

|||||||
論 文
 |||||

용탕단조를 이용한 SiC 휘스카 강화 마그네슘복합재료의 제조

장시영 · 신동혁 · 홍성길* · 최정철**

Squeeze Casting of SiC Whisker Reinforced Magnesium Composites

Si-Young Chang, Dong-Hyuk Shin, Sung-Kil Hong*, Jung-Chul Choi**

Abstract

Squeeze casting was performed to fabricate the SiC whisker reinforced magnesium matrix composites, and the suitability of the squeeze casting for the production of the sound composites was determined by micro/macro-structures observations and tensile test. The two-directional infiltration of the melt and the removal of air during infiltration using the devised mold were necessary to produce the composites. The pressure of 100 MPa was effective for the production of composites with the SiC whisker volume fraction of 30%, but the pressure should be lower than 50 MPa in case of below 20% in the volume fraction. The SiC whiskers in the squeeze cast composites were randomly and densely aligned, and the SiC whiskers/magnesium interfaces were continuously well-bonded. The elastic modulus, 0.2% proof stress and tensile strength in the composite were about 2.5times, 10times and 4times as large as those of magnesium, respectively, indicating that the squeeze casting sufficiently provides the high strength magnesium composites reinforced with SiC whiskers. (Received January 20, 2000)

1. 서 론

최근 대기오염과 지구 온난화가 심각해짐에 따라 이에 대한 대책과 함께 한정된 에너지를 효과적으로 이용하는 방안이 현재 가장 큰 이슈로 대두되고 있으며, 그 해결책의 하나로서 모든 산업분야에서 재료의 고성능화와 경량화 및 리사이클이 강하게 요구되고 있다. 그 중에서도 특히 마그네슘은 비중이 철의 1/4.5, 아연의 1/4, 알루미늄의 2/3로서 실용 금속재료 중에서 가장 경량이기 때문에 주목을 받고 있다. 그러나, 지금까지 개발된 마그네슘합금은 실온 및 고온에서의 강도와 탄성율이 낮아 실용재로서의 평가가 낮고, 그 사용이 한정된 분야에 머무르고 있는 실정이다.

따라서, 마그네슘합금의 단점을 SiC, Si₃N₄, Al₂O₃ 등의 여러 가지 세라믹스 강화재를 사용하여 보완하여 우수한 기계적특성을 갖는 마그네슘합금기 복합재료와 같은 신소재를 개발할 필요성이 대두되어 그에 관한 연구가 활발하게 행하여지고 있다[1-6]. 아직 실용의 공업제품에 응용한 예는 적지만 목표로 하는 분야는

경량성과 내마모성이 요구되는 오일펌프커버, 피스톤, 엔진부품 등의 자동차용이 많고, 경량성 뿐만 아니라 작은 열팽창율과 뛰어난 방진성이 요구되는 우주항공 분야의 구조부품으로서도 기대되고 있다.

종래의 가공방법을 적용할 수 있고, 접합성과 2차 가공성이 비교적 쉬운 입자나 휘스카(whisker)와 같은 불연속형태의 강화재를 사용한 복합재료의 제조법은 ① 초급랭응고한 기지(matrix) 분말과 입자 또는 휘스카를 혼합하여 열간 압축, HIP 등을 사용하여 고화성형을 하는 분말야금법[7,8], ② 용융 및 반응용기지 중에 입자 또는 휘스카 등을 첨가하고, 기계적 교반에 의해 복합화하여 주조하는 콤포캐스팅법(compo-casting)[9-11], ③ 강화재 프리폼(preform) 중에 기지 용탕을 고압력으로 가압·침투·응고시키는 용탕단조법[12,13]으로 크게 나눌수 있다. 분말야금법은 고상과 고상으로부터 제조하기 때문에 기지와 강화재가 과민한 반응을 일으키지 않고, 강화재의 열화가 적어 성능이 좋은 재료를 얻을 수 있지만, 제조시에 기지로서 입도를 조정할 분말을 사용하기 때문에 가격이 높아져 특수한 부분에만 적용

한양대학교 금속재료공학과(Dept. of Metallurgy and Materials Science, Hanyang University)

*전남대학교 금속공학과(Dept. of Metallurgical Eng., Chonnam University)

**아주대학교 재료공학과(Dept. of Materials Science Eng., Ajou University)

될 수 있다. 콤포캐스팅법은 용탕중에 강화재를 혼입하여 교반 후 주조하는 방법으로 제조원가는 싸지만, 비교적 장시간에 걸쳐 용탕과 강화재가 고온에서 접촉하기 때문에 강화재의 열화가 진행되고 또한 반응의 진행에 따라 산화물이나 탄화물과 같은 취약한 화합물을 계면에 생성하기 때문에 강도면에서 기대할 만한 재료를 얻기 힘들다. 이러한 방법과 비교하여 중간적인 입장에 있는 용탕단조법은 단시간에 제조가 가능하고, 수축공(shrinkage)나 기공(porosity) 등의 역제가 가능하며, 제조한 재료의 강도특성이 양호한 점 및 양산화가 가능하고, 가격면에서도 저렴한 뛰어난 제조법이다. 현재 용탕단조법을 이용하여 제조한 복합재료에 관한 연구는 대부분 알루미늄합금에 집중되어 있고, 최근 마그네슘합금을 기지로 한 복합재료의 조직 및 기계적특성에 관한 연구[14-17]가 실행되고 있으나 아직은 미미한 실정이다.

