(19) 대한민국특허청(KR)
(12) 공개특허공보(A)

(11) 공개번호 10-2024-0071930
(43) 공개일자 2024년05월23일

(51) 국제특허분류(Int. Cl.)
C22C 21/06 (2006.01) *B22D 21/00* (2006.01)
C22F 1/047 (2006.01)
(52) CPC특허분류
C22C 21/06 (2013.01)
B22D 21/007 (2013.01)
(21) 출원번호 10-2022-0154026
(22) 출원일자 2022년11월16일
심사청구일자 2022년11월16일

(71) 출원인
한국재료연구원
경상남도 창원시 성산구 창원대로 797 (상남동)
(72) 발명자
조영희
경상남도 창원시 성산구 토월로27번길 18, 107동 1003호
이정무
경상남도 창원시 성산구 삼정자로 79, 115동 502호
(뒷면에 계속)
(74) 대리인
이인행

전체 청구항 수 : 총 3 항

(54) 발명의 명칭 **비열처리형 알루미늄 합금 주조재**

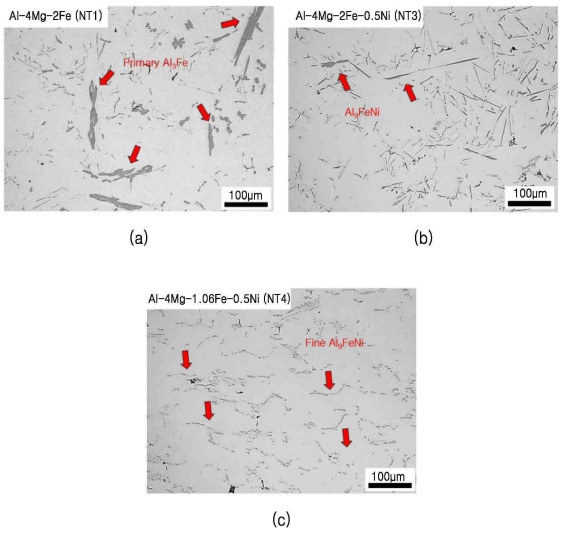
(57) 요 약

본 발명의 기술적 사상에 따른 비열처리형 알루미늄 합금 주조재는 4 중량% 이상 6 중량% 이하의 마그네슘(Mg); Y 이상 2 중량% 이하의 철(Fe); 0.2 중량% 이상 0.8 중량% 이하의 니켈(Ni); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함하되, 상기 Y는 수학식 1에 의해 도출되는 값인 것을 특징으로 한다.

[수학식 1]

$Y = -0.11X + 1.50$ (여기서 X는 Mg 함량(중량%)으로서, 4 내지 6의 범위를 가짐)

대 표 도 - 도1



(52) CPC특허분류
C22F 1/047 (2013.01)
(72) 발명자
구태민
울산광역시 남구 월평로91번길 29

김수배
경상남도 창원시 성산구 용지로21번길 36-6

이 발명을 지원한 국가연구개발사업
과제고유번호 1415178953
과제번호 20010893
부처명 산업통상자원부
과제관리(전문)기관명 한국산업기술평가관리원
연구사업명 소재부품기술개발
연구과제명 진공가압 하이브리드 주조를 이용한 인장강도 380MPa 연신율 10% 이상 고인성 차체 섀시용 알루미늄 주조 소재부품 개발(3/3)
기 여 율 1/1
과제수행기관명 명화공업(주)
연구기간 2022.01.01 ~ 2022.12.31

명 세 서

청구범위

청구항 1

4 중량% 이상 6 중량% 이하의 마그네슘(Mg);

Y 이상 2 중량% 이하의 철(Fe);

0.2 중량% 이상 0.8 중량% 이하의 니켈(Ni); 및

잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함하되,

상기 Y는 수학식 1에 의해 도출되는 값인,

비열처리형 알루미늄 합금 주조재.

[수학식 1]

$Y = -0.11X + 1.50$

여기서 X는 Mg 함량(중량%)으로서, 4 내지 6의 범위를 가짐

청구항 2

제 1 항에 있어서,

상기 철(Fe)의 함량은 1.06 중량% 이상 2 중량% 범위를 가지는,

비열처리형 알루미늄 합금 주조재.

청구항 3

제 1 항에 있어서,

상기 비열처리형 알루미늄 합금 주조재는 기지 상에 Al_9FeNi 상이 형성된 것인,

비열처리형 알루미늄 합금 주조재.

발명의 설명

기 술 분 야

[0001] 본 발명의 기술적 사상은 알루미늄 합금에 관한 것으로서, 더욱 상세하게는 비열처리형 알루미늄 합금 주조재에 관한 것이다.

배 경 기 술

[0002] CO2 배출 저감 등 환경 규제 강화에 따라 친환경차의 수요 및 경량화 요구가 급증하고 있다. 알루미늄의 우수한 경량성과 물성에 의해 자동차 분야에서 이미 널리 사용되고 있으며, 이들 중 알루미늄 주조재는 다양한 자동차 부품에 사용되고 있다. 특히, 친환경 자동차의 경량화 및 부품의 제조 원가 절감을 위해, 알루미늄 주조재의 사용량은 지속적으로 증가할 것으로 전망되고 있다. 친환경 자동차의 경량화는 경량 금속소재의 적용과 더불어 부품의 두께 감소로 달성될 수 있다. 따라서, 부품의 경량화 및 원가 절감을 위해 박육 대형 부품의 주조기술이 요구되며, 두께 감소에 따른 강도를 보충할 수 있는 소재 및 공정 개발이 요구되고 있다. 대형 박육 일체형 부품제조는 주물의 충진을 위한 주조기술뿐만 아니라, 이와 관련된 소재개발이 요구되고 있다.

