

## HTZ/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p 혼합 금속복합재료의 제작과 노화에 따른 물성 분석

남현욱\* · 정성욱\*\* · 김성철\*\*\* · 임태원\*\*\* · 한경섭\*\*\*\*  
(1999년 12월 4일 접수)

### Fabrication of HTZ/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p Hybrid MMCs and Properties Degradation Due to Aging

Hyun Wook Nam, Sung Wook Jung, Sung Chul Kim, Tae Won Lim  
and Kyung Seop Han

**Key Words:** HTZ Short Fiber(HTZ 단섬유), Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> Particle(알루미나 입자), Preform(예비성형체), MMCs(금속복합재료), Aging(시효)

#### Abstract

As increase application of MMCs, the development of low cost MMCs are needed. In this research, low cost MMCs were developed using Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particle and HTZ short fiber and their mechanical properties were compared with HTZ/AC8A. The preform were fabricated by vacuum suction method. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> particles were well mixed with HTZ fibers and uniform fiber/particle distribution were obtained. MMCs were fabricated by squeeze casting method. Tensile and hardness test were conducted. Tensile strength HTZ/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p/AC8A are more excellent than that of HTZ/AC8A. This is due that the interfacial strength between Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p and AC8A are more excellent than that between HTZ and AC8A. Hardness of HTZ/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p/AC8A are higher than that of HTZ/AC8A. Properties degradations due to aging were also studied. MMCs were aged at 250°C. Room and high temperature(250°C) tensile strength of full-aged MMCs are decreased about 10%, 20%, respectively. As increase aging time, the hardness is decreased but it converge over the 50hr. The hardness of full-aged MMCs are decreased about 30-40%. Properties degradations is due to coarseness of precipitations. The SEM observations for overaged specimen show that coarse Si precipitations are formed in AC8A and coarse Fe-Ni-Cu precipitations are formed in MMCs.

#### 1. 서론

금속복합재료는 기존의 구조용 재료에 비해 경량이면서 비강성, 비강도가 월등한 강화재를 보

강시킨 것으로, 구조재료의 경량화 및 고기능화의 요구에 부응할 수 있으며 기존의 용탕 주조법(squeeze casting), 사출성형(injection molding) 등의 금속재료 제조기술을 이용하여 제조할 수 있으므로 대량생산에 용이하다. 특히 단섬유 보강 금속복합재료는 뛰어난 마모 특성으로 인하여 자동차 부품의 국소 보강용으로 가장 널리 사용되고 있다.<sup>(1-2)</sup>

Toyota는 1982년 saffil 및 kaowool fiber를 이용하여 복합재료 피스톤을 생산하기 시작하였고, 1987년 kaowool fiber를 고온에서 결정화 처리한 ALSILON fiber를 개발하였으며 88년에는 ALSI-

\* 회원, 포항공과대학교 기계공학과 대학원  
\*\* 포항공과대학교 기계공학과 대학원  
\*\*\* 현대자동차 중앙연구소 재료연구팀  
\*\*\*\* 회원, 포항공과대학교 기계공학과  
E-mail : redhair@postech.ac.kr  
TEL : (054)279-8216 FAX : (054)279-5899

LON fiber에 Ni particle을 첨가한 금속복합재료를 개발하여 금속복합재료 피스톤을 양산하였다. Toyota가 피스톤에 금속복합재료를 적용하여 성공을 거두고 있는데 자극 받은 Honda는 saffil에 carbon을 혼합시킨 금속복합재료를 실린더 라이너에 적용하여 일체형으로 엔진블록을 주조함으로써 한층 더 뛰어난 주조기술을 자랑하였다. 그 외에 Mitsubishi 등도 금속복합재료 피스톤을 적용하였고, Toyota는 금속복합재료 양산 설비를 활용하여 damper pulley hub도 생산하였다. 유럽은 일본처럼 금속복합재료의 개발에 적극적이지는 않았지만 고부하의 디젤피스톤에 saffil 및 kaowool fiber를 적용하여 1980년대 후반부터 생산하기 시작하였다.<sup>(3)</sup>

이렇게 금속복합재료를 이용한 제품이 양산됨에 따라 금속복합재료의 물성 외에도 제조 단가를 고려해야 하는 문제가 발생되었다. 1990년대 들어 일본의 사국화성에서는 saffil보다 뛰어난 기계적 물성을 가지면서도 가격이 저렴한 alborex whisker를 상품화하였으며 우리 나라에서도 HTZ 단섬유가 개발되어 이를 금속복합재료에 이용하고자 하는 시도들이 진행되고 있다.

박익민 등은 AC4A/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub>-ZrO<sub>2</sub>/Alborex 혼합 금속복합재료의 제조 및 특성에 관한 연구에서 이 재료의 내마멸성이 AC4A/Saffil에 비하여 우수하다는 결과를 얻었다.<sup>(4)</sup> 한경섭 등은 Alborex/Saffil/AC8A와 HTZ/AC8A를 이용한 예비성형체 및 금속복합재료의 제조 조건을 확립하였으며, 각 재료의 기본 물성을 연구하였다.<sup>(5-6)</sup> 그 결과 Alborex/Saffil/AC8A의 경우 강도 뿐 아니라 피로나 마모 특성이 우수한 것으로 나타났다. 그러나 HTZ/AC8A의 경우 지지재에 비하여 우수한 마모 특성을 보였으나 Alborex/Saffil/AC8A나 Saffil/AC8A에 비하여 강도나 경도 등이 떨어지는 것으로 나타났다.

