



**(19) 대한민국특허청(KR)**  
**(12) 등록특허공보(B1)**

(45) 공고일자 2009년12월22일  
 (11) 등록번호 10-0933385  
 (24) 등록일자 2009년12월14일

(51) Int. Cl.  
**C22C 21/06** (2006.01)  
 (21) 출원번호 10-2007-7016378  
 (22) 출원일자 2006년01월13일  
 심사청구일자 2007년07월18일  
 (85) 번역문제출일자 2007년07월18일  
 (65) 공개번호 10-2007-0087137  
 (43) 공개일자 2007년08월27일  
 (86) 국제출원번호 PCT/JP2006/300380  
 (87) 국제공개번호 WO 2006/077779  
 국제공개일자 2006년07월27일  
 (30) 우선권주장  
 JP-P-2005-00011812 2005년01월19일 일본(JP)  
 JP-P-2005-00017236 2005년01월25일 일본(JP)  
 (56) 선행기술조사문헌  
 JP평성07252571 A  
 JP평성08165538 A  
 J. of Materials Processing technology, vol.  
 153-154, 2004, pp.42-47

(73) 특허권자  
**가부시키키가이샤 고베 세이코쇼**  
 일본 효고켄 고베시 주오쿠 와키노하마쵸 2쵸메  
 10반26고  
 (72) 발명자  
**모리시타 마코토**  
 일본 도치기켄 모카시 기누가오카 15반치 가부시  
 키키가이샤 고베세이코쇼 모카 제조소 내  
**마츠모토 가츠시**  
 일본 효고켄 고베시 니시쿠 다카츠카다이 1쵸메  
 5반 5고가부시키키가이샤 고베 세이코쇼 고베 종합  
 기술연구소 내  
 (뒷면에 계속)  
 (74) 대리인  
**김창세**

전체 청구항 수 : 총 12 항

심사관 : 오준철

**(54) 알루미늄 합금판 및 그의 제조방법**

**(57) 요약**

본 발명은, 자동차의 아우터 패널이나 이너 패널에의 적용이 가능한, 프레스 성형성이나 균질성을 향상시킨 고 Mg의 Al-Mg계 합금판을 제공한다. 쌍롤식 연속 주조법에 의해 주조 및 냉간 압연된 판 두께 0.5 내지 3mm의 Al-Mg계 알루미늄 합금판으로서, 질량%로, Mg: 8% 초과 14% 이하, Fe: 1.0% 이하 및 Si: 0.5% 이하를 포함하고, 잔부가 Al 및 불가피적 불순물로 이루어지고, 알루미늄 합금판의 평균 도전율이 20 IACS% 이상 26 IACS% 미만의 범위이고, 알루미늄 합금판의 재질 특성으로서, 강도 연성 밸런스(인장 강도×전체 신도)가 11000(MPa%) 이상인 것으로서, 판의 균질성을 비롯한 프레스 성형성이 향상된 것이다.

(72) 발명자

**야스나가 시게노부**

일본 도치기켄 모카시 기누가오카 15반치 가부시키  
가이샤 고베세이코쇼 모카 제조소 내

**이나바 다카시**

일본 도치기켄 모카시 기누가오카 15반치 가부시키  
가이샤 고베세이코쇼 모카 제조소 내

---

**특허청구의 범위**

**청구항 1**

쌍롤식 연속 주조법에 의해, 회전하는 한 쌍의 쌍롤 사이에 알루미늄 합금 용탕을 주탕하여 주조 및 냉간 압연된 판 두께 0.5 내지 3mm의 Al-Mg계 알루미늄 합금판으로서, 질량%로, Mg: 8% 초과 14% 이하, Fe: 1.0% 이하 및 Si: 0.5% 이하를 포함하고, 알루미늄 합금판의 평균 도전율이 20 IACS% 이상 26 IACS% 미만의 범위이고, 알루미늄 합금판의 제질 특성으로서, 강도 연성 밸런스(인장 강도×전체 신도)가 11000(MPa%) 이상인 것을 특징으로 하는, 알루미늄 합금판.

**청구항 2**

제 1 항에 있어서,

상기 알루미늄 합금판이, 질량%로, Mn: 0.3% 이하, Cr: 0.3% 이하, Zr: 0.3% 이하, V: 0.3% 이하, Ti: 0.1% 이하, Cu: 1.0% 이하 및 Zn: 1.0% 이하 중 적어도 1종을 추가로 포함하는 알루미늄 합금판.

**청구항 3**

제 1 항에 있어서,

상기 강도 연성 밸런스가 12000(MPa%) 이상인 알루미늄 합금판.

**청구항 4**

제 1 항에 있어서,

상기 알루미늄 합금판이, 상기 쌍롤식 연속 주조 시에, 질량%로, Mg: 8% 초과 14% 이하, Fe: 1.0% 이하 및 Si: 0.5% 이하를 포함하고, 잔부가 Al 및 불가피적 불순물로 이루어지는 용탕을, 상기 쌍롤에 주탕하고, 이 쌍롤의 냉각 속도를 100℃/s 이상으로 하여 판 두께 1 내지 13mm의 범위로 연속적으로 주조하여 제조된 것인 알루미늄 합금판.

**청구항 5**

제 1 항에 있어서,

상기 알루미늄 합금판이, 상기 쌍롤의 표면에 윤활제를 이용하지 않고 주조된 것인 알루미늄 합금판.

**청구항 6**

쌍롤식 연속 주조 방법에 의해, 회전하는 한 쌍의 쌍롤 사이에 알루미늄 합금용탕을 주탕하고 주조하여, 질량%로, Mg: 8% 초과 14% 이하, Fe: 1.0% 이하 및 Si: 0.5% 이하를 포함하고, 판 두께가 1 내지 13mm인 알루미늄 합금 판상 주괴를 수득하고, 이 주괴를 냉간 압연하여 판 두께 0.5 내지 3mm의 알루미늄 합금 박판을 제조하는 방법에 있어서, 상기 쌍롤에 주탕 후에 상기 판상 주괴 중심부가 응고하기까지의 평균 냉각 속도를 50℃/s 이상으로 하여 주조하고, 또한 그 후의 공정에서 상기 판상 주괴 또는 박판을 400℃ 이상의 온도로 가열하는데 있어서는, 상기 판상 주괴 또는 박판의 중심부의 온도가 200℃로부터 400℃까지의 범위일 때의 평균 승온 속도를 5℃/s 이상으로 하고, 200℃를 초과하는 온도로부터 판상 주괴 또는 박판을 냉각하는데 있어서는, 200℃의 온도까지의 평균 냉각 속도를 5℃/s 이상으로 하여 냉각하는 것을 특징으로 하는, 알루미늄 합금판의 제조방법.

**청구항 7**

제 6 항에 있어서,

상기 판상 주괴의 주조 직후로부터 200℃까지의 온도 범위를 평균 냉각 속도 5℃/s 이상으로 하여 냉각하는 알루미늄 합금의 제조방법.

**청구항 8**

제 6 항에 있어서,

상기 판상 주괴를, 냉간 압연 전에 400℃ 이상 액상선 온도 이하에서 균질화 열처리하는데 있어서, 주괴 중심부

의 온도가 200℃로부터 400℃까지의 범위일 때의 평균 승온 속도를 5℃/s 이상으로 하고, 균질화 열처리 온도로부터 100℃까지의 범위에서의 평균 냉각 속도를 5℃/s 이상으로 하는 알루미늄 합금판의 제조방법.

**청구항 9**

제 6 항에 있어서,

상기 냉간 압연을, 주조 후에 온도가 300℃ 이상인 상기 판상 주괴에 대하여 행하고, 냉간 압연 중의 판의 평균 냉각 속도를 50℃/s 이상으로 하거나, 냉간 압연 후의 판을 평균 냉각 속도 5℃/s 이상으로 냉각하는 알루미늄 합금판의 제조방법.

**청구항 10**

제 6 항에 있어서,

상기 냉간 압연 후에, 400℃ 이상 액상선 온도 이하에서 최종 어닐링하는데 있어서, 판 중심부의 온도가 200℃로부터 400℃까지의 범위일 때의 평균 승온 속도를 5℃/s 이상으로 하고, 최종 어닐링 온도로부터 100℃까지의 범위에서의 평균 냉각 속도를 5℃/s 이상으로 하는 알루미늄 합금판의 제조방법.

**청구항 11**

제 6 항에 있어서,

상기 알루미늄 합금 판상 주괴가, 질량%로, Mn: 0.3% 이하, Cr: 0.3% 이하, Zr: 0.3% 이하, V: 0.3% 이하, Ti: 0.1% 이하, Cu: 1.0% 이하 및 Zn: 1.0% 이하로 각각 규제된 알루미늄 합금판의 제조방법.

**청구항 12**

제 6 항에 있어서,

상기 알루미늄 합금 판상 주괴가, 상기 쌍롤 표면에 윤활제를 이용하지 않고 주조된 것인 알루미늄 합금판의 제조방법.

**명세서**

**기술분야**

<1> 본 발명은, 연속 주조에 의해 수득된 고 Mg 함유 Al-Mg계 알루미늄 합금판으로서, 강도 연성 밸런스가 우수하고, 우수한 성형성을 갖는 알루미늄 합금판 및 그의 제조방법을 제공하는 것이다.

**배경기술**

<2> 최근, 자동차 등의 수송기의 차체 분야에서는, 배기 가스 등에 의한 지구환경 문제에 대하여 경량화에 의한 연료 소비율의 향상이 추구하고 있다. 이 때문에, 자동차의 차체에 대하여, 종래부터 사용되었던 강재 대신 압연 판이나 압출형 재료 등 보다 경량인 Al 합금재의 적용이 증가하고 있다.

<3> 이 중, 자동차의 후드, 펜더, 도어, 루프 및 트렁크 리드 등의 자동차 바디 패널(패널 구조체)의 아우터 패널(외판)이나 이너 패널(내판) 등의 패널에는 Al-Mg계의 알루미늄 합금 내지 JIS 5000계(이하, 간단히 5000계, 또는 Al-Mg계라고 함) 알루미늄 합금판이나 Al-Mg-Si계의 알루미늄 합금 내지 JIS 6000계 알루미늄 합금판의 사용이 검토되고 있다.

<4> 상기 자동차 바디 패널용의 알루미늄 합금판(이하, 알루미늄을 Al이라고도 함)에는 높은 프레스 성형성이 요구된다. 이 성형성 면에서는, 상기 Al 합금 중에서도, 강도·연성 밸런스가 우수한 Al-Mg계 Al 합금이 유리하다.

<5> 이 때문에, 종래부터, Al-Mg계 Al 합금판에 관하여, 성분계의 검토나 제조 조건의 최적화 검토가 행해지고 있다. 이 Al-Mg계 Al 합금으로서, 예컨대 JIS A 5052, 5182 등이 대표적인 합금 성분계이다. 그러나, 이 Al-Mg계 Al 합금이라도 냉간 압연 강판과 비교하면 연성이 뒤떨어져 성형성이 뒤떨어진다.

