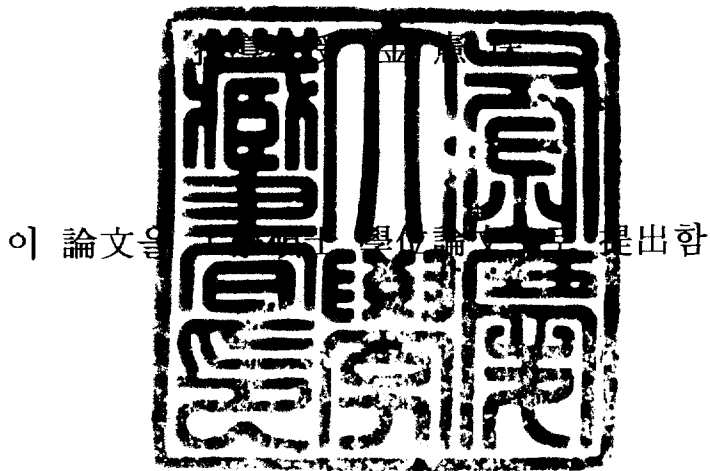


工學碩士 學位論文

B.390 알루미늄 합금의 기계적 특성에 미치는
초정Si 입자크기와 잔류응력의 영향



2005年 2月

釜慶大學校 大學院

金屬工學科

朴 貞 昱

朴貞昱의 工學碩士 學位論文을 認准함

2004年 12月

主 審 工學博士 金 昌 圭



委 員 工學博士 金 漢 軍



委 員 工學博士 金 憲 珠



목 차

Abstract	1
1. 서 론	2
2. 이론적 배경	4
2. 1. 과공정 Al-Si 합금에서 Si의 핵생성 및 응고	4
2. 2. Si형상과 영향인자	7
2. 3. 합금원소의 영향	8
2. 4. 미세화 처리	9
2. 5. Si량과 기계적 성질	11
2. 6. 잔류응력	12
3. 실험방법	13
3. 1. 시료제조	13
3. 2. 미세화 처리 및 조정Si 입자크기 변화	14
3. 3. 조직관찰	14
3. 4. 잔류응력 유도 열처리	17
3. 5. 인장실험	20
3. 6. 계장화 충격실험	20
4. 실험결과 및 고찰	23
4. 1. 조정Si 입자 미세화	23
4. 1. 1. 용탕의 Ca함량 변화에 따른 조정Si 미세화	23
4. 1. 2. 냉각속도에 따른 조정Si 미세화	26
4. 2. 기계적 특성 평가	34
4. 2. 1. 조정Si 입자크기 변화에 따른 인장특성 평가	34
4. 2. 2. 잔류응력 변화에 의한 인장특성 평가	36
4. 2. 3. 조정Si 입자크기 변화에 따른 충격특성 평가	41
5. 결 론	44
참 고 문 헌	45

Effect of Primary Si Particle size and Residual stress on the Mechanical Properties of B.390 alloy

Park, Jeong-Wook

*Department of Metallurgical Engineering,
Graduate School of Industry, Pukyong National University*

Abstract

In the present investigation the effect of the primary Si particle size and residual stress on the mechanical properties of B.390 alloys was studied. The following results were obtained.

1. Control of Ca content was effective method to refine primary Si of B.390 alloy. The size of primary Si particle was $54.7\mu\text{m}$ when the residual Ca content was 190ppm and the size of primary Si particle was $12.4\mu\text{m}$ when the residual Ca content was 5ppm.
2. Elongation increased as primary Si refined. Owing to the refinement of primary Si, 2% increase in elongation for $12.4\mu\text{m}$ primary Si size was appeared compared with that of $18.7\mu\text{m}$ primary Si size.
3. Tensile strength improved as the residual stress in the matrix was increased by heat treatment. Owing to the increase of residual stress in the matrix, 82MPa increase in tensile strength for LN heat treated specimen was obtained compared with T6 heat treated specimen, when the size of primary Si particle was $12.4\mu\text{m}$.
4. Impact energy increased as primary Si refined. Owing to the refinement of primary Si, 27% increase in impact energy for specimen of $14.5\mu\text{m}$ primary Si size was shown compared with specimen of $54.7\mu\text{m}$ primary Si size.

1. 서 론

과공정 Al-Si합금은 공정 기지조직 내에 높은 정도를 갖는 Si이 분산된 자연적인 복합재료로 우수한 내마모성과 고온강도특성을 가지고 있으며, 열팽창계수가 적고 높은 탄성계수와 비강도 그리고 우수한 주조성을 가진 경량 주물재료로 자동차 실린더 블록, 실린더 라이너, 피스톤, 에어 컴프레서, 펌프 등의 소재에 많이 사용되고 있다[1-4].

이 합금은 초정Si 입자의 체적율이 증가할수록, 또한 입자의 크기가 미세할수록 높은 인장강도값을 나타내며, 특히 입자의 크기가 작을수록 우수한 인성을 지니는 것으로 보고되고 있다[5-7]. 따라서, 냉각속도의 증가 및 미세화제 첨가의 개량처리법등 초정Si 입자를 미세하고 균일하게 분포시켜 기계적 특성을 극대화시키기 위한 초정Si 미세화에 관한 연구가 진행되고 있다. 그러나, 인장강도와 연신율이 각각 최소 15% 및 25% 이상으로 향상되었다는 보고와 심지어는 인장강도와 연신율 모두 100%이상 향상되었다는 연구보고 등 서로 다른 결과를 보고하고 있다[8-10].

과공정 Al-Si 합금에서의 초정Si은 고유한 성질인 높은 용융 엔트로피로 인해 facet한 형태로서 조대하게 성장하여 주조할 때 거시 편석이 발생되고 기계적 성질, 주조성 및 절삭성을 저하시키므로 이러한 초정Si을 미세화 시키기 위한 방법과 그 기구에 대한 연구가 꾸준히 이루어져 왔다.

또한, 과공정 Al-Si 합금은 비금속 초정Si 입자가 기지금속에 분포되어 있는 복합재료의 조직특성을 유지하고 있어, 합금개발적 측면에서 초정Si 입자를 미세하고 균일하게 분포시키는 방안이 개발된다면 기존의 고가 알루미늄기 복합재료의 특성을 유지하면서 간단한 제조공정과 복합재료를 재활용시 발생하는 강화재처리 문제가 발생되지 않는 환경 친화적이며 저렴한 알루미늄기 복합재료가 될 수 있다.

이러한 합금의 장점을 보다 효과적으로 활용하기 위한 선결조건은 초정Si 입자미세화 기술의 개발이다. 기존의 초정Si 입자미세화 기술은 냉각속도를 제어하기 위한 용탕의 급냉[5], 저온주조[6], 가압주조 등의 방법이 있으며, 현재 비교적 널리 이용되고 있는 방법으로 미량원소 첨가에 의한 초정Si의 불균질 핵생성 장소를 제공하는 방법으로 P성분을 함유한 AlCuP 미세화제 첨가가 국내외에서 널리 사용되고 있다[7].

Ca은 도벽 및 도가니 재료와 합금화 원소로 첨가되는 금속 Si등에 의해서 혼입될 수 있으며, 일반적으로 Sr, Na 등과 함께 Al-Si합금의 공정Si 개량효과를 나타내는 것으로 알려져 있다[8-9]. Ca은 그 자체로는 약간의 개량화 효과가 있으나 점성을 증가시켜 주조성을 저하시키며 절삭성 등 기계적 특성을 감소시킨다고 알려져 있다. 그러나, 과공정 Al-Si합금 제조시 다

량 첨가되는 금속Si에 의해 Ca함량을 높이고 있으나, 그동안 Ca영향을 조사한 연구가 거의 없다는 사실에 주목하여 B.390합금의 미세조직에 미치는 Ca의 영향을 조사하였다.

또한 본 연구에서는, 비금속 Si과 기지금속의 큰 열팽창률 차이로 인해 제조과정 및 열처리 과정중에 발생하는 잔류응력이 재료의 기계적 특성에 미치는 영향을 평가함에 있어 고려되지 않은 점에 주목하여, 기지금속내의 잔류응력이 기계적 특성에 미치는 영향을 평가하였다.

따라서, 본 연구는 B.390 알루미늄합금 용탕의 Ca함량 제어를 통해 초정Si 입자크기를 제어하고, 초정Si 미세화 효과에 덧붙여, 기지금속과 강화재의 열팽창 차이에 의한 재료의 강도증가를 목적으로 기지금속내의 잔류응력을 증대시키는 열처리 방법을 응용하여 초정Si 입자미세화 효과와 기지금속내의 잔류응력이 재료의 기계적 특성에 미치는 영향에 대해 평가하였다.

2. 이론적 배경

2. 1. 과공정 Al-Si 합금에서 Si의 핵생성 및 응고

Fig.1에 Al-Si계 평형상태도를 나타내었다. 공정조성은 12.5~12.7%Si 범위로 실험에 따라 약간의 차이가 발생되는데, 이것은 초정Al상과 초정Si상의 억류온도(arrest temperature)와 공정온도가 냉각속도에 영향을 받기 때문이다[10].

용탕상태의 Al-Si합금에서 Si는 tetrahedron형태로 존재하며 이 형태의 Si입자들은 응집에 의해 핵생성 된다고 보고 되고 있으나[10-1] 정확한 Si 핵생성에 대해서는 알려져 있지 않다. 초정Si상과 공정 Si rich상은 순수 Si이며, 매우 정하고(KHN 1100 이상) 취성을 지닌다. 연한 Al rich상(KHN 180 부근)은 Si rich상이 존재하는 공정온도에서 1.65wt% Si를 포함한 고용체이다[11-12].

Al rich상은 FCC구조를 나타내며, Si rich상은 diamond cubic구조를 갖는다. 초정Si상은 facet형태로 성장하며, 이것은 결정표면에 나타나는 쌍정면의 증식에 의해서 일어난다[14]. 우선적인 성장은 쌍정면이 결정표면에 도달하는 요각에서 발생한다. 한 개의 쌍정면이 존재한다면 쌍정면이 급히 소멸되기 때문에 성장은 곧 멈춘다. 그러나, 한 개 이상의 쌍정면이 결정표면에 존재하면, 요각이 항상 존재하기 때문에 성장은 Fig.2와 같이 계속할 수 있다. 그러므로 결정의 쌍정화는 초정Si입자성장과 관련된 주요한 성장기구이다.

서냉된 과공정 Al-Si 합금은 조대한 초정Si결정을 나타내는데, 이 결정은 완전한 8각형[3]이 되기 위해 {111}면을 따라 $\langle 112 \rangle$ 방향으로 facet성장을 한다. 그러나, 초정Si입자는 뭉툭한 형상(blocky)에서 별모양(star shape) 결정까지 다양한 형상으로 발견될 수 있다. 초정Si입자의 양이 합금조성에 의존하는 반면, 입자의 크기와 분포는 냉각속도와 합금내의 미세화제의 종류와 양과 같은 공정변수에 의존한다. 빠른 냉각속도에서 초정Si입자는 α Al dendrite에 둘러 싸인 형태로 자주 관찰된다[11, 14-16].