따라서, 본 연구에서는 용탕단조법을 이용하여 SiC 휘스카 강화 마그네슘 복합재료를 제조하고, 제조한 복합재료의 주조조직과 실온에서의 인장특성을 조사하여 건전하며 강도가 높은 SiC 휘스카 강화 마그네슘 복합재료의 제조 공정을 확립하는 것을 목적으로 한다.

2. 실험 방법

2.1 마그네슘복합재료의 제조

순도 99.95%의 마그네슘을 1093K에서 용해한 후, 체적율 20%, 30%의 東海카본(주)제 SiC 휘스카 프리폼($\varnothing 55 \text{ mm} \times 35 \text{ mm}$, $\varnothing 55 \text{ mm} \times 50 \text{ mm}$) 중에 고압력으로 용탕을 충전, 응고시키는 용탕단조로 복합재료를 제조하였다. 용해작업은 마그네슘의 강한 산화성을 억제하기 위하여 SF₆와 CO₂가스의 혼합가스분위기에서 뚜껑이 있는 철제 도가니를 이용하여 행하였다. 또한, SiC 휘스카 프리폼은 미리 진공로에서 1223K로 가열하여 2시간 동안 유지한 후, 573K로 예열한 금형에 설치하였다. 그 후 마그네슘 용탕을 주입하여 가압력 50~100 MPa, 가압속도 23 mm/s, 가압시간 200s의 조건에서 복합재료를 제조하였다.

이 방법으로 제조한 주괴의 복합재료부에는 큰 균열과 변형, 용탕의 미충진부가 생겨 이러한 결함부를 없애기 위하여 용탕의 충전방향을 제어하는 것을 목적으로 개량한 금형을 사용하여 복합재료를 제조하였다. 또한, 건전한 복합재료의 제조방법을 확인하기 위하여 내

크립성과 주조성을 향상시킨, Al을 약 4%, Ce, La, Pd 및 Nd의 Rare Earth 원소를 약 2% 함유한 AE42 합금[18,19]을 기지로 이용하여 복합재료를 제조하였다.

2.2 미세조직 관찰 및 인장시험

제조한 복합재료의 주괴를 원주길이방향으로 반으로 절단하여, 한쪽을 기계연마(#100~#1000) 한후, 초산과 증류수를 1:5의 비율로 혼합한 부식액으로 약 60s동안 에칭하여, 주조시 기지의 응고조직형태와 SiC 휘스카 프리폼에의 용탕 침투거동 및 프리폼의 변형상태를 관찰하였다. 또한, 주조복합재료 내부의 균열발생 및 강화재의 분포상황을 관찰하기 위하여 기계연마 후 알루미늄입자(입도 1 μm ~0.3 μm) 및 다이아몬드 페스트(입도 1 μm ~0.25 μm)를 사용하여 최종적인 마무리연마를 하여 광학현미경(OM)과 전계방사형 주사전자현미경(FE-SEM)으로 미세조직을 관찰하였다.

투과전자현미경(JEOL, 200 kV) 관찰용 박막시료는 다이아몬드 페스트 연마 후 이온 밀(GATAN, DUO-ION MILL)을 이용하여 제작하여 기지와 강화재의 계면상태를 관찰하였다. 이온 밀링에 의한 박막 제조는 진공도 약 $5 \times 10^{-5} \text{ Torr}$, 시료 회전속도 2 rpm, 전압 4 kV, 전류 1 mA의 액체질소분위기에서 행하였다.

기지와 복합재료로부터 직경 3.6 mm, 게이지길이 14 mm의 봉형 인장시험편을 기계가공하여 제작한 후, $6 \times 10^{-4} / \text{s}$ 의 변형속도(strain rate)로 인장시험을 행하였다. 탄성을 및 0.2%내력은 시험편의 측면에 부착한 스트레인게이지(strain gauge)로부터 구하였고, 인장강도와 연신율은 클립게이지(clip gauge)에 의해 구하였다. 인장시험은 동일조건에서 모든 시료에 대해 3~4회 실시하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 건전한 마그네슘복합재료의 제조

용탕단조법의 주요 제조인자로서는 용탕온도, 용탕의 침투방향, 프리폼의 온도, 강화재의 체적율, 금형의 온도, 가압력, 가압시간 및 가압속도 등이 있다[12,20]. 용탕단조법은 고압력으로 프리폼의 간격에 용탕을 가압·충진시키기 때문에 용탕충진시에 부하가 걸려 제조된 복합재료부는 원래의 프리폼 형상과는 다르게 수축변형한다. 이 부하를 작게 하기 위하여 용탕의 점성

을 작게 하고, 침투시 용탕의 급격한 온도저하를 방지해야 한다. 福永 등[12]은 복합재료제조에 있어서 최적의 제조 온도조건을 프리폼과 용탕의 혼합온도관계로서 고찰하여, 프리폼의 온도가 너무 높으면 계면반응의 진행에 의해 기대하는 강도를 얻을 수 없는 반면에 프리폼의 온도가 매트릭스의 용점이하이면 침투경로에 있어서 부분적인 응고에 의하여 경로가 좁아져 용탕이 충분히 충전되지 않음을 나타내었다. 또한, Masur 등[21]은 프리폼 중으로 용탕이 충전할 때의 구동력(driving force)을 다음과 같이 나타내었다.