<6> 이에 반해, Al-Mg계 Al 합금은, Mg 함유량을 증가시켜 8%를 초과하는 고 Mg 화시키면, 강도 연성 밸런스가 향상된다. 그러나, 이러한 고 Mg의 Al-Mg계 합금은, 다이 캐스트(die-cast) 주조 등으로 주조한 주괴를 균열 처리 후에 열간 압연을 실시하는 통상의 제조방법으로는 공업적으로 제조하는 것은 곤란하다. 이 이유는, 주조 시에

주괴에 Mg가 편석하거나, 통상의 열간 압연에서는 Al-Mg계 합금의 연성이 현저히 저하되므로 균열이 발생하기 쉬워지기 때문이다.

- <7> 한편, 고 Mg의 Al-Mg계 합금을, 상기 균열이 발생하는 온도 영역을 피하여, 저온에서의 열간 압연을 행하는 것도 곤란하다. 이러한 저온 압연에서는, 고 Mg의 Al-Mg계 합금의 재료의 변형 저항이 현저히 높아져, 현상의 압연 능력으로서 제조할 수 있는 제품 크기가 극단적으로 한정되기 때문이다.
- <8> 또한, 고 Mg의 Al-Mg계 합금의 Mg 함유 허용량을 증가시키기 위해서, Fe나 Si 등의 제 3 원소를 첨가하는 방법 등도 제안되어 있다. 그러나, 이들 제 3 원소의 함유량이 증가하면, 조대한 금속간 화합물을 형성하기 쉬워, 알루미늄 합금판의 연성을 저하시킨다. 이 때문에, Mg 함유 허용량의 증가에는 한계가 있으며, Mg가 8%를 초과하는 양을 함유시키는 것은 곤란했다.
- <9> 이 때문에, 종래부터, 고 Mg의 Al-Mg계 합금판을, 쌍롤(twin-roll)식 등의 연속 주조법으로 제조하는 것이 여러 가지로 제안되고 있다. 쌍롤식 연속 주조법은, 회전하는 한 쌍의 수냉 구리 주형(쌍롤) 사이에, 내화물제의 급탕 노즐로부터 알루미늄 합금 용탕을 주탕하여 응고시키고, 또한 이 쌍롤 사이에서 상기 응고 직후에 압하하고 또한 급냉하여, 알루미늄 합금판으로 하는 방법이다. 이 쌍롤식 연속 주조법은 헌터법(Hunter's method)이나 3C법 등이 알려져 있다.
- <10> 쌍롤식 연속 주조법의 냉각 속도는 종래의 DC 주조법이나 벨트식 연속 주조법에 비해 1 내지 3자리수 크다. 이 때문에, 얻어지는 알루미늄 합금판은 매우 미세한 조직이 되고, 프레스 성형성 등의 가공성이 우수하다. 또한, 주조에 의해, 알루미늄 합금판의 판 두께도 비교적 얇은 1 내지 13mm의 것이 얻어진다. 이 때문에, 종래의 DC 주괴(두께 200 내지 600mm)와 같이, 열간 조압연, 열간 마무리 압연 등의 공정을 생략할 수 있다. 또한, 주괴의 균질화 처리도 생략할 수 있는 경우가 있다.
- <11> 이러한 쌍롤식 연속 주조법을 이용하여 제조한 고 Mg의 Al-Mg계 합금판의 성형성 향상을 의도하여 조직을 규정 한 예는 종래에도 제안되었다. 예컨대, 6 내지 10%의 고 Mg인 Al-Mg계 합금판의, Al-Mg계의 금속간 화합물의 평균 크기를 10 $\mu$ m 이하로 한, 기계적 성질이 우수한 자동차용 알루미늄 합금판이 제안되어 있다(특허문헌 1 참조). 또한, 10 $\mu$ m 이상의 Al-Mg계 금속간 화합물의 개수를 300개/mm<sup>2</sup> 이하로 하고, 평균 결정 입경을 10 내지 70  $\mu$ m로 한 자동차 바디 시트용 알루미늄 합금판 등도 제안되어 있다(특허문헌 2 참조).
- <12> 특허문헌 1: 일본 특허공개 제1995-252571호 공보(특허청구범위, 1 내지 2 페이지)
- <13> 특허문헌 2: 일본 특허공개 제1996-165538호 공보(특허청구범위, 1 내지 2 페이지)

**발명의 상세한 설명**

- <14> 발명의 개시
- <15> 발명이 해결하고자 하는 과제
- <16> 이들 특허문헌 1 및 2에서와 같이, 주조 시에 정출(晶出)하는 Al-Mg계 금속간 화합물은 프레스 성형 시에 파괴의 기점이 되기 쉽다. 따라서, 쌍롤식 연속 주조법을 이용하여 제조한 고 Mg의 Al-Mg계 합금판의 프레스 성형성을 향상시키기 위해서는, 이들 Al-Mg계 금속간 화합물(Al-Mg계 화합물이라고도 함)을 특허문헌 1 및 2에서와 같이 미세화시키거나 또는 조대한 것을 작게 하는 것이 유효하다. 또한, 판의 결정립을 미세화시키는 것도 프레스 성형성 향상에 유효하다.
- <17> 그러나, 이들 Al-Mg계 금속간 화합물을 미세화시키거나 또는 조대한 것을 작게 하는 것만으로는 결정립을 미세화시키더라도 자동차 패넬에 대한 적용이 어렵다. 자동차용 패넬 중에서도, 특히 상기한 자동차 바디 패넬의 아우터 패넬이나 이너 패넬 등에 대한 적용이 어렵다. 이들 아우터 패넬이나 이너 패넬은 자동차의 설계상 보다 대형화나 보다 복잡 형상화하는 경향이 있어, 성형이 보다 어렵게 되기 때문이다.
- <18> 또한, 예컨대 Mg 함유량이 10% 이상 등, 고 Mg 함유에 있어서도, Mg 함유량이 높아질수록 Al-Mg계 합금판의 재료의 편차가 커지는 경향도 있다. 이는 종래의 쌍롤식 연속 주조법이, 후술하는 바와 같이, 윤활제를 물에도 포함하여 주조하는 방식이기 때문에, 판의 부위에 따라서는 응고 속도가 불충분해지기 쉽고, 고 Mg 함유일수록 매크로 편석이나 마이크로 편석이 커지는 것도 영향을 미친다. 따라서, 종래의 쌍롤식 연속 주조법에서는, Mg 함유량이 높아질수록 Al-Mg계 합금판의 강도 연성 밸런스를 동일한 판내에서 균일하게 하기 어려워지는 문제도 있다.
- <19> 따라서, 쌍롤식 연속 주조법을 이용하여 제조한 고 Mg의 Al-Mg계 합금판의 상기 실제의 아우터 패넬이나 이너

패널에 대한 프레스 성형성을 향상시키기 위해서는, 상기 특허문헌 1 및 2와 같이 결정립을 미세화시키거나, 또는 Al-Mg계 금속간 화합물을 미세화시키거나, 또는 조대한 것을 작게 하는 것만으로는 불충분하다.

- <20> 본 발명은 이러한 과제를 해결하기 위해 이루어진 것으로, 그의 제 1 목적은, 연속 주조에 의해 수득된 고 Mg 함유 Al-Mg계 알루미늄 합금판으로서, 강도 연성 밸런스가 우수하고, 우수한 성형성과 판내 균질성을 갖는 알루미늄 합금판을 제공하는 것이다.
- <21> 한편, 쌍롤식 연속 주조법에서의 냉각 속도(주조 속도)를 빠르게 하여, 주조 시에 정출하는 Al-Mg계 금속간 화합물을 억제할 수 있었다고 하여도, 또한 그 후의 공정에서는, 연속 주조 후의 실온까지의 냉각 외에도, 냉간 압연 전의 균질화 열처리, 냉간 압연 도중의 중간 어닐링, 냉간 압연 후의 용체화 처리 등, 판상 주괴 또는 박판을 400℃ 이상의 온도로 가열하거나, 또는 가열된 판상 주괴 또는 박판을 냉각하는 공정이 공정 설계상 선택적으로 들어 있다. 그리고, 이들 열 이력 공정에서, Al-Mg계 금속간 화합물이 발생할 가능성은 충분히 있다.
- <22> 따라서, 쌍롤식 연속 주조 공정에서 Al-Mg계 금속간 화합물의 발생을 억제하더라도, 상기한 그 후의 열 이력 공정에서 발생하는 Al-Mg계 금속간 화합물을 억제하지 않으면 최종 제품으로서의 고 Mg의 Al-Mg계 합금판의 프레스 성형성을 향상시킬 수 없다.
- <23> 본 발명은 이러한 과제를 해결하기 위해 이루어진 것으로, 그의 제 2 목적은, 쌍롤식 연속 주조 후의 열 이력 공정에서 발생하는 Al-Mg계 금속간 화합물을 억제하여, 프레스 성형성을 향상시킨 고 Mg의 Al-Mg계 합금판의 제조방법을 제공하는 것이다.
- <24> 과제를 해결하기 위한 수단
- <25> 상기 제 1 목적을 달성하기 위해, 본 발명의 알루미늄 합금판의 요지는, 쌍롤식 연속 주조법에 의해 주조 및 냉간 압연된 판 두께 0.5 내지 3mm의 Al-Mg계 알루미늄 합금판으로서, 질량%로, Mg: 8% 초과 14% 이하, Fe: 1.0% 이하 및 Si: 0.5% 이하를 포함하고, 알루미늄 합금판의 평균 도전율이 20 IACS% 이상 26 IACS% 미만의 범위이고, 알루미늄 합금판의 재질 특성으로서 강도 연성 밸런스(인장 강도×전체 신도)가 11000(MPa%) 이상인 것으로 한다.
- <26> 이 높은 강도 연성 밸런스와 판내의 균질성을 확실히 달성하기 위해, 상기 알루미늄 합금판이, 상기 쌍롤식 연속 주조 시에, 질량%로, Mg: 8 내지 14%, Fe: 1.0% 이하 및 Si: 0.5% 이하를 포함하고, 잔부 내의 97% 이상이 Al로 이루어지는 알루미늄 합금 용탕을, 회전하는 한 쌍의 쌍롤에 주탕하고, 이 쌍롤의 냉각 속도를 100℃/s 이상으로 하여 판 두께 1 내지 13mm의 범위로 연속적으로 주조하여 제조된 것이 바람직하다.
- <27> 또한, 높은 강도 연성 밸런스와 판내의 균질성을 확실히 달성하기 위해서는, 연속 주조에 있어서, 상기 쌍롤 표면이 윤활되지 않은 것이 바람직하다.
- <28> 본 발명에서 말하는 평균 도전율이란, 판의 성형되는 부위의, 서로 간의 간격이 100mm 이상으로 떨어진 임의의 측정 개소 5 개소에서의 각 도전율의 평균치를 말한다. 그리고, 평균 도전율 측정 대상의 알루미늄 합금판은, 강도 연성 밸런스 등의 알루미늄 합금판의 재질 특성을 갖도록, 쌍롤식 연속 주조법에 의해 주조 및 냉간 압연되어, 최종적으로 어닐링된 후의 알루미늄 합금판으로 한다.
- <29> 상기 제 2 목적을 달성하기 위해, 본 발명의 알루미늄 합금판의 제조방법의 요지는, 쌍롤식 연속 주조 방법에 의해, 질량%로, Mg: 8% 초과 14% 이하, Fe: 1.0% 이하 및 Si: 0.5% 이하를 포함하고, 잔부가 Al 및 불가피적 불순물로 이루어지고, 판 두께가 1 내지 13mm인 알루미늄 합금 판상 주괴를 수득하고, 이 주괴를 냉간 압연하여 판 두께 0.5 내지 3mm의 알루미늄 합금 박판을 제조하는 방법에 있어서, 상기 쌍롤에 주탕 후에 상기 판상 주괴 중심부가 응고하기까지의 평균 냉각 속도를 50℃/s 이상으로 하여 주조하고, 또한 그 후의 공정에서 상기 판상 주괴 또는 박판을 400℃ 이상의 온도로 가열하는데 있어서는, 상기 판상 주괴 또는 박판의 중심부의 온도가 200℃로부터 400℃까지의 범위일 때의 평균 승온 속도를 5℃/s 이상으로 하고, 200℃를 초과하는 고온으로부터 판상 주괴 또는 박판을 냉각하는데 있어서는, 200℃의 온도까지의 평균 냉각 속도를 5℃/s 이상으로 하여 냉각하는 것이다.
- <30> 본 발명에 있어서, 상기 판상 주괴 또는 박판을 400℃ 이상의 온도로 가열할 때, 또는 상기 200℃를 초과하는 고온으로부터 판상 주괴 또는 박판을 냉각할 때라고 하는 것은, Al-Mg계 금속간 화합물이 발생할 가능성이 충분히 있는 열 이력 공정을 의미한다.
- <31> 그리고, 이러한 열 이력 공정이란, 상기 판상 주괴의 주조 직후로부터 냉각할 때의 200℃까지의 온도 범위, 냉간 압연 전의 400℃ 이상 액상선 온도 이하에서의 균질화 열처리, 주조 후에 온도가 300℃ 이상인 상기 판상 주

