

SiC_p/Al-Si 복합재료의 정적연화가 열간가공성에 미치는 영향

고병철 · 전정식 · 유연철
인하대학교 공과대학 금속공학과

Effects of Static Softening on Hot Workability of SiC_p/Al-Si Composites

Byung Chul Ko, Jeong Sic Jeon and Yeon Chul Yoo
Department of Metallurgical Engineering, Inha University, Inchon, Korea
402-751

ABSTRACT

Isothermal interrupted deformation behavior of 10vol.%SiC_p/Al-Si composites was investigated by hot torsion test at the temperature ranges from 270°C to 430°C and at strain rate range of $1.26 \times 10^{-2} \sim 2.16 \times 10^{-1}$ /sec. With increasing pass strain, flow stresses were high compared to continuous deformation condition. Fractional softening was increased with temperature interruption time and pass strain. Fractional softening of 10vol.%SiC_p/Al-Si composites was lower than that of Al-Si matrix at 370°C. However at high temperature of 430°C, SiC particle promoted static softening, diminishing the dislocation density at the interface of Al-Si matrix and reinforcements, then this resulted in higher fractional softening in composites. Both of failure strain improved reducing the fracture of SiC particle and Si precipitates above 320°C, however at low temperature of 270°C, the softening effect by interrupted deformation was found to be negligible.

1. 서론

Al기지 복합재료의 압연 및 압출공정에서 요구되는 고온소성능을 향상시키기 위해서는 고온연화에 미치는 변형속도($\dot{\epsilon}$) 및 온도(T)를 제어하고 이에 따른 미세조직을 규명하는 것이 중요하다^{1, 2, 3)}. 기존에 발표한 고온연속변형⁴⁾에서는 유동곡선을 구성방정식으로 정량화함과 동시에 강화상의 역할을 구명하였다. 여기서 강화상 분율 증가시 강도증가에 상반되어 나타나는 낮은 연신율은 강화상의 손상과 함께 가공성을 떨어뜨리는 문제점으로 나타났다. 결국 연신율향상과 함께 강화상의 손상을 줄여서 건전한 복합재료를 제조하기 위해서는 실제 압연공정중의 패스(pass)사이 또는 압연후에 일어날 수 있는 정적연화(static softening)현상^{1, 5)}을 이해하는 것이 중요하다고 할 수 있다. 따라서 본 연구에서는 등온단속실험을 통하여 이 재료의 연신율 향상에 필요한 변형조건과 단속시간중에 일어나는 정적연화현상을 미세조직과 함께 열간공정변수인 온도(T) 패스변형량(ϵ_i) 단속시간(t_i)과 연관하여 밝히고자 하였다.

2. 실험 방법

Al-Si공정합금을 가스아토마이저를 이용하여 기지분말을 제조하였으며 강화상으로는 $\sim 8\mu\text{m}$ 의 SiC_p 를 10vol.% 기계적 혼합 후에 진공열간성형과 압출비 25 : 1로 열간압출을 하였다. 이 압출재를 표점거리 10mm 직경 7mm의 고체형 비틀림시편으로 제작하여 480°C에서 용체화처리를 하고 $1.26 \times 10^{-2}/\text{sec}$ $2.16 \times 10^{-1}/\text{sec}$ 의 변형속도와 270°C 370°C 430°C에서 단속시간과 패스변형량을 달리하여 등온단속실험을 하였다. 이때 단속시간은 10sec~600sec로 하였고 패스변형량(ϵ_i)은 연속변형의 결과⁴⁾를 바탕으로 가공성 향상 측면을 고려하여 모두 동적재결정에 필요한 임계변형률(critical strain)과 최대변형률값(peak strain)이후로 선택하였으며 복합재료가 안정된 유동응력수준을 보이는 변형량인 0.5를 최대값으로 하였다.

각각의 패스사이에서의 연화정도를 나타내는 연화비율^{5, 6)}(F·S : fractional softening)은 아래식으로 계산하였으며 초기변형시의 항복응력과 단속직전의 응력 및 다음변형시 항복응력의 관계로부터 구하였다.

$$F \cdot S_n = \frac{\sigma_{un} - \sigma_{yr}}{\sigma_{un} - \sigma_{y0}} \quad (1)$$

여기서 σ_{un} 은 n번째 단속직전의 응력, σ_{yr} 은 n+1번째 단속에서의 항복강도, σ_{y0} 은 초기 변형의 항복강도이다.

