

論文

알루미늄기지 복합재료의 제조 및 기계적 성질 평가

임태원* · 이창수** · 김영한** · 한경섭**

Fabrication And Mechanical Properties Of Aluminum Matrix Composite Materials

T. Lim*, C. S. Lee**, Y. H. Kim**, and K. S. Han**

ABSTRACT

Aluminum matrix composite materials containing SiC whisker and Saffil alumina short fiber are fabricated by the direct squeeze infiltration method. Optimum processing conditions for preforms and squeeze casting are suggested. Microstructures show the uniform distribution of reinforcements. For the minimum damages of reinforcements, the relatively low pressure, 25 MPa, is applied.

Mechanical properties of Al/SiC and Al/Al₂O₃ composite materials are investigated. Tensile properties such as Young's modulus and UTS are improved up to 70% and 60% by the addition of reinforcements, respectively. Predictions of elastic modulus and strength are proposed by the transformed laminate analogy, and combination of modified rule of mixtures and shear lag theory, respectively. Proposed predictions show good agreements with experimental data. Tensile strength maintains their 85% and 70% level up to 150°C and 300°C.

From fracture surface analyses at room and elevated temperatures, it is found that failure mode is ductile on microstructural level and it is getting more ductile as elevated temperatures appear to be mainly on account of overaging and softening of the matrix alloy.

초 록

다양한 제조 조건에 따라 Al/SiC 및 Al/Al₂O₃ 복합재료를 가압용침법에 의해 제조하였다. 제조된

*정회원, 현대자동차 마북리연구소

**정회원, 포항공과대학 기계공학과

복합재료의 미세구조를 통하여 보강재의 균일한 분산과 보강재와 기지금속의 결합정도가 우수함을 확인하였다. 제조시 가압력은 보강재의 파손을 최소화하기 위하여 비교적 낮은 25MPa로 하였다.

Al/SiC 및 Al/Al₂O₃ 복합재료의 영률과 인장강도는 보강재의 첨가에 따라 각각 약 70%와 60% 정도 향상되었다. 가압용침법에 의해 제조된 복합재료의 영률과 인장강도의 예측방법을 Transformed laminate analogy, Modified rule of mixture, 그리고 Shear lag theory의 조합으로부터 제시하였다. 제시된 예측식에 의한 이론치는 실험결과와 잘 일치하였다. 한편, 금속복합재료는 300°C까지 우수한 인장강도를 유지하여 고온 응용에 적합한 재료임을 확인하였다. 고온인장강도는 150°C와 300°C에서 상온인장강도의 약 85%와 70%를 유지하였다.

파단면의 관찰로부터 알루미늄 기지 복합재료의 경우 미세구조적으로는 연성파괴의 양상을 가지며, 온도가 올라감에 따라 그 정도가 심해짐과 고온에서의 인장강도 감소는 주로 기지금속의 파괴효와 연화에 기인함을 알 수 있었다.

Key words : Aluminum Matrix Composites(알루미늄기지 복합재료), Squeeze Infiltration Method(가압 용침법), Preform(예비성형체), Fracture Surface Analysis(파단면 해석)

1. 서 론

알루미늄 합금은 경량화가 요구되는 구조물에 폭 넓게 사용되고 있으나, 상온 및 고온에서 낮은 기계적 성질로 응용에 제약을 받고 있기도 하다. 이러한 알루미늄 합금에 보강재를 첨가하여 우수한 기계적 성질을 갖게 함으로써 그 응용범위를 넓힐 수 있다. 알루미늄을 기지로 하는 단섬유복합재료는 높은 비강도와 비강성, 장섬유복합재료 보다 우수한 연성과 가공성, 2차 가공에 따른 재료의 방향성 등을 가지며, 비교적 고온에서도 우수한 기계적 성질을 유지한다[1].

단섬유금속복합재료의 기계적 성질에 대해서는 이미 많은 연구가 이루어졌다. 이들 연구 결과에 따르면 영률과 인장강도등의 물성은 보강재의 첨가에 따라 약 50~100% 정도 향상되나, 재료의 연성은 현저히 감소하였다[2, 3, 4]. 상온에서 뿐만 아니라 고온에서도 금속복합재료의 물성이 기지금속보다 우수한데, 인장강도의 경우 150°C와 300°C에서 각각 상온인장강도의 약 80%와 50%를 유지한다[5, 6, 7]. 알루미늄기지 복합재료는 240°C이하

에서는 현저한 소성변형이 생기지 않으나, 240°C 이상에서는 큰 소성영역을 보여주고 있다[4].

단섬유금속복합재료의 제조방법중 가압용침법은 대량생산이 용이하고, 기술적인 조건들이 잘 알려져 있으며, 보강재의 젖음성(wettability)을 향상시킬 수 있고, 가압하에서 제조함으로써 양호한 조직의 재료를 얻을 수 있으며, 원하는 부분을 국부적으로 보강할 수 있다는 장점이 있다. 가압용침법에 의한 단섬유복합재료의 제조는 이러한 장점들에도 불구하고 가압력에 따른 보강재의 파손, 부피분율의 불균일성, 예비성형체의 제조 문제, 낮은 부피분율(15 vol. % 이하)로 제조하기 힘들다는 것 등이 해결되어야 할 문제점으로 남아 있다.

본 연구에서는 단섬유금속복합재료의 응용범위를 확대하기 위하여 다양한 제조조건에 따라 Al/SiC 및 Al/Al₂O₃ 복합재료를 제조하고, 저단가 대량생산에 적합한 최적 공정조건을 도출하고자 하였다. 그리고 최적 공정조건으로 제조된 금속복합재료의 기계적 물성을 상온 및 고온에서 측정하였고, 인장시험 후 파단면을 주사전자현미경으로 조사하여

온도에 따른 파괴양상을 조사하였다. 간편하고 용이하게 단섬유복합재료의 기계적 성질을 예측하기 위하여 Transformed laminate analogy, Modified rule of mixture, 그리고 Shear lag theory로 부터 예측식을 제안하고, 실험 결과와 비교하였다.

2. 제조 과정 및 시험 방법

2-1. 금속복합재료의 제조

알루미늄기지 복합재료를 가압용침법으로 제조하였다. 기지금속으로는 6061 알루미늄 합금을 사용하였고, 보강재료는 SiC 휘스커("Tokawhis커", TEXTRON Specialty Material Co.)와 알루미늄나섬유("Saffil", RF Grade, ICI Co.)를 사용하였다. 보강재의 제원을 Table 1에 나타내었다. 예비성형체(preform)는 각각의 보강재를 실리카콜로이드(silicacolloid)를 성형재(binder)로 하여 종이 만드는 방법을 응용하여 제조하였다. 예비성형체의 형

태는 금형과 동일한 직경(9cm)을 갖는 원통형이며, 두께는 2~2.5cm이다. 예비성형체에서 보강재의 부피분율은 제조하고자 하는 최종제품에 따라 다소 차이는 있으나, 대략 8~12%의 부피분율을 갖는다.