괴에 대하여 행하는 냉간 압연, 냉간 압연 후의 400℃ 이상 액상선 온도 이하의 최종 어닐링 등이 예시된다. 이들 열 이력 공정은, 쌍롤식 연속 주조 방법에 의한 고 Mg의 Al-Mg계 합금판의 제조방법에 있어서, 판의 성형성을 향상시키기 위해서나 제조 효율이나 수율 향상 등의 공정 설계상 선택적으로 포함된다.

<32> 발명의 효과

<33> 본 발명의 알루미늄 합금판에서는, 상기 최종적으로 어닐링된 후의, 8%를 초과하는 고 Mg의 Al-Mg계 합금판 조직에서의 알루미늄 합금판의 평균 도전율을 상기 20 IACS% 이상 26 IACS% 미만의 범위로 제어한다. 이에 의해, 고 Mg의 Al-Mg계 합금판 조직에서의, 종래와 같은 Al-Mg계의 특정한 금속간 화합물 뿐만 아니라 Al-Fe계 및 Al-Si계의 금속간 화합물 등을 비롯한 금속간 화합물 전반을 그 석출 상태나 양을 비롯하여 전반적으로 제어한다.

<34> 이에 의해, 8%를 초과하는 고 Mg의 Al-Mg계 합금판의 재질 특성으로서, 강도 연성 밸런스를 알루미늄 합금판에 걸쳐 균일하게 향상시킨다. 그리고, 프레스에 의한, 장출 성형, 드로잉 성형, 구부림 가공, 또는 이들 성형 가공의 조합 등의 프레스 성형성을 향상시킨다.

<35> 그리고, 이와 같이 알루미늄 합금판의 평균 도전율을 제어하기 위해서는, 성분 조성 뿐만 아니라, 후술하는 바와 같이, 쌍롤 연속 주조 시의 냉각 속도를 높이고, 또한 윤회되어 있지 않은 쌍롤을 이용하여 주조하는 것 등의 제조방법이나 조건의 제어가 필요하다.

<36> 또한, 본 발명의 알루미늄 합금판의 제조방법에서는, 쌍롤식 연속 주조 후의 상기 열 이력 공정에서, 판상 주괴 또는 박판을 400℃ 이상의 온도로 가열하는데 있어서는, 판상 주괴 또는 박판 중심부의 온도가 200℃로부터 400℃까지의 범위일 때의 평균 승온 속도를 5℃/s 이상으로 빠르게 하거나, 또는 느리게 하지 않는다.

<37> 또한, 쌍롤식 연속 주조 후의 상기 열 이력 공정에서, 200℃를 초과하는 고온으로부터 판상 주괴 또는 박판을 냉각하는데 있어서는, 200℃의 온도까지의 평균 냉각 속도를 5℃/s 이상으로 빠르게 하거나, 또는 느리게 하지 않는다.

<38> 이에 의해, 각 열 이력 공정에서의 Al-Mg계의 금속간 화합물의 발생을 억제하여, 고 Mg의 Al-Mg계 합금판의 프레스 성형성을 향상시킨다. 또한, 이 Al-Mg계의 금속간 화합물의 발생을 억제함으로써, Al-Fe계, Al-Si계 등의 프레스 성형성을 저하시키는 다른 금속간 화합물 등을 포함한, 금속간 화합물 전반을 그 석출 상태나 양을 비롯하여 억제할 수 있다.

<39> 이 결과, 8%를 초과하는 고 Mg의 Al-Mg계 합금판의 재질 특성으로서 강도 연성 밸런스를 알루미늄 합금판에 걸쳐 균일하게 향상시킬 수 있다. 그리고, 프레스에 의한, 장출 성형, 드로잉 성형, 구부림 가공, 또는 이들 성형 가공의 조합 등의 프레스 성형성을 향상시킬 수 있다.

<40> 발명을 실시하기 위한 최선의 형태

<41> (평균 도전율)

<42> 본 발명에서는, 8%를 초과하는 고 Mg의 Al-Mg계 합금판에서의 강도 연성 밸런스를 향상시키기 위해서, 알루미늄 합금판의 평균 도전율을 20 IACS% 이상 26 IACS% 미만의 범위로 한다.

<43> 본 발명과 같은 고 Mg의 Al-Mg계 합금판 조성에서는, 주상인 Al-Mg계의 금속간 화합물의 석출량이나 석출 상태(형상, 크기) 뿐만 아니라, 다른 Al-Fe계, Al-Si계의 금속간 화합물의 석출량이나 석출 상태(형상, 크기)가 판에서의 강도 연성 밸런스에 크게 영향을 미친다. 따라서, 이들 금속간 화합물의 석출량이나 석출 상태를 모두 규정하는 것은 곤란하고 또한 번거롭다.

<44> 이 때문에, 본 발명에서는, 이들 금속간 화합물의 석출량이나 석출 상태 전반을, 이들에 일의적으로 상관하는, 바꾸어 말해 판에서의 강도 연성 밸런스에 상관하는, 알루미늄 합금판의 평균 도전율에 의해 규정 및 제어한다.

<45> 8%를 초과하는 고 Mg의 Al-Mg계 합금판에 있어서, 알루미늄 합금판의 평균 도전율이 20 IACS% 미만이면, Mg 등의 고용이 진행되고 금속간 화합물의 석출량이 지나치게 작아져 연성은 높아지지만, 강도가 낮아져서, 강도 연성 밸런스(인장 강도×전체 신도)는 11000(MPa%) 미만이 된다. 이 때문에, 프레스 성형성이 저하된다. 또한, 판의 균질성도 저하된다.

<46> 한편, 8%를 초과하는 고 Mg의 Al-Mg계 합금판에 있어서, 알루미늄 합금판의 평균 도전율이 26 IACS% 이상(26.0 IACS% 이상)으로 된 경우, 금속간 화합물(석출물)의 석출량이 지나치게 많아져 강도는 높아지지만, 연성이 낮아져서, 역시 강도 연성 밸런스(인장 강도×전체 신도)는 11000(MPa%) 미만이 된다. 이 때문에, 역시 프레스 성

형성이 저하된다. 또한, 판의 균질성도 저하된다.

- <47> 이와 같이, 본 발명에서는, 알루미늄 합금판의 평균 도전율에 의해서 규정 및 제어함으로써, 수득된(제품) 성형용 알루미늄 합금판의, 성형에 사용하는 판의 각 부위의 재질의 균일 특성으로서, 강도 연성 밸런스(인장 강도×전체 신도)가 11000(MPa%) 이상인 것을 보장한다.
- <48> 가령, 성형용 알루미늄 합금판의 한 부위 또는 부분적으로, 최선의 데이터로서 높은 강도 연성 밸런스를 나타내었다고 하여도, 성형에 사용되는 판의 다른 부위에서의 강도 연성 밸런스가 낮고, 재질에 편차가 있는 경우에는 성형용 알루미늄 합금판으로서 사용할 수 없다. 성형용 알루미늄 합금판으로서 사용할 수 있기 위해서는, 수득된(제품) 성형용 알루미늄 합금판의, 성형에 사용하는 판의 각 부위의 재질이 균일하게 강도 연성 밸런스(인장 강도×전체 신도)가 11000(MPa%) 이상인 것이 요구된다.
- <49> 이 점, 본 발명에서는, 8%를 초과하는 고 Mg의 Al-Mg계 합금판의 평균 도전율을 15 내지 29 IACS%의 범위로 하여, 상기 강도 연성 밸런스와, 성형에 사용하는 판의 각 부위의 강도 연성 밸런스의 균일성을 보장한다. 단, 성형에 사용하는 판의 각 부위의 강도 연성 밸런스의 균일성을 보장하기 위해서는, 8%를 초과하는 고 Mg의 Al-Mg계 합금판의, 성형에 사용하는 각 부위의 도전율이 15 내지 29 IACS%의 범위인 것이 물론 바람직하다.
- <50> 이 강도 연성 밸런스를 12000(MPa%) 이상으로, 보다 높고 또한 판의 각 부위에 있어서 균일하게 달성하기 위해서는, 상기 알루미늄 합금판의 평균 도전율을 20 내지 26 IACS%의 범위로 하는 것이 바람직하다.
- <51> 도전율의 측정은, 시판되는 와류 도전율 측정 장치에 의해서 알루미늄 합금판 표면의 도전율을 측정할 수 있다. 이에 의해, 판의 성형되는 부위의, 서로 간의 간격이 100mm 이상으로 떨어진 임의의 측정 개소 5 개소에서의 각 도전율을 측정하고, 이것을 평균화하여 평균 도전율을 구한다. 측정 대상의 알루미늄 합금판은, 상기한 바와 같이, 쌍롤식 연속 주조법에 의해 주조 및 냉간 압연되고, 최종적으로 어닐링된 후의 알루미늄 합금판으로 한다.
- <52> (평균 결정 입경)
- <53> Al 합금판 표면의 평균 결정 입경은 100 $\mu$ m 이하로 미세화시키는 것이, 상기 강도 연성 밸런스를 만족시키는 전제 조건으로서 바람직하다. 결정 입경을 이 범위로 잘게 내지 작게 함으로써, 프레스 성형성이 확보 내지 향상된다. 결정 입경이 100 $\mu$ m를 넘어 조대화된 경우, 프레스 성형성이 현저히 저하되고, 성형시의 균열이나 표면 거칠어짐 등의 불량이가 생기기 쉬워진다. 한편, 평균 결정 입경이 너무 작아도, 5000계 Al 합금판에 특유의 SS(stretcher-strain) 마크가 프레스 성형시에 발생하기때문에, 이 관점에서는 평균 결정 입경은 20 $\mu$ m 이상으로 하는 것이 바람직하다.
- <54> 본 발명에서 말하는 결정 입경이란, 판의 길이(L) 방향의 결정립의 최대 직경이다. 이 결정 입경은, Al 합금판을 0.05 내지 0.1mm 기계 연마한 후, 전해 에칭한 표면을 100배의 광학 현미경을 이용하여 관찰하고, 상기 L 방향으로 라인 인터셉트(line intercept)법으로 측정한다. 1 측정 라인 길이는 0.95mm로 하고, 1 시야당 각 3개로 합계 5 시야를 관찰함으로써 전체 측정 라인 길이를 0.95×15mm로 한다.
- <55> (화학 성분 조성)
- <56> 본 발명의 Al 합금판에서의 화학 성분 조성의, 각 합금 원소의 의의 및 그의 한정 이유에 대하여 이하에 설명한다. 본 발명의 Al 합금판, 즉 쌍롤식 연속 주조 방법에 의해 주조되는 Al 합금 판상 주괴(또는 쌍롤에 공급되는 용탕)의 조성은, 질량%로, Mg: 8% 초과 14% 이하, Fe: 1.0% 이하 및 Si: 0.5% 이하를 포함하는 화학 성분 조성으로 한다.
- <57> (Mg: 8% 초과 14% 이하)
- <58> Mg는 Al 합금판의 강도, 연성, 그리고 강도 연성 밸런스를 높이는 중요 합금 원소이다. Mg가 8% 이하인 함유량에서는, 강도 및 연성이 부족하여, 고 Mg의 Al-Mg계 Al 합금의 특징이 나타나지 않고, 특히 본 발명이 의도하는 자동차용 패널로의 프레스 성형성이 부족하다. 한편, Mg를 14% 초과 함유하면, 연속 주조 시의 냉각 속도를 높이거나, 어닐링 후의 냉각 속도를 높이는 등 제조방법이나 조건 제어를 실시하더라도, Al-Mg계 화합물의 결정 석출이 많아진다. 이 결과, 프레스 성형성이 현저히 저하된다. 또한, 가공 경화량이 많아지며 냉간 압연성도 저하시킨다. 따라서, Mg는 8% 초과 14% 이하의 범위로 한다.
- <59> (Fe: 1.0% 이하, Si: 0.5% 이하)
- <60> Fe와 Si는 용탕의 용해 원료로부터 필연적으로 포함되며, 가능한 한 적은 양으로 규제해야 할 불순물이다. Fe