변형조직관찰을 위해 비틀림시편 후 급냉하였고 TEM 조직은 시편을 $\sim 80\mu\text{m}$ 이하로 기계연마 후 $\text{HNO}_3 : \text{CH}_3\text{OH}$ 을 1 : 3의 전해액에서 -20°C , 90mA의 조건으로 jet thinning 하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3-1. 유동곡선과 연화정도

등온단속변형으로 부터 구한 유동곡선을 연속변형유동곡선과 함께 그림 1에 나타내었는데 370℃, 0.5이상의 변형량에서는 연속변형시의 불안정한 유동곡선이 단속변형으로 인해 안정된 형태를 보이고 있으며 파괴시까지의 변형량도 연속변형시보다 더욱 커짐을 알 수 있었다. 단속시간이 10sec로 작을 경우에는 유동응력수준이 연속변형시보다 컸으며 연신율도 증가하였음을 알 수 있었다. 이는 단속시간이 짧아(10sec) 단속중에 정적연화가 충분히 일어나지 않아 가공경화효과가 우세한 것이며 기지재와 SiC_p 또는 Si상간의 계면을 통하여 일어날 수 있는 균열생성 및 전파정도가 단속시간중에 완화되었기 때문이라고 판단된다.

그리고 그림 5에 나타낸 바와 같이 고온변형초기에 단속시간을 길게 하면 재변형시의 유동응력은 앞 단계 변형에서의 응력보다 낮은 값을 보여 연화정도가 컸는데, 복합재료는 600sec의 단속시간에서 충분한 정적재결정(static recrystallization)을 보이는 연화비율값(60~80%)을 보이는 반면 기지재료는 300sec의 단속시간과 연화비율이 비슷한 것으로 보아 복합재료가 기지재료보다 연화에 필요한 시간이 많이 필요함을 알 수 있었다. 이러한 변형초기의 연화정도는 패스변형량차이에 따라서도 달라졌으며 패스변형량을 50%로 하여 단속변형을 하는 경우가 25%인 경우보다 연화가 더 이루어졌다. 이와같이 패스변형량을 50%로 하고 단속시간을 길게 하는 경우가 정적연화에 보다 효과적이었으며 단속시간이 짧으면 가공경화 효과가 우세하여 정적연화가 충분히 일어나지 못함을 알 수 있었다.

3-2. 정적연화에 의한 연신율 향상

단속변형시 파괴변형률은 Al-Si기지재료와 10 vol.% SiC_p/Al-Si복합재료 모두 연속변형시보다 향상되었다. 특히 370℃에서는 그림 2에 나타낸 바와 같이 두 재료 모두 연속변형조건보다 연신율이 약 200% 정도 향상됨을 알 수 있었다. 그러나 열간변형의 온도범위에서 벗어나는 온도인 270℃에서는 두 재료 모두 연속변형시의 연신율값과 비슷하여 정적연화효과에 의한 연신율 향상이 나타나지 않았으며 단속시간이 길어지는 경우에도 연신율 향상을 기대할 수 없었다. 이는 단속시간이 길어지면 초기변형에서는 정적재결정이 유리하지만 패스가 진행됨에 따라 단속중에 결정립성장이 일어나기 때문인 것으로 판단된다. 그리고 변형온도가 430℃로 높게 되면 370℃보다 정적연화에 의한 연신율 향상정도가 줄어들음을 알 수 있었는데 변형온도가 높아지게 되면 변형량 축적에 따른 연화진행정도가 빨라서 패스사이에서 연화가 충분히 일어나기 때문인 것으로 판단된다.

단속변형시의 연신율향상 정도는 연속변형시의 파괴변형률값과 같은 변형량에서 미세 조직을 비교하면 알 수 있었는데 사진 1, 2에서도 알 수 있듯이 SiC_p 및 Si의 손상 그리고 강화상과 기지재료의 계면에서의 결합발생정도가 감소하였음을 알 수 있었다. 또한 변형후의 파단면에서는 Si나 SiC_p 가 파괴됨이 없이 기지조직과 함께 변형방향으로 길게 연신된 딥플(dimple)형태를 관찰 할 수 있었다(사진 5).