제조장치는 Fig.1과 같으며 그 제조 과정은 다음과 같이 요약할 수 있다.

(1) $770 \pm 10^\circ\text{C}$ 로 알루미늄 용탕을 준비하고 슬러그를 제거한다.

(2) 예비성형체는 $700 \pm 10^\circ\text{C}$ 로, 금형은 $450 \pm 10^\circ\text{C}$ 로 예열시킨다. 특히 금형의 하부는 제조시 알루미늄 용탕이 예비성형체 내부로 완전히 용침되도록 하기 위하여 $770 \pm 10^\circ\text{C}$ 로 예열시킨다.

(3) 예열된 금형을 유압프레스에 장착하고, 예비성형체를 장입한다.

(4) 용탕을 금형내부로 주입하고, 정해진 압력(25MPa)과 속도(0.85cm/sec)로 가압주조한다.

(5) 응고후 물에 소입한다.

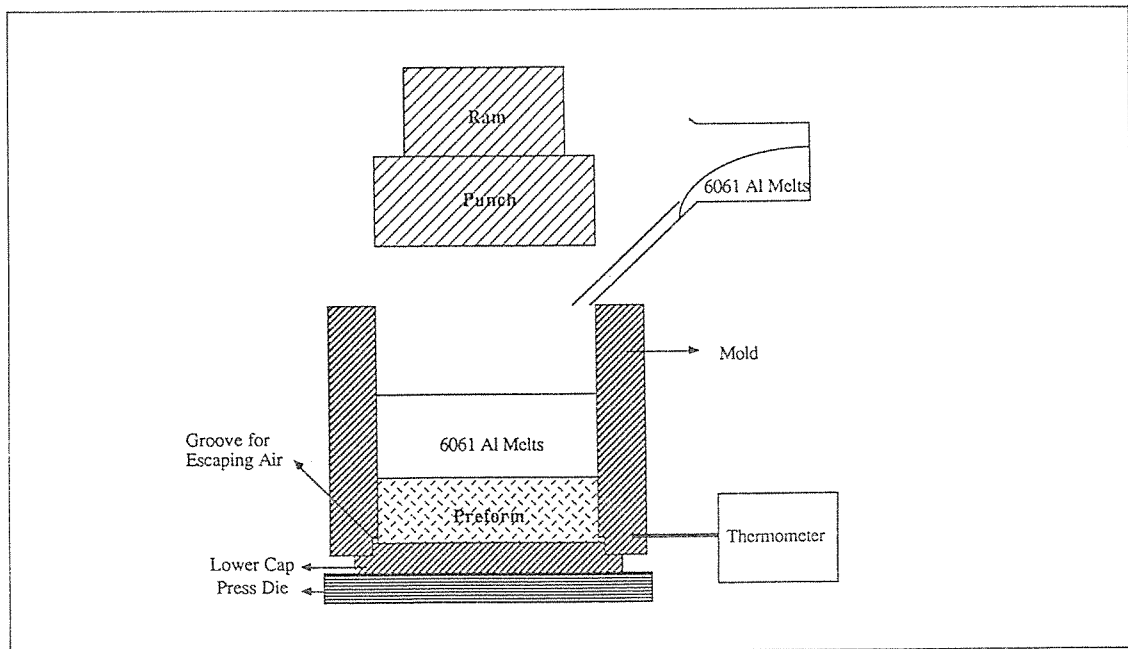


Fig. 1 Schematic illustration of experimental set-ups for the direct infiltration process.

Table 1 Specifications of SiC whisker and Al₂O₃ fiber

Material	Composition (wt%)	Density (g/cm ³)	Diameter (μ m)	Length (μ m)	Aspect ratio (l/d)	Tensile strength (GPa)	Young's modulus (GPa)	Use temp. stability to (°C)
Al ₂ O ₃ (Saffil RFGGrade)	Al ₂ O ₃ :96 SiO ₂ :4	3.3	1.5-6.6	3-110	4-38	2.0	310	1600
		Av.	3.5	70	20			
SiC Toka- whisker)	SiC:100	3.2	0.3-0.6	5-15	10-25	3-14	400-700 (in air)	1600
		Av.	0.45	8.4	13.5			

2-2. 미세조직 분석 및 경도 측정

보강재의 분포 양상을 확인하기 위하여, Al/SiC와 Al/Al₂O₃복합재료의 미세조직을 광학현미경으로 관찰하였다. 가압에 따른 보강재의 배열방향을 확인하기 위하여 가압 방향에 수직한 방향과 수평한 방향으로 각각 관찰하였으며, 잉곳내에서의 보강재의 부피분율 차이를 조사하기 위하여 잉곳의 상부와 중간 부분, 그리고 하부의 조직을 관찰하였다.

경도는 로크웰 경도 시험기(Rockwell Hardness Tester, B scale, SHIMAZU Co.)로 보강재의 부피분율을 변수로하여 측정하였으며, 최적의 시효조건을 구하기 위하여 시효시간과 시효온도를 변수로 하였다.

2-3. 인장시험

상온에서의 인장시험은 MTS(809 Axial Torsional Test System)를 사용하여 하중속도 30N/sec의 하중제어(load control)로 시험하였고, 변위를 측정하기 위하여 스트레인 게이지를 시편 중앙부에 부착하였다. 이때 시편의 열처리온도 및 시효조건에 맞추어 행하였다. 고온에서의 인장시험은 INSTRON (Model No. 1127)을 사용하여 150°C 및 300°C에서 0.5mm/min의 변위제어(displacement control)로 하였다. 고온인장시험은 용체화처리(540°C에서 4시간 후 물에 소입)와 과시효처리(용체화처리 후 300°C에서 4시간 뒤 공냉)를 각각 행

하였다. 시편을 정해진 온도까지 올리는데 150°C에서는 5~10분, 300°C에서는 30분~1시간이 소요되었다. 인장시험 후 파단면을 관찰하기 위하여 주사전자현미경(SEM, Hitachi Model NO. S-570)을 사용하였다.

3. 결과 및 고찰

3-1. 가압용침법을 이용한 금속복합재료의 제조

다양한 부피분율을 갖는 Al/SiC 및 Al/Al₂O₃ 복합재료를 가압용침법에 의해 성공적으로 제조하였다. 제조된 복합재료의 두께는 예비성형체의 두께보다 30~50%정도가 줄어들었다. 제조시 공정변수로는 용탕, 예비성형체, 몰드 등의 온도와 가압력, 가압시간, 가압속도, 및 몰드의 형태 등이 중요한데 그중에서 온도의 적절한 제어가 가장 중요하다. 완전히 용침되기 전에 용탕이 응고되기 시작하면 고상화된 입자들에 의해 보강재가 심각하게 파손된다. 많은 실험과 참고문헌[14~19]으로부터 최적온도는 용탕의 경우 $720 \pm 10^\circ\text{C}$, 예비성형체는 $700 \pm 10^\circ\text{C}$, 몰드는 $770 \pm 10^\circ\text{C}$ 이다. 보강재의 파손을 최소화하고 복합화되는 부분을 크게하기 위해서는 가급적 낮은 압력하에서 제조하는 것이 유리한데 본 실험에서는 약 20%의 부피분율까지 25 MPa의 가압하에서 성공적으로 제조하였다. 가압시 압력이 균일하게 가해지도록하고, 기공이 적으며, 완전히 용침된 재료를 만들기 위해서는 몰드의 적