와 Si는, Al-Mg-(Fe, Si) 등으로 이루어지는 Al-Mg계 화합물량이나, Al-Fe, Al-Si계 등의 Al-Mg계 이외의 화합물량으로 되어 많이 생성된다. Fe의 함유량이 1.0%, Si의 함유량이 0.5%를 각각 초과하는 경우에는, 이들 화합물량이 지나치게 많아져 파괴 인성이나 성형성을 크게 저해한다. 이 결과, 프레스 성형성이 현저히 저해된다. 따라서, Fe는 1.0% 이하, 바람직하게는 0.5% 이하, Si는 0.5% 이하, 바람직하게는 0.3% 이하로 각각 규제한다.

<61> 그 밖에, Mn, Cu, Cr, Zr, Zn, V, Ti, B 등도 용탕의 용해 원료로부터 포함되기 쉬운 불순물 원소이며, 함유량은 적은 쪽이 좋다. 그러나, 예컨대 Mn, Cr, Zr 및 V에는 압연 판 조직의 미세화 효과, Ti 및 B에는 주조 판(주괴) 조직의 미세화 효과 등의 효과도 있다. 또한, Cu 및 Zn에는 강도를 향상시키는 효과도 있다. 이 때문에, 이들 효과를 겨냥하여, 굳이 함유시키는 경우도 있으며, 본 발명의 판의 특성인 성형성을 저해하지 않는 범위에서, 이들 원소를 1종 또는 2종 이상 함유시키는 것은 허용된다. 이들의 허용량은, 각각, 질량%로, Mn: 0.3% 이하, Cr: 0.3% 이하, Zr: 0.3% 이하, V: 0.3% 이하, Ti: 0.1% 이하, B: 0.05% 이하, Cu: 1.0% 이하 및 Zn: 1.0% 이하이다.

<62> (제조방법)

<63> 이하에, 본 발명에서의 8%를 초과하는 Al-Mg계 Al 합금판의 제조방법에 관하여 설명한다.

<64> 본 발명의 고 Mg의 Al-Mg계 Al 합금판은, 상기한 바와 같이, DC 주조 등으로 주조한 주괴를 균열 처리 후에 열간 압연을 실시하는 통상의 제조방법으로는 공업적으로 제조하는 것은 곤란하다. 따라서, 본 발명의 고 Mg의 Al-Mg계 Al 합금판은, 쌍롤식 등의 연속 주조와, 열간 압연을 생략한 냉간 압연 및 어닐링을 조합하여 제조한다.

<65> (쌍롤식 연속 주조)

<66> Al 합금 박판의 연속 주조 방법으로서, 쌍롤식 외에, 벨트 캐스터(belt caster)식, 프로펠치(properzi)식, 블록 캐스터(block caster)식 등이 있지만, 후술하는 주조 시의 냉각 속도를 높게 하기 위해서는, 쌍롤식으로 한다.

<67> 이 쌍롤식 연속 주조는, 상기한 바와 같이, 회전하는 한 쌍의 수냉 구리 주형 등의 쌍롤 사이에, 내화물체의 급탕 노즐로부터, 상기 성분 조성의 Al 합금 용탕을 주탕하여 응고시키고, 또한 이 쌍롤 사이에서 상기 응고 직후에 압하하고 또한 급냉하여 Al 합금 박판으로 한다.

<68> (롤 윤활)

<69> 이 때, 쌍롤로서는, 윤활제에 의해 표면이 윤활되어 있지 않은 롤을 이용하는 것이 바람직하다. 종래에는, 용탕이 롤 표면에 접촉 및 급냉되어 쌍롤 표면에 조형되는 응고 껍질(shell)의 균열을 방지하기 위해, 산화물 분말(알루미나 가루, 산화아연 가루 등), SiC 분말, 흑연 분말, 기름, 용융 유리 등의 윤활제(이형제)를 쌍롤 표면에 도포 또는 유하시켜 이용하는 것이 일반적이었다. 그러나, 이들 윤활제를 이용한 경우, 냉각 속도가 늦어져 필요한 냉각 속도가 얻어지지 않는다. 이 때문에, 8%를 초과하는 고 Mg의 Al-Mg계 합금판의 평균 도전율이 상기 규정 범위로부터 벗어날 가능성이 높아진다.

<70> 또한, 이들 윤활제를 이용한 경우, 쌍롤 표면에 있어서, 윤활제의 농도나 두께의 불균일에 의해 냉각의 불균일이 생기기 쉽고, 판의 부위에 따라서는 응고 속도가 불충분해지기 쉽다. 이 때문에, Mg 함유량이 높아질수록, 매크로 편석이나 마이크로 편석이 커져, Al-Mg계 합금판의 강도 연성 밸런스를 균일하게 하는 것이 곤란해질 가능성이 높아진다.

<71> 이로 인해, 일본 특허공개 제1989-202345호 공보에서도, 3.5% 이상의 Mg를 포함하는 Al-Mg계 합금판의 쌍롤식 연속 주조에 있어서, 윤활제에 의해 표면이 윤활되어 있지 않은 롤을 이용하여, 냉각 불균일에 의한 얼룩(blemish) 결함(표면 편석)을 방지하여 표면 품질을 향상시키는 것이 개시되어 있다. 그러나, 그 실시예에서 개시되어 있는 것은, 5%까지의 Mg량이며, 본 발명과 같은 Mg가 8%를 초과하는 고 Mg 량의 Al-Mg계 합금판의 개시는 없다. 즉, 본 발명과 같은 Mg가 8%를 초과하는 고 Mg량의 Al-Mg계 합금판의 영역에서의 쌍롤식 연속 주조에 있어서, 윤활제를 사용한 쪽이 좋거나 나쁜 것은 그 효과를 비롯해 전혀 불명확하며, 상기한 바와 같이 윤활제를 사용하는 쪽이 일반적이었다.

<72> (냉각 속도)

<73> 예컨대, 주조하는 판 두께가 1 내지 13mm인 비교적 박판의 범위이어도, 이 쌍롤에 의한 주조의 냉각 속도는 50℃/s 이상의 가능한 한 빠른 속도가 요구된다. 상기 윤활제를 이용한 경우, 이론 계산상은 냉각 속도가 빠르더

라도, 실질적인, 또는 실제로 있을 수 있는 냉각 속도가 실질적으로 50℃/s 미만이 되기 쉽다. 이 때문에, 평균 결정립이 50μm를 넘어 조대화됨과 동시에, Al-Mg계 등의 금속간 화합물 전반이 조대화되거나 다량으로 정출된다. 이 결과, 도전율이 상기 범위로부터 벗어날 가능성이 높다. 이 때문에, 강도 연성 밸런스가 저하되어, 프레스 성형성이 현저히 저하될 가능성이 높아진다. 또한, 판의 균질성도 저하된다.

<74> 한편, 이 냉각 속도는 직접 계측은 어렵기 때문에 주조된 판(주괴)의 덴드라이트 암 스페이싱(dendrite arm spacing)(덴드라이트 2차 지간축: DAS)으로부터 공지된 방법(예컨대, 경금속 학회, 1988년 8월 20일 발행, 「덴드라이트 암 스페이싱과 냉각 속도의 측정 방법」 등에 기재)에 의해 구한다. 즉, 주조된 판의 주조 조직에서의 서로 인접하는 덴드라이트 2차 아암(2차 가지)의 평균 간격 d를 교차법을 이용하여 계측하고(시야수 3 이상, 교점수는 10 이상), 이 d를 이용하여 다음 식,  $d=62 \times C^{-0.337}$  (단, d: 덴드라이트 2차 아암 간격 mm, C: 냉각 속도 ℃/s)로부터 구한다.

<75> (주조 판 두께)

<76> 쌍롤에 의해 연속 주조하는 박판의 판 두께는 1 내지 13mm의 범위로 한다. 그리고, 바람직하게는 1mm 이상 5mm 미만의 박판 두께로 한다. 판 두께 1mm 미만의 연속 주조는 쌍롤 사이의 주탕이나 쌍롤 사이의 롤 갭 제어 등의 주조 한계로 인해 곤란하다. 다른 한편, 판 두께가 13mm, 보다 엄격하게는 판 두께가 5mm를 넘어 두꺼운 경우, 주조의 냉각 속도가 현저히 늦어지고, Al-Mg계 등의 금속간 화합물 전반이 조대화되거나 다량으로 정출되는 경향이 있다. 이 결과, 도전율이 상기 범위로부터 벗어날 가능성이 높다. 이 때문에, 강도 연성 밸런스가 저하되어, 프레스 성형성이 현저히 저하될 가능성이 높아진다.

<77> (주탕 온도)

<78> Al 합금 용탕을 쌍롤에 주탕할 때의 주탕 온도는, 액상선 온도+30℃ 이하로 하는 것이 바람직하다. 주탕 온도가 액상선 온도+30℃를 초과하는 경우, 후술하는 주조 냉각 속도가 작아지고, Al-Mg계 등의 금속간 화합물 전반이 조대화되거나 다량으로 정출되고, 도전율이 상기 범위로부터 벗어날 가능성이 있다. 이 결과, 강도 연성 밸런스가 저하되어, 프레스 성형성이 현저히 저하될 가능성이 있다. 또한, 쌍롤의 압하 효과가 작아지고, 중심 결함이 많아져, Al 합금판으로서의 기본적인 기계적 성질 자체가 저하될 가능성이 있다.

