

논문

Rheo-compocasting 및 열간압출에 의하여 제조한 Al-Si-Mg /SiC 입자강화 복합재료의 조직 및 기계적 특성

이 학 주*, 홍 준 표**

Microstructures and Mechanical Properties of SiCp/Al-Si-Mg Alloy Composites Fabricated by Rheo-compocasting and Hot Extrusion

Hag-Ju Lee*, Chun-Pyo Hong**

Abstract

Aluminum alloy matrix composites reinforced with various amounts of SiC particles have been produced by rheo-compocasting followed by hot extrusion. A relatively uniform distribution of SiC particles in the composites was obtained. The amounts of pore and SiC particle cluster were relatively small in the composites. Particle free zones were observed in the hot extruded composites when the amount of SiC particles was less than 20 vol%. However, the width of particle free zone decreases with the increase of SiC particle content. Eutectic Si phase play an important role for improving bonding between SiC particle and matrix. Tensile and yield strength increased with the increase of SiC particle content. the strengthening effect of SiC particle addition was effective even at relatively high temperature of 573 K.

1. 서 론

강도의 증가를 목적으로 개발된 석출경화형 합금 및 in-situ composite는 상온에서 우수한 기계적 특성을 나타내지만, 사용온도가 증가함에 따라 석출상 및 정출상이 조대화되거나 분해되어 기지금속으로 고용됨으로서, 고온안정성이 급격히 저하된다. 이의 개선책으로 세라믹(입자, 섬유, 휘스커)으로 기지금속을 강화시킨 금속기 복합재료(metal matrix composites)가 개발되었으며, 강화재로 이용된 세라믹은 석출상 및 정출상과는 달리 고온에서 분해되지 않아 안정하고, 기지금속의 결정립 조대화를 방지하며, 경도 및 내마모성이 우수하다.¹⁾ 따라서 높은 비강도 및 비탄성, 낮은 열팽창계수, 우수한 내마모성 및 고온특성이 요구

되는 항공기 및 자동차부품을 비롯하여 스포츠 및 레저용품 등에 이르기까지 각종 구조재 및 기능재료로서 복합재료에 대한 응용연구가 활발히 추진되고 있다. 그러나 약 20년간 광범위한 연구와 노력에도 불구하고 기존 금속재료와의 가격경쟁, 저생산성등으로 인하여 아직 상업용으로는 본격 생산되지 못하고, 일부 고 부가가치의 제품에만 실용화 되고 있다. 그런데, 고상과 액상이 공존하는 slurry를 강제교반하면서 강화재를 첨가하여 주조하는 rheo-compocasting은 기지금속과 젖음성이 좋지 못한 세라믹 강화재를 비교적 용이하게 첨가, 분산시킬 수 있다. 또한 강화재 첨가로 인한 저 유동성의 slurry는 thixotropic behavior에 의하여 유동성이 유지됨으로서, near-net-shape의 복합재료를 대량으로 주조할 수 있는 장점이 있

* 동명전문대학 금속과(Dongmyung Junior college)

** 연세대학교 금속공학과(Dept. of Metallurgical Eng., Yenseiuniversity)

어, 최근 저렴한 복합재료 제조법으로 그 응용이 크게 기대된다.^{2,3)} 본 연구자들도 이미 rheo-compocasting과 연속주조 및 가압(hot press) 등을 이용한 Al합금/SiC입자강화 복합재료와 rheo-compocasting 과압출(hot extrusion) 등을 이용한 Al합금/Al₂O₃ 단섬유강화 복합재료에 대하여 복합재료의 건전성(입자분산성, 계면반응, 기공), 내마모성 및 소성 가공 특성 등을 조사한 결과, rheo-compocasting이 입자 및 단섬유강화 복합재료 제조에 효과적인 방법임을 보고한 바 있다.⁴⁻⁶⁾ 본 연구에서는 휘스커 및 섬유강화 복합재료에 비하여 이방성이 적고 소성가공성이 좋으며, 기지금속내에 분산된 강화입자의 고경도 및 고온 안정성에 의해 우수한 내열 및 내마모성을 나타내는 Al-Si-Mg/SiC입자강화 복합재료를 rheo-compocasting으로 제조하고, 열간압출한 후 조직 관찰 및 인장시험을 행하여, SiC입자강화 복합재료의 입자분산성, 소성가공성 및 기계적 특성을 조사, 검토하였다.

2. 실험방법

2.1 시편제작

기지금속은 Al-6.5wt%Si-1.7wt%Mg합금을, 강화재는 α-SiC입자를 선택하여 SiC입자강화 복합재료를 제조하였으며, 제조장치 및 제조조건은 전보⁵⁾에 기술하였다. 그 후 주조된 시료는 최대하중 25ton의 열간압출장치를 이용하여 일정한 압출조건(압출온도: 823K, 압출비: 25, 압출속도: 2mm/min, 다이각: 27°)에서 봉상시편(φ: 6mm)으로 압출한후, T₆처리(773K x 2hr → 수냉 → 453K x 12hr 공냉)를 행하여 각종 시험용 시편으로 사용하였다. 본 실험에 사용한 기지금속의 조성 및 SiC입자의 물성치⁷⁾를 Table 1 및 Table 2에 나타내었다.

2.2 미세조직, 기계적 성질 및 파단면 관찰

미세조직은 0.5%HF 수용액으로 부식시켜 광학현미경으로 관찰하였고, 경도는 하중 15kg하에서 Rockwell hardness tester(B scale)를 이용하여 측정하였다. 인장시험은 Instron을 이용하여 상온, 373K, 473K, 573K 및 673K에서 행하였다. 이때 cross head speed는 0.4mm/min이었으며, 인장시편의 규격은 평행부의 직경 4.0mm, 표점거리 20mm로 가공하였다. 또한 인장시험후 시편

Table 1. Chemical composition of the matrix alloy(wt%)

Nominal composition	Si	Mg	Fe	Mn	Cr	Al
Al-7wt%Si-2wt%Mg	6.51	1.70	0.15	0.13	0.10	Bal.

Table 2. Properties of SiC particle⁷⁾

Particle size(μm)	20-30
Density(g/cm ³)	3.2
Tensile strength(Gpa)	3
Hardness(Hv)	2500
Melting point(K)	2773
Thermal exp. coeff.(1/°C)	4.2x10 ⁻⁶
Thermal conductivity (Cal/cm·sec·°C)	0.2
Specific heat(cal/g·°C)	0.16
Crystal structure	α-type

의 파단면을 초음파 세척기로 세척시킨 후, SEM 및 EDS로 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 SiC입자강화 복합재료의 조직관찰

Photo 1은 rheo-compocasting으로 주조한 SiC입자강화(5 vol%)복합재료의 응고속도에 따른 미세조직을 나타낸 것이며, (a)는 slurry에 입자를 첨가하고 재용해(1073K)한 후 로냉시킨 경우이며, (b)는 재용해한 후 급냉에 주입하여 급냉시킨 경우이다. 로냉의 경우(a)는 SiC입자가 조대한 결정립 사이에 편석된 상태로 존재하며, 급냉의 경우(b)는 입자가 비교적 균일하게 분산되어 있으나, 약간의 기공 및 입자 cluster도 관찰되었다(사진에서 화살표는 기공 및 입자 cluster를 나타낸다). 서냉의 경우에는 결정립이 조대하게 성장하므로 SiC입자는 고-액응고계면의 이동에 의해 최종 응고구역으로 pushing⁵⁾되고, 급냉의 경우에는 결정립의 성장이 방해되어 SiC입자가 pushing되지 않아서 양호한 분산상태를 나타낸다고 생각된다. 따라서 rheo-compocasting에 의하여 입자강화 복합재료를 제조할 때, 입자분산성은 기지금속의 응고거동에 상당한 영향을 받고 있으며, 입자의 균일분산을 얻기 위해서는 급냉응고에

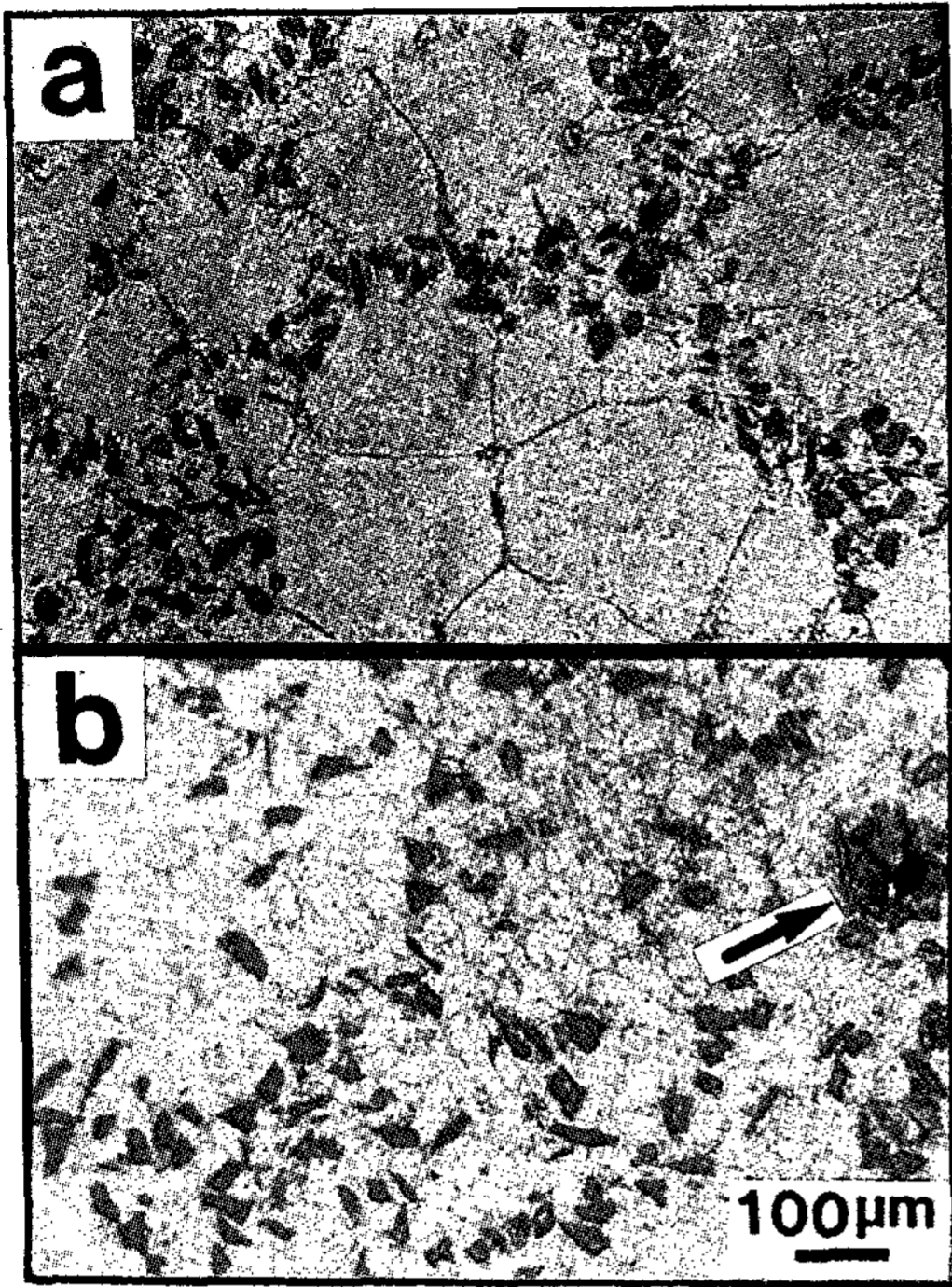


Photo 1. Optical micrographs of the rheo-compcast SiCp/Al alloy composite reinforced with 5 vol% of SiCp: (a) slow cooling and (b) rapid cooling

의한 기지금속의 미세화가 필요하다는 것을 알 수 있다.

