

■■■■■■■■■■
論 文
 ■■■■■■■■■■

과공정 Al-Si 합금의 열팽창 특성에 미치는 Si 입자 크기의 영향

김철현 · 주대현 · 김명호[†] · 윤의박^{*} · 윤우영^{**} · 김권희^{***}

Effect of Si Particle Size on the Thermal Properties of Hyper-eutectic Al-Si Alloys

Chul-Hyun Kim, Dae-Heon Joo, Myung-Ho Kim[†], Eui-Pak Yoon^{*}, Woo-Young Yoon^{**}, and Kwon-Hee Kim^{***}

Abstract

Hyper-eutectic Al-Si alloy is used much to automatic parts and material for the electronic parts because of the low coefficient of thermal expansion, superior thermal stability and superior wear resistance. In this work, A390 alloy specimens were fabricated for control of the Si particle size by various processes, such as spray-casting, permanent mold-casting and squeeze-casting. To minimize the effect of microporosity of the specimens, hot extrusion was carried out under equal condition. Each specimens were evaluated tensile properties at room temperature and thermal expansion properties in the range from room temperature to 400°C. Ultimate tensile strength and elongation of the spray-cast and extruded specimens which have fine and well distributed Si particles were improved greatly compare to the permanent mold-cast and extruded ones. Specimens which have finer Si particles showed higher ultimate tensile strength and elongation than those having large Si particle size, and coefficient of thermal expansion of the specimens increased linearly with Si particle size. In case of the repeated high temperature exposures, thermal expansion properties of the spray-cast and extruded specimens were found to be more stable than those of the others due to the effect of fine and well distributed Si particles.

(Received May 30, 2003)

Keywords : Hypereutectic, Al-Si Alloy, Thermal Expansion, PLC, CTEs

1. 서 론

현재 상업용으로 널리 사용되고 있는 Al-Si 합금은 낮은 열팽창계수와 높은 기계적 강도, 높은 마모저항 등의 특성과 우수한 주조성을 보유하고 있다. 이런 Al-Si 합금은 Si의 조성 및 기계적 특성에 따라 자동차 산업, 항공기 산업, 군수 산업, 전자 패키징 산업 등 다양한 분야에 걸쳐서 널리 이용되고 있다[1,2]. 현재 상용화되고 있는 과공정 Al-Si은 Si입자의 높은 부피분율에 의하여 낮은 열팽창 계수와 우수한 내마모특성을 보유하고 있다. 하지만 취성을 갖는 Si입자의 분율이 높기 때문에 일반적인 제조방법으로는 재료의 특성 향상에 한계를 갖는다. 과공정 Al-Si합금에 대하여 적절한 제

조방법 및 후가공의 적용시 높은 비강도와 경도, 낮은 열팽창 계수, 양호한 내식성, 우수한 내마모성 등 이공정이나 공정 조성의 Al-Si합금보다 우수한 특성을 가질 수 있다. Al-Si합금에서 초정과 공정의 Si입자의 크기 및 형상은 냉각속도, 첨가원소의 유무 및 조성 등에 크게 좌우되며, 이에 따라 최종 합금의 미세조직이나 물성이 크게 변하게 된다. 과거 과공정 Al-Si 합금은 취성을 갖는 Si입자의 크기 및 형상을 제어하기 위해 일반주조 방법에 초정 미세화제나 공정 개량처리제의 첨가 방법이 주를 이루었다. 그러나 최근에는 다이캐스팅이나 용탕단조와 같은 가압주조 방법 등과 더불어 반응고 성형이나 급속냉각 등의 다양한 제조공법을 적용하여 Si 입자의 크기 및 형상 제어를 위한 연구가

인하대학교 재료공학부(Division of Metallurgical Engineering, Inha University)

*한양대학교 신소재 공학부(Division of Materials Science and Engineering, Hanyang University)

**고려대학교 재료금속공학부(Division of Materials Science and Engineering, Korea University)

***고려대학교 기계공학부(Department Mechanical Engineering, Korea University)

[†]E-mail : mhkim@inha.ac.kr

진행 중이다. 과공정 Al-Si합금은 공정방법에 따라 미세조직이나 기계적, 열적 특성면에서 다양한 차이를 나타내는 것으로 알려져 있다[3]. 특히 열함량이나 열전도도, 열팽창 계수 등의 다양한 열적 특성 중에서 열함량의 경우는 금속학적 관점의 미세조직에 대하여 의존성이 거의 없는 반면 열전도도나 열팽창계수는 미세조직적인 인자에 크게 영향을 받는다. 특히 열팽창 계수의 경우는 재료의 탄성 계수에 의해 결정되며, 탄성 계수는 미세조직 형상에 크게 영향을 받으므로 열팽창 계수에 대한 미세조직적 인자의 영향이 클 것으로 사료된다[5,6]. 따라서 본 연구에서는 상용 과공정 Al-Si 합금(A390)에 대하여 다양한 공정으로 제조하였을 때 Si입자의 형상변화와 이에 따른 인장강도와 연신율, 열팽창의 변화 관계를 확립하고자 하였다. 또한 A390 합금이 고온 환경에 반복적으로 노출될 때 열팽창 계수의 변화와 재료의 열적 안정성을 평가하였으며, 미세조직과의 상관관계를 규명하고자 하였다.

2. 실험 방법

본 실험에 사용된 과공정 Al-Si합금은 초정 Si의 미세화제로 P가 0.04 wt% 함유된 주조용 A390 합금을 사용하였으며 이 합금의 Si 입자 크기와 형상을 제어하기 위해 금형주조, 용탕단조, 분사주조에 의하여 각각 시편을 제조하였다. 본 실험에 사용된 A390합금의 화학조성은 Table 1과 같다. 또한 각 공정에서의 실험 조건은 Table 2와 같다. 특히 분사주조의 경우는

동일 공정에서 Si 입자의 크기를 조절하기 위해 공정 변수를 변화 시켰다. 이렇게 제조된 금형주조, 용탕단조, 분사주조 성형체와 Table 3와 같은 조건으로 열간 압출을 실시하였다. 열간 압출까지 완료된 압출재는 내부 응력 제거 및 금속간 화합물의 석출효과등을 최소화하기 위해 별도의 열처리 공정을 생략하였다. 이렇게 제조된 시편은 미세조직 관찰을 위해 연마후 Keller 용액으로 에칭을 실시하였으며, 광학현미경과 주사전자현미경(SEM), Image Pro 3.0을 이용하여 미세조직을 관찰,분석하였다. 열간 압출된 시편을 ASTM subsize 규격의 봉상 인장시편으로 가공 후 Instron 4481 장비를 이용하여 인장속도 2 mm/min으로 상온에서 인장시험을 실시하였다. 열팽창 특성은 Thermal Analysis System, TMA7 (Perkinelmer, INC)을 이용하여 상온에서 400°C까지 온도 상승에 대한 선열팽창계수를 TMA standard data analysis software를 이용하여 측정하였다. 또한 반복적으로 고온에 노출되는 상황에서의 열적 안정성을 평가하기 위하여 열 Cycle 실험을 실시하였다. 7°C/min의 동일한 승온과 냉각속도로 3회의 열 Cycle 동안 열팽창계수의 변화를 측정하였다.

