

SiC_p/Al-Si 복합재료의 고온변형 특성

전정식 · 고병철 · 김명호 · 유연철
인하대학교 공과대학 금속공학과

High Temperature Deformation Behavior of SiC_p/Al-Si Composites

Jeong Sic Jeon, Byung Chul Ko, Myung Ho Kim, Yeon Chul Yoo
Department of Metallurgical Engineering, Inha University, Incheon, Korea
402-751

ABSTRACT

The high temperature deformation behavior of SiC_p/Al-Si composites and Al-Si matrix was studied by hot torsion test in a range of temperature from 270°C to 520°C and at strain rate range of $1.2 \times 10^{-3} \sim 2.16 \times 10^{-1}$ /sec. The hot restoration mechanisms for both matrix and composites were found to be dynamic recrystallization(DRX) from the investigation of flow curves and microstructural evolutions. The Si precipitates and SiC particles promoted DRX, and the peak strain(ϵ_p) of the composites was smaller than that of the matrix. Flow stresses of SiC_p/Al-Si composites were found to be generally higher than the matrix, but the difference was quite small at higher temperature due to the decrease of capability of load transfer by SiC particles. With increasing temperature, failure strain of matrix and composites are inclined to increase, the increasing value of failure strain for the SiC_p/Al-Si composites was small compared to that of matrix. The stress dependence of both materials on strain rate($\dot{\epsilon}$) and temperature(T) was examined by hyperbolic sine law, $\dot{\epsilon} = A_1[\sinh(\alpha \cdot \sigma)]^n \exp(-Q/RT)$

Key Words : SiC_p/Al-Si composites, High temperature deformation, Hot restoration mechanism, Dynamic recrystallization, Flow stress, Load transfer

1. 서론

최근 Al 합금에 SiC_p나 휘스커등을 강화한 복합재료가 많이 연구되고 있다. 이러한 금속기 복합재료는 비강도, 비강성, 내열성, 내마모성 및 열전기적 특성 등이 우수하여 현재 자동차 부품, 항공기 구조재료, 전기접점재료 등에 응용이 확대되어 가고 있다^(1~2). 금속기 복합재료의 제조는 고상법과 액상법 등으로 제조할 수 있는데 일반적으로 주조법에 의해 금속기 복합재료를 제조하였을 시는 주로 조대한 금속간 화합물이나 조대한 결정립크기, 거시편석 등의 문제가 제조과정중에 나타날 수 있고 이로 인해 파괴인성에 나쁜영향을 미친다. 분말성형법으로 금속기복합재료를 제조할 경우에는 빠른 냉각속도에 의해 제조된 분말의 특성때문에 조대한 결정립성장을 막고 거시편석이 나 조대한 석출상들을 방지할수 있어 분말성형법이 주조법보다 여러가지 기계적특성이 우수한것은 널리 알려진 사실이다^(3~4). 이러한 복합재료의 기계적 특성은 주로 강화상의 부피분율, 기지합금의 조성, 강화상간의 계면강도 등에 의해 크게 영향을 받는다. 특히 금속기 복합재료의 강도는 기지재료(matrix alloy)에서 강화상으로의 계면을 통한 응력전달(load transfer)이 중요하므로 강화상과 기지재료간의 강한 결합으로 응력전달을 쉽게하는 것이 중요하다고 할 수 있다. 지금까지는 내마모 특성과 주조성이 양호한 Al-Si계를 주성분으로 하는 합금을 기지재료로 한 복합재료에 대한 연구는 강화상 효과에 따른 연구로 강도적인 측면에 중심을 두었고 소성특성에 따른 가공성에 대한 연구는 매우 적었다.

따라서 본 연구에서는 급냉응고법에 의해서 12wt%의 Si를 함유한 Al-Si공정합금(AC8A) 분말을 제조하여, 분말야금법으로 내마모성이 우수한 SiC_p를 10, 20vol.% 강화시킨 SiC_p/Al-Si복합재료를 개발함과 함께 열간가공성의 조건을 최적화하고자 하였다. 그리고 SiC_p를 강화시킨 복합재료의 고온유동곡선과 현미경조직으로부터 고온연화기구를 밝히고 또한 SiC_p가 복합재료의 고온변형시 연화에 어떠한 영향을 미치는가를 규명함과 함께 고온유동곡선을 분석하여 이 재료의 유동응력, 변형속도, 온도와외 상관관계를 정량화하고자 하였다.

2. 실험 방법

가스 아토마이저를 이용하여 Al-Si 합금분말을 제조하였으며 얻어진 Al-Si합금분말을 체가름하여 100 μ m 이하의 분말을 선별하여 기지합금으로 사용하였다. 평균 $\sim 8\mu$ m 정도의 SiC_p를 Al-Si분말에 10, 20vol.% 첨가하여 72시간 동안 혼합하여 SiC_p/Al-Si 복합분말을 얻었으며 진공고온프레스(vacuum hot press)를 이용하여 10⁻⁵ torr정도의 진공도에서 탈가스 처리를 하고 직경 50mm, 높이 50mm의 붓으로 가압성형하였다. 고온성형한 시료는 압출비 25 : 1로 직경 10mm의 붓을 얻었으며 직경 7mm, 표점거리 10mm의 고체형 비틀림시편으로 제작하여 1.2 $\times 10^3$ /s, 1.26 $\times 10^2$ /s, 2.16 $\times 10^{-1}$ /s의 변형속도와 270 $^{\circ}$ C \sim 520 $^{\circ}$ C 온도범위(0.46T_m-0.90T_m)에서 연속비틀림시험을 하였다. 가열장치는 급열, 급냉, 균일가열이 가능한 적외선반사로(infrared furnace)를 사용하였으며 변

