (MPa)	신장 (%)
85	n	54	81	415	2.3	416	388	13
86	o	27	42	1800	2.3	504	483	6
87	p	48	74	381	2.5	376	336	11
88	q	32	48	1458	2.3	521	501	6
89	r	50	76	450	2.1	400	347	12
90	s	30	46	1590	2.4	525	509	5
91	t	막힘 발생						
92	u	막힘 발생						
93	v	막힘 발생						
94	w	막힘 발생						
95	x	45	65	933	2.2	486	459	4
96	y	43	64	986	2.0	488	462	5
97	z	48	72	857	2.4	467	435	5

<118>

<119>

표 14에 나타내는 바와 같이, 시험재 85, 87 및 89는, 각각 Cu, Mg 및 Si가 하한을 하회하였기 때문에, 결정 입자 내의 석출물의 수(數) 밀도가 충분하지 않아, 강도 부족이 되었다. 시험재 86, 88 및 90은, 각각 Cu, Mg 및 Si가 상한을 초과하였기 때문에, 연성이 저하되었다. 시험재 91, 92, 93 및 94는, 각각 Mn, Cr, Zr 및 V가 상한을 초과하였기 때문에, 열간 변형 저항이 증대해서, 압출 중에 막힘이 발생하여, 시험재의 채취가 불가능해졌다. 시험재 95는 Ti 및 B의 첨가량이 상한을 초과하였기 때문에, 연성이 저하되었다. 시험재 96은 Fe의 첨가량이 상한을 초과하였기 때문에, 연성이 저하되었다. 시험재 97은 Zn의 첨가량이 상한을 초과하였기 때문에, 연성이 저하되었다.

<120>

비교예 5

<121>

표 9에 나타내는 합금 a의 빌릿(직경 155 mm)에 대해서, 균질화 처리를 행한 후, 포트홀 압출에 의해 파이프 형상의 압출관재를 제작하였다. 이어서, 압출관재를 용체화 처리한 후, 인발 가공을 행하여 여러 직경의 파이프 형상으로 가공하고, 계속해서 시효 처리를 행하며, 얻어진 인발재를 시험재로 하였다. 각 시험재의 제조 조건을 표 15에 나타낸다.

<122>

시험재에 대해서, 실험예 3과 동일한 방법에 의해, 결정 입자 내의 석출물의 분산 상태 및 평균 에스펙트비를 측정하고, 인장 성질을 평가하였다. 결과를 표 16에 나타낸다. 또한, 시험재 107에 대해서는, 용체화 처리 후, 팬 공랭에 의해 50℃/min의 속도로 냉각하였다.

표 15

시험재	균질화 처리 조건		압출 조건		용체화 처리 조건		용체화 처리 후의 인발 가공 조건						시효 처리 조건		
	온도 (°C)	시간 (h)	빌릿 온도 (°C)	압출 속도 (m/min)	온도 (°C)	시간 (h)	외경 (mm)	두께 (mm)	외경 (mm)	두께 (mm)	외경 (mm)	단면 감소율 (%)	외경 (mm)	단면 감소율 (%)	온도 (°C)
98	450	8	500	6	540	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	170	7	95
99	570	8	500	6	540	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	170	7	95
100	520	1	500	6	540	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	170	7	95
101	520	8	420	6	540	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	170	7	95
102	520	8	540	6	540	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	170	7	95
103	520	8	500	20	540	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	170	7	95
104	520	8	500	6	500	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	170	7	95
105	520	8	500	6	570	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	170	7	95
106	520	8	500	6	540	0.5	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	170	7	95
107	520	8	500	6	540	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	170	7	95
108	520	8	500	6	540	2	15.0	3.0	14.2	2.9	5.3	9.0	170	7	31
109	520	8	500	6	540	2	15.0	3.0	9.5	2.2	36.7	55.4	170	7	194
110	520	8	500	6	540	2	15.0	3.0	14.5	2.0	3.3	30.6	170	7	107
111	520	8	500	6	540	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	125	7	9
112	520	8	500	6	540	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	240	7	228
113	520	8	500	6	540	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	170	1	14
114	520	8	500	6	540	2	15.0	3.0	13.0	2.5	13.3	27.1	170	30	408