Table 3. Experimental condition for the hot extrusion.

Diameter of extrusion die	50 mmΦ
Die angle	180°
Ram speed	2.2 mm/sec
Extrusion ratio	25:1
Die temperature	400°C

Table 1. Chemical composition of Al-Si alloy(A390) used (wt.%).

	Si	Cu	Fe	Mg	Ni	Ti	P	Al
wt%	17.48	3.67	0.42	1.11	0.02	0.05	0.04	balanced

Table 2. Experimental conditions for each of the processes.

	Permanent mold casting	Squeeze casting	Spray casting
Melt temperature	850°C	850°C	850°C
Pouring temperature	800°C	800°C	750~850°C
Mold temperature	200°C	200°C	
Applied pressure		1000 kgf/cm ²	
Pressure Loading time		40 sec	
Atomizing gas			N ₂
Gas pressure			20 kgf/cm ²
GMR			1.6
Flight distance of droplet			350 mm
Speed of the substrate			50 r.p.m

3. 실험 결과 및 고찰

각 주조공정에 따른 압출후의 각 재료의 미세조직과 영상분석결과를 Fig. 1에 나타내었다. 분사주조재의 경우 공정조건 변화로 Si 입자가 조대한 경우를 Spray①로 Si입자의 크기가 미세한 경우를 Spray②로 표기하였다. 금형주조나 용탕단조 시편의 경우는 초정과 공

정 Si의 구분이 명확하지만 분사주조시편의 경우는 구분이 어려워 모든 Si 입자에 대하여 동일한 분석을 실시하였다. 압출공정의 도입에 따라 침상으로 존재하던 공정 Si입자가 잘게 파쇄되었으며 초정 Si 입자의 경우도 미세화 되었음을 알 수 있다. 금형주조와 용탕단조 시편의 경우 상대적으로 느린 냉각속도에 의해 조대하고 각을 갖는 초정 Si 입자와 침상의 공정 Si 입

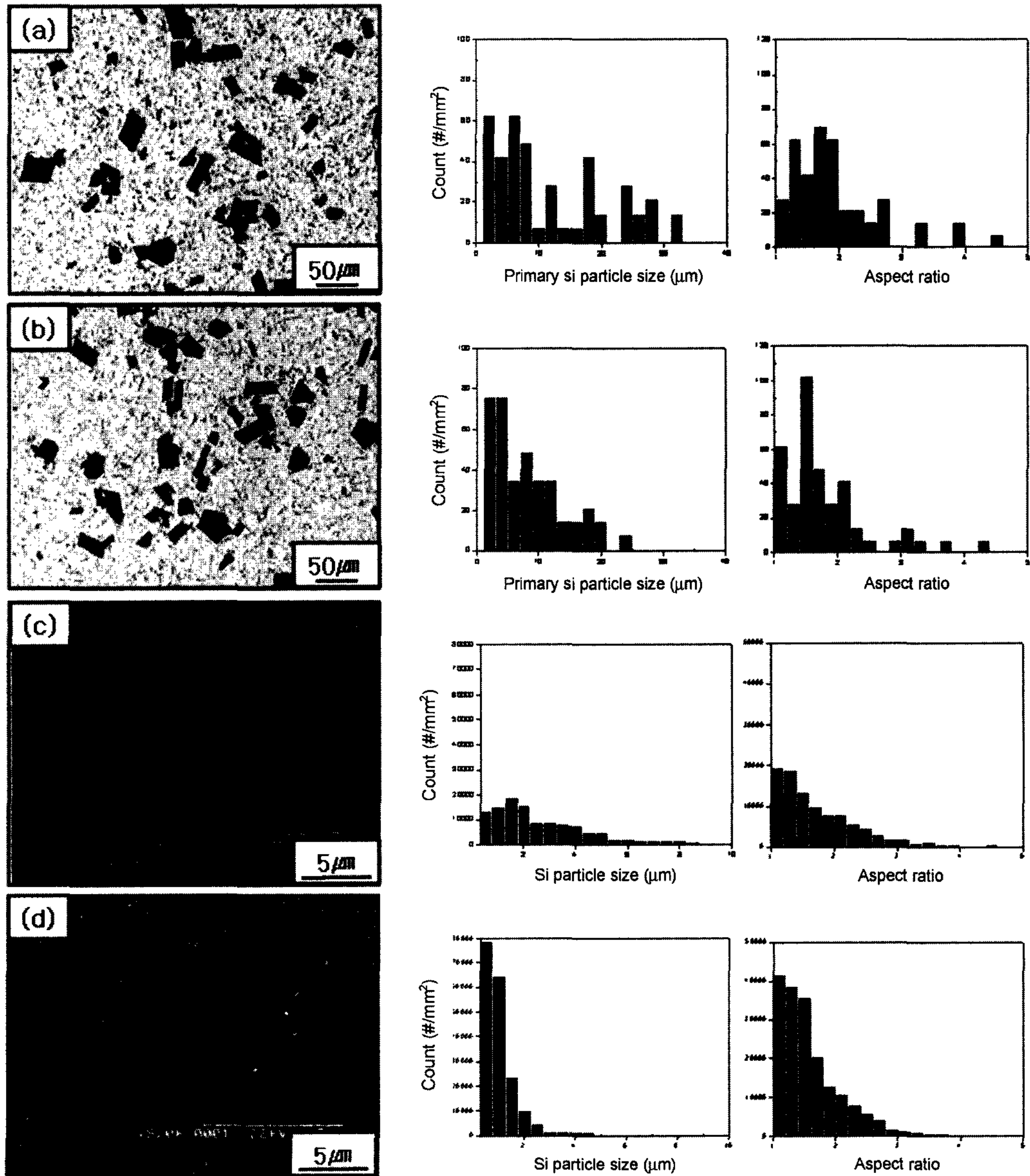


Fig. 1. Typical images, size and aspect ratio distribution of the Si particles after extrusion : (a) Permanent mold casting, (b) Squeeze casting, (c) Spray casting① and (d) Spray casting②.