형조직관찰을 위해 비틀림시험 후 급냉하였다. 연속비틀림 시험 후 얻은 비틀림모멘트 (M)와 비틀림각(θ)은 Fields와 Backofen이 제시한 식⁽⁵⁾과 Von Mises항복조건⁽⁶⁾을 이용하여 유효응력(σ)과 유효변형률(ε)로 변환하였다.

$$\sigma = \sqrt{3} M(p+q+3)/2\pi r^3 \quad (\sigma = \sqrt{3} \tau, \tau = M(p+q+3)/2\pi r^3) \quad (1)$$

$$\varepsilon = r\theta / \sqrt{3}L \quad (\varepsilon = \gamma / \sqrt{3}, \gamma = 2\pi rN/L) \quad (2)$$

여기서

τ : 전단응력(shear stress)	γ : 전단변형률(shear strain)
p : 변형속도 민감도(strain rate sensitivity)	r : 시편반경(specimen radius)
q : 가공경화지수(strain hardening exponent)	L : 표점거리(gauge length)
θ : 회전각(twist angle)	N : 회전수(twist number)

를 나타낸다.

고온변형에 중요한 인자인 온도(T), 변형속도($\dot{\varepsilon}$), 유효응력(σ)의 상관관계를 구성방정식으로 정량화하는 것은 이론적으로는 물론 재료의 고온가공성을 분석, 설명하는 데 있어서 매우 유용한 데 아래의 멱수법칙(식3), 지수함수법칙(식4), 하이퍼볼릭 사인법칙(식5)으로 정량화 할 수 있다⁽⁷⁻⁹⁾.

$$\dot{\varepsilon} = A_1 \sigma^n \exp(-Q/RT) \quad (3)$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2 \exp(\beta \cdot \sigma) \exp(-Q/RT) \quad (4)$$

$$\dot{\varepsilon} = A_3 (\sinh(\alpha \cdot \sigma))^n \exp(-Q/RT) \quad (5)$$

여기서 $A_1, A_2, A_3, \alpha, \beta$: 재료상수 Q : 활성화에너지 R : 기체상수를 나타낸다. 미세조직관찰은 TEM법 및 SEM법을 사용하였는데 TEM 박판시편제작은 부식액 HN O₃ : Methanol을 1 : 3의 비율로 혼합한 용액내에 -20℃, 40V의 조건으로 jet thinning 하였다.

3. 실험 결과

유효응력 및 유효변형률

비틀림시험후 얻은 모멘트값과 전단변형률값을 식(1), (2)를 이용하여 유효응력과 유효변형률로 전환한 다음 변형온도와 변형속도에 따른 유효곡선의 형태를 그림 1에 나타내었다. 그림 1에서 알 수 있듯이 온도가 감소하고 변형속도가 증가함에 따라 기지재료와 복합재료의 유효응력은 점차적으로 증가하였으며, SiC_p의 부피분율에 따라

유동응력도 증가하였다. 일정 변형속도하의 저온에서는 기지재료(matrix alloy)에 비해 복합재료의 유동응력은 높게 나타났고, 변형온도가 고온일수록 복합재료와 기지재료의 유동응력값이 비슷한 값을 가짐을 알 수 있었다. 기지재료 및 복합재료 모두 저온에서(270°C) 초기변형시는 가공경화효과로 인해 응력이 급격히 증가하다가 최대응력에 도달한 후 곧 응력이 감소하여 낮은 연신율에서 파괴가 일어나는 경향을 나타내었고, 비교적 고온(430°C 이상)에서의 유동곡선의 형태는 가공경화효과와 연화효과가 평형을 이루어 정상상태를 나타내는 비교적 높은 연신율을 보이면서 파괴가 발생하는 동적회복에 가까운 유동곡선의 형태를 보였다. 370°C에서는 최대응력에 도달 후 동적재결정으로 인한 연화가 일어나 약간의 응력감소후에 정상상태 구간이 나타나는 전형적인 동적재결정 거동을 보였다.

기지재료인 Al-Si의 유동곡선으로부터 고온연화에 필요한 임계변형량(ϵ_c)은 가공경화속도(θ)와 유효응력(σ)의 관계로부터 구할 수 있는데⁽¹⁰⁾ 320°C, 1.2×10^{-2} /s의 변형 조건에서 얻은 임계변형량(ϵ_c)은 0.032이고 최대변형량(ϵ_p)은 0.05로 기존에 발표된 여러 Al합금에 비해 아주 작은 값을 보였다⁽¹¹⁾. 이러한 것은 급냉응고효과로 인해 정출Si의 크기가 미세화 되었으며 아울러 정출Si의 부피분율이 많고 또한 강화상으로 첨가한 SiC_p로 인하여 동적재결정을 촉진하였기 때문인 것으로 생각된다^(11~12).