$$\Delta P_U = P_T - P_g - \Delta P_r$$

P_T 는 가압력이고, P_g 는 충전전 프리폼 주위의 압력, ΔP_r 는 표면장력에 의한 액체금속에서의 압력감소이다. 모세관 압력감소는 네가티브의 역할을 하며, 외부로부터의 압력은 용탕의 충전에 필요하지 않으며, 충전시의 제한인자는 충전중의 열적조건이다[22]. 그러나 실제로 벌크 시료를 용탕단조로 제작할 때는 용탕충진방향, 거리 등에 의해 적절한 가압력 및 온도조건이 필요하다. 최근 용탕단조에 의한 알루미늄합금기 복합재료 제조시의 가압력 등의 기계적 조건 및 용탕과 프리폼의 온도 등 열적 조건은 보고되어 있다[12,20]. 마그네슘은 알루미늄과 비교하여 용점과 열용량은 비슷하지만, 열전도도 및 용융잠열이 작고 산화성이 강하므로 알루미늄의 경우와는 달리 기계적 및 열적 조건은 변화할 것이다. 따라서 본 연구에서는 복합재료의 제조에 있어서 이러한 변수들을 참고로 예비실험을 행하여, 제조중의 점성저하 및 기지의 용점이하로 떨어지지 않는 온도로서 용탕온도를 1093K, 프리폼온도를 1223K로 하여 열적 조건을 일정하게 한 후, 강화재의 체적율, 크기, 용탕충진방향 및 가압력 등의 기계적조건의 영향을 중점으로 살펴보았다. 본 연구에서의 용탕단조에 의한 복합재료의 제조조건을 표 1에 나타내었다.