자를 갖는 전형적인 과공정 Al-Si 합금의 미세조직을 갖음을 알 수 있다. 그러나 빠른 냉각속도를 갖는 분사주조 시편의 미세조직인 Fig. 1(c)와 (d)의 경우는 미세한 Si 입자들로 구성된, 초정과 공정 Si의 구분이 어려운 미세조직을 갖는다. 또한 Si 입자의 미세화에 따라 재료의 전 범위에서 미세한 Si 입자들이 고르게 분포함을 알 수 있다. 공정에 따른 미세조직상 Si 입자의 크기 및 형상 차이는 각각의 냉각속도에 기인한 것으로 재료의 응고시 냉각속도가 $10^2 \sim 10^6/K$ 범위인 분사주조의 경우 핵생성의 구동력이 되는 과냉도가 충분하여 다량의 Si 입자 핵이 형성되어 성장단계를 충분히 거치지 못하고 성형체를 이루게 된다. 그러나 금형주조나 용탕단조 시편의 경우는 상대적으로 느린 냉각속도에 의하여 조대한 Si 입자를 갖는다. 압출 전과 후의 Si 입자의 크기 및 형상 변화를 Table 4에 나타내었다. 모든 공정의 경우 압출에 의하여 초정 Si 입자는 약 30%의 미세화를 이룰수가 있었으나 Aspect Ratio는 거의 변화가 없음을 알 수 있다. 반면 공정 Si 입자는 파쇄에 의해 형상변화가 큰 것을 알 수 있다. 압출이 완료된 시편에 대하여 실시한 상온 인장실험 결과를 Table 4에 나타내었다. 금형주조 압출재의 경우가 최대인장강도 187.6 MPa와 파괴연신율 2.01%인데 비하여 Si 입자가 가장 미세한 Spray②의 경우는 최대 인장강도 317.3 MPa로 금형주조 압출재에 비하여 약 70%, 파괴연신율의 경우 3.95%로 크게 향상되었음을 알 수 있었다. 공정에 따른 초정 Si 입자의 크기별 인장특성을 Fig. 2에 나타내었다. 그래프에서 알 수 있듯이 최대인장강도와 연신율은 Si 입자가 미세할수록 우수함을 알 수 있다. 이는 A390합금내에서 취약한 Si 입자의 크기가 미세해 질수록 구상에 가까운 형상으로 기지내에 고르게 분포하여, Si 입자의 응력 집중 및 균열의 발생을 최소화하기 때문인 것으로 사료된다. 압

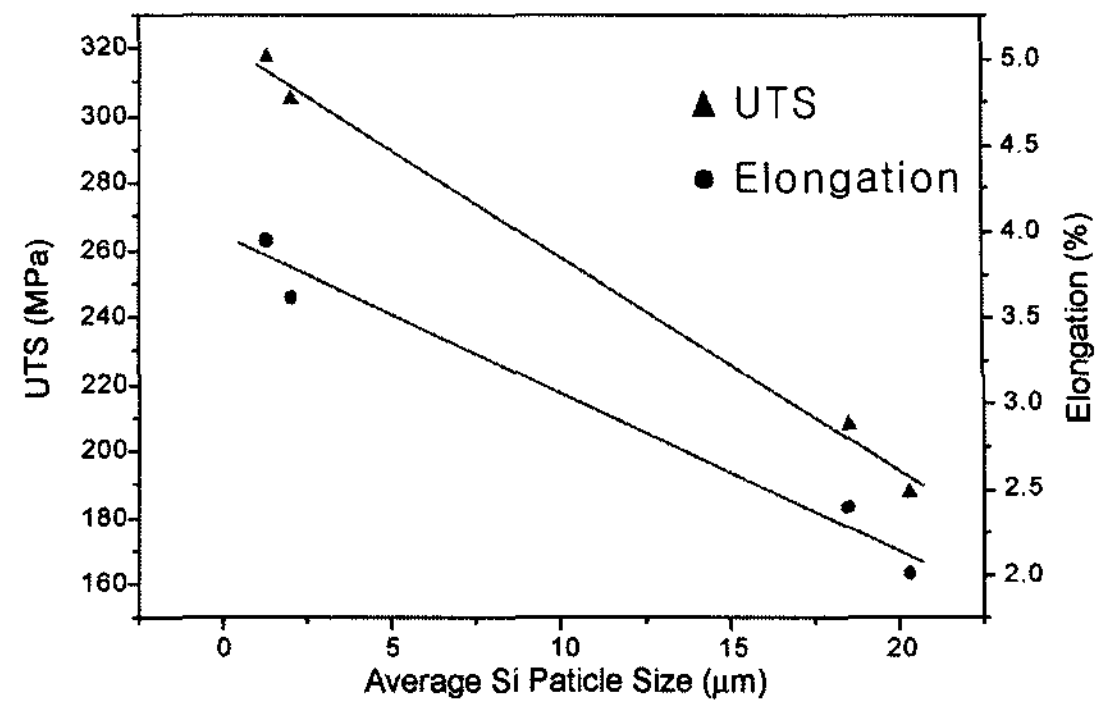


Fig. 2. Ultimate tensile strength and elongation versus average size of the primary Si particles.

출에 의한 Si 입자 미세화가 열팽창 특성에 미치는 효과를 확인하기 위해 금형주조와 용탕단조재 각각의 열팽창 측정 결과를 Fig. 3에 나타내었다. 선열팽창률 (PLC: Percent of linear change)과 열팽창계수(CTE: Coefficient of thermal expansion)는 압출 후 전 온도 구간에 걸쳐 감소함을 알 수 있다. Fig. 4은 공정방법에 따른 PLC와 CTEs의 변화를 확인하기 위하여 각각의 압출재에 대하여 열팽창 측정 결과를 나타낸 그래프이며, Fig. 5는 압출에 의해 Si 입자가 미세한 경우와 압출 과정을 거치지 않은 금형주조와 용탕단조한 시편의 CTEs를 25°C~200°C구간에서 Si 입자의 크기에 따라 종합하여 나타낸 그래프이다. Fig. 4에서 알 수 있듯이 금형주조의 경우가 가장 큰 PLC와 CTEs를 가지며, 분사주조 압출재인 Spray②의 경우가 가장 작은 PLC와 CTEs를 갖음을 알 수 있다. 이는 Fig. 5에서 알 수 있는 바와 같이 CTEs는 Si 입자의 크기에 크게 영향을 받음을 알 수 있으며, Si 입자의 크기가 작을수록 더 작은 열팽창 계수를 나타내 우수한 열적 특성을 보유하고 있음을 알 수 있다. 이는 주로 Si

Table 4. Variation of size and aspect ratio of Si particles of the cast specimens before and after hot extrusion, and U.T.S and elongation of the extruded specimens.