[0003] 알루미늄 주조 합금의 경우 일반적으로 용체화처리-급냉-시효처리로 구성된 열처리 공정을 통하여 제품의 기계적 물성을 충족시키게된다. 그러나 대형 박육 형상 부품의 경우에는 용체화 처리 후 급냉에 의해 변형이 유발될

수 있는 만큼 용체화처리 및 급냉 공정을 적용함에 한계가 있다. 따라서, 대형 박육 형상의 부품 적용을 위한 전용 소재개발에 대한 수요는 급증하는 상황이며 전용 소재의 부재로 인하여 비열처리형 알루미늄 주조용 합금에 대한 개발 요구가 높은 상황이다. 비열처리 알루미늄 주조용 합금은 알루미늄 합금의 통상적인 열처리인 용체화 처리 후 급냉처리를 수행하지 않고, 대신에 주조 직후 고용강화 혹은 인공시효를 통한 기기강화를 통하여 강도를 구현한 합금이다. 비열처리형 합금은 열처리형 합금에 비해 물성치가 낮은 만큼, 열처리형 합금에 준하는 물성치를 갖는 비열처리형 합금 개발이 요구되고 있다.

선행기술문헌

특허문헌

[0004] (특허문헌 0001) 한국특허출원번호 제2010-0090644호

발명의 내용

해결하려는 과제

[0005] 본 발명의 기술적 사상이 이루고자 하는 기술적 과제는 주조 후 별도의 열처리를 거치지 않더라도 우수한 기계적 특성을 나타내는 비열처리형 알루미늄 합금 주조재를 제공하는 것이다. 그러나 이러한 과제는 예시적인 것으로, 본 발명의 기술적 사상은 이에 한정되는 것은 아니다.

과제의 해결 수단

[0006] 상기 기술적 과제를 달성하기 위한 본 발명의 기술적 사상에 따른 비열처리형 알루미늄 합금 주조재는, 4 중량% 이상 6 중량% 이하의 마그네슘(Mg); Y 이상 2 중량% 이하의 철(Fe); 0.2 중량% 이상 0.8 중량% 이하의 니켈(Ni); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함하되, 상기 Y는 수학식 1에 의해 도출되는 값인 것을 특징으로 한다.

[0007] [수학식 1]

[0008] $Y = -0.11X + 1.50$ (여기서 X는 Mg 함량(중량%)으로서, 4 내지 6의 범위를 가짐)

[0009] 본 발명의 일실시예 의하면, 상기 철(Fe)의 함량은 1.06 중량% 이상 2 중량% 범위를 가질 수 있다.

[0010] 본 발명의 일실시예 의하면, 상기 비열처리형 알루미늄 합금 주조재는 기지 상에 Al_9FeNi 상이 형성된 것일 수 있다.

발명의 효과

[0011] 본 발명의 기술적 사상에 따른 비열처리형 알루미늄 합금 주조재는, 종래의 비열처리형 알루미늄 주조재에 비해 합금 조성의 최적화를 통하여 최대인장강도 및 연신율을 향상시킬 수 있다. 상술한 본 발명의 효과들은 예시적으로 기재되었고, 이러한 효과들에 의해 본 발명의 범위가 한정되는 것은 아니다.

도면의 간단한 설명

[0012] 도 1은 본 발명의 실시예 및 비교예를 따르는 알루미늄 합금 주조재의 미세조직을 광학현미경으로 관찰한 결과이다.

도 2은 열역학 전산 계산을 통해 얻은 Al4Mg-Fe 의사 이원계 상태도(pseudo binary phase diagram)이다.

도 3는 본 발명의 실시예 및 비교예를 따르는 알루미늄 합금 주조재의 연신율(EL) 및 최대인장강도(UTS)를 각각 x축 및 y축에 도시한 그래프이다.

도 4은 본 발명의 실시예 및 비교예를 따르는 알루미늄 합금 주조재의 최대인장강도를 나타낸다.

도 5는 본 발명의 실시예 및 비교예를 따르는 알루미늄 합금 주조재의 연신율을 나타낸다.

도 6은 열역학 전산 계산을 통해 얻은 Al4Mg2Fe-Ni 의사 2원계 상태도이다.

도 7은 본 발명의 일실시예들에 따른 알루미늄 합금 주조재를 형성하기 위하여 사용된 스텝 몰드를 도시하는 개략도이다.

발명을 실시하기 위한 구체적인 내용

[0013] 이하, 첨부된 도면을 참조하여 본 발명의 바람직한 실시예를 상세히 설명하기로 한다. 본 발명의 실시예들은 당해 기술 분야에서 통상의 지식을 가진 자에게 본 발명의 기술적 사상을 더욱 완전하게 설명하기 위하여 제공되는 것이며, 하기 실시예는 여러 가지 다른 형태로 변형될 수 있으며, 본 발명의 기술적 사상의 범위가 하기 실시예에 한정되는 것은 아니다. 오히려, 이들 실시예는 본 개시를 더욱 충실하고 완전하게 하고, 당업자에게 본 발명의 기술적 사상을 완전하게 전달하기 위하여 제공되는 것이다. 본 명세서에서 사용된 바와 같이, 용어 "및/또는"은 해당 열거된 항목 중 어느 하나 및 하나 이상의 모든 조합을 포함한다. 동일한 부호는 시종 동일한 요소를 의미한다. 나아가, 도면에서의 다양한 요소와 영역은 개략적으로 그려진 것이다. 따라서, 본 발명의 기술적 사상은 첨부한 도면에 그려진 상대적인 크기나 간격에 의해 제한되지 않는다.

