

# SiC<sub>p</sub> 크기를 달리한 SiC<sub>p</sub>/Al2024 복합재료의 열간 변형특성에 관한 연구

고병철\* · 홍홍기\* · 유연철\*

(1998년 1월 8일 접수)

## A Study on Hot Deformation Behavior of SiC<sub>p</sub>/Al2024 Composites Reinforced with Different Sizes of SiC<sub>p</sub>

Byung-Chul Ko, Heung-Ki Hong and Yeon-Chul Yoo

### Abstract

Hot restoration mechanism, flow stress and strain of the Al2024 composites reinforced with 1, 8, 15, 36, and 44  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> (10 vol. %) were studied by hot torsion tests. The hot restoration mechanism of all the composites was found to be dynamic recrystallization(DRX) at 320°C, while that of the composites reinforced with 1 and 8  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> was found to be dynamic recovery(DRV) at 480°C. It was found that the Al2024 composite with 15  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> showed the highest flow stress( $\sim 223$  MPa) at 320°C under a strain rate of 1.0/sec. Also, the highest flow strain of the composites was obtained at 430°C. The composites reinforced with 1 and 8  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> showed lower flow stress and higher flow strain at 480 °C than those of the composites reinforced with 15, 36, and 44  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub>. These result were discussed in relation to the transition of the hot restoration mechanism, DRX $\leftrightarrow$ DRV. The dependence of flow stress on strain rate and temperature was attempted to fit with the hyperbolic sine equation ( $\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha \cdot \sigma_p)]^n \exp(-Q/RT)$ ) and Zener-Hollomon parameter( $Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT)$ ).

**Key Words** : SiC<sub>p</sub> (SiC particle), Flow Stress, Flow Strain, Hot Restoration Mechanism, Dynamic Recovery(DRV), Dynamic Recrystallization(DRX), Hyperbolic Sine Equation, Zener-Hollomon Parameter(Z)

### 1. 서 론

알루미늄합금을 기지재료로 한 금속기 복합재료(metal matrix composites, MMCs)는 현재 자동차 및 항공기 구조재료로 일부 적용되고 있으며 실린더 및 피스톤링재

로 실용화하려는 노력이 계속되고 있다.<sup>(1, 2)</sup> 금속기 복합 재료를 제조할 경우에 있어서 분말법(powder metallurgy, PM)은 주조법(ingot metallurgy, IM)보다 강화상의 부피분율 조절이 용이하며, 기지재료내에 강화상의 균 일한 분산상태를 얻을 수 있으므로 최근 주조방법에 의해

\* 인하대학교 금속공학과

주로 생산되던 복합재료제조를 분말야금법으로 제조하여 대체하려는 연구가 진행되고 있다.<sup>(3,4)</sup>

분말야금법으로 복합재료의 제조시 원하는 형상으로 제품을 얻기 위해서는 압연, 단조, 압출 등의 2차 후속소성 가공 공정(secondary forming processing)이 반드시 필요하며, 특히 첨가하는 강화상의 부피분율이 많아질수록 강화상 분산문제에 따른 연신율문제가 복합재료의 기계적 성질에 큰 영향을 주게 된다.<sup>(5,6)</sup> 또한, 소성변형동안 기지 재료와 강화상 간의 계면특성에 따라 강화상 주위의 응력 집중 정도가 달라질 수 있으므로 온도(T)와 변형속도( $\dot{\epsilon}$ )의 적절한 선택이 있어야만 복합재료의 고온소성가공성을 향상시킬 수 있게 된다. 고온소성가공시 복합재료의 유동응력 및 파괴변형률은 강화상은 물론 기지재료에 의해 영향을 받는데, 지금까지 연구결과에 의하면 복합재료의 경우에 있어서도 일반 금속재료와 마찬가지로 동적재결정을 이용함으로써 미세조직 제어가 가능하고 기계적 특성을 향상시킬 수 있다.<sup>(7,8,9)</sup> Humphreys 등은 복합재료의 열간압연시 롤 패스(roll pass) 사이의 조직관찰로부터 첨가된 SiC<sub>p</sub> 크기와 부피분율에 따라 정적재결정이 발생되거나 발생되지 않음을 보였으며, 이때 SiC<sub>p</sub> 입자주위에서 우선적으로 정적재결정 핵생성이 시작됨을 확인하였고, 이를 입자조장핵생성(particle stimulated nucleation, PSN)이라 하였다.<sup>(10)</sup> 그리고, 앞선 15 vol. % SiC<sub>p</sub>/Al2024 복합재료의 고온변형특성의 연구<sup>(6)</sup>에서는 SiC<sub>p</sub> 크기에 따라 복합재료의 유동응력 및 연신율특성이 차이남을 보였으며, 이를 강화상 분산문제와 변형속도 민감도(strain rate sensitivity)와 관련하여 해석하였다. 이처럼 복합재료에 있어서 첨가되는 강화상의 부피분율과 크기에 따라 변형특성이나 재결정기구가 달라질 수 있음을 알 수 있다.

따라서, 본 연구에서는 SiC<sub>p</sub> 크기를 달리하여 분말야금법으로 10 vol. % SiC<sub>p</sub>/Al2024 복합재료를 제조하였을 경우에, SiC<sub>p</sub> 크기 및 변형조건에 따라 동적재결정(dynamic recrystallization, DRX) 또는 동적회복(dynamic recovery, DRV) 등의 고온연화기구가 어떻게 달라지는지를 밝힘은 물론 연신율향상에 필요한 적절한 변형조건을 제시하고자 하였다. 그리고, 복합재료의 유동응력( $\sigma$ ) 및 파괴변형률( $\epsilon_f$ )이 가공변수인 변형속도( $\dot{\epsilon}$ )와 변형온도(T)에 어떻게 달라지는지를 구명하여 최대 파괴변형률을 나타내는 조건을 설정하고 SiC<sub>p</sub>/Al2024 복합재료의 소성가공성을 향상시킬 수 있는 변형조건을 제시하고자 하였다.