그림 1에 제조한 복합재료 주괴의 매크로조직을 사용한 용탕단조법의 개략도와 함께 나타내었다. 체적율

20%의 프리폼을 이용하여 가압력 50 MPa하에서 용탕의 침투방향을 프리폼 상부의 한 방향(그림 1a)으로부

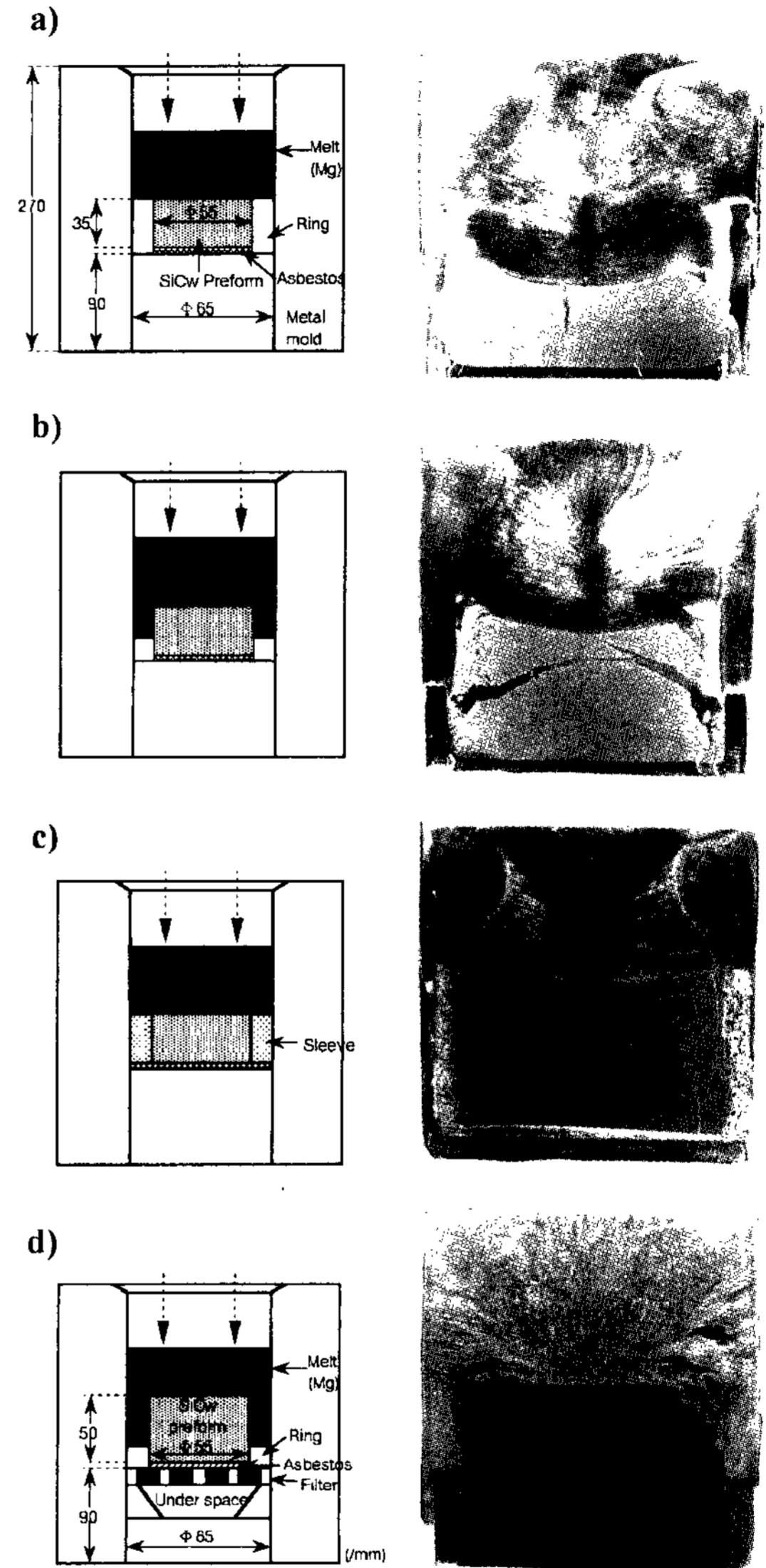


Fig. 1. Schematic drawing of squeeze casting method and macrostructures of the obtained composites; a) specimen A, b) specimen B, c) specimen C, d) specimen D listed in Table 1.

Table 1. Fabrication conditions of squeeze cast magnesium matrix composite reinforced with SiC whiskers

시료	용탕침투방향	강화재체적율 (Vf, %)	금형	매트릭스	프리폼 크기 (mm)	가압력 (MPa)
A	uni-direction	20	conventional	pure Mg	ø55 × 35	50
B	two-direction	20	conventional	pure Mg	ø55 × 35	50
C	two-direction	30	conventional	pure Mg	ø55 × 35	50
D	two-direction	30	improved	pure Mg	ø55 × 50	100
E	two-direction	30	improved	AE42	ø55 × 50	100

터 상부 및 측면의 두 방향(그림 1b)으로 바꾸면서 복합재료의 제조를 하였지만, 어떠한 경우에도 복합부의 균열과 변형이 생겼고, 특히 상부의 한 방향으로 용탕을 침투시켜 제작한 시료에서는 용탕의 충전거리가 길어 한 방향으로부터 큰 부하를 받기 때문에 매우 큰 변형이 발생하였고, 프리폼의 상부에서부터 하부에 걸쳐 가압방향과 평행한 방향으로 균열이 생겼다. 이것은 가압력에 비해 프리폼의 부하에 대한 저항강도가 약하기 때문이라고 생각된다. 위 결과로부터, 상기 조건하에서 마그네슘 복합재료의 제조시에는 가압력을 50 MPa 이하로 줄이거나, 가압시 복합부(프리폼)의 균열과 변형 방지를 위해 프리폼 중의 SiC 휘스카 체적율을 높여 가압력에 대한 프리폼의 저항강도를 높이고 용탕의 충전거리를 최소화하여 충전저항을 줄이는 것이 효과적임을 알 수 있다.

따라서, 체적율 30%의 SiC 휘스카 프리폼을 사용하여 상기 조건하에서 복합재료의 제조를 행하였다. 그 결과를 그림 1c에 나타내었다. 체적율 20%의 복합재료에서와 같은 균열과 변형은 발생하지 않았지만, 용탕의 미충진부가 발생하였다. 이것은 용탕충진시 충전저항이 되는 금형내의 공기가 완전히 밖으로 빠지지 못하고 최종 응고부에 모임으로서 생긴 결과로 생각된다. 이 결과로부터 가압시 금형내의 공기가 빠질 수 있도록 공간을 설치한 개량형 금형을 사용하여 복합재료의 제조를 실행하였다(그림 1d). 이것은 용탕을 SiC 휘스카 프리폼의 상부와 상부측면으로부터 침투시켜 금형 하부에 설치한 공간에 기지의 침투전선을 순차적으로 압출함으로써 복합재료를 제조하는 방법이다. 또한 SiC 휘스카 체적율 30%인 복합재료의 제조에는 그림 1c에서 체적율 30%인 경우에 복합부의 균열과 변형이 발생하지 않은 결과로부터 크기가 큰(35 mm → 50 mm) 프리폼과 보다 우수한 기계적성질이 기대되는 100 MPa의 가압력을 사용하였다. 그 결과 프리폼이 약간 가압방향과 평행한 방향으로 변형하였고, 복합부 모서리에서 균열이 발생하였지만, 비교적 양호한 복합재료를 얻을 수 있었다(그림 1d).

또한 동제조조건에서 건전한 SiC 휘스카 강화 마그네슘 복합재료 제조의 재현성을 확인하기 위하여 기지로서 내열 마그네슘합금인 AE42를 사용한 결과 그림 2에 나타낸 것처럼 보다 건전한 복합재료를 제조할 수 있었다. 그러나, 높이 50 mm인 프리폼은 기지가 순마그네슘인 경우에 약 43 mm로 약 14%, AE42인 경우