[0014] 본 발명의 기술사상을 따르는 비열처리형 알루미늄 합금 4 중량% 이상 6 중량% 이하의 마그네슘(Mg); Y 이상 2 중량% 이하의 철(Fe); 0.2 중량% 이상 0.8 중량% 이하의 니켈(Ni); 및 잔부는 알루미늄(Al) 및 불가피한 불순물;을 포함하되, 상기 Y는 수학식 1에 의해 도출되는 값인 것을 특징으로 한다.

[0015] [수학식 1]

[0016] $Y = -0.11X + 1.50$ (여기서 X는 Mg 함량(중량%)으로서, 4 내지 6의 범위를 가짐)

[0017] 종래의 상용 비열처리형 알루미늄 합금 주조재인 Al-4Mg-2Fe 합금은 Mg이 4 중량%, Fe가 2 중량% 첨가된 합금으로서, Mg은 고용강화 원소로서 응고중에 대부분 알루미늄 기지로 고용되며, Fe는 응고중에 Al-Al_3Fe 공정조직을 형성하면서 유동성을 향상시킬 수 있다. 그러나 응고 중에 형성된 공정 Al_3Fe은 침상의 미세조직을 가지는 만큼 연신율에 불리하게 작용할 수 있으며, 특히 느린 냉각속도로 응고되는 경우에는 더욱 그럴 수 있다.

[0018] 본 발명자들은 종래의 Mg 및 Fe를 포함하는 비열처리형 알루미늄 합금 주조재에 적정량의 Ni을 첨가할 경우, 응고구간을 크게 확장하지 않으면서(도 6의 Al4Mg2Fe-Ni 의사 2원계 상태도 참조), 공정 Al_3Fe상의 조성을 변경하거나 생성상의 미세화를 통해 최대인장강도(UTS) 및 연신율 (EL)을 증가시킬 수 있음을 확인하였다.

[0019] 본 발명은 Ni 첨가를 통해 초정 Al_3Fe 상을 상대적으로 더 미세한 크기의 Al_9FeNi 상으로 변화시킴으로서 조성적 변화 및 생성상의 미세화를 구현할 수 있다. 이를 위해 최소한 0.2 중량% 이상의 Ni이 첨가되어야 한다. 그러나 첨가되는 Ni의 함량이 1 중량% 이상일 경우 최대인장강도 및 연신율이 모두 감소하는 문제점이 발생한다. 따라서 따라서 본 발명의 기술사상에 따른 Ni 함량은 0.2 중량% 이상 0.8 중량% 이하, 바람직하게는 중량 0.4 중량% 이상 0.6 중량% 이하의 범위, 더 바람직하게는 0.45 중량% 이상 0.55 중량% 이하의 범위를 가진다.

[0020] Mg은 고용강화 원소로서 비열처리형 알루미늄 합금 주조재의 기지에 고용되어 강도를 향상시키게 된다. 주조재의 강도 확보를 위해 최소한 4 중량% 이상이 첨가되어야 한다. 종래의 Al-4Mg-2Fe 합금에서는 Mg 함량이 4 중량% 보다 증가될 경우 강도 향상에 따른 연신율의 큰 감소로 인한 문제점이 발생하기도 한다. 그러나 본 발명의 합금계에서는 Mg의 함량을 최대 6 중량%까지 증가시키더라도 연신율의 큰 감소없이 최대인장강도가 증가함을 확인하였다. 따라서 본 발명의 기술사상에 따른 Mg 함량은 4 중량% 이상 6 중량% 이하의 범위를 가진다.

[0021] Al-Mg-Fe계 비열처리형 합금에서는 Fe는 응고 중에 Al-Al_3Fe 공정상을 형성하여 주조성을 향상시키기 위해 첨가되는 합금원소이다. Fe는 과도하게 첨가될 경우 조대한 판상 혹은 침상의 Al-Fe계 금속간화합물을 형성하여 주조재의 연신율을 감소시키는 요인이 될 수 있으며, 따라서 상한은 2 중량%로 한다.

[0022] 비열처리형 알루미늄 합금의 주조 시 용탕의 응고구간이 짧을수록 용탕의 유동성 향상에 유리하게 된다. 또한 응고중에 조대한 초정 Al_3Fe상의 생성이 억제되어 주조합금 연신율 향상에도 기여할 수 있다.

[0023] 본 발명자들은 AlnMg-Fe계 알루미늄 합금(n=4, 5, 6 중 하나)의 의사 이원계 상태도 계산을 통해 용탕 내 Mg의 함량이 변화됨에 따라 가장 짧은 응고구간을 나타내는 Fe의 함량도 이에 대응하여 변화되는 것을 확인할 수 있었다. 이를 통해 특정한 Mg 함량에서 응고구간을 가장 짧게 하는 Fe의 함량은 해당 Mg 함량을 가지는 알루미늄 합금에서의 Fe 함량의 최소값에 해당되게 된다.

[0024] 예시적으로 도 2에는 Al4Mg-Fe 의사 2원계 상태도가 나타나 있다 도 2의 Al4Mg-Fe 의사 2원계 상태도를 참조하

면, Fe의 조성이 1.06 중량%에서 응고구간이 가장 짧음을 확인할 수 있다. 따라서 Mg의 함량이 4 중량%일 경우 Fe 함량은 1.06 중량%가 최소값이 된다.

[0025] 표 1에는 Mg의 함량이 4, 5 및 6일 경우, 응고구간을 가장 짧게 하는 Fe의 함량이 나타나 있다.

