

.....  
**論 文**  
 .....

## 용탕단조법에 의한 금속간화합물/Al기지 복합재료 개발을 위한 기초연구

최답천, 이경구, 이연오

### A Study on Fabrication of Intermetallic Compounds/Al Matrix Composites by Squeeze Casting

Dap-Chun Choi, Kyung-Ku Lee and Yeon-O Lee

#### Abstract

The microvickers hardness and microstructure of Fe/Al composite fabricated by squeeze casting method were investigated. Pure Al and A356 Alloy were chosen for the matrix composition and Fe preform was fabricated with sintered Fe powder at 1000°C for 30min. under hydrogen atmosphere. Experimental variables were included preheating temperature, melt temperature and applied pressure.

Analysing the experimental result concerning microstructure of fabricated composites, Fe/A356 composite showed improved microstructure at 600°C melt temperature and 350°C preform preheating temperature in Fe distribution and infiltrated distance. The results of EDX and XRD showed that the interfacial zones of Fe/Al composite were composed of non-equilibrium intermetallic layers[(Al<sub>5</sub>Fe<sub>2</sub>)<sub>x</sub>, Al<sub>13</sub>Fe<sub>4m</sub> Fe<sub>3</sub>Al, FeAl]. The microvickers hardness of Fe/Al composite showed higher value than Fe/A356 composite in interface.

(Received August 17, 1994)

#### 1. 서 론

자동차의 경량화는 연비향상과 배기가스 개선에 직접적인 관계가 있으며 자동차의 경량화를 위한 재료로는 Al, Mg등의 경금속, 복합재료, 플라스틱 및 기타 신소재가, 이의 성형기술로는 가압주조기술, 분말야금기술, 정밀주조기술 등이 유망하다.

금속기지 복합재료는 기존 금속재료의 결점을 대폭 보완할 뿐만아니라 금속재료가 갖지 못하는 전혀 새로운 기계적, 물리적 성질을 부여할 수 있어 일본, 미국 등 선진국에서 활발히 연구되고 있으며, 이들 중 입자강화 Al기지 복합재료는 기지에 의해 경량화될 수 있고, 분산입자에 의해 내마모성 및 내열성이 향상되므로 현재 속크업쇼

바의 실린더 등[1]에 적용되고 있고, 브레이크 부품류 등[2]에도 적용 가능하다고 보고되고 있다. 이를 위한 연구로는 강화입자로 SiC나 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 분말을 사용한 Al<sub>2</sub>O<sub>3(P)</sub>/Al복합재료 등이 주로 연구되고 있으나 강화입자의 균일한 분산이 어려운 문제점으로 남아있고, Al기지와 강화입자간의 젖음성을 향상시키기 위하여 기지의 조성을 변화시키거나 강화입자의 표면처리(coating)가 필요하다. 기지조성의 변화를 위하여 첨가하는 원소로는 Ca, Ce, La등[3,4]이 주로 사용되고 있으나, 그 결과는 만족스럽지 못하며, 강화입자의 표면처리, 즉 분말의 금속피복처리는 젖음성향상 및 분말과 기지금속 사이의 과도한 반응을 억제할 수 있기 때문에 바람직하나 그 처리가 용이하지 않고, 비용면에서 문제가 있다. 따라서 강화

재료 Al과의 젖음성이 좋고 용이하게 금속간화합물을 생성하는 금속분말을 사용하여 복합화 하는 것이 제조 및 경제적인 면에서 유리하고 실용화가 용이할 것으로 판단된다. 그러나 금속간화합물/Al기지 복합재료는 강화입자로  $Al_2O_3$ 나 SiC분말을 사용한 경우에 비해 거의 연구되고 있지 않으며 금속간화합물을 강화상으로 한 연구는 Al-Fe, Al-Ni화합물이 분포된 복합재료의 process condition과 조직[5], Infiltration법에 의한  $Nb_3Al$ -Nb합금의 제조와 고온변형거동[6], Ni발포체를 복합화한 후 Ni-Al금속간화합물을 생성시킨 디젤엔진 피스톤헤드용 복합재 등[7] 몇편에 불과하고 체계적인 연구는 아직 미흡한 실정이다.