Photo 2는 rheo-compcasting으로 급냉 주조한 후, 열간압출한 SiC입자강화 복합재료의 종단면조직을 나타낸 것이며, (a), (b), (c) 및 (d)는 각각 5, 10, 20 및 30 vol%의 SiC입자를 첨가한 경우이다. 첨가량에 관계없이 SiC입자들은 비교적 균일하게 분산되어 있으며, 기공 및 입자 cluster는 거의 관찰되지 않아서, 건전한 복합재료를 제조할 수 있었다. 즉 입자강화 복합재료를 용점 부근의 고온에서 소성가공시키면 기지금속의 소성유동⁸⁾에 의하여 용탕이 재료내부에 존재하는 기공 및 입자 cluster사이로 밀려 들어 가서 기공 및 입자 cluster는 상당히 제거되며, 주조시의 입자분산 거동이 압출후에도 영향을 미친다는 것을 의미한다. 따라서 소성가공후에도 입자들이 양호하게 분산된 건전한 복합재료를 얻기 위해서는 주조할 때의 입자분산이 매우 중요하다고 사료된다.

Photo 3은 Photo 2에서 조직관찰을 위하여 사용한 시편의 횡단면 조직을 나타낸 것이며, (a), (b), (c) 및 (d)는 각각 5, 10, 20 및 30 vol%의 SiC입자를 첨가한 경우이다. 5, 10 및 20 vol%의 SiC입자를 첨가한 경우에는 particle free zone이 관찰되었으나, 30 vol%의 입자를 첨가한 경우에는 particle free zone은 관찰되지 않으며, 입자첨가량이 5 vol%에서 20 vol%로 증가함에 따라 particle free zone의 폭은 약 380µm에서 133µm로 감소하였다. 이것은 복합재료 제조시 입자첨가량이 증가할수록 입자분산성이 양호하게됨을 의미한다. 또한 입자가 존재하지 않는 구역에서의 기지조직은 압출방향으로 변형되어 있으나, 입자첨가량이 증가할수록 기지조직의 변형경향은 작으며, 30 vol%의 SiC입자를 첨가한 경우는 변형되지 않고, 종단면(Photo 2)의 경우와 유사함을 보여주고 있다. 이는 첨가된 SiC입자들이 기지금속의 결정입계를 고착(pinning)⁹⁾시켜 기지금속의 소성변형을 방해하기 때문이라 사료된다.

입자분산에 의하여 금속재료를 강화시키기 위해서는 강화입자는 전위이동을 방해하기 위하여 충분한 강도를 가져야 한다. 특히 항복강도나 creep강도의 향상을 위해서는 입자간거리 및 직경이 감소할수록, 입자의 첨가량이 증가할수록 바람직하다. 따라서 입자간거리는 입자강화 복합재료의 기계적 특성에 영향을 미치는 중요한 인자이므로, Preston¹⁰⁾ 및 Gensamer¹¹⁾는 복합재료내의 입자간거리에 관한 이론식을 제안하였다. 본 실험에서는 다음과 같은 Gensamer식을 이용하여 입자간거리를 계산하였다.

$$\lambda = 2 D_p(1 - V_p) / 3 V_p$$

여기서, λ 는 입자간거리, D_p 는 입자의 직경, V_p 는 입자의 체적분율을 각각 나타내며, 입자의 직경이 감소할수록, 체적분율이 증가할수록 입자간거리는 감소한다. Fig. 1은 본 실험에서 제조한 SiC입자강화 복합재료에서 입자의 첨가량에 의한 입자간 평균거리의 변화를 나타낸 것으로, 계산치와 실측치(압출한 시편의 종단면)를 비교한 것이다. 입자 첨가량이 증가함에 따라 입자간거리가 감소하였고, 계산치와 실측치의 차이도 감소하였으며, 30 vol%의 입자첨가 경우에는 계산치와 실측치가 거의 일치하였다. 이것은 앞의 조직관찰(Photo 3)에서 살펴본 바와 같이 입자의 첨가량이 적은 경우에는 압출에 의하여 기지금속이 압출방향으로 변형되어, 종단면에서 SiC입자의 면밀

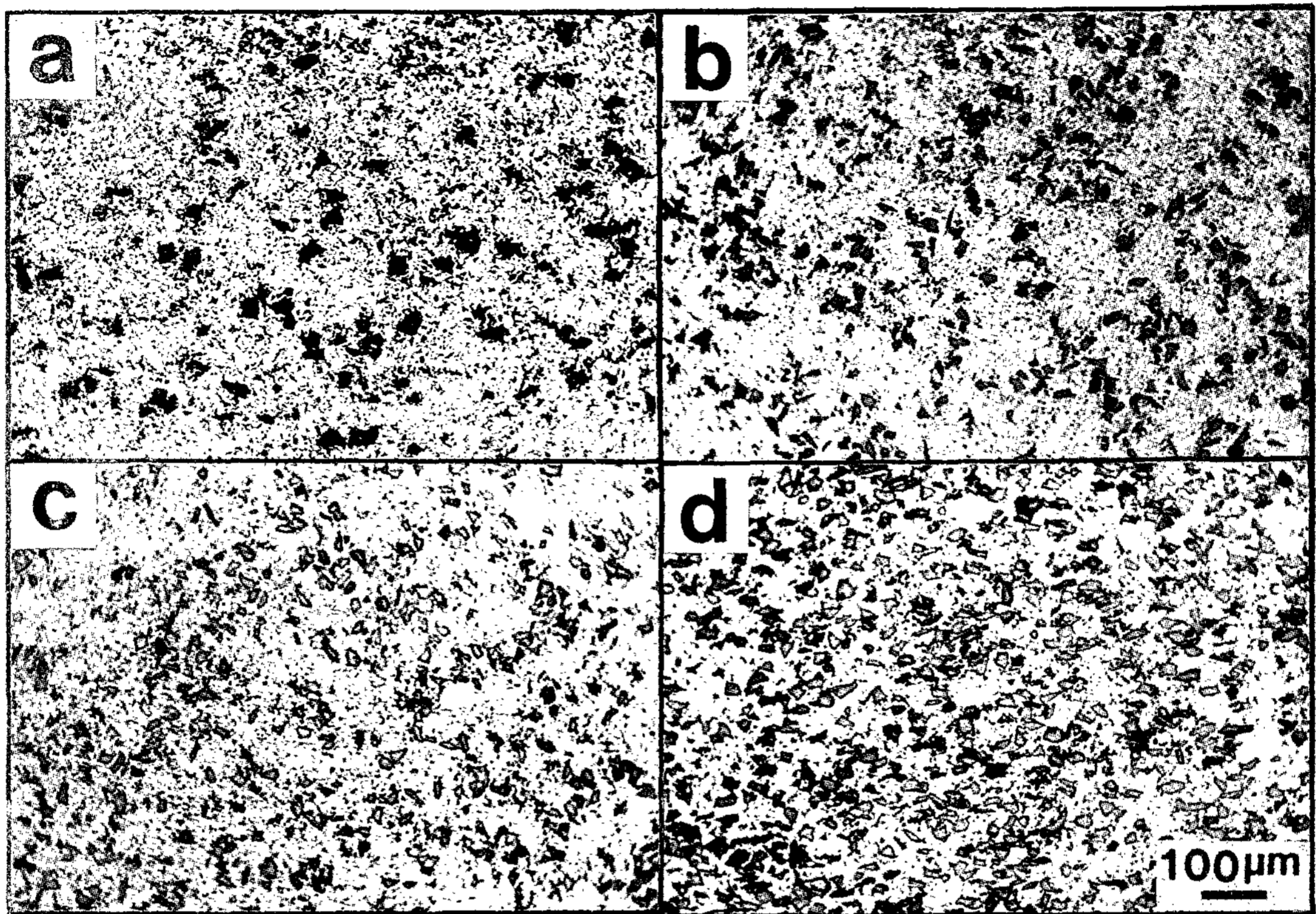
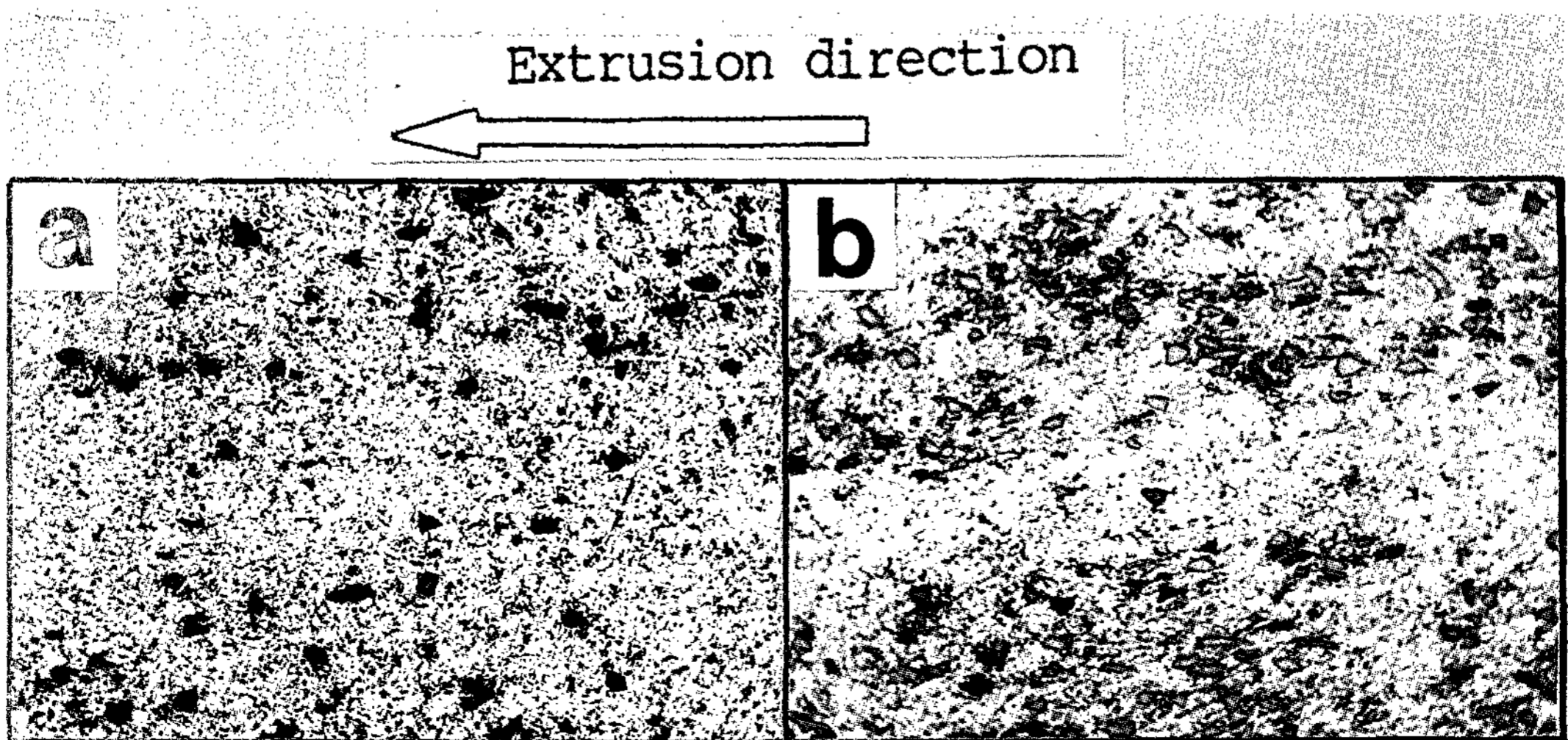