즉 단속시간이 짧은 경우가 두 재료 모두 연신을 향상에 유리한데 이는 단속변형시 패스가 진행됨에 따라 발생하는 가공경화(strain hardening)효과와 정적회복(static recovery)이나 정적재결정(static recrystallization)등에 의한 연화효과가 서로 균형을 이루어 변형하므로 SiC_p 또는 Si 계면에서의 결합발생정도를 줄이고, 결정립계가 쉽게 이동할 수 있기 때문이라고 판단된다.

3-3. 연 화 비 율

그림 3, 4는 기지재료와 10 vol.% $\text{SiC}_p/\text{Al-Si}$ 복합재료의 연화비율을 식(1)을 이용하여 패스변형량이 0.5인 경우에 대해 구한것으로, 430℃(FS \approx 40~80%)의 경우가 370℃(F·S \approx 20~40%)보다 연화비율이 크게 나타났다. 즉 430℃(0.74 T_m)에서는 370℃(0.64 T_m)보다 2배정도 높은 연화비율값을 보이고 있어 고온일수록 연화정도가 크며 연화비율은 370℃에서는 기지재료가, 430℃에서는 복합재료가 더 크게 나타나는 것으로 보아 저온에서는 기지재료가, 430℃이상의 고온에서는 복합재료의 가공이 수월함을 알 수 있었다. 사진 3, 4를 통해서도 알 수 있듯이 370℃에서는 기지재료가 갖는 전위밀도보다 10vol.%복합재료의 강화상 주위에 전위밀도가 높고 아조직이 관찰되는 것은 370℃에서는 기지재료가 연화가 더 일어났음을 보여주는 것이며, 고온에서는 오히려 강화상으로 첨가한 SiC_p 가 전위의 소멸원으로 작용하여 복합재료의 연화를 촉진시키므로 복합재료가 연화가 잘 될 것이라고 판단된다.

단속시간에 따른 연화정도는 식 (1)을 이용하여 연화비율을 구하면 정량적으로 알 수 있는데 그림 6에서와 같이 기지재료가 복합재료보다 연화비율이 더 크며 패스변형량이 0.5인 경우가 0.25에 비해 연화비율이 큼을 알 수 있었다. 이는 연화에 필요한 변형에너지 축적량 차이에 따른 것으로써 단속시간이 길어지면 정적재결정이 발생하여 다음 가공에 필요한 응력을 줄일 수 있지만 계속되는 패스사이에서의 결정립성장이 일어날 수 있어 연신을 향상효과는 기대할 수 없었다. 따라서 고온가공단계의 초기에 정적재결정을 유도하는 것보다 정적회복을 유도하여 고온가공하는 것이 강도향상측면이나 연신율 향상측면을 고려할 때 연속변형시보다 유리하다고 판단된다.

사진 3, 4에서 알 수 있듯이 짧은 단속시간에서는 결정립에 동적재결정효과가 아직 남아 있음을 알 수 있으며 기지재료의 경우 결정립내에 전위밀도가 높고 결정립형태도 아직 가공효과가 완전히 제거되지 않은 형태를 보여주고 있다. 하지만 단속시간이 300sec에서는 결정립계의 형태와 결정립 내부에 전위밀도가 낮은 것으로 보아 정적재결정이 일어났음을 알 수 있다.

50%미만의 연화비율은 앞서 발표된 논문^{7, 8)}에 의하면 정적회복에 해당하며 단속시간

이 300sec에서 연화비율(90%)은 정적재결정에 해당한다. 단속시간이 길어지면(600sec) 연화비율이 100%이상으로 나타났는데 이는 고온가공초기단계에서 결정립성장과 함께 기지조직의 연화가 많이 발생하므로 고온가공 후 상은 기계적 특성을 나쁘게 할 것으로 판단된다. 따라서 연화비율을 50%이하로 하는 단속시간과 함께 패스변형량을 동적재결정에 필요한 변형량 이후의 값으로 설정하여 초기고온변형에 정적회복을 유도하는 것이 강도향상과 연신율향상에 유리하다고 판단된다.