본 연구에서는 Fe분말을 강화재로하여 용탕단조법에 의해 제조한 Fe입자/Al기지 복합재를 열처리하여 금속간화합물 강화/Al기지 복합재를 만든 후 기지조성, 복합화 조건 및 열처리조건의 변화에 따른 미세조직의 변화를 검토하고 적정복합화 조건도 구하고자 하였다.

## 2. 실험방법

본 실험에서 사용한 Fe분말은 분사법으로 제조된 "QUEBEC"사의 atomet 1001분말로서 99.93wt%의 순도를 지닌 분말이며, 기지재료로서 사용한 Al은 순도 99.98%의 것을, Al합금은 A356합금(Al-7%Si-0.3%Mg계)을 사용하였다.

이와같이 준비된 Fe분말은 100mesh로 체가름 후  $H_2$ 가스 분위기에서  $1000^\circ C$ 로 1시간동안 소결하여 이론밀도 40%의 예비성형체를 제작하였다. 이어서 boron nitride를 도포한 금형에 진공처리된 Fe-예비성형체를 장치한 후 Al용탕과 용이하게 복합화 되도록 금형 중심부에 K형 열전대를 삽입하고 가열로로 금형의 온도를 조절하면서 노점이  $-45^\circ C$ 인 5N급 고순도 Ar가스 분위기 하에서 Fe-예비성형체를 온도를 달리하여 예열하였다. 각기 다른 온도로 예열된 예비성형체가 장치된 금형에 Al은  $700^\circ C \sim 800^\circ C$ 로, A356합금은  $600^\circ C \sim 700^\circ C$ 로 온도를 달리하여 도가니로에서 용해한 후 탈가스 처리하고 주입하였으며, 용탕을 주입한 후 144Mpa로 가압하고 5분간 유지하여 용탕단조한 후 시편을 발취하였다. 이와같이

제조된 Fe입자/Al기지 복합재 시편은 열처리에 따른 미세조직의 변화를 관찰하기 위해 열처리온도와 유지시간을 달리하여 아르곤 분위기중에서 유지하였으며, 제조된 시편은  $1\mu m$ 의 diamond phaste로 연마한 후, 미세조직 관찰을 위하여 Keller reagent로 부식하였고, 반응층의 상의 확인 및 성분분석은 EDX와 XRD로, 기계적 성질은 Microvickers경도계(하중:300gr)로 조사하였다.

## 3. 결과 및 고찰

### 3.1 Al을 기지로 복합화된 경우

Photo 1은 Al용탕의 온도  $700^\circ C$ , 예비성형체의 예열온도가  $250^\circ C$ (a)와  $400^\circ C$ (b)인 시편의 상부와 하부조직을 보여준다. 예비성형체의 예열온도가  $250^\circ C$ 인 경우 시편의 전체조직은 Fe와 복합화되지 않고 남아있는 Al층, Fe와 Al이 복합화된 Fe/Al부, 복합화는 되었으나 기공이 많이 존재한 Fe/Al부, 그리고 복합화가 되지않은 부분으로 되어 있으며, 예비성형체의 예열온도가  $300^\circ C$ 인 경우에도 사진으로 제시는 하지 않았지만  $250^\circ C$ 인 경우와 유사함을 알 수 있었다. 예비성형체의 예열온도를  $400^\circ C$ 로 상승시킨 경우에는 전반적으로 상부측은 Fe와 Al이 치밀하게 복합화되어 있고, 하부측은 화살표로 표시한 부분처럼 Fe와 Al의 반응물이 심하게 생성되어 있음을 알 수 있었으며, 그 정도는 예비성형체의 온도가  $400^\circ C$ 보다는  $450^\circ C$ 의 경우가 훨씬 더 심하였다. Al용탕의 온도를  $800^\circ C$ , 예비성형체의 예열온도를  $300^\circ C$ 로 하여 용탕단조한 경우에는 용탕의 온도상승에도 불구하고 조직사진이 Photo 1(a)와 유사한 결과를 나타냈으며, 이와같은 이유는 용탕의 온도가 상승함에 따라 기지의 유동성이 증가하여 Al이 Fe-예비성형체와 복합화 되지 못하고 금형과 상부편치의 틈새로 흘러나오기 때문인 것으로 판단되었다. 이상의 결과로부터 본 실험조건하에서는 Al용탕의 온도  $700^\circ C$ , 예비성형체의 예열온도  $400^\circ C$ 인 경우가 최적의 복합화 조건인 것으로 판단되었다. 예비성형체의 온도가  $400^\circ C$  및  $450^\circ C$ 에서는 시편의 하부측에서 다량의 반응층이 생성되었는데 C.Hu등[8]은 Al-Fe의 *in situ* microfusion소결시 Al과 Fe사이에서 자용반응(발열반응)이 Al의 용점이하에서