Photo 2. Optical micrographs of the transverse section of the extruded SiCp / Al-Si-Mg alloy composites after hot extrusion :

- (a) composite reinforced with 5 vol% SiCp,
- (b) composite reinforced with 10 vol% SiCp,
- (c) composite reinforced with 20 vol% SiCp, and
- (d) composite reinforced with 30 vol% SiCp.



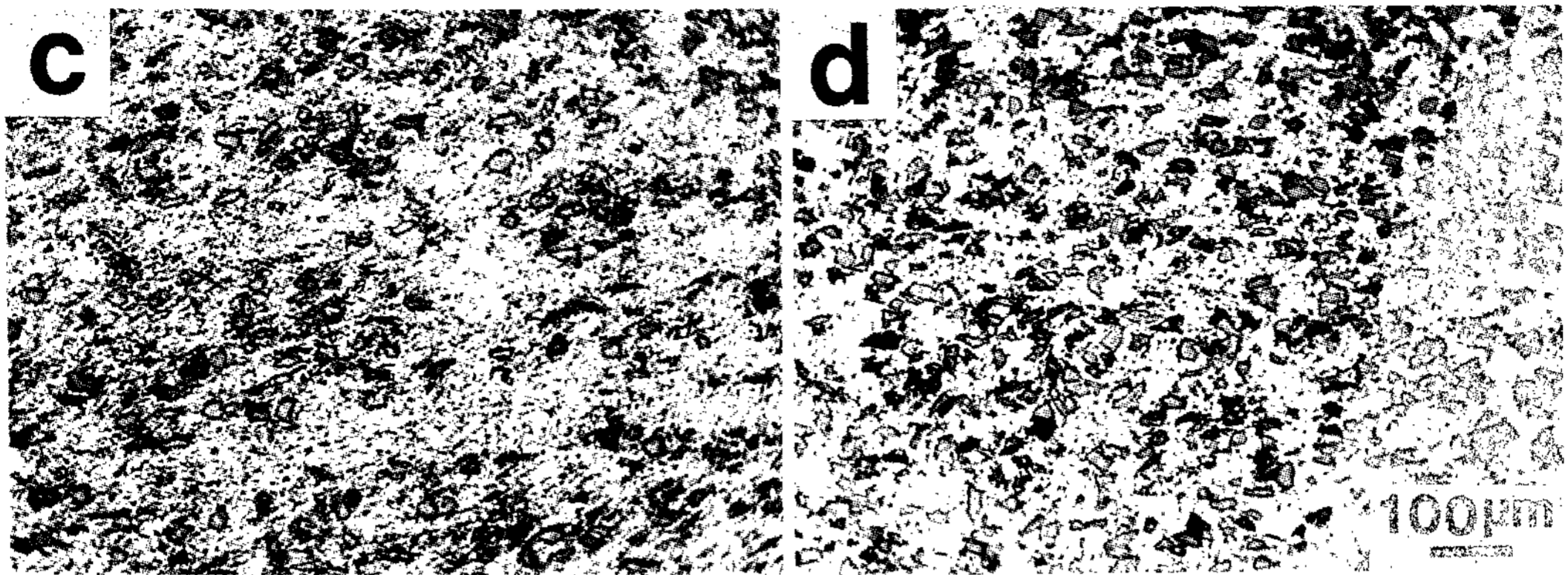


Photo 3. Optical micrographs of the longitudinal section of the extruded SiCp/Al-Si-Mg alloy composites after hot extrusion :

- (a) composite reinforced with 5 vol% SiCp, (b) composite reinforced with 10 vol% SiCp,
- (c) composite reinforced with 20 vol% SiCp, (d) composite reinforced with 30 vol% SiCp.

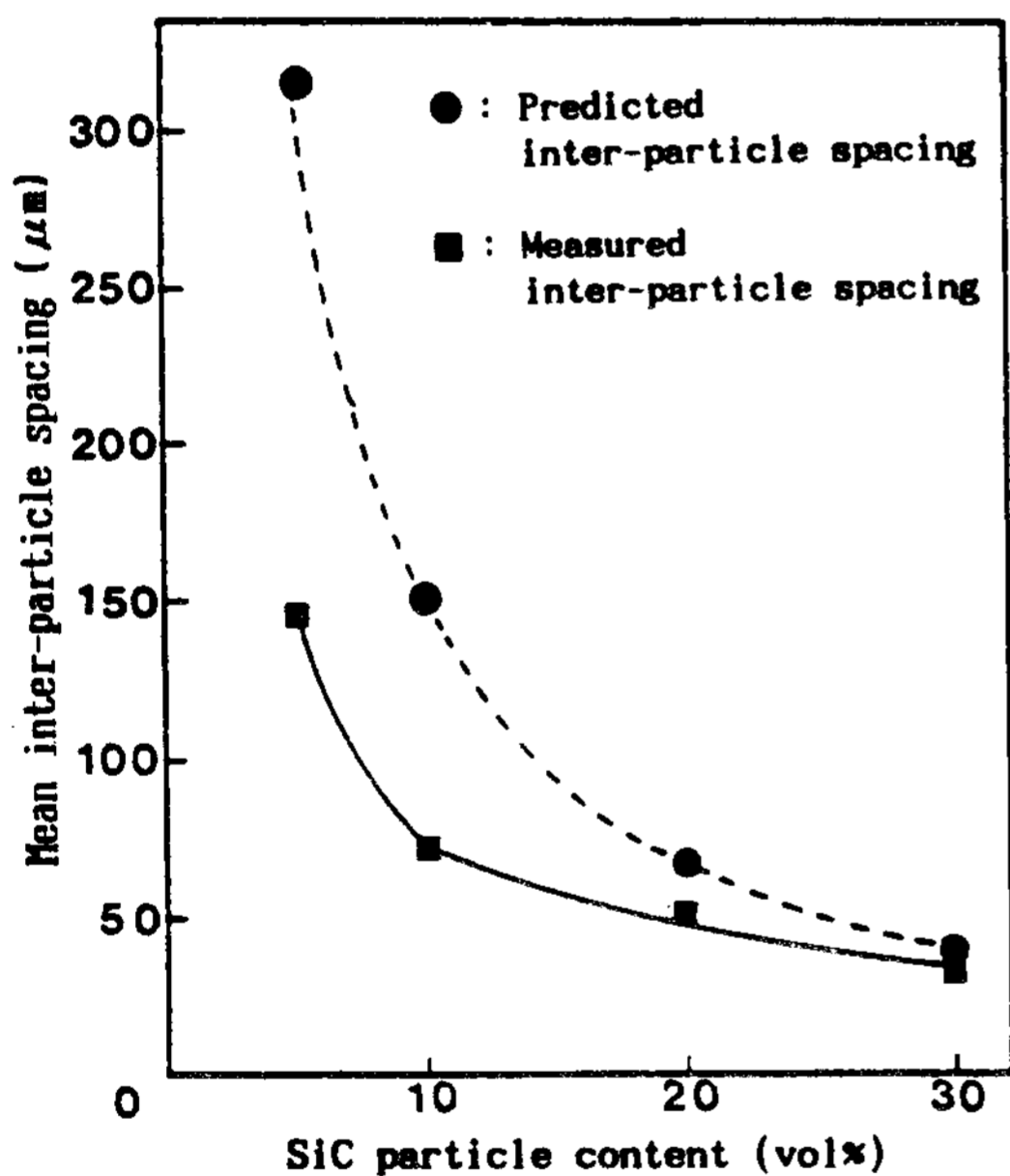


Fig. 1. The effect of SiC particle content on the mean inter particle spacing of the composites.