표 1

[0026]

Mg(중량%)	4	5	6
Fe(중량%)	1.06	0.956	0.83

[0027] Mg 함량과 Fe 함량의 관계를 회귀분석한 결과, 하기 수학식 1에 해당되는 회귀분석식을 얻을 수 있었다.

[0028] [수학식 1]

[0029] $Y = -0.11X + 1.50$

[0030] X: Mg의 함량(중량%), Y: Fe의 함량(중량%)

[0031] 여기서 Y는 용탕 내 Mg의 함량이 X에 해당될 경우, 첨가되는 Fe 함량의 최소값에 해당된다.

[0032] 따라서 첨가되는 Fe의 경우 알루미늄 합금의 연신율과 주조시 용탕의 유동성을 모두 고려할 때 2 중량%을 상한으로 하며, 그 하한은 수학식 1에 따라 첨가되는 Mg의 함량에 따라 결정되게 된다.

[0033] 이하에서는, 본 발명의 기술적 사상에 따른 비열처리형 알루미늄 합금 주조재에 대한 실험예를 상세하게 설명하기로 한다. 하기 실험예는 본 발명의 기술사상을 설명하기 위한 예시로서, 본 발명은 후술하는 실험예로 한정되지는 않는다.

[0034] 표 2에는 본 발명의 기술사상을 따르는 실시예 및 이와 비교하기 위한 대조군인 비교예의 합금 조성이 나타나 있다. 표 2의 합금 조성은 중량%를 의미한다.

표 2

[0035]

분류	합금명	Mg	Fe	Ni	Al	TR처리
비교예	NT1	4	2	-	잔부	-
실시예	NT3	4	2	0.5	잔부	-
실시예	NT4	4	1.06	0.5	잔부	-
실시예	NT5	5	1.06	0.5	잔부	-
실시예	NT6	6	1.06	0.5	잔부	-
실시예	NT7	6	1.06	0.5	잔부	o
비교예	NT8	6	1.06	1	잔부	-
비교예	NT9	6	1.06	-	잔부	-

[0036] 합금 성분을 구성하는 금속들을 하기의 표 2의 함량에 따라 정량하고, 용해로를 이용하여 710~720 ℃ 온도에서 용해하고 탈가스 처리 후 약 200℃로 예열된 주철 재질의 스텝 몰드에 용탕을 주입하였으며, 주입이 완료된 후 스텝 몰드를 실온까지 공냉하여 주조합금을 제조하였다. 용탕의 주입온도는 710~720℃ 범위로 하였다. NT7 합금은 용탕의 유지온도를 용탕의 주입온도에 비해 더 높게 유지하는 TR(thermal rate) 처리를 수행한 것을 제외하고는 다른 합금들과 동일한 방법으로 제조하였다. 구체적으로 NT7 합금의 경우에만 용탕을 800 ℃ 용해온도에서 1시간 유지하는 TR(thermal rate) 처리를 수행하였으며, 그 외에는 다른 합금들과 동일한 방법으로 제조하였다.

[0037] 도 7은 본 발명의 일실시예들에 따른 알루미늄 합금 주조재를 형성하기 위하여 사용된 스텝 몰드를 도시하는 개략도이다.

[0038] 도 7을 참조하면, 스텝 몰드는 하측으로 내려갈수록 내부 공간의 폭이 작아지는 내부 형상을 가지며, 폭이 작아짐에 따라 냉각속도가 증가된다. 상기 스텝 몰드는 냉각속도를 1.0 K/s로부터 40 K/s 이상까지 변화시킬 수 있다.

[0039] 구체적으로, 알루미늄 합금 용탕이 주입되는 부분인 스텝영역 1은 40 mm의 폭을 가지며, 냉각속도는 1~2 K/S이다. 상기 스텝영역 1의 하측에 위치하는 스텝영역 2는 20 mm의 폭을 가지며, 냉각속도는 4~6 K/s 범위를 가진다. 상기 스텝영역 2의 하측에 위치하는 스텝영역 3은 10 mm의 폭을 가지며, 냉각속도는 10~20 K/s 범위를

가진다. . 상기 스텝영역 3의 하측에 위치하는 스텝영역 4는 4 mm의 폭을 가지며, 냉각속도는 40 K/s 이상을 가진다.

[0040] 표 3에는 본 발명의 실시예 및 비교예의 기계적 특성이 나타나 있다. 표 3의 UTS, YS, EL은 각각 최대인장강도, 항복강도 및 연신율을 나타낸다.

표 3

	Alloy no.	Mechanical properties	스텝영역			
			스텝 1	스텝 2	스텝 3	스텝 4
비교예	NT1	UTS(MPa)	172	151	175	n/a
		YS (MPa)	90	88	99	n/a
		EL(%)	4.8	4.0	4.9	n/a
실시예	NT3	UTS(MPa)	186	174	227	224
		YS (MPa)	104	102	108	111
		EL(%)	3.8	4.0	7.9	6.0
실시예	NT4	UTS(MPa)	241	223	220	214
		YS (MPa)	101	96	99	107
		EL(%)	14.0	14.0	10.4	7.7
실시예	NT5	UTS(MPa)	255	246	246	245
		YS (MPa)	106	103	105	116
		EL(%)	13.5	13.7	12.0	9.2
실시예	NT6	UTS(MPa)	260	265	260	287
		YS (MPa)	121	119	121	130
		EL(%)	10.4	12.0	9.8	9.4
실시예	NT7	UTS(MPa)	260	274	268	267
		YS (MPa)	128	124	127	139
		EL(%)	9.0	11.3	8.7	5.5
비교예	NT8	UTS(MPa)	252	248	270	220
		YS (MPa)	128	125	130	137
		EL(%)	6.5	7.0	7.3	3.9
비교예	NT9	UTS(MPa)	261	263	243	234
		YS (MPa)	122	122	121	135
		EL(%)	10.9	11.4	7.3	6.1

[0041]

[0043] 비교예 중 하나인 NT1 합금은 종래의 Al-4Mg-2Fe 비열처리형 알루미늄 합금 주조재다. NT1 합금의 경우에는 스텝 몰드 내에서 가장 냉각속도가 빠른 스텝영역 4에는 정상적으로 주조가 이루어지지 않았다.