Al-Si기지재료의 경우 (3)식의 멱수법칙(power law)에 적용해 본 결과 n'값이 실험 온도가 270°C에서 520°C로 높아질수록 16.64 8.63 5.78 5.67 5.47 5.43으로 구해졌는데 고온으로 갈수록 기울기 n'이 비슷한 값을 가지므로 멱수법칙이 잘 맞음을 알 수 있었으며, 지수함수식(exponential law)에 적용하여 β 값을 구하여 본 결과 0.084 0.089 0.105 0.213 0.305 0.640로 저온에서는 지수함수식이 적합함을 알 수 있었다. 따라서 고온저응력하의 n'값과 저온고응력하의 β 값을 취하여 하이퍼볼릭 사인법칙(hyperbolic sine law)의 α ($\alpha = \beta/n'$, MPa⁻¹)와 n값을 구하여 그림 2에 나타냈는데 온도가 270°C에서 520°C로 증가함에 따라 각각 5.426 5.175 4.685 5.361 5.334 5.404로 얻어져 대체로 비슷한 값을 보인다. 그러므로 Al-Si합금을 열간가공을 할 때는 하이퍼볼릭사인식으로 변형속도, 유동응력, 온도의 상관관계를 설명하는 것이 가장 적절하다고 하겠다. (10, 20) vol.% SiC_p/Al-Si 복합재료의 경우에도 온도와 변형속도가 유동응력에 미치는 영향은 기지재료와 마찬가지로 하이퍼볼릭 사인식으로 설명할 수 있었으며 이들을 정량적인 구성방정식에 적용시켜 얻은 결과를 표 1에 나타내었다. 변형온도에 따른 최대유동응력의 변화를 그림 3에 나타내었는데 변형속도가 2.16×10^{-1} /s이고 변형온도가 480°C 이상일때 복합재료의 최대유동응력은 기지재료보다 작게 나타나는데 이러한 유동응력의 천이는 복합재료를 고온가공시 위와 같은 열간변형조건에서는 기지재료와 거의 같은 응력으로 복합재료를 소성가공 할 수 있다는 것을 의미하며 상온에서는 오히려 복합재료가 높은 응력값을 가질 수 있다는 것을 말해주는 것이다. 고온변형시 활성화에너지는 기지재료 및 복합재료 모두를 $\ln((\sinh(\alpha \cdot \sigma)))$ 와 $1/T$ 의 관계에서 일정변형속도별로 구하였는데 각각 312.1 326.3 354.2 kJ/mol으로 SiC_p의 부피분율이 증가할수록 활성화에너지는 증가하였다. 이 값은 실험적인 데이터를 하나의 식으로 표현이 가능한 온도로 보정된 변형속도식인 Zener-Hollomon 파라미터⁽¹³⁾, $Z = \dot{\epsilon} \exp(Q/RT) = A_1 [\sinh(\alpha \cdot \sigma)]^{n'}$ 을 구하는데 사용하였으며 $\ln((\sinh(\alpha \cdot \sigma)))$ 와 $\ln(Z)$ 관계

식으로 그림 4에 나타내었다. 이 도식은 변형속도, 온도, 최대응력값을 모두 고려한 것으로 각조건의 데이터값들이 회귀분석한 직선에 잘 수렴함을 알 수 있었다. 그림 4의 기울기 값과 하이퍼볼릭 사인법칙의 n의 평균값이 근사한 것으로 보아 하이퍼볼릭 사인법칙으로 정량화하는 것이 타당함을 다시 한번 확인할 수 있었다.

파괴특성

변형온도에 따른 파괴변형률의 변화를 그림 5에 나타내었는데 저온에서는 연신율의 차이가 기지재료와 복합재료가 거의 없음을 알 수 있었고 고온으로 갈수록 복합재료에 비해 기지재료의 파괴변형률이 증가함을 알 수 있었다. 이러한 기지재료와 복합재료의 서로 다른 파괴변형률의 차이를 알아보기 위하여 고온비틀림후의 파면을 사진 1에 나타내었는데 사진 1에서도 알 수 있듯이 기지재료는 딴플(dimple)이 넓고 긴 형태의 연신이 많이 일어나는 반면 SiC_p의 부피분율이 증가할수록 취성파괴형태의 파면을 보였다. 그림 5에서 10 vol.% SiC_p/Al-Si복합재료의 파괴변형률(ϵ_f)은 430°C, $2.16 \times 10^{-1}/s$ 의 변형속도에서 최대값인 약 1.78이 값을 갖는데 이것은 같은 변형조건에서의 기지재료(5.98)보다 낮은 값이다. 20 vol.% SiC_p/Al-Si복합재료의 경우 480°C에서 최대 파괴변형률은 약 1.61로서 SiC_p의 부피분율이 증가할수록 파괴변형률은 작아지는 반면 최대 파괴변형률을 나타내는 온도가 고상선근처에서 나타남을 알 수 있었다. 이러한 복합재료의 감소된 연신율은 SiC_p첨가로 기지재료의 동적재결정분율의 감소와 기지재료(matrix alloy)와 SiC_p간의 계면분리효과가 우세하였기 때문이라고 판단된다. Al-Si 기지재료 및 복합재료의 경우 파괴변형률은 변형속도와 변형온도에 따라 달라지는데 기지재료의 경우 저온고변형속도에서는 시료표면과 내부와의 재결정분율의 차이로 인해 재결정이 내부로 진행되지 못하여 낮은 연신율에서 파괴에 이르며, 고온저변형속도에서는 시료표면에서 내부로 DRX(dynamic recrystallization)에 의한 재결정분율이 증가하여 높은 연신율을 보인다고 판단된다.

4. 고 찰

알루미늄합금의 고온변형시의 유동응력 곡선은 석출물 조대화(precipitate coarsening)나 변형열(deformation heating)등에 의한 미세구조변화가 있는 경우를 제외하면 동적 회복의 유동곡선의 형태가 많은데, 본 실험에 사용한 (10, 20) vol.% SiC_p/Al-Si복합재료와 기지재료(matrix alloy)의 경우 급냉응고효과로 인해 생성된 미세한 정출Si와 SiC_p첨가로 인하여 미세구조의 변화를 가져오며 이것으로 인해 동적재결정거동을 나타낸다고 하겠다. SiC_p로 인한 미세구조의 변화를 고려해보면 20 vol.% SiC_p/6061 Al의 고온압축변형시에(500°C, 5/s) 완전한 재결정구조를 얻었고 10 vol.% 복합재료의 경우에는 SiC_p주위에서만 재결정이 나타났다⁽¹⁵⁾. 이러한 것은 Humphrey에 의해 제안된 PSN(particle stimulated nucleation)기구⁽¹⁶⁾로 설명할 수 있을 것이다. 즉 DRX(dynamic recrystallization)가 임계변형온도이상에서는 빠른 변형속도에서 나타날