## 2. 실험방법

### • SiC<sub>p</sub>/Al2024 복합재료의 제조

Al2024 기지금속분말(~44  $\mu\text{m}$ )에 SiC<sub>p</sub>(1, 8, 15, 36, 44  $\mu\text{m}$ )를 첨가하여 볼밀로 72시간 혼합한 후 이를 Al6061 캔에 장입하여 열간성형과 압출을 하여 10 vol. % SiC<sub>p</sub>/Al2024 복합재료를 제조하였다. 분말표면의 수분이나 반응생성물인 수소를 제거하고 성형밀도를 높이기 위해 450 $^{\circ}\text{C}$ 에서 1시간 동안 탈가스처리를 한 후 520 $^{\circ}\text{C}$ 에서 120 MPa 압력으로 가압성형하였다. 가압성형한 빌렛은 수평식 압출기로 430 $^{\circ}\text{C}$ 에서, 100 N/cm<sup>2</sup> 압력, 10 cm/min 압출속도로 직접압출하였으며 압출 후의 미세조직을 Fig. 1에 나타내었다.

### • 고온비틀림시험

복합재료의 압출봉을 지름 7 mm, 측정부위 10 mm의 고체형 비틀림시편으로 기계가공하였으며, 각 시편을 495

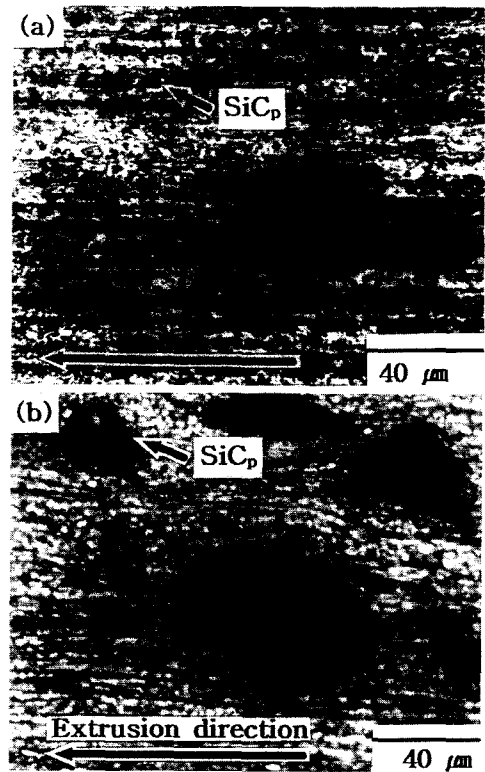


Fig. 1 Optical microstructures of the as-extruded SiC<sub>p</sub>/Al2024 composites reinforced with (a) 1 and (b) 44  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> along the extrusion direction

℃에서 3시간동안 용체화처리한 후 320~500℃, 0.2~3.0/sec의 변형조건에서 재료가 파괴될 때까지 비틀림시험하였다. 시험과열은 신속한 승온이 가능한 반사로를 이용하였으며 시험내부까지 균일한 온도 분포를 위하여 변형전 10분간 유지하였다.

• 미세조직관찰

미세조직은 광학현미경(OM), 투과전자현미경(TEM)으로 관찰하였으며, 광학현미경 조직관찰을 위한 시편은 Graff/Sargent 시약(15.5 mL HNO<sub>3</sub>(conc), 0.5 mL HF(48%), 3.0 g CrO<sub>3</sub>, 84.0 mL H<sub>2</sub>O)으로 ~15초간 에칭한 다음 Keller 시약(2 mL HF(48%), 3 mL HCl(conc.) 5 mL HNO<sub>3</sub>(conc.) 190 mL H<sub>2</sub>O)으로 ~5 초간 더 부식하였다. 투과전자현미경을 위한 시편은 이온밀링(ion milling)시 온도상승에 의해 SiC<sub>p</sub> 계면에서 전위구조가 달라지는 것을 방지하기 위해 시편을 미세절단기로 1 mm 이하 두께로 압출방향과 수직으로 절단한 후, ~70 μm 두께까지 기계적 연마하였으며, 이를 HNO<sub>3</sub> : methanol=1:3의 비율로 혼합한 용액내에서 -20℃, 40 V의 조건으로 전해연마(jet thinning)하였다.

3. 실험결과 및 고찰

• 고온연화특성

강화상 크기를 달리한 SiC<sub>p</sub>/Al2024 복합재료를 320, 480℃에서 1.0/sec로 고온변형하고 난 후의 유동응력곡선을 각각 Fig. 2(a), (b)에 나타내었다. 320℃, 1.0/sec로 변형한 경우(Fig. 2(a)), 8 μm 이상의 SiC<sub>p</sub>를 첨가한 복합재료는 가공경화단계를 지나 피크응력(peak stress, σ<sub>p</sub>)을 보인 후 동적재결정 발생에 의해 응력이 감소하여 정상상태 응력(steady state stress, σ<sub>s</sub>)에 이르는 전형적인 동적재결정 형태의 유동응력곡선을 나타냈으며, 1 μm SiC<sub>p</sub>를 첨가한 복합재료에서는 다른 복합재료의 유동응력 곡선과는 달리 동적재결정 발생에 따른 뚜렷한 피크응력은 나타나지 않았으며 동적회복 형태의 유동응력곡선을 나타내었다. 그러나, 동적재결정의 확인은 유동응력 곡선형태와 함께 변형조직이 동시에 규명되어야 하는데, 1 μm SiC<sub>p</sub>를 첨가한 복합재료를 고온변형하여 TEM으로 변형조직을 관찰한 결과(Fig. 3(a)), 등축정의 결정립과 결정립 내부에 전위구조를 갖는 동적재결정 조직을 얻을 수 있었다. 따라서, 320℃, 1.0/sec로 고온변형할 경우, 1 μm SiC<sub>p</sub>를 첨가한 복합재료는 유동곡선상 동적회복 형태

를 나타낼지라도 미세조직 특성상 동적재결정이었으며, 다른 모든 복합재료는 유동곡선형태나 연화조직 모두 동적재결정의 특성을 나타내었다.