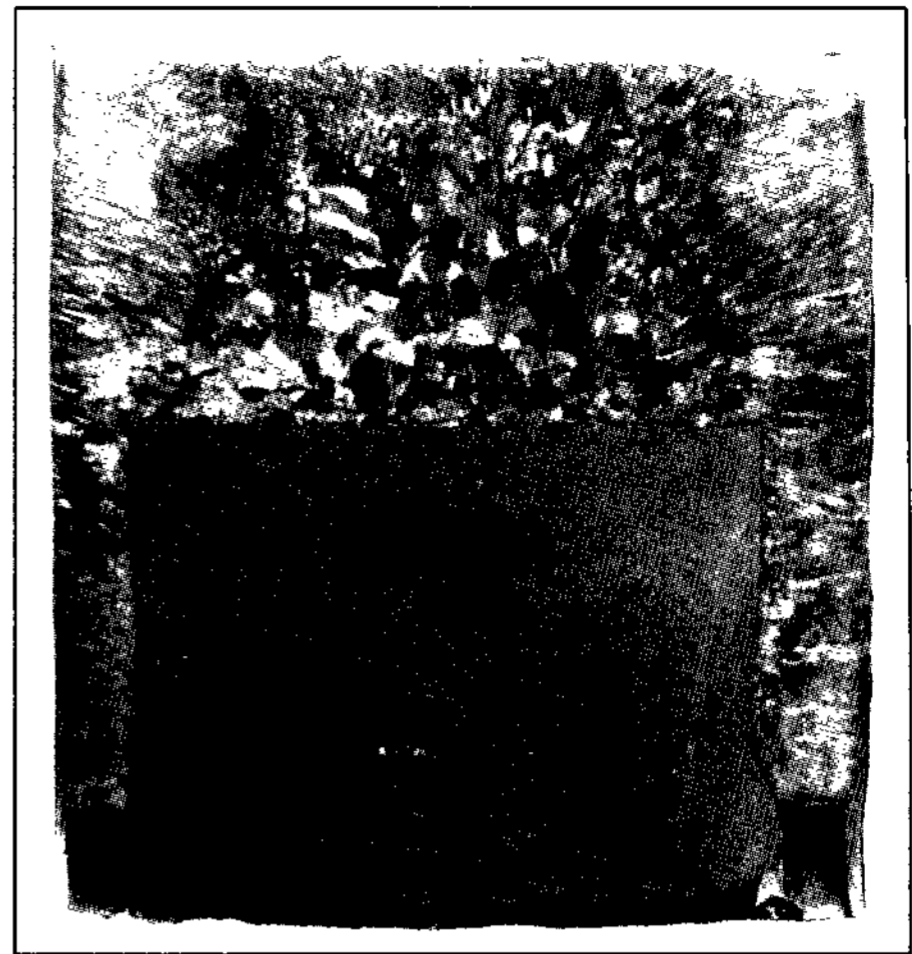


Fig. 2. Macrostructure of squeeze cast AE42 alloy matrix composite reinforced with SiC whiskers using the same method shown in Fig. 1 d). This is specimen E in Table 1.

Table 2. Volume fractions of SiC whiskers before/after squeeze casting

체적율 (Vf, %)	
프리폼	30
SiCw/Mg	35.6
SiCw/AE42	36.2

에 약 40 mm로 약 20% 변형하여 SiC 휘스카의 체적율은 주조 후에 증가하였다. 복합재료의 비중 측정 결과에 의한 SiC 휘스카의 체적율 변화를 표 2에 나타내었다. 이와 같이 매트릭스의 종류에 의하여 생기는 변형의 차이는 알루미늄 첨가에 의한 합금화로 인하여 용점의 감소 및 응고구간의 존재로 인하여 유동성이 증가함과 동시에 용탕가압이 보다 효과적으로 지속되었기 때문이라고 생각된다. 한편, 그림 1과 2의 주조인곳의 마크로조직에서 기지는 입상정의 조직을 나타내고 있으며, 이것은 주조시에 고압력을 가하기 때문에 응고온도가 상승하여 액체전체가 급격히 과냉상태가 됨으로써 불균질 핵생성이 용이하게 발생하기 때문이라고 생각된다.

3. 2 마그네슘복합재료의 미세조직과 인장특성

그림 3에 용탕단조에 의해 제조한 체적율 30% SiC 휘스카 강화 마그네슘 복합재료의 FE-SEM 사진을 나타내었다. FE-SEM 관찰로부터 주조복합재료 중에는 SiC 휘스카가 랜덤한 방향으로 치밀하고 고르게 분포되