수 있는데, 이러한 PSN기구는 입자의 부피분율과 크기에 따라 달라진다고 하였다. 본 연구에서 Al-Si기지재료 및 복합재료의 경우는 많은 정출Si와 SiC_p 로 인하여 PSN효과가 더욱 가속화 되었으리라고 판단된다. 또한 열간가공시 SiC_p 주위에 형성된 기지재료의 변형으로 인해 SiC_p 주위에 미세한 조직이 형성됨으로써 고온변형시 재결정의 핵생성 역할을 하여 DRX의 형성이 쉽고⁽¹⁷⁾, SiC_p 의 손상이나 균열전파에 의한 결정립계 및 계면에서 찢어짐의 발달을 피하여 입자주위의 기지재료가 쉽게 유동할 수 있기 때문에 열간변형조건이 냉간변형경우보다 복합재료의 제조가 용이하다고 생각된다.

그림 1의 유동곡선의 형태로 보아 기지재료 및 복합재료 모두 주된 고온연화기구는 동적재결정이라 할 수 있으며, 이러한 것은 사진 2에서 370°C , $1.2 \times 10^{-2}/\text{s}$ 변형조건에서의 미세조직관찰에서 다시 확인 할 수 있었는데 등축정의 결정립과 이러한 결정립 내부에 전위의 엉킴(tangles)이 관찰되는 것으로 보아 동적재결정의 뚜렷한 증거를 알 수 있다.

본 연구에서 고온 구성방정식은 하이퍼볼릭 사인법칙을 사용하여 정량화하였는데 기존의 발표된 15 vol.% $\text{SiC}_p/6061$ Al의 경우는 멱수법칙으로 나타내었으나⁽¹⁷⁾ 활성화에너지는 $\ln \sigma$ 와 $1/T$ 의 그래프에서 얻은 기울기가 직선으로 나타나지 않아서 멱수법칙 대신 하이퍼볼릭 사인법칙을 이용하여 활성화에너지를 구하였다. 본 연구에서 활성화에너지는 $\ln(\sinh(\alpha \cdot \sigma))$ 와 $1/T$ 의 그래프에서 구하였는데 복합재료가 기지재료보다 큰 활성화에너지값을 가지는 것은 복합재료에 첨가된 SiC_p 가 기지재료보다 강도가 크므로 강화상 자체의 소성변형은 없고 오히려 SiC_p 가 기지재료의 소성변형을 더욱 많이 하도록 한다. 따라서 SiC_p 부피분율이 증가할수록 SiC_p 가 기지재료를 추가적인 가공경화(additional strain hardening)가 되도록 하였기 때문이다⁽¹⁸⁾. 또한 임계온도 이상에서는 전위가 입자주위에서 상승할 수 있어 전위축적에 따른 변형영역(deformation zones)의 형성이 상온에서보다 적어지거나 가공경화효과가 거의 없을 것이다⁽¹⁶⁾. 그러므로 임계온도 이상에서는 SiC_p 로 인한 전위축적효과와 상승효과가 균형을 이루게 되면 복합재료가 기지재료와 거의 같은 거동을 하게 되며 그림 1에서와 같이 520°C 에서는 기지재료 및 복합재료의 응력이 거의 같은 값을 가짐을 알 수 있었다. 또한 응력값이 고온에서 두 재료 모두 아주 작은 것으로 보아 기지조직의 급격한 연화로 인하여 SiC_p 첨가에 강화효과가 없음을 알 수 있다.

그림 5에서 복합재료의 연신율은 기지재료에 비해 낮았는데 기지재료의 경우 SiC_p 가 존재하지 않고, SiC_p 의 뭉침(clustering)효과도 없으므로 복합재료에 비해 높은 연신율을 나타낸다고 생각된다. 분말야금법으로 제조한 20 vol.% 복합재료의 경우 입자의 뭉침효과와 계면분리(decohesion)효과에 의해 SiC_p 계면에서 형성된 기공(voids)때문에 기지재료 보다는 낮은 연신율을 나타낸다는 보고가 있다⁽¹⁴⁾. 본 실험에서의 복합재료가 기지재료에 비해 상대적으로 낮은 연신율을 보이는 것은 SiC_p 로 인한 계면이 추가적으로 결정립계에 존재하며 정출 Si와 함께 강화상으로 들어간 SiC_p 의 계면분리효과가 더욱 우세하기 때문이라고 판단된다. 그리고 강화상의 크기와 부피분율에 따라서도 연신율에 영향을 미치는데 본 실험에서 사용한 SiC_p 의 크기는 평균 $8\mu\text{m}$ 로 복합재료의 낮은 연신율은 저온에서는 SiC_p 의 균열로, 고온에서는 SiC_p 와 기지재료간의 계면분리 효과에 의한 파괴가 우세하기 때문인 것으로 판단된다. 또한 SiC_p 의 부피분율에 따라

서도 SiC_p주위의 기지재료가 갖는 국부소성영역정도가 다르기 때문에 기지재료의 경우 강화상이 첨가된 복합재료의 경우와는 다른 파괴경향을 나타낼것이다⁽¹⁶⁾. 그림 5에서 보면 20 vol.% Al-Si복합재료의 경우 $2.16 \times 10^{-1}/s$ 의 변형속도에서 파괴변형률은 480°C에서 최대를 나타내며, 이 온도에서 유동응력은 40MPa로 나타났는데 이것으로부터 $2.16 \times 10^{-1}/s$ 의 변형속도와 480°C의 온도에서는 유동응력을 최소화하면서 열간가공성(hot ductility)을 최대로하는 열간가공조건임을 알 수 있었다. 그리고 $1.2 \times 10^{-3}/s$ 의 변형속도에서는 520°C에서 최대 파괴변형률을 나타내지만 압출시 최적의 소성가공조건을 얻기 위해서는 열간취성과 같은 결함이 발생하지 않도록 안전계수를 고려해 이 온도 이하에서 열간소성가공을 하는 것이 적절하다고 생각되며 따라서 이재료의 압출 온도 범위의 결정은 열간가공성과 함께 압출재의 물성을 같이 고려하여 압출온도를 선택하여야 한다고 판단된다.