	Permanent Mold Casting		Squeeze Casting		Spray Casting①		Spray Casting②	
	As casted	extruded	As casted	extruded	As casted	extruded	As casted	extruded
Average Si ParticleSize (μm)	27.0	20.3	24.3	18.5	2.9	2.0	1.3	1.1
Average Aspect Ratio	3.1	3.0	3.1	3.0	2.9	2.8	1.8	1.8
Ultimate TensileStrength (MPa)		187.6		208.2		305.2		317.2
Elongation (%)		2.01		2.40		3.62		3.95

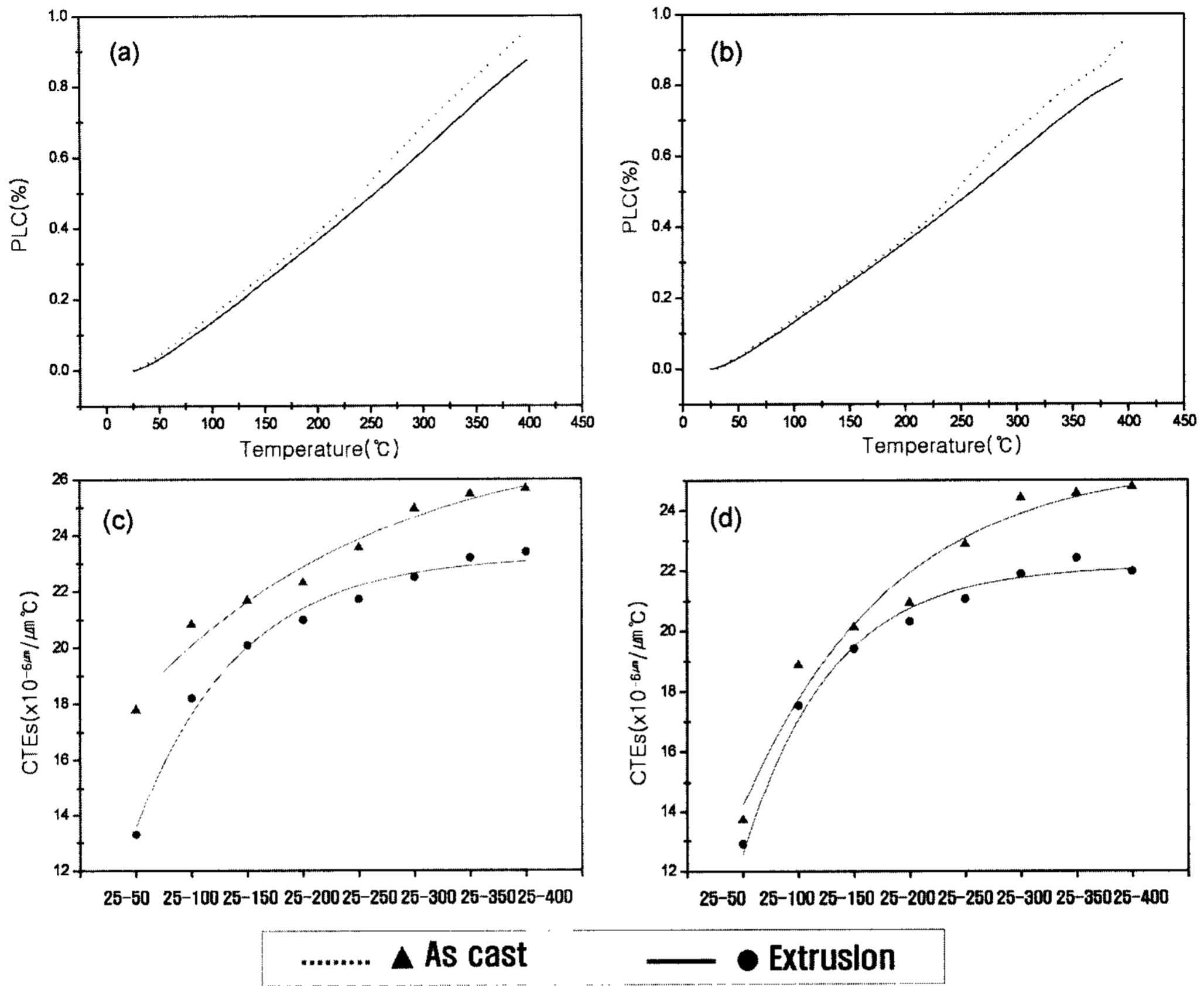


Fig. 3. Variation of percent of linear change and coefficient of thermal expansion by hot extrusion : (a) Permanent mold casting and (b) Squeeze casting.