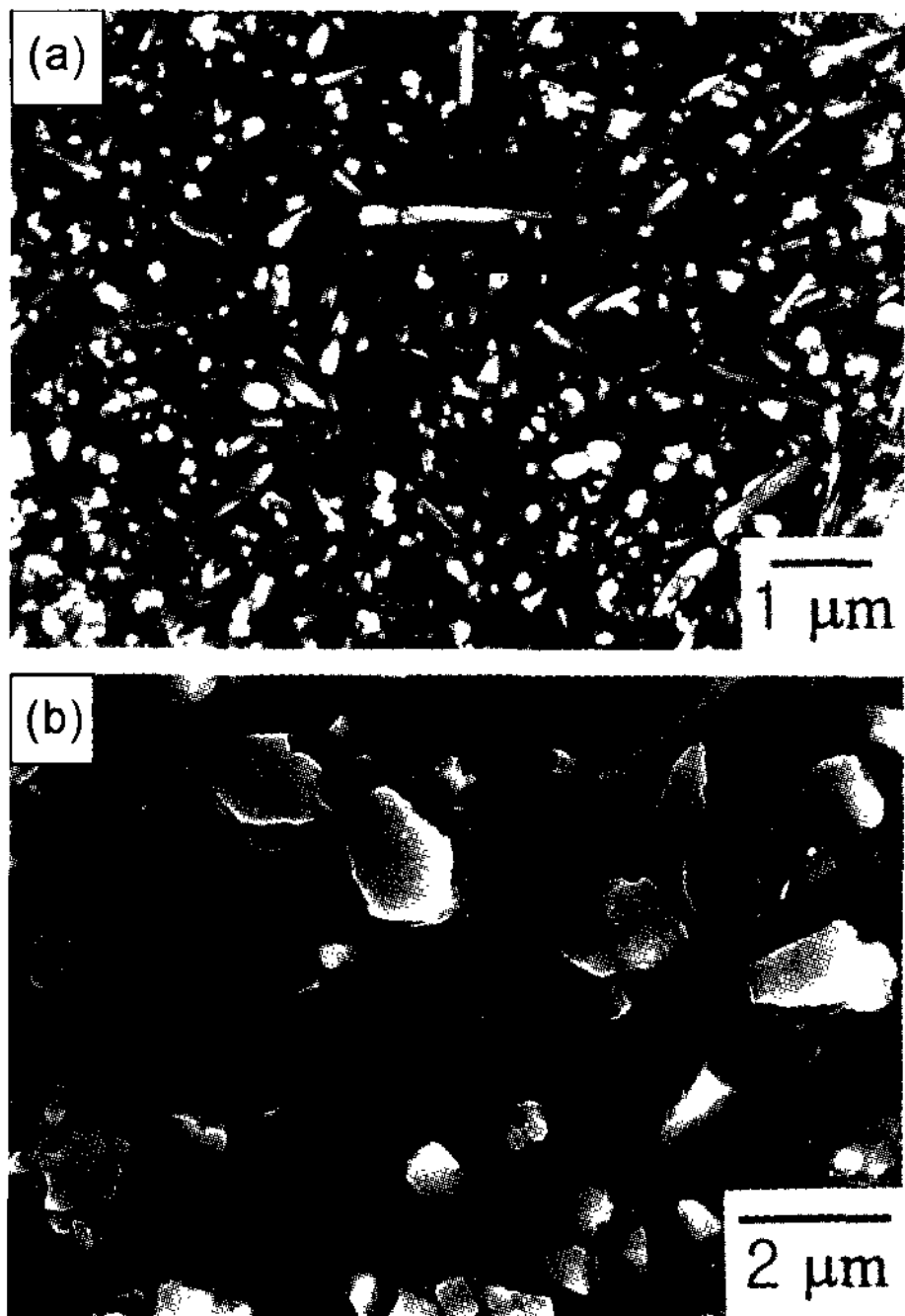


Fig. 3. FE-SEM micrographs showing randomly aligned SiC whiskers in squeeze cast magnesium matrix composite.

어 있음을 알 수 있고, 또한 주조시의 높은 부하 압력으로 인하여 깨진 육각형 및 삼각형의 SiC 휘스카가 관찰된다. 그림 4는 SiC 휘스카 강화 마그네슘 복합재료의 TEM 사진으로서, SiC 휘스카 강화재와 마그네슘은 연속적으로 잘 결합되어 있음을 알 수 있다. 따라서, 복합화에 의한 SiC 휘스카의 손상에도 불구하고, 본 연구에서는 용탕단조에 의해 제조한 마그네슘 복합재료를 충분히 건전한 재료로서 간주하여, 마그네슘과 SiC 휘스카의 복합에 의한 기계적 특성을 조사하기 위하여 인장시험편을 채취하였다. 한편, 그림 4에서 계면에 존재하는 반응 생성물은 주조시에 생성되는 MgO로 분석되었다[23].

인장시험으로 얻은 순 마그네슘 및 복합재료의 공칭 응력-변형 곡선을 그림 5에 나타내었다. 복합화에 의해 탄성율, 내력 및 인장강도는 크게 향상되지만, 연성은 상당히 감소함을 알 수 있다. 표 3에 인장시험의 결과를 나타내었다. 본 인장시험에서는 복합재료의 경우 파괴강도를 인장강도로 하였다. SiC 휘스카를 강화재로 한 복합화에 의해 마그네슘의 탄성율은 28 GPa로부터 80 GPa로 크게 향상하였고, 인장강도는 109 MPa에서 404 MPa로 약 4배 증가하였다. 특히 0.2%내력이 현저

하게 증가하여 마그네슘의 약 10배 이상인 약 295 MPa를 나타내었다. 일반적으로 복합화에 의한 탄성율 및 강도의 증가는 강화재와 매트릭스재의 계면에서 응력의 전달이 일어나 강화재가 응력을 부담하는 것에 기인한다. 즉, 복합재료의 기계적성질은 계면의 상태에 크게 의존한다고 할 수 있다. 따라서, 마그네슘 복합재료의 탄성율 및 강도의 비약적인 증가는, 용탕단