Fig. 2(b)는 480℃, 1.0/sec에서 변형한 후의 유동응력곡선을 나타내는 것으로써, 15 μm 이상의 SiC<sub>p</sub>를 첨가한 복합재료는 뚜렷한 동적재결정의 유동응력곡선을 보이는 반면 1, 8 μm SiC<sub>p</sub>를 첨가한 복합재료는 동적회복의 유동곡선을 나타내었다. 이와함께, 변형조직을 광학현미경으로 관찰한 결과 8 μm SiC<sub>p</sub>를 첨가한 복합재료(Fig. 4(a))는 변형방향으로 길게 연신된 결정립을 관찰할 수 있었으며, 15 μm SiC<sub>p</sub>를 첨가한 복합재료(Fig. 4(b))는

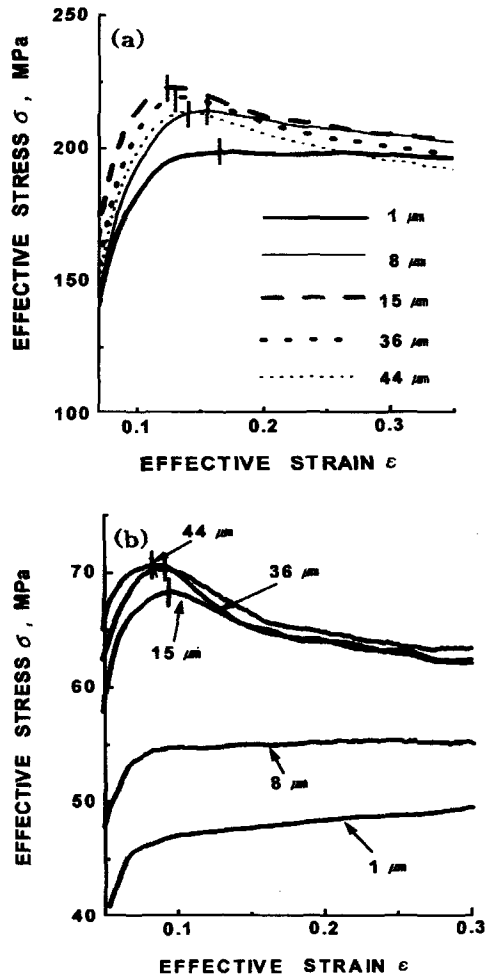
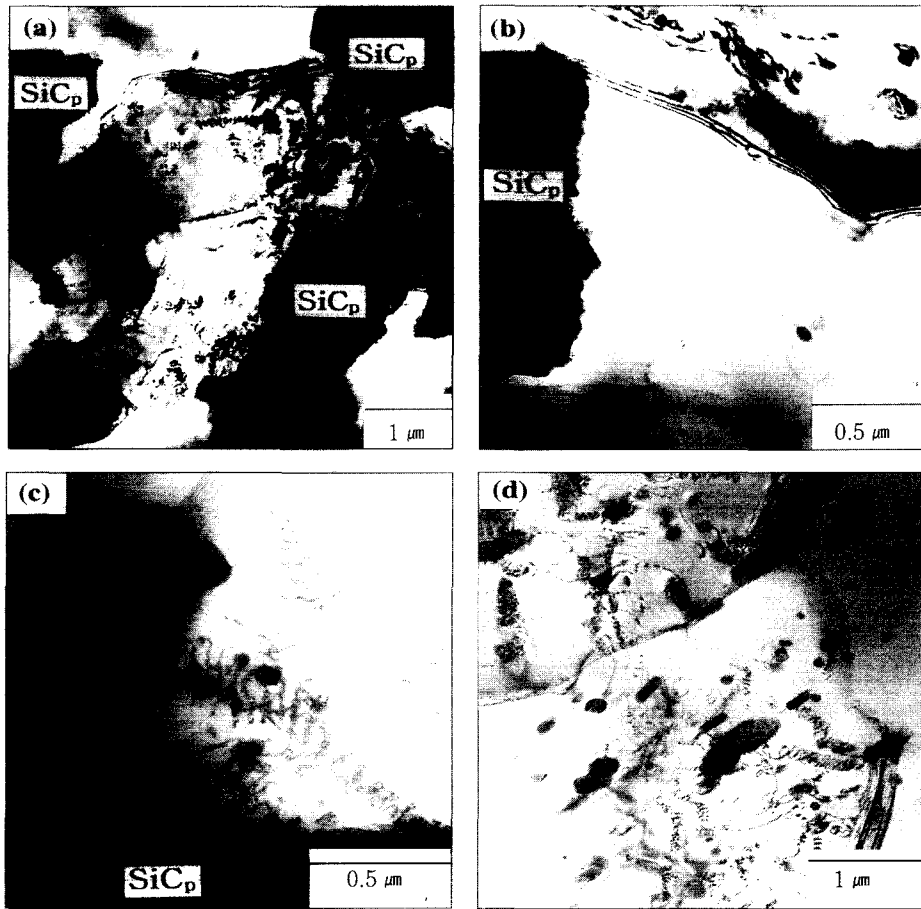


Fig. 2 Flow stress-strain curves of the SiC<sub>p</sub>/Al2024 composites deformed at (a) 320 and (b) 480℃ under a strain rate of 1.0/sec



**Fig. 3** TEM microstructures of the SiC<sub>p</sub>/Al2024 composite reinforced with 1 μm SiC<sub>p</sub> deformed at (a) 320 and (b) 480°C under a strain rate of 1.0/sec. TEM microstructures of the SiC<sub>p</sub>/Al2024 composites reinforced with (c) 15 and (d) 44 μm SiC<sub>p</sub> deformed at 480°C under a strain rate of 1.0/sec

연신된 결정립 대신 등축장의 결정립을 관찰할 수 있었다. 특히, TEM으로 미세조직을 관찰해본 결과, 8 μm SiC<sub>p</sub>를 첨가한 복합재료는 길게 연신된 결정립 내부에 아결정립(subgrain)을 갖는(Fig. 5) 동적회복 조직을 얻을 수 있었다. 그리고, 15 μm 이상의 SiC<sub>p</sub>를 첨가한 복합재료는 변형된 입계와 결정립내에 낮은 전위밀도를 갖는 반면(Fig. 3(c), (d)), 1 μm SiC<sub>p</sub>를 첨가한 복합재료는 결정립 내부에서 전위를 거의 관찰할 수 없었다. (Fig. 3(b)) 따라서, SiC<sub>p</sub>/Al2024 복합재료를 480°C, 1.0/sec에서 고온변형할 경우 15 μm 이상의 SiC<sub>p</sub>를 첨가한 복합재료는 동적재결정의 연화특성을 보이는 반면, 1, 8 μm SiC<sub>p</sub>를 첨가한 복합재료는 동적회복의 연화특성을 보임을 알 수

있었다.

