

.....  
**論 文**  
 .....

## 용탕단조한 미세강선 보강 알루미늄 복합재료의 미세조직에 대한 고찰

정봉용, 이인우, 박흥일\*, 김준수\*\*, 김명호

### Microstructure of Squeeze-cast Aluminum Matrix Composite Reinforced by Fine Steel Wires

Bong-Yong Jeong, In-Woo Lee, Heung-Il Park\*, Jun-Su Kim\*\* and Myung-Ho Kim

#### Abstract

Aluminum matrix composites reinforced by fine steel wires were fabricated by squeeze casting process. Preforms made of fine steel wires were prepared with different surface conditions, namely uncoated(TN), carbo-nitriding treated(TT), and brass coated(TA). Squeeze casting were performed under the pressure of 1500kg/cm<sup>2</sup> for 3 min. during solidification, and pouring temp. of the melt being 750°C and the steel mold being preheated at 250°C. Microstructural characteristics were evaluated, particularly concerned with the effect of the surface conditions of the preforms.

The results obtained from this study are like these. TN specimens show partially non-wetted regions, due to easy formation of oxides on the surface of the fine steel wires. TT specimens show no interfacial reaction between the steel wires and the aluminum alloy matrix, possibly due to the formation of carbo-nitrided zone on the surface of the steel wires. TA specimens show excellent wettability between the reinforced steel wires and the aluminum alloy matrix and very thin interfacial zone is formed between them. During the solution hardening treatment of TA specimens, thickness of the interfacial reaction zones were increased with the solution treating time. TA specimens show typical ductile fracture in tensile test, but TT specimens show brittle fracture possibly due to the formation of the brittle hard surface on the steel wires during carbo-nitriding treatments. TA specimens which were reinforced with 40 vol.% of the fine steel wires exhibit high tensile strength of 77.1kgf/mm<sup>2</sup> and impact value of 8.1kgf-m/cm<sup>2</sup>.

(Received June 2, 1994)

#### 1. 서 론

금속재료를 강인화시키기 위한 노력은 과거로부터 계속되어 현재 석출강화나 입자분산강화법 등을 이용하여 많은 고강도 실용합금이 개발, 적용되는 단계에 이르렀다. 그러나 이러한 강화법은 어느 한계까지의 강화는 가능하지만 반면에

강화에 반비례하여 인성이 저하되는 문제점을 가지고 있다. 이에 대하여 강도를 높이는 또다른 강화방법으로써 고연성, 고인성의 금속이나 합금 중에 whisker나 wire등의 섬유를 균일하게 배열시켜 복합화하는 방법이 있다. 이러한 방법으로 제조하는 재료가 바로 금속계 섬유강화 복합재료이다. 금속계 섬유강화 복합재료(Fiber Rein-

인하대학교 금속공학과(Dept. of Metallurgical Eng., Inha University)

\*부산공업대학교 생산가공공학과(Dept. of Production & Joining Eng., Pusan National University of Technology)

\*\*현대자동차 기술연구소 재료기술부(Hyundai Motor Co.)

forced Metal Matrix Composites : FRM)는 강화 섬유와 기지금속의 장점을 동시에 이용할 수 있고, 고강도와 높은 비강도 그리고 우수한 내마모성의 특성을 가지고 있기 때문에 일찍이 항공기나 자동차부품의 재료로 주목을 받아왔다.[1-2] 특히, FRM은 현재 자동차의 구성재료로 사용되는 철계합금이나 알루미늄계 합금에 비하여 우수한 비강도와 비강성을 얻을 수 있으며 또, 먼저 일반화된 FRP에는 부족한 열적안정성을 얻을 수 있으므로 앞으로 자동차 특히 엔진부품의 구성재료로 사용될 전망이 매우 밝다. FRM 제조법 가운데 대표적인 액상법인 용탕단조법(squeeze casting)은 주조와 단조를 동시에 행할 수 있고 용융기지금속을 가압하여 보강섬유 다발 사이를 충분히 채움으로써 응고과정 중 빠져나가지 못한 기포형성을 방지할 수 있으며[3] 보강 섬유와 기지금속재료의 젖음성(wettability)를 증대시키는 잇점이 있다. 또한 near-net shape으로 대량생산을 할 수 있고, 응고조직의 미세화와 함께 우수한 기계적성질을 얻을 수 있는 장점을 가지고 있다[4-5]. 그러나 용탕단조시 최종제품에 영향을 미치는 제조인자[6]는 가압력, 용융기지금속의 온도, 보강섬유의 예열온도, 그리고 가압 지연시간 등 여러 인자가 복합적으로 관계하며, 이들 각 인자들의 적절한 제어가 최종제품의 결합방지와 수축방지 그리고 계면결합력 등에 아주 중요한 작용을 하게 된다[7]. 강화섬유와 기지금속과의 적절한 화학반응으로 인해 생기는 계면반응층은 섬유와 기지금속과의 결합력을 향상시키

지만, 반면에 과대한 반응층이 생기거나 또는 계면반응에 의해 발생된 화합물이 안정하지 않을 경우에는 강화섬유가 열화되거나 취성이 생김으로 인하여 복합재료의 기계적성질을 저하시키는 원인이 된다.

이에따라 본 연구에서는 미세 강섬유를 강화섬유로 사용한 섬유강화 알루미늄 복합재료의 제조에 있어서 섬유의 표면처리를 달리했을 때 발생하는 각각의 강화섬유와 기지금속간의 계면반응성에 대하여 고찰해 보았으며, 또한 각각 제조한 시편들의 미세조직관찰, 열처리에 따른 반응층의 변화양상 그리고 기계적성질에 대하여도 조사, 검토하였다.

## 2. 실험방법

### 2.1 구성재료

본 연구에서 사용한 보강섬유로는 냉간인발한 175 $\mu$ m 굵기의 filament wire 27가닥을 꼬아서 만든 steel cord wire를 이용하였으며, 이에 대한 재원은 Table 1과 같다. 또한 기지금속으로는 주조성과 기계적성질이 우수하여 내압성 주물에 사용되고 있는 AC4D를 사용하였으며 그 화학 조성을 Table 2에 나타내었다.

### 2.2 복합재료의 제조

#### 2.2.1 Preform의 제조

Preform은 175 $\mu$ m 굵기의 filament wire 27가닥을 꼬아서 만든 steel cord wire를 13cm길이로

Table 1. Properties of steel cord wire.

화학생분 (%)	C 0.71	Si 0.22	Mn 0.62	P 0.06	S 0.05	Cr 0.02	Ni 0.01	N <sub>2</sub> 30ppm
Cord Diameter	1.34mm (175 $\mu$ m $\times$ 27wires)			Cord Breaking Force		180-200kg/mm <sup>2</sup>		
Diameter of Filament Wire	175 $\mu$ m		Filament wire T.S.	250kg/mm <sup>2</sup>		Elongation of Filament	2.5-3.3%	

Table 2. Chemical composition of the aluminum alloy matrix(wt.%)

Chemical Composition	Si	Mg	Cu	Fe	Zn	Ti	Sn	Al
분석치(wt.%)	5.06	0.54	1.31	0.25	0.01	0.01	0.01	Bal.
JIS Specification	4.5-5.5	0.45-0.6	1.0-1.5	<0.30	<0.03	<0.20	-	Bal.