Alborex와 같이 휘스커(whisker) 형태의 보강재는 공해 유발 물질로 점점 규제가 되고 있고, 제조 단가도 HTZ에 비하여 높은점이 있어, 본 연구에서는 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 입자를 HTZ 단섬유와 혼합시킨 금속복합재료를 개발하고자 하였다. 이 경우 금속복합재료 제조의 단가도 낮출 수 있고, 경도 특성을 향상시킬 수 있는 장점도 있다.

본 연구에서는 HTZ/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p 예비성형체의 제조 조건에 대하여 연구하였으며, 이 예비성형체를

이용하여 제조한 금속복합재료의 특성을 고온 강도와 경도를 중심으로 연구하였다. 또한, 각 재료가 고온에서 노출되어 사용됨을 고려하여 고온 노출에 따른 각 재료의 노화 정도를 분석하였다.

## 2. 실험 방법

### 2.1 사용 재료

본 연구에서는 지지재로서 AC8A, 보강재로서 알루미늄 입자와 HTZ(금강(주))를 사용하였다. Al-Si-Cu-Ni-Mg계의 AC8A는 불순물에 의한 물성의 저하가 적으며, 내열성, 내마모성이 우수하고 열팽창계수가 낮고 인장 강도가 다른 알루미늄합금보다 높아 자동차 및 디젤기관의 피스톤, 선박용 피스톤으로 사용되고 있다. Table 1, 2는 이들 알루미늄 합금에 관한 화학적 성분과 기계적 성질을 나타낸 것이다. 보강재로 사용되는 알루미늄 입자는 평균 직경 45 $\mu$ m로 일반적인 연마제로 사용되는 것이며, HTZ 단섬유는 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-46.9% SiO<sub>2</sub>-22.3%ZrO<sub>2</sub>로서 평균섬유직경이 6 $\mu$ m이며 인장강도가 1.4GPa인 매우 경제적인 단섬유이다.

Table 1 Chemical compositions of Al alloy

| Material | Chemical composition(w/o) |     |     |      |     |     |      |      |      |      |
|----------|---------------------------|-----|-----|------|-----|-----|------|------|------|------|
|          | Si                        | Cu  | Mg  | Ni   | Fe  | Mn  | Zn   | Ti   | Pb   | Al   |
| AC8A     | 12.7                      | 1.1 | 0.9 | 1.57 | 0.8 | 0.1 | 0.12 | 0.15 | 0.04 | Rem. |

Table 2 Mechanical property and heat treatment condition of AC8A Al alloy

| Material | Mechanical property |            | Heat treatment condition(T6) |                          |
|----------|---------------------|------------|------------------------------|--------------------------|
|          | T.S (MPa)           | Elong. (%) | Solution H.T.                | Precipitation H.T.       |
|          | AC8A                | 275        | 1                            | 510 $^{\circ}$ C for 4hr |

Table 3 Specification of various short fiber

| Material                         | Density (g/cm <sup>3</sup> ) | Diameter ( $\mu$ m) | Length ( $\mu$ m) | T.S (GPa) | Modulus (GPa) |
|----------------------------------|------------------------------|---------------------|-------------------|-----------|---------------|
| Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub> p | 3.95                         | 45                  |                   |           | 380           |
| HTZ                              | 2.7                          | 3.5                 | 150               | 1.4       | 100           |

## 2.2 금속복합재료의 제조

### 2.2.1 예비성형체의 제조

금속복합재료의 제조를 위해서 먼저 강화재로 예비성형체를 제조하였다. 예비성형체에 사용된 강화재는 평균길이가 150 $\mu$ m인 HTZ 단섬유와 평균직경이 45 $\mu$ m인 알루미늄 입자를 사용하였다. 이렇게 준비된 알루미늄 입자와 HTZ 단섬유를 부피분율에 맞게 적정량을 계량하고 성형체인 물 유리(SiO<sub>2</sub>)를 3% 넣은 후 교반기에서 5분동안 교반하였다. 잘 섞여진 보강섬유를 진공압추출법을 이용하여 예비성형체의 모양을 만들었다. 진공압추출법은 예비성형체 제조시 높이방향의 부피분율의 차이를 극복하기 위해서 사용했다. 제조된 예비성형체는 직경이 110mm이고 두께가 20mm이다. HTZ 단섬유를 이용한 예비성형체는 12%의 부피분율을 지녔으며, 알루미늄 입자를 혼합한 예비성형체의 경우 16%의 부피분율을 가졌다. 이때 알루미늄 입자와 HTZ 단섬유는 1:1의 무게비를 가지도록 혼합하였다. 제조된 예비성형체는 초음파 건조기를 이용하여 수분을 제거한 다음 1100 $^{\circ}$ C에서 2시간 건조시켰다.

### 2.2.2 용탕주조법

금속복합재료의 제조는 용탕 주조법을 이용하였다. AC8A알루미늄 잉곳을 780 $^{\circ}$ C에서 용해시킨 다음 금형에 주입했다. 이 때 금형과 예비성형체는 450 $^{\circ}$ C로 예열하였다. 주입된 알루미늄 용탕은 50ton 프레스(Press)를 이용하여 가압하였다. 이때 가압 속도는 2cm/sec와 가압력은 30MPa로 고정시켰으며, 60초 동안 압력을 가하였다.