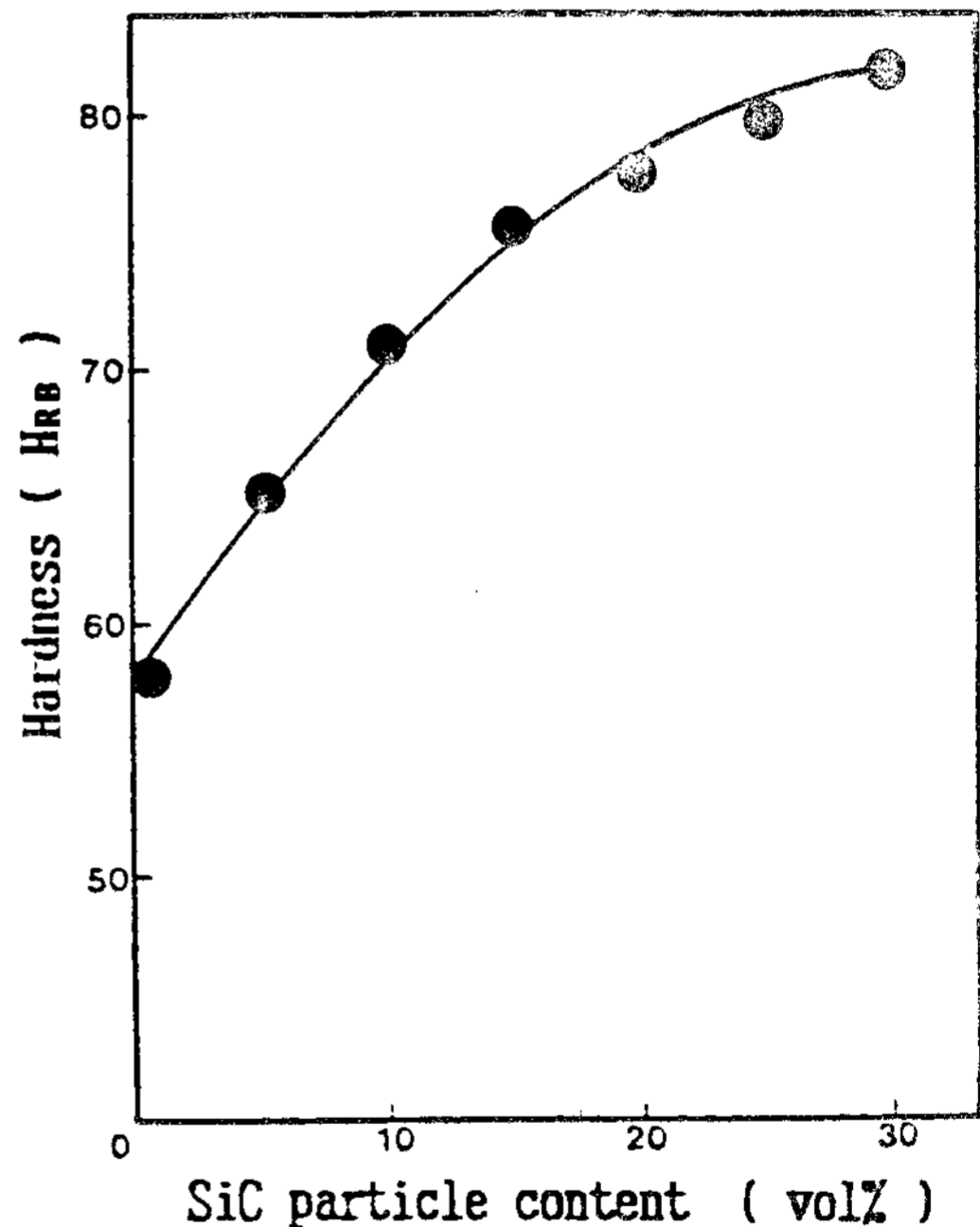


Fig. 2. The effect of SiC particle content on the hardness of the composites after T₆ treatment.

도가 증가했기 때문이라 생각된다. 그리고 입자첨가량이 증가함에 따라 첨가된 입자는 지지금속이 압출방향으로 변형되는 것을 방해하기 때문에 계산치와의 차이가 감소하며, 30 vol%의 경우에는 압출방향으로의 변형이 거의 없으므로 종단면에서 입자의 면밀도 변화가 작게 되어 계산치와 거

의 일치한다고 생각된다.

3.2 SiC입자강화 복합재료의 기계적 성질

Fig. 2는 열간압출한 후 T₆처리한 SiC입자강화 복합재료의 입자첨가량에 따른 경도의 변화를 나

타낸 것이다. 입자첨가량이 증가할수록 경도값은 크게 향상되었으며, 30 vol%의 입자첨가 경우에는 HRB 58인 기지금속에 비하여 HRB 83까지 경도가 향상되었다. 이는 기지금속보다 경도가 큰 SiC입자의 첨가량 증가에 따른 강화효과와 복합재료 제조시 기지금속과 SiC입자간의 열팽창계수 차이에 의한 기지금속내의 전위발생¹²⁾에 따른 강화효과로 생각되며, 경도증가에 따른 내마모성의 향상이 크게 기대된다.

Fig. 3은 T₆처리한기지금속 및 30 vol%의 SiC 입자를 첨가한 복합재료의 온도변화에 따른 응력-변형률곡선을 나타낸 것으로서, (a)는 기지금속의 경우이며, (b)는 복합재료의 경우이다. 먼저 기지금속의 경우를 살펴보면 모든 측정온도에서 응력은 최대응력에 도달한 후 감소하면서 파단되는 경향을 나타내며, 온도의 증가에 따라 최대응력은 감소하고 변형률은 증가하였다. 특히 673K에서는 파단시까지 응력은 0으로 서서히 감소하였으며, 변형률은 현저히 증가하였다. 그러나 복합재료의 경우를 살펴보면, 상온에서 473K까지는 최대응력에서 바로 파단되었고, 573K에서는 아주 적은 소성변형을 한 후 파단되었으나, 파단경향은 상온의 경우와 비슷하였다. 그리고 673K에서는 변형률이 상당히 증가하여, 기지금속의 경우와 비슷하였으나 파단직전에, 응력은 기지금속과는 다르게 급히 0으로 감소하였다. 이러한 경향은 기지금속내에 존재하는 SiC입자가 573K까지는 기지금속의 강화에 상당한 기여를 했으며 673K에서도

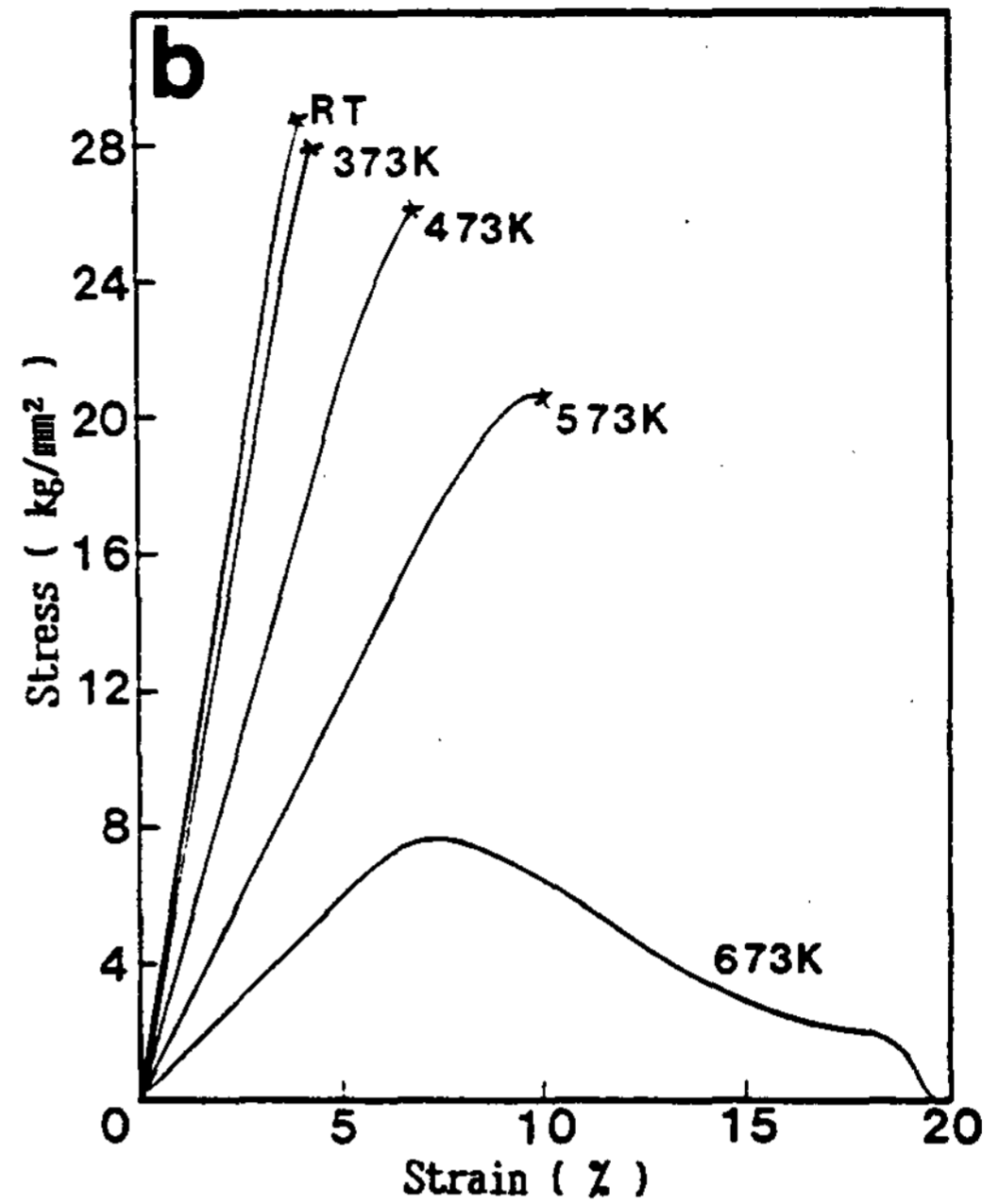
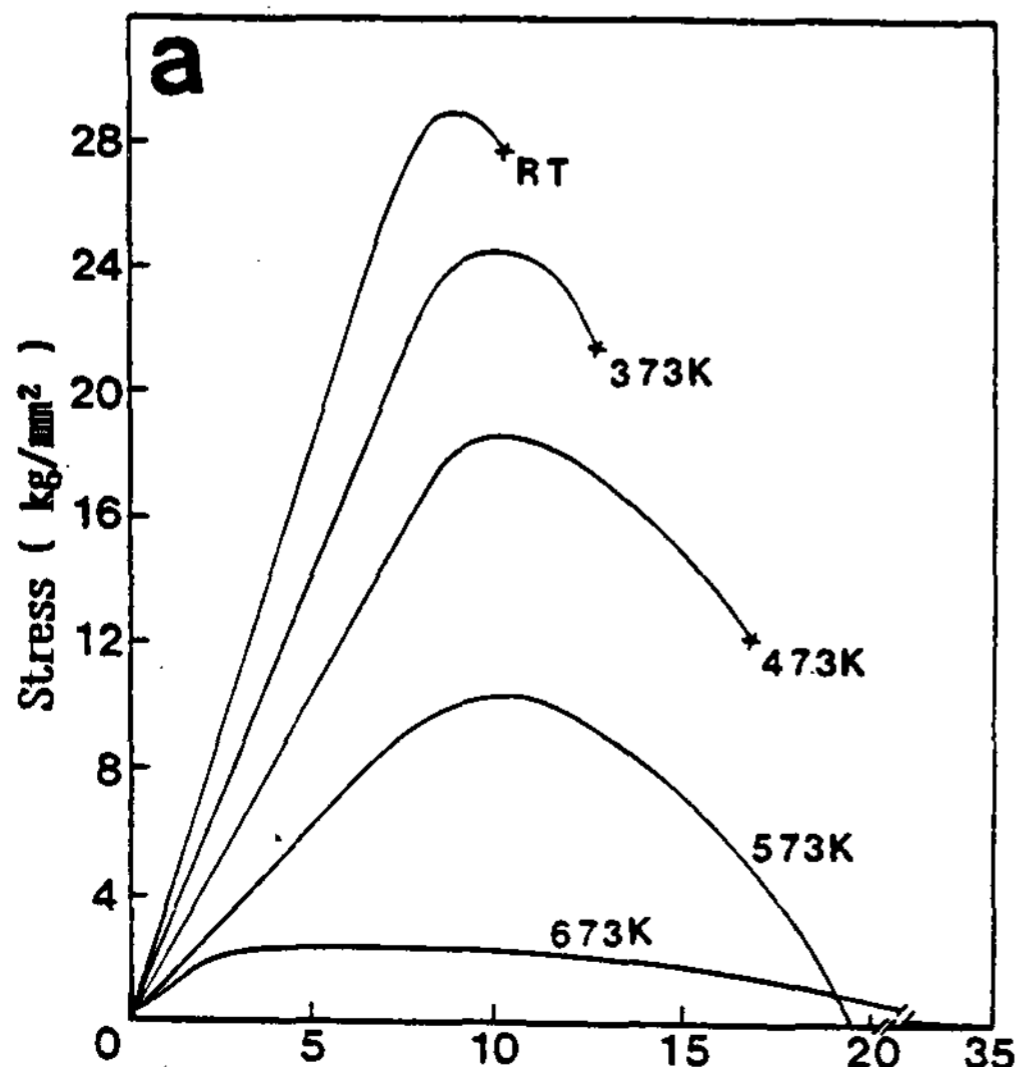