이상에서와 같이, 480°C에서는 1, 8 μm SiC<sub>p</sub> 복합재료의 고온연화 특성이 동적재결정에서 동적회복으로 바뀔 수 있었는데, 이는 동일 부피분율(10 vol.%) 첨가시 SiC<sub>p</sub> 크기가 작을수록 더 많은 계면이 존재하게 되어 고온에서는 SiC<sub>p</sub> 주위에서 전위상승이 용이해지고 가공경화율도 낮아지기 때문이다.<sup>(11)</sup> 따라서, SiC<sub>p</sub>와 기지금속간의 계면에서 전위소멸이 우선적으로 일어나 동적재결정 발생에 필요한 입계전위밀도에 이르지 못하게 되며, SiC<sub>p</sub>가 작을수록 고온변형시에는 기지의 소성유동에 대한 저항성이 약해지게 되므로<sup>(11)</sup> 축적된 가공경화량이 작아지게 된다. 이와같은 것은 Fig. 1(b)의 압출변형조직으로도 알

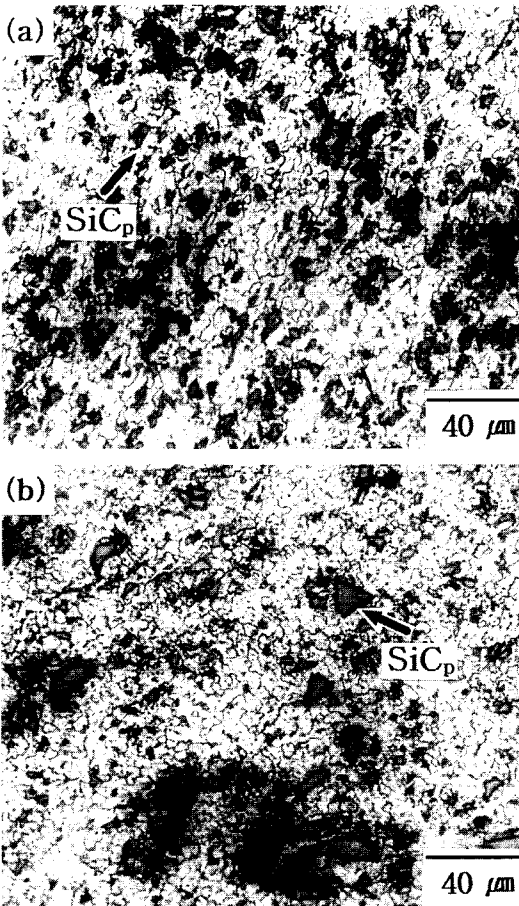


Fig. 4 Optical microstructures of the SiC<sub>p</sub>/Al2024 composites reinforced with (a) 8 and (b) 15 μm SiC<sub>p</sub> deformed at 480 °C under a strain rate of 1.0/sec

수 있는데, 강화상 크기가 큰 44 μm SiC<sub>p</sub> 주위에서 기지의 소성유동이 큼을 알 수 있고, 강화상 크기가 작은 1 μm SiC<sub>p</sub>(Fig. 1(a))는 상대적으로 기지재료의 소성유동이 작음을 알 수 있다. 그러나, Al2024 기지재료에 SiC<sub>p</sub>가 첨가되면 기지금속 단일상보다는 많은 가공경화량이 축적

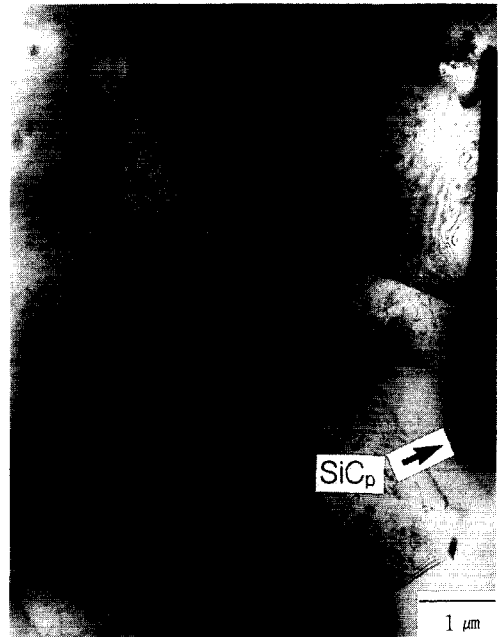


Fig. 5 TEM microstructures of the SiC<sub>p</sub>/Al2024 composite reinforced with 8 μm SiC<sub>p</sub> deformed at 480 °C under a strain rate of 1.0/sec

될 것이며 이는 고온변형시 단일 기지금속보다도 동적재결정 시작에 필요한 임계변형률을 작게한다.<sup>(12)</sup>

Fig. 6(a)에서와 같이 SiC<sub>p</sub>/Al2024 복합재료의 동적재결정을 일으키기 위해 필요한 임계변형률 ( $\epsilon_c$ ) 및 피크변형률 ( $\epsilon_p$ )은 가공경화율 ( $\theta = d\sigma/de$ )과 유동응력 ( $\sigma$ )과의 관계에서, 가공경화율이 직선적으로 감소하다 곡선으로 변하여 떨어지는 지점에서 임계응력 ( $\sigma_c$ )을 얻고난 후 가공경화율이 영(zero)이 되는 지점에서 피크응력 ( $\sigma_p$ )을 얻었으며 이에 해당하는 변형률을 결정함으로써 얻을 수 있다. 이와같은 방법으로 모든 복합재료를 320°C, 1.0/sec로 변형할 경우 동적재결정에 필요한 임계변형률 및 최대변형률을 결정하여 표 1에 나타내었으며

Table 1 Relationship between the critical strain ( $\epsilon_c$ ) and peak strain ( $\epsilon_p$ ) of the SiC<sub>p</sub>/Al2024 composites deformed at 320 °C under a strain rate of 1.0/sec

	critical strain( $\epsilon_c$ )	peak strain( $\epsilon_p$ )	$\epsilon_c/\epsilon_p$
1 μm	0.091	0.165	0.551
8 μm	0.115	0.155	0.742
15 μm	0.086	0.104	0.827
36 μm	0.108	0.129	0.837
44 μm	0.123	0.142	0.866