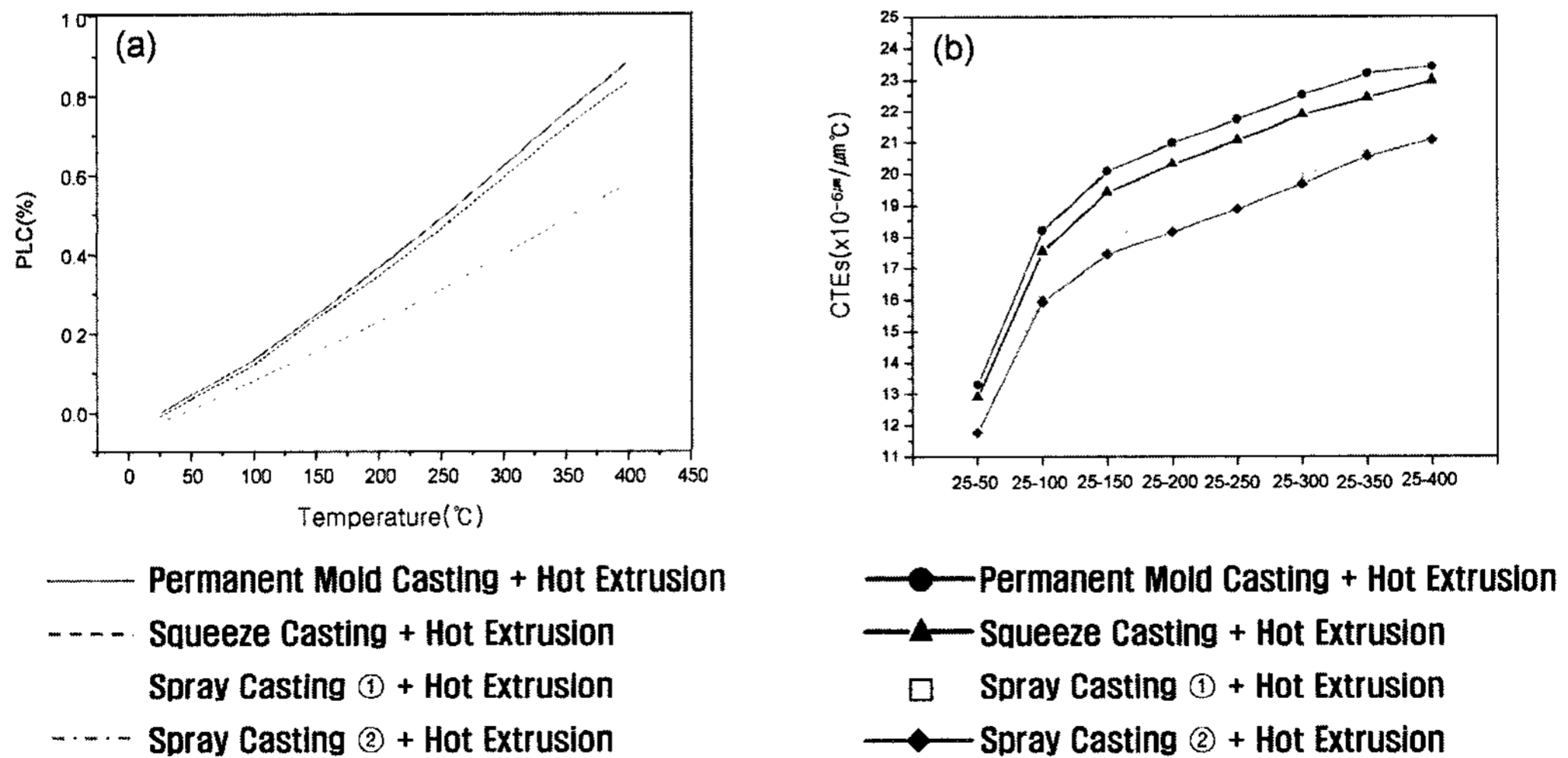


Fig. 4. Variation of (a) percent of linear change and (b) coefficient of thermal expansion versus each of the processes.

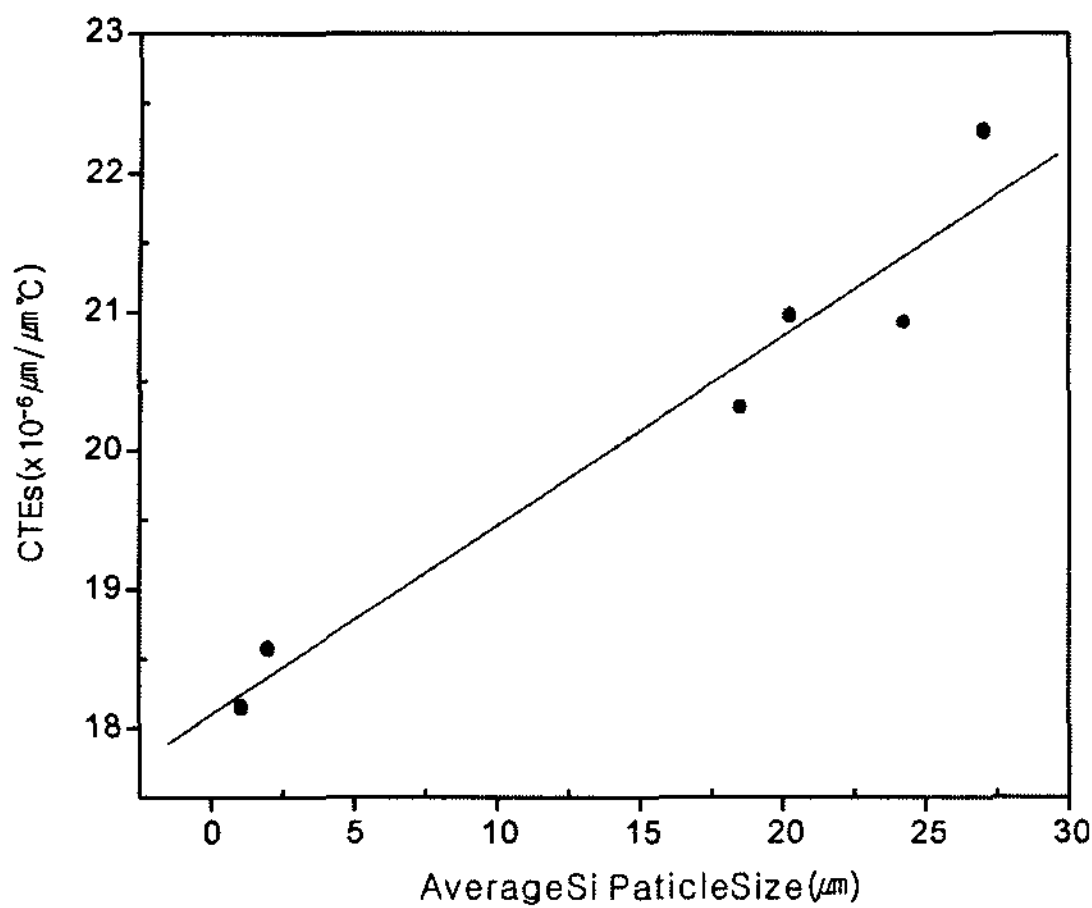


Fig. 5. Relationship between coefficient of thermal expansion (25-200°C) and Si particle size.