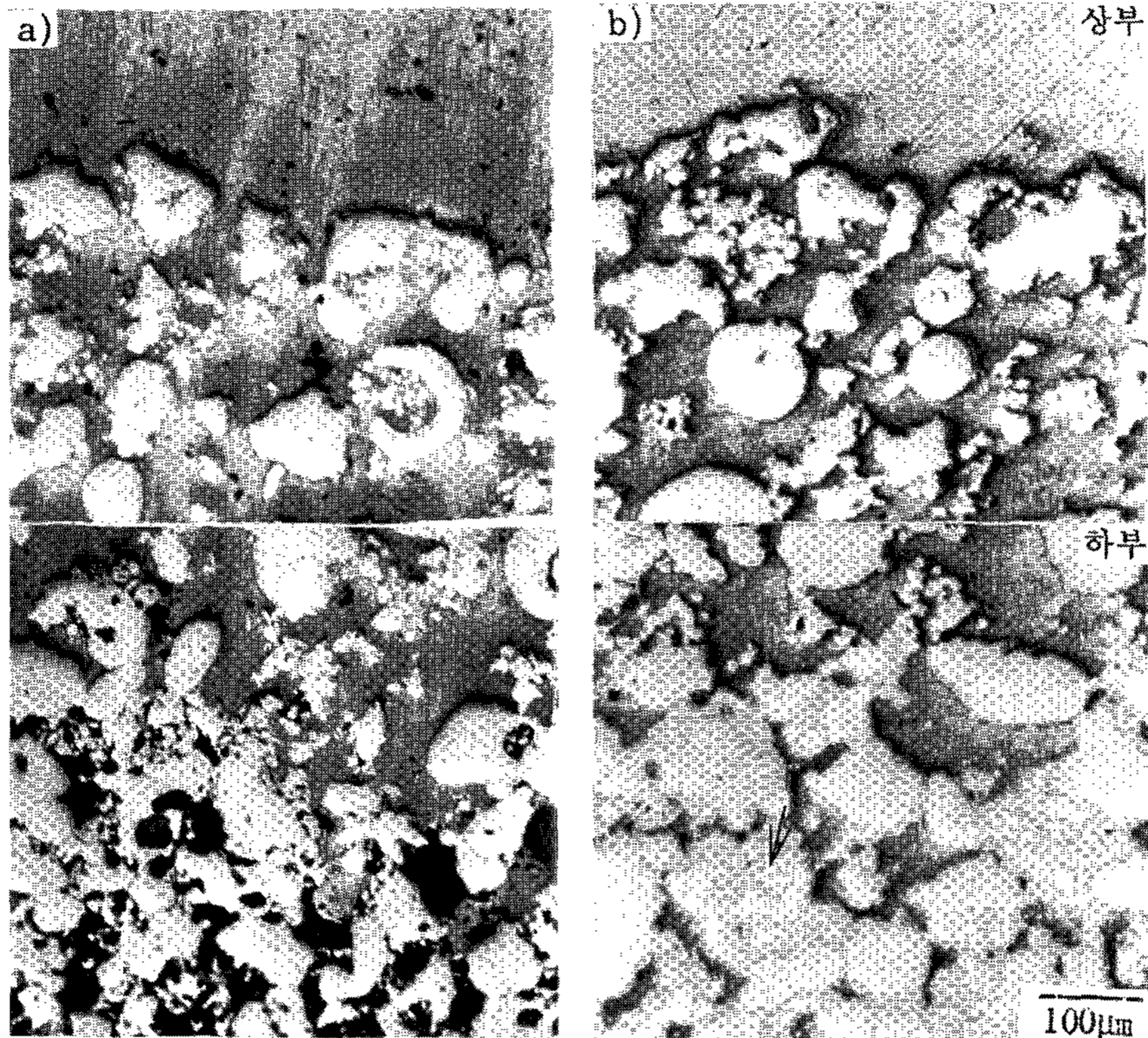


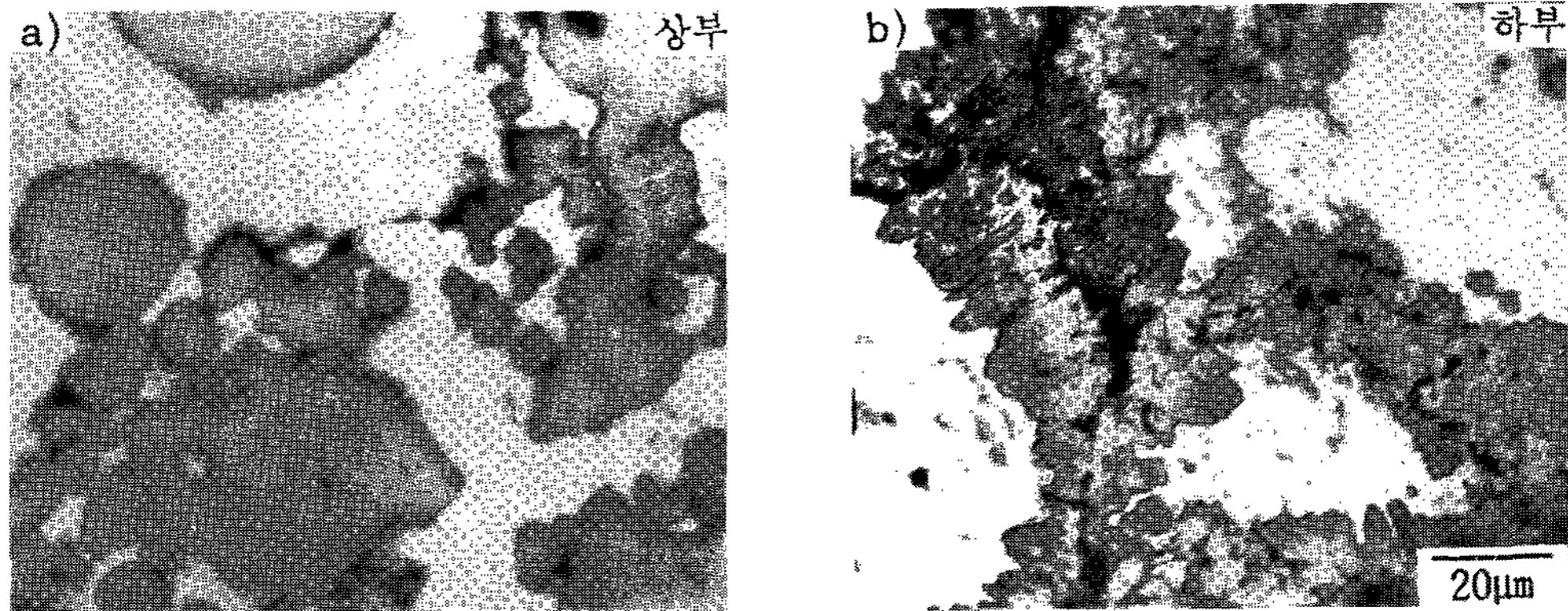
Photo 1. Change in optical micrographs of specimen made from Fe-preform and Al melt.  
Al was melted at 700°C and preform was pre-heated at (a)250°C, (b)400°C.

도 일어나며 반응시간은 Fe량에 의존한다고 발표하고 있으며, 이를 고려시 본 실험에서 Al용탕의 온도는 자용반응이 일어날 수 있는 충분한 온도이므로 하부층에서 다량의 반응층이 생성된 것으로 판단되며, 상부조직에서 생성되지 않은 이유는 금형에 주입된 용탕이 가압될 때 상부편치로 용탕의 열이 흡수되어 용탕의 응고가 상부로부터 시작하여 하부로 진행하고 시편의 상부는 자용반응을 일으킬 수 있는 온도 이하로 유지되었기 때문으로 판단된다.