절단하여 100개를 한 묶음으로 하여 제작하였으며(Photo 1) 이때 기지금속과의 접합성 및 계면 반응성을 조사하기 위하여 filament wire의 표면을 1) 아무처리도 행하지 않은 상태(시편분류기호 TN), 2) 가스침탄질화처리를 행한 상태(시편분류기호 TT), 3)  $0.2\mu\text{m}$  두께로 brass coating 처리한 상태(시편분류기호 TA)의 세가지 상태의 preform을 제작하였다. 이때 TT시편을 제조하기 위한 가스침탄질화처리는  $\text{NH}_3$ 가스에 침탄성 가스인 프로판( $\text{C}_3\text{H}_8$ )가스가 혼합된 가스분위기에서 처리하였으며[8] 본 연구에서는 예비실험 결과를 활용하여 미세강선을  $580^\circ\text{C}$ 에서 10분간 고온가스 침탄질화처리함에 의하여 약  $5\mu\text{m}$  두께 정도의 침탄질화층을 가진 TT시편용 보강섬유를 제작하였다.

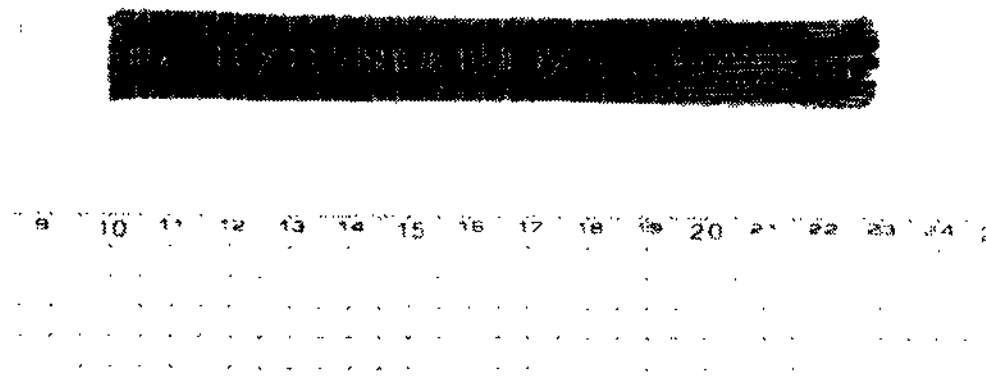


Photo 1. Typical shape of the preform made with steel cord wires.

### 2.2.2 복합재료의 용탕단조

미세강선 보강 복합재료의 제조는 ingot상이나 비교적 단순한 형상의 두꺼운 부품의 제조에 적합한 방법인 용탕전면에 직접 정수 고압력을 가한 그대로 응고하는[9] 프란자 가압식 용탕단조 장치를 이용하였으며, 사용된 주형은 지름 50mm, 길이 180mm인 원통형 금형주형이었다. 이때 용탕단조 조건은 가압력  $1500\text{kg}/\text{cm}^2$ , 용탕 온도  $750^\circ\text{C}$ , 금형예열온도  $250^\circ\text{C}$ , 그리고 가압 유지시간은 3분으로 하였으며, 별도의 preform 예열은 시행하지 않았다.

### 2.3 기계적 성질 시험 및 조직관찰

인장시편을 위하여 직경 14mm, 게이지 길이 50mm, 그리고 평행부 길이 60mm를 가지는 JIS 4호 인장시편을 제작하였으며, 이 시험편들을 50ton급 인장시험기(U.M.H : SHIMADZU)를 이

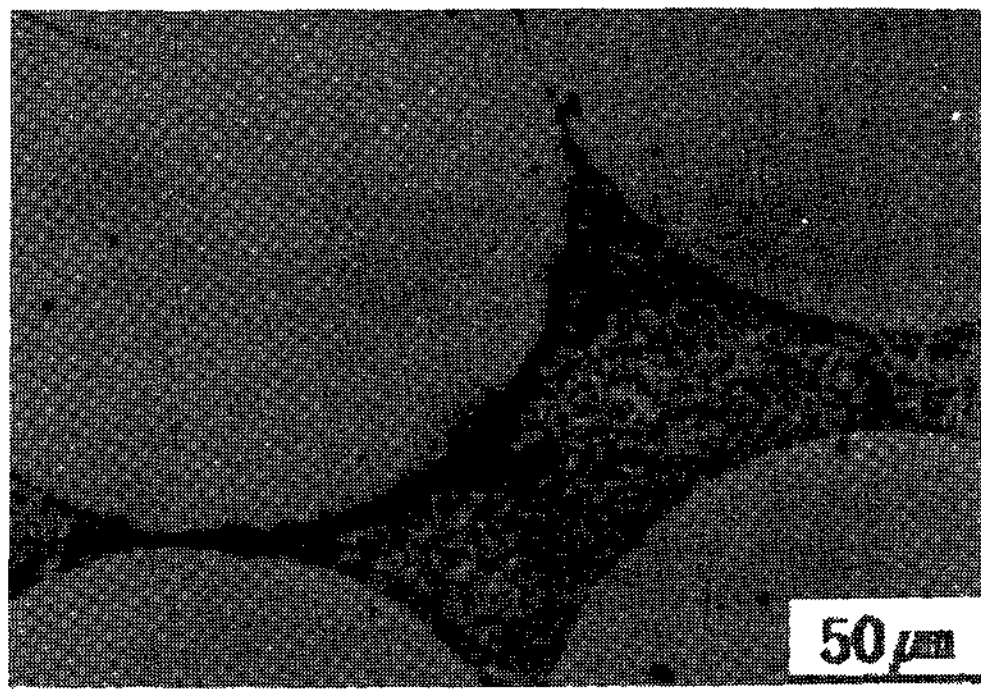
용하여 인장파단강도를 측정하였다. 그리고  $10\text{mm} \times 10\text{mm}$ 의 단면과 55mm의 길이 그리고 노치 직경 2mm를 가진 JIS 3호 충격시편을 제작하여 Charpy test를 실시하였다.

제조된 시편은 cutting wheel로 절단하여 diamond paste로  $1\mu\text{m}$ 까지 연마한 후, keller시약으로 부식하여 광학현미경 및 SEM(Scanning Electron Microscopy)을 이용하여 보강섬유 각각의 표면상태처리에 따른 보강섬유와 기지금속간의 계면층의 양상에 대하여 관찰을 하였으며, 기지금속의 응고조직과 인장시험후의 파단면에 대하여도 관찰하였다.