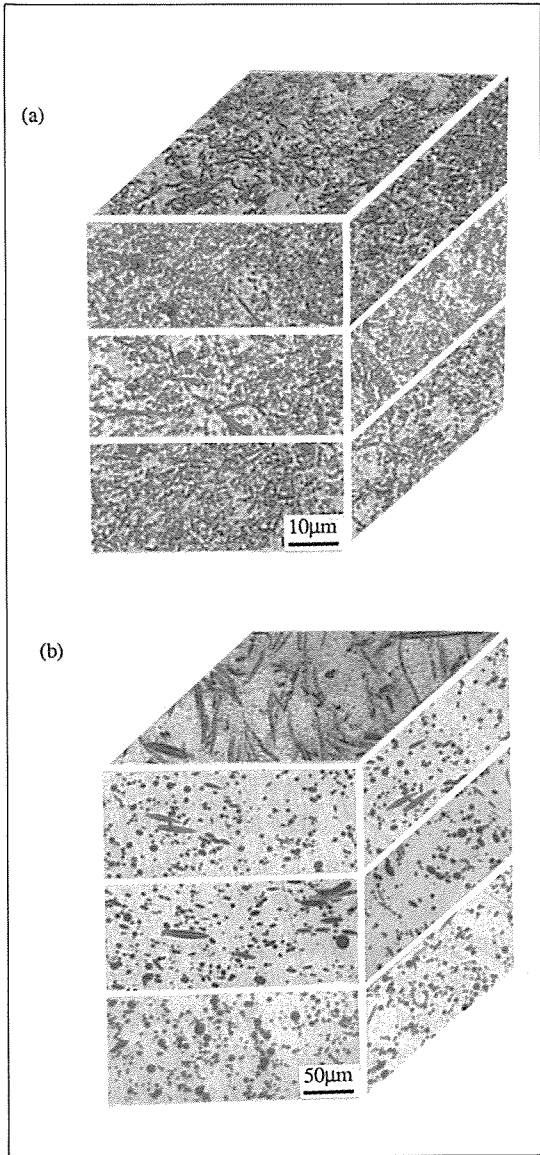


Fig. 2 Microstructure of (a) Al/15 vol.% SiC and (b) Al/15 vol.% Al_2O_3 composites fabricated by the squeeze infiltration method.

절한 설계가 중요하다. 본 실험에서는 원통형의 몰드를 사용하였으며, 공기의 적절한 배출을 위하여 0.5mm의 공차를 두었다.

Fig. 2는 Al/SiC 및 Al/ Al_2O_3 복합재료의 미세구

조를 보여주고 있다. 그림으로부터 비교적 균일한 보강재의 분포상태를 확인할 수 있었다. 실제 복합재료를 가압용침법으로 제조할때 생기는 문제점들 중 하나인 보강재의 높이방향에 따른 부피분율 차이는 거의 발견되지 않았으며, 보강재들의 방향성은 가압방향에 따라 달라짐을 확인할 수 있었다.

3-2. 경 도

Fig. 3는 보강재의 첨가에 따른 경도 변화를 보여주고 있다. SiC휘스커와 알루미나 섬유는 높은 경도(H_{RB} of SiC whisker; about 1200, H_{RB} of Al_2O_3 fiber; about 800)를 가지기 때문에 보강재의 부피분율 증가에 따라 재료의 경도는 거의 선형적으로 증가하였다. Al/SiC복합재료의 경우 경도는 보강재의 첨가에 따라 약 120% 향상되었고, T6열처리에 의해 약 50% 정도 증가하였다. Al/ Al_2O_3 의 경우는 각각 약 70%와 20% 개선되었다.

세라믹 계열의 보강재가 첨가된 금속복합재료의

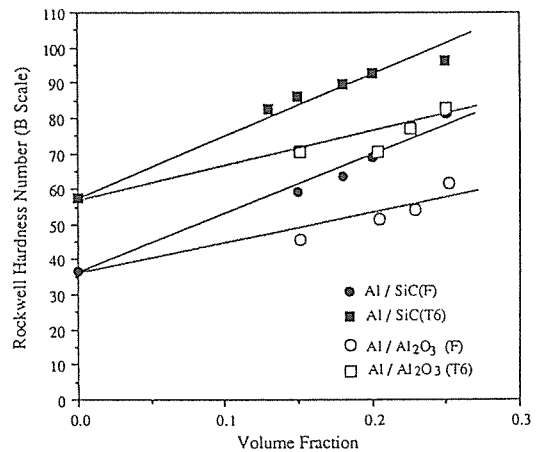


Fig. 3 Dependences of hardness on volume fractions of reinforcements in Al/SiC and Al/ Al_2O_3 composites.

경우 보강재와 기지금속간에 큰 열팽창 계수의 차이에 의해 계면주위에 높은 전위밀도가 형성된다. 따라서, 계면주위가 불균일 핵성성위치(heterogeneous nucleation site)로 되기 때문에 석출반응이

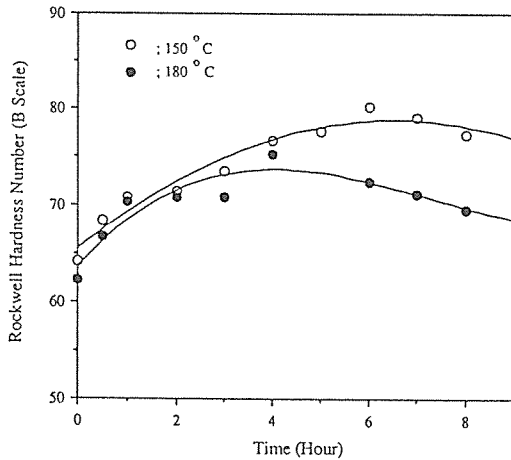


Fig. 4 Effect of aging conditions on hardness of Al/25 vol.% Al_2O_3 composites.

촉진된다[8,9]. 본 연구에서는 알루미늄 기지 복합재료의 최적 시효조건을 알아보기 위하여, 시효온도와 시효시간을 변수로 하여 경도를 측정하였다. 그 결과는 Fig. 4에 잘 나타나 있으며, 0.23~0.25의 부피분율을 가질때 최적 시효조건은 시효온도 150°C에서는 6시간, 180°C에서는 4시간이다. 반면 6061 알루미늄합금의 경우는 180°C에서 8시간 정도이다. Fig. 5는 Al/ Al_2O_3 복합재료의 부피분율에 따른 최적 시효조건의 변화를 보여주고 있다. 같은 시효온도에서 부피분율이 0.05일때는 최적 시효시간이 7~8시간이고, 0.25일때는 약 4시간이다. 이러한 현상은 부피분율이 증가함에 따라 석출물의 생성과 성장속도가 빨라지기 때문이다.