<79> (쌍롤 주속(周速))

<80> 회전하는 한 쌍의 쌍롤의 주속은 1m/min 이상으로 하는 것이 바람직하다. 쌍롤의 주속이 1m/min 미만이면, 용탕과 주형(쌍롤)과의 접촉 시간이 길어져, 주조 박판의 표면 품질이 저하될 가능성이 있다. 이러한 점에서, 쌍롤의 주속은 빠를수록 좋으며, 바람직한 주속은 30m/min 이상이다.

<81> (냉간 압연)

<82> 이와 같이 주조된 Al 합금판은, 온라인에서나 오프라인에서 열간 압연하지 않고 자동차 패널용의 제품판의 판 두께 0.5 내지 3mm로 냉각 압연되어 주조 조직이 가공 조직화된다. 이 가공 조직화 정도는 냉간 압연의 압하량에 따라 주조 조직이 잔류하는 경우도 있지만, 프레스 성형성이나 기계적인 특성을 저해하지 않는 범위에서 허용된다. 한편, 냉간 압연 이전 또는 냉간 압연 도중에 통상의 조건으로 중간 어닐링을 실시하여도 좋다.

<83> (최종 어닐링)

<84> Al 합금 냉연판은, 400℃ 내지 액상선 온도에서 최종 어닐링하는 것이 바람직하다. 어닐링 온도가 400℃ 미만이면, 용체화 효과가 얻어지지 않을 가능성이 높다. 또한, 이 최종 어닐링 후에는, 500 내지 300℃의 온도 범위를 5℃/s 이상의 가능한 한 빠른 냉각 속도로 냉각할 필요가 있다.

<85> 최종 어닐링 후의 평균 냉각 속도가 느리고, 5℃/s 미만이면, 냉각 과정에서 Al-Mg계 등의 금속간 화합물 전반이 다량으로 석출된다. 이 결과, 도전율이 상기 범위로부터 벗어날 가능성이 높고, 강도 연성 밸런스가 저하되어, 프레스 성형성이 현저히 저하되고 판의 균질성도 저하될 가능성이 높다.

<86> (열 이력 공정)

<87> 본 발명에 있어서, 상기 판상 주괴 또는 박판을 400℃ 이상의 온도로 가열할 때, 또는 상기 200℃를 초과하는 고온으로부터 판상 주괴 또는 박판을 냉각할 때라는 것은, 상기한 바와 같이 Al-Mg계 금속간 화합물이 발생할 가능성이 충분히 있는 열 이력 공정을 의미한다.

<88> 그리고, 이것도 상기한 바와 같이, 이들 열 이력 공정은, 쌍롤식 연속 주조 방법에 의한 고 Mg의 Al-Mg계 합금

판의 제조방법에 있어서, 판의 성형성을 향상시키기 위해서나 제조 효율이나 수율 향상 등의 공정 설계상 선택적으로 포함된다. 따라서, 이들 열 이력 공정이 선택적으로 단독으로 또는 조합되어 제조 공정에 포함되는 경우에는, 이들 열 이력 공정마다 Al-Mg계 금속간 화합물 발생을 억제하는 조건에서 실시한다. 이하에, 이러한 열 이력 공정마다 Al-Mg계 금속간 화합물 발생을 억제하는 조건에 관하여 설명한다.

- <89> (주조 직후의 냉각 과정)
- <90> 쌍롤식 연속 주조 방법에 의한 판상 주괴의 주조 직후에서 예컨대 실온까지 냉각할 때, 판상 주괴가 200℃까지 인 온도 범위에 있어서, 냉각 속도가 느리면 Al-Mg계 금속간 화합물이 발생할 가능성이 충분히 있다. 이 때문에, 이러한 냉각 공정을 선택적으로 행할 때에는, Al-Mg계 금속간 화합물 발생을 억제하기 위해서, 판상 주괴의 주조 직후로부터 200℃까지의 온도 범위를 평균 냉각 속도를 5℃/s 이상으로 하여 냉각한다.
- <91> (균질화 열처리)
- <92> 쌍롤식 연속 주조 방법에 의한 판상 주괴를, 주괴 균질화를 위해, 냉간 압연 전에 400℃ 이상 액상선 온도 이하로 선택적으로 균질화 열처리(균열 처리, 조질 어닐링이라고도 함)하는데 있어서, 주괴의 승온 시와 냉각 시 모두 도중 과정에서 승온 속도와 냉각 속도가 느리면, Al-Mg계 금속간 화합물이 발생할 가능성이 충분히 있다. 특히, Al-Mg계 금속간 화합물이 발생할 가능성이 높은 온도 영역은, 승온 시는 주괴 중심부의 온도가 200℃로부터 400℃까지의 범위, 냉각 시는 균질화 열처리 온도로부터 100℃까지의 범위이다.
- <93> 이 때문에, 이러한 균질화 열처리를 선택적으로 행할 때에는, Al-Mg계 금속간 화합물 발생을 억제하기 위해, 균질화 열처리 온도로의 가열 시에, 주괴 중심부의 온도가 200℃로부터 400℃까지의 범위일 때의 평균 승온 속도를 5℃/s 이상으로 한다. 또한, 균질화 열처리 온도로부터의 냉각에 있어서, 균질화 열처리 온도로부터 100℃까지 범위에서의 평균 냉각 속도를 5℃/s 이상으로 한다.
- <94> (주조 후의 냉간 압연)
- <95> 쌍롤식 연속 주조 방법에 의한 판상 주괴의 주조 직후로부터 실온까지 냉각하지 않고서, 예컨대 연속하여 냉간 압연(또는 온간 압연)을 행하는 경우가 있다. 이러한 경우는, 냉간 압연(또는 온간 압연) 개시 온도가 300℃ 이상인 경우에, 냉간 압연 중에 Al-Mg계 금속간 화합물이 발생할 가능성이 충분히 있다.
- <96> 따라서, 냉간 압연(또는 온간 압연)을 주조 후에 온도가 300℃ 이상인 상기 판상 주괴에 대하여 선택적으로 행하는 경우에는, 냉간 압연 중(또는 온간 압연 중)의 판의 평균 냉각 속도를 50℃/s 이상으로 하거나, 냉간 압연 후(또는 온간 압연 후)의 판의 평균 냉각 속도 50℃/s 이상으로 냉각한다.
- <97> (냉간 압연 후의 최종 어닐링)
- <98> 냉간 압연 후에 판을 400℃ 이상 액상선 온도 이하에서 선택적으로 최종 어닐링(용체화 처리라고도 함)하는데 있어서, 판의 승온 시와 냉각 시 모두 도중 과정에서 승온 속도와 냉각 속도가 느리면, Al-Mg계 금속간 화합물이 발생할 가능성이 충분히 있다. 특히, Al-Mg계 금속간 화합물이 발생할 가능성이 높은 온도 영역은, 최종 어닐링 온도까지의 승온 시는 판 중심부의 온도가 200℃로부터 400℃까지의 범위이고, 냉각 시는 최종 어닐링 온도로부터 100℃까지의 범위이다.
- <99> 이 때문에, 이러한 용체화 처리를 선택적으로 행할 때에는, Al-Mg계 금속간 화합물 발생을 억제하기 위해, 최종 어닐링 온도로의 가열 시에 판 중심부의 온도가 200℃로부터 400℃까지의 범위일 때의 평균 승온 온도를 5℃/s 이상으로 한다. 또한, 최종 어닐링 온도로부터 냉각하는데 있어서는, 최종 어닐링 온도로부터 100℃까지의 범위에서의 평균 냉각 속도를 5℃/s 이상으로 한다.
- <100> 이에 의해, 각 열 이력 공정에서의 Al-Mg계의 금속간 화합물의 발생을 억제하여, 고 Mg의 Al-Mg계 합금판의 프레스 성형성을 향상시킨다. 또한, 이 Al-Mg계의 금속간 화합물의 발생을 억제함으로써, Al-Fe계, Al-Si계 등의 프레스 성형성을 저하시키는 다른 금속간 화합물 등을 비롯한 금속간 화합물 전반을 그 석출 상태나 양을 포함해서 억제할 수 있다.
- <101> 한편, Al 합금 냉간 압연판은, 400℃ 내지 액상선 온도에서 최종 어닐링하는 것이 바람직하다. 이 어닐링 온도가 400℃ 미만이면 용체화 효과가 얻어지지 않을 가능성이 높다.
- <102> (냉간 압연)
- <103> 통상의 냉간 압연은, 즉 상기한 판상 주괴의 주조 직후로부터 실온까지 냉각하지 않고서 Al 합금 판상 주괴를

냉간 압연하는 것 이외의, 실온까지 냉각하고 나서 행하는 냉간 압연은 온라인에서나 오프라인에서 열간 압연을 하지 않고 자동차 패널용의 제품관의 판 두께 0.5 내지 3mm로 압연하여 주조 조직을 가공 조직화한다. 이 가공 조직화의 정도는 냉간 압연의 압하량에 따라 주조 조직이 잔류하는 경우도 있지만, 프레스 성형성이나 기계적인 특성을 저해하지 않는 범위에서 허용된다.

<104> 한편, 냉간 압연의 도중에 통상의 조건에서 중간 어닐링을 실시하더라도 좋지만, 그 경우 400℃ 이상의 온도에서 중간 어닐링하는 경우에는, Al-Mg계 금속간 화합물 발생을 억제하기 위해서, 승온과 냉각의 과정을 상기 최종 어닐링과 동일한 조건에서 행한다.

<105> (평균 결정 입경)

<106> Al 합금판 표면의 평균 결정 입경은 100 $\mu$ m 이하로 미세화시키는 것이, 강도 연성 밸런스를 만족시키는 전제 조건으로서 바람직하다. 결정 입경을 이 범위로 잘게 내지 작게 함으로써, 프레스 성형성이 확보 내지 향상된다. 결정 입경이 100 $\mu$ m를 넘어 조대화된 경우, 프레스 성형성이 현저히 저하되고, 성형 시의 균열이나 표면 거칠어짐 등의 불량 발생이 쉬워진다. 한편, 평균 결정 입경이 지나치게 잘게 되더라도, 5000계 Al 합금판에 특유의 SS(stretcher-strain) 마크가 프레스 성형 시에 발생하기 때문에, 이 관점에서는 평균 결정 입경은 20 $\mu$ m 이상으로 하는 것이 바람직하다.

<107> 본 발명에서 말하는 결정 입경이란 판의 길이(L) 방향의 결정립의 최대 직경이다. 이 결정 입경은 Al 합금판을 0.05 내지 0.1mm 기계 연마한 후 전해 에칭한 표면을, 100배의 광학 현미경을 이용하여 관찰하고, 상기 L 방향에서 라인 인터셉트(line intercept)법으로 측정한다. 1 측정 라인 길이는 0.95mm로 하고, 1 시야당 각 3개로 합계 5 시야를 관찰함으로써 전체 측정 라인 길이를 0.95 $\times$ 15mm로 한다.