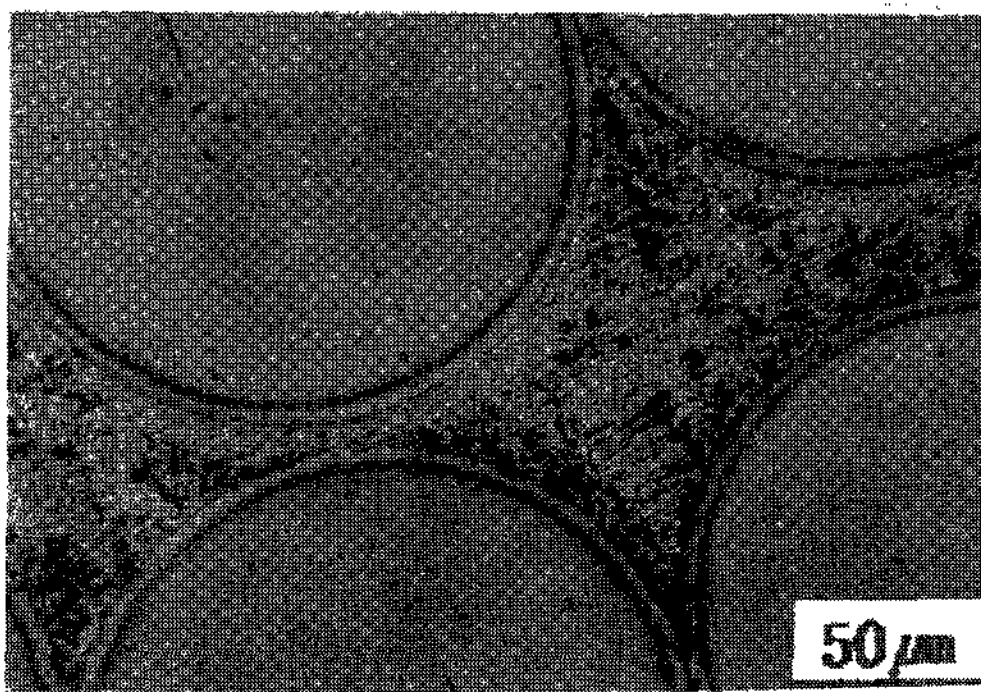
## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 응고미세조직 관찰

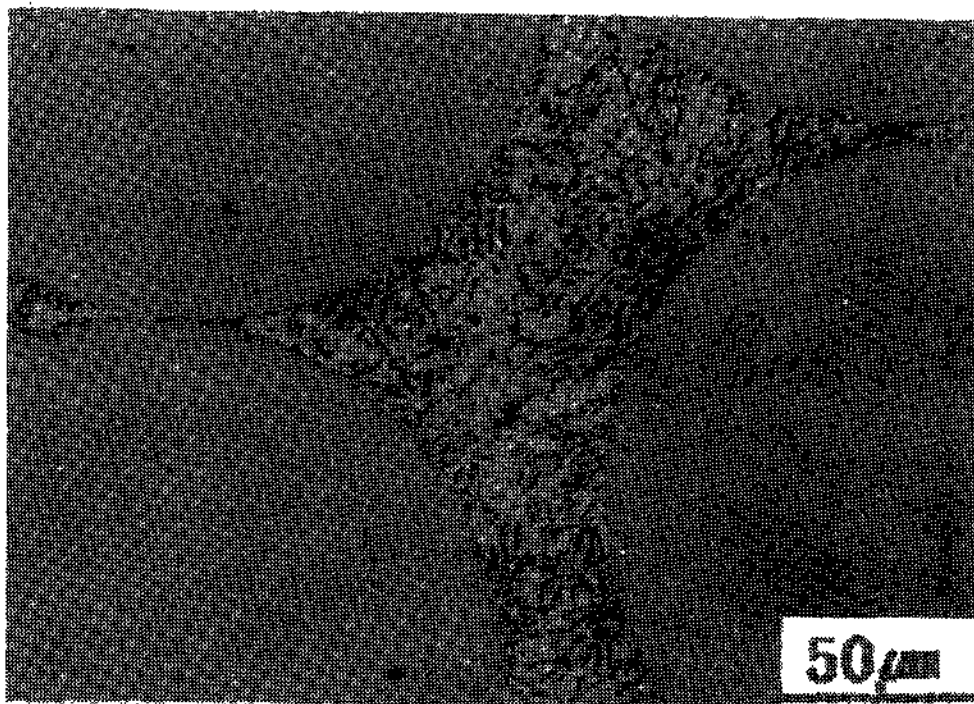
Photo 2는 각각의 표면상태처리를 달리한 steel cord wire를 이용하여 용탕단조한 알루미늄 합금(AC4D) 복합재 시편의 as-cast상태에서의 미세조직사진이다. 이들은 보강재인 filament wire 표면의 처리상태에 따라 앞에서 분류한 1) TN(미세강선에 아무 처리도 행하지 않은 상태), 2) TT(미세강선에 침탄질화처리를 행한 상태), 3) TA(미세강선에  $0.2\mu\text{m}$  두께로 brass coating 처리한 상태)의 세가지 상태의 preform을 이용하여 제작된 시편이다. TN시편의 경우, Photo 2a에서 알 수 있듯이 용탕단조한 주방상태하에서도 얇은 계면반응층이 형성되어 있었으며, 또한 일부계면층에 있어서는 알루미늄 용탕과의 접합이 일어나지 못한 부분도 존재함을 알 수 있었다. 이는 용탕단조전에 이들 TN시편용 미세강선 표면에 산화물이 쉽게 형성되어, 용탕단조시 이들 산화물이 형성되어 있는 부분에서는 용탕과의 젖음성(wettability)이 나빠 알루미늄 용탕과의 접합이 잘 일어나지 않음에 기인한 것이라 여겨진다. 일반적으로 알려진 바에 의하면 금속기복 복합재료에 있어서 젖음성이 좋지 않은 이유는 강화재 표면에 발생한 산화피막이 wetting을 저해하기 때문이며, 그러한 산화피막의 제거가 양호한 wetting의 관건이 되고 있다고 한다[10-12]. Warren 등[13]에 의하면 이들 산화피막이 계면 반응에 의해 부서지거나 알루미늄과 산화피막의 열팽창계수 차이에 의한 응력에 의해 산화피막이



(a)



(b)



(c)

**Photo 2.** Microstructure of aluminum composite (under squeeze-cast condition).  
(a) TN, (b) TT, and (c) TA

깨지거나 아니면 산화피막 자체의 상변화에 의해 산화피막이 제거되어야만 강화재와 기지금속간의 젖음성이 향상될 수 있다고 한다. 결국 TN시편의 경우, 강선 표면에 산화피막이 발생함으로