3-3. 영률과 상온인장강도

단섬유 복합재료의 영률과 인장강도는 보강재의 배열방향, 보강재의 종횡비(aspect ratio of fibers), 보강재와 기지의 기계적 성질, 계면전단강도, 잔류응력, 보강재와 기지사이의 결합정도에 따라 달라진다.

Tsai와 Pagano는 2차원 random 복합재료의 강성도(stiffness)를 다음과 같이 예측하였다[20].

$$E = \frac{1}{8}(3E_L + 5E_T) \quad \dots\dots\dots (1)$$

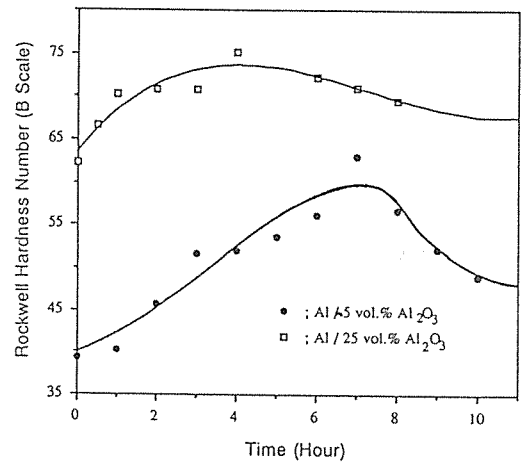


Fig. 5 Effect of the volume fraction of reinforcements on aging conditions in Al/ Al_2O_3 composites (Aging temperature: 180 °C).

여기서, E_L 과 E_T 는 각각 일방향으로 배열된 단섬유 복합재료의 종방향 및 횡방향의 강성도이다. 이에 대하여 3차원 random 복합재료에 대하여서는 다음과 같이 강성도를 예측할 수 있다[21].

$$E = \frac{1}{8} \left\{ (3E_L + 5E_T) - \frac{(E_L + E_T)^2}{(2E_L + 3E_T)} \right\} \quad \dots\dots\dots (2)$$

Fig. 6과 Fig. 7는 이론치와 실험치의 비교를 보여주고 있다. SiC 휘스커와 알루미늄섬유의 첨가에 따라 탄성률은 각각 70%와 40% 정도 증가하였다. 앞에서 언급한 적층판 이론에 따라 (1)식은 2차원의 경우에 (2)식은 3차원의 경우에 잘 맞는데 대부분의 실험치들은 두 예측 결과의 중간에 위치하였다. 이는 보강재들이 2차원과 3차원 사이의 배열을 갖기 때문이다. 그러나, Al/ Al_2O_3 복합재료의 경우는 실험결과가 3차원 예측결과와 비교적 잘 일치하는데 이는 제작과정에서 가압에 의한 보강재의 파손에 기인하는 것이라 생각되어진다.

널리 사용되는 일방향으로 배열된 단섬유 복합재료의 인장강도 예측식은 다음과 같다[20].

$$\sigma_c = \sigma_f \left(1 - \frac{l_c}{2l} \right) V_f + \sigma_m V_m \quad ; l_c < l$$

$$\sigma_c = \frac{\tau}{d} V_f + \sigma_m V_m \quad ; l_c > l \quad \dots\dots\dots (3)$$

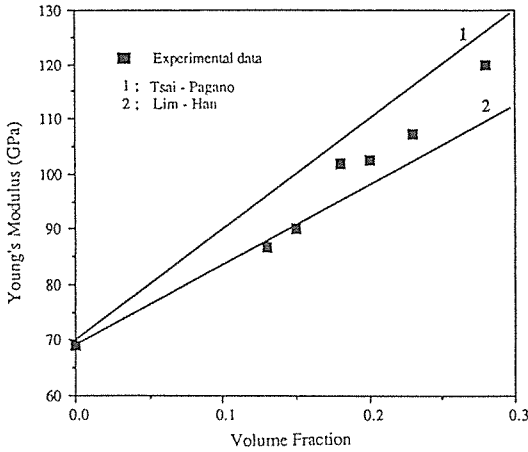


Fig. 6 Comparison between theoretical and measured modulus of Al/SiC composites.

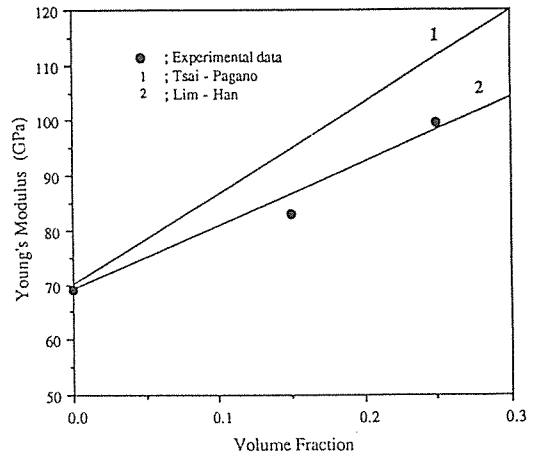


Fig. 7 Comparison between theoretical and measured modulus of Al/Al₂O₃ composites.

여기서, σ_c , σ_f 와 σ_m 은 각각 복합재료, 보강재, 기지의 인장강도이고, l 과 d 는 보강재의 길이와 직경, σ_m^* 는 보강재가 파손되는 점에서의 기지의 응력이다. τ 는 기지의 항복전단 응력인데, 6061알루미늄 합금의 경우 $\tau = 0.55\sigma_{my}$ 이고, l_c 는 임계보강재 길이로 $l_c = \sigma_f d / \tau$ 로 표시된다. 위의 식에 대하여 2차원 및 3차원 배열을 갖는 단섬유복합재료의 예측식은 다음과 같이 유도될 수 있다[22].

2차원의 경우,

$$\sigma_c = \frac{1}{2} \sigma_f \left(1 - \frac{l_c}{2l} \right) V_f + \sigma_m^* V_m \quad ; l_c < l$$

$$\sigma_c = \frac{1}{2} \frac{\tau l}{d} V_f + \sigma_m V_m \quad ; l_c > l \quad \dots\dots (4)$$

3차원의 경우,

$$\sigma_c = \frac{1}{4} \sigma_f \left(1 - \frac{l_c}{2l} \right) V_f + \sigma_m^* V_m \quad ; l_c < l$$

$$\sigma_c = \frac{1}{4} \frac{\tau l}{d} V_f + \sigma_m V_m \quad ; l_c > l \quad \dots\dots (5)$$

가압용침법에 의해 제조된 단섬유 금속복합재료는 2차원에서 3차원에 이르는 보강재의 분포를 가지기 때문에 일반적인 예측식은 다음과 같다.

$$\sigma_c = C \sigma_f \left(1 - \frac{l_c}{2l} \right) V_f + \sigma_m^* V_m \quad ; l_c < l$$

$$\sigma_c = C \frac{\tau l}{d} V_f + \sigma_m V_m \quad ; l_c > l \quad \dots\dots (6)$$

여기서, C 는 보강재의 분포를 결정하는 매개변수인데 완전 2차원 배열의 경우는 0.5이고 3차원의 경우는 0.25이다.