**실시예**

실시예 1

<109> 이하에 본 발명의 실시예 1을 설명한다. 표 1에 나타내는 여러 화학 성분 조성의 Al-Mg계 Al 합금 용탕(발명에 A 내지 M, 비교예 N 내지 X)을, 상기한 쌍롤 연속 주조법에 의해, 표 2에 나타내는 조건에서 각 판 두께(3 내지 5mm)로 주조했다. 그리고, 이들 각 Al 합금 주조 박판을 판 두께 1.5mm까지 냉간 압연했다. 또한, 이들 각 냉간 압연판을 표 2에 나타내는 조건으로 연속 어닐링로에서 최종 어닐링 및 냉각을 했다. 이들 발명에 및 비교예 모두, 수득된 Al 합금판 표면의 평균 결정 입경은 30 내지 60 $\mu$ m의 범위였다.

<110> 여기에서, 쌍롤 연속 주조 시의 쌍롤의 주속 70m/min, Al 합금 용탕을 쌍롤에 주탕할 때의 주탕 온도는 액상선 온도+20℃로 각 예 모두 일정하게 했다. SiC 및 알루미늄의 분말을 물에 현탁시킨 윤활제에 의한 쌍롤 표면의 윤활은, 표 2의 비교예 15 및 16만 행하고, 다른 예는 모두 쌍롤 표면의 윤활 없음(무윤활)으로 연속 주조하였다.

<111> 이와 같이 수득된, 최종 어닐링 후의 고 Mg의 Al-Mg계 Al 합금판으로부터, 프레스 성형되는 부위의, 길이 방향에 걸쳐, 서로 간의 간격이 100mm 이상으로 떨어진 임의의 측정 개소 5 개소에서의 각 도전율의 평균치(IACS%)를 측정했다. 또한, 판의 균질성을 평가하기 위해, 이들 각 도전율 중 최대의 도전율과 최소의 도전율의 차이인  $\Delta$ 도전율(IACS%)을 구했다.

<112> 또한, 상기 각 도전율 측정 개소에서 시험편을 채취하여, 각 시험편의 기계적 성질과, 강도 연성 밸런스[인장강도(TS:MPa) $\times$ 전체 신도(EL:%)](MPa%)의 평균치를 구하고, 또한 프레스 성형되는 판 부위로부터, 길이 방향에 걸쳐, 서로 간의 간격이 100mm 이상으로 떨어진 임의의 각 시험편을 5장 채취하여 성형성 등의 특성도 측정 및 평가했다. 이들 결과를 표 3에 나타낸다.

<113> 인장 시험은 JIS Z 2201에 따라 행함과 함께, 시험편 형상은 JIS 5호 시험편으로 행하고, 시험편 길이 방향이 압연 방향과 일치하도록 제작했다. 또한, 크로스헤드 속도는 5mm/분으로 시험편이 파단할 때까지 일정한 속도로 행했다.

<114> 성형성의 재료 시험 평가로서는, JIS Z 2247에 준거하여 에리ksen(Erichsen) 시험(mm)을 행했다.

<115> 그리고, 실제의 자동차 아우터 패널로서의 성형성을 평가하기 위해, 상기 수득된 고 Mg의 각 Al-Mg계 합금판을 프레스 성형 및 구부림 가공했다. 이들 결과도 표 3에 나타낸다.

<116> 프레스 성형 시험은, 상기 채취 시험편(한 변이 200mm인 정방형 블랭크) 5장을, 중앙부에 한 변이 60mm이고 높이가 30mm인 각진 통 형상의 장출부와, 이 장출부의 4 주위에 평탄한 플랜지부를 갖는 햇형(hat-shaped) 패널로

기계적 프레스에 의해 장출 성형했다. 주름 압력은 49kN, 윤활유는 일반 방청유, 성형 속도는 20mm/분인 동일한 조건에서 행했다.

- <117> 그리고, 5회(5장)의 프레스 성형 모두에서, 상기 장출부의 4 주위나 평탄한 플랜지부에 균열이 생기지 않은 것을 ○, 5회의 프레스 성형 모두에서 균열은 없지만 SS 마크나 표면 거칠어짐이 생긴 것을 △, 1회에서도 상기 균열이 생긴 것을 ×라고 평가했다.
- <118> 구부림 가공성은, 상기 채취 시험편을, 자동차 아우터 패널의 프레스 성형 후에 플랫 헴(flat hem) 가공되는 것을 모의하여 상온에서 시험편에 10%의 스트레치를 행한 후, 구부림 시험을 행하여 평가했다. 시험 조건은 상기 채취 시험편을, JIS Z 2204에 규정되는 3호 시험편(폭 30mm×길이 200mm)을 이용하여, 시험편 길이 방향이 압연 방향과 일치하도록 제작했다. 구부림 시험은 JIS Z 2248에 규정되는 V 블록법에 의해, 플랫 헴 가공을 모의하여, 선단 반경 0.3mm, 구부림 각도 60도의 가압 치구로 60도로 구부린 후, 180도로 더 구부렸다. 이 때, 예컨대 아우터 패널의 헴 가공에서는 이너 패널이 구부림부 안에 끼워지지만, 조건을 엄격히 하기 위해 이러한 Al 합금판을 끼워넣지 않고 180도로 구부렸다.
- <119> 그리고, 구부림 시험 후의 구부림부(만곡부)의 균열의 발생 상황을 관찰하고, 5회(5장)의 시험 모두에서 구부림부 표면에 균열이나 표면 거칠어짐 등의 이상이 없는 것을 ○, 5회의 시험 모두에서 균열은 없으나 표면 거칠어짐이 생기는 것을 △, 1회에서도 균열이 있는 것을 ×로 평가하였다.
- <120> 표 1 및 2에서와 같이, 표 1의 A 내지 M의 본 발명 범위내의 조성을 갖는 고 Mg의 Al-Mg계 Al 합금판으로서, 본 발명 범위내의 조건으로 쌍롤 연속 주조, 냉간 압연, 최종 어닐링된 발명에 1 내지 14는 도전율이 본 발명 범위 내인 동시에 도전율의 격차를 나타내는 ΔA 도전율도 작고, 강도 연성 밸런스가 높고 또한 균일하기 때문에, 판의 각 부위에서의 프레스 성형성이나 그의 균열성이 우수하다.
- <121> 이에 반해, 비교예 15 및 16은 표 1의 A 및 B의 본 발명 범위내의 조성을 갖는 고 Mg의 Al-Mg계 합금에이지만, 쌍롤의 윤활을 행하고, 냉각 속도가 100℃/s 미만인 바람직한 제조 조건의 범위 밖에서 제조되었다. 이 때문에, 비교예 15 및 16은 도전율이 본 발명 범위로부터 벗어나고, 강도 연성 밸런스가 낮고, 구부림 가공이나 프레스 성형성이 뒤떨어진다. 또한, Δ도전율도 높고, 판의 균질성도 뒤떨어진다.
- <122> 비교예 17은 표 1의 B의 본 발명 범위 내의 조성을 갖는 고 Mg의 Al-Mg계 Al 합금에이기는 하지만, 최종 어닐링 시의 냉각 속도가 느리다. 이 때문에, 비교예 17은 도전율이 본 발명 범위로부터 벗어나고, 강도 연성 밸런스가 낮고, 구부림 가공성이나 프레스 성형성이 뒤떨어진다. 또한, Δ도전율도 높고, 판의 균질성도 뒤떨어진다.
- <123> 표 1의 N 내지 X의 발명 범위 밖의 조성을 갖는 합금을 이용한 비교예 18 내지 28은 바람직한 조건의 범위내에서 쌍롤 연속 주조, 냉간 압연, 최종 어닐링되어 있음에도 불구하고, 프레스 성형성이 발명에 비해 현저히 뒤떨어진다.
- <124> 비교예 18은 Mg 함유량이 하한을 하회하여 지나치게 적은 N의 합금을 이용하고 있기 때문에, 도전율이 너무 낮다. 그 결과, 강도 연성 밸런스가 낮아, 구부림 가공성이나 프레스 성형성이 뒤떨어진다.
- <125> 비교예 19는 Mg 함유량이 상한을 상회하여 지나치게 많은 O의 합금을 이용하고 있기 때문에, 도전율이 너무 높다. 그 결과, 강도 연성 밸런스가 낮아, 구부림 가공성이나 프레스 성형성이 뒤떨어진다. 따라서, 이들로부터 Mg 함유량의 강도, 연성, 강도 연성 밸런스 및 성형성에 대한 임계적 의의를 알 수 있다.
- <126> 비교예 20은 Fe 함유량이 상한을 상회하여 지나치게 많은 P의 합금을 이용하고 있다.
- <127> 비교예 21은 Si 함유량이 상한을 상회하여 지나치게 많은 Q의 합금을 이용하고 있다.
- <128> 비교예 22는 Mn 함유량이 상한을 상회하여 지나치게 많은 R의 합금을 이용하고 있다.
- <129> 비교예 23은 Cr 함유량이 상한을 상회하여 지나치게 많은 S의 합금을 이용하고 있다.
- <130> 비교예 24는 Zr 함유량이 상한을 상회하여 지나치게 많은 T의 합금을 이용하고 있다.
- <131> 비교예 25는 V 함유량이 상한을 상회하여 지나치게 많은 U의 합금을 이용하고 있다.
- <132> 비교예 26은 Ti 함유량이 상한을 상회하여 지나치게 많은 V의 합금을 이용하고 있다.
- <133> 비교예 27은 Cu 함유량이 상한을 상회하여 지나치게 많은 W의 합금을 이용하고 있다.
- <134> 비교예 28은 Zn 함유량이 상한을 상회하여 지나치게 많은 X의 합금을 이용하고 있다.

<135>

이 결과, 이들 비교예는, 강도 연성 밸런스가 낮고, 구부림 가공성이나 프레스 성형성이 뒤떨어진다. 따라서, 이들로부터, 각 원소의 강도, 연성, 강도 연성 밸런스 및 성형성에 대한 임계적 의의를 알 수 있다.

표 1

구분	번호	Al 합금판의 화학 성분 조성(질량%, 잔부 Al)										
		Mg	Fe	Si	Ti	B	Mn	Cr	Zr	V	Cu	Zn
발 명 예	A	8.1	0.25	0.21	0.01	0.002	—	—	—	—	—	—
	B	10.5	0.25	0.21	0.01	0.002	—	—	—	—	—	—
	C	13.8	0.25	0.21	0.01	0.002	—	—	—	—	—	—
	D	10.5	0.90	0.21	0.01	0.002	—	—	—	—	—	—
	E	10.5	0.25	0.50	0.01	0.002	—	—	—	—	—	—
	F	10.5	0.25	0.21	0.01	0.002	0.20	—	—	—	—	—
	G	10.5	0.25	0.21	0.01	0.002	—	0.20	—	—	—	—
	H	10.5	0.25	0.21	0.01	0.002	—	—	0.20	—	—	—
	I	10.5	0.25	0.21	0.01	0.002	—	—	—	0.20	—	—
	J	10.5	0.25	0.21	0.08	0.002	—	—	—	—	—	—
	K	10.5	0.25	0.21	0.01	0.002	—	—	—	—	0.80	—
	L	10.5	0.25	0.21	0.01	0.002	—	—	—	—	—	0.80
	M	10.5	0.25	0.21	0.01	0.002	—	—	0.20	—	0.80	—
비 교 예	N	7.6	0.25	0.21	0.01	0.002	—	—	—	—	—	—
	O	15.0	0.25	0.21	0.01	0.002	—	—	—	—	—	—
	P	10.5	1.10	0.21	0.01	0.002	—	—	—	—	—	—
	Q	10.5	0.25	0.60	0.01	0.002	—	—	—	—	—	—
	R	10.5	0.25	0.21	0.01	0.002	0.40	—	—	—	—	—
	S	10.5	0.25	0.21	0.01	0.002	—	0.40	—	—	—	—
	T	10.5	0.25	0.21	0.01	0.002	—	—	0.40	—	—	—
	U	10.5	0.25	0.21	0.01	0.002	—	—	—	0.40	—	—
	V	10.5	0.25	0.21	0.15	0.002	—	—	—	—	—	—
	W	10.5	0.25	0.21	0.01	0.002	—	—	—	—	1.20	—
	X	10.5	0.25	0.21	0.01	0.002	—	—	—	—	—	1.20

<136>

\* 함유량의 기재에 있어서, -의 기재는 0.002% 미만(검출 한계 이하)임을 나타낸다.