[0044] 실시예 중 NT3 합금은 NT1 합금과 비교하여, 0.5 중량%의 Ni을 첨가한 것이다. NT3 합금은 NT1 합금에 비해 모든 스텝영역에서 더 높은 최대인장강도 및 항복강도를 나타내었다. 연신율의 경우, 높은 냉각속도를 가지는 스텝영역 3에서 NT3 합금이 NT1 합금에 비해 더 우수한 값을 나타내었다. 특히 냉각속도가 40 K/s 이상인 스텝 4 영역에서 NT1 합금은 주조가 정상적으로 수행되지 않았음에 비해 NT3 합금은 정상적으로 주조되었을 뿐만 아니라 우수한 기계적 특성도 나타내었다.

[0045] 도 1의 (a) 및 (b)에는 각각 NT1 합금 및 NT3 합금의 미세조직을 광학현미경으로 관찰한 결과가 나타나 있다. 도 1의 관찰결과는 스텝1에서 채취한 샘플에서 얻었다

[0046] 도 1(a)에 나타난 NT1 합금의 미세조직을 참조하면, 알루미늄 기지에 초정 Al_3Fe 상(primary Al_3Fe)이 조대하게 형성된 것을 확인할 수 있다. 이에 비해 도 1(b)에 나타난 NT3 합금의 미세조직을 참조하면, 미세한 Al_9FeNi 상이 형성된 것을 확인할 수 있다. 즉, 0.5 중량% Ni의 첨가에 따라 기지에 형성되는 금속간화합물의 조성이 변화되며 또한 형성되는 금속간화합물이 전반적으로 미세화된 것을 확인할 수 있다. 이를 통해 0.5 중량% Ni이 첨가됨에 따라 알루미늄 합금 주조재의 미세조직의 변화가 나타나며, 이러한 변화에 기인하여 기계적 특성의 향상이 나타났음을 확인할 수 있다.

[0047] NT4 합금은 NT3 합금과 비교하여 Fe를 2 중량%에서 1.06 중량%로 감소시켜 제조한 것이다. 이러한 NT4 합금의 Fe 함량은 응고구간을 짧게하여 기계적 물성을 향상시키기 위하여 선택된 것이다. 도 2에는 전산 계산을 통해 얻은 Al4Mg-Fe 의사 이원계 상태도(pseduo phase diagram)가 나타나 있다. 도 2을 참조하면, Mg의 함량이 4 중

량%일 경우, Fe 조성이 1.06wt% 일 경우에 응고 구간이 가장 짧은 것을 알 수 있다(도 2의 화살표 참조). 이와 같이 응고구간을 짧게 함으로써 용탕의 유동성 향상에 유리하게 할 수 있으며, 이는 균질하고 건전한 주조조직의 형성에 기여하게 되며, 주조합금의 기계적 특성 향상에도 기여할 수 있다. 표 3을 참조하면, NT4 합금은 NT1 합금과 비교하여 모든 스텝영역에서 최대인장강도, 항복강도 및 연신율이 월등하게 우수하였다.

[0048] 도 1(c)에는 NT4 합금의 미세조직을 광학현미경으로 관찰한 결과가 나타나 있다. 도 1(c)에 나타난 NT4 합금의 미세조직을 참조하면, 조대한 판상의 초정 Al_3Fe 상 형성이 억제되고, 생성된 Al_9FeNi 상도 NT3 합금에 비해 더 미세화되었으며, 또한 Al-Al_3Fe 공정 조직의 개량화가 관찰되었다. 이러한 미세조직의 변화에 기인하여 NT4 합금이 NT1 합금에 비해 월등하게 우수한 특성을 나타나는 것으로 판단된다.

[0049] 한편, 도 3는 NT3 합금과 NT4 합금의 연신율(EL) 및 최대인장강도(UTS)를 각각 x축 및 y축에 도시한 그래프이다. 도 3를 참조하면, Fe 함량이 2 중량%인 NT3 합금에 비해 Fe 함량이 1.06 중량%인 NT4 합금이 대체로 연신율 및 최대인장강도가 증가되는 경향을 나타냄을 알 수 있다. 이는 Fe 함량을 2 중량%에서 1.06 중량%로 감소함에 따른 합금의 응고구간 단축 및 이로인한 합금 용탕의 유동성 향상에 기인한 것으로 판단된다. 또한, Mg이 4 중량% 첨가된 합금에서 Fe 함량이 1.06 중량%일 때 응고중에 조대한 초정 Al_3Fe상의 생성이 억제되어 합금의 연신율을 향상시키는 것으로 판단된다.”

[0050] NT5 합금 및 NT6 합금은 NT4 합금과 비교하여 Mg의 함량을 각각 5 중량% 및 6 중량%로 증가시킨 합금이다. 표 3를 참조하면, Mg의 함량을 6 중량%까지 증가시키더라도 연신율의 큰 저하없이 최대인장강도가 증가하는 경향을 나타내며, 모두 NT1 합금에 비해 월등하게 우수한 기계적 특성을 나타냄을 확인할 수 있다.