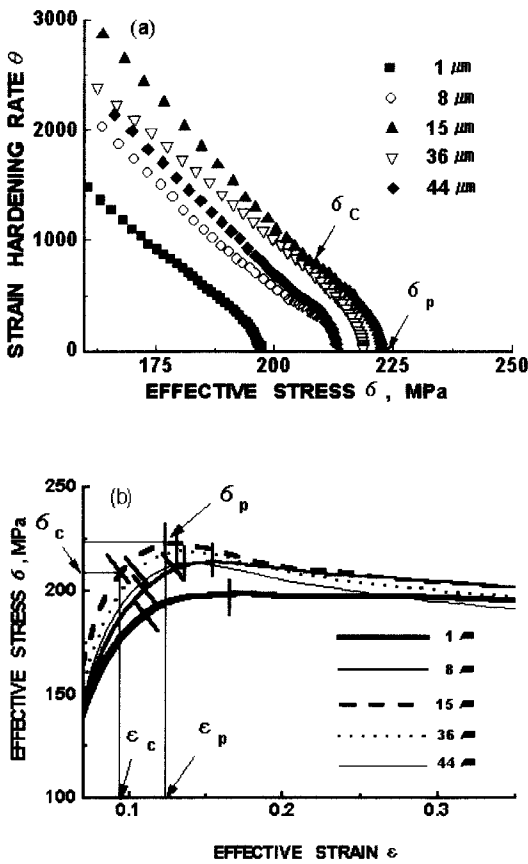


Fig. 6 Determination of critical strain ( $\epsilon_c$ ) and peak strain ( $\epsilon_p$ ) of the SiC<sub>p</sub>/Al2024 composites using the relationship between the work hardening rate and flow stress

이를 Fig. 6(b)의 유동곡선상에 다시 표시하였다. 이와같이, 유동응력곡선에서 각각 임계응력과 피크응력에 해당하는 변형률에서 임계변형률과 피크변형률을 결정하여<sup>(13)</sup>  $\epsilon_c/\epsilon_p$  값을 비교해 본 결과 SiC<sub>p</sub>가 클수록  $\epsilon_c/\epsilon_p$  값도 큼을 알 수 있었다. 그리고, 1, 8, 36  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> 복합재료의 경우  $\epsilon_c/\epsilon_p$  값은 각각  $\sim 0.55$ ,  $\sim 0.74$ ,  $\sim 0.83$ 으로써, 급냉응고된 분말로 제조된 Al-Fe합금재료의  $\epsilon_c/\epsilon_p$  값 (0.6~0.8)과 비교해볼 때<sup>(14)</sup> 이에 근접하는 결과치이며, 특히 1  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> 복합재료의  $\epsilon_c/\epsilon_p$  값은 다른 복합재료의 경우보다 작은값으로써 이는 임계변형률에서 피크변형률 사이의 간격이 넓다는 것을 나타내는 것으로서 동적재결정은 먼저 시작되지만 그 진행과정은 느리게 이루어짐을 의미한다. 이와같은 것은, SiC<sub>p</sub> 모양이 불규칙하기 때

문에 변형 중 SiC<sub>p</sub>의 모서리 부분에서는 전위가 발생되는 반면, 평탄한 면에서는 전위의 소멸 장소가 되는데,<sup>(15)</sup> 동일부피분율(10 vol. %)을 첨가했을 때 SiC<sub>p</sub> 크기가 작을수록 그 만큼 더 많은 계면이 존재하게 되므로 SiC<sub>p</sub>와 기지금속 계면에서 전위의 소멸에 의해  $\epsilon_p$ 가 큰 값을 나타냈으리라 판단된다. 그리고, 15  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> 복합재료를 320  $^{\circ}\text{C}$ , 1.0/sec로 고온변형할 경우 동적재결정에 필요한 임계변형률은 0.086(Fig. 6(c))로써 다른 복합재료의 임계변형률보다 작음을 알 수 있었는데, 이는 초기변형에서 가공경화율이  $\sim 3740$  MPa로 가장 높아 동적재결정을 촉진하였기 때문이었다.

#### • 유동응력과 파괴변형률

복합재료의 고온변형시 동적재결정의 연화기구가 나타나려면 가공경화율이 축적되어 동적재결정에 필요한 임계전위밀도에 도달해야 하며, 이러한 전위생성능은 변형속도·변형온도에 따라 차이나게 된다. 본 연구에서는 우선 변형속도를 1.0/sec로 하고 변형온도를 달리했을 때 SiC<sub>p</sub> 크기에 따라 복합재료의 고온연화기구가 어떻게 나타나는지를 가공경화율과 관련하여 알아보았다. 복합재료에 있어서 이러한 가공경화에 기여하는 인자는 먼저 SiC<sub>p</sub> 입자간 거리( $\lambda_m$ )이다.

SiC<sub>p</sub> 입자간 거리  $\lambda_m = a(1/f_v^{1/3} - 1)$ 의 관계가 있으며,<sup>(16)</sup> 여기서, a는 SiC<sub>p</sub> 크기,  $f_v$ 는 SiC<sub>p</sub> 부피분율이다. 이 식에서 SiC<sub>p</sub> 크기가 작을수록, 부피분율이 많을수록 강화상간 거리가 작아짐을 알 수 있다. SiC<sub>p</sub> 입자간 거리차이는 고온변형시 가공경화율 뿐만 아니라 상온 기계적 특성에도 영향을 주는데, Fig. 7(a)의 복합재료의 상온인장 시험결과에서처럼 SiC<sub>p</sub>간 거리가 작을수록 즉, SiC<sub>p</sub> 크기가 작을수록 최대인장응력(U.T.S.)가 증가하였으며, 1  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> 복합재료가  $\sim 557$  MPa로 최대값을 나타내었다.

그리고, SiC<sub>p</sub>/Al2024 복합재료를 320, 480  $^{\circ}\text{C}$ 에서 1.0/sec로 고온변형(Fig. 7(b), (c))했을때 유동응력값을 비교해보면 상온인장 결과와는 달리 320  $^{\circ}\text{C}$ 에서는 15  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> 복합재료( $\sim 223$  MPa)가, 480  $^{\circ}\text{C}$ 에서는 44  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> 복합재료( $\sim 71$  MPa)가 가장 높은값을 나타냈으며 특히, 480  $^{\circ}\text{C}$ 에서는 320  $^{\circ}\text{C}$ 의 경우와는 달리 SiC<sub>p</sub> 크기가 클수록 유동응력이 증가하였다. 따라서, SiC<sub>p</sub> 크기를 달리한 SiC<sub>p</sub>/Al2024 복합재료의 유동응력은 변형온도 및 SiC<sub>p</sub> 크기에 따라 달라질 수 있다는 것을 알 수 있다. 즉, 저온에서는 SiC<sub>p</sub>의 동일부피첨가시 SiC<sub>p</sub> 크기가 작을수록 급냉에 따른 전위도입<sup>(17, 18)</sup>이 많고, SiC<sub>p</sub>간 거리가 작아 기