표 2

구분	번호	합금 표 1	쌍롤 연속 주조				냉연		최종 어닐링		Al 합금판의 특성										
			쌍롤 연속 가공	냉각 속도 ℃/s	판 두께 mm	판 두께 mm	온도 ℃	냉각 속도 ℃/s	도전 율 IACS %	△도 전율 IACS %	인장 강도 MPa	0.2 % 내력 MPa	전체 신도 %	TS×EL MPa%	구부림 가공성	에릭센 값 mm	프레스 성형성				
발 명 예	1	A	없음	800	5	1.5	450	10.0	25.3	0.3	370	200	37	13690	○	10.7	○				
	2	B	없음	200	5	1.5	450	10.0	22.9	0.2	385	205	38	14630	○	10.8	○				
	3	B	없음	800	3	1.5	450	10.0	22.5	0.4	395	212	39	15405	○	11.0	○				
	4	C	없음	800	3	1.5	450	10.0	20.1	0.4	390	209	38	14820	○	10.8	○				
	5	D	없음	800	3	1.5	450	10.0	22.1	0.3	360	191	36	12960	○	10.5	○				
	6	E	없음	800	3	1.5	450	10.0	22.0	0.3	355	189	35	12425	○	10.5	○				
	7	F	없음	800	3	1.5	450	10.0	21.9	0.5	395	195	38	15010	○	10.8	○				
	8	G	없음	800	3	1.5	450	10.0	22.4	0.5	400	201	37	14900	○	10.8	○				
	9	H	없음	800	3	1.5	450	10.0	22.3	0.5	400	200	37	14900	○	10.7	○				
	10	I	없음	800	3	1.5	450	10.0	22.4	0.5	395	198	36	14220	○	10.6	○				
	11	J	없음	800	3	1.5	450	10.0	22.5	0.4	400	195	37	14800	○	10.6	○				
	12	K	없음	800	3	1.5	450	10.0	22.0	0.5	405	210	35	14175	○	10.6	○				
	13	L	없음	800	3	1.5	450	10.0	22.1	0.4	400	208	36	14400	○	10.6	○				
	14	M	없음	800	3	1.5	450	10.0	21.8	0.2	405	195	36	14580	○	10.6	○				
비 교 예	15	A	있음	80	5	1.5	450	10.0	27.5	1.2	330	175	30	9900	×	9.7	×				
	16	B	있음	80	5	1.5	450	10.0	26.2	1.1	340	180	31	10540	×	9.8	×				
	17	B	없음	800	3	1.5	450	0.5	27.0	0.7	320	170	30	9600	×	9.7	×				
	18	N	없음	800	3	1.5	450	10.0	26.1	0.9	345	183	30	10350	×	9.8	×				
	19	O	없음	800	3	1.5	450	10.0	18.8	0.6	350	186	34	11900	△	10.2	△				
	20	P	없음	800	3	1.5	450	10.0	19.6	0.8	350	185	33	11550	△	9.9	△				
	21	Q	없음	800	3	1.5	450	10.0	19.0	0.8	345	183	33	11385	△	10.0	△				
	22	R	없음	800	3	1.5	450	10.0	21.3	0.7	355	190	32	11380	×	9.8	×				
	23	S	없음	800	3	1.5	450	10.0	21.9	0.8	360	198	30	10800	×	9.3	×				
	24	T	없음	800	3	1.5	450	10.0	21.8	0.9	350	195	31	10850	×	9.5	×				
	25	U	없음	800	3	1.5	450	10.0	21.9	0.8	345	190	30	10350	×	9.2	×				
	26	V	없음	800	3	1.5	450	10.0	21.8	0.7	360	192	30	10800	×	9.4	×				
	27	W	없음	800	3	1.5	450	10.0	21.0	0.6	360	195	29	10440	×	9.2	×				
	28	X	없음	800	3	1.5	450	10.0	21.1	0.6	365	200	29	10585	×	9.2	×				

<137>

<138>

실시예 2

<139>

이하에 본 발명의 실시예 2를 설명한다. 표 1에 나타내는 여러 화학 성분 조성의 Al-Mg계 Al 합금 용탕(발명예 A 내지 I, 비교예 J 내지 M)을 상기한 쌍롤 연속 주조법에 의해 판상 주괴(각 판 두께: 3 내지 5mm)로 주조하였

다. 그리고, 표 2에 나타내는 제조법 타입에 의해 표 3에 나타내는 구체적인 각 공정 조건으로 각 판상 주괴 (Al 합금 주조 박판)로부터 냉간 압연판(각 판 두께: 1.5mm)을 제조했다. 이들 발명에 및 비교예 모두 수득된 Al 합금판 표면의 평균 결정 입경은 비교예 13을 제외하고 30 내지 60 $\mu$ m의 범위였다.

- <140> 여기에서, 쌍롤 연속 주조 시의 쌍롤의 주속은 70m/min, Al 합금 용탕을 쌍롤에 주탕할 때의 주탕 온도는 액상 선 온도+20℃로 각 예 모두 일정하게 하였다. SiC 및 알루미늄의 분말을 물에 현탁시킨 윤활제에 의한 쌍롤 표면의 윤활은 표 2의 비교예 15 및 16만 행하고, 다른 예는 모두 쌍롤 표면의 윤활 없음(무 윤활)으로 연속 주조 하였다.
- <141> 이와 같이 수득된 최종 어닐링 후의 고 Mg의 Al-Mg계 Al 합금판으로부터, 프레스 성형되는 부위의, 길이 방향에 걸쳐, 서로 간의 간격이 100mm 이상으로 떨어진 임의의 측정 개소 5 개소에서 각각 시험편을 채취하여 각종 시험 및 평가를 실시했다.
- <142> 각 시험편 조직에 대하여, 250배의 주사형 전자 현미경을 이용하여 관찰하고, 시야내의 Al-Mg계 금속간 화합물의 평균 입경( $\mu$ m)과 평균 면적율(%)을 각각 측정하여 평균화했다. 조직(시야)내에 존재하는 Al-Mg계 금속간 화합물(석출물)에 대해서는 X선 회절법에 의해 동정하여 식별하고, 관찰되는 개개의 Al-Mg계 금속간 화합물의 최대의 입경을 측정한 다음에 평균화하고, 또한 상기 각 시험편 사이에서 평균화한 것을 평균 입경으로 했다. 또한, 면적율에 관해서도, 관찰되는 Al-Mg계 금속간 화합물 모든 시야내에 차지하는 면적을 화상 해석으로써 구하여, 상기 각 시험편 사이에서 평균화한 것을 평균 면적율로 했다.
- <143> 각 시험편의 기계적 성질과, 강도 연성 밸런스[인장 강도(TS: MPa) $\times$ 전체 신도(L: %)]의 평균치를 구했다.
- <144> 인장 시험은 실시예 1과 마찬가지로 JIS Z 2201에 따라 행함과 함께, 시험편 형상은 JIS 5호 시험편으로 행하고, 시험편은 시험편 길이 방향이 압연 방향과 일치하도록 제작했다. 또한, 크로스 헤드 속도는 5mm/분으로 시험편이 파단할 때까지 일정한 속도로 실시했다.
- <145> 각 시험편의 성형성의 재료 시험 평가로서는, JIS Z 2247에 준거하여 에릭센 시험(mm)을 행했다. 이들 결과를 표 6에 나타낸다.
- <146> 또한, 상기 프레스 성형되는 판 부위로부터, 길이 방향에 걸쳐, 서로 간의 간격이 100mm 이상으로 떨어진 개소에서 블랭크를 각 시험 마다 5장 채취하여, 성형성 등의 특성도 시험 및 평가했다. 이들 결과도 표 6에 나타낸다.
- <147> 그리고, 실제의 자동차 아우터 패널로서의 성형성을 평가하기 위해, 상기 수득된 고 Mg의 각 Al-Mg계 Al 합금판을 프레스 성형 및 구부림 가공하였다.
- <148> 프레스 성형 시험은 실시예 1과 마찬가지로 상기 채취 시험편(한 변이 200mm인 정방형의 블랭크) 5장을, 중앙부에 한 변이 60mm이고 높이가 30mm인 각진 통 형상의 장출부와, 이 장출부의 4 주위에 평탄한 플랜지부를 갖는 햇형 패널로 기계적 프레스에 의해 장출 성형했다. 주름 압력은 49kN, 윤활유는 일반 방청유, 성형 속도는 20 mm/분의 동일한 조건에서 행했다.
- <149> 그리고, 5회(5장)의 프레스 성형 모두에서, 상기 장출부의 4 주위나 평탄한 플랜지부에 균열이 생기지 않은 것을 ○, 5회의 프레스 성형 모두에서 균열은 없지만 SS 마크나 표면 거칠어짐이 생긴 것을 △, 1회에서도 상기 균열이 생긴 것을 ×라고 평가했다.
- <150> 구부림 가공성은, 실시예 1과 마찬가지로, 상기 채취 시험편을, 자동차 아우터 패널의 프레스 성형 후에 플랫헵 가공되는 것을 모의하여 상온에서 시험편에 10%의 스트레치를 행한 후, 구부림 시험을 행하여 평가했다. 시험 조건은 상기 채취 시험편을, JIS Z 2204에 규정되는 3호 시험편(폭 30mm $\times$ 길이 200mm)을 이용하여, 시험편 길이 방향이 압연 방향과 일치하도록 제작했다. 구부림 시험은 JIS Z 2248에 규정되는 V 블록법에 의해, 플랫헵 가공을 모의하여, 선단 반경 0.3mm, 구부림 각도 60도의 가압 치구로 60도로 구부린 후, 180도로 더 구부렸다. 이 때, 예컨대 아우터 패널의 헵 가공에서는 이너 패널이 구부림부 안에 끼워지지만, 조건을 엄격히 하기 위해 이러한 Al 합금판을 끼워넣지 않고 180도로 구부렸다.
- <151> 그리고, 구부림 시험 후의 구부림부(만곡부)의 균열의 발생 상황을 관찰하고, 5회(5장)의 시험 모두에서 구부림부 표면에 균열이나 표면 거칠어짐 등의 이상이 없는 것을 ○, 5회의 시험 모두에서 균열은 없으나 표면 거칠어짐이 생기는 것을 △, 1회에서도 균열이 있는 것을 ×로 평가하였다.
- <152> 표 3 내지 6에서와 같이, 표 3의 A 내지 I의 본 발명 범위의 조성을 갖는 발명에 1 내지 12는, 고 Mg의 Al-Mg계

합금판 예로서, 쌍롤에 주조 후에 상기 판상 주괴 중심부가 응고하기까지의 평균 냉각 속도를 50℃/s 이상으로 하여 주조하고, 또한 그 후의 열 이력 공정에 있어서 상기 판상 주괴 또는 박판을 400℃ 이상의 온도로 가열하는데 있어서는, 상기 판상 주괴 또는 박판의 중심부의 온도가 200℃로부터 400℃까지의 범위일 때의 평균 승온 속도를 5℃/s 이상으로 하고, 200℃를 초과하는 고온으로부터 판상 주괴 또는 박판을 냉각하는데 있어서는, 200℃의 온도까지의 평균 냉각 속도를 5℃/s 이상으로 하여 냉각하였다.