5. 결 론

Al-Si 기지재료(matrix alloy)와 (10, 20) vol.% SiC_p/Al-Si 복합재료를 270°C ~ 520°C의 온도범위와 $1.2 \times 10^{-3}/s$, $1.26 \times 10^{-2}/s$, $2.16 \times 10^{-1}/s$ 의 변형속도조건에서 연속비틀림 시험을 수행하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 유동곡선과 미세조직관찰로부터 Al-Si기지재료(matrix alloy) 및 (10, 20) vol.% SiC_p/Al-Si 복합재료의 고온연화기구는 동적재결정이었다.
2. SiC_p첨가에 의해 유동응력은 증가하였고, 온도가 증가함에 따라 복합재료와 기지재료의 응력값은 낮은 값으로 비슷하게 나타났는데, 이는 고온에서 SiC_p와 기지재료간의 계면연화효과가 우세하게 나타나 SiC_p에서 기지재료로 응력전달이 약해졌기 때문이다.
3. 변형속도($\dot{\epsilon}$), 온도(T), 유동응력(σ)의 상관관계는 hyperbolic sine law로 다음과 같이 정량화할수 있었다.

$$\text{Al-Si 기지재료} \quad : \quad \dot{\epsilon} = 2.329 \times 10^{23} [\sinh(0.015 \sigma_p)]^{5.231} \exp(-312.1 \text{kJ/RT})$$

$$10 \text{ vol.\% SiC}_p/\text{Al-Si 복합재료} \quad : \quad \dot{\epsilon} = 4.823 \times 10^{24} [\sinh(0.013 \sigma_p)]^{5.504} \exp(-326.3 \text{kJ/RT})$$

$$20 \text{ vol.\% SiC}_p/\text{Al-Si 복합재료} \quad : \quad \dot{\epsilon} = 1.031 \times 10^{26} [\sinh(0.013 \sigma_p)]^{5.809} \exp(-354.2 \text{kJ/RT})$$

4. SiC_p첨가에 의해 복합재료의 동적재결정에 필요한 임계변형량(ϵ_c)은 기지재료에 비해 작아졌는데 이는 SiC_p가 동적연화의 핵생성자리를 많이 제공하였기 때문이다.
5. 변형온도가 낮은 경우 복합재료와 기지재료의 연신율은 비슷하게 나타났으나, 변형온도가 증가할수록 복합재료의 연신율은 기지재료에 비해 작았는데 이는 변형온도 증가에 따라 SiC_p와 기지재료간의 계면분리 효과가 우세하기 때문이라고 판단된다.

후기

본 연구는 1994년도 교육부 학술연구조성비(신소재 분야)의 지원으로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

6. 참고 문헌

1. H. R. Shercliff and M. F. Ashby, 1994 : "Design with metal matrix composites", Mater. Sci., Technol., vol. **10**, 443
2. P. K. Mallick, S. Newman(Eds.), 1990 : "Composites Materials Technology", HANSER publishers, 10
3. B. R. Henriksen, T. E. Johnsen, 1990 : "Influence of microstructure of fibre/matrix interface on mechanical properties of Al/SiC composites", Mater. Sci., Technol., vol. **6**, 857
4. M. Levin and B. Karlsson, 1991 : "Influence of SiC particle distribution and prestraining on fatigue crack growth rates in aluminum AA 6061-SiC composites", Mater. Sci., Technol., vol. **7**, 596
5. D. S. Fields and W. A. Backofen, 1959 : "STRAIN HARDENING IN ALUMINUM ALLOY", TRANS. ASM, vol. **51**, 946
6. 이동녕, 1993 : 소성가공학, 문운당, 65
7. H. Mecking, 1981 : "Dislocation Modeling of Physical System" M. F. Ashby(EDs.), Pergamon press, New York, 197
8. H. J. McQueen, 1968 : "Deformation Mechanisms in Hot Working", J. of Metals, Apr., 31
9. H. J. McQueen and J. J. Jonas, 1985 : "Role of the Dynamic and Static Softening Mechanisms in Multistages Hot Working", J. of Metal Work., vol. **3**, 410
10. N. D. Ryan, H. J. McQueen and E. Evangelista, 1986 : "Dynamic Recovery and Strain hardening in the Hot Deformation of 317 Stainless Steel", Mater. Sci. Eng., vol. **81**, 259
11. 전정식, 이준향, 유연철, 1994 : "SiC 입자강화 Al-14Fe 복합재료의 고온변형 특성", 대한금속학회지, vol. **32**, 321
12. Y. C. Yoo and J. S. Jeon, 1993 : "Developments and Applications of Ceramics and New Metal Alloys", 32nd Annual Conference of Metallurgists of CIM, R. L. Drew and H. Mostaghaci(Eds.), Quebec Canada, 105
13. C. Zener and H. Hollomon, 1944 : "Effect of Strain Rate Upon the Plastic Flow of Steel", J. Appl. Phys., vol. **15**, 22
14. J. R. Pickens, T. J. Langan, R. O. Englad and M. Liebson, 1987 : "A Study of the Hot-Working Behavior of SiC-Al Alloy Composites and Their Matrix Alloys by Hot Torsion Testing", Metall. Trans., vol. **18A**, 303
15. A. Razaghian, D. Yu and T. Chandra, 1993 : "Advanced Composites '93", ICACM, T. Chandra and A. K. Dhingra(Eds.), Wollongong, Australia, 1067.
16. F. J. Humphreys, W. S. Miller, M. R. Djazeb, 1990 : "Microstructural development during thermomechanical processing of particulate metal-matrix

composites", Mater. Sci., Technol., vol. 6, 1157

17. P. Sakaris, H. J. McQueen, 1992 : "The 3rd International Conference on Aluminum Alloys", L. Amberg et al(Eds.), Trondheim, Norway, vol. 1, 554