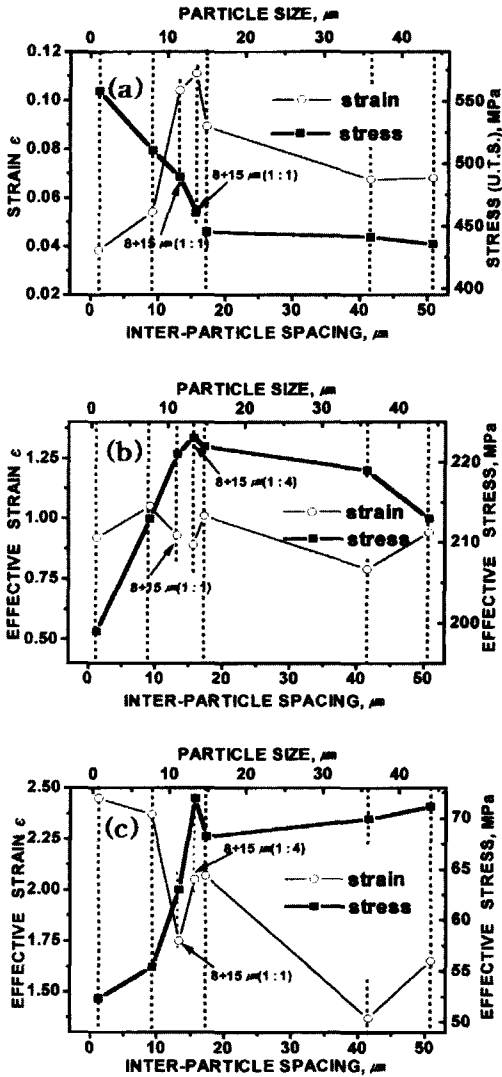


Fig. 7 Variation of stress and strain of the SiC<sub>p</sub>/Al<sub>2024</sub> composites as a function of particle size and interparticle spacing deformed at (a) room temperature (tension, 1mm/m:n), (b) 320, and (c) 480°C (torsion, 1.0/sec)

지금속의 슬립(slip)을 방해<sup>(16)</sup>하여 응력이 상승하게 된다. 그러나, 고온에서는 전위의 이동은 쉬워져 작은 SiC<sub>p</sub> 주위에서는 전위가 상승(climb) 할 수 있게 되고, SiC<sub>p</sub> 크기가 클수록 강화상 주위의 기지영역에서는 격자회전(lattice rotation)과 찌그러짐(lattice distortion)<sup>(10, 19)</sup> 효과가 저온에서보다 상대적으로 중요하게 되며, SiC<sub>p</sub> 크기 도 어느 임계크기 이상이 되어야만 전위이동을 효과적으

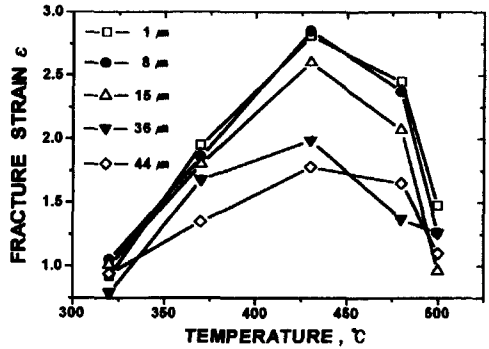


Fig. 8 Failure strain of the SiC<sub>p</sub>/Al<sub>2024</sub> composites deformed at various temperature under a strain rate of 1.0/sec

로 방해하여 가공경화를 일으켜 유동응력이 증가하게 된다. 즉, 44 μm SiC<sub>p</sub> 입자하에 의한 가공경화량은 동일 부피분율하에서 많은 수의 1 μm SiC<sub>p</sub>에 의한 가공경화량과는 다르다는 것을 Fig. 1(a), (b)의 미세조직으로 예측할 수 있으므로 480°C에서 44 μm SiC<sub>p</sub>와 1 μm SiC<sub>p</sub> 복합재료의 유동응력차이가 크을 알 수 있다(Fig. 7(c)).

한편, SiC<sub>p</sub>/Al<sub>2024</sub> 복합재료의 파괴변형률은 유동응력과는 반대의 경향을 나타내었으며(Fig. 8), Fig. 8의 변형온도에 따른 파괴변형률의 결과를 보면 전체적으로 SiC<sub>p</sub>가 작은 복합재료의 파괴변형률이 SiC<sub>p</sub>가 큰 복합재료의 파괴변형률보다 크을 알 수 있었다. 변형온도에 따른 복합재료들간의 파괴변형률의 차이를 보면 320°C에서는 작고, 온도가 430°C로 증가할수록 그 차이가 크게 나타났으며, 430°C 이상의 온도에서는 다시 작아지는 결과를 얻을 수 있었다. Fig. 8에서 알 수 있듯이, 모든 복합재료의 최대파괴변형률은 430°C, 1.0/sec의 변형조건에서 나타났는데, 이는 430°C 보다 낮은 온도에서는 기지재료의 소성유동이 거의 없어 SiC<sub>p</sub> 주위에서 전위가 집적되어 SiC<sub>p</sub>의 파괴가 발생하거나 변형중 SiC<sub>p</sub>와 기지재료간의 적합성(compatibility)이 떨어져 SiC<sub>p</sub>가 빠져나가기 때문이며, 500°C 이상의 온도에서는 SiC<sub>p</sub>와 기지와의 계면에서 기지재료의 국부적 용융때문에 기지재료에서 SiC<sub>p</sub>로의 응력전달이 약해지게 되므로 파괴변형률이 낮음을 알 수 있었다. 이에 비해 430°C의 온도에서는 SiC<sub>p</sub>와 기지간의 적합성이 좋고 하중전달능도 우수할뿐만아니라 강화상 주위의 전위집적 정도도 기지의 소성유동에 의해 약해지게 되므로 이 온도에서 최대파괴변형률이 나타났으리라 판단된다.