4. 결 론

Al-Si기지재와 10vol.%SiC_p/Al-Si복합재료의 등온단속변형을 하여 다음과 같은 결과를 얻었다.

1. 기지재료와 복합재료 모두 단속시간을 짧게한 경우가 길게 한 경우보다 강도향상과 연신율향상 효과를 얻을 수 있었다. 그 이유는 고온변형초기에 연화비율을 50%이하로 하여 정적회복을 유도하는 것이 정적재결정과 결정립성장을 유도하는 것보다 고온변형에 유리하기 때문이었다.
2. 두 재료의 연화정도는 370℃에서는 기지재료가, 430℃에서는 복합재료가 연화비율이 높게 나타났는데 이는 강화상인 SiC_p가 고온에서 전위의 소멸원으로 작용하여 단속시간중에 연화를 촉진시켰기 때문이었다.
3. 단속변형으로 연신율향상 정도는 370℃에서 가장 컸으며 기지재료는 200%이상, 복합재료는 400%정도가 연속변형시보다 향상되었는데, 이는 SiC_p 및 Si의 손상이 줄어들어 강화상 계면에서의 결합발생확률이 감소하였기 때문이었다.

후기

본 연구는 1995년도 교육부 학술연구조성비(신소재 분야)의 지원으로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

5. 참고문헌

1. George Krauss : *Deformation, Processing, and Structure (Metals Park, Ohio, ASM)* (1982) 109
2. 장병록, 유연철 : *대한금속학회지*, 31 (1993) 16
3. Y.C. Yoo, B.L. Jang, B.M. Oh, H.I. Lee : 1st Pacific Rim International Conf.

on Advanced Materials and Processing(PRICM-1) 6 (1992) 695

4. 전정식, 고병철, 김명호, 유연철 : 한국소성가공학회지, 3 (1994) 427
5. N.D. Ryan and H.J. McQueen : Materials Forum, 14 (1990) 283
6. M.P. Thomas and J.E. King : Mater. Sci. Tech. vol. 9 (1993) 742
7. H.J. McQueen : Canadian Metallurgical Quarterly, vol. 21 (1982) 445
8. H.J. McQueen and J.J. Jonas : J. Appl. Metal Work, 3 (1984) 233
9. R.W. Cahn, P. Haasen, E.J. Kramer : Mater. Sci. Tech. vol. 15 (1991) 373

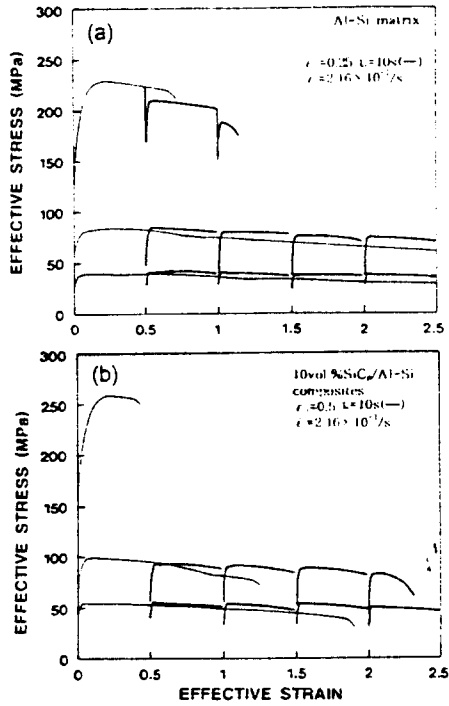


Fig. 1. Continuous and interrupted stress-strain curves (a) Al-Si matrix (b) 10vol.% SiC_p/Al-Si composites

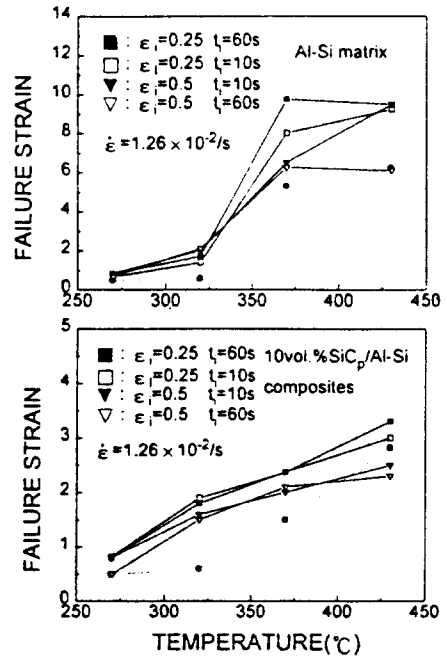


Fig. 2. Variation of failure strain of Al-Si matrix and 10vol.% SiC_p/Al-Si composites