인해 강화섬유와 기지금속간의 wetting이 저하된 것은 물론 그에 따른 기계적성질의 감소 역시 충분히 예상할 수 있었다. 따라서 용탕단조 및 잇따른 열처리 공정 중 일어나는 지나친 계면반응을 억제시키고 아울러 강화재 표면에의 산화물 형성을 억제함으로써 강화섬유와 기지금속간의 젖음성을 향상시킬 목적으로 미세강선에 침탄질화처리한 steel cord wire를 사용하여 복합재료를 제조하였으며, 이러한 TT시편의 응고미세조직에 대하여 조사하여 보았다. 그러한 보강섬유를 이용하여 용탕단조한 TT시편의 경우에는 보강섬유의 표면에 질화층이 두텁게 형성되어 있음을 확인할 수 있었으며, 또한 보강섬유와 기지금속과의 계면에 계면반응층의 형성이 상당히 억제되어 있음을 알 수 있었다(Photo 2b참조). 이는 보강섬유의 표면에 생긴 침탄질화층으로 인하여 알루미늄으로의 철의 확산과 철으로의 알루미늄의 확산이 잘 이루어지지 않기때문에 알루미늄과 철의 반응이 억제됨으로 인하여 금속간화합물의 형성이 억제되었기 때문이라 여겨진다. 그러나 580 °C에서 10분간 고온가스 침탄질화처리한 미세강선의 인장강도를 측정하여 본 결과 냉간인발된 강선이 침탄질화처리 중 풀림처리 효과에 의하여 그 인장강도가 100-120kgf/mm<sup>2</sup>정도로 연화되었음을 알 수 있었다.

이미 앞에서 고찰한 바와 같이 TN시편의 경우에는 보강용 미세강선표면에 부분적으로 산화피막이 형성되어 젖음성을 저하시키는 문제점이 발생되며, TT시편의 경우에는 고온 침탄질화처리시 보강용 강화섬유의 인장강도가 상당히 저하되는 문제가 생김을 알 수 있었다. 따라서 알루미늄 기지금속과의 우수한 젖음성과 계면결합력을 얻기위한 방안으로써 강화섬유에 brass coating 처리한 보강재를 이용하여 복합재료를 제조하여 보았다. Photo 2c에서 보는바와 같이 0.2μm두께로 brass coating처리를 행한 미세강선을 보강재로 사용한 TA시편의 경우, 기지금속과 보강섬유의 계면에 얇은 반응층이 형성되어 있음을 알 수 있다. 일반적으로 섬유강화금속기지 복합재료에 있어서 보강재와 기지금속이 양호한 결합력을 가지기 위해서는 보통 0.1μm이내의 매우 얇은 계면반응층이 생성되어야 한다는 보고가 있다[14] 반면에 조대한 계면층의 형성은 오히려 강도를



감소시키는 요인으로 작용한다. brass coating 처리된 미세강선으로 제조한 TA시편의 경우에는 강화섬유와 기지간에 비교적 얇은 계면반응층이 발생하였기 때문에 양호한 계면결합이 이루어졌음을 알 수 있었다.

일반적으로 대부분의 금속기 복합재료는 섬유와 계면에 화학포텐셜 구배가 존재하기 때문에 열역학적으로 비평형인 상태이다. 따라서 어떤 조건에서 각 성분간에 확산이나 반응이 일어나게 되며, 그러한 결과로써 섬유강화 금속기지 복합재료에서 발생하는 계면반응의 기구는 다음 세가지로 들 수 있다[15]. 첫째, 확산에 의한 용해와 둘째, 기지와 강화재 사이에 새로운 계면상이 생성되어 성장할 때, 그리고 셋째로 불순물이 계면상에서 재분포됨에 따라 계면에서 반응이 생기는 경우이다. 본 실험의 결과에서도 강화섬유인 미세강선과 알루미늄기지와의 계면반응에 의한 반응층이 각각의 시편에 따라 그 양상이 다르게 나타났으며 이에 대하여 고찰하여 보면 다음과 같다. 보강재와 기지금속간의 계면반응에 의한 계면결합력향상은 기지금속으로부터 섬유로의 많은 하중의 전이가 가능하여짐으로 복합재료의 강도와 가공경화의 증가를 일으키게 된다.

그러나 보강재와 기지금속의 반응이 지나치게 되면 주로 취약한 금속간화합물을 형성함으로 인해 복합재료의 강도저하를 야기시키며, 이에 대한 연구에 의하면, 보강재와 기지금속간의 반응을 방지하기 위해서는 보강재를 coating하거나 또는 급냉응고를 시킴으로써 고온에서의 접촉시간을 줄여주어야 한다[16-17]. 그러한 목적에 충분히 부합할 수 있는 제조공정 중의 하나인 용탕단조는 냉각과 응고시간이 빠르기 때문에 보강재와 기지금속의 접촉시간이 짧아서 심한 계면반응이 발생하지는 않는다. 결과적으로 계면에서 과도한 반응이 일어나는 것을 방지해주지만, 반면에 응고시간이 너무 빠른 경우 오히려 강한 결합력을 갖기 위한 충분한 계면반응이 일어나지 않는 문제가 발생하기도 한다. 용탕단조한 graphite fiber보강재와 6061 Al기지금속간의 결합력을 시험한 결과에 의하면[18], 응고시간이 너무 빠른 이유로 인해 계면에서의 결합력이 매우 약하게 되는 결과를 보여주고 있다. 본 실험에서 TA 시편의 경우, 750°C의 용탕온도와 3분

의 가압유지시간의 조건에서 매우 얇은 계면반응층이 발생되었으며 그로 인하여 강화섬유와 기지간에 양호한 결합력을 얻을 수 있음을 예상할 수 있었다. 이러한 계면반응층의 성분을 알아보기 위해 EDS분석을 행한 결과를 Fig. 1에 나타내었다. 그림에서 알 수 있듯이 이들 반응층은 알루미늄과 철만으로 이루어진 합금반응층으로써 이 계면반응층부에서는 보강용 강선의 Brass coating 성분인 구리나 아연의 성분은 검출되지 않았다. 이는 750°C의 고온에서 알루미늄에 대한 구리와 아연의 확산계수가 매우 크기때문에[19] 용탕단조 공정중 이들 0.2 $\mu$ m두께의 brass coating성분이 용해되어 기지금속내로 빠르게 확산되었기 때문이라 여겨진다.