Fig. 3. Tensile stress-strain curves of the matrix alloy and composite reinforced with 30 vol% SiCp tested at various temperature after T₆ treatment : (a) matrix alloy, (b) composite reinforced with 30 vol% SiCp.

약간의 강화역할을 하였음을 의미한다.

Fig. 4는 T₆처리한 SiC입자강화 복합재료의 입자 첨가량 및 온도변화에 따른 인장강도 변화를 나타낸 것이다. 상온의 경우, 강도는 SiC입자 첨가량이 증가함에 따라 기지금속에 비하여 약간 감소하였으나, 온도가 증가함에 따라 입자의 첨가 영향은 크게 향상되었다. 특히 573K의 경우에는 30 vol%입자를 첨가한 복합재료의 강도(22kg/mm²)가 기지금속(12kg/mm²)에 비하여 약 83% 정도 향상되었고, 473K에서의 기지금속 강도와 비슷하므로 복합재료의 내열성이 100K 정도 상승된 효과를 나타냈다. 그러나 673K에서는 상온의 경우와 같이 기지금속에 비하여 강도가 그다지 증가하지 않았다. 상온의 경우에는 SiC입자(Table 2)가 비교적 크기 때문에 입자가 균열의 핵으로 되고, 입자주위에 micro void의 생성 및 이들의 합체에 의한 균열의 성장¹³⁾ 때문에 입자첨가에 의한 강화효과가 저하되어, 강도가 증가하지 않았으나, 온도가 상승하면, 기지금속내에 존재하는 SiC 입자의 강화효과(고온강도, 내열성)가 상온의 경



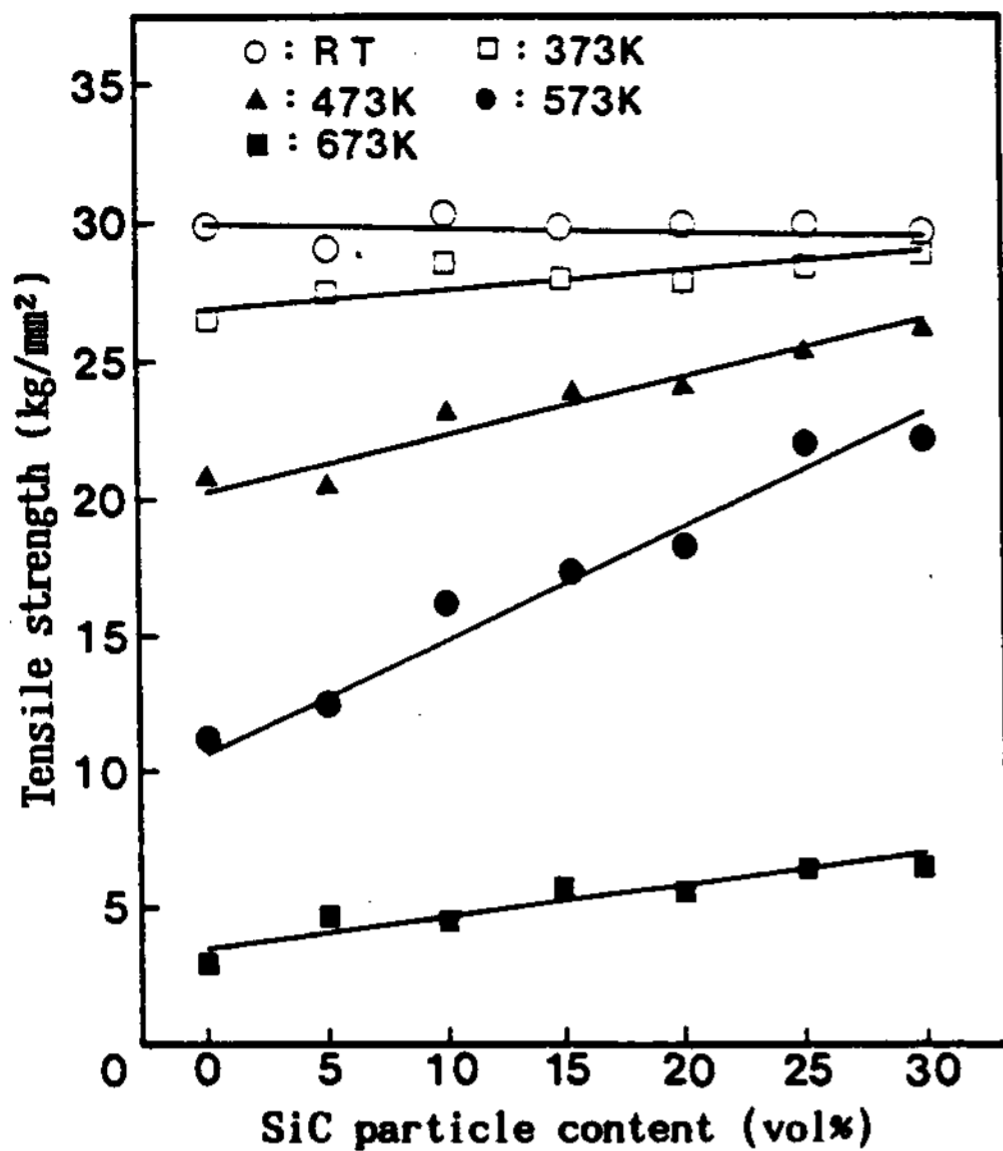


Fig. 4. The effect of SiC particle content on the ultimate tensile strength of the composites tested at various temperature after T₆ treatment.

우보다 크게 나타나서 고온강도가 향상되었다고 생각된다. 그러나 673K에서는 고온으로 인한 기지금속의 연화에 의하여, 기지금속과 SiC입자 사이에 계면결합이 약해지고, 그 결과 입자가 pull-out되어서 거의 기지금속정도의 강도값을 나타낸다고 생각된다.

Fig. 5는 T₆처리한 SiC입자강화 복합재료의 입자 첨가량 및 온도변화에 따른 항복강도 변화를 나타낸 것이다. 거의 모든 온도에서 입자첨가량에 대한 항복강도의 변화경향은 인장강도(Fig. 4)의 경우와 비슷하였으나, 상온의 경우에는 인장강도와 달리 입자첨가량이 증가함에 따라 항복강도가 약간 상승하였다. 그리고 온도증가에 따른 항복강도의 증가경향은 인장강도의 경우보다도 크고, 인장강도와와의 차이도 아주 작기 때문에 SiC입자는 항복되기 전에 기지금속을 강화시킨다는 것을 알 수 있다.

Fig. 6은 T₆처리한 SiC입자강화 복합재료의 입자 첨가량 및 온도변화에 따른 연신율 변화를 나타낸 것이다. 입자첨가량이 증가할수록 연신율은 감소하였으며, 이러한 경향은 573K까지 거의 비슷하였다. 그러나 673K에서는 입자의 첨가량에

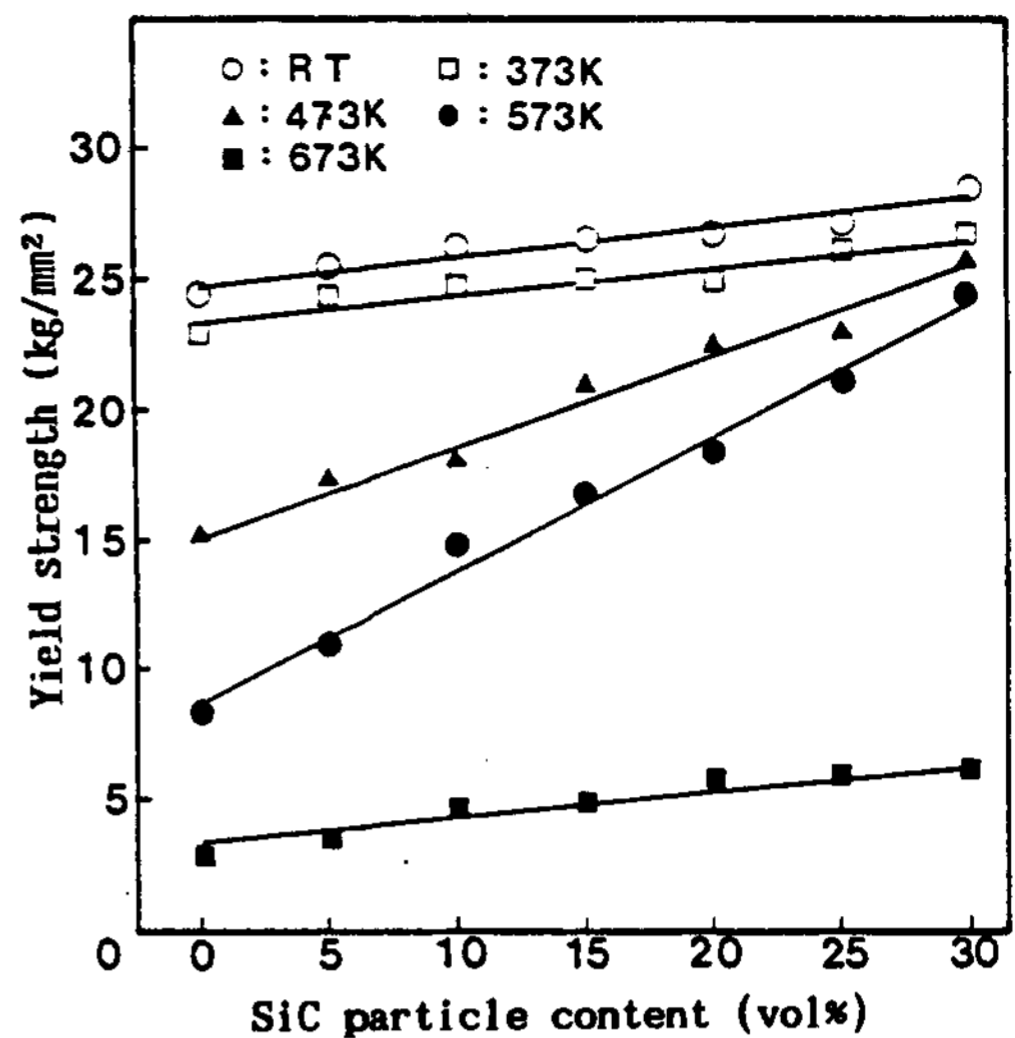


Fig. 5. The effect of SiC particle content on the yield strength of the composites tested at various temperature after T₆ treatment.