<123>



표 16

시험재	합금	입자 내 석출물			평균 에스펙트비	인장 성질		
		평균 길이 (nm)	길이의 최대값 (nm)	수 밀도 (개/μm <sup>2</sup> )		인장 강도 (MPa)	내력 (MPa)	신장 (%)
98	a	51	77	467	2.4	421	394	14
99	a	40	61	1351	2.0	440	418	6
100	a	62	95	486	2.2	430	401	13
101	a	50	81	905	4.5	438	406	10
102	a	압출 중의 균열 발생						
103	a	막힘 발생						
104	a	53	76	430	2.0	416	381	15
105	a	26	41	1564	2.5	421	391	3
106	a	46	71	445	2.2	422	385	14
107	a	38	59	360	2.2	411	343	15
108	a	86	130	550	1.7	410	387	13
109	a	인발 중의 파단 발생						
110	a	90	138	513	2.3	400	376	14
111	a	8	24	1403	2.4	394	353	15
112	a	133	191	121	2.0	346	303	17
113	a	6	15	859	1.9	409	381	15
114	a	122	190	339	2.3	439	416	14

<124>

<125>

표 16에 나타내는 바와 같이, 시험재 98, 100은 균질화 처리가 불충분하였기 때문에, 석출 입자의 수 밀도가 감소하여, 강도가 저하되었다. 시험재 99는 균질화 처리 온도가 높아, 공정 용해가 일어났기 때문에, 강도와 신장이 저하되었다. 시험재 101은 압출 온도가 낮기 때문에, 압출재에 섬유 형상의 결정 입자가 불균일하게 잔존하고, 평균 에스펙트비가 높아져, 강도가 저하되었다. 시험재 102는 압출 온도가 높기 때문에, 가공 발열에 의해 공정 용해가 일어나, 압출재에 균열이 발생하였다. 시험재 103은 변형 저항이 높아, 압출 중에 막힘이 발생하여, 시험재의 채취가 불가능해졌다.

<126>

시험재 104, 106은 용체화 처리가 불충분하였기 때문에, 석출 입자의 수 밀도가 감소하여, 강도가 저하되었다. 시험재 105는 용체화 처리 온도가 높아, 공정 용해가 일어났기 때문에, 강도와 신장이 저하되었다. 시험재 107은 용체화 처리 후의 냉각 속도가 느리기 때문에, 주요 첨가 원소의 고용량이 감소하여, 시효 처리 시에 석출하는 입자수가 감소하였기 때문에, 강도가 저하되었다. 시험재 108은 인발 가공의 가공도가 낮기 때문에, 석출물의 평균 길이 및 길이의 최대값이 상한을 초과하여, 강도가 저하되었다. 시험재 109는 인발의 가공도가 합금의 한계를 초과하였기 때문에, 인발 가공 중에 재료가 파단(破斷)되었다.

<127>

시험재 110은 외경 감소율이 낮기 때문에, 석출물의 평균 길이 및 길이의 최대값이 상한을 초과하여, 강도가 저하되었다. 시험재 111은 시효 처리 온도가 낮아, 석출 입자의 평균 길이가 하한 미만이었기 때문에, 강도가 저하되었다. 시험재 112는 시효 처리 온도가 높아, 석출 입자가 조대화하여, 강도가 저하되었다. 시험재 113은 시효 처리가 단시간이기 때문에, 석출 입자의 평균 길이가 하한 미만이 되어, 강도가 저하되었다. 시험재 114는 시효 처리 시간이 길기 때문에, 석출물이 조대화(粗大化)하여, 강도가 저하되었다.

**산업상 이용 가능성**

<128>

제1 실시형태에 따른 알루미늄 합금재는, 우수한 압출 가공성을 가지며, 고강도를 구비한 열처리형 Al-Cu-Mg-Si계의 고강도 알루미늄 합금 압출재이고, 항공기 구조재 등의 수송 기기 구조재로서 적합하게 사용할 수 있다. 또한, 제2 실시형태에 따른 알루미늄 합금재는, 압출 가공성이 우수하고, 포트홀 압출법에 의한 중공 압출재의 제작이 가능하며, 또한 고강도를 구비한 열처리형 Al-Cu-Mg-Si계의 고강도 알루미늄 합금 냉간 가공재이고, 특히, 파이프 형상의 냉간 가공판재는, 오토바이용 구조재 등의 수송 기기 부재로서 적합하게 사용할 수 있다.