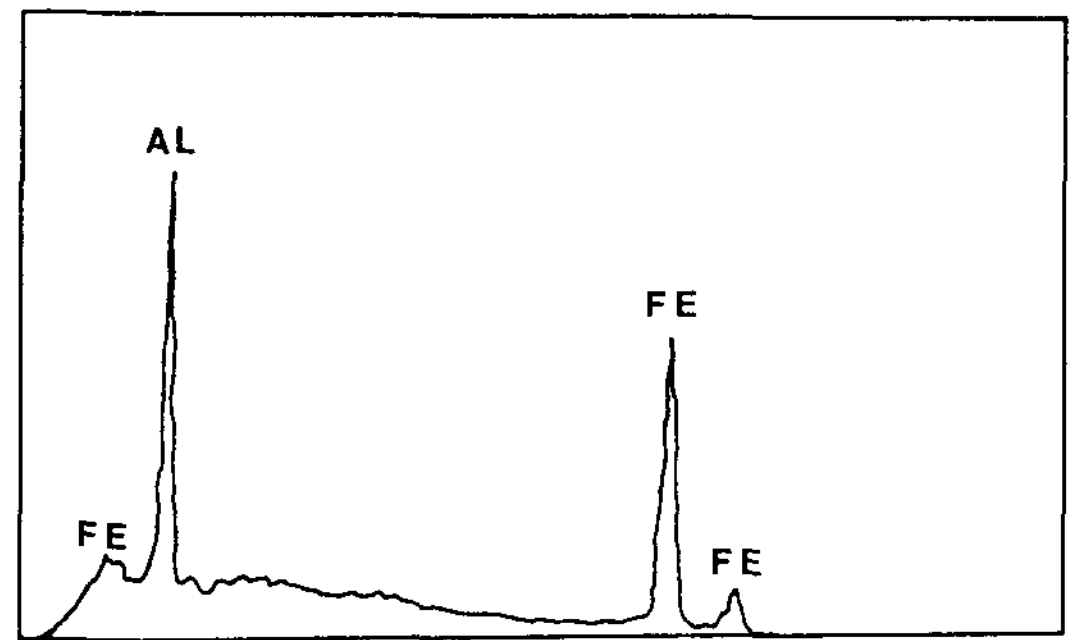


Fig. 1. EDS analysis for interfacial reaction zone of TA.

### 3.2 열처리에 따른 계면반응층

기지금속인 알루미늄합금(AC4D)의 강도증대를 위한 석출강화를 시도하기 위하여 용탕단조한 시험편에 대하여 기지금속의 용체화처리 및 시효처리(T6열처리)조건에 맞추어 열처리를 시행한 후 형성되는 보강섬유와 기지금속간의 계면반응층의 두께변화를 조사하여 보았다. 즉, 각 시편들을 용체화 처리온도인 525°C에서 1시간 간격으로 3시간까지 항온가열 후 수냉시킨 다음 150°C에서 시효처리를 행한 후 이러한 열처리 과정중에 발생하는 steel cord wire와 기지금속과의 계면반응성, 즉 반응층의 두께변화를 측정하였다. Photo 3은 용탕단조한 상태와 3시간까지의 용체화처리 시간에 따른 보강선재와 기지금속간의 계면반응층에 대한 조직사진을 나타낸 것이

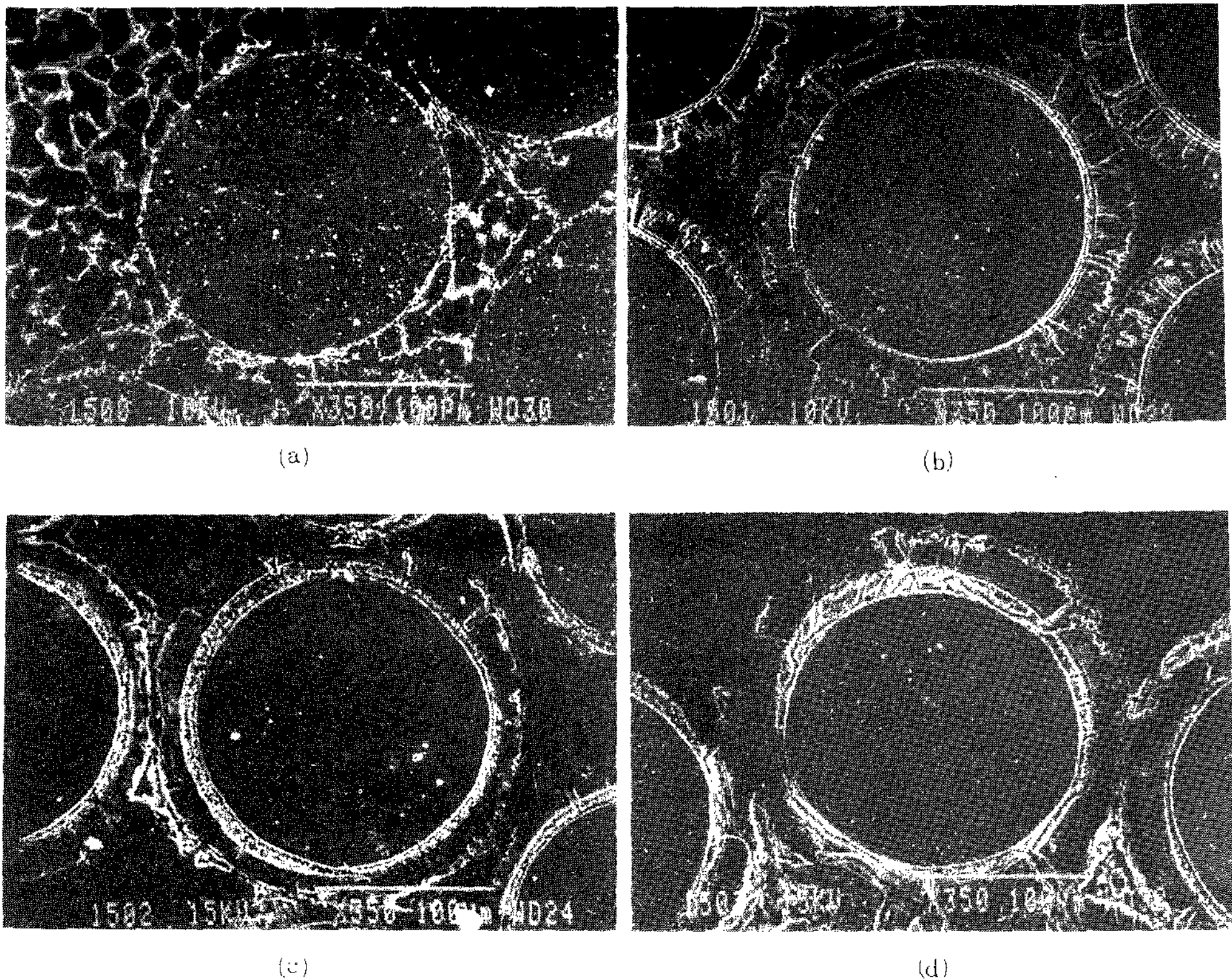


Photo 3. Microstructure of aluminum composite specimens of TA

(a) as squeeze-cast (b) solution treated for 1 hours (c) solution treated for 2 hours (d) solution treated for 3 hours

다.

Photo 3에서 보는 바와같이 용체화처리시 시간이 경과할수록 계면반응층의 두께가 점점 두터워짐을 알 수 있으며, 이는 보강섬유와 기지금속과의 활발한 계면확산에 기인한 것이다.