Fig. 8과 Fig. 9은 이론치와 실험치를 비교한 것이다. 인장강도는 보강재의 첨가에 따라 Al/SiC의 경우 약 60%, Al/Al₂O₃의 경우는 약 25% 향상되었다. Al/SiC 복합재료의 경우 인장강도는 파괴분율이 약 23%를 넘어서면 감소하는데 이는 제조시 불충분한 가압력(25MPa)으로 인하여 용침이 완전히 일어나지 않았기 때문이다. 인장시험 후 파단면을 주사전자현미경으로 관찰함으로써 불충분한 용침의 정도를 확인할 수 있었다. 그러나, Al/Al₂O₃ 복합재료의 경우는 높은 파괴분율에서도 인장강도의 감소가 관찰되지 않았다. 이와 같은 결과로부터 비교적 낮은 25MPa의 압력하에서 Al/SiC의 경우는 약 20%, Al/Al₂O₃의 경우는 약 25%의 파괴분율까지 제조가 충분함을 알 수 있었다.

영률에서와 같이 인장강도의 실험치들도 2차원과 3차원 예측식에 의한 결과들 사이에 위치하게 되는데 이는 보강재의 분포가 2차원에서 3차원 사이로 되기 때문이다. 실험결과들을 최소자승법에 의해

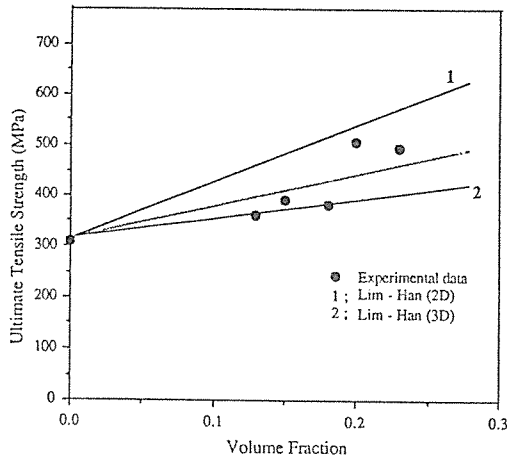


Fig. 8 Comparison between theoretical and experimental UTS of Al/SiC composites.

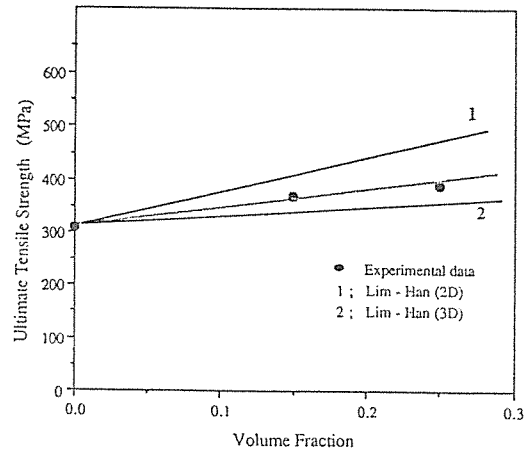


Fig. 9 Comparison between theoretical and experimental UTS of Al/Al₂O₃ composites.

최적 분포선을 그리면 다음과 같다.

$$\begin{aligned} \sigma_c &= 693V_f + 310 && \text{for Al/SiC} \\ \sigma_c &= 324V_f + 310 && \text{for Al/Al}_2\text{O}_3 \dots\dots\dots (7) \end{aligned}$$

(6)식과 (7)식으로부터 C값을 구하면 Al/SiC의 경우 0.35이고, Al/Al₂O₃의 경우 0.34이다. 이 값은 2차원 예측식의 상수 0.5와 3차원 예측식의 상수 0.25 사이의 값이다. SiC 휘스커의 크기가 알루미늄 섬유와 다름에도 불구하고, 매개변수가 유사하게 나오는 것은 제조시의 가압력이 거의 같았기 때문

이다. 결론적으로 가압용침법에 의한 금속복합재료의 제조시, 보강재들의 배열은 보강재들의 크기 보다는 주어지는 가압력에 크게 영향을 받게 된다고 생각할 수 있다.

3-4. 고온인장강도

알루미늄기지 복합재료의 경우 보강재 함량에 따라 다소 차이는 있지만 용체화처리 후 170~180℃에서 약 4시간 이상 시효를 시키면 과시효가 되기

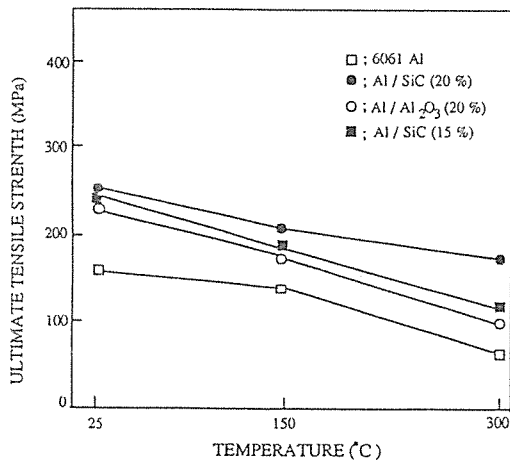


Fig. 10 Effect of testing temperatures on UTS of overaged MMCs.

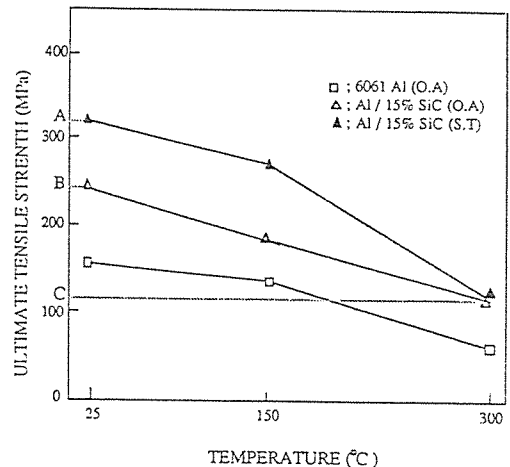


Fig. 11 Effect of the heat treatment on high temperature UTS of MMCs.