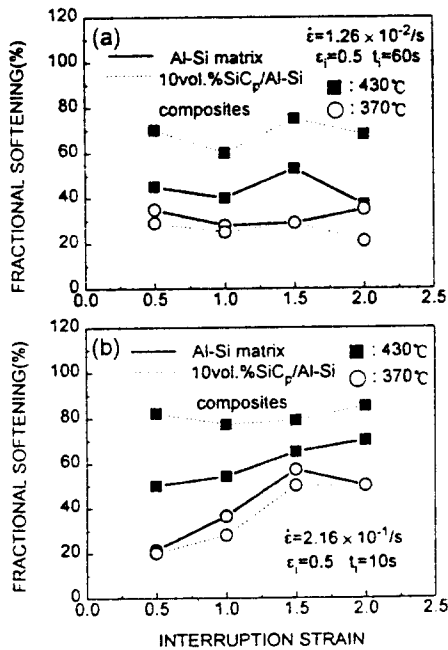


Fig. 3. Variation of fractional softening with pass number (a) Al-Si matrix (b) 10vol.% SiC_p/Al-Si composites

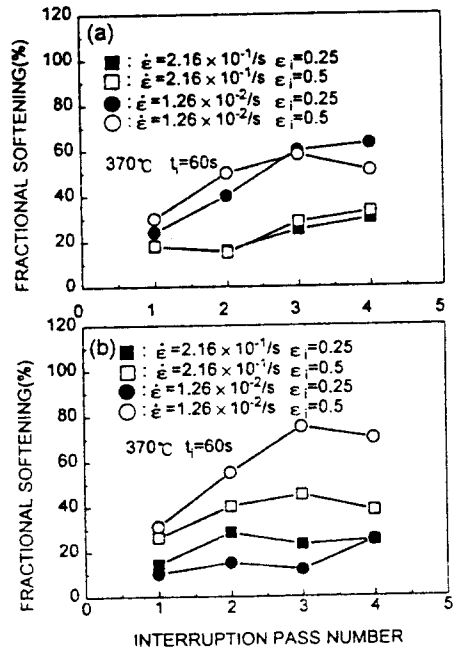


Fig. 4. Variation of fractional softening with pass strain (a) Al-Si matrix (b) 10vol.% SiC_p/Al-Si composites

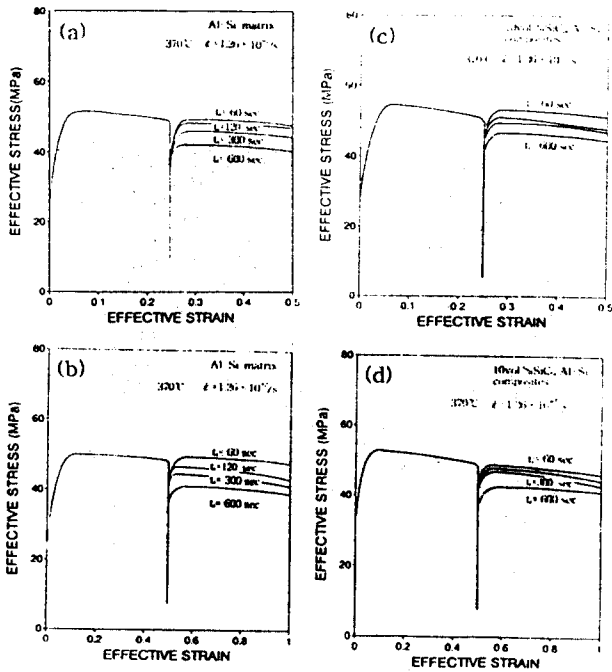


Fig. 5. Effect of delay time on the flow stress (a)(b) Al-Si matrix (c)(d) 10vol.% SiC_p/Al-Si composites