## 2.3 상온 및 고온 인장 시험

인장 시험에 사용된 시험편은 제조된 잉곳의 가압 방향으로부터 수직한 면에서 채취하였다. 채취 후 시험편은 540 $^{\circ}$ C에서 4시간 동안 용체화 처리하였으며, 담금질(Quenching) 하였다. 상온 인장 시험편은 ASTM E8을 기초로 판상으로 제작하였으며, 인장시험은 MTS (100KN, USA)를 이용하여 0.1KN/sec의 하중 제어로 수행하였다. 이 때 연신율의 측정은 10mm의 gage length를 갖는 Extensometer를 사용하였다. 그리고 인장 시험은 각각 3개의 시험편을 준비하여 산술 평균하였다. 고온 인장 시험에 사용한 시험편은 Pin-Loaded 인장 시험

을 사용하였다. 고온 인장 시험은 250 $^{\circ}$ C와 350 $^{\circ}$ C에서 MTS (100KN, USA)를 이용하여 수행하였으며 전기로를 이용하여 온도를 조절하였다. 이 때 시험은 목표 온도에 도달한 후 전체 온도가 안정화 될 때까지 기다린 후 수행하였다.

## 2.4 고온 노출 후 인장 및 경도 시험

고온 노출 후의 상온 및 고온 인장 시험은 앞 절에서 언급한 실험 방법과 동일한 방법을 사용하였다. 고온 노출 온도는 피스톤 top ring groove 부근의 온도를 고려하여 250 $^{\circ}$ C로 결정하였다. 고온 노출 시험에 사용된 시험편들은 전기로에서 일정 시간동안 노출한 후 공기 중에서 냉각시켰다. 인장시험 시 고온 노출 시간은 1, 3, 13, 63시간이었으며 경도 시험은 1~100시간 사이에서 노출시킨 후 시험하였다. 경도 시험은 로크웰 시험기와 비커스 시험기를 이용하여 경도를 측정하였으며 각 시험마다 5번 측정하여 평균하였다. 경도 시험편은 밀링 머신을 이용하여 경도를 측정할 면을 평행하게 가공한 다음 사포 #800~1200로 균일하게 연마하였으며, 1 $\mu$ m 다이아몬드 액을 이용하여 최종적으로 연마하였다. 로크웰 경도시험은 B scale로 수행하였으며 하중을 가한 후 일정한 시간을 유지한 다음 경도를 측정하였다. 비커스 경도는 500g의 하중을 가한 다음 15초 동안 하중을 유지한 다음 경도를 측정하였다.

고온 노출 후 조직의 변화를 살펴보기 위하여 전자 주사 현미경(SEM)과 EPMA를 이용하여 조직을 분석하였다.

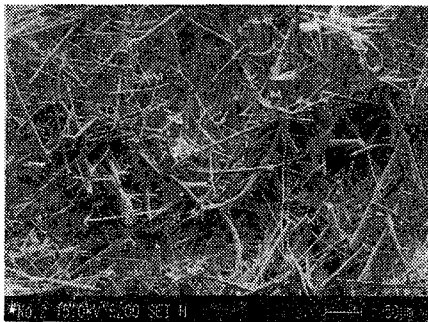
## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p/HTZ 예비성형체 및 금속복합재료의 제조

HTZ 단섬유를 이용한 예비성형체는 3% 무기 바인더만을 이용하였으며 유기 바인더는 사용하지 않았다. 무기 바인더만을 이용한 이유는 유기 바인더의 첨가가 예비성형체의 강도 향상에 약간의 도움을 주지만 작업 공정을 증가시키고 무기 바인더만을 이용한 경우에도 예비성형체의 함몰이 발생되지 않기 때문이다.<sup>(5)</sup> Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p/HTZ 예비성형체 제조에도 동일한 양과 종류의 바인더를 이용하였다. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p/HTZ 예비성형체의 제조에서 가장 큰 문제가 되는 것은 알루미늄 입자와 HTZ

단섬유의 밀도차에 따른 불균일이 발생할 수 있다는 것이다. 본 연구에서는 이러한 알루미늄 입자의 평균 직경을 조절하여 해결하였다. 알루미늄 입자가 1 $\mu$ m 이하로 미세한 경우에는 단섬유와 입자가 층이 나누어지는 문제가 발생하였으나 10 $\mu$ m 이상의 비교적 조대한 알루미늄 입자를 이용하는 경우 이러한 문제가 발생하지 않았다. 본 연구에서는 평균 직경이 45 $\mu$ m인 알루미늄 입자를 사용하여 예비성형체를 제조하였는데, 이 경우 단섬유와 입자사이의 층이 발생하지 않았다.

Fig. 1에 제조된 예비성형체의 SEM 사진을 나타내었다. 두 예비성형체 모두 직경과 높이가 110cm, 2cm이며 HTZ 예비성형체의 경우 12%의 부피비를 가졌으며 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p/HTZ 예비성형체의 경우 16%의 부피비를 가졌다. HTZ 예비성형체의 경우 단섬유의 길이나 직경이 일정하지 않으며 불량 단섬유가 상당히 보이고 있다. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p/HTZ 예비성형체의 경우 알루미늄 입자들이 무질서하게 분포되어 있으며 입자를 중심으로 cluster구조를 이루고 있다.