이들 확산층들중 보강섬유 외부로 형성된 확산층은 보강섬유로부터 기지금속으로의 철의 확산에 의해 형성되었으며, 보강섬유 내부로 형성된 확산층은 보강섬유내로 알루미늄이 확산되어 이루어진 것으로 여겨진다. 즉, 용체화처리 중에는 기지금속으로부터의 알루미늄확산과 보강섬유로부터의 철확산이 동시에 일어남을 알 수 있다. 앞의 3.1절에서 고찰한 바와같이, 알루미늄 기지와 보강섬유인 미세강선이 계면에는 기지금속인 알루미늄과 강섬유와의 접촉반응에 의해 알루미늄과 철로 구성된 금속간화합물이 생성되며 이들은 주로 Fe<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>라 여겨지고 있다. 이러한 계면반

응층은 용체화처리 시간이 증가할수록 점점 두터워지며 또한 취성이 큰 반응층의 증가로 인하여 복합재료의 강도가 감소하게 되는 원인이 될 것이다. Fig. 2는 용체화처리 시간에 따른 확산 반응층 두께의 변화를 내부확산층과 외부확산층으로 구별하여 나타낸 것이다. 그림에서 보듯이, 3시간동안의 용체화처리시 내부확산층은 12μm, 외부확산층은 36μm로써 전체 확산거리, 즉 계면 반응층의 두께는 48μm정도로써 비교적 두꺼운 반응층의 증가를 나타내었다. 이는 고온의 용체화처리 온도에서 철의 알루미늄내로의 확산계수가 알루미늄의 철내로의 확산계수보다 크기때문에 알루미늄 기지로의 철의 확산이 미세 강섬유 내부로의 알루미늄의 확산보다 더 빨리 일어나게 됨에 기인한 것으로 여겨진다.



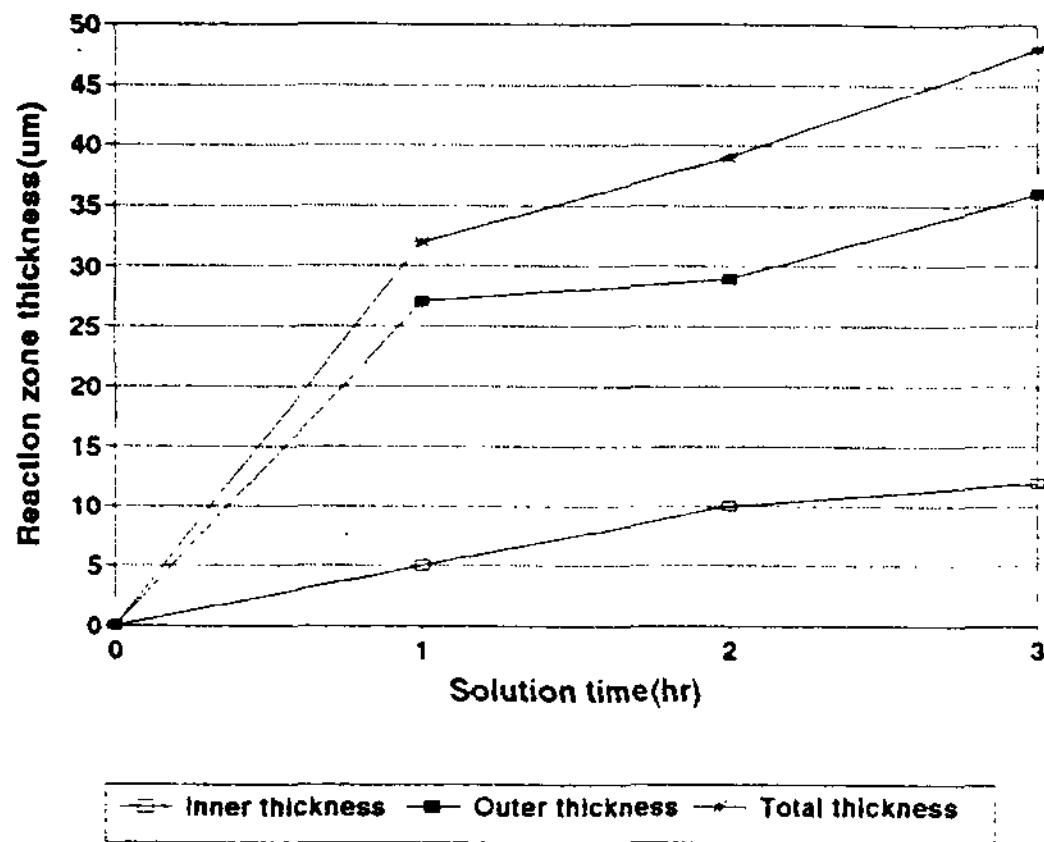
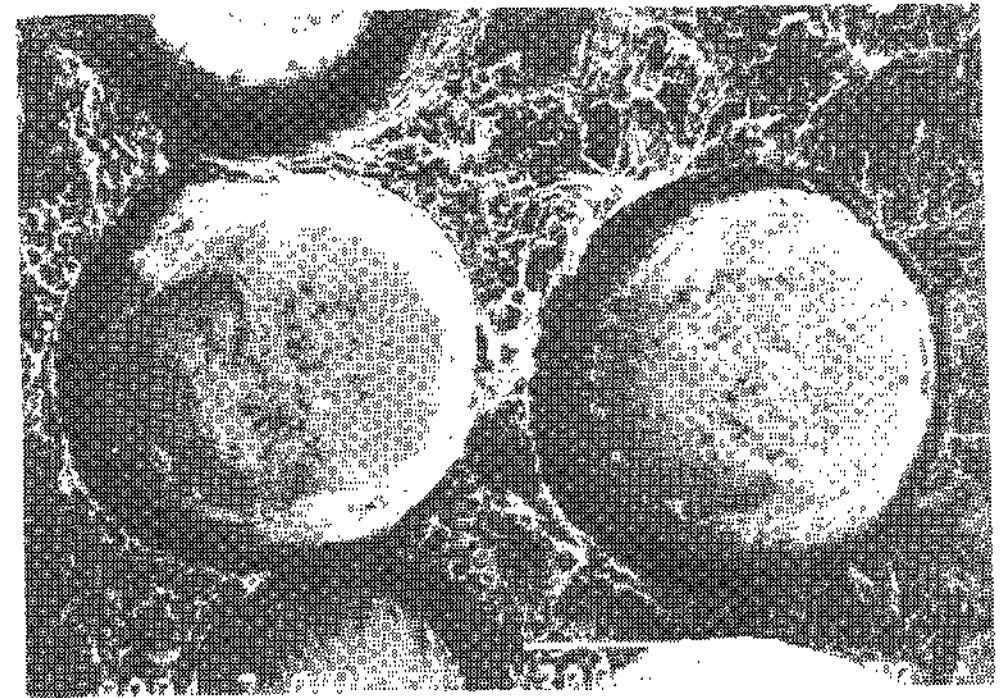


Fig. 2. Variation in thickness of the reaction zone with solution treatment time.