<153> 이 결과, 발명에 1 내지 12는 주조 후의 열 이력 공정을 거치고 있음에도 불구하고, Al-Mg계 금속간 화합물의 평균 입경(μm)과 평균 면적율(%)이 작고, 강도 연성 밸런스가 높고, 또한 판의 각 부위에서의 프레스 성형성이나 이들 특성의 균질성이 우수하다.

<154> 이에 반해, 비교예 13은 표 3의 B의 본 발명 범위내의 조성을 갖는 합금예이기는 하지만, 쌍롤의 윤활을 행하고, 주조 시의 냉각 속도가 50℃/s 미만으로 너무 낮다. 이 때문에, 비교예 13은 Al-Mg계 금속간 화합물의 평균 입경(μm)과 평균 면적율(%)이 발명에 비해 크다. 또한, 평균 결정 입경도 300μm로 커졌다. 이 결과, 비교예 13은 강도 연성 밸런스가 낮고, 구부림 가공성이나 프레스 성형성이 뒤떨어진다. 또한, 판의 균질성도 뒤떨어진다.

<155> 비교예 14 내지 18은 표 1의 B의 본 발명 범위내 Al-Mg계 합금예이기는 하지만, 주조 후의 열 이력 공정의 어디에서도 상기 평균 승온 속도나 또는 냉각 속도가 너무 느리다. 이 때문에, 비교예 14 내지 18은 Al-Mg계 금속간 화합물의 평균 입경(μm)과 평균 면적율(%)이 발명에 1 내지 14에 비해 크고, 또한 강도 연성 밸런스가 낮고, 구부림 가공성이나 프레스 성형성이 뒤떨어진다. 또한, 판의 균질성도 뒤떨어진다.

<156> 또한, 표 3의 J 내지 M의 발명 범위 밖의 조성을 갖는 합금을 이용한 비교예 19 내지 22는, 주조 후의 열 이력 공정이 본 발명 조건 범위내에서 제조됨에도 불구하고, 구부림 가공성이나 프레스 성형성이 발명에 비해 현저히 뒤떨어진다.

<157> 비교예 19는 Mg 함유량이 하한을 하회하여 지나치게 적은 J의 합금을 이용하고 있기 때문에, 강도 연성 밸런스가 낮고, 구부림 가공성이나 프레스 성형성이 뒤떨어진다.

<158> 비교예 20은 Mg 함유량이 상한을 상회하여 지나치게 많은 K의 합금을 이용하고 있기 때문에, 강도 연성 밸런스가 낮고, 구부림 가공성이나 프레스 성형성이 뒤떨어진다. 따라서, 이들로부터 Mg 함유량의 강도, 연성, 강도 연성 밸런스 및 성형성에 대한 임계적 의의를 알 수 있다.

<159> 비교예 21은 Fe 함유량이 상한을 상회하여 지나치게 많은 L의 합금을 이용하고 있다. 비교예 22는 Si 함유량이 상한을 상회하여 지나치게 많은 M의 합금을 이용하고 있다. 이 결과, 이들 비교예는 강도 연성 밸런스가 낮고, 구부림 가공성이나 프레스 성형성이 뒤떨어진다. 따라서, 이들로부터, 각 원소의 강도, 연성, 강도 연성 밸런스 및 성형성에 대한 임계적 의의를 알 수 있다.

표 3

구분	번호	Al 합금판의 화학 성분 조성(질량%, 잔부 Al)										
		Mg	Fe	Si	Ti	B	Mn	Cr	Zr	V	Cu	Zn
발 명 예	A	8.1	0.25	0.21	0.01	0.002	-	-	-	-	-	-
	B	10.5	0.25	0.21	0.01	0.002	-	-	-	-	-	-
	C	13.8	0.25	0.21	0.01	0.002	-	-	-	-	-	-
	D	10.5	0.90	0.21	0.01	0.002	-	-	-	-	-	-
	E	10.5	0.25	0.50	0.01	0.002	-	-	-	-	-	-
	F	10.5	0.25	0.21	0.03	0.002	0.20	0.20	-	-	-	-
	G	10.5	0.25	0.21	0.03	0.002	-	-	0.20	0.20	-	-
	H	10.5	0.25	0.21	0.03	0.002	-	-	-	-	0.80	0.80
	I	10.5	0.25	0.21	0.01	0.002	-	-	0.20	-	0.80	-
비 교 예	J	7.6	0.25	0.21	0.01	0.002	-	-	-	-	-	-
	K	15.0	0.25	0.21	0.01	0.002	-	-	-	-	-	-
	L	10.5	1.10	0.21	0.01	0.002	-	-	-	-	-	-
	M	10.5	0.25	0.60	0.01	0.002	-	-	-	-	-	-

\* 함유량의 기재에 있어서, -의 기재는 0.002% 미만(검출 한계 이하)임을 나타낸다.

<160>



표 4

제조법 타입	공정
1	쌍롤 연속 주조(실온 냉각) → 냉연 → 최종 어닐링
2	쌍롤 연속 주조(실온 냉각) → 균질화 열처리 → 냉연 → 최종 어닐링
3	쌍롤 연속 주조 → 300°C 이상에서 냉연 → 최종 어닐링

<161>

표 5

구분	번호	합금 표 1	제조 타입	쌍롤 연속 주조			균질화 열처리		냉연			최종 어닐링					
				냉각 속도 °C/s	주조 후 200°C까지의 평균 냉각 속도 °C/s	판 두께 mm	온도 °C	200~400°C의 평균 속도 °C/s	200°C까지의 평균 냉각 속도 °C/s	냉연 온도 °C	냉연 중의 평균 냉각 속도 °C/s	냉연 후의 평균 냉각 속도 °C/s	판 두께 mm	온도 °C	200~400°C의 평균 속도 °C/s	200°C까지의 평균 냉각 속도 °C/s	
예	1	A	1	없음	800	10	3	없음	-	-	실용	-	-	1.5	450	10	10.0
	2	B	1	없음	800	10	3	없음	-	-	실용	-	-	1.5	450	10	10.0
	3	B	2	없음	800	10	3	460	10	10	실용	-	-	1.5	450	10	10.0
	4	B	3	없음	800	10	3	없음	-	-	450	60	10	1.5	450	10	10.0
	5	B	3	없음	800	10	3	없음	-	-	350	60	10	1.5	450	10	10.0
	6	C	1	없음	800	10	3	없음	-	-	실용	-	-	1.5	450	10	10.0
	7	D	1	없음	800	10	3	없음	-	-	실용	-	-	1.5	450	10	10.0
	8	E	1	없음	800	10	3	없음	-	-	실용	-	-	1.5	450	10	10.0
	9	F	1	없음	800	10	3	없음	-	-	실용	-	-	1.5	450	10	10.0
	10	G	1	없음	800	10	3	없음	-	-	실용	-	-	1.5	450	10	10.0
	11	H	1	없음	800	10	3	없음	-	-	실용	-	-	1.5	450	10	10.0
	12	I	1	없음	800	10	3	없음	-	-	실용	-	-	1.5	450	10	10.0
비교 예	13	B	1	있음	45	10	4	없음	-	-	실용	-	-	1.5	450	10	10.0
	14	B	1	없음	800	1	3	없음	-	-	실용	-	-	1.5	450	10	10.0
	15	B	1	없음	800	10	3	없음	-	-	실용	-	-	1.5	450	0.5	0.5
	16	B	2	없음	800	10	3	450	1	10	실용	-	-	1.5	450	10	10.0
	17	B	2	없음	800	10	3	450	10	1	실용	-	-	1.5	450	10	10.0
	18	H	3	없음	800	10	3	없음	-	-	450	45	1	1.5	450	10	10.0
	19	J	1	없음	800	10	3	없음	-	-	실용	-	-	1.5	450	10	10.0
	20	K	1	없음	800	10	3	없음	-	-	실용	-	-	1.5	450	10	10.0
	21	L	1	없음	800	10	3	없음	-	-	실용	-	-	1.5	450	10	10.0
	22	M	1	없음	800	10	3	없음	-	-	실용	-	-	1.5	450	10	10.0

<162>

표 6

구분	번호	합금 표 1	제조 타입	Al-Mg계 화합물		Al 합금판의 특성						
				평균 입경 μm	평균 면적율 %	인장 강도 MPa	0.2% 내력 MPa	전체 신도 %	TS×EL MPa%	에릭센 값 mm	구부림 가공성	프레스 성형성
예	1	A	1	4.5	0.9	354	191	35	12390	10.7	○	○
	2	B	1	6.2	1.0	378	202	37	13986	11.0	○	○
	3	B	2	6.4	1.0	384	200	39	14976	11.0	○	○
	4	B	3	6.6	1.1	381	200	38	14478	10.9	○	○
	5	B	3	7.0	1.2	385	203	40	15400	11.0	○	○
	6	C	1	8.1	1.4	373	200	36	13428	10.8	○	○
	7	D	1	9.8	1.6	344	182	34	11696	10.5	○	○
	8	E	1	8.5	4.6	339	179	33	11187	10.5	○	○
	9	F	1	8.6	3.2	380	188	36	13680	10.8	○	○
	10	G	1	8.8	4.0	380	190	36	13300	10.6	○	○
	11	H	1	8.8	3.5	385	201	34	13090	10.6	○	○
	12	I	1	9.0	3.9	387	186	34	13158	10.6	○	○
비교 예	13	B	1	11.0	6.1	295	155	28	8260	9.5	×	×
	14	B	1	10.3	5.5	330	169	31	10230	9.8	△	△
	15	B	1	10.2	6.0	280	140	25	7000	9.4	×	×
	16	B	2	10.2	5.1	330	170	32	10560	9.9	△	△
	17	B	2	10.3	5.5	329	173	30	9870	9.8	△	△
	18	B	3	10.2	5.2	335	172	31	10385	9.7	△	△
	19	J	1	4.1	0.8	330	175	28	9240	9.8	×	×
	20	K	1	10.3	2.0	336	178	31	10416	10.2	△	△
	21	L	1	10.9	1.9	335	177	31	10385	9.9	△	△
	22	M	1	9.5	5.1	330	175	31	10230	10.0	△	△

<163>

산업상 이용 가능성

<164>

이상 설명한 바와 같이, 본 발명에 의하면, 자동차의 아우터 패널이나 이너 패널에의 적용이 가능한, 프레스 성형성을 향상시킨 고 Mg의 Al-Mg계 합금판을 제공할 수 있다. 이 결과, 자동차 패널 등, 프레스 성형용으로서의 Al-Mg계 알루미늄 합금 연속 주조판의 적용을 확대할 수 있는 것이다.