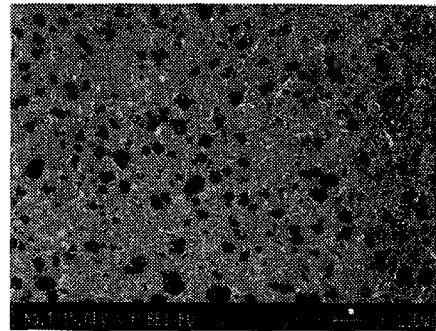
(a)



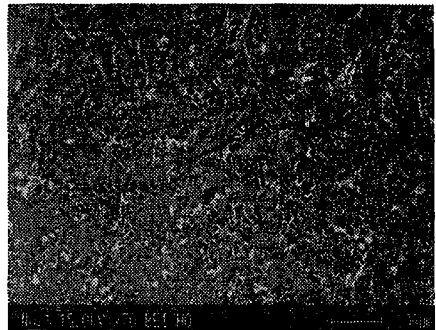
(b)

Fig. 1 SEM photographs of (a) HTZ preform and (b) Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p/HTZ preform

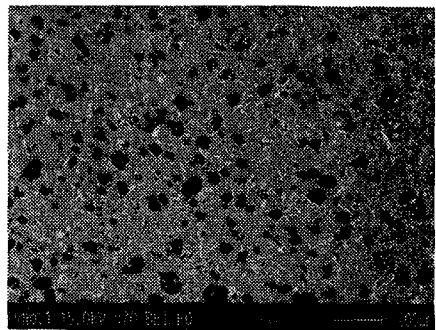
제조된 예비성형체는 용탕 주조법을 이용하여 금속복합재료로 제조되었다. 주조 조건은 이전의 연구와<sup>(6)</sup> 동일한 조건이며 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p/HTZ 예비성형체를 이용한 경우도 함몰이나 변형없이 양호한 제조 상태를 보였다. 성형전후의 예비성형체의 변형량은 1mm미만이었다. Fig.2은 제조된 AC8A와 HTZ/AC8A, Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p/HTZ/AC8A의 SEM 사진이다. AC8A에는 전형적인 주조품에서 보이는 수지



(a)



(b)



(c)

Fig. 2 Microstructures of (a)AC8A (b)HTZ/AC8A (c)Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p/HTZ/AC8A

상조직(dendrite)이 관찰되는 것을 볼 수 있다.

Fig. 2(b)에 보이는 HTZ/AC8A의 경우 단섬유들이 무질서하게 분포되어 있음을 볼 수 있으며, Fig. 2(c)에 보이는  $Al_2O_3$ p/HTZ/AC8A에도 검게 보이는 알루미늄 입자 사이로 HTZ 단섬유들이 무질서하게 분포되어 기지재와 양호한 분포를 이루고 있는 것을 볼 수 있다.

3.2 고온 노출 후 상온에서의 인장 시험

제조된 금속복합재료로부터 인장시험에 사용할 시편은 채취 후 540℃에서 용체화 처리하였으며 담금질(Quenching) 처리하였다. 금속복합재료는 엔진 내부의 고온에 노출되어 사용되어지는 재료이기 때문에 T6 열처리한 상태의 강도도 중요하지만 완전히 시효된 후의 강도도 중요하다. 따라서 본 연구에서는 고온 노출에 따른 노화 정도를 보기 위하여 담금질(Quenching)된 시편은 250℃에서 1, 13, 63 시간동안 노출시킨 후, 공기 중에서 냉각하였다. Fig. 3, 4에 시효시간에 따른 각 재료의 인장 강도와 탄성 계수를 나타내었다. 시효 시간이 길어짐에 따라 각 재료의 인장 강도는 감소하는 경향을 보였으나 탄성계수는 일정하였다. 고온에서 63시간 노출한 경우 1시간 노출한 경우에 비하여 AC8A의 인장강도는 11.4%, HTZ/AC8A의 인장강도는 9.8%,  $Al_2O_3$ p/HTZ/AC8A의 인장강도는 12.2%정도 감소하였다. 시효 시간에 따른 각 재료간의 강도 변화를 살펴보면 HTZ/

AC8A의 경우 시효 시간이 1시간일 때 AC8A에 비하여 4%정도의 인장강도의 증가를 보였으며 시효 시간이 길어짐에 따라 강도의 차이는 증가하는 경향을 보였다.

시험 재료 중  $Al_2O_3$ p/HTZ /AC8A가 인장강도나 탄성계수 측면에서 가장 우수한 특성을 나타내었으며 HTZ/AC8A는 탄성계수 측면에서 AC8A에 비하여 우수한 특성을 보였다. 일반적인 Shear-lag 모델에 의하면 단섬유의 종횡비가 클수록 뛰어난 응력 전달 효과를 가지기 때문에 더 높은 강도를 가져야 한다. 그러나 본 연구에서는 이와 반대로  $Al_2O_3$ p/HTZ/AC8A의 인장 강도가 HTZ/AC8A보다 높게 나타났는데, 이는 알루미늄 입자가  $SiO_2$ 가 많이 함유된 HTZ단섬유에 비하여 계면 결합력이 우수하고, 금속복합재료와 같이 분산강화 기구를 가진 재료의 경우 강화재의 형태가 조대한 것보다는 미세한 것이, 불 균일한 것보다는 균일한 것이, 휘스커 형태의 강화재 보다는 입자 형태의 강화재가 더욱 더 효과적이기 때문이다.

각 재료별 탄성 계수의 크기는  $Al_2O_3$ p/HTZ/AC8A, HTZ/AC8A, AC8A의 순으로 나타났다. 금속복합재료의 탄성 계수가 향상되는 이유는 인장 강도의 향상 이유와 거의 유사하다. 시효 시간의 증가에 따른 탄성계수의 저하는 나타나지 않았는데, 그 이유는 탄성계수는 탄성 영역까지 변형을 가함으로 인장강도의 경우처럼 분리(debonding)이나 뽑힘(pull out) 등의 물성의 저하요인이 없기