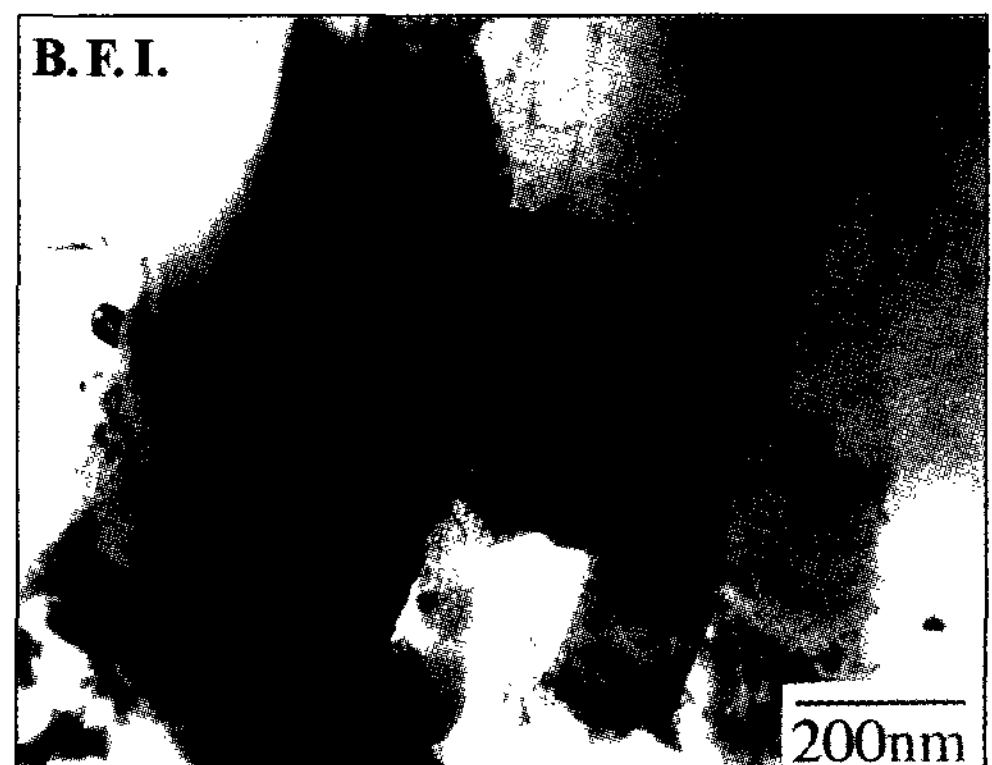


Fig. 4. TEM image showing the well-bonded SiC whisker/magnesium interface.

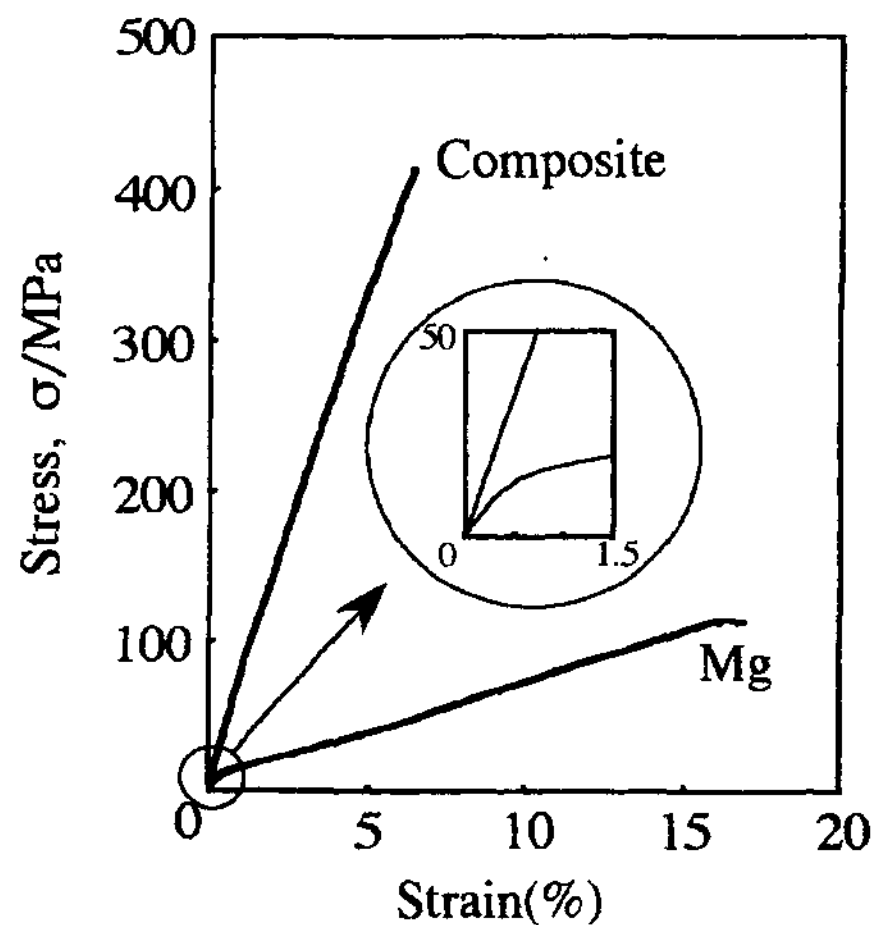


Fig. 5. Engineering stress/strain behavior in squeeze cast magnesium and composite.

Table 3. Tensile properties of squeeze cast magnesium and magnesium matrix composite reinforced with SiC whiskers.