[0051] NT6 합금의 경우 NT4 합금에 비해 Mg의 함량이 높으며 이로 인해 응고구간이 가장 짧은 Fe 함량의 변화가 나타나게 된다.

[0052] NT7 합금은 NT6 합금과 동일한 조성이나 TR 처리를 수행한 점에서 차이가 있다. 표 3를 참조하면, NT6 및 NT7 합금 모두 NT1 합금에 비해 월등히 우수한 기계적 특성을 나타내었다. 다만, TR 처리를 수행한 NT7 합금이 NT6 합금에 비해 최대인장강도는 다소 증가하면서 연신율을 다소 감소하는 경향을 나타내었다.

[0053] 비교예 중 NT8 합금은 NT6 합금과 비교할 때, Ni을 1 중량%로 증가시킨 합금이며, NT9 합금은 Ni을 첨가하지 않은 합금이다. 도 4 및 도 5에는 표 3에 나타낸 스텝영역 별 최대인장강도 및 연신율을 그래프로 나타낸 것이다.

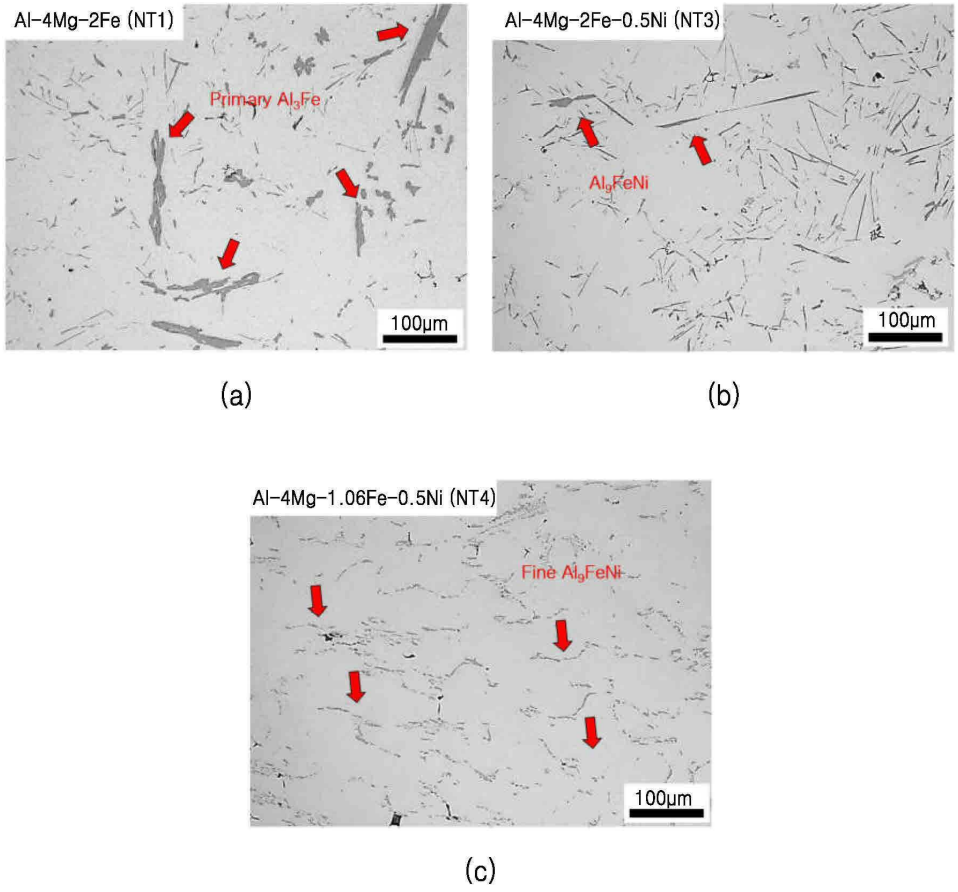
[0054] 도 4을 참조하면, 스텝영역 1 내지 3에서는 NT7 합금 내지 NT8 합금의 최대인장강도가 유사한 수준으로 나타났다. 그러나, 냉각속도가 가장 빠른 스텝영역 4에서는 Ni의 조성이 0.5 중량%인 NT6 합금에서 가장 우수한 최대인장강도 값을 나타내었다. 연신율의 경우, Ni이 1 중량% 첨가된 NT8 합금은 모든 스텝영역에서 가장 낮은 값을 나타내었다.

[0055] 이로부터 Ni의 경우에는 최대인장강도 및 연신율을 모두 고려할 때 0 중량%을 초과하여 첨가하되 1 중량% 미만의 범위로 제한되어야 함을 알 수 있다. 바람직하게 Ni의 함량은 0.2 내지 0.8 중량% 범위로 제어될 수 있다.