입자의 미세화에 따른 기지 조직과의 계면 증가에 의한 것으로 여겨진다. Al-Si 합금의 열팽창시 낮은 CTEs를 갖는 Si 입자($2.5 \times 10^{-6} \mu\text{m}/\mu\text{m}^\circ\text{C}$)가 CTEs가 큰 Al 기지($23.2 \times 10^{-6} \mu\text{m}/\mu\text{m}^\circ\text{C}$)의 팽창을 억제하게 되며, 이런 현상은 Si 입자와 기지와의 계면부근에서 집중적으로 발생하게 된다. 즉, Si 입자가 미세할수록 기지의 열팽창을 억제하는 Si 입자와 Al 기지의 계면적이 증가하여 CTEs는 감소하는 것으로 사료된다. 본 연구에서는 반복 고온 노출 상황에서의 열적 안정성을 평가하기 위하여 실시한 열 cycle 실험을 실시하였다. 반복 열노출 실험시 온도의 상승과 하강이 교차하는 낮은 온도구간과 높은 온도 구간의 열팽창 측정 결과

는 제외하고 100°C~300°C 구간의 CTEs를 열 cycle 별로 반복 측정하였다. Cycle 1회의 열팽창 측정 결과에서 전 온도 구간에 대하여 가장 큰 CTEs를 나타내었던 금형주조 압출재와 가장 낮은 CTEs를 나타낸 분사주조 압출재인 Spray^② 시편에 대하여 3회까지의 열 Cycle 노출시 100°C~300°C의 열팽창 계수 측정 결과를 Fig. 6에 나타내었다. Fig. 6에서 알 수 있는바와 같이 두 종류의 시편 모두 열 cycle 횟수가 증가함에 따라 CTE 값이 증가하는 경향을 나타내었으며, 금형주조 압출재의 경우가 분사주조 압출재의 경우보다 더 큰 폭으로 증가함을 알 수 있다. 또한 두 시편 모두 열 cycle 횟수가 증가함에 따라 CTEs의 증가량이 감소하는 것을 확인할 수 있다. 이런 현상은 P. J. Whithers 등이 제안한 Cutting and Welding 모델을 이용하여 설명할 수 있다[7]. 재료가 고온인 제조온도에서 상온으로 냉각되는 동안 제2상과 기지조직과의 CTEs 차에 의하여 계면 부근에서 탄/소성구간을 형성하게 된다. 이 구간을 경계로 시편은 기지조직의 탄성영역, Si 입자의 탄성영역으로 구분할 수 있다. 이 탄/소성구간에서는 재료가 냉각되면서 CTE불균일에 의해 발생한 응력의 완화 과정으로 프리즘루프전위(Prismatic Loops Dislocation)나 탱글전위(Tangled Dislocation)가 생성되는 것으로 알려져 있다[8]. 재료의 열팽창은 온도상승시 원자 진동에 의한 위치에너지 증가로 원자간 거리의 증가에 의한 현상이다. 이런 재료의 열팽창시 전위의 존재는 일종의 완충재 역할을 할 수 있을 것으로 기대되며, 재료 전반에 걸쳐 전위 밀도가 높을수록 더 낮은 CTEs를 가질것으로 예상된다. 이에 대해서는

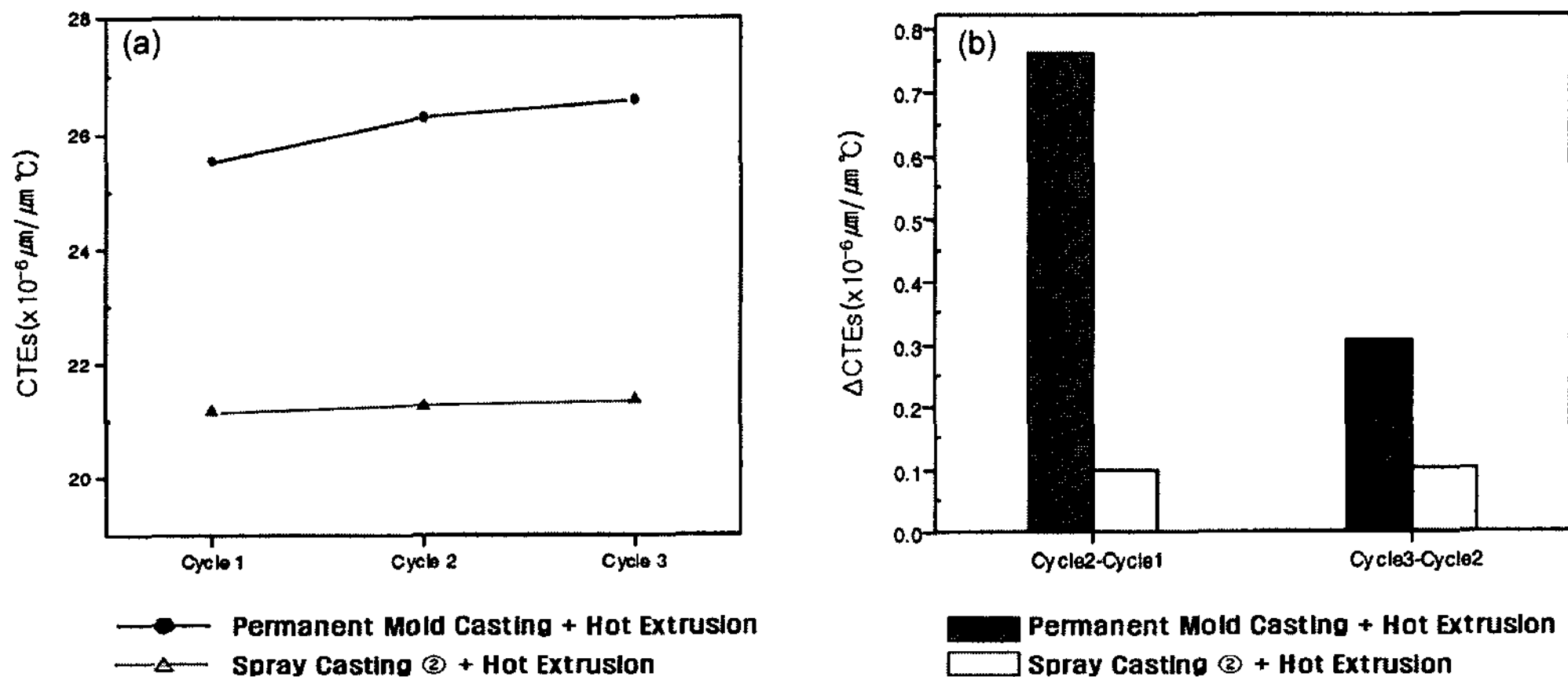


Fig. 6. (a) Variation of CTEs and (b) increasement of CTEs during thermal cycle.