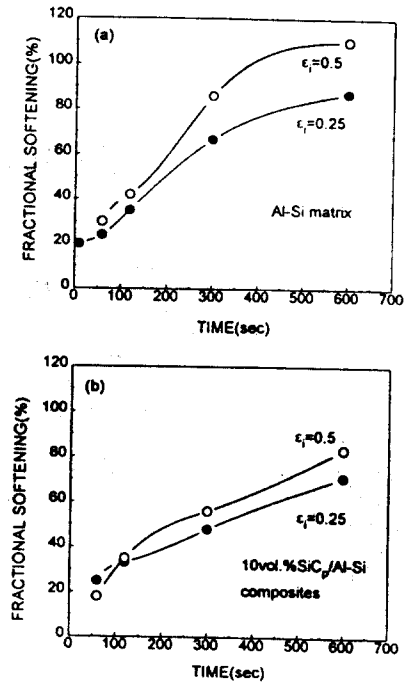


Fig. 6. Variation of fractional softening with delay time (a) Al-Si matrix (b) 10vol.% SiC_p/Al-Si composites

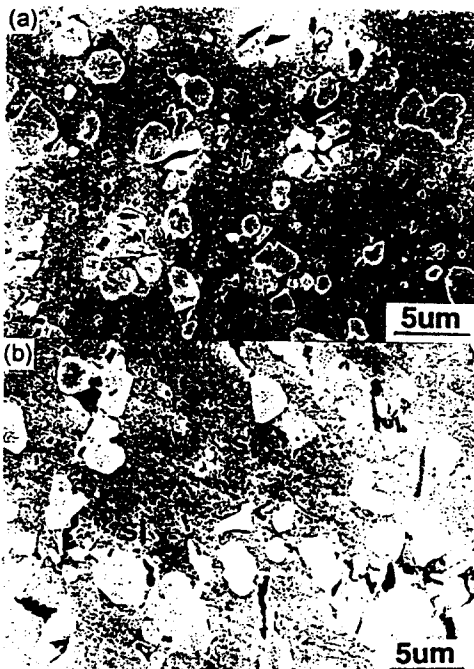


Photo 1. SEM micrographs of hot deformed of Al-Si matrix at $\epsilon = 1.2$ ($\dot{\epsilon} = 2.16 \times 10^{-3}/s$, 320°C) (a) continuous (b) interrupted

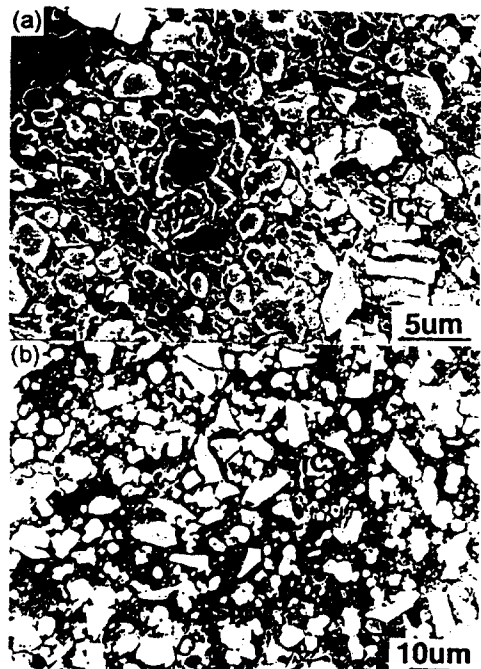


Photo 2. SEM micrographs of hot deformed of SiC_p/Al-Si composites at $\epsilon = 0.8$ ($\dot{\epsilon} = 2.16 \times 10^{-3}/s$, 320°C) (a) continuous (b) interrupted