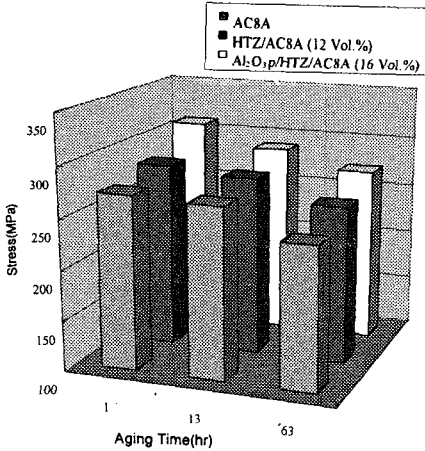


Fig. 3 Tensile failure strength of each material varied with aging time

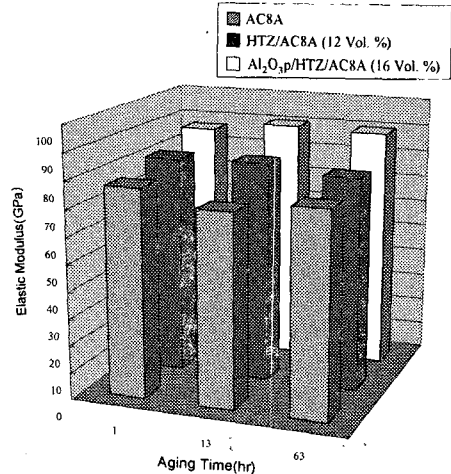


Fig. 4 Elastic modulus of each material varied with aging time

때문이라 사료된다.

### 3.3 고온 노출 후 고온에서의 인장 시험

고온 인장 실험은 자동차 피스톤 top ring 때문 groove의 온도를 고려하여 250℃, 350℃에서 수행하였다. 또한 실제 상황을 구현하기 위하여 상온 인장 시험에서와 같이 250℃에서 노출시킨 후 인장 시험을 수행하였다. Fig. 5에 250℃에서 인장 시험한 값을 나타내었다. 시효 시간에 상관없이 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p/HTZ/AC8A의 인장 강도가 HTZ/AC8A에 비하여 높게 나타났다. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p/HTZ/AC8A의 경우 과시효 되었을 경우 그렇지 않았을 경우에 비하여 28%정도 고온인장강도가 감소되었으며 HTZ/AC8A의 경우 22%정도 감소되었다. Fig. 6에는 350℃에서 인장 시험한 값을 나타내었다. 전체적으로 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p/HTZ/AC8A의 인장 강도가 HTZ/AC8A에 비하여 높게 나타났으나 시효시간이 63시간인 경우 비슷한 강도를 가지는 것으로 나타났다.

고온인장강도에 영향을 주는 인자들로는 기지재나 보강재의 물성, 계면에서의 강도, 부피분율 등을 들 수 있다. 부피분율이 높은 경우 보강재의 응력 분담으로 강도 향상이 기대된다. 특히 계면 강도가 충분할 경우 응력 분담이 효율적으로 되며 계면에서 균열이 발생할 확률이 줄어든다. 이러한 점을 고려할 때 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p/HTZ/AC8A의 고온 강도가 HTZ/AC8A보다 높게 나타나는 것은

Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p/HTZ/AC8A의 경우 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p의 첨가로 보강재의 부피비의 증가 외에 계면 강도 증가에 기인한다고 사료된다. 본 실험의 전체적인 고온인장시험 결과로부터 차이는 크지 않지만 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p/HTZ/AC8A의 고온 강도는 HTZ/AC8A보다 우수한 것으로 나타났다. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p/HTZ/AC8A는 저렴한 알루미늄 입자를 이용하여 제작함으로 경제적인 면에서도 HTZ/AC8A보다 유리함으로 실용화 가능성이 높다. Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p/HTZ/AC8A는 예비성형체의 크기가 크거나 높이가 높을 경우 보강재의 밀도 차에 의한 불균일이 발생할 수 있으므로 이러한 문제를 보완한다면 상당히 우수한 금속복합재료가 될 것으로 사료된다.

### 3.4 경도 시험

금속복합재료는 기지재인 알루미늄처럼 석출강화가 발생하는 재료이다. 이러한 재료들은 용체화 처리와 시효 처리의 단계를 통해 미세한 석출물을 형성시킴으로서 재료를 강화시키는 특징이 있는데, 석출물의 크기가 어느 정도 이상이 되면 오히려 경도나 강도를 저하시킨다. 엔진 내부에 사용될 금속복합재료는 대부분 과시효 상태(overaging)에서 사용되므로 용체화 처리 후에서부터 과시효(overaging)되었을 때까지의 경도를 파악하는 것은 중요한 일이다.

본 연구에서는 용체화 처리 후 담금질된 금속복합재료를 고온(250℃)에 노출시킨 후 경도를 측

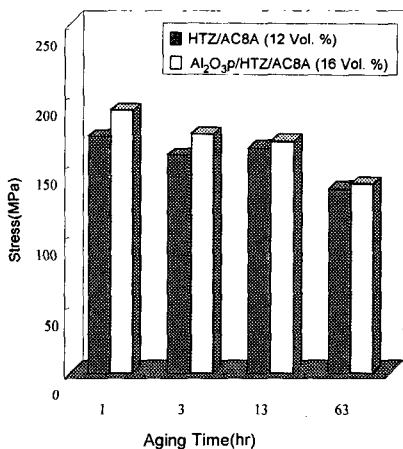


Fig. 5 High temperature(250℃) tensile strength of each material varied with aging time