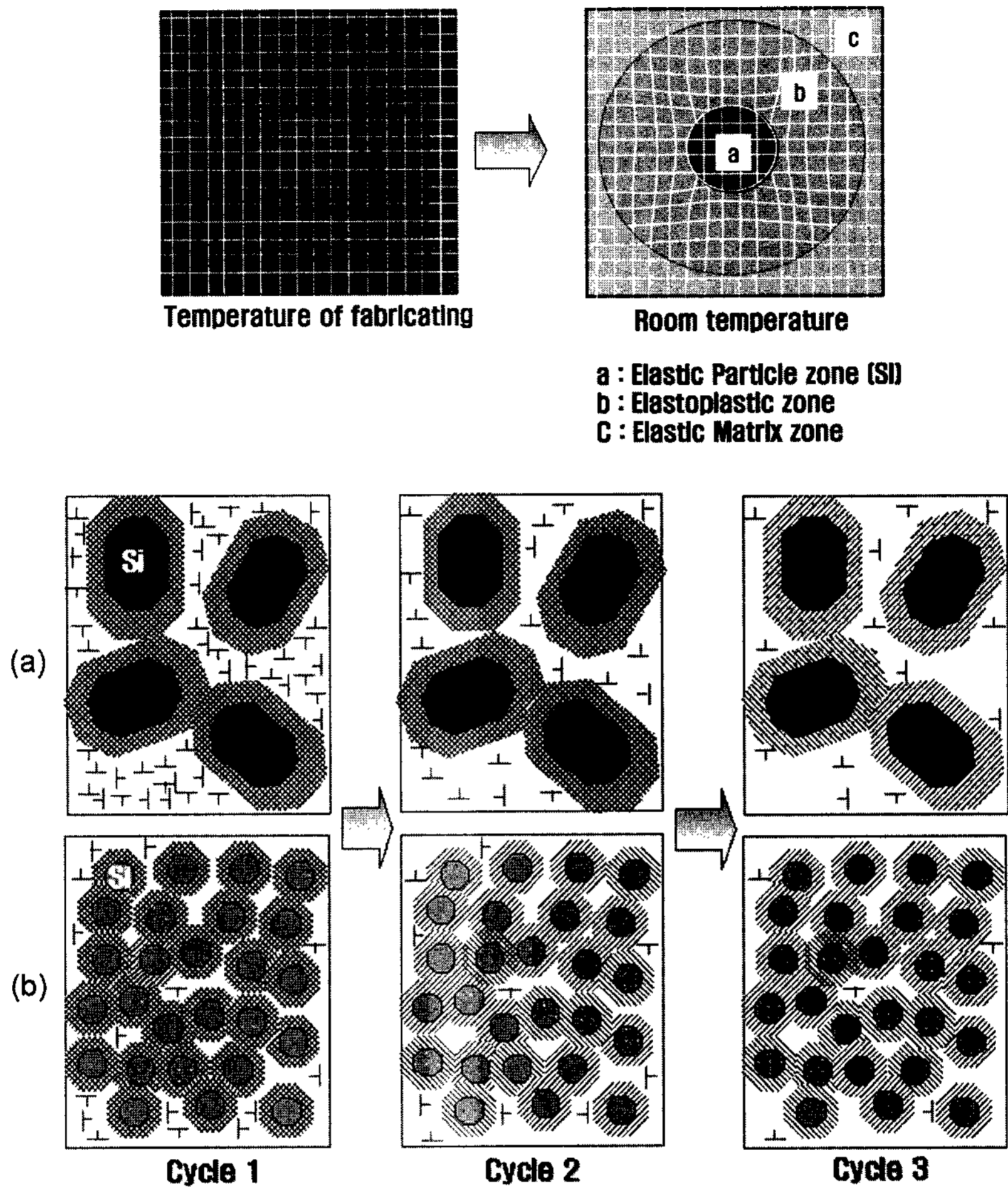


Fig. 7. Schematic illustration of dislocation extermination in matrix during thermal cycle : (a) large Si particle and (b) small Si particle.

냉간가공 시편과 풀림 열처리 시편의 열팽창 계수 비교로 확인되어진 바가 있다[4]. Fig. 7(a)는 기지조직과 Si입자가 존재하는 본 재료에서 열 Cycle 횟수에 따라 열팽창계수가 증가하는 현상을 설명하기 위한 모식도이다. 앞에서 설명한 바와 같이 Si 입자와 기지와의 계면부근은 전위 밀도가 높은 탄/소성 영역이 형성되어 있으며, 기지의 탄성 영역내부에 시편 제조과정에서 형성된 전위들이 존재하게 될 것이다. 편의상 모식도에서는 칼날 전위의 기호로 나타내었다. 이 시편이 첫 번째 열 Cycle에 의한 온도 상승과 하강의 과정을 겪는 동안 기지의 탄성영역내 전위는 일부 소멸하게 된다. 열팽창의 소멸 사이트로 작용할 수 있는 전위의 감소로 두 번째 열 Cycle시에는 동일한 온도구간에서

더 큰 CTEs를 갖는다. 첫 번째 열 Cycle과 마찬가지로 두 번째 열 Cycle 동안에도 기지의 탄성영역내에 존재하던 전위가 소멸하게 되며 이에 따라 세 번째 열 Cycle과정에서 측정되는 CTEs도 증가하게 되는 것으로 사료된다. 열 Cycle 실험시 첫 번째 Cycle로 기지조직내에 상당수의 전위가 소멸되고, 두 번째 열 Cycle시에는 첫 번째 열 Cycle 과정에서 소멸되지 않고 잔존하는 전위중 일부가 소멸되게 될 것이다. 그러므로 열 Cycle 횟수가 증가할수록 CTEs의 증가량이 감소하는 현상을 나타낸다. 이와 같이 반복되는 열 Cycle에 재료가 노출될 경우 Cycle횟수가 증가함에 따라 기지 탄성 영역의 전위가 점차 소멸되어 어느 Cycle횟수 이상에서는 더 이상 CTEs가 증가하지 않고