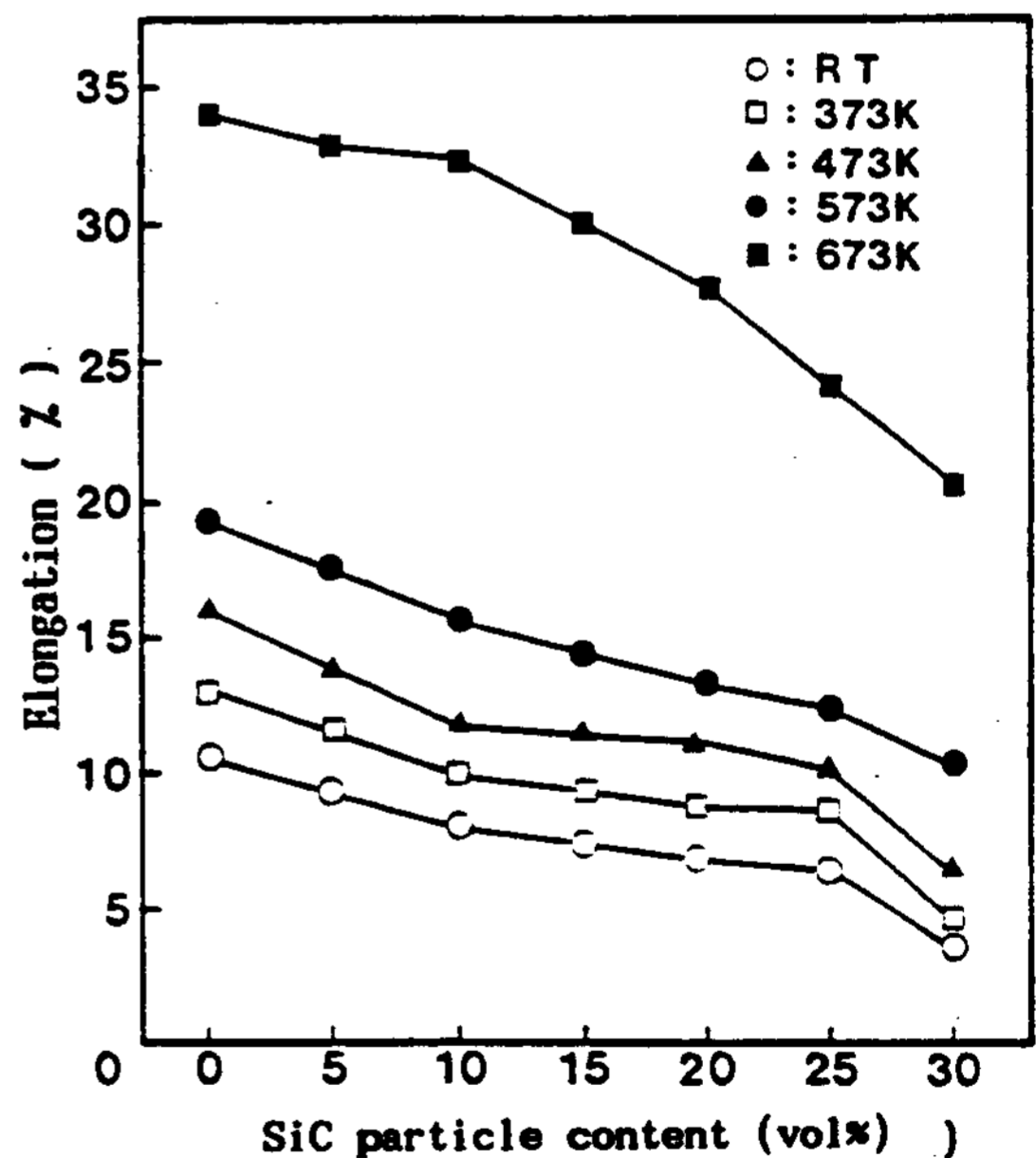


Fig. 6. The effect of SiC particle content on the elongation of the composites tested at various temperature after T₆ treatment.

관계없이 연신율이 급격히 향상되었다. 기지금속 및 저 SiC입자첨가의 경우, 상온에서는 기지금속

내부에 일단 균열이 생성되면 기지금속의 소성변형에 의하여 파단의 구동력인 탄성 energy를 흡수하여 응력집중이 완화¹⁴⁾됨으로서, 연신율은 어느 정도 높게 나타났으나, 입자첨가량이 증가하면 입자사이에 존재하는 소성변형가능한 기지금속의 영역은 감소되어 기지금속의 소성변형에 의한 응력완화경향이 감소되며, 그 결과 기지금속의 작은 소성변형에 의하여 균열이 급히 성장하여 연신율이 감소된다고 생각된다. 그리고 온도가 증가(573K)하면 회복에 의한 기지금속의 인성향상으로 균열의 성장은 방해를 받지만, Photo 3에서 언급한 바와 같이 기지금속내에 존재하는 SiC입자가 기지금속의 소성변형을 방해하여 온도증가에 따른 연신율의 증가효과는 그다지 크지 않다고 생각된다. 그러나 온도가 더욱 증가(673K)하면 기지금속이 현저하게 연화되고, 기지금속과 입자간의 열팽창계수의 차이로 인한 응력의 발생으로 계면에 작용하는 전단 응력은 증가된다. 그 결과 기지금속이 입자를 더 이상 구속하지 못하므로 계면에서 입자는 debonding되어 연신율은 급격히 증가한다고 생각되며, 이 온도에서도 입자첨가의

영향은 약간 존재한다.

3.3 파단면 관찰

Photo 4는 인장시험한 후 기지금속의 파단면을 나타낸 것이며, (a), (b), (c) 및 (d)는 각각 상온, 473K 573K 및 673K의 경우이다. 상온 및 473K 경우의 파단면은 취성의 파단형상을 나타내고 있지만, 573K에서는 조대한 연성의 dimple을 나타낸다. 그리고 온도가 더욱 증가(673K)하면 파단면은 현저한 기지금속의 연화현상을 나타내며, dimple의 크기도 573K 보다 작게 나타난다. 따라서 본 실험에 사용한 기지금속은 온도변화에 매우 민감하게 취성파단에서 연성파단으로 천이하므로 고온 안전성이 좋지 못함을 알 수 있다.

Photo 5는 인장시험한 후 30 vol% Sic입자를 첨가한 복합재료의 파단면을 나타낸 것이며, (a), (b), (c) 및 (d)는 각각 상온, 473K, 573K 및 673K의 경우이다. 전 파단면에서 균열의 시점으로 작용할 수 있는 입자의 cluster는 관찰되지 않았다. 그리고 상온에서 573K까지는 입자의 pull-out현상이 거의 없고, 파단면에서 거의 모든 입자

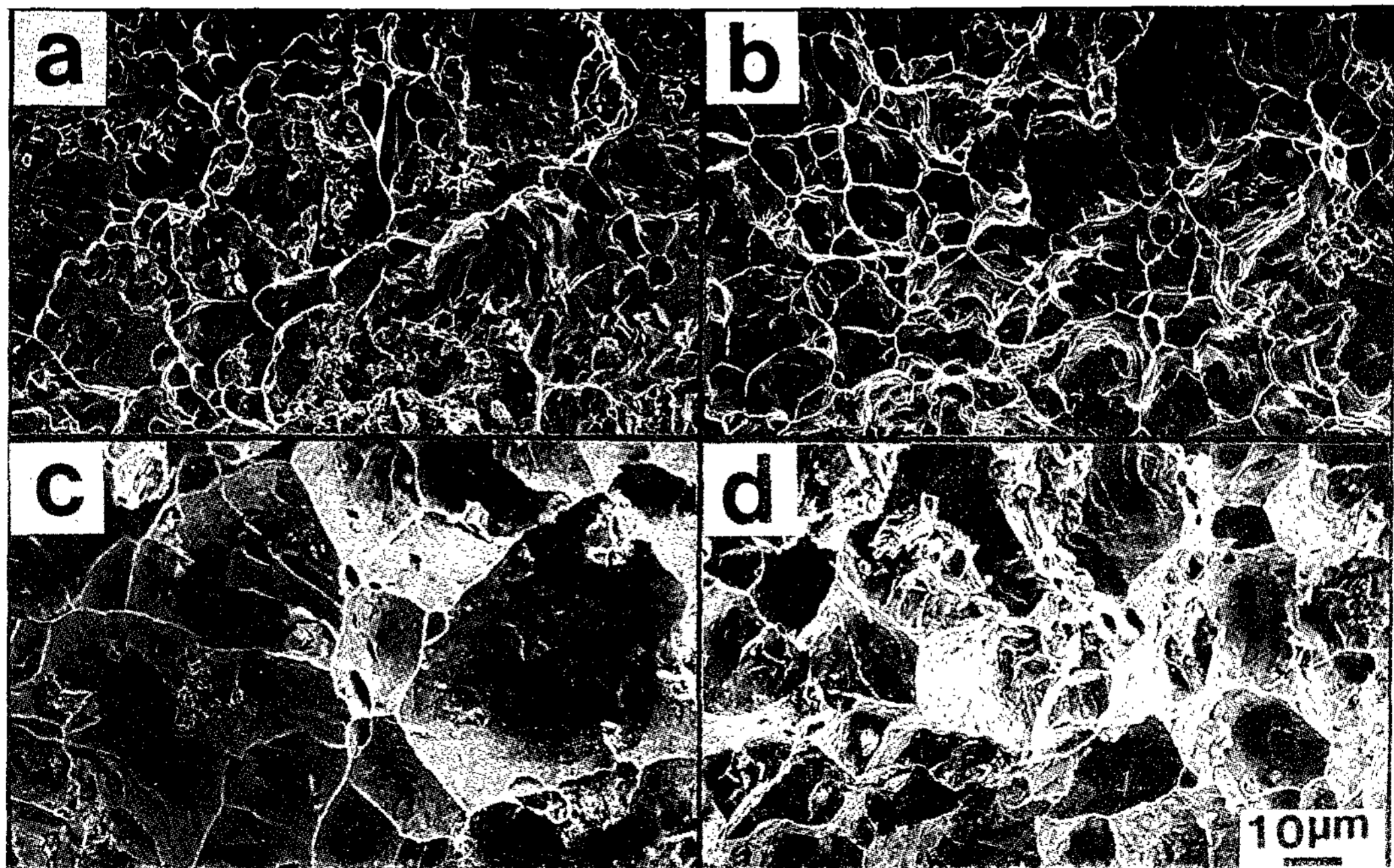


Photo 4. SEM micrographs of fracture sur faces of the matrix alloy tested at various temperature :
 (a) room temperature, (b) 473 K, (c) 573 K, and (d) 673 K.