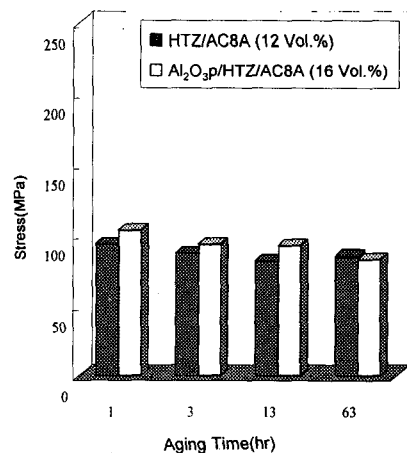


Fig. 6 High temperature(350℃) tensile strength of each material varied with aging time

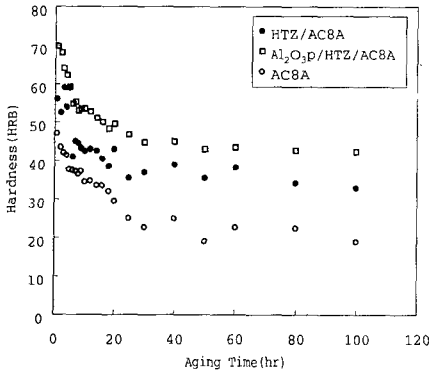


Fig. 7 Hardness(HRB)-aging curves of various material

정하였다. Fig. 7와 8은 측정된 경도의 결과이다. 로크웰 경도와 비커스 경도의 경우 거의 유사한 경향을 보였다. 즉,  $Al_2O_3p/HTZ/AC8A$ ,  $HTZ/AC8A$ ,  $AC8A$ 의 순서로 경도값이 나타났으며 시효 시간이 대략 50시간 이상이 될 경우 일정한 경도 값에 수렴하는 경향을 보였다. 과시효된  $Al_2O_3p/HTZ/AC8A$ 는 담금질 후에 비하여 34% 정도 경도가 저하되었으며,  $HTZ/AC8A$ 의 경우 42%정도 저하가 된 상태에서 수렴하였다. 비커스 경도계의 경우 보강재를 피하여 기지재 부분만을 측정할 수 있는 장점이 있으나 금속복합재료의 부피비가 어느 정도 이상일 경우 측정에 어려움이 있고 그 경향도 로크웰 경도와 비슷한 결과를 나타내 주고 있으므로 높은 부피비의 금속복합재료의 경도를 측정하는 것은 로크웰 경도가 바람직하다 사료된다.

3.5 파면 분석

고온 노출 후의 재료의 조직 변화를 보기 위하여 SEM을 이용하여 표면을 살펴보았다. Fig. 9는  $AC8A$ 의 조직사진이다. Fig. 9의 (a)와 (c)는 담금질 후의 조직 사진이며 Fig. 9의 (b)와 (d)는 과시효 후의 조직사진이다. 짙은 회색으로 보이는 알루미늄 부분과 옅은 회색으로 보이는 Si 수지상 조직이 선명하게 나타난다. 밝게 나타나는 부분은 Fe-Ni-Cu이다.

50배로 확대한 사진에서는 과시효에 따른 차이가 뚜렷하게 나타나지 않으나 200배로 확대한

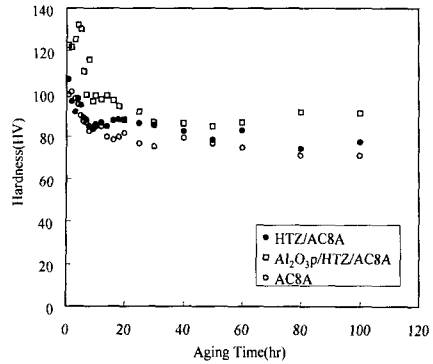


Fig. 8 Hardness(HV)-aging curves of various material

Fig. 9의 (c)와 (d)에는 차이가 확연히 나타난다. 즉 담금질 후의 알루미늄 부분에는 Si입자가 보이지 않으나 과시효 후의 알루미늄 조직에는 Si입자가 나타난다. Fig. 9의 (e)는 이 부분을 확대한 사진이다. 이러한 부분은 과시효시 석출물이 조대해지는 현상을 뒷받침하는 것이며 앞에서 언급한 고온 노출 후의 상온 및 고온인장강도, 경도 저하를 설명할 수 있는 것이다.

Fig. 10은  $HTZ/AC8A$ 의 조직 사진을 나타내었다. Fig. 10과 같이 (a)와 (c)는 담금질 후의 조직 사진이며 Fig. 10의 (b)와 (d)는 과시효 후의 조직 사진이다. 짙은 회색으로 보이는 부분은 알루미늄이며 밝게 보이는 부분은 Fe-Ni-Cu이다. 옅은 회색 부분이  $HTZ$  단섬유이다. 그 차이가 크지는 않지만 과시효 후에 Fe-Ni-Cu가 더 많이 관찰되어 보인다.

$HTZ/AC8A$ 의 조직이  $AC8A$ 의 조직과 한 가지 다른 특징은 과시효 후에도 Si 입자가 나타나지 않는다는 것이다. 이것은  $Al_2O_3p/HTZ/AC8A$ 에도 나타나는 현상으로  $HTZ$  단섬유가 Si를 흡수한 것으로 사료된다.

Fig. 11는  $Al_2O_3p/HTZ/AC8A$ 의 조직 사진을 나타내었다. 검은 부분이 알루미늄 입자이며, 옅은 회색 부분이  $HTZ$  단섬유, 짙은 회색부분이 알루미늄, 그리고 밝은 부분이 Fe-Ni-Cu이다.  $HTZ/AC8A$ 와 마찬가지로 과시효 후에 석출물들이 상당히 많이 관찰되어지며  $AC8A$ 에서 관찰되는 Si 입자는 과시효 후에도 발견되지 않았다.