18. H. J. McQueen, P. Sakaris and Bowles, 1993 : "Advanced Composites '93", ICACM, T. Chandra and A. K. Dhingra(Eds.), Wollongong, Australia, 1193

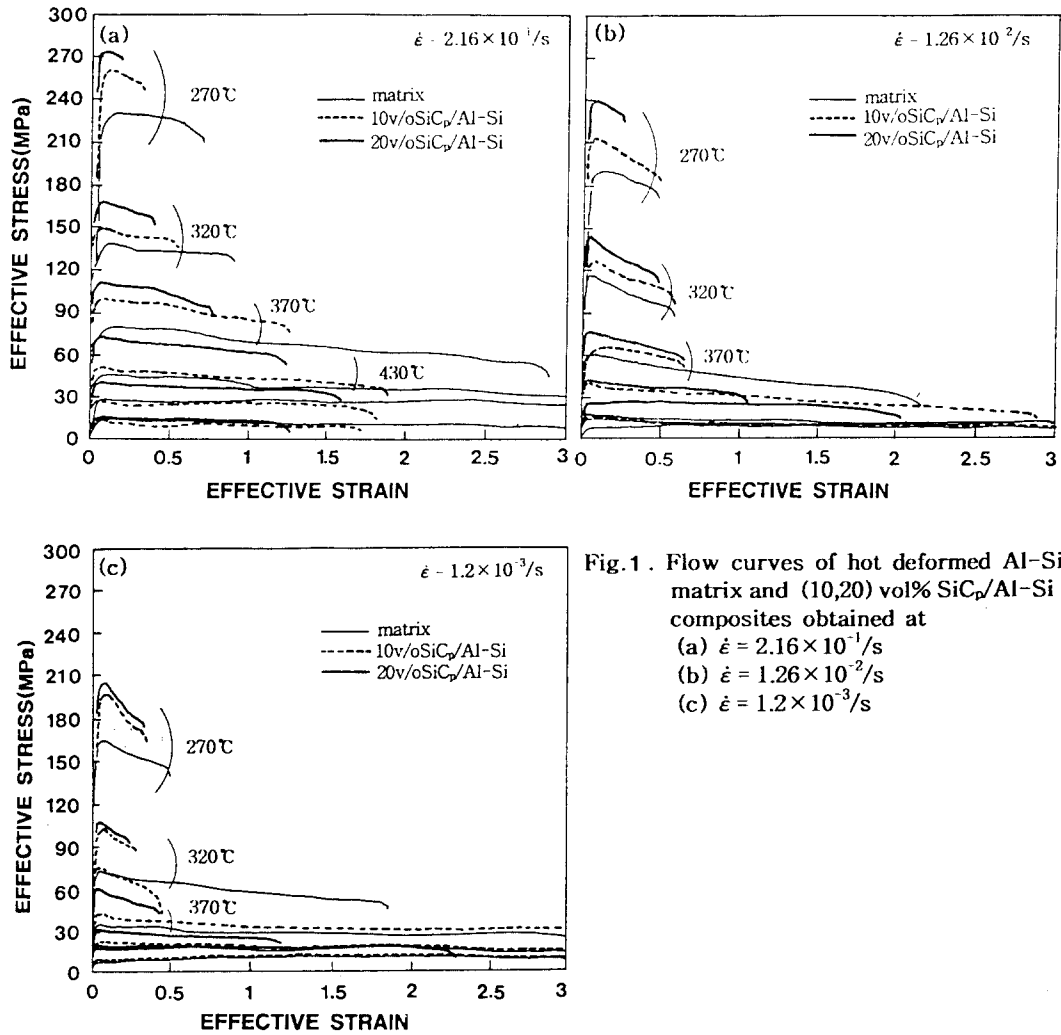


Fig.1 . Flow curves of hot deformed Al-Si matrix and (10,20) vol% SiC_p/Al-Si composites obtained at
 (a) $\dot{\epsilon} = 2.16 \times 10^{-1}/s$
 (b) $\dot{\epsilon} = 1.26 \times 10^{-2}/s$
 (c) $\dot{\epsilon} = 1.2 \times 10^{-3}/s$

Table.1. Stress(σ) and temperature(T) dependence of strain rate($\dot{\epsilon}$) Al-Si matrix and (10,20) SiC_p/Al-Si composites.