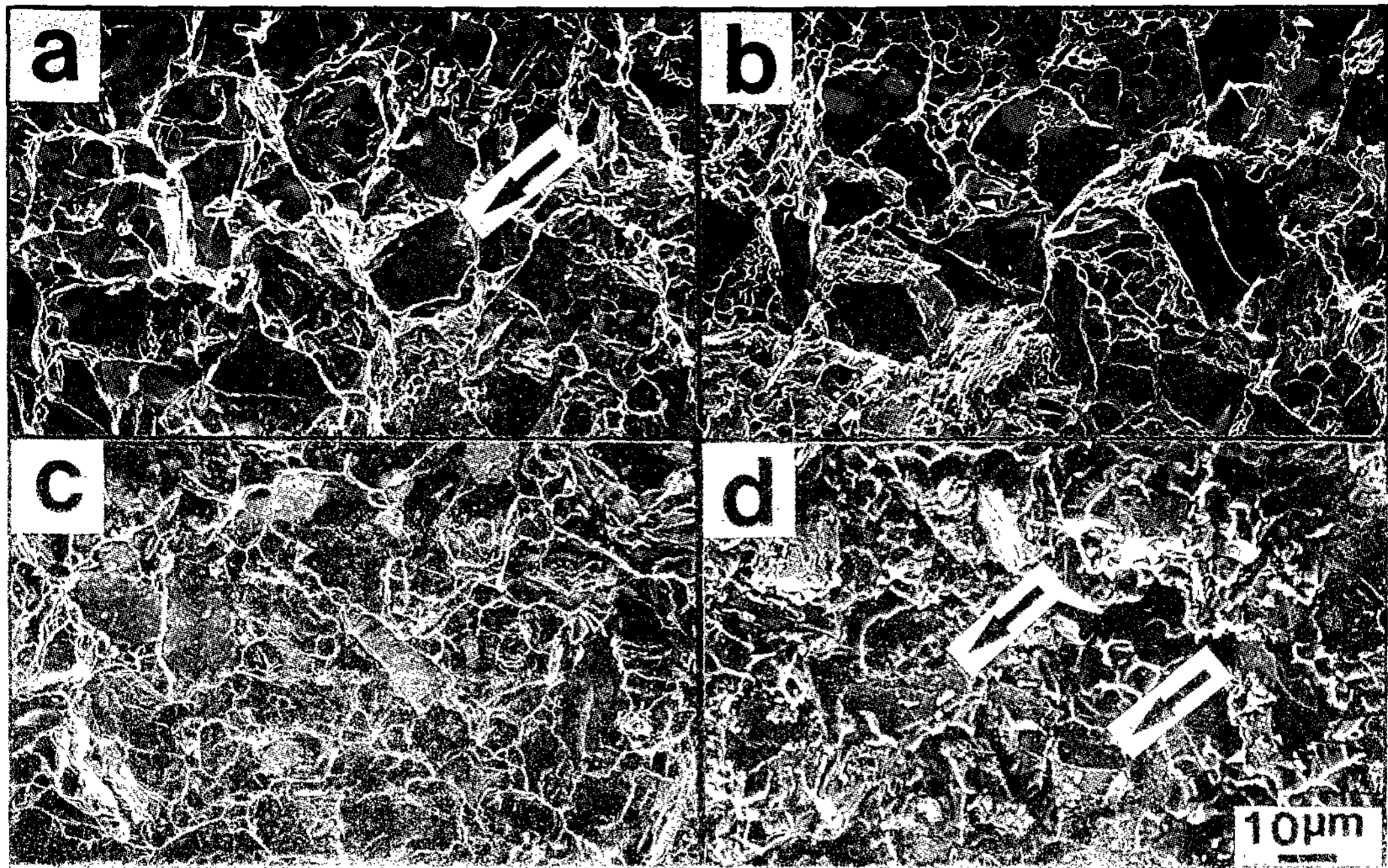


Photo 5. SEM micrographs of fracture surfaces of the composite reinforced with 30 vol% SiCp tested at various temperature :
 (a) room temperature, (b) 473 K, (c) : 573 K, and (d) : 673 K.

가 파단되어 있으며, 취성과괴 양상을 나타낸다 (사진에서 화살표는 SiC입자를 나타낸다). 이것은 SiC입자의 표면요철 및 전보⁵⁾에서 언급한 바와 같이 입자표면에 존재하는 공정 Si에 응력이 집중되어 입자가 파단되었다고 생각되나 입자도 직접 인장하중을 분담한다는 것을 의미하므로, 조대한 입자는 기지금속의 분산강화에 의한 전위의 이동방해 뿐만 아니라 입자자신도 직접 복합재료의 강도에 영향을 미쳐서, 573K까지의 복합재료의 파단은 주로 입자파단에 의하여 지배됨을 알 수 있다. 그러나 673K에서는 계면에서 입자와 기지금속의 debonding에 의한 입자의 pull-out 현상이 관찰되었으며, 파단된 입자도 일부 관찰되었다. 따라서 이온도에서의 복합재료파단은 입자와 기지금속간의 계면분리¹³⁾에 의하여 주로 지배됨을 알 수 있다.

Photo 6은 30 vol% Sic입자를 첨가한 복합재료를 673K에서 인장시험한 파단면중, Photo 5 (d)와는 다른 형상의 파단면을 나타낸 것이다. 파단면은 조대한 dimple을 나타내며, dimple의 크기는 입자의 크기과 거의 비슷하고, 각 dimple내

에는 미세한 입자가 관찰되어서, 이러한 dimple들은 SiC입자표면의 mirrow image¹³⁾가 연신된 것이라고 생각된다. 따라서 이 온도에서는 SiC입자의 완전한 debonding현상도 확인할 수 있었으며, 이러한 입자는 강화재로서 역할을 하지 못하고, 단지 void로서 작용을 하여 강도감소의 원인을 제공한다고 생각된다. 그리고 이 dimple은 기지금속(Photo 4(d)의 경우와는 달리, 많은 plastic flow를 나타내므로, SiC입자와 기지금속의 양호한 결합은 입자의 debonding때에도, 기지금속을 소성변형시킨다는 것을 알 수 있으며 앞에서 언급(Fig.3)한 복합재료의 응력-변형을 곡선의 결과(673K)를 뒷받침할 수 있다.

Photo 7은 SiC입자와 기지금속사이의 결합기구를 조사하기 위하여, Photo 5(d)의 파단면에서 합금원소의 분포상태를 조사한 것으로서, (a), (b) 및 (c)는 각각 Al, Si, Mg image를 나타낸 것이다. Si는 주로 SiC입자 주위에 편석되어 있고, Mg는 약간의 편석은 존재하지만, 비교적 균일하게 기지금속내에 분포 되어 있다. SiC입자 주위의 Si는 합금원소로 첨가된 Si에 의하여 SiC

입자와 Al용탕과의 반응이 억제되어¹⁵⁾ 주로 공정 Si로 추측되며^{2,16)}, 이 Si가 입자와 기지금속사이에 존재하여 SiC입자와 기지금속간의 계면결합에 중요한 매개역할¹⁶⁾을 수행하였다고 생각된다. 그리고 본 연구에서 분석한 범위에서는 Mg가 입자와 기지금속간의 결합을 증가시켰다는 확실한 결

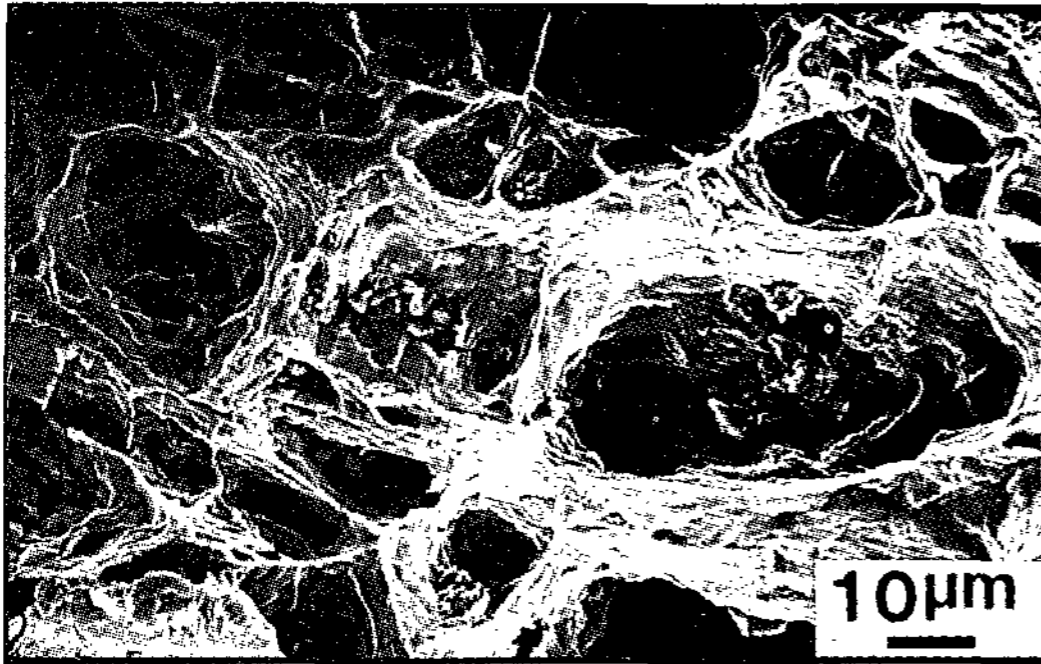


Photo 6. SEM micrographs of fracture surfaces of the composite reinforced with 30 vol% SiCp tested at 673 K.