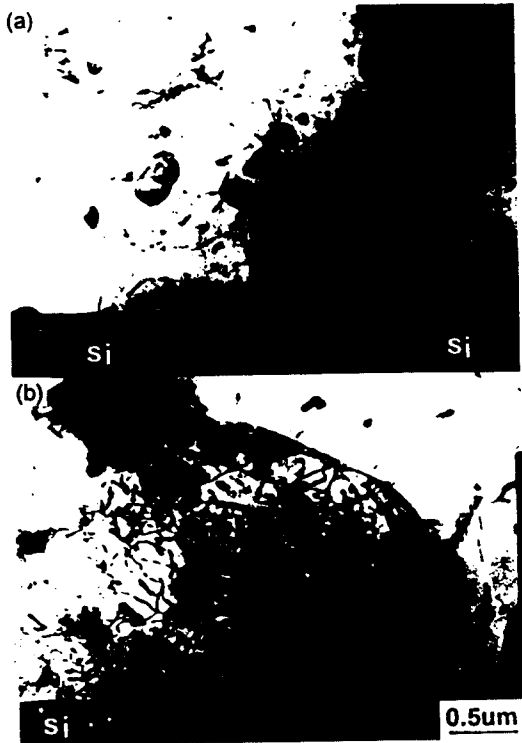


Photo 3. TEM micrographs of Al-Si matrix with isothermally interrupted deformed at $\dot{\epsilon} = 1.26 \times 10^{-2}/s$, 370°C (a) $\epsilon_i=0.25$ $t_i=60s$ (b) $\epsilon_i=0.5$ $t_i=60s$

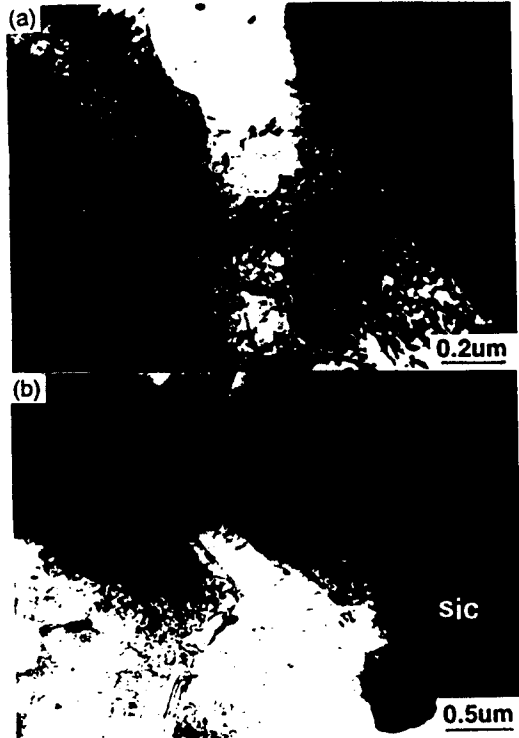


Photo 4. TEM micrographs of 10vol.% SiC_p/Al-Si composites with isothermally interrupted deformed at $\dot{\epsilon} = 1.26 \times 10^{-2}/s$, 370°C (a) $\epsilon_i=0.5$ $t_i=120s$ (b) $\epsilon_i=0.5$ $t_i=300s$

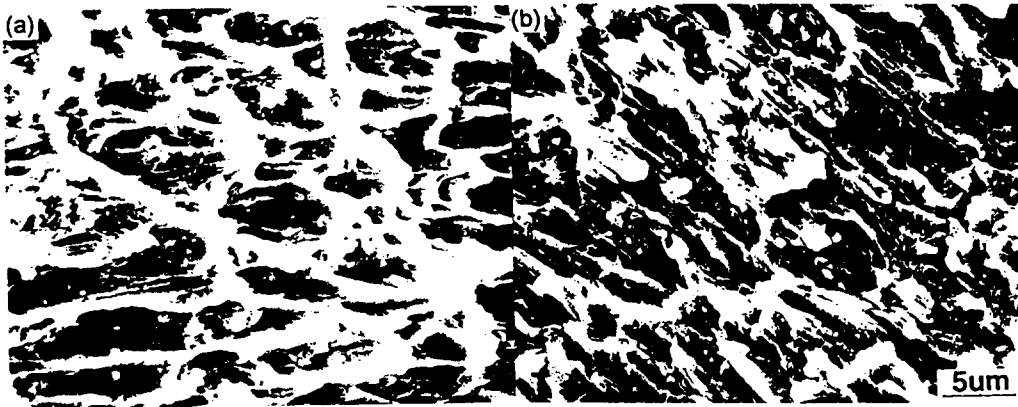


Photo 5. Fracture surface of isothermally interrupted hot deformed at $\dot{\epsilon} = 1.26 \times 10^{-2}/s$, 370°C (a) Al-Si matrix (b) 10vol.% SiC_p/Al-Si composites