재료	탄성율 (E/GPa)	인장강도 (σ/MPa)	0.2% 내력 (σ/MPa)	연신율 (%)
Mg	28	109	22	15.2
SiCw/Mg	80	404	295	1.2

Table 4. Comparison of specific elastic modulus and specific tensile strength for squeeze cast magnesium matrix composite and some typical high strength metallic materials

재료	비탄성율 ($E/\rho, 10^6 m^2 s^{-2}$)	비강도 ($\sigma/\rho, 10^3 m^2 s^{-2}$)
pure Mg	16.4	63.2
AZ91 ^[24]	19.4	89.6
SiCw/Mg(Vf 30%)	36.8	185.7
SiCw/AZ91(Vf 30%) ^[24]	32.6	168.5
A7075-T6	25.4	207
Ti-6Al-4V	25.8	262
Maraging steel(18Ni350)	23.3	300

조법으로 SiC 휘스카 강화 마그네슘 복합재료의 제조 시 마그네슘과 SiC 휘스카와의 계면 결합성과 접합성이 충분히 강화재료의 응력전달을 할 수 있을 정도로 우수함을 나타낸다. 표 4에서는 용탕단조법에 의해 제조한 SiC 휘스카 강화 마그네슘 복합재료와 기존의 고강도 금속재료의 비강도와 비탄성율을 비교하였다. 마그네슘 복합재료는 기존의 고강도 금속재료에 필적하는 비강도와 우수한 비탄성율을 보였다. 한편, 연신율은 현저하게 감소하여 약 1%의 낮은 값을 보였다.

4. 결 론

용탕단조법에 의해 SiC 휘스카 강화 마그네슘 복합 재료를 제조하여 주조재의 미세 조직을 관찰하고, 또한 실온에서의 기계적성질을 조사한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) 복합재료의 제조시 프리폼에의 용탕의 침투경로를 상부로부터의 단일방향보다는 상부 및 측면의 양방향으로 하여 충전거리를 최소화하는 것이 건전한 복합재료의 제조에 효과적이다. 또한, 용탕의 가압·충진시는 충지저항이 되는 공기를 제거하여 미충진부의 발생을 억제해야 한다.

2) SiC 휘스카 체적율 20%의 프리폼을 사용하여 마그네슘 복합재료를 제조하기 위해서는 50 MPa 이하의 가압력이 필요하고, 체적율 30%의 마그네슘 복합재료의 제조는 100 MPa의 가압력에서도 가능하였다.

3) 복합재료중의 SiC 휘스카 강화재는 균일분산되어 있고, 기지와 강화재의 계면은 연속적이며 MgO 계면 반응 생성물이 존재하였고, 결합상태는 양호하였다.

4) SiCw/Mg 복합재료는 기지인 순마그네슘보다 탄

성율은 2.5배, 0.2%내력은 10배 이상, 인장강도는 약 4배 이상 높아 용탕단조에 의해 충분히 고강도화가 달성되었다.

5) SiC 휘스카 강화 마그네슘 복합재료의 제조에 용탕단조법의 적용은 가압에 의해 프리폼이 변형하는 문제점은 있지만, 마그네슘의 고강도화를 위한 복합재료의 제조에 적합하다.

참 고 문 헌

- [1] H. Hu: Scripta Materialia, 39, (1998), 1015.
- [2] AFeldhoff, E. Pippel: J. Microscopy, 18, (1997), 122..
- [3] D. J. Towel, C. M. Friend: Mat.Sci. & Tech., 9, (1993), 35.
- [4] Y. Kagawa, E. Nagata: J.Mat.Sci.Letters, 11, (1992), 176.
- [5] K. Purazrang, K. U. Kainer, B. L. Mordike: Composites, 22, (1991), 456.
- [6] K. U. Kainer: Mat.Sci. & Eng., A135, (1991), 243.
- [7] A. P. Divecha, S. G. Fishman, S. D. Barmacha: J.Metals, 33, (1981), 12.
- [8] F. H. Froes, J. R. Pickens: J.Metals, 36, (1984), 14
- [9] C. G. Levi. G. J. Abbaschian, R. Mehrabian: Met.Trans.A, 9A, (1978), 697.
- [10] B. F. Quigley, G. J. Abbaschian, R. Winderin, R. Mehrabian: Met.Trans.A, 13A, (1982), 93.
- [11] V. Laurent, P. Jarry, G. Regazzoni, D. Apelian: J. Mater.Sci., 27, (1992), 4447.
- [12] 福永: 輕金屬, 38, (1988), 740.
- [13] 井藤, 白井: 輕金屬, 42, (1992), 707.
- [14] H. Hu: J.Mater.Sci., 33, (1998), 1579.
- [15] L. Geng, C. K. Yao: J.Mater.Sci.Letters, 14, (1995), 606.
- [16] K. Purazrang, K. U. Kainer, B. L. Mordike: Composites, 22, (1991), 456.
- [17] J. Schr der, K. U. Kainer: Mater.Sci.Eng., A135, (1991), 33.
- [18] M. E. Drits, L. L. Rokhlin, A. A. Oreshkina, N. I. Nikitina: Rus.Met., 5, (1982), 83.
- [19] A. J. Murphy, R. J. M. Dayne: J.Inst.Metals, 73, (1946), 105.
- [20] S. K. Hong, H. Tezuka, A. Kamio, B. S. Chun, S. S. Cho: J.Japan Inst.Metals, 60, (1996), 218
- [21] L. J. Masur, A. Mortensen, J. A. Cornie, M.C.Flemings: Met.Trans.A, 20A, (1989), 2535.
- [22] S. Guldberg, H. Westengen, D. L.Albright: SAE Technical Paper, 910830, (1991).
- [23] S. Y. Chang, H. Tezuka, A. Kamio: Mater.Trans.JIM, 38, (1997), 18.
- [24] J. S. Kim, M. Sugamata, J. Kaneko: J.Japan Inst.Metals, 55, (1991), 521.