시작한다[10]. 따라서 시효경화성 합금을 기지로 갖는 복합재료는 고온에서 사용하게 되는 경우 사용과정에서 대부분 과시효 상태가 된다고 볼 수 있다. 따라서 본 연구에서는 실제 사용조건에 근접시키기 위해 고온인장시험의 경우 과시효된 시편을 사용하여 인장강도가 감소하는 경향을 살펴 보았다. Fig. 10은 온도에 따른 Al/SiC복합재료의 인장강도 변화를 보여주고 있다. 금속복합재료가 알루미늄 합금보다 우수한 고온인장강도를 가지고

있음을 알 수 있다. 또 보강재 첨가량이 증가할수록 높은 고온인장강도를 갖는데 이는 보강재의 우수한 고온 안정성과 고온에서 연화하는 기지금속의 양이 상대적으로 감소한 것에 기인한다고 사려된다. 금속복합재료의 열처리가 고온인장강도에 미치는 영향이 Fig. 11에 잘 나타나 있다. 150°C에서 용체화 처리만을 한 시편이 과시효된 시편보다 우수한 인장강도 값을 가지게 되는데 이는 고온인장시험 도중에 용체화처리만을 한 시편에 석출경화가 일어나

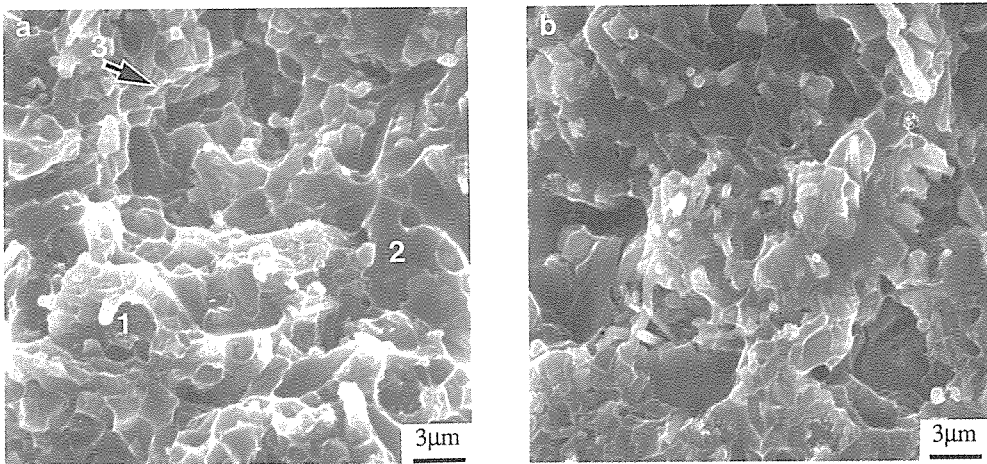


Fig. 12 Fracture surface of (a) Al/15 vol.% SiC and (b) Al/20 vol.% SiC composites.

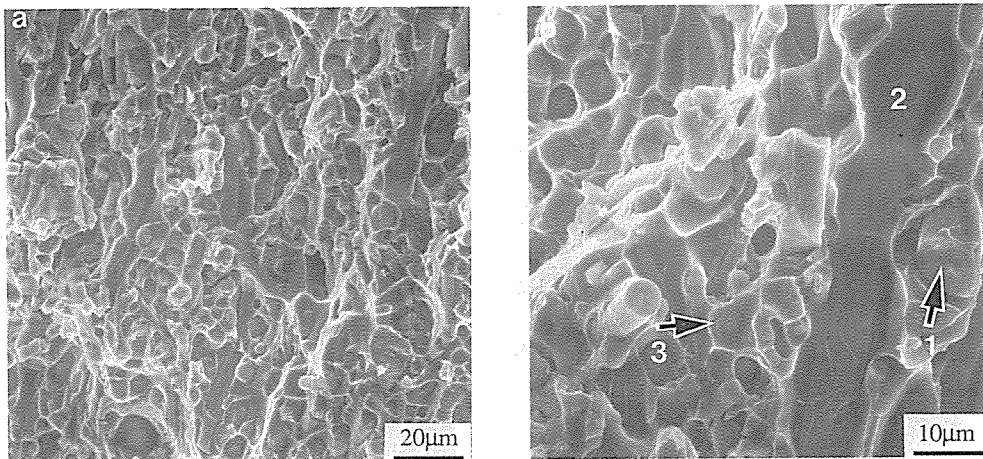


Fig. 13 Fracture surface of Al/25 vol.% Al_2O_3 composite
(a) overall view and (b) high magnification.

강도저하를 둔화시키기 때문이라고 생각되어진다. 그러나 300°C에서는 용체화처리만을 한 시편도 인장시험 과정에서 파시효 되어 파시효처리한 시편과 유사한 인장강도 값을 가진다. 이러한 현상으로부터 금속복합재료는 앞에서 언급한 바와 같이 고온에서 사용하는 도중에 파시효된다는 것과 고온에서의 인장강도 감소(A~C)는 기지금속의 연화(B~C)와 파시효(A~B)에 기인한다는 것을 알 수 있다.

3-5. 파단면 해석

Fig. 12은 Al/SiC 복합재료의 인장시험 후 파단면을 보여주고 있다. Fig. 12의 (a)에서 매우 적은 수의 보강재 뽑힘(fiber pull-out) - (1)과 부피분율에 비해서 적은 수의 보강재가 관찰되는 것으로부터 보강재와 기지금속의 결합상태가 양호함을 알 수 있다[5, 11, 12, 13]. 파단면으로부터 관찰되어지는 벽개파단면(cleavage facet) - (2)과 많은 딴플(dimple) - (3)들로부터 파괴양상은 거시적으로는 취성파괴의 양상을 가지고 미시적으로는 연성파괴의 양상을 가진다. 재료 내부의 균열(void) 성장의 정도는 재료의 연성정도를 결정하게 되는데 이러한 균열의 성장이 제한적일때, 딴플은 거의 생성되지 않으며, 재료는 취성을 가지게 된다. Fig. 12에서는 매우 작은 딴플(1 μm 이하)들이 관찰되

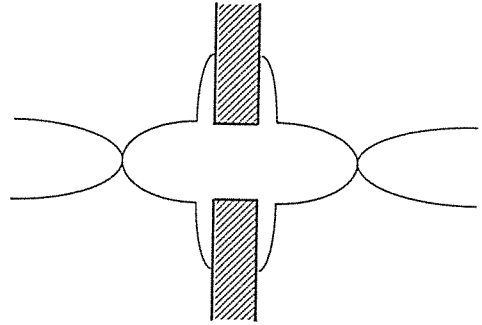
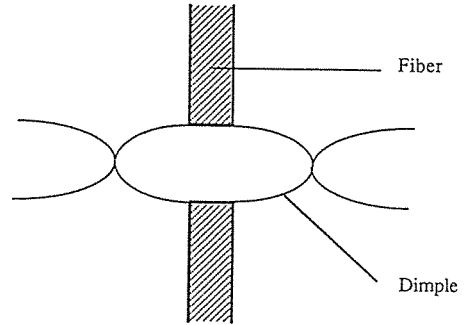


Fig. 14 Schematic illustration of dimple formation in (a) well bonded and (b) poor bonded composite [23].