일정한 값을 유지할 것으로 예상되며 이러한 현상은 보고된 바에 의하면 대략 3~5 Cycle 정도에서 발생하게 된다[9]. Fig. 7(b)는 분사주조의 경우와 같이 Si 입자의 크기가 미세할 경우를 나타낸 모식도이다. Fig. 7(a)와 비교할 때 Si입자 미세화에 따른 계면적의 증가로 기지조직의 탄/소성 영역의 분율은 증가하고 탄성 영역의 분율은 감소하게 된다. 열처리나 열 Cycle의 경우 기지조직의 탄/소성 영역에 존재하는 전위는 소멸되기 어렵다. 그러나 탄성영역에 존재하는 전위의 경우 온도 상승과 하강에 민감하게 반응하여 비교적 쉽게 소멸될 수 있다. 그러므로 분사주조 압출재와 같이 Si입자가 미세할 경우 기지의 탄성영역 감소에 따라 소멸되지 않는 탄/소성 영역의 전위는 다수 존재하는 반면, 소멸될 수 있는 탄성영역의 전위가 적어 반복되는 열노출에도 CTEs의 증가가 크지 않은 것을 알 수 있다. 금속간화합물의 석출효과를 배재하기 위하여 이원계 과공정 Al-Si합금의 냉간가공 후 열처리한 경우 전위 소멸에 의하여 열처리되지 않은 시편에 비하여 큰 CTEs를 갖는 연구결과가 이미 보고된 바 있다[4]. 본 연구와 같이 제2상이 존재하는 재료의 열팽창은 기지조직의 결정립 크기, 재료의 가공, 제 2상의 편석정도, 석출물, 2상과 기지와의 계면상태 등에 의하여 복합적으로 영향을 받는 것으로 알려져 있다. 주조용 A390 합금은 미세조직의 거의 대부분을 Si입자가 차지하고 있기 때문에 Si입자와 기지의 계면상태가 열팽창에 가장 큰 영향을 줄 것으로 예상된다. 본 연구에서는 동일한 조성의 과공정 Al-Si 합금이라도 제조방법에 따라 Si 입자의 크기가 미세하고 고르게 분포할수록 우수한 인장특성 뿐 아니라 낮은 CTEs, 반복적인 고온 노출 상태에서 CTEs의 차이가 크지 않은 열적 안정성을 확인 할 수 있었다.

4. 결 론

본 연구에서는 과공정 Al-Si 합금중 상용으로 가장 널리 사용되는 주조용 A390합금을 다양한 주조 공정으로 Si 입자의 크기를 제어하여 기계적, 열적 특성을 평가하여 본 결과 다음과 같은 결론을 얻을 수 있었다.

1) 금형주조, 용탕단조, 분사주조 등의 다양한 공정을 이용하여 Si 입자의 크기 및 형상의 제어가 가능하였으며, 분사주조의 경우 공정변수의 조절로 Si입자의 크기를 제어할 수 있었다.

2) Si 입자가 미세하고 고르게 분포하는 분사주조 압출재의 경우 최대인장강도와 파괴연신율이 금형 압출재에 비해 크게 향상되었으며, 동일 공정으로 제조된 시편에 있어서도 Si 입자의 크기가 미세할수록 우수한 인장특성을 나타내었다.

3) 전 온도구간에 걸쳐 Si 입자의 크기가 조대한 금형주조 압출재의 경우가 가장 큰 CTEs를 보였으며, Si 입자의 크기가 미세한 분사주조 압출재의 경우가 가장 작은 CTEs를 나타내었다. 또한 분사주조 압출재 중에서 Si 입자의 크기가 작은 경우가 더 작은 CTEs로 우수한 열팽창 특성을 나타내었다.

4) 반복 고온 노출 상황에 있어 열 Cycle 횟수가 증가할수록 CTEs가 증가하였으며, Si 입자가 미세한 분사주조 압출재의 경우가 열 Cycle 횟수에 따른 CTEs 증가 폭이 작은 우수한 열적 안정성을 나타내었다.

참 고 문 헌

- [1] M. H. Kim : Ph. D. Thesis, University of Sheffield, "Structure and properties of spray-cast deposits", (1982).
- [2] H. S. Kim : Mater. Sci. Eng., "Yield and compaction behavior of rapidly solidified Al-Si alloy powders", A251 (1998) 100-105.
- [3] J. E. Gruzleski and B. M. Closset : The american foundrymen's society Inc., "The treatment of liquid Aluminum-Silicon alloys", (1990) 107-126.
- [4] J. S. Park : Ph. D. Thesis, University of Inha, "Analysis of thermal expansion behavior of aluminum matrix composites with high elastic and low thermal expansion properties", (1999).
- [5] C. S. Park, M. H. Kim and C. M. Lee : J. Mater. Sci., "A theoretical approach for the thermal expansion behavior of the particle reinforced aluminum matrix composite", 36 (2001), 3579-3587.
- [6] S. Elomari, R. Boukhili and D. J. Lloyd : Acta mater. "Thermal expansion studies of prestrained Al₂O₃/Al metal matrix composite", 44 (1996), 1873-1882.
- [7] P. J. Withers, W. M. Stobbs and O. B. Pedersen : Acta Metall. Mater., "Application of Eshelby method of internal stress determination to short fibre metal matrix composites.", 37 (1989), 3061-3084.
- [8] D. C. Dunand and A. Mortensen : Acta Metall. Mater., "Dislocation emission at fiber-II. Experiments and microstructure of thermal punching", 39 (1991) 1417-1429.
- [9] H. E. Nassini, M. Moreno and C. G. Oliver : J. Mater. Sci., "Thermal expansion behavior of aluminum alloys reinforced with alumina planar random short fibers", 36 (2001), 2759-2772.
- [10] S. Elomari, R. Bouikhili and D. J. Lloyd : J. Mater. Sci., "Thermal expansion responses of pressure infiltrated SiC/Al

- metal-matrix composites", 32 (1997), 2131-2140.
- [11] H. Sano, N. Tokizane, Y. Ohkubo and K. Sibue : Proc. 2nd Inter. Conf. on spray forming, ed by J V Wood, Univ. of Nottingham, "Spray formed aluminum alloy composites for automotive applications", (1993) 363-375.
- [12] P. J. Ward and H. V. Atkinson : Acta Mater., "Semi-solid processing of novel MMCs based on hypereutectic Al-Si alloys", 44 (1996) 1717-1727.
- [13] M. M. Haque and M. A. Maleque : J. Mater. Process Technol., "Effect of process variable on structure and properties of aluminium-silicon piston alloy", 77 (1998) 122-128.
- [14] W. J. Kim, J. H. Yeon and J. C. Lee : J. Alloys and Com-
pounds, "Super plastic deformation behavior of spray-deposited hyper-eutectic Al-25Si alloys", 308 (2000), 237-243.
- [15] J. S. Park and M. H. Kim : J of Kor. Inst. Met. & Mater, "A theoretical modeling and analysis of thermal expansion behavior of the particle reinforced aluminum matrix composite(I) : a model for two phase composite with monodispersed spherical particles", 36 (1998) 2194-2203.
- [16] J. V. Goni, J. M. Rodriguez-Ibabe and J. J. Urcola : Scripta Mater., "Strength and toughness of semi-solid processed hypereutectic Al/Si alloys", 34 (1996) 483-489.