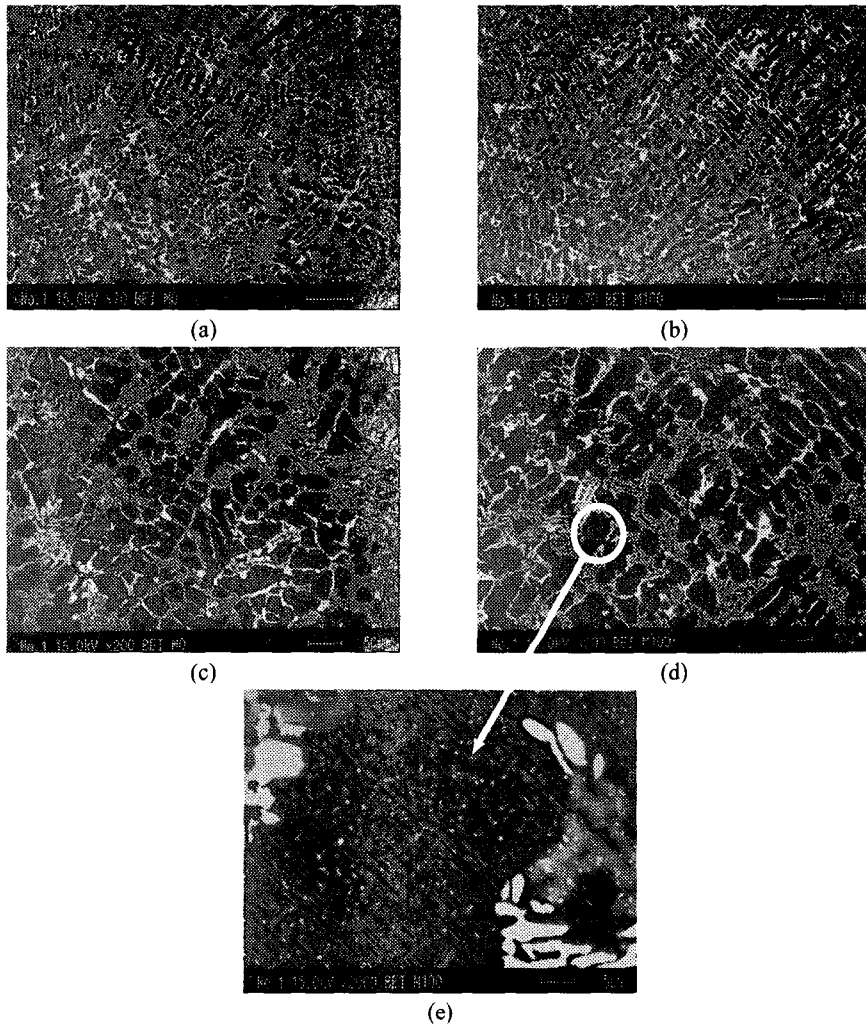


Fig. 9 SEM photographs of AC8A after quenching (a) overall view (b) high magnification and after overaging (c) overall view (d) high magnification and (e) Si precipitates

#### 4. 결론

(1) HTZ 단섬유와 알루미나 입자를 이용한 예비성형체를 개발하였다. 알루미나 입자에 따른 여수성을 악화나 보강재의 불균일을 발견되지 않아 기존의 진공압 추출법을 그대로 사용할 수 있을 것으로 기대된다. 새로운 예비성형체를 이용하여 금속복합재료를 제조한 결과 인장 강도, 탄성계수, 경도 등이 HTZ 단섬유만을 이용한 경우에 비하여 우수하였다.

(2) 고온 노출 후, 인장 시험과 경도 시험을 수행한 결과 각 재료마다 물성이 저하되는 결과

를 나타내었다. 상온 인장 강도는 과시효 (overaging) 전보다 10%정도 감소하였으며 고온인장 강도는 20%정도 감소하였다. 그러나 과시효에 따른 탄성계수의 저하는 나타나지 않았다. 경도값은 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>p/HTZ/AC8A가 가장 높게 나타났으며 HTZ/AC8A, AC8A의 순서로 나타났다. 시효 시간이 50시간 이상 될 경우 각 재료의 경도값은 일정값에 수렴하였다.

(3) 과시효 후 AC8A의 파면을 관찰한 결과 조대한 Si 입자들이 상당히 생성되어 경도나 강도의 저하 요인이 석출물의 조대화에 기인한다는 것을 보여주었다. 금속복합재료의 경우 담금질 (Quenching) 후나 과시효 되었을 경우에도 Si