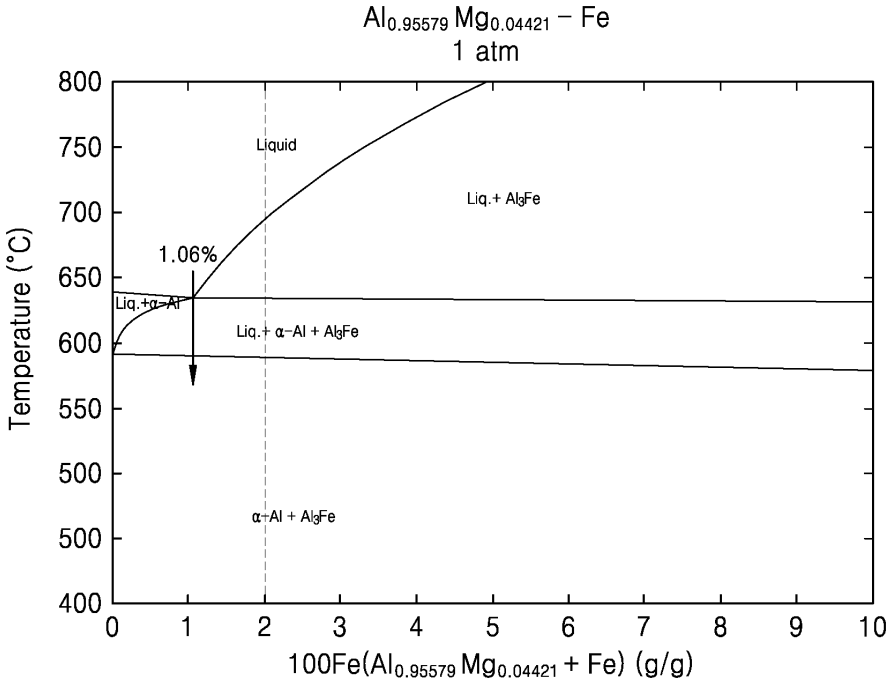
[0056] 이상에서 설명한 본 발명의 기술적 사상이 전술한 실시예 및 첨부된 도면에 한정되지 않으며, 본 발명의 기술적 사상을 벗어나지 않는 범위 내에서 여러 가지 치환, 변형 및 변경이 가능하다는 것은, 본 발명의 기술적 사상이 속하는 기술분야에서 통상의 지식을 가진 자에게 있어 명백할 것이다.

도면

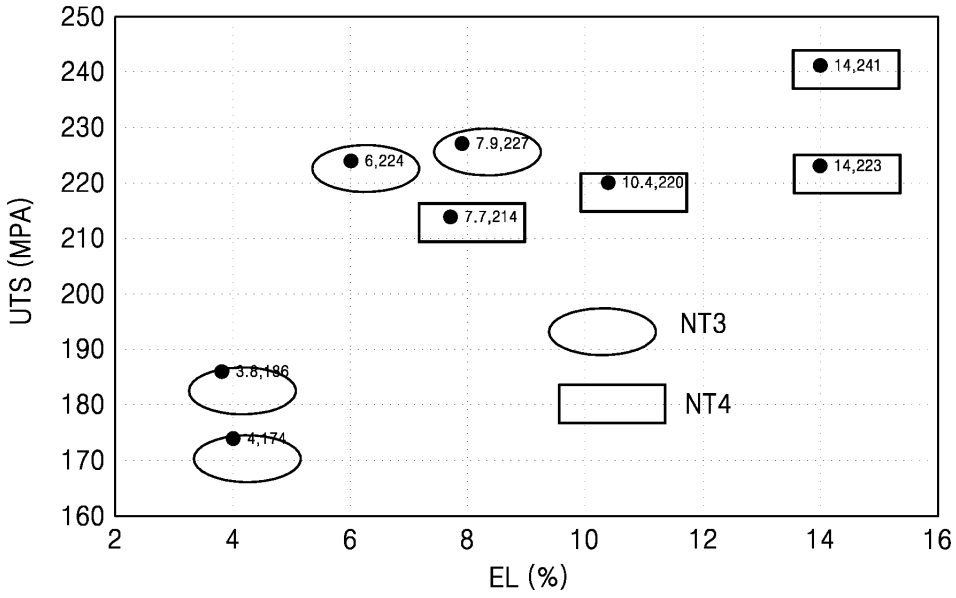
도면1


Al-4Mg-2Fe (NT1)
Primary Al3Fe
100μm
(a)
Al-4Mg-2Fe-0.5Ni (NT3)
Al9FeNi
100μm
(b)
Al-4Mg-1.06Fe-0.5Ni (NT4)
Fine Al9FeNi
100μm
(c)

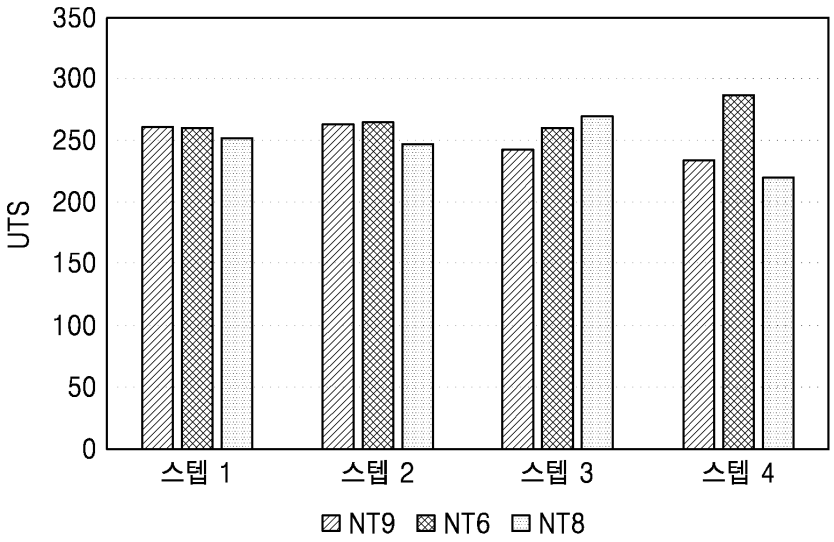
도면2


Al0.95579 Mg0.04421 – Fe
1 atm
Liquid
Liq.+ Al3Fe
1.06%
Liq.+α-Al
Liq.+ α-Al + Al3Fe
α+Al + Al3Fe
Temperature (°C)
100Fe(Al0.95579 Mg0.04421 + Fe) (g/g)