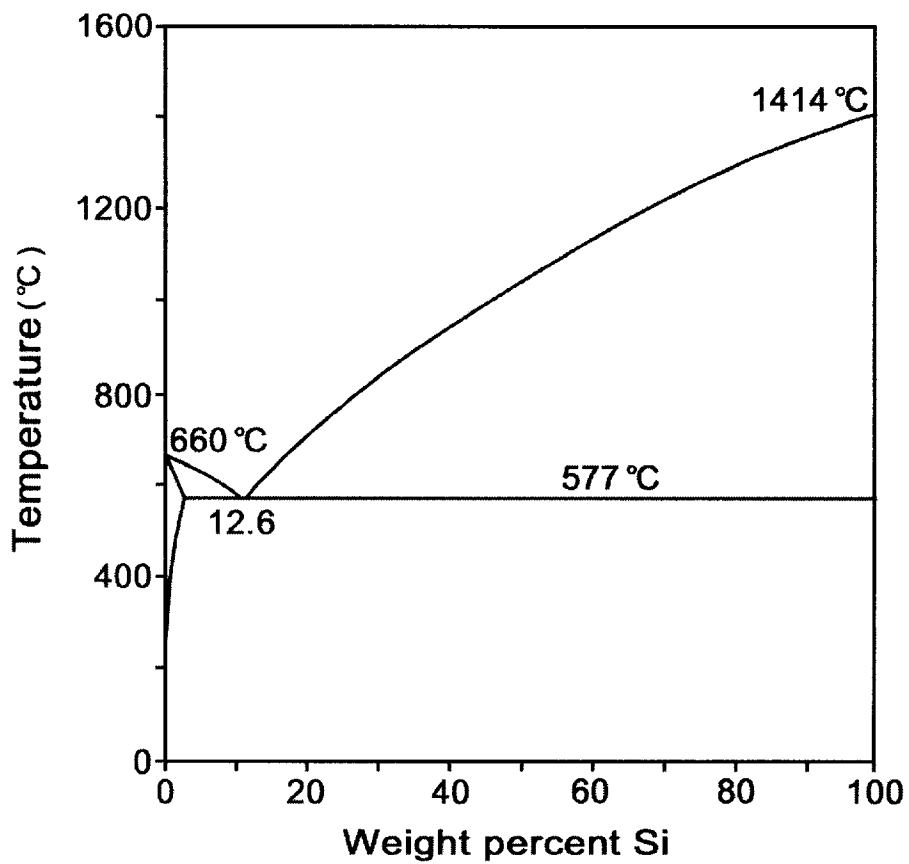


Fig. 1 Equilibrium phase diagram for the binary Al-Si diagram.

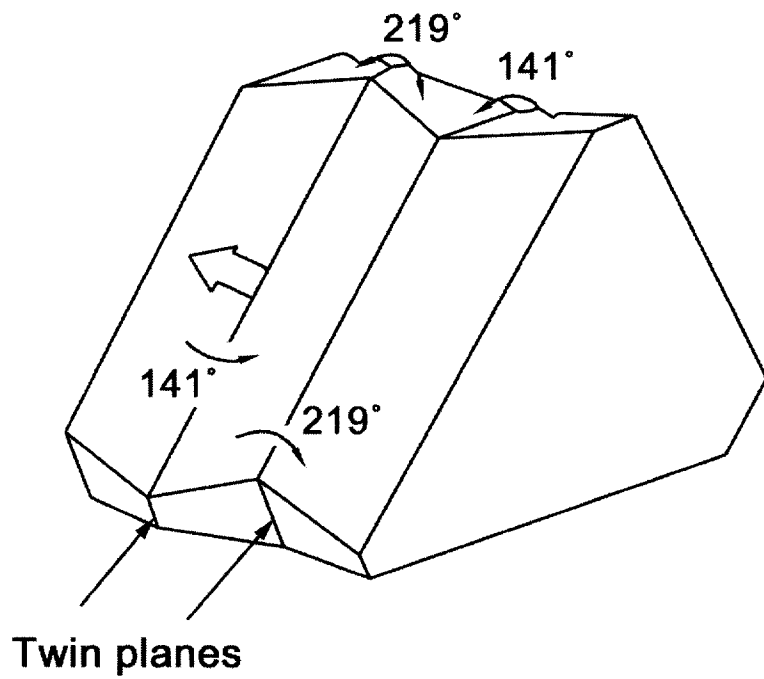


Fig. 2 Schematic representation of the growth of an acicular silicon crystal from the melt.

2. 2. Si형상의 제 영향인자

조정 및 공정Si의 형상, 크기와 분포는 냉각속도, 불순물과 핵생성등의 응고조건에 따라 다양한 형태를 지닌다. 조정Si입자는 다이캐스팅과 같이 냉각속도가 빠른 경우 약간 미세화 된다[17]. 이때 입자는 성장이 억제되어 더 작은 별모양 결정이 된다. α Al dendrite는 조정 Si입자 주위를 더 효과적으로 감싸게 되며, 조정 Si입자의 부상이 억제된다[10, 18-19].

공정Si상은 냉각속도가 증가하게 되면 Na로 개량처리한 경우에 얻어지는 조직과 유사하게 섬유상의 구조가 얻어진다[10, 12, 18, 20].

Star-shaped 또는 blocky형의 공정상도 빠른 냉각속도에서 발생한다[20]. 개량화 처리된 경우, Si공정상은 Si판상과 상호 연결된 채로 남아 있으며 판상 간 거리는 좁아지고 성장특성이 변화하므로 모양은 섬유상이 된다.

심하게 과포화된 액상으로부터 빠르게 성장할 경우(825F/min 이상), 조정dendritic Si상이 나타나는 것으로 알려져 있으며, feathery dendrite와 star-shaped결정은 높은 과냉도에서 발생한다는 것이 관찰되었다[21].

개량처리하지 않은 과공정 Al-Si합금에서 흔히 나타나는 feathery 또는 web모양의 형상은 조정 Si결정의 형상과 비슷한 octagonal의 윤곽을 나타낸다.

Lamellar성장은 massive 조정Si결정의 성장에 요구되는 과냉도보다 낮은 과냉도를 갖는 곳의 앞부분에서 단범위 확산이 발생하여 조정Si입자가 octagonal boundary를 따라 성장함으로써 발생한다. 따라서 이 lamellar성장은 조정상의 성장과 공정상 성장사이의 중간적인 성장이라 할 수 있다. Lamellar구조는 과공정 Al-Si합금에서 우선적으로 관찰되는데 이는 조정 Si결정에서 lamellar성장이 쉽기 때문이다[10].

Al과 Si는 모두 낮은 비중 (Al: 2.7, Si: 2.35)을 가지지만, 차이가 있으므로 조정Si상이 응고할 때 용탕 위로 부상하게 된다. 이러한 현상은 15~16wt% Si 이상의 과공정 Al-Si 합금에서는 냉각속도가 낮은 조건하에서 우선적인 문제로 형성된 Si입자의 모양과 크기에 따라 차이가 난다.

2. 3. 합금원소의 영향

과공정 Al-Si 합금에서 가장 중요한 합금원소인 Si은 높은 정도 때문에 Si함량에 비례되어 내마모성을 증대시키며, 비중은 약 2.35g/cm^3 으로 Al의 비중 2.7g/cm^3 보다 낮아 합금 경량화에도 중요한 역할을 한다. 일반적으로 Si은 용탕의 유동성을 증가시키며, 약 18~20%의 조성 범위에서 용탕의 유동성이 최대가 된다고 알려져 있다. 하지만 Si이 이 범위 이상으로 첨가되면 기계가공성과 주조성을 해치게 된다. 또한, Si의 양이 증가함에 따라 합금의 열팽창 계수는 감소하는 경향이 있다. 그러므로 과공정 Al-Si합금에서 일반적으로 이용되고 있는 Si의 양은 약 14~25%범위로 한정되어 있다.

Cu는 Al내에 고용되는 양이 상당히 크고 강화효과가 있기 때문에 대부분의 과공정 Al-Si합금에 첨가되고 있으며, 상온 및 고온강도, 경도와 가공성 향상에 효과가 있는 것으로 알려져 있다. Cu의 첨가량은 합금에 따라 약 0.5~4.5%로 상당히 범위가 넓다. 또한 Cu를 첨가하면 적당한 열처리에 의하여 경화능을 증가시킬 수 있는 장점이 있으나, 내식성을 저하시키는 단점이 있다.

Mg는 열처리에 의해 강도, 경도, 가공성 및 경화능을 개선하는 역할을 하여, Cu와 거의 비슷한 효과를 보인다. 과공정 Al-Si 합금에서 Mg는 통상 약 0.5~1.0%의 범위로 첨가된다.

Fe의 경우 사형주조 또는 중력금형주조 합금에서는 1%미만, 다이캐스팅 합금에서는 1%이상 첨가되고 있다. Fe가 약 0.2% 이하로 미량 첨가될 경우 인성과 연성을 부여하는 효과를 보이고 있다. Fe 함량을 높이면, 기계적 성질과 용탕의 유동성에 치명적이나, 다이캐스팅시 Die의 소착(Die Soldering)을 줄이는데 효과적이다.

Ni와 Co는 고온에서의 기계적 성질을 향상시키는데 효과가 있는 것으로 알려져 있는데, Ni의 경우 합금에 따라 약 2.5%까지 첨가되고, Co는 주로 0.4~1.2%의 범위에서 첨가된다.

Cr의 경우 간혹 1%미만의 범위에서 소량 첨가되는 경우가 있는데, 0.3~0.4% 조성에서는 강도 증가에 기여를 하며, 0.5~1%에서는 장시간 고온 노출시 강도의 안정성 향상에 기여한다. Fe 함량이 높을 경우에 약 1%의 Cr이 첨가되면 침상 β (Al-Fe-Si)를 미세화시켜서, 구상 Fe-Cr 화합물의 양을 감소시킨다.

Mn은 1%이내의 범위에서 사용되어 인장특성을 개선시키는 역할을 하지만, 첨가량을 높이면 주조성과 주조품의 품질을 저하시킨다.

P를 소량 첨가하면 초정 Si입자는 더 작아지고 polyhedral 또는 granular형상이 되며 분포가 고르게 된다[10, 15, 19]. 미세화에 필요한 P의 양은 0.00015~0.5% P 정도로 보고되고 있으며 [12, 16, 18, 22-24], 첨가량이 적을수록 다른 공정변수, 예를 들면 super-heat, 유지시간, 냉각 속도, 첨가시의 온도 등이 중요하며, 미세화를 위해서는 빠른 냉각속도가 필요하다고 보고되었다[12, 18, 22].

Zr은 보통 0.01에서 0.1%사이의 범위에서 첨가되어 과공정 Al-Si합금의 고온 성질을 개선시키는 효과가 있다.

Ti는 0.01~0.1%의 범위로 결정립 미세화제로서 주조성과 기계적 성질을 향상시킨다. 합금원소 첨가시에 Ti 또는 Ti-B 모합금으로 첨가된다.

B는 수백분의 1%의 극히 미량의 합금원소로 보통 Ti와 함께 첨가되어 결정립을 미세화시키며, 재용해시에 미세화 효과를 증가시킨다.

Sr은 공정조성 근처의 과공정 합금에 0.01~0.05% 범위로 첨가되어 공정Si의 개량제 역할을 한다.

2. 4. 미세화 처리

초정Si를 미세화시키는 금속학적인 인자로는 냉각속도, 주조법, 합금첨가방법, 첨가제의 형태, 첨가온도 및 용탕온도, 탈가스 방법, 탈가스제의 종류, 과열도, 주입온도, 플럭싱과 재용해 등을 들 수 있다. 이러한 변수들은 다양하고 서로 연관되어 있기 때문에 이들의 영향을 일반화하여 정리한다는 것은 어렵지만, 상대적으로 볼 때, 냉각속도가 클수록 미세화 효과가 커지는 것으로 보고되고 있으며, 미량원소 첨가에 의한 미세화 효과 연구도 현재 활발히 진행중이다.

미량원소 첨가에 의한 미세화 효과 연구중 보편적으로 많이 사용되는 방법은 P에 의한 미세화 효과 연구이다. 용탕에 P가 첨가될때는 순수한 P, PCl_5 , Cu-8%P, Cu-15%P, AlCuP, AlP, Mn_3P 등 여러 가지 형태로 첨가된다.

그 중 AlCuP은 현재 비교적 널리 이용되고 있는 미세화제로 초정Si의 불균질 핵생성 장소를 제공하여, 조대한 Si입자는 더욱 고르게 분산되어 faceted granular형상으로 미세화 된다 [21].

P 첨가에 의한 미세화 기구는 첨가된 P가 용탕의 Al과 반응하여 금속간화합물 AlP를 형성하고 이것이 불균일 핵생성 자리로 작용하여 초정 Si상을 효과적으로 핵생성 시키는 것으로 인식되고 있다. 이것은 Table 1에 나타난 것처럼, AlP와 Si의 결정구조와 격자상수가 유사한 점으로 볼 때 타당성이 있는 것으로 받아들여지고 있다.

Table 1 Crystallographic property of nucleation catalysts.

	Structure	Lattice constant	Melting point
Si	Diamond Cubic	5.4173 Å	1430 °C
AlCuP	Cubic	5.42 Å	>1000 °C
AlP	Cubic	5.45~5.47 Å	app. 2500

P의 효과를 정리해보면, 초정Si입자를 polyhedral형태로 변화시켜 입자모양을 보다 균일하게 한다[25]. Si의 결정온도인 액상선온도를 낮춤으로써 동일조건의 개량화 처리하지 않은 과공정 Al-Si합금과 비교하였을 때 초정Si 입자가 성장할 수 있는 시간을 줄임으로써 성장을 억제한다[12].