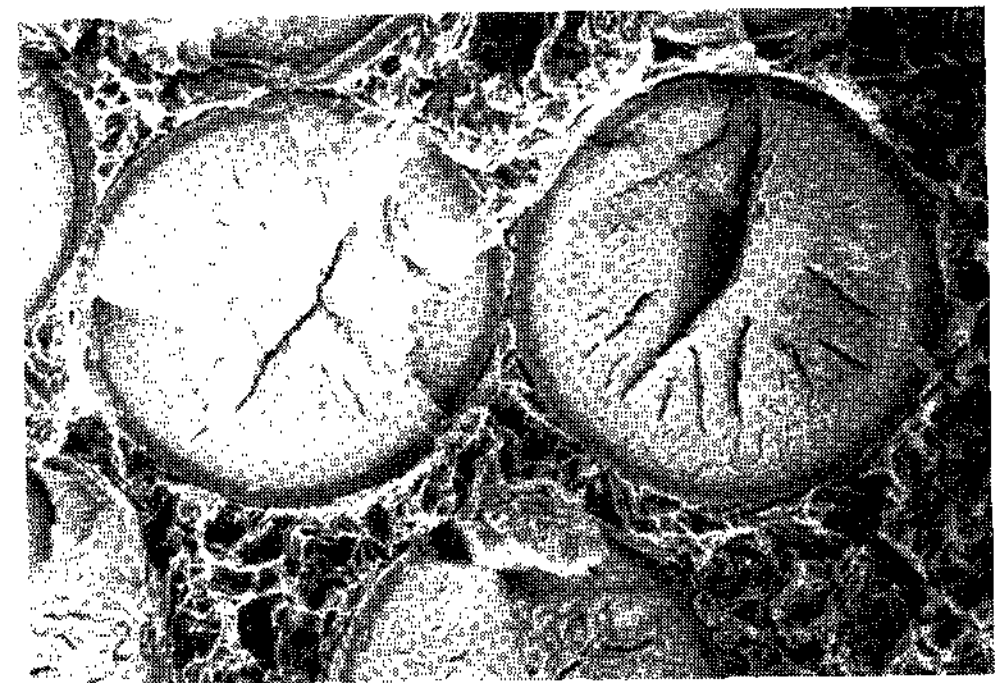
### 3.3 복합재료의 파단 양상

각각의 시편의 표면상태처리에 따라 계면반응층이 차이를 보임에 따라 각 시편의 인장파단력이 영향을 받을 것이 예상되어 각 시편의 인장파단면에 대한 조사를 실시하였다. 이때 TN시편의 경우는 강선표면에 발생된 산화물에 의해 부분적으로 기지와와의 결합이 이루어지지 않은 상태였기 때문에 인장파단시험시 개연성 있는 파단 양상을 얻을 수 없다고 여겨지기 때문에, 본실험에서는 얇은 계면반응층이 균일하게 발생된 TA시편과 질화층으로 인해 계면반응층이 생성이 극히 억제된 TT시편에 대하여 인장시험후의 파단 양상을 고찰해 보았다.

Photo 4는 TA와 TT의 preform으로써 제조된 알루미늄 합금 복합재료의 as-cast상태에서의 인장시험후 그 파단면을 나타낸 것이다. TA시편 (Photo 4a)의 경우 보강섬유는 연성을 나타내기 때문에 파단면이 어느정도 수축되어 cup and cone type의 연성파단을 나타냄을 알 수 있으며 pull-out된 섬유가 거의 없었으며 기지에서도 연성재료파단의 특징[20]인 dimpling과 파상의 회복이 관찰되었다. 또한 파상형태의 기지가 섬유를 거의 완전히 둘러싸고 있음을 볼 수 있는데 섬유들이 밀집되어 있음에도 불구하고 두 섬유사이에 기지금속이 존재한다는 것은 강화섬유와 기지금속간에 완전한 wetting이 발생하였음을 나타내는 것이다. 또한 파단이 계면에서가 아니라



(a)



(b)

Photo 4. Typical SEM fractographs of TA and TT specimens.

(a) TA and (b) TT

기지금속을 통하여 이루어졌음을 알 수 있는데 기지금속에서 파단이 발생한 것은 보강섬유와 기지의 계면이 하중을 충분히 전이할 수 있을 정도로 강함을 의미하는 것이라 할 수 있다[21]. 일반적으로 강선보강 알루미늄 복합재료에서의 파괴양상은 Al-Fe계 금속간화합물과 같이 취약한 계면 화합물층을 포함하는 경우, 다음 3가지 형태로 나타난다[22]. 첫째, 화합물이 미량으로 섬유의 극히 일부분에 형성된 경우이고, 둘째, 화합물층이 섬유를 완전히 피복하고 있지만 그 두께가 얇은 경우, 그리고 셋째로는 화합물층이 섬유를 완전히 피복하고 그 두께가 두꺼운 경우이다. TA시편의 경우, 계면에 얇은 화합물층이 균일히 형성되어 섬유를 피복하고 있기때문에 앞의 파괴양식중 두번째의 경우에 해당된다고 할 수 있다. 그러나 TT시편의 경우, 인장시험후의 파괴양상을 보면 상기의 TA시편과는 달리 인장파단

면은 Photo 4b에서 보는 바와같이 인장축과 파면이 수직인 취성파괴형태를 나타냄을 알 수 있다. 또한 인장파면을 관찰하여 보면 침탄질화처리로 인해 강화섬유와 기지금속간에 확산층이 거의 형성되어 있지 않기 때문에 금속간화합물의 형성이 억제되어 있음을 관찰할 수 있다. 그리고 강화섬유 내부에 다수의 크고 작은 미소균열이 존재함을 볼 수 있는데, 이는 necking시 섬유의 단면적이 감소되는 동안 발생된 원주방향 응력에 기인된 것이라 여겨진다. 이와같은 섬유내부에 균열이 발생하는 이유에 대하여 Leonhardt et. al.[23]은 섬유계면에 존재하는 brittle한 상, 즉 본 실험의 TT시편의 계면에 두텁게 발생된 취성의 질화층이 인장시 응력의 전이와 분배에 있어서 취약한 장소로 작용하기 때문에 계면을 따라 균열이 전파되어 섬유와 직각방향으로 균열이 발생하는 원인이 된다고 하였다. 이와같이 TT시편의 파면이 인장축과 수직인 취성파괴형태를 보였다는 것은 강화섬유표면에 발생한 취약한 질화층과 질화처리로 인해 강화섬유의 물성이 저하되어 낮은 응력에서 섬유가 파단을 일으키며 파괴가 진행되었기 때문이라 여겨진다. 섬유강화금속기지 복합재료에 있어서 강화섬유의 경질화는 곧 복합재료의 취성이 증가되는 직접적인 원인이 된다. 계면에 형성된 취약한 금속간화합물층의 두께가 증가할수록 복합재료의 취성이 증가하게 되는데 Tamayo[24]에 의하면, 계면층두께가  $2\mu\text{m}$ 에서  $40\mu\text{m}$ 정도로 증가할 때 파단강도는  $70\text{kgf}/\text{mm}^2$ 에서  $40\text{kgf}/\text{mm}^2$ 으로 감소하며 파단연신율은 2.5%에서 0.5%로 감소한다고 한다. 미세강선에 침탄질화처리한 TT시편의 경우 그와 같은 취약한 계면화합물층은 발생되지 않았으나 침탄질화로 인해 섬유자체에 두터운 침탄질화층이 생기고 섬유표피에는 매우 취약한 질화층의 조직이 생성되었기 때문에 복합재료의 취성증가의 원인으로 작용하였을 것으로 생각된다. 결과적으로 TA와 TT시편의 각각 연성과 취성의 파괴를 보이는 것은 파단 양상이 강화섬유의 표면상태처리에 영향을 받기 때문이라 여겨진다.