**Table 2** Dependence of flow stress ( $\sigma$ ) of the SiC<sub>p</sub>/Al2024 composites on strain rate  $\dot{\epsilon}$  and temperature(T) expressed by hyperbolic sine equation

SiC <sub>p</sub> /Al2024 composites	$Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) = A[\sinh(\alpha \sigma_p)]^n$
1 $\mu\text{m}$ SiC <sub>p</sub>	$Z = \dot{\epsilon} \exp(261.1/RT) = 1.42 \times 10^{19} [\sinh(0.012 \cdot \sigma_p)]^{5.11}$
8 $\mu\text{m}$ SiC <sub>p</sub>	$Z = \dot{\epsilon} \exp(250.3/RT) = 7.88 \times 10^{16} [\sinh(0.022 \cdot \sigma_p)]^{3.27}$
15 $\mu\text{m}$ SiC <sub>p</sub>	$Z = \dot{\epsilon} \exp(202.9/RT) = 1.95 \times 10^{14} [\sinh(0.015 \cdot \sigma_p)]^{3.64}$
36 $\mu\text{m}$ SiC <sub>p</sub>	$Z = \dot{\epsilon} \exp(157.4/RT) = 4.48 \times 10^{11} [\sinh(0.099 \cdot \sigma_p)]^{3.84}$
44 $\mu\text{m}$ SiC <sub>p</sub>	$Z = \dot{\epsilon} \exp(176.6/RT) = 2.31 \times 10^{12} [\sinh(0.014 \cdot \sigma_p)]^{3.78}$

#### • 구성방정식의 정량화

1  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub>/Al2024 복합재료의 고온변형하여 얻은 유동 응력값을 이용하여 멱수법칙(power law,  $\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^n \exp(-Q/RT)$ )에 적용해 본 결과  $n$  값이 변형온도가 320  $^{\circ}\text{C}$ 에서 500 $^{\circ}\text{C}$ 로 높아질수록 14.45, 8.30, 6.01, 6.21, 4.98로 구해졌으며 고온으로 갈수록 기울기  $n$ '이 비슷한 값을 가지므로 고온에서는 멱수법칙이 잘 맞음을 알 수 있었다. 그리고 이를 지수함수식(exponential law,  $\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\beta \cdot \sigma) \exp(-Q/RT)$ )에 적용하여  $\beta$  값을 구하여 본 결과 320 $^{\circ}\text{C}$ 에서 500 $^{\circ}\text{C}$ 로 높아질수록 0.072, 0.067, 0.074, 0.13, 0.14로 저온에서는 지수함수식이 적합함을 알 수 있었다. 따라서 고온저응력하의  $n$ '값과 저온고응력하의  $\beta$  값을 취하여 하이퍼볼릭사인법칙(hyperbolic sine law,  $\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha \cdot \sigma_p)]^n \exp(-Q/RT)$ )의  $\alpha$  ( $\alpha = \beta/n'$ ,  $\text{MPa}^{-1}$ ) 값을 구하였으며,  $\text{Ln}(\dot{\epsilon})$ 와  $\text{Ln}(\sinh(\alpha \cdot \sigma_p))$ 의 관계로부터  $n$  값을 구하여 보면 변형 온도가 320 $^{\circ}\text{C}$ 에서 500 $^{\circ}\text{C}$ 로 증가함에 따라  $n$  값은 각각 4.67, 5.58, 4.55, 4.94, 5.76로 얻어져 대체적으로 비슷한 값을 보였다. 그러므로, 1  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub>/Al2024 복합재료를 열간가공을 할 때는 하이퍼볼릭사인식으로 온도·변형속도·유동응력과의 상관관계를 설명하는 것이 가장 적절하다고 하겠다. 그리고, 복합재료의 활성화에너지는  $\text{Ln}((\sinh(\alpha \cdot \sigma)))$ 와  $1/T$ 의 관계에서 일정변형속도별로 구하였으며 각각 259.5, 260.8, 261.5로써 그 평균값은  $\sim 260.6 \text{ kJ/mol}$ 이었다. 마찬가지로 8, 15, 36, 44  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub>/Al2024 복합재료의 경우에도 온도와 변형속도가 유동응력에 미치는 영향은 1  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub>/Al2024 복합재료와 마찬가지로 열적활성화로 설명할 수 있으며 이들을 정량적인 구성방정식에 적용시켜 얻은 결과를 표 2에 나타내었다. 복합재료의 활성화에너지 값은 실험적인 데이터를 하나의 식으로 표현이 가능한 온도로 보정된 변형속도식인 Zener-

Hollomon 파라미터,  $Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) = A[\sinh(\alpha \cdot \sigma_p)]^n$ 을 구하는데 사용되는데, SiC<sub>p</sub>/Al2024 복합재료의 파괴변형률을  $Z$  파라미터와 관련시켜보면 1  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> 복합재료는  $Z = 2.53 \times 10^{19}/\text{sec}$ , 8  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> 복합재료는  $Z = 3.99 \times 10^{18}/\text{sec}$ , 15  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> 복합재료는  $Z = 1.20 \times 10^{15}/\text{sec}$ , 36  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> 복합재료에서는  $Z = 5.0 \times 10^{11}/\text{sec}$ , 44  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> 복합재료에서는  $Z = 1.33 \times 10^{13}/\text{sec}$ 의 값에서 최대 파괴변형률을 얻을 수 있었으며, 이 이하의  $Z$  값에서는 기지의 국부적 용융에 의해 파괴변형률이 감소하거나, 이 이상의  $Z$  값에서는 기지의 소성유동이 충분하지 않아 강화상 주위에 전위집적에 의한 취성파괴로 파괴변형률이 감소하는 결과를 얻을 수 있었다.

#### 4. 결론

서로 다른 크기(1, 8, 15, 36, 44  $\mu\text{m}$ )의 SiC<sub>p</sub>를 첨가한 10 vol.% SiC<sub>p</sub>/Al2024 복합재료를 320~500  $^{\circ}\text{C}$ , 0.2~3.0/sec 범위에서 고온변형하여 열간변형 특성을 연구한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

(1) SiC<sub>p</sub>/Al2024 복합재료의 고온변형시 15  $\mu\text{m}$  이상의 SiC<sub>p</sub> 복합재료의 고온연화기구는 모든 변형조건에서 동적재결정이었으나, 1, 8  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> 복합재료는 480 $^{\circ}\text{C}$ 에서 고온연화기구가 동적재결정에서 동적회복으로 달라졌으며, 이는 SiC<sub>p</sub> 크기가 작을수록 더 많은 계면이 존재하게 되어 SiC<sub>p</sub> 주위에서 전위상승이 용이해지고 가공경화율이 낮아지기 때문이었다.