다른 미세화제로는 Ge, Ga, Se, Be, Te, Li, Cd, Zn, Mn, V, Bi, Mo, Hf, S와 이 원소들이 결합된 형태들이 있다. 그러나 효과 면에서 보면 미흡한 것으로 보이며, 결정립 미세화제로 알려져 있는 Ti, B의 경우도 자체보다는 P와 함께 미세화 효과를 조장시키는 합금원소로 알려져 있다.

IA, IIA족과 희토류 금속은 Al-Si합금의 공정조직 개량화 처리에 사용되어 많은 연구가 행해졌다. 개량화 처리에 의해 공정 Si구조는 flake상 또는 needle-like plate상에서 광학현미경상에서 globular로 나타나는 fiber상 구조로 변화하지만 실제로는 cell내에서 서로 연결되어 있는 것으로 밝혀졌다[11, 15, 26-27]. 몇 가지 원소 (Sr, Sb, Na, Li 등)가 공정구조를 변화시킬 수 있으며[28], 가장 효과적인 원소는 Na로 알려져 있다. 그러나, P에 의한 미세화 처리와 Na에 의한 개량화 처리가 동시에 이루어지면 각 원소로 얻을 수 있는 효과가 상쇄된다. 이것은 고온에서 Na의 증발손실과 함께 Na와 P가 반응하여 NaP, Na₃P 화합물이 형성되어 용탕을 빠져나감으로써 첨가된 P의 양을 줄이고 결과적으로 Na가 AlP의 형성을 방해하기 때문으로 해석하고 있다[19, 29].

2. 5. Si량과 기계적 성질

미량원소가 첨가되지 않은 2원계 과공정 Al-Si합금의 미세조직은 전형적으로 Al 기지내에 수mm 크기의 조대하고 불규칙한 형상의 초정Si 결정과, Flake 형상의 공정Si로 구성되어 있다. 이러한 조직에서 초정 및 공정Si는 응력집중부로 작용하기 때문에 기계적 성질 저하의 원인으로 나타난다. 또한, 과공정 Al-Si합금의 높은 경도 및 내마모성과 같은 우수한 기계적 성질은 높은 Si함량으로부터 기인되지만, 이러한 높은 Si함량은 응고 과정에서 발생하는 Si 거시편석으로 인하여 제조 및 가공성에 어려움을 가져다주고 있다. 이러한 문제는 합금성분 제어 및 미세화 처리를 통한 초정Si의 크기를 감소하고, 응고 과정에서 냉각속도를 15℃/sec 이상으로 하면 편석이 완전히 제거될 수 있다.

알루미늄합금에서 일반적으로 알려진 Ca원소의 영향은 Na, Sr 등에 비해 약하지만 공정Si 개량화 효과를 지닌 것으로 알려져 있다[8-9]. 아공정 Al-Si합금에서 Ca원소는 개량효과가 있으나, 과공정 Al-Si합금에서 Ca의 영향은 지금까지 알려져 있지 않지만 상당량 함유되어 합금의 조직과 기계적 특성에 미치는 영향을 연구할 필요성이 있다.

Al-Si 2원계 합금에 있어서 비중 및 열팽창계수는 Si의 증가와 함께 직선적으로 저하한다. 인장강도는 공정조성까지는 Si의 증가와 함께 약간 강도가 증가하지만, 초정Si가 정출하기 시작하는 공정조성 이상에서는 역으로 강도가 저하한다. 연신율은 Si량 증가에 의해 저하하지만 공정조성 이상에서 현저한 저하를 초래한다.

2. 6. 잔류응력

일반적으로 재료내의 압축잔류응력은 인장 및 피로강도를 증가시키며 인장잔류응력은 인장 및 피로강도를 감소시키는 것으로 알려져 있다.

2상 복합조직인 재료내부에 존재하는 압축잔류응력은 재료를 강화시키거나(strengthening) 파괴 인성치를 증가시킨다. 또한 인장, 압축 하중하에서 비대칭적인 응력-변형률 거동을 유발시키는 항복강도를 변화시킨다. 특히 인장잔류응력은 미소균열 진전과 같은 초기 손상을 유발, 확대시키므로 재료의 결함(defects)이나 고유 결점(inherent flaws)으로 취급된다. 또한, 2상 복합조직인 재료에 압축잔류응력이 존재하면 강화재에 대한 기지의 구속력이 발생하여 기지의 경도를 향상시킨다.

따라서 2상 복합조직의 과공정 Al-Si 합금 및 복합재의 불성은 잔류응력의 크기를 고려하여 평가되어야 한다. 재료내에 잔류하는 응력은 공정 중 다양한 요인에 의해 발생되지만 온도구배(temperature gradient)나 구성재료의 열팽창 차이(difference of thermal expansion), 그리고 열팽창 이방성(anisotropy of thermal expansion)과 같은 열적 요인이 주가 되고 있다. 그러나 대부분의 복합재는 구성재료의 열팽창계수(coefficient of thermal expansion : CTE) 차이가 아주 크기 때문에 열팽창계수 차이로 인한 잔류응력이 재료의 주요 특성으로 간주된다.

3. 실험방법

3. 1. 시료제조

본 실험에 사용된 재료는 Aluminum Association(AA) B.390합금으로 분류되며 발광분석기(Spark emission analyzer)로 측정된 화학조성은 Table 2와 같다.

용해작업은 4번 흑연도가니를 사용한 실리콘이트 전기로에서 행하였으며, 잉고트 용락이 일어나는 온도에서 플럭스를 도포하고 800℃까지 승온한 후, 미세화 처리를 행하고 750℃에서 30분간 진정시키고 금형과 냉각곡선용 열분석 주입컵에 용탕을 주입하였다. B.390합금의 용해온도가 750℃ ~ 800℃ 정도로 상대적으로 높아 용해가스로 인한 기공이 많이 발생하는 경향을 나타내므로 용탕을 100℃로 예열한 Y-Block 형상의 금형에 주입 후 700mmHg 감압 분위기 응고로 탈가스를 촉진하였다.

Table 2 Chemical composition of B.390 alloys.

	(Wt.%)						
	Si	Cu	Mg	Zn	Mn	Fe	Al
B.390 Standard	17.0	4.5	0.55	<1.5	<0.5	<1.3	Rem.
B.390 Used	16.7	4.9	0.52	0.33	0.25	0.4	Rem.

용탕의 Ca함량에 따른 응고과정에서 초정Si 정출온도 변화를 조사하기 위하여 냉각곡선을 측정하였다. 동일한 치수로 제작된 셸몰드 주형재료 주형컵(Shell mold pouring cup)과 SKD급 형강 열분석 컵에 용탕을 주입하고 냉각속도 차이에 따른 냉각곡선을 측정하였다. Fig. 3은 응고 열분석을 위한 냉각곡선 측정장치 구성도이다.

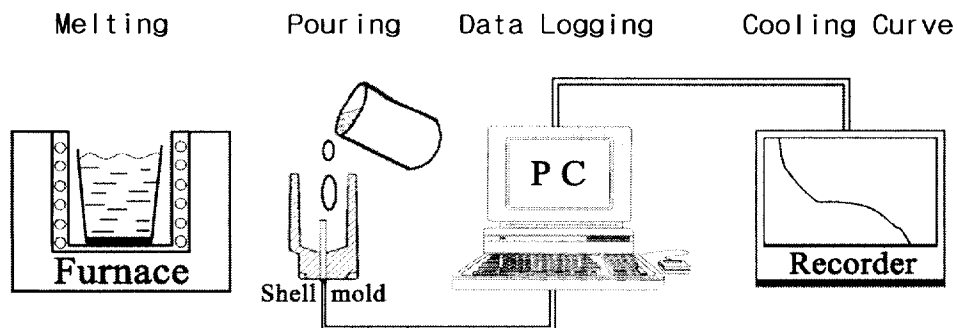


Fig. 3 Schematic illustration of apparatus construction for measuring cooling curve.

3. 2. 미세화 처리 및 초정Si 입자크기 변화

B.390합금에서 초정Si 입자크기 변화에 대한 Ca원소의 영향을 조사하기 위하여 용탕내 Ca성분 함량을 조절하였다.

첫째, 인위적으로 Ca함량을 용탕내에 첨가하고 초정Si 입자크기 변화를 조사하였다.

둘째, B.390합금의 미세조직 개선을 위해 초정Si 입자를 미세화 시키기 위한 미세화 처리를 행하였다. Fig. 4와 같이 용탕의 Ca함량을 감소시키는 방법으로 미세화처리를 행하고, 미세화처리를 행하지 않은 As-cast재료와 초정Si 미세화 정도를 비교하였다.

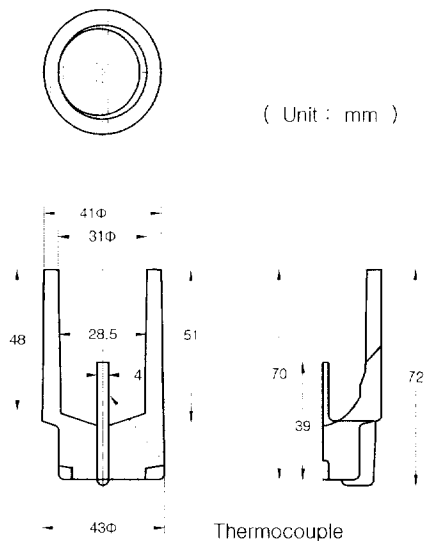
예비실험의 결과로부터 초정Si미세화 정도에 미치는 Ca의 영향을 조사하기 위하여 Table 3과 같이 Ca의 량을 각각 달리 첨가하였다. 또한, 염화물 성분의 탈 Ca용 첨가제로 Ti_2Cl_6 와 $CuCl_2$ 화합물을 각각 수차례 용탕에 첨가하여 용탕의 잔류 Ca량을 변화시켜 초정Si 미세화에 대한 잔류 Ca의 영향을 조사하였다. 미세화 처리된 시료는 유도결합 플라즈마 분광법(ICP)으로 Ca함량을 분석하여, 시료의 Ca함량과 초정Si 입자크기의 상관성을 비교하여 초정Si 입자미세화에 대한 Ca의 영향을 조사하였다.

3. 3. 조직관찰

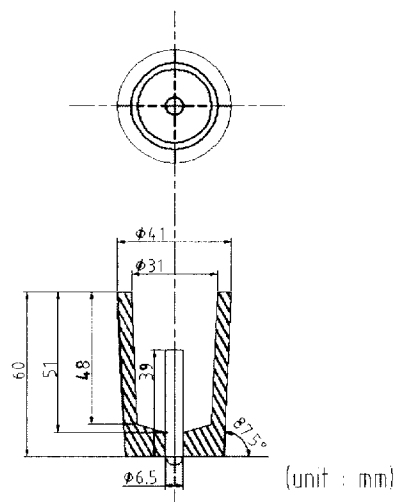
용탕의 Ca함량 정도에 따른 초정Si 입자의 크기변화를 조사하기 위하여 Ca함량과 냉각속도가 각각 상이한 시료의 조직을 비교하였다. B.390합금의 현미경 미세조직 관찰을 위해 0.5% HF 부식액을 사용하여 시료를 관찰하였다.

미세화효과 확인을 위해 사용된 시료들은 일정한 위치에서 채취하여 냉각속도 영향을 배제하였다. 100배율의 광학현미경으로 5군데 부위를 대상으로 각 초정Si 입자의 면적을 측정하고, 화상해석 프로그램(Image Pro)으로 처리하여 초정Si 입자크기를 정량적으로 평가하였다. 이때 환산된 초정Si 입자크기는 구상을 가상하여 직경으로 환산된 값이다. 미세화 처리된 시료는 유도결합 플라즈마 분광법(ICP)으로 Ca성분을 분석하였으며, 시료의 Ca함량과 초정Si 입자크기의 상관성을 비교하여 초정Si 입자미세화에 대한 Ca의 영향을 조사하였다.

또한, Ca함량이 각기 다른 용탕의 냉각과정을 열분석법으로 용탕의 Ca함량에 따른 초정Si 및 공정Si 정출온도 변화를 크로멜-아로멜 열선을 사용하여 측정해서 입자크기와의 관련성을 조사하였다. Fig. 5는 셀몰드주형 컵과 금형주형 컵의 2차원 도면을 나타낸 것이다.