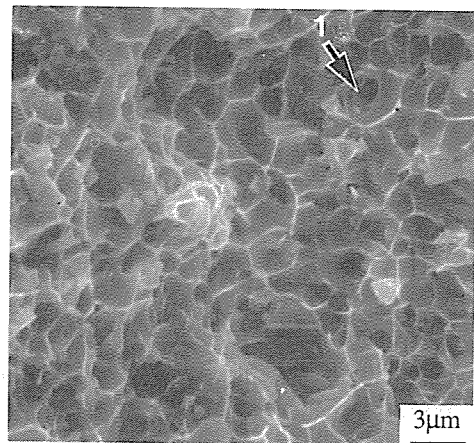
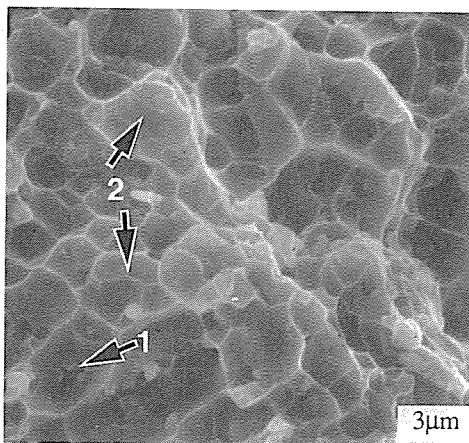


Fig. 15 Fracture surface of Al/15 vol.% SiC composite at (a) 150°C and (b) 300°C.

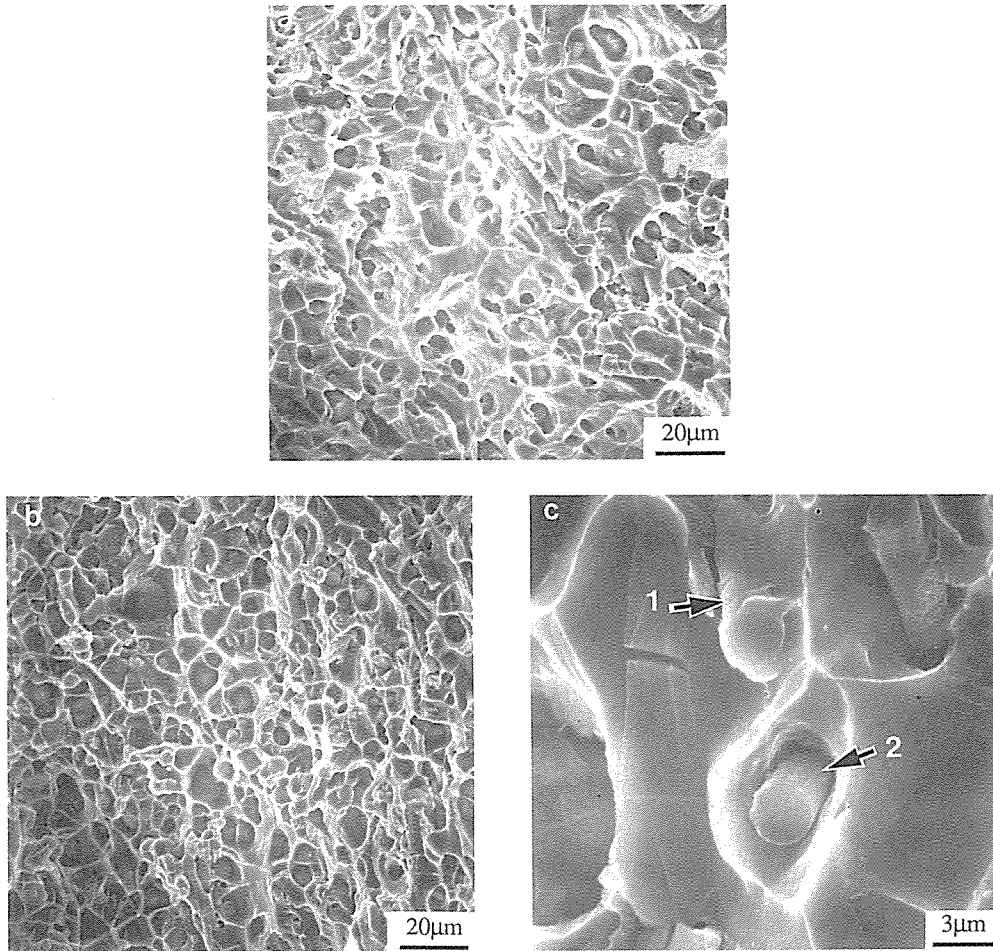


Fig. 16 Fracture surface of Al/20vol.% Al_2O_3 composite at (a) 150°C, (b) 300°C, and (c) fiber pull-out in the middle of the dimple at 300°C.

었고 이는 Al/SiC의 경우 균열성장이 제한됨을 의미한다. Al/SiC의 경우와는 다른데, Fig. 13의 (a)와 (b)에서 많은 덩플들과 덩플 중심에서 보강재들이 관찰되었다. 덩플의 크기는 보강재의 크기와 비슷하며 이는 Al/SiC의 경우와 같이 균열성장이 다소 제한되었음을 의미한다. 또한, 보강재의 파단-(1), 디본딩(debonding)-(2), 그리고 덩플 중심에서의 보강재의 뽑힘-(3) 등이 Fig. 13에서 관찰되었다. 보강재 선단의 덩플형태는 결합정도에 따라 영향을 받는데 Fig. 14와 같이 설명되어질 수 있다[23]. 이와같은 보강재의 선단으로부터 균열이

생성되고 기지쪽으로 성장하게 된다.

Al/15vol.% SiC와 Al/20vol.% Al/ Al_2O_3 복합재료의 150°C에서의 파단면이 Fig. 15과 Fig. 16에 잘 나타나 있다. 상온에서의 파단면(Fig. 12(a) 및 Fig. 13(a))과 고온에서의 파단면(Fig. 15의 (a), (b) 및 Fig. 16의 (a), (b))의 비교로부터 시험온도가 증가할수록 균열끝에서 소성변형, 기지금속의 재결정, 그리고 입계이동(grain boundary migration)등에 기인하여 덩플의 크기와 깊이가 증가하게 됨을 알 수 있다[7]. Fig. 15의 (a)에서는 큰 덩플내에 작고 얇은 덩플들-(1)이 관찰되었다. 이

러한 현상은 Al/SiC 복합재료가 온도가 증가할수록 연성파괴의 형태로 뒬을 잘 설명해주고 있다. 또, 보강재 혹은 석출물이 위치했던 흔적들이 Fig. 15 (a)의 (2)와 (b)의 (1)에서 관찰되어지는데, 이러한 곳들로부터 균열전파가 시작되며, 온도가 상승할수록 그 수가 증가함을 알 수 있다. Fig. 16의 (a)와 (b)는 Al/Al₂O₃ 복합재료의 고온에서의 파단면을 보여주고 있다. Al/SiC 복합재료의 경우와 비슷하게 온도가 증가할수록 파단면상의 뒬들이 커지고 깊어지게 된다. Fig. 16의 (c)는 보강재의 디본딩-(1), 뒬플 가운데에서 보강재의 뽑힘-(2) 등을 보여주고 있는데 이는 결합력이 상대적으로 약화되었음을 설명해준다.

금속복합재료 파단면의 고찰로부터 기계적 성질을 저하시키는 주된 요인은 기지 금속의 연화로 인한 보강재와 기지금속간에 결합력의 저하와 파시효에 의한 경화 석출물의 영향이라는 것을 확인할 수 있었다.