(2) 1, 8, 36  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> 복합재료의 동적재결정 시작에 필요한 임계변형률( $\epsilon_c$ )과 피크변형률( $\epsilon_p$ )의  $\epsilon_c/\epsilon_p$  값은 각각  $\sim 0.55$ ,  $\sim 0.74$ ,  $\sim 0.83$ 으로써 SiC<sub>p</sub>가 클수록  $\epsilon_c/\epsilon_p$  값도 증가하였으며, 320 $^{\circ}\text{C}$ , 1.0/sec에서 임계변형률값은 15  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> 복합재료가 0.086로 가장 작은 값



을 나타냈는데 이는 초기가공경화율이 ~3740 MPa로 가장 높았기 때문이었다.

(3) SiC<sub>p</sub>/Al2024 복합재료 모두 유동응력 ( $\sigma$ ) · 온도 ( $T$ ) · 변형속도 ( $\dot{\epsilon}$ ) 와의 상관관계는 하이퍼볼릭 사인 식으로 정량화 가능하였으며, 1  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> 복합재료는  $\dot{\epsilon} = 1.42 \times 10^{19} [\sinh(0.012 \sigma_p)]^{5.11} \exp(-260.6 \text{kJmol}^{-1}/RT)$ 로 정량화할 수 있었다.

(4) 320°C, 1.0/sec 변형조건에서 SiC<sub>p</sub>/Al2024 복합재료 중 15  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> 복합재료가 가장 높은 유동응력 (~223 MPa)을 나타내었다. 파괴변형률은 SiC<sub>p</sub>가 클수록 감소하였으며, 이중 8  $\mu\text{m}$  SiC<sub>p</sub> 복합재료의 파괴변형률 ( $\epsilon_f = 2.8$ )이 430°C, 1.0/sec에서 가장 높게 나타났으며, 이때 Z 파라메타 값은  $Z = 3.99 \times 10^{18}/\text{sec}$ 이었다.

## 후 기

본 연구는 1995년도 인하대학교 RA 연구지원비로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

## 참고문헌

- (1) H. R. Shercliff and M. F. Ashby, 1994, "Design with Metal Matrix Composites", Mater. Sci. and Technol., Vol. 10, pp 443~449.
- (2) P. K. Mallick, S. Newman(eds.), 1990, "Composites Materials Technology", Hanser Publishers, pp. 10~20.
- (3) B. R. Henriksen, T. T. Johnsen, 1990, "Influence of Microstructure of Fiber/Matrix Interface on Mechanical Properties of Al/SiC Composites, Mater. Sci. and Technol., Vol. 6, pp. 857~862.
- (4) M. Levin and B. Karlsson, 1991, "Influence of SiC Particle Distribution and Prestraining on Fatigue Crack Growth Rates in Aluminum AA6061-SiC Composites", Mater. Sci. and Technol., Vol. 7, pp. 596~562.
- (5) 정동섭, 신기삼, 이성학, 1996, "P/M 2009 Al-SiC<sub>p</sub> 복합재료의 기계적 성질에 미치는 성형온도의 영향", 대한금속학회지, Vol. 34, No. 1, pp. 63~69.
- (6) D. L. McDanel, 1985, "Analysis of Stress-Strain, Fracture, and Ductility Behavior of Aluminium Matrix Composites Containing Discon-

tinuous Silicon Carbide Reinforcement", Metall. Trans., Vol. 16A, pp. 1105~1115.

- (7) H. J. McQueen, 1997, "The Production and Utility of Recovered Dislocation Substructures", Metall. Trans., Vol. 8A, pp. 807~824.
- (8) B. C. Ko, K. Park and Y. C. Yoo, "Hot Deformation Behaviour of AA2024 Composites Reinforced with Different Sizes of SiC Reinforcement", Mater. Sci. and Technol., in press
- (9) B. C. Ko and Y. C. Yoo, "Hot Deformation Behavior of AA2124 Hybrid Composites Reinforced with Both Whiskers and Particles of SiC", Comp. Sci. and Technol., in press.
- (10) F. J. Humphreys, 1990, "Microstructural Development during Thermomechanical Processing of Particulate Metal-Matrix Composites", Mater. Sci. and Technol., Vol. 6, pp. 1157~1166.
- (11) F. J. Humphreys and P. N. Kalu, 1987, "Dislocation-Particle Interactions during High Temperature Deformation of Two-Phase Aluminium Alloys", Acta metall., Vol. 35, pp. 2815~2829.
- (12) Y. C. Yoo, J. S. Jeon and H. I. Lee, 1997, "The Effect of SiC Whisker on the Hot Deformation Behavior of SiCw/AA2124 Composites", Comp. Sci. and Technol., 57, pp.651~654.
- (13) N. D. Ryan and H. J. McQueen, 1990, "Work Hardening, Strength and Ductility in the Hot Working of 304 Austenitic Stainless Steel", High Temp. Technol., Vol. 8, No. 1, pp. 27~44.
- (14) Y. C. Yoo, J. S. Jeon and J. H. Lee, 1994, "Hot Deformation Behaviors of Rapidly Solidified Al-9Fe and Al-14Fe Alloys", Proc. ICSMA10, H. Oikawa and K. Maruyama (Eds.) Sendai, Japan, pp. 831~834.
- (15) Z. Zhao et al, 1991 "Effect of Matrix Microstructure on Mechanical Properties of 2124 Aluminium Alloy-SiC Particle Composites", Mater. Sci. and Technol., Vol. 7 pp. 592~595.
- (16) T. W. Gustafson, 1997, "Influence of Microstructural Scale on Plastic Flow Behavior of Metal Matrix Composites", Acta mater., Vol. 45, pp. 1633~1643.

- (17) M. Taya and T. Mori, 1987, "Dislocation Punched Out Around a Short Fiber Metal Matrix Composite Subjected to Uniform Temperature Change", *Acta metall.*, Vol. 35, pp. 155~162.
- (18) M. Taya and K. E. Lulay and D. J. Lloyd, 1991, "Strengthening of a Particulate Metal Matrix Composite by Quenching", *Acta metall. mater.*, Vol. 39, pp. 73~87.
- (19) S. R. Skjervold and N. Ryum, 1996, "Orientation Relationships in a Partially Recrystallised Polycrystalline Al-Si Alloy", *Acta mater.*, Vol. 44, No. 8, pp. 3407~3419.