(A) Shell Mold Pouring Cup



(B) Metal Mold Pouring Cup

Fig. 5 Schematic drawing of pouring cup.

Table 3 Description of Modification procedure.

Treatment	Modification procedure	Remark
Change of Primary Si size	Addition of Al-Ca master alloy	Increasing Ca content in melts
Refining of Primary Si	1 and/or 4 times of modification treatment by Ti_2Cl_6 / $CuCl_2$ agents	Reducing Ca content in melts

3. 4. 잔류응력 유도 열처리

기지금속과 강화재의 열팽창 차이에 의해 강화재에 대한 기지금속의 구속력이 증대되어 재료의 강도증가 목적으로 기지금속 내의 잔류응력을 증대시키는 열처리 방법을 적용하여 B.390 합금의 강도에 미치는 영향을 조사하였다.

알루미늄 열처리용 합금에 일반적으로 적용하는 용체화 처리 및 인공시효 열처리과정으로, 인장시편을 가공한 뒤 500℃에서 4hr동안 용체화 처리한 후 250℃에서 4hr동안 인공시효하는 T6처리(T6 aging treatment), 500℃에서 4hr동안 용체화 처리한 후 water quenching한 급냉처리(Water quenching treatment : WQ) 및 500℃에서 4hr 유지시킨 시료를 액체질소에 quenching하는 LN처리(Liquid nitrogen treatment)를 행하였다. 이러한 열처리 조건을 Table 4에 나타내었다.

Table 4 Heat treatment conditions for variation of compressive residual stress.

Treatment	Treatment condition
T6 aging(T6)	500℃ 4hr solution treatment → 250℃ 4hr holding
Water quenching(WQ)	500℃ 4hr solution treatment → Water quenching
Liquid nitrogen quenching(LN)	500℃ 4hr solution treatment → Liquid nitrogen quenching

B.390합금의 초정Si 입자미세화에 이어, 기지금속의 압축잔류응력을 변화시키는 열처리방법으로 인장강도 증가가 실질적으로 가능한지 실험적으로 확인하기 위하여 기지금속의 압축잔류응력을 변화시켜 기계적 특성에 미치는 압축잔류응력의 영향을 검증하였다.

잔류응력의 측정은 재료내에 응력이 존재하면 결정의 격자정수가 변화되어 X-선의 회절각도가 변화하는 원리[30]를 이용하여 Table 5의 조건으로 Al기지금속내의 잔류응력을 측정하였다. X선회절의 잔류응력에의 응용은 스트레인게이지에서의 Wire거리를 재료의 격자면 간격 d 로써 대신하여 격자변형을 $\Delta d/d$ 의 변화를 측정하는데 기초를 두고 있다.

Fig. 5에 나타낸 바와 같이 시료면 법선 N와 격자면 법선 N'사이의 각 ψ 에 대한 회절각도 (2θ)의 변화를 측정하여, 2θ 와 $\sin^2\psi$ 의 관계로부터 최소자승법에 의해 기울기를 구하고 다음과 같이 응력을 산출하였다[31].

$$\sigma = -\frac{E}{2(1+\nu)} \cos\Theta \frac{\pi}{180} \frac{d(2\theta)}{d(\sin^2\psi)} \text{-----(1)}$$

여기서 E : Young율 ($7.03 \times 10^3 \text{kg/mm}^2$)

ν : Poisson비(0.345)

Θ : 표준 Bragg 각도 (Al(331)면의 회절각도 148.7을 적용)

Table 5 Experimental condition for X ray stress measurement.

Method	$2\theta - \sin^2\psi$ method
Characteristic X ray	Co-K α
Diffraction plane	Al(3 3 1)
Size of irradiation mask	5mm $\times$ 3mm
Determination mask	Half-value width method
X ray incident beam (ψ)	0, 15, 30, 45 deg
Filter	Fe
Tube voltage	40KV
Tube current	30mA
Divergent angle	1 deg
Scanning speed	1 deg/min
Time constant	20 sec

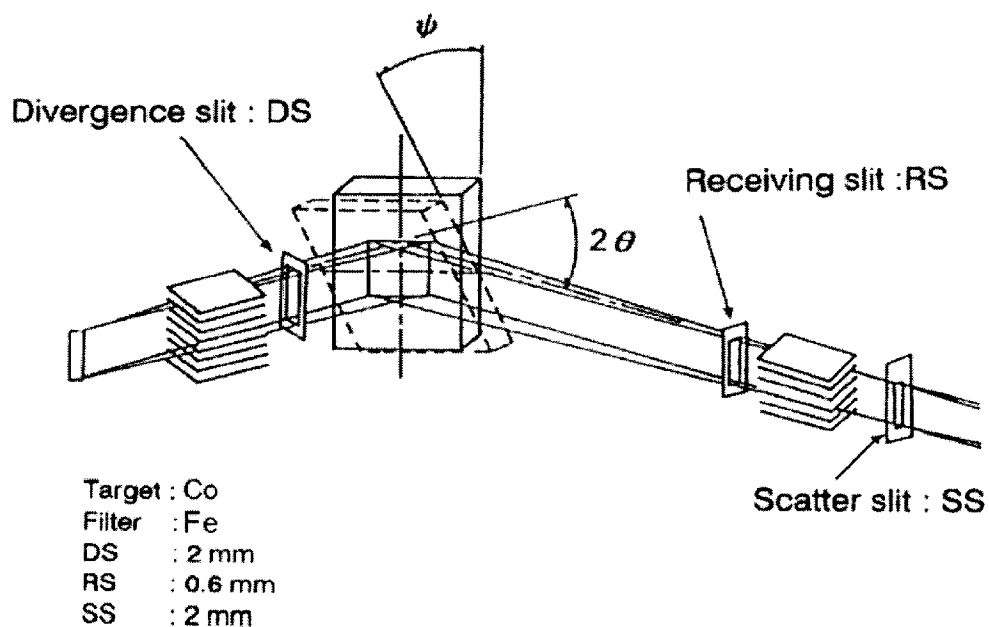


Fig. 5 Principle of residual stress measurement.

3. 5. 인장실험

B.390합금은 Ca성분 제어에 의한 초정Si 입자 미세화 효과와 더불어 열처리 가능한 합금으로 복합재료의 조직특성을 가지고 있으므로, 알루미늄 기지금속과 초정Si의 열팽창계수 차이로 인한 기지금속에 잔류응력을 증대시키는 방법으로 강도증가를 시도하였다. 열처리온도에서 발생하는 열팽창계수 차이로 인해 열응력이 발생하며 이 열응력은 초정Si 주위의 기지금속에 소성변형 영역이 형성되면서 잔류응력의 형태로 남아있게 된다. 소성영역 내부는 열응력을 완화시키기 위한 수단으로 Punched dislocation이 형성되어 재료의 강도를 향상시키는 역할을 한다 [37].

압축잔류응력이 존재하면 강화재에 대한 기지금속의 구속력이 강화되고 Punched dislocation이 형성되는 기지금속의 소성영역에 의한 강도상승이 예상[38]되는 점에 착안하여 본 연구에서는 열처리 조건을 변화시켜 기지금속내의 압축잔류응력을 변화시켰다.

초정Si 입자크기 변화와 기지금속의 잔류응력 변화에 따른 재료특성을 평가하기 위하여 인장실험을 행하였다.

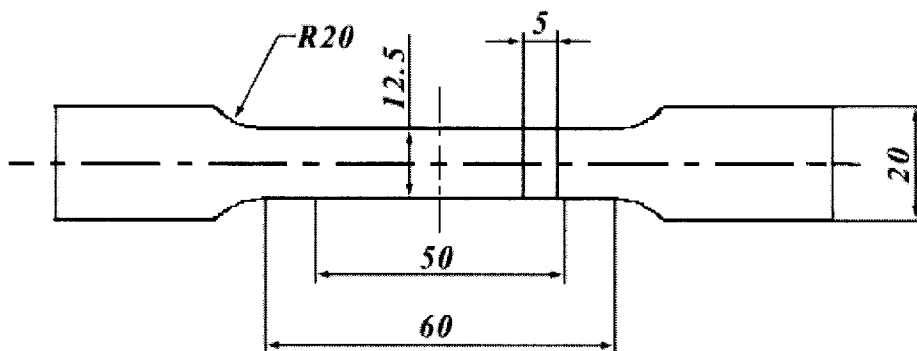
Fig. 6(A)에 나타낸 바와 같이 인장시편은 평행부 거리 60mm, 표점거리 50mm인 두께 5mm 판상으로 제작하였으며, 인스트론형 시험기에서 $2.78 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 변형속도로 상온에서 행하였다. 인장강도, 연신율, 경도를 측정하였으며, 파단면은 주사전자현미경(SEM)을 사용하여 관찰하였다.

3. 6. 계장화 충격실험

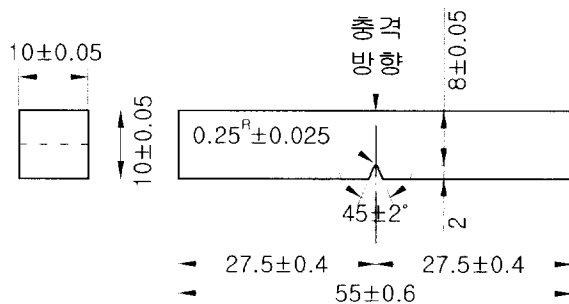
초정Si 입자 미세화 효과가 파괴특성에 미치는 영향을 평가하기 위하여 충격실험을 행하였다. Fig. 6(B)는 표준 Charpy 충격시편으로 용량 98Joule의 CAI(Computer Aided Instrumentation) 충격시험기[32]를 사용하여 상온에서 실험하였다.

Fig. 7과 같이 시편과 해머의 충격시 발생된 하중을 계측한 하중-시간곡선으로부터 총흡수 에너지(E_t), 균열발생 에너지(E_i) 및 균열전파 에너지(E_p)를 평가하였다.

충격파괴가 일어나는 동안 초정Si이 파괴거동에 미치는 영향을 파악하기 위해서 파단면을 주사전자현미경(SEM)으로 관찰하였다.



(A) Tensile test specimen



(Unit : mm)

(B) Charpy impact test specimen

Fig. 6 Shape of tensile test specimen and Charpy impact test specimen.

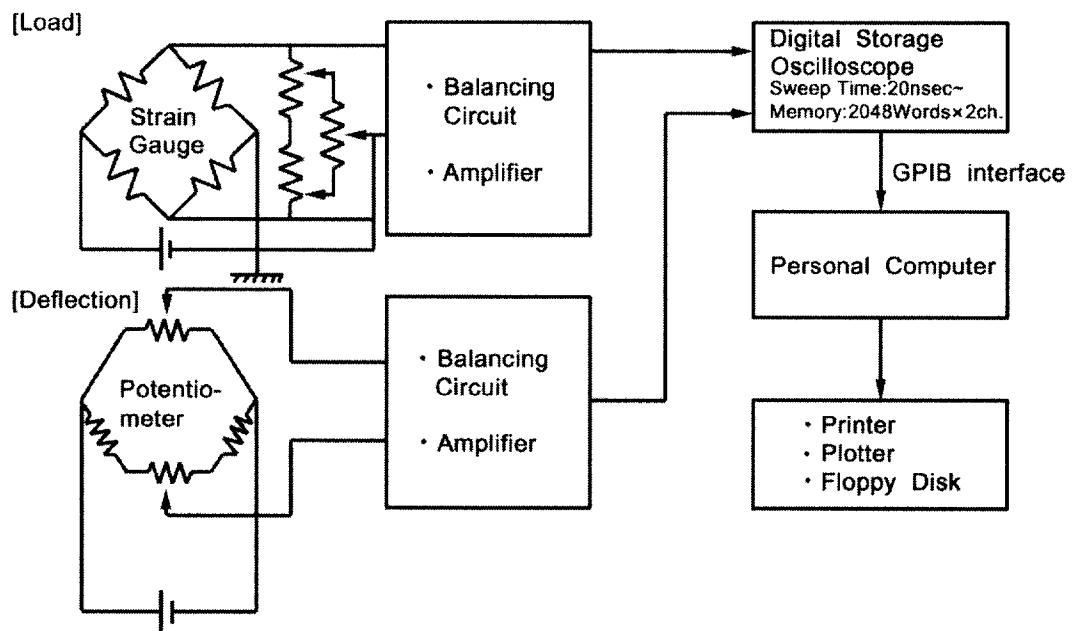


Fig. 7 Configuration of the CAI system.