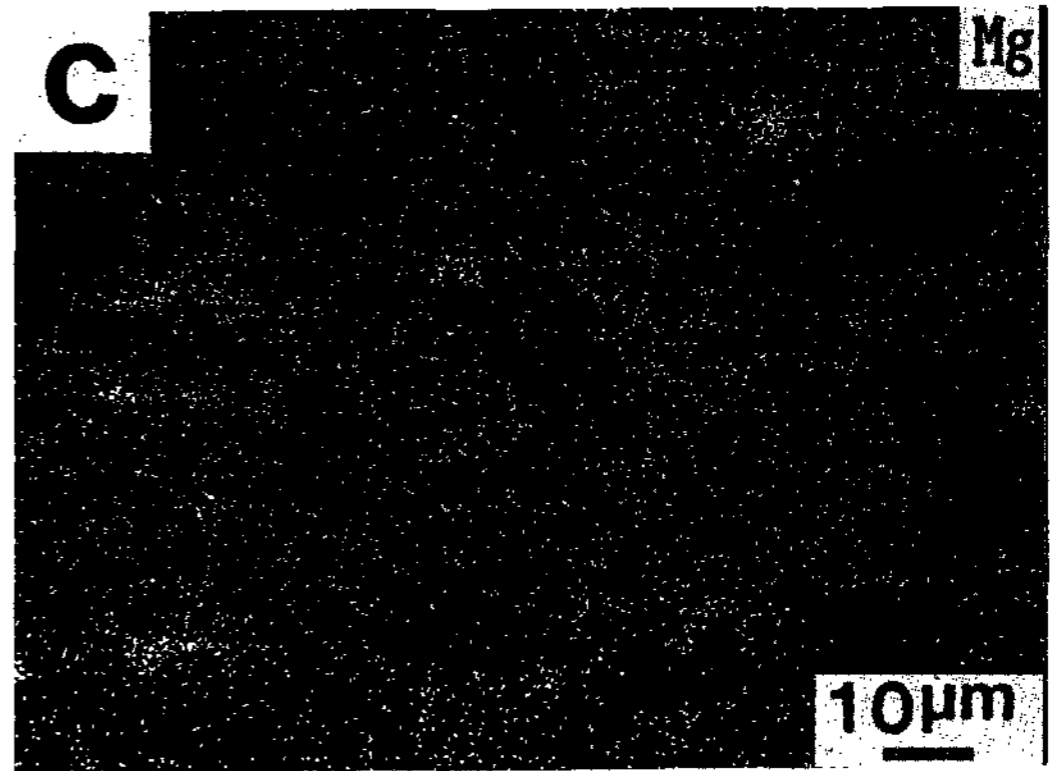
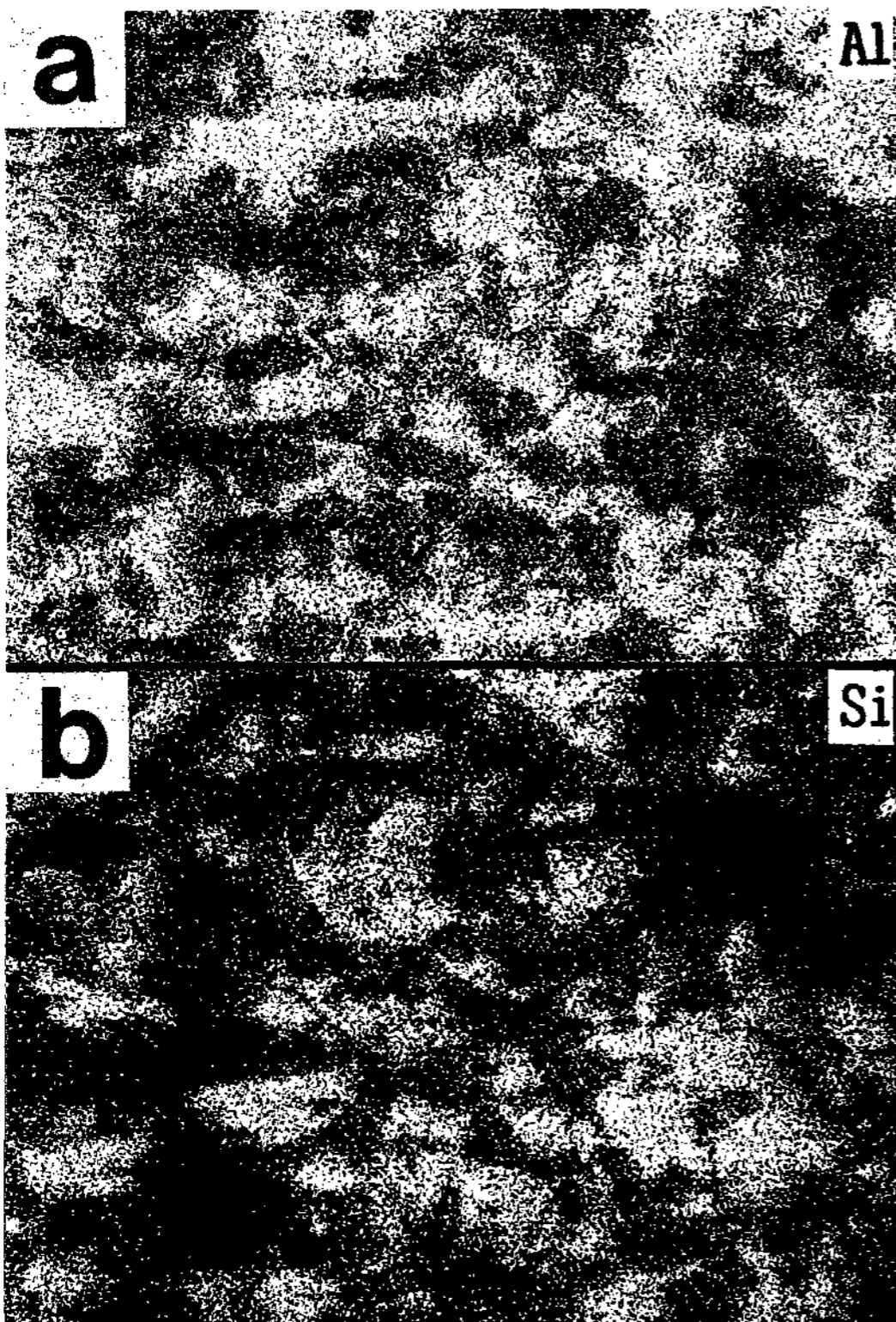


Photo 7. X-ray images of fracture surfaces of the composite reinforced with 30 vol% SiCp tested at 673 K : (a) Al image, (b) Si image, (c) Mg image

과는 확인되지 않았다. Al중 공정 Si의 강도 및 경도는 명확하지는 않지만, 각각 0.5GPa¹⁷⁾, 1450(Hv)¹⁸⁾정도이고, SiC의 강도 및 경도는 각각 3 GPa, 2500(Hv) 정도이므로, 공정 Si가 SiC입자보다 취약하여 입자 주위에 분포한 공정 Si는 입자의 파단시점으로 작용할 수 있다. 따라서 입자강화 복합재료의 강도개선을 위해서는 열처리에 의한 공정 Si의 구상화처리¹⁹⁾가 필요하며, Photo 6의 dimple내에 존재하는 정출물들은 구상화된 공정 Si라고 추측되어서, T₆처리가 공정 Si의 구상화에 효과적인 역할을 하였다고 생각된다.

4. 결 론

본 연구에서는 rheo-compcasting으로 Al-Si-Mg/SiC입자강화 복합재료를 제조하고 열간압출하여 조직 및 기계적 성질을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. Rheo-compcasting으로 SiC입자강화 복합 재료를 제조할 때 급냉응고의 경우가 서냉응고에 비하여 입자가 양호하게 분산된 복합 재료를 제조할 수 있었으며, 제조된 복합재료에는 약간의 기공 및 입자 cluster가 관찰되었다.
2. 열간압출에 의하여 입자 cluster 및 기공을

감소시켜 건전한 복합재료를 제조할 수 있었다.

3. 20 vol%까지 SiC입자가 첨가된 복합재료에서는 particle free zone이 관찰되었으며, 입자 첨가량이 증가함에 따라 particle free zone의 폭은 감소하였다. 그리고 30 vol% SiC입자 첨가의 경우에는 particle free zone은 거의 관찰되지 않았으며, 압출방향으로도 거의 연신되지 않았다.
4. SiC입자 첨가량이 증가함에 따라 경도가 향상되었고 상온강도는 거의 변화가 없었으나, 온도가 증가함에 따라 강도증가의 경향은 현저하였으며 특히 항복강도가 크게 개선되었다.
5. SiC입자 첨가량이 증가함에 따라 연신율은 감소하였으며, 673K의 경우에는 입자의 첨가량에 관계없이 급격히 향상되었다.

참 고 문 헌

1. 三浦維四 : “金屬複合材料”, 共立出版(株), 東京(1969) 4
2. C. Millière, M. Suéry : materials Science and Technology, 4(1988) 41
3. R.M.K. Yong, T.W. Clyne : J. of Mater. Sci., 21(1986) 1057
4. 이 학주, 홍 준표 : 주조, 11,2(1991) 126
5. 이 학주, 곽 현만, 홍 준표 : 주조, 11,2(1991) 126
6. 이 학주, 홍 준표 : 주조, 11,4(1991) 293
7. 鈴木 明 : “新素材・新材料のすべで, 日刊工業(株), 東京(1987) 134
8. 中村元志, 三輪廉治, 新家光雄 : 鑄物, 61(1989) 423
9. W.R. Loué, W.H. Kool : “Cast reinforced metal composites”, International Symposium(1988) 327
10. D. Preston, N.J. Grant : Trans. AIME, 221(1961) 164
11. M. Gensamer : Trans. ASM, 36(1946) 30
12. 김기배, 김경민, 조순형, 윤의박 : 주조, 11, 6(1991) 475
13. C.C. Jones, F.E. Wawner : “Cast reinforced metal composites”, International Symposium(1988) 47
14. G.E. Dieter : “Mechanical Metallurgy”, New York, McGraw-Hill, (1976) 271
15. V. Lourent, D. Chatain, N. Eustathopoulos : “Cast reinforced metal composites”, International Symposium(1988) 27
16. A. Banerji, M.K. Surappa and P.K. Rohatigi : Matall. Trans. 14B(1983) 273
17. 三浦維四, 浜中人士 : 日本金屬學會誌, 32(1968) 898
18. 山田 始, 田中他喜男, 大塚 英夫 : 輕金屬, 371, 1(1987) 83
19. F.A. Girot, L. Albingre : J. of Metals 11(1987) 18