### 3.4 기계적 성질

보강재에 침탄질화처리를 행한 TT시편과  $0.2\mu\text{m}$  두께로 brass coating 처리한 상태의 TA시편에

대하여 인장시험을 실시한 결과, TT시편의 경우 인장강도는  $44.3\text{kgf}/\text{mm}^2$ , 그리고 TA시편의 경우에는  $77.1\text{kgf}/\text{mm}^2$  정도를 나타내었다.

이처럼 인장강도의 차이를 보이는 것은 TA시편의 경우 고온의 용탕에 의한 강화섬유의 열화가 미약하게 발생한 반면, TT시편에서는 침탄질화처리시 보강섬유의 열화가 인장강도에 큰 영향을 미쳤기 때문이라 여겨진다. 충격시험 결과 역시 인장강도의 경우와 마찬가지로 고온의 용탕에 의한 강화섬유의 열화가 충격값에 큰 영향을 미침을 알 수 있다. TT시편의 경우  $4.7\text{kgf}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$  정도의 충격값을 나타낸 반면 TA시편의 경우에는  $8.1\text{kgf}\cdot\text{m}/\text{cm}^2$  정도의 충격값을 보였다.

## 4. 결 론

용탕단조법을 이용하여 미세강섬유보강 고강도 경량알루미늄 복합재료를 제조함에 있어, 각각의 표면상태처리에 따른 보강섬유와 기지금속간의 계면반응성과 인장파단면 그리고 인장강도 및 충격값에 대하여 검토한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1) TN시편(미세강선에 아무 처리도 행하지 않은 상태)의 경우, 용탕단조한 주방상태하에서도 기지금속과 보강섬유와의 계면에 얇은 반응층이 형성되어 있었으며 부분적으로 알루미늄 용탕에의 용침이 일어나지 못한 부분도 존재함을 알 수 있었다. 이는 미세강선 표면에 국부적으로 산화물이 쉽게 형성되어 용탕과의 젖음성이 나빠지기 때문인 것으로 여겨진다.

2) 보강용 미세강선의 표면에 침탄질화층이 두껍게 형성되어 있는 TT시편(미세강선에 가스 침탄질화처리를 행한 상태)의 경우에는 용탕단조시 알루미늄 기지금속과 보강재의 계면사이에 계면반응층의 형성이 극히 억제되어 있음을 알 수 있었다. 또한 미세강선이 침탄질화처리시 상당히 연화됨으로 인하여 복합재료의 인장강도 및 충격 파단 강도는 상당히 열화됨을 알 수 있었다. 인장파단면은 인장축과 파면이 수직인 취성 파괴 형태를 보였으며, 특히 미세강섬유의 내부에 많은 크고 작은 균열이 존재함을 볼 수 있는데 이는 침탄질화 처리에 의하여 강화섬유가 경질화되었기 때문임을 알 수 있었다.



3) TA시편(0.2 $\mu$ m두께로 brass coating을 행한 상태)의 경우, 보강용 미세강선과 기지금속에는 매우 얇은 반응층이 형성되어 기지금속과의 접합성이 상당히 향상되었으며 인장시험후의 파단면은 cup and cone type의 전형적인 연성파단을 보였다. 이때 pull-out된 보강섬유는 거의 없었으며 기지조직에서도 연성재료파단의 특징인 dimpling과 파상의 기록이 관찰되었다. 또한, 이 미세강선을 이용하여 제조한 복합소재(복합화율 40%)는 약 77kgf/mm<sup>2</sup>의 인장강도와 8kgf-m/cm<sup>2</sup>정도의 충격값을 나타내는 매우 강인한 복합소재임을 알 수 있었다.

## 후 기

본 연구의 일부는 인하대 교내연구비(1993년)의 지원에 의하여 이루어졌으며, 이에 감사드립니다.

## 참 고 문 헌

- [ 1 ] Shimura : M., Bull. JPN Inst. Met. Vol. 18, No. 4, (1979) 271.
- [ 2 ] A. Okura : J. Jab. Compos. Mater. Soc. 11 (1985) 204
- [ 3 ] J. R. Franklin and A. A. Das : The British Foundrymen, Vol. 77 (1984) 150.
- [ 4 ] H. Fugunaga, Proceedings of the International Symposium on the Advances in Cast Reinforced Metal Composites, Chicago, (1988), AMS/TMS, 101.
- [ 5 ] R. F. Lynch, R. P. Olley, AFS Transaction, Vol. 83, (1975), 566.
- [ 6 ] 松原弘美 外, 鑄物 49 (1977) 34.
- [ 7 ] S. Rajagopal, W. H. Altergott : AFS Transactions Vol. 94, (1985) 145.
- [ 8 ] 최신열처리기술 : 산업연구원, (1990) 217.
- [ 9 ] Kanekoy et. al : Foundry Trade Journal, 148 (1980) 397.
- [10] A. Banergi, P. K. Rohatgi and W. Reif, Metall., 38 (1984) 656.
- [11] F. Delanay, L. Froyen and A. Deruyttere, J. Mat. Sci., 22 (1987) 1.
- [12] S. Abrham, B. C. Pai, K. G. Satyanarayana and U. K. Vaidyan, J. Mat. Sci., 25 (1990) 2839.
- [13] R. Warren and C. H. Anderson, Composites, 15 (1984) 101.
- [14] D. L. Zhang, P. Mummery and B. Cantor, Review of Metal Matrix Composites partl. Oxford Centre for Advanced materials and Composites, (1991) 1.
- [15] K. K. Chawla, Composite materials, Springer-Verlag (1987) 83.
- [16] S. Nourbakhsh, H. Margolin and F. L. Liang, Met. Trans., 20A (1989) 2159.
- [17] S. Kohara and N. Muto, J. JPN. Inst. Met., 52 (1988) 1063-1069.
- [18] R. J. Sample, R. B. Bhagat and M. F. Amateau, J. Comp. Mat., 23 (1989) 1021
- [19] Peterson, N. L., Rothman, S. J. : Phys. Rev. B1 (1970) 3264.
- [20] David L. Hunn : The Metallurgical society of AIME (1983) 83.
- [21] B. F. Quigley, G. J. Abbaschian, R. Wunderlin and R. Mehrabian, Metall. Trans. A, Vol. 13A (1982) 93.
- [22] A. G. Metcalfe : "Composite Materials" Vol. 1 Academic Press, New York (1974) 1.
- [23] G. Leonhardt, G. Wiegardt and H. Podlesak : Materials Science and Engineering, A135 (1991) 217.
- [24] P. Tamayo, Caracas, The 15th annual conference of Metallurgists, Ottawa (1977) 310.