4. 실험결과 및 고찰

4. 1. 초정Si 입자 미세화

4. 1. 1. 용탕의 Ca함량 변화에 따른 초정Si 미세화

알루미늄합금 용해과정에서 플럭스, 용해로의 내화물 및 금속Si 원재료에 함유되어 불순원소 Ca이 용탕으로 유입되고 있다. Ca은 과공정 Al-Si계 합금에서 Si 원재료로부터 특히 많이 유입되어 이 재료의 특성에 큰 영향을 미칠 수 있다. 이와 같이 과공정 Al-Si계 합금에 있어 Ca의 영향, 특히 초정Si 입자크기에 대한 영향에 주목하여, 용탕내 Ca함량 제어를 통해 B.390합금의 초정Si 입자 미세화 영향을 조사하였다.

B.390합금에 Table 6과 같이 잔류 Ca량이 각기 다른 시료들을 셸몰드 주입컵(Shell mold pouring cup)과 금형주형 컵에 주조한 시편의 초정Si 입자크기를 Table 7과 Table 8에 나타내었다. 시료의 잔류 Ca량을 ICP분석한 결과와 셸몰드 주조 조직을 참조하면, Al-Ca합금을 첨가하여 잔류 Ca량을 증가시킨 시료의 경우, 초정Si 입자가 조대화되는 경향을 나타내고 있다.

따라서, 초정Si 입자를 미세화시키기 위해 용탕 상태에서 탈 Ca처리를 행하는 것이 초정Si 입자를 미세화시키는 효과적 방안임을 알 수 있다.

의도적으로 Ca를 첨가하여 시료의 잔류 Ca량이 190ppm인 경우 초정Si 입자직경은 $54.7\mu\text{m}$ 인 반면, 염화물을 함유한 CuCl_2 미세화제로 용탕을 4번 처리한 시료의 잔류 Ca량은 약 5ppm으로 초정Si 입자 직경이 $12.4\mu\text{m}$ 로 가장 미세하였다.

Table 6 Result of composition analysis according to different Modification treatment conditions.

Modification treatment	Retained content	
	P	Ca
Addition of Al-Ca alloy	NA*	190 ppm
Addition of Al-Ca alloy	NA*	140 ppm
Addition of Al-Ca alloy	NA*	45 ppm
As received from ingot	11 ppm	34 ppm
1 time of modification by Ti_2Cl_6 agents	8 ppm	26 ppm
4 times of modification by Ti_2Cl_6 agents	7.7 ppm	16 ppm
1 time of modification by $CuCl_2$ agents	6 ppm	16 ppm
4 times of modification by $CuCl_2$ agents	5 ppm	5 ppm

NA* : No Application

Table 7 Result of primary Si size according to different Modification treatment conditions in shell mold cast B.390 alloys.

Modification treatment	Primary Si size(μm)	Ca content(ppm)
#3 Ca addition	85.0	190
#2 Ca addition	75.5	140
#1 Ca addition	56.5	45
No treatment	49.5	34
1 time Ti_2Cl_6 modification	47	26
1 time CuCl_2 modification	44	16
4 times CuCl_2 modification	41	5

Table 8 Result of primary Si size according to different Modification treatment conditions in metal mold cast B.390 alloys.

Modification treatment	Primary Si size(μm)	Ca content(ppm)
#3 Ca addition	54.7	190
#2 Ca addition	44.3	140
#1 Ca addition	36.0	45
No treatment	30.0	34
1 time Ti_2Cl_6 modification	18.7	26
1 time CuCl_2 modification	14.5	16
4 times CuCl_2 modification	12.4	5

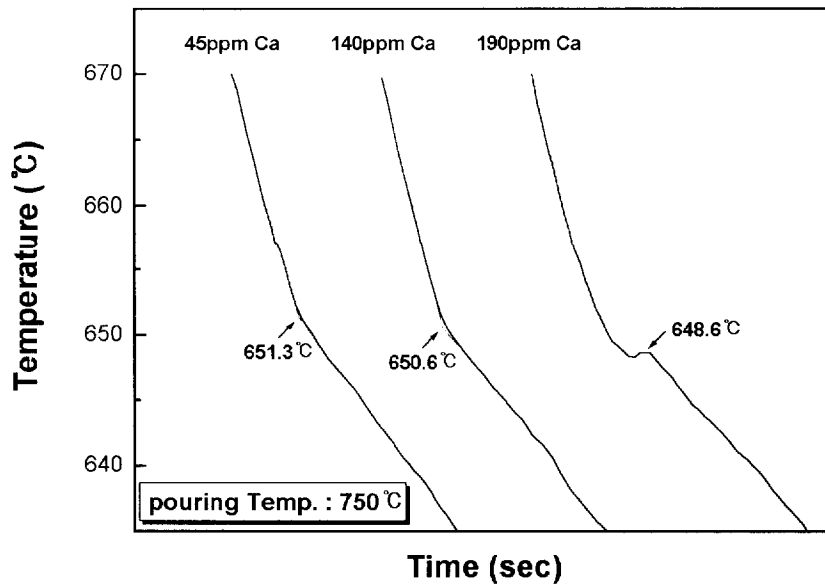
4. 1. 2. 냉각속도에 따른 초정Si 미세화

냉각속도에 따른 초정Si 입자크기의 변화를 관찰하기 위하여, Ca함량을 달리한 용탕을 셀몰드주형 컵과 금형주형 컵에 각각 주입하여 초정Si 정출온도를 측정하였다. Fig 8과 Fig 9는 셀몰드주형 컵과 금형주형 컵에서 Ca함량에 따라 각각 측정된 초정Si 정출온도 그래프이다. 냉각속도가 빠른 금형주형 컵의 시료에서 동일한 Ca함량의 금형주입 컵 시료보다 초정Si 정출온도가 높아져 초정Si 입자크기가 미세할수록 이에 비례하여 초정Si 정출온도가 증가하는 관계를 나타내었다. Table 9는 측정된 초정Si 정출온도를 정리한 값이다.

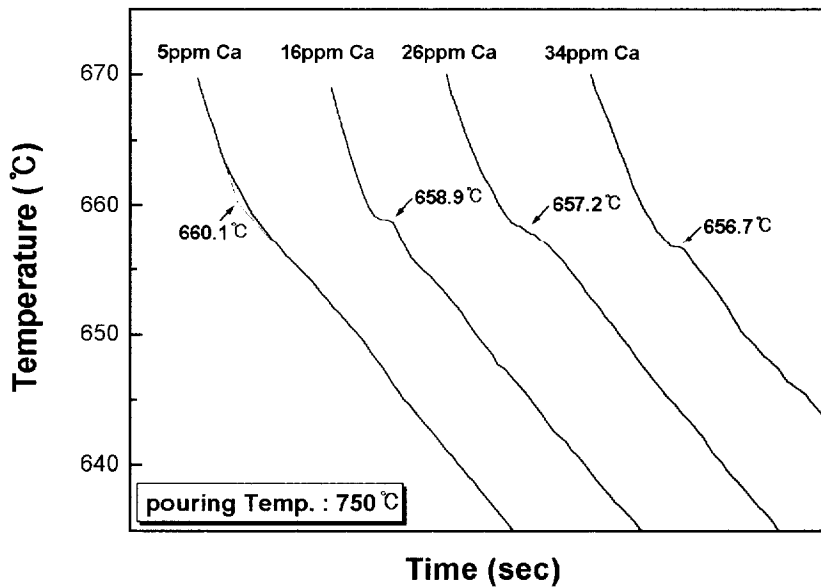
Fig 10은 셀몰드주형 컵과 금형주형 컵에서 측정된 초정Si 입자크기를 비교하여 나타내었다.

Table 9 Effect of Ca content on crystallization temperature of primary Si of B.390 alloys.

Crystallization Temperature		Specimens						
		Retained Ca Content(ppm)						
		5	16	26	34	45	140	
Primary Si (℃)	Metal Mold	681.7	671.7	666.3	662.4	658.4	655.5	649.1
	Shell Mold	660.1	658.9	657.2	656.7	651.3	650.6	648.6

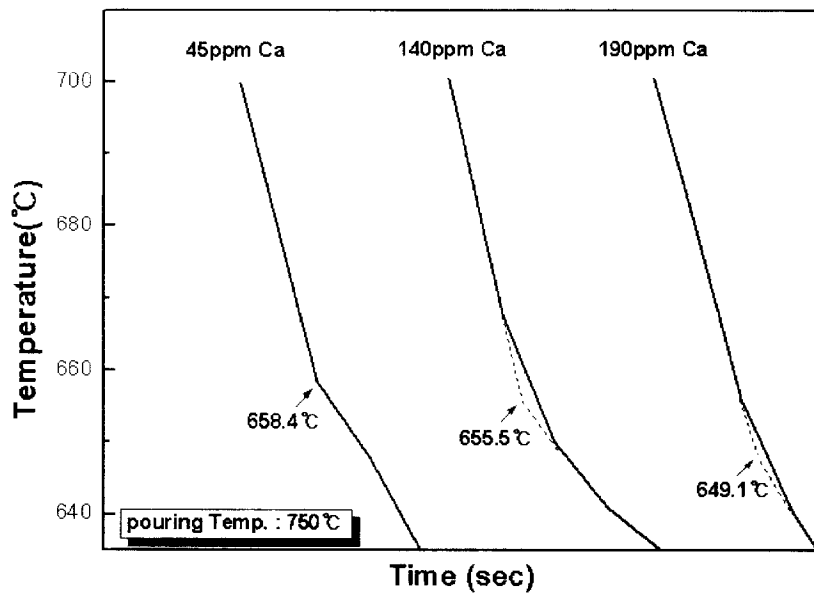


(A) Ca added specimens

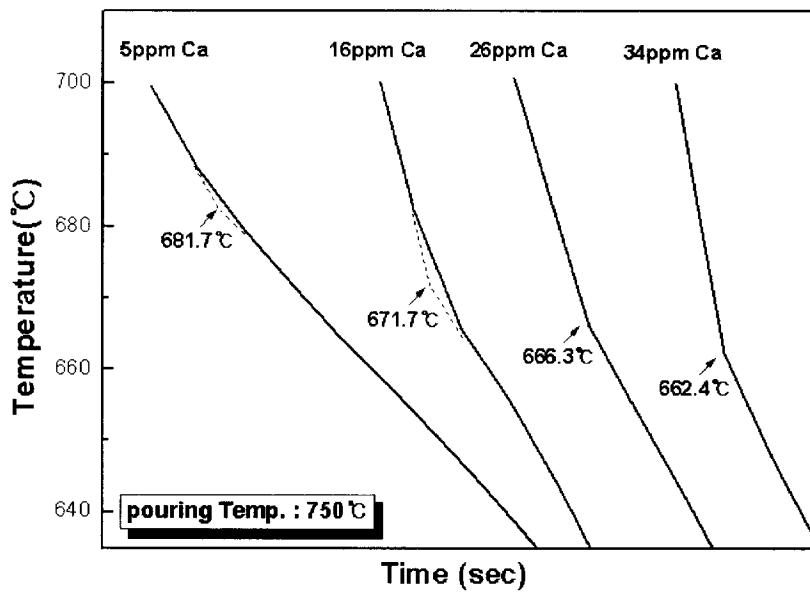


(B) Ca removed specimens

Fig. 8 Effect of Ca content on crystallization temperature of Primary Si in shell mold cast B.390 alloys.



(A) Ca added specimens



(B) Ca removed specimens

Fig. 9 Effect of Ca content on crystallization temperature of Primary Si in metal mold cast B.390 alloys.