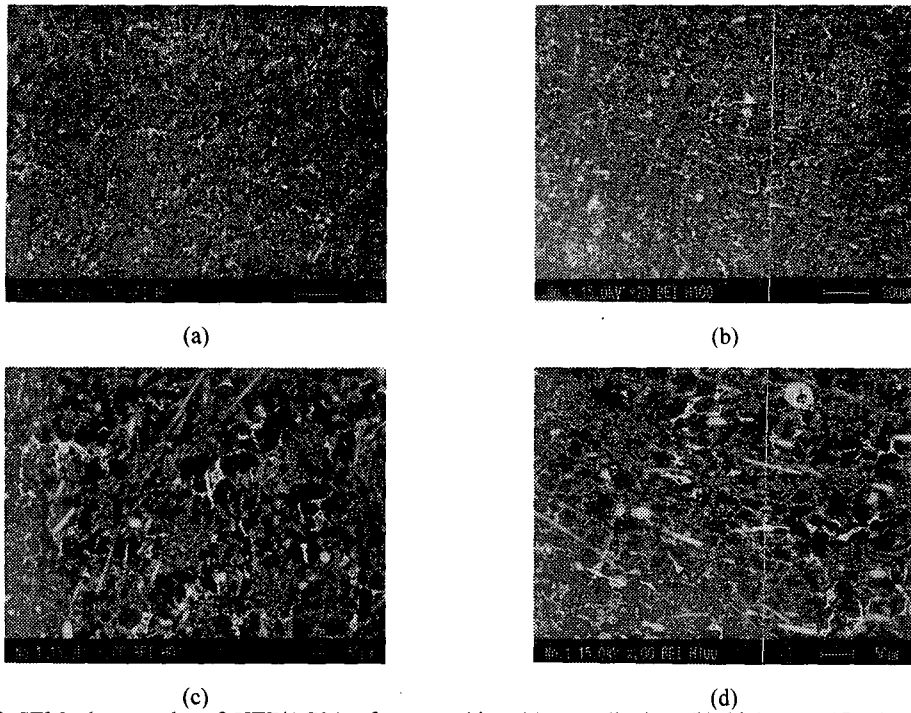


Fig. 10 SEM photographs of HTZ/AC8A after quenching (a) overall view (b) high magnification and after overaging (c) overall view (d) high magnification and (e) Si precipitates

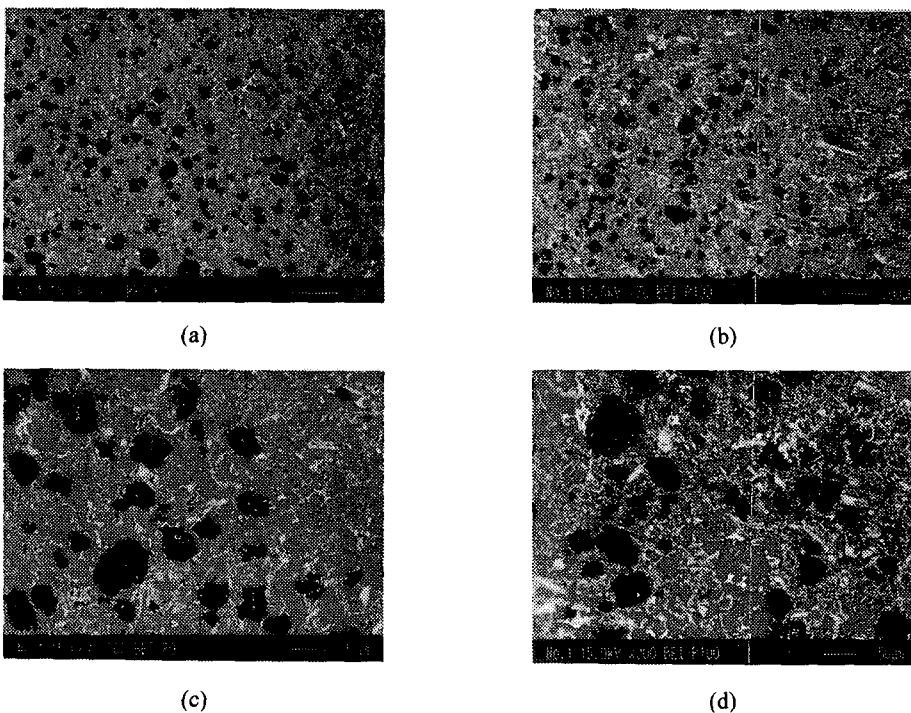


Fig. 11 SEM photographs of  $Al_2O_3p$ /HTZ/AC8A after quenching (a) overall view (b) high magnification and after overaging (c) overall view (d) high magnification and (e) Si precipitates

입자들이 나타나지 않았다. 이것은 HTZ 단섬유가 Si입자를 흡수하였기 때문으로 보여진다. 두 금속복합재료에서 과시효 되었을 경우 Fe-Ni-Cu들이 많이 생성된 것으로 나타났다.

### 후 기

본 연구는 KIST에서 주관하는 선도기술개발사업 중 “정보.전자.에너지 첨단소재사업의 경량금속복합재료분야 위탁과제(1998. 9.1~1999. 7.31)로 수행되었으며 이에 감사드립니다.

### 참고문헌

- (1) 임홍준, 김영한, 한경섭, 1993, “Al/SiC/Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>복합재료의 기계적 성질 및 마멸특성,” 대한기계학회, 제17권 제10호, pp. 2489~2508.
- (2) Suresh, K.V. and John, L.D., 1988,

“Performance Characteristics of Metal Ceramic Composites Made by the Squeeze Casting Process,” *Ceram.Eng.Proc.*, Vol. 9, pp. 579~596.

- (3) 선도기술개발사업 첨단소재분야 제2단계 사업 최종보고서, 1998, “경량금속 복합재료 개발 (USN1662-6195-1),” 과학기술부.
- (4) 강성민, 김상석, 최일동, 박익민, 1996, “용탕 단조한 AC4A/(Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub>-SiO<sub>2</sub>-ZrO<sub>2</sub>)sf+ (Al<sub>3</sub>B<sub>4</sub>O<sub>33</sub>)w하 이브리드 금속복합재료의 제조 및 특성,” 한국복합재료학회 추계학술대회, pp. 128~134.
- (5) 남현욱, 전호찬, 민병렬, 한경섭, 1997, “예비 성형체 및 금속복합재료에 미치는 바인더의 영향에 관한 연구,” 대한기계학회 추계학술대회 논문집 A, pp. 233~238.
- (6) 남현욱, 김상엽, 김성철, 임태원, 한경섭, 1998, “HTZ/AC8A 금속복합재료의 기계적 성질과 피로 거동,” 한국복합재료학회지 제11권, 제5호, pp. 84~95.