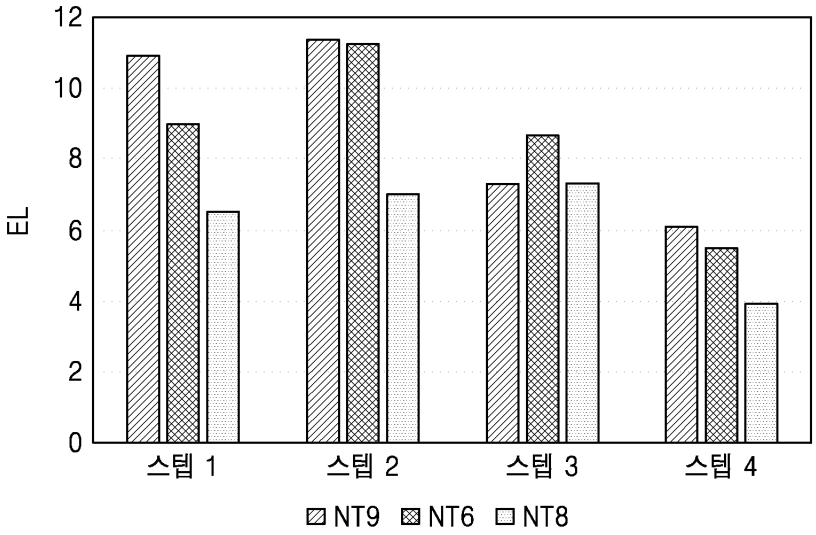
도면3


250
240
230
220
210
200
190
180
170
160
UTS (MPA)
2
4
6
8
10
12
14
16
EL (%)
14,241
14,223
7.9,227
6,224
10.4,220
7.7,214
NT3
NT4
3.8,186
4,174

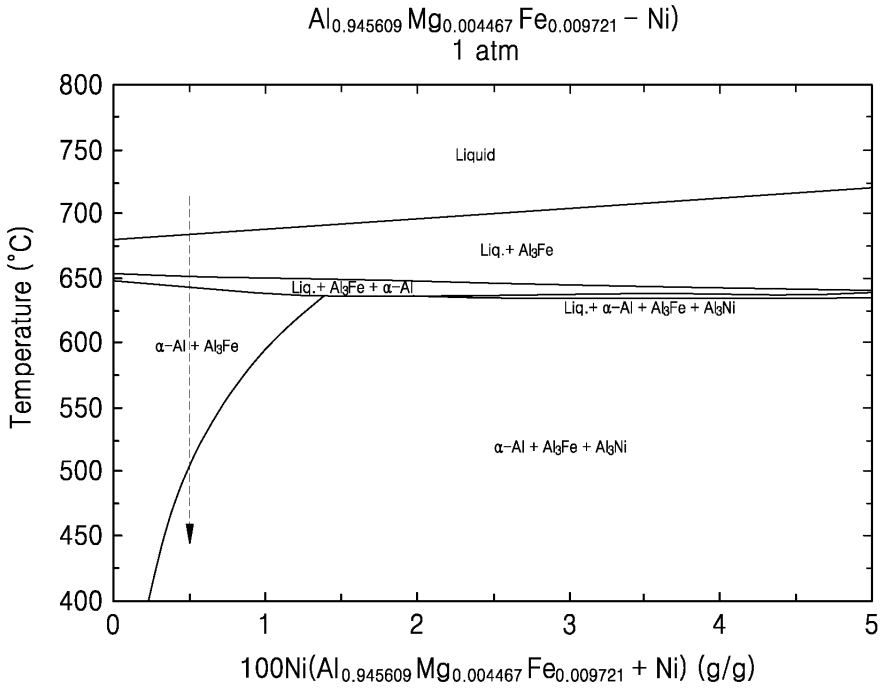
도면4


350
300
250
200
150
100
50
0
UTS
스텝 1
스텝 2
스텝 3
스텝 4
NT9
NT6
NT8

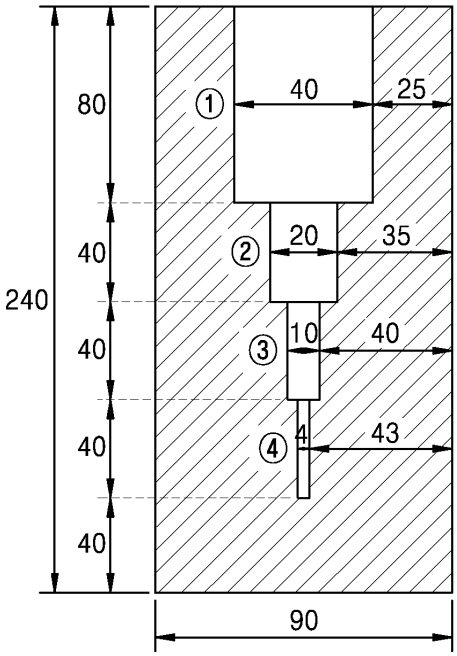
도면5


12
10
8
6
4
2
0
EL
스텝 1
스텝 2
스텝 3
스텝 4
NT9
NT6
NT8

도면6


Al0.945609 Mg0.004467 Fe0.009721 – Ni)
1 atm
800
750
700
650
600
550
500
450
400
Temperature (°C)
Liquid
Liq.+ Al3Fe
Liq.+ Al3Fe + α-Al
Liq.+ α-Al + Al3Fe + Al3Ni
α-Al + Al3Fe
α-Al + Al3Fe + Al3Ni
0
1
2
3
4
5
100Ni(Al0.945609 Mg0.004467 Fe0.009721 + Ni) (g/g)

도면7



스텝영역	두께(mm)	냉각속도(K/s)
1	40	1-2
2	20	4-6
3	10	10-20
4	4	≥ 40