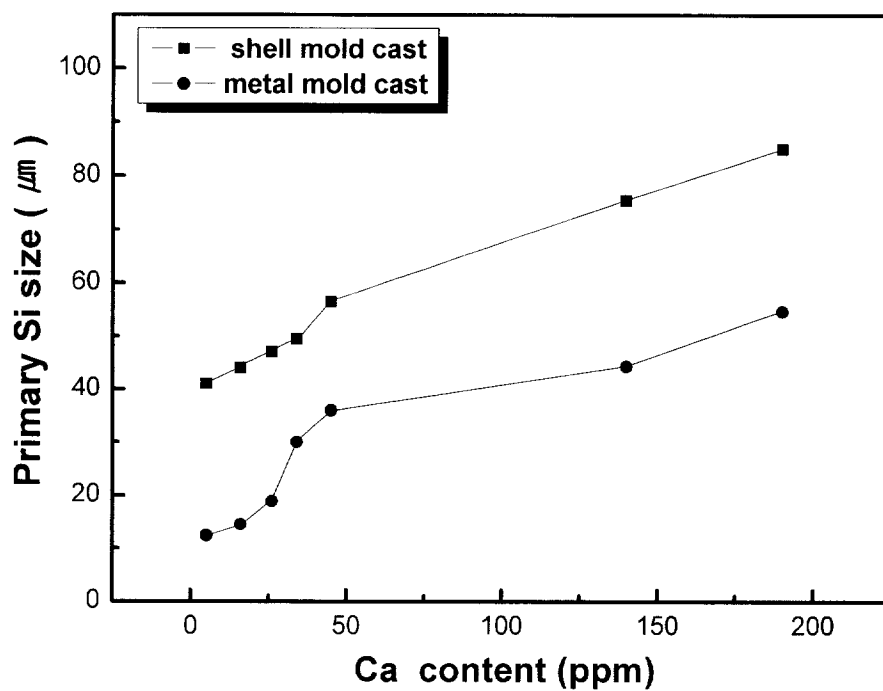
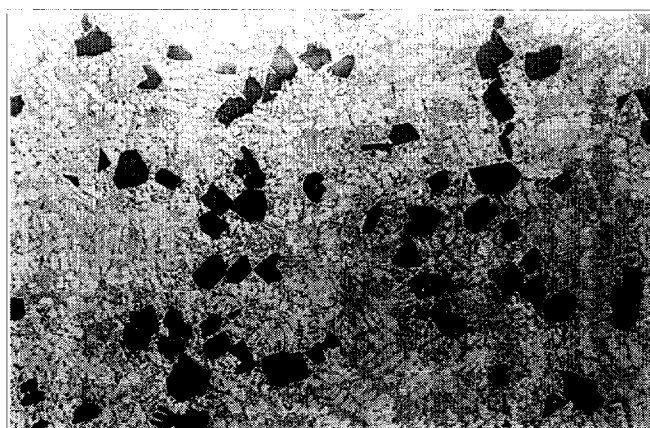


Fig. 10 Variation of Primary Si size with the changes of mold materials and Ca in B.390 alloys.

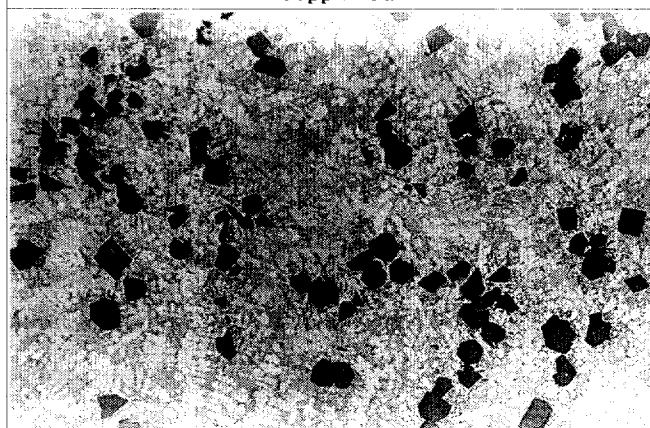
이상의 실험결과에서, 과공정 Al-Si합금에 함유된 Ca원소는 초정Si 입자크기를 조대화시키는 작용을 하여, 초정Si 입자 미세화를 위해서는 용탕의 Ca함량을 줄이는 탈 Ca처리가 필요함을 알 수 있다.

탈 Ca용 미세화제 선정은 과공정 Al-Si계 주조합금 용탕의 용해온도 구간($500^{\circ}\text{C} \sim 850^{\circ}\text{C}$)에서 Ca와 친화력이 큰 염화물인 Ti_2Cl_6 와 CuCl_2 화합물[33]을 미세화제로 첨가하여, 칼슘염화물(CaCl_2)을 형성시켜 용탕으로부터 제거하였다. 이 과정에서 형성되는 AlCl_3 화합물의 기화작용으로 용탕내 수소개스의 탈가스처리 효과도 부수적으로 얻을 수 있었다.

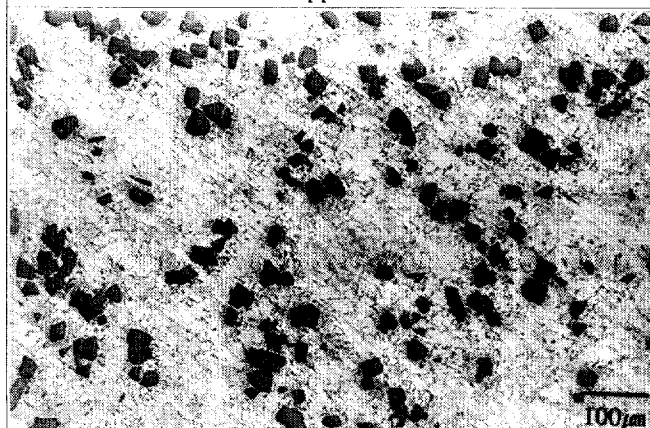
Fig. 11은 탈 Ca처리를 달리하여 잔류 Ca량이 각기 다른 용탕을 금형주조한 시료의 미세조직 사진이다. 동일한 용탕 조건에서 웰몰드 주형과 금형에 주입된 용탕의 냉각속도 차이로 인하여 초정Si입자 크기는 변화되어, 냉각속도가 빠를수록 초정 Si입자 크기는 감소되었다.



190ppm Ca



140ppm Ca



45ppm Ca

(A) Ca added specimens



34ppm Ca

(B) Non treated specimen

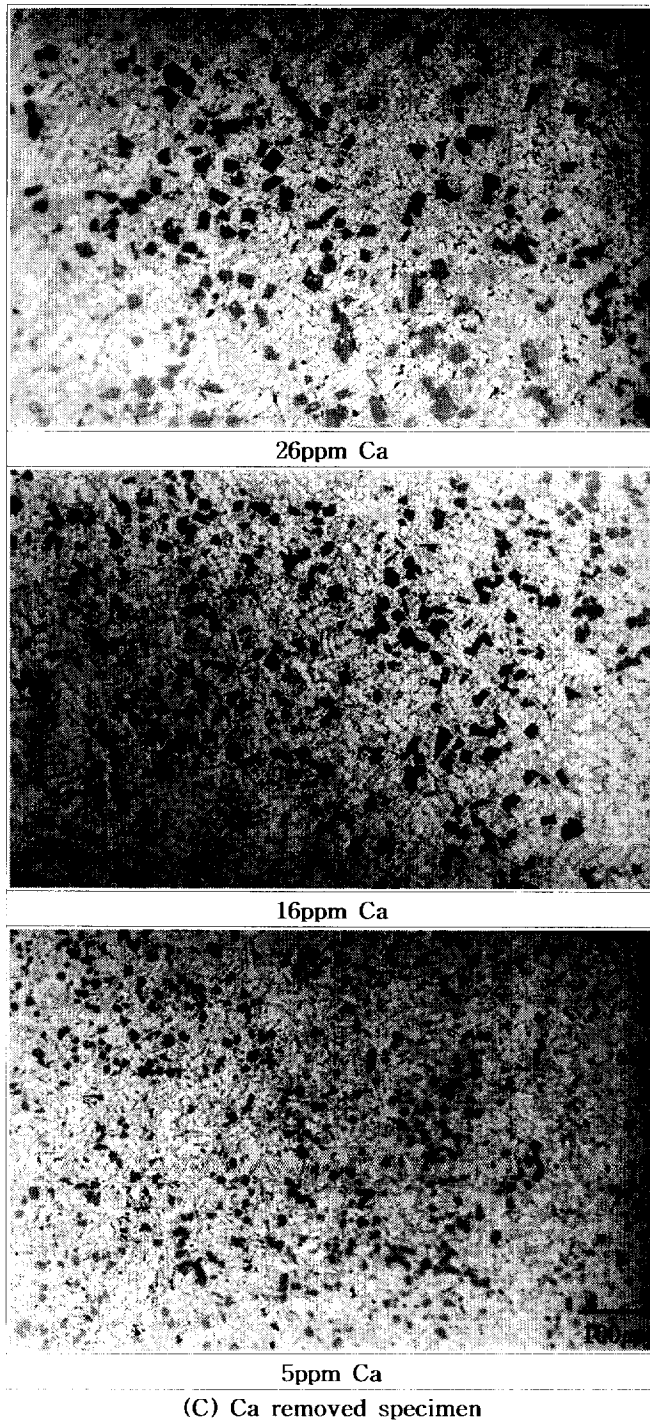


Fig. 11 Effect of retained Ca content on primary Si size in metal mold cast B.390 alloys.

4. 2. 기계적 특성 평가

앞서 실험한 용탕의 탈 Ca처리에 의해 조정Si 입자 미세화 효과에 따른 재료의 특성향상을 위해 기계적 특성을 평가하였다.

인장특성 평가를 위해서 시험편 채취가 가능한 크기의 Y block (가로 200mm, 세로 105mm, 높이 180mm) 형상의 금형으로 시험편을 제조하였다. 열처리를 통한 기지내 압축잔류응력을 변화시킨 후 인장실험을 행하여 기지내 압축잔류응력이 인장특성에 미치는 영향을 평가하였다.

충격특성 평가를 위해서 금형주조 시료에서 채취한 표준Charpy V노치 시험편을 조정Si 입자크기 변화에 따라 충격흡수에너지를 측정하였다.

4. 2. 1. 조정Si 입자크기 변화에 따른 인장특성 평가

B.390합금의 미세조직은 다각형상의 조정Si들과 기지금속으로 구성되어 있으며, 인장하중이 가해지면 조대한 조정Si 입자에 응력집중이 발생된다. 응력집중은 입자크기가 조대할수록 증가하여 Si의 파괴응력 혹은 계면박리(Debonding)를 일으키는 한계 응력값에 도달되면 해당 국부적 장소에서 균열이 우선적으로 발생되고 전파하여 시료의 최종 파단에 이르게 된다. 따라서, 시료내부에 존재하는 조정Si 입자크기가 작을수록 응력집중은 적어지고 인장강도와 연신율은 상대적으로 높아지게 된다.

전체 시험편의 인장시험편 파단면 사진을 분석한 결과, 계면박리 흔적은 관찰되지 않고 파괴된 조정Si 입자가 관찰되어, 조정Si의 입자크기가 인장강도와 연신율에 큰 영향을 미치는 인자로 파악된다. Al-Ca합금을 첨가하여 잔류 Ca량을 증가시킨 시료의 경우, 조정Si 입자가 조대화되는 경향을 나타내고 있다.

본 실험에서 조정Si 입자크기에 따른 인장특성을 측정한 결과, 조정Si 입자크기에 의한 인장강도는 거의 변화하지 않았다. 반면, 연신율 변화는 조정Si 입자크기에 큰 영향을 받아[36], 조정Si 입자크기가 12.4 μm T6시료가 18.7 μm T6시료보다 2%의 연신율 증가가 관찰되었다.

Fig. 12은 인장시험편 파단면의 주사 전자현미경 사진이다. 용탕의 CuCl₂ 4회 미세화처리에 의해 조정Si이 가장 미세한 시료에서 열처리 과정에 상관없이 파단면 Si 입자크기가 작게 나타났다. 인장 파단면 관찰로부터 균열발생을 일으키는 입자크기와 연신율의 관련성을 파악할 수 있었으며, 조정Si 입자크기가 미세할수록 연신율이 증가하는 관계를 나타내었다.