4. 결 론

(1) 균일한 보강재의 분포를 가진 Al/SiC 및 Al/Al₂O₃ 복합재료를 가압용침법에 의해 제조하였고, 저단가 대량생산에 적합한 공정조건을 제시하였다.

(2) 금속복합재료의 최적 시효 시간은 보강재의 부피분율과 시효온도에 큰 영향을 받는다. 즉 부피분율과 시효 온도가 증가할수록 최적 시효 시간은 짧아진다.

(3) 경도, 영률, 그리고 인장강도와 같은 기계적 성질이 보강재의 첨가에 따라 현저히 향상되었다.

(4) 단섬유 금속복합재료의 경우 적절한 영률과 인장강도의 예측식을 제안하였고, 실험결과와 비교하여 잘 일치됨을 확인하였다.

(5) 금속복합재료는 기지금속인 알루미늄합금과는 달리 300°C까지 양호한 기계적 성질을 유지한다. 실험결과와 파단면 관찰로부터 고온 인장강도를 감소시키는 주된 원인은 기지금속의 연화와 파시효로 인한 강도저하임을 확인하였다.

(6) 금속복합재료의 파괴양상은 미세구조적으로 연성파괴의 양상을 가지는데 고온일수록 파단면상의 뒬플(dimple)의 크기와 깊이가 증가하여 연성 파괴의 정도가 증가한다.

참고문헌

1. J.E. Schoutens and K. Tempo, *Introduction to the metal matrix composite materials*, MMCIAC, June, 1982.
2. F.M. Hosking, F.F. Portillo, R. Wunderlin, and R. Mehrabian, "Composites of aluminium alloys: fabrication and wear behaviour," *J. of Materials Science*, Vol. 17, 1982, pp.477-498.
3. A.P. Divecha, S.G. Fishman, and S.D. Karmarkar, "Silicon carbide reinforced aluminum - a formable composite," *J. of Metals*, Sept. 1982, pp.12-16.
4. D.L. McDanel, "Analysis of stress - fracture, and ductility behaviour of aluminum matrix composites containing discontinuous silicon carbide reinforcement," *Metallurgical Transactions A*, Vol. 16A, June 1985, pp.1105-1115.
5. K. Kannikeswaran and R.Y. Lin, "Trace element effects on Al - SiC interfaces," *J. of metal*, Sept, 1987, pp.17-19.
6. T.W. Clyne and J.F. Mason, "The squeeze infiltration process for fabrication of metal matrix composites," *Metallurgical Transaction A*, Vol. 18 A, August 1987, pp.1519-1530.
7. S.R. Nutt and R.W. Carpenter, "Non - equilibrium phase distribution in Al - SiC composite," *Materials Science & Engineering*, Vol. 75, 1985, pp.169-177.
8. T. Christman and S. Suresh, "Microstructural development in an aluminum alloy - SiC whisker composite," *Acta Metallurgica*, Vol. 36, No. 7, 1988, pp.1691-1704.
9. T. Christman, A. Needleman, S. Nutt, and S. Suresh, "On microstructural evolution and micromechanical modelling of deformation of a whisker - reinforced metal matrix composite," *Materials*

Science & Engineering, Vol. 107 A, 1989, pp.49-61.

10. T. Christman, and S. Suresh, "Effects of SiC reinforcement and aging treatment on fatigue crack growth in an Al-SiC composite," *Mat' Is Sci. & Eng. A*, Vol. 102, 1988, pp.211-216.

11. M. Gallemeault and D.J. Lloyd, "The effects of preform reactivity upon the as-cast microstructure of fibre reinforced AISi alloys," *Canadian Metall. Quarterly*, Vol. 28, No. 3, 1989, pp.265-270.

12. P.K. Ghosh and S. Ray, "Effect of porosity and alumina content on the mechanical properties of compocast aluminum alloy - alumina particulate composite," *J. of Materials Science*, Vol. 21, 1986, pp.1667-1674.

13. R.J. Arsenault, "The strengthening of aluminum alloy 6061 by fiber and platelet silicon carbide," *Materials Science and Engineering*, Vol. 64, 1984, pp.171-181.

14. F.A. Girod, J.M. Quenisset, and R. Naslain, "Discontinuously - reinforced aluminum matrix composites," *Composites Science and Technology*, Vol. 30, 1987, pp.155-184.

15. A. Sakamoto, H. Hasegawa, and Y. Minoda, "Mechanical properties of SiC whisker reinforced aluminum composites," in *Proceeding of ICCM - V*, Eds. W.C. Harrigan, Jr., J. Strife, and A.K. Dhingra, AIME TMS, San Diego, Ca., July 29 - Aug. 1, 1985, pp.699-707.

16. T.W. Clyne and J.F. Mason, "The squeeze infiltration process for fabrication of metal matrix composites", in *Proceeding of ICCM - V*, Eds. W.C. Harrigan, Jr., J. Strife, and A.K. Dhingra, AIME TMS, San Diego, Ca., July 29 - Aug. 1, 1985, pp.690-707.

17. T.W. Clyne and J.F. Mason, "The squeeze

infiltration process for fabrication of metal matrix composites," in *Proceeding of ICCM - V*, Eds. W.C. Harrigan, Jr., J. Strife, and A.K. Dhingra, AIME TMS, San Diego, Ca, July 29 - Aug. 1, 1985, pp.755-771.

18. L.J. Masur, A. Mortensen, J.A. Cornie, and M.C. Flemings, "Pressure casting of fiber - reinforced metals," in *Proceeding of ICCM - VI & ECCM - II*, Eds. F.L. Matthews, N.C.R. Buskell, J.M. Hodgkinson, and J. Morton, Vol. 2, Elsevier Applied Science Pub. LTD, London, UK, 20-24 July, 1987, pp.320-329.

19. J. Yang and D.D.L. Chung, "Casting particulate and fibrous metal - matrix composites by vacuum infiltration of a liquid metal under an inert gas pressure," in *Proceeding ICCM-VIII*, Vol. 1, Eds. W. Yunshu, G. Zhenlong, and W. Renjie, IAP Pergamon Press, Guangzhou, china, Nov. 22-24, 1989, pp.153-158.

20. S.W. Tsai and N.J. Pagano, "Invariant properties of composite materials," *Composite Materials Workshop*, Technomic Pub., Stanford, Conn., 1968, pp.233-253.

21. T. Lim and K.S. Han, "The effective stiffness of the random oriented fiber composite," in *Proceeding ICCM - XII*, Vol. 1, Eds. W. Yunshu, G. Zhenlong, and W. renjie, I A P Pergamon Press, Guangzhou, China, Nov. 22-24, 1989, pp.296-303.

22. T. Lim, Ph.D Dissertation at Dept. of Mech. Aero. Eng. SUNY at Buffalo, 1990.

23. S. Bengtsson, C.H. Li, and R. Warren, "Microstructural studies of delta - alumina fibre reinforced aluminum and Al alloys," in *Proceeding ICCM - XII*, Vol. 3, Eds. W. Yunshu, G. Zhenlong, and W. Renjie, I A P Pergamon Press, Guangzhou, China, Nov. 22-24, 1989, pp.607-612.