Laws/ Materials	Power law (low σ high T) $\dot{\epsilon} = A_1 \sigma^{n'} \exp(-Q/RT)$	Exponential law (high σ low T) $\dot{\epsilon} = A_2 \exp(\alpha \cdot \sigma) \exp(-Q/RT)$	Activation energy (kJ/mol)
Al-Si matrix	$n' = 16.64, 8.63, 5.78, 5.67, 5.47, 5.43$	$\beta = 0.084, 0.089, 0.105, 0.213, 0.305, 0.640$	312.1
10v/oSiC _p /Al-Si composites	$n' = 16.98, 8.65, 5.87, 5.85, 5.95, 5.90$	$\beta = 0.074, 0.078, 0.089, 0.166, 0.344, 0.740$	326.3
20v/oSiC _p /Al-Si composites	$n' = 19.20, 11.57, 7.82, 6.59, 6.07, 6.13$	$\beta = 0.081, 0.084, 0.091, 0.147, 0.152, 0.640$	354.2

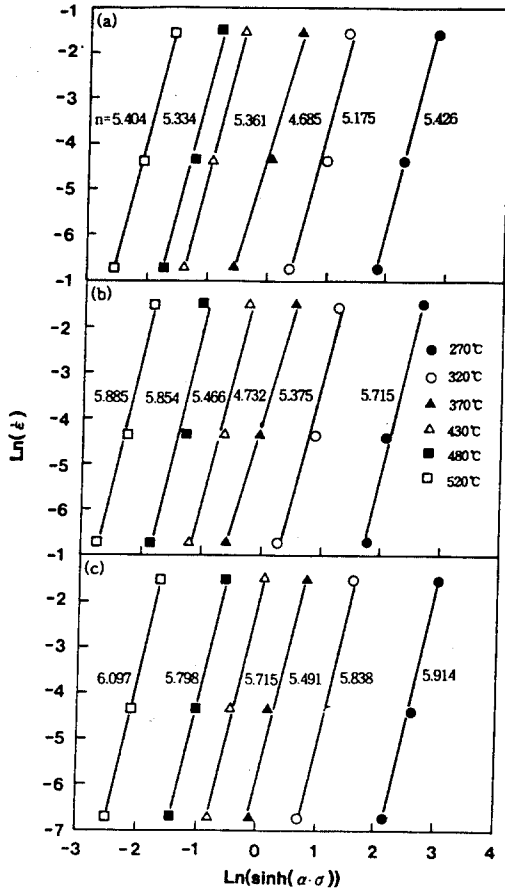


Fig. 2. Dependence of flow stress on strain rate through a hyperbolic sine law at peak stress.
 (a) Al-Si matrix
 (b) 10v/oSiC_p/Al-Si composites
 (c) 20v/oSiC_p/Al-Si composites

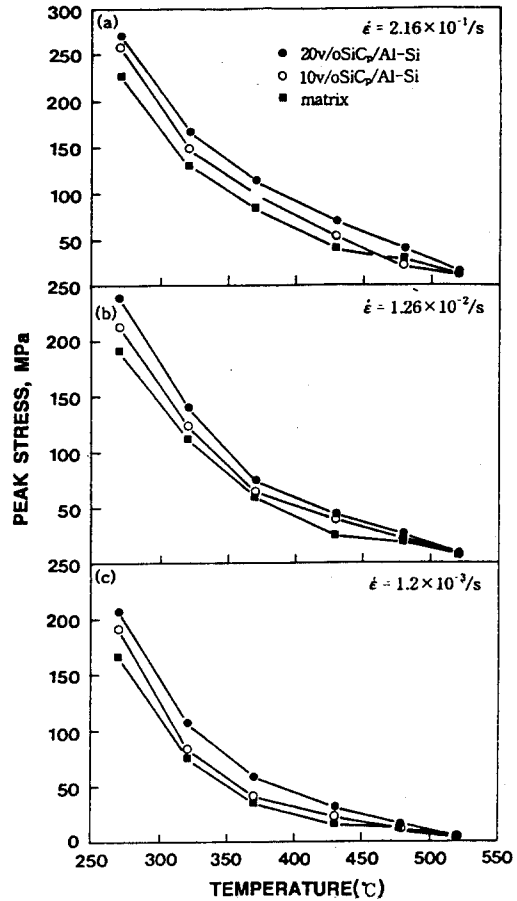


Fig. 3. Relationship between peak stress and temperature.
 (a) $\dot{\epsilon} = 2.16 \times 10^{-1}/s$ (b) $\dot{\epsilon} = 1.26 \times 10^{-2}/s$
 (c) $\dot{\epsilon} = 1.2 \times 10^{-3}/s$

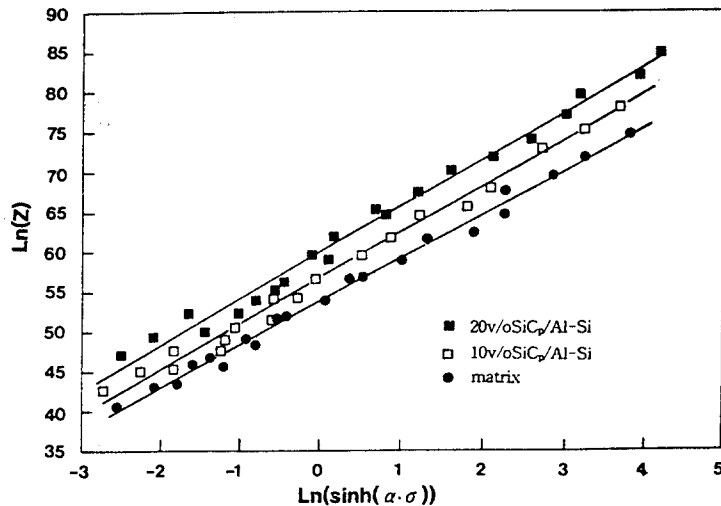


Fig. 4. Relationship between the Z parameter and the flow stress as a function of hyperbolic stress at peak stress.