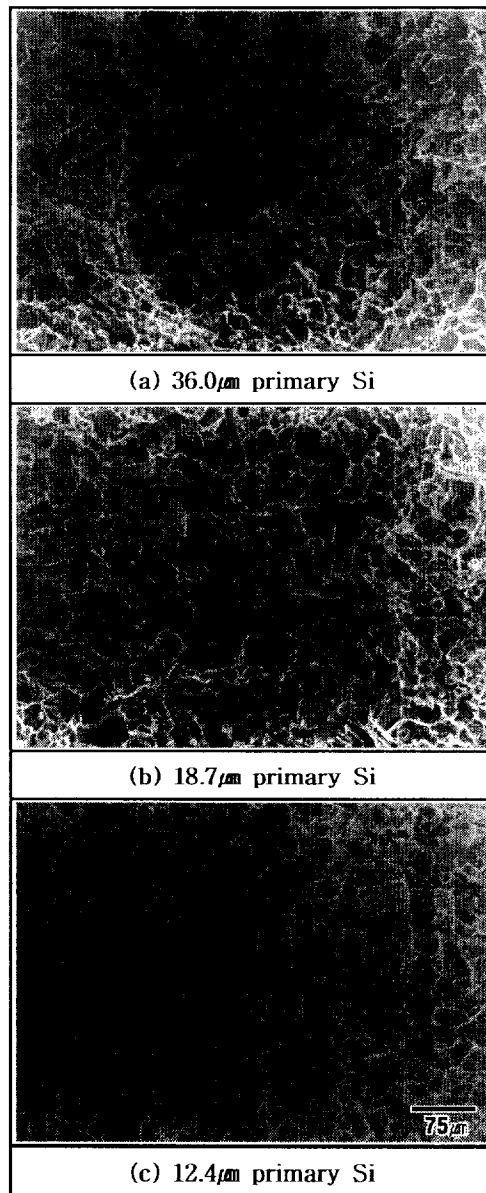


Fig. 12 SEM fractographs of the tensile specimens with different primary Si size.

4. 2. 2. 잔류응력 변화에 의한 인장특성 평가

Fig. 13은 B.390합금의 주조상태 시료와 Table 4에 명기된 열처리과정을 마친 재료들을 X-선 회절법에 의해 측정된 잔류응력 값이다. 실험에서 각 재료는 압축잔류응력을 나타내고 있는 것으로 측정되었다. 측정대상 재료들은 서로 다른 미세화처리 과정을 거쳐 초정Si 입자크기가 다른 재료들을 사용하여 초정Si 입자크기 변화에 따른 잔류응력의 차이도 함께 조사하였다. 초정Si 입자크기가 미세할수록 동일한 열처리과정에서 측정된 압축잔류응력이 다소 증가되는 것으로 나타났으며, 이 같은 현상은 초정Si 입자가 미세할수록 기지금속과의 계면 면적이 증가되어 열응력 변환에 의한 소성영역이 증가되어 나타나는 것으로 해석된다.

열처리과정의 변화에 따라 축적되는 잔류응력의 정도는 용체화처리 후 냉각되는 속도에 비례하여 압축잔류응력이 증가되어, 주조상태(As cast), T6 열처리, 수냉처리(WQ), 액체질소 냉각처리(LN)의 순서로 증가하였다.

열처리에 의해 잔류응력을 변화시킨 재료의 인장강도, 연신율, 경도 변화를 Fig. 14, Fig. 15, Fig 16에 나타내었다. 시험편의 압축잔류응력 값이 클수록 인장강도의 증가가 예상된다. 즉, 압축잔류응력이 클수록 계면에 인접한 소성영역의 크기와, 형성된 Punched dislocation 밀도 증가에 반영되어 인장강도는 증가할 것으로 해석된다.

이론적으로 인장하중이 가해지는 반대 방향의 압축응력이 작용하고 있다면, 재료가 본질적으로 나타내는 인장강도에 더하여 압축잔류응력이 가산될 것으로 추정된다. 그러나, 본 실험에 사용된 B.390합금에서 측정된 압축잔류응력 값에서 기대되는 정도의 인장강도 증가는 반영되지 않았다. 압축잔류응력을 증가시키는 열처리를 행한 인장 시험편에서 다소 인장강도가 증가하는 경향을 나타내었다.

B.390합금을 대상으로 기지금속의 압축잔류응력을 증대시키는 열처리방법으로 인장강도를 증가시키는 방법은 초정Si 입자크기의 한계로 인장강도 증대효과는 예상보다 미약한 수준이었으나, 초정Si이 12.4 μ m인 LN열처리 시료가 T6열처리 시료에 비해 인장강도가 82MPa 증가되었다. 효과적인 초정Si 미세화 기술개발로 입자크기를 더욱 미세화시켜 초정Si에 가해지는 응력 집중을 완화시키면 추가적인 인장강도 증가가 가능할 것으로 사료된다.

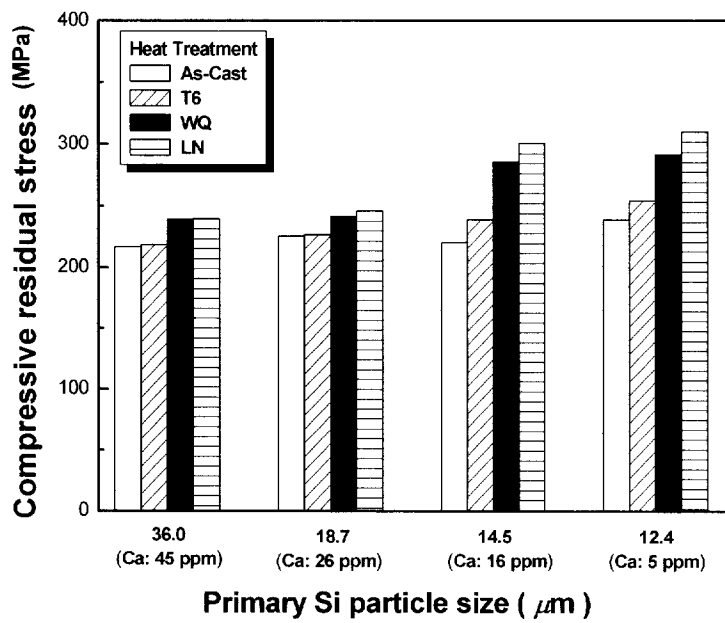


Fig. 13 Effect of heat treatment on residual stress of B.390 alloy.

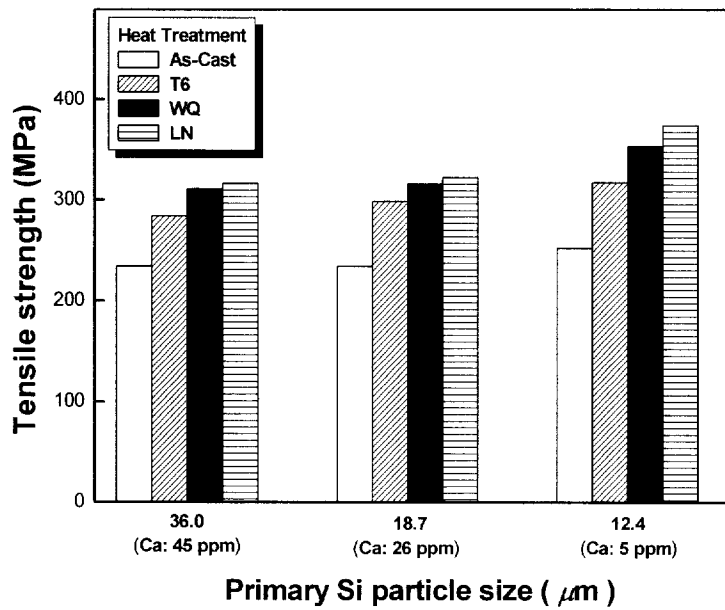


Fig. 14 Effect of residual stress on tensile strength of B.390 alloy.

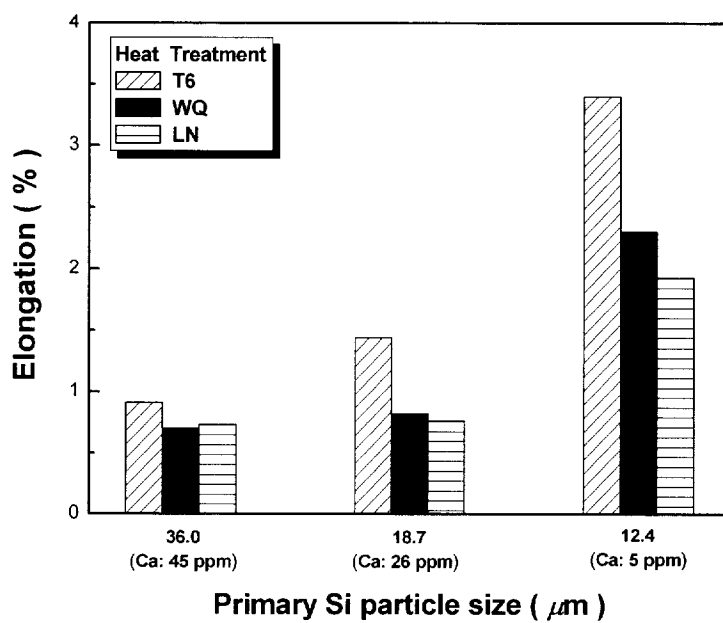


Fig. 15 Effect of residual stress on tensile elongation of B.390 alloy.

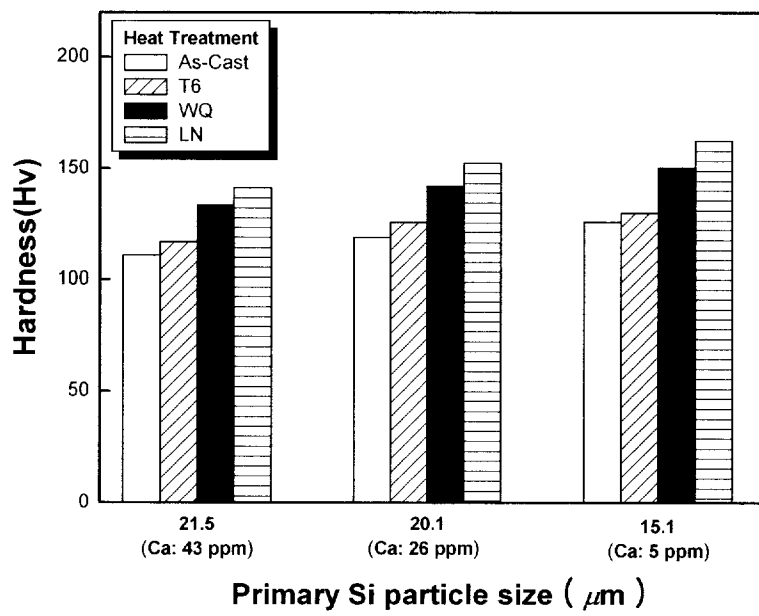


Fig. 16 Effect of residual stress on Hardness of B.390 alloy.

4. 2. 3. 초정Si 입자크기 변화에 따른 충격특성 평가

B.390합금의 Ca성분 제어에 의한 초정Si 입자 미세화 효과가 충격특성에 미치는 영향을 계장화(Instrumented) Charpy 충격시험기를 사용하여 조사하였다. Fig. 17은 금형주조 시료에서 채취한 표준Charpy V노치 시험편의 충격흡수에너지를 초정Si 입자크기 변화에 따라 나타낸 것이다. 초정Si 입자크기가 미세할수록 흡수에너지는 증가되었다. 초정Si이 $14.5\mu\text{m}$ 인 T6열처리 시료의 흡수에너지가 $54.7\mu\text{m}$ 시료에 비해 27% 증가하였다. 초정Si 입자크기가 미세할수록 균열발생 에너지(E_i)는 증가하였으나, 균열전파 에너지(E_p)값은 거의 일정하였다. 탈 Ca처리에 의해 초정Si 입자크기는 감소하고 있으나, 과공정 Al-Si합금의 특성인 다각형상의 초정Si으로 재료는 취성적 거동을 나타낸 것으로 추정된다. 충격하중에 의해 응력집중이 큰 초정Si 입자에서 균열이 발생되면 전반적인 시험편의 파괴로 연결되어 이들 합금의 균열전파에 소요되는 에너지는 거의 일정한 것으로 나타났다. 따라서, 탈 Ca 처리에 의한 초정Si 입자 미세화는 균열발생 에너지(E_p) 증가에 기여하였다[39].

Fig. 18는 표준 Charpy 충격시험편의 파단면 SEM 사진이다. 파단면에 노출된 대부분의 초정Si들은 입자 자체 파손에 의해 파괴가 진행되었다. 초정Si 입자크기가 작을수록 입자간 간격이 좁아져 흡수에너지는 증가하면서 파단면은 상대적으로 평탄해 보인다.