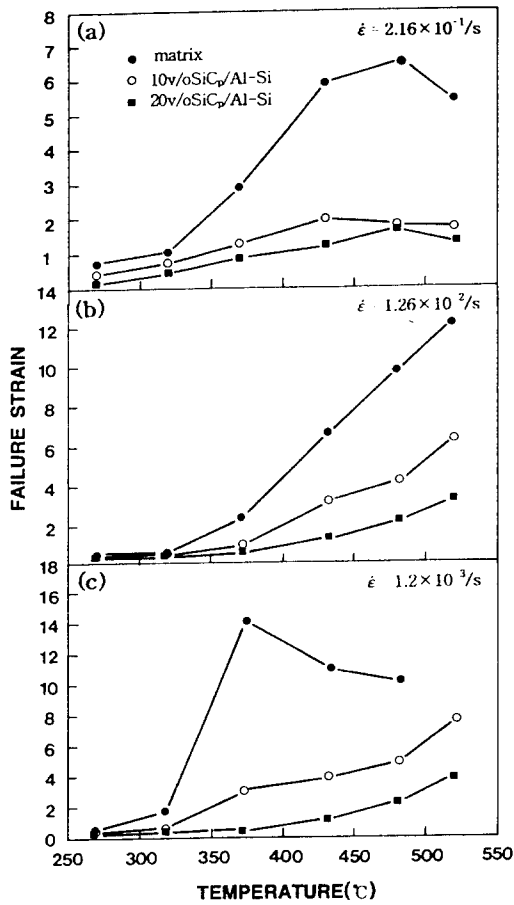


Fig. 5. Relationship between ductility estimated by strain to failure and temperature.

(a) $\dot{\epsilon} = 2.16 \times 10^{-1}/s$ (b) $\dot{\epsilon} = 1.26 \times 10^{-2}/s$
 (c) $\dot{\epsilon} = 1.2 \times 10^{-3}/s$

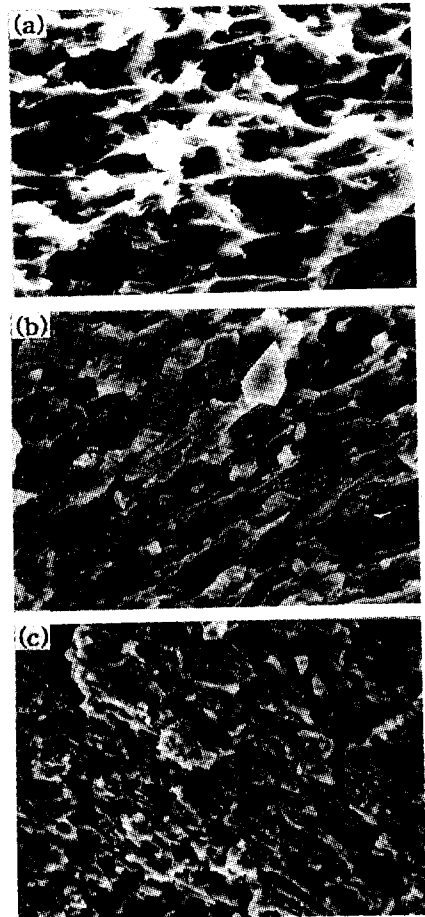


Photo. 1. SEM micrographs of hot deformation fracture surface.
 (a) Al-Si matrix
 (b) 10 vol% SiC_p/Al-Si composites
 (c) 20 vol% SiC_p/Al-Si composites

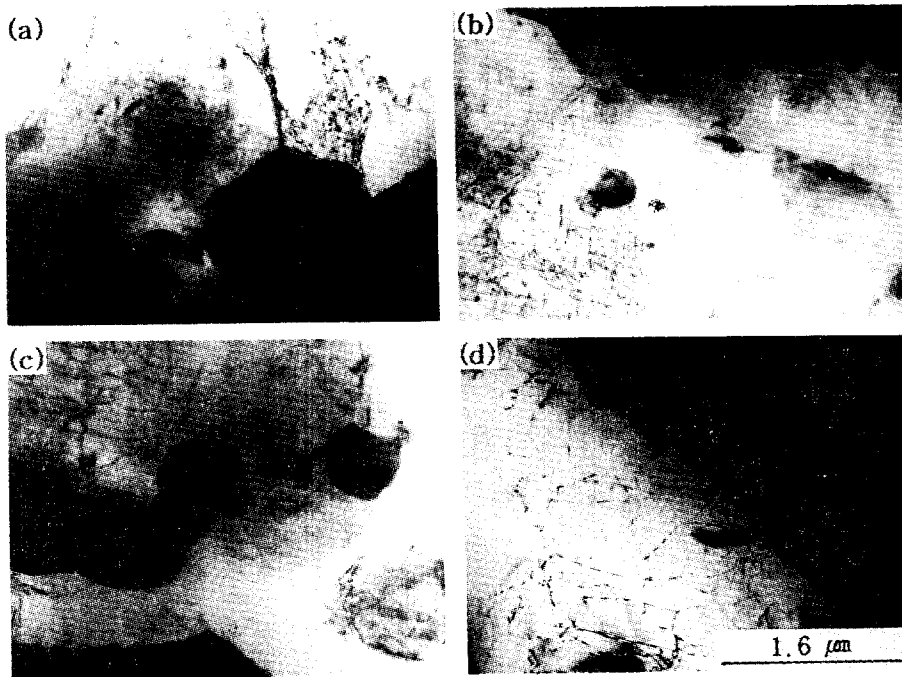


Photo. 2. Micrographs of hot deformed Al-Si matrix and (10,20) vol% SiC_p/Al-Si composites.

(a) Al-Si matrix, 370°C, $\dot{\epsilon} = 1.26 \times 10^{-2}/s$

(b) 10v/o SiC_p/Al-Si composites, 370°C, $\dot{\epsilon} = 2.16 \times 10^{-1}/s$

(c) 10v/o SiC_p/Al-Si composites, 520°C, $\dot{\epsilon} = 2.16 \times 10^{-1}/s$

(d) 20v/o SiC_p/Al-Si composites, 520°C, $\dot{\epsilon} = 2.16 \times 10^{-1}/s$