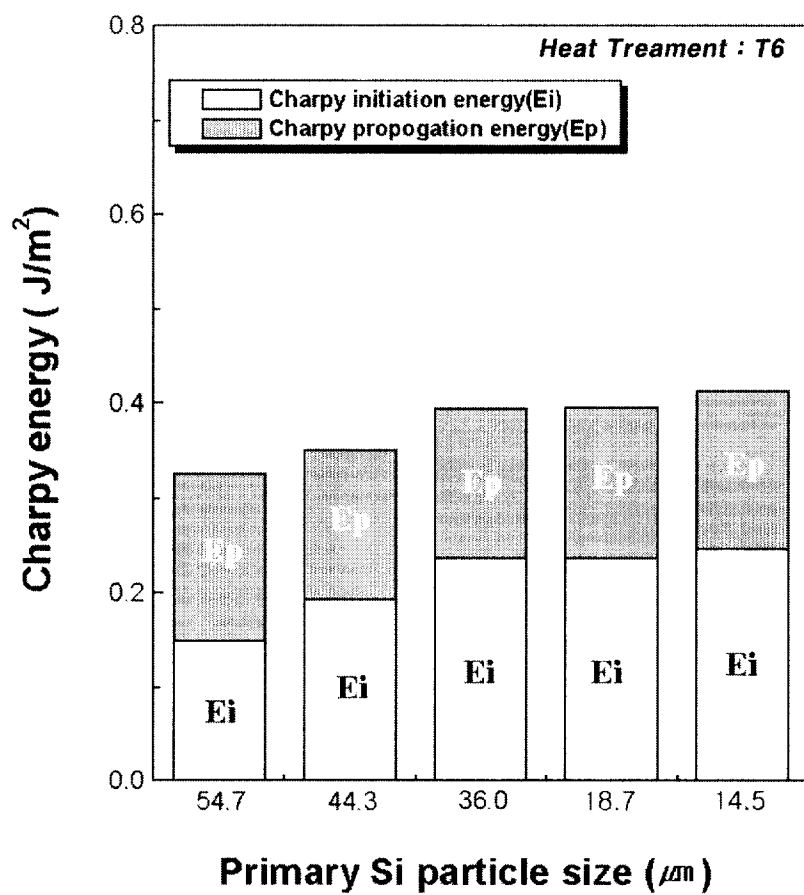


Fig. 17 Effect of primary Si size on Charpy energy of B.390-T6 alloy.

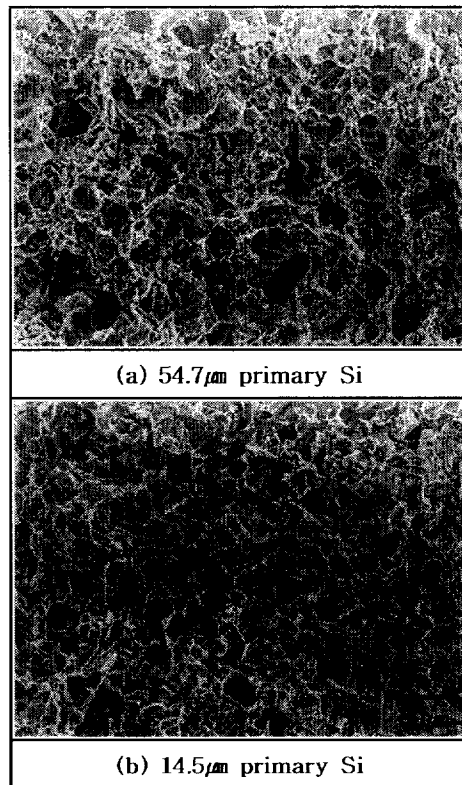


Fig. 18 SEM fractography of the Charpy specimens with different primary Si size.

5. 결 론

B.390합금의 미세조직 개발을 위한 초정Si 입자 미세화처리 개발과, 미세 초정Si 조직 및 압축잔류응력 증가에 의한 재료물성 향상을 위해 인장강도, 연신율, 충격 특성을 평가한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 초정Si 입자크기가 용탕의 Ca원소 함량에 영향을 받았다. 초정Si 입자 미세화를 위해 용탕의 Ca함량을 줄이는 탈 Ca처리가 효과적이었다. 시료의 잔류 Ca량이 190ppm인 경우 초정Si 입자 직경이 $54.7\mu\text{m}$ 였으며, CuCl_2 화합물로 용탕을 최적 미세화 처리한 시료의 잔류 Ca량은 5ppm이며, 초정Si 입자 직경은 $12.4\mu\text{m}$ 로 본 실험에서 가장 미세하였다.
2. 초정Si 입자크기 $36.0\mu\text{m}$ 와 $12.4\mu\text{m}$ 범위에서 초정Si 입자 미세화에 의한 연신율 증가가 뚜렷하여, $12.4\mu\text{m}$ 의 T6시료가 $18.7\mu\text{m}$ 의 T6시료보다 연신율이 1.5%에서 3.5%로 2% 증가되었다.
3. 기지금속의 압축잔류응력을 증대시키는 열처리 방법으로 B.390합금의 인장강도를 증가시킬 수 있다. 초정Si이 $12.4\mu\text{m}$ 인 LN열처리 시료가 374MPa로 본 실험에서 가장 높았으며, 동일 초정Si 입자크기의 T6열처리 시료에 비해 82MPa, $36.0\mu\text{m}$ 입자크기의 T6열처리 시료에 비해 94MPa의 인장강도가 증가되었다.
4. 초정Si 입자크기가 미세할수록 충격 흡수에너지는 증가하였다. 초정Si 입자크기가 $14.5\mu\text{m}$ 인 T6열처리 시료의 충격 흡수에너지가 $54.7\mu\text{m}$ 시료에 비해 27% 증가하였다. 초정Si 입자크기가 미세할수록 균열발생 에너지(E_i)는 증가하였으나, 균열전파 에너지(E_p)값은 거의 일정하였다.

참 고 문 헌

- [1] N. Tenekedijiev and J. E. gruzelski : Cast Metal., 3(1990) 96.
- [2] G. K. Sigworth : AFS Trans., 91(1983) 7.
- [3] J. L. Jorstad : AFS Trans., 92(1984) 573.
- [4] Metals Handbook, Properties and Selection : Nonferrous Alloy and Special Purpose Materials, ASM, Metals Park, OH., USA, 2(1992) 171.
- [5] J. Zhou, J. Duszczyk and B. M. Korevaar : J. Mater. Sci., 26(1991) 3041.
- [6] E. L. Rooy : AFS Trans., 80(1972) 421.
- [7] Wolfgang Schneider : 'Light Metals', ed. Subodh K. Das, The Minerals, Metal, and Materials Society (1993) 815.
- [8] T. Kobayashi, H. J. Kim and M. Niinomi : Materials Science and Technology, 13(1997) 497.
- [9] T. Kobayashi, M. Niinomi, M. Yamaoka, Y. Shimomura and T. Harata : J. Jpn Inst. Light Met., 43(1993) 581.
- [10] A. Hellawell : Prog. of Metals. Sci., 15(1973)1
- [11] G. K. Sigworth : AFS Trans., 91(1983) 7
- [12] K. F. Kobayashi, L. M. Hogan : J. Crystal Growth, (1985)1961
- [13] G. A. Colligan, M. A. Gunes : AFS Trans., 91(1973)359
- [14] M. C. Flemings, Solidification Processing, McGraw-Hill, Inc(1974)
- [15] H. Fredricksson, H. Hillert, N. L. Lange : J. Inst. Metals, 101(1973)285
- [16] M. D. Hanna, Shu-Zu Lu and A. Hellawell, Met. Trans. A., 15(1984)459
- [17] S. Ghosh, W. J. Mott : AFS Trans., 72(1964)721
- [18] A. M. Artz : Modern Castings, (1986)27
- [19] Y. P. telang, AFS Trans., 71(1963)232
- [20] P. B. Crosley, L. F. Mondolfo, Modern Castings, 49(1966)89
- [21] C. B. Kim, R.W. Heine : J. Inst. Metals, 92(1963-4)367
- [22] M. G. Day, A. Hellawell : Proc. Royal Soc., Series A, 305(1968)473
- [23] F. L. Arnold, J. S. Prestly, AFS Trans., 69(1961)520
- [24] E. E. Stonebrook, AFS Trans., 68(1960)397
- [25] W. Bonsack, ASTM Bulletin, (1943)41
- [26] R. J. Kissling and O. Tichy : AFS Trans., 67(1959)347
- [27] B. A. Parker, D. S. Saunders, J. R. Griffiths : Metals Forum, 5(1982)48
- [28] H. A. H. Steen, A. Hellawell, Acta Metal., 20(1972)363
- [29] M. G. Day : J. Inst. Metals, 98(1970)57
- [30] H. R. Shelly and Twu-Wei Choo : Metall. Trans., 16A(1985) 853.
- [31] S. I. Tanaka : J. Japan Inst. Metals, Materia, 29(1990) 924.

- [32] T. Kobayashi, I. Yamamoto and M. Niinomi : J. Test Eval., 21(1993) 145.
- [33] JANAF Thermochemical Tables, 3rd Ed., ACS, Midland, Michigan, USA, 14(1985) 696.
- [34] Thermochemical Data of Pure Substances, Part I, VCH, (1992) 340.
- [35] Aluminum, Properties and Physical Metallurgy, ASM, Metals Park, OH., USA, (1984) 346.
- [36] Heon-Joo Kim, et al. : 2nd Int. Conf. on Light Materials for Transportation
Systems(LiMAT-2001), ed. by Nack J. Kim, C. S. Lee and D. Eylon, Pohang University of
Science and Technology, Busan, (2001) 1081.
- [37] M. Taya, K. E. Lulay and D. J. Lloyd : Acta Metall., 39(1991) 73.
- [38] Sung-Kil Hong, Hiroyasu Tezuka and Akihiko Kamio : Materials Trans., JIM, 37(1996) 975.
- [39] Heon-Joo Kim :Materials Science and Technology, 19(2003) 915.

감사의 글

유년시절 부산기계공고에 진학하기로 결정하였을 때, 제 인생에서 대학이라는 것은 없었습니다. 고등학교 시절 대학 진학을 결정하였을 때, 제 인생에서 대학원이라는 것은 없었습니다. 한 편의 논문을 마무리하는 이 시점에서 돌이켜 생각해보면 어떻게 진학의 결정하였었고, 어떻게 시간을 보냈는지 정확히 기억나지 않지만, 항상 결정의 순간만큼은 신중했다고 기억됩니다.

대학원 과정 2년 동안 저의 삶은 도전과 성취와 반성의 시간이었습니다.

오늘의 새 자신이 있기까지 많은 가르침과 질타를 통해 올바른 길을 걷게 해주시고, 참 인생의 길을 몸소 보여주신 김현주 지도교수님께 우선 고개 숙여 감사드립니다. 아울러, 석사과정 동안 많은 학문적 지식과 조언을 아끼지 않으셨던 김무길 교수님, 김창규 교수님, 오이식 교수님, 김한균 교수님, 정병호 교수님, 이종문 교수님, 강창룡 교수님께 감사드립니다.

또한, 항상 따뜻한 눈길로 저를 이끌어주신 손광진, 천진호, 임종민, 김용진, 김성재 선배님께 고마움을 표하며, 언제든지 의지할 수 있었으며 함께 학위과정의 길을 걸어온 황성훈, 이승대 동기와 비록 대학원과정을 함께 하지 못했지만 항상 좋은 벗이 되어준 김성일, 이지원, 인병렬, 황윤철 동기들에게 깊은 감사를 드립니다. 뿐만 아니라 항상 도움을 아끼지 않았던 조승찬, 전진표, 김성환, 배유명, 김종철, 구상모, 조치만, 주덕근, 김우천 실험실 후배님들께도 감사드리며, 이제 시작하는 김세일, 강민석 후배에게 격려를 전하고 싶습니다.

마지막으로 묵묵히 저를 지켜봐 준 형과 아우, 항상 따뜻한 사람이 되라고 격려하시는 아버지, 그리고 병환 중에서도 항상 제 걱정만 하시던 어머니께 이 작은 결실의 영광을 바칩니다.

2005년 2월

박 정 욱