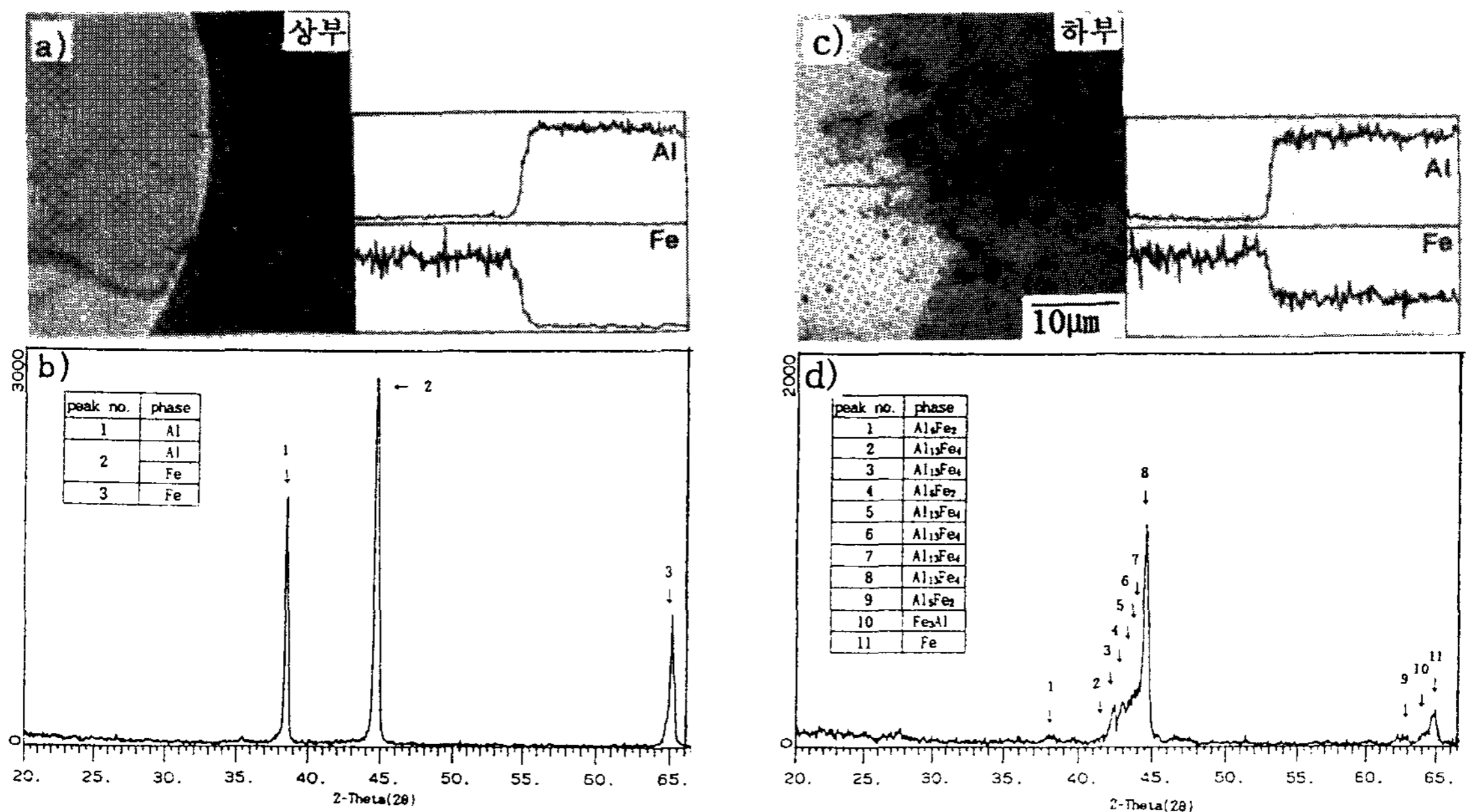
Photo 2는 Photo 1 (b)에서 나타난 반응생성물의 확인을 위하여 Keller reagent로 부식시킨 사진으로 (a)는 시편의 상부를 (b)는 시편 하부의 반응물이 생성된 부분을 나타내며, 반응층의 유무가 상부와 하부의 조직상의 차이를 잘 나타내고 있다. Fig. 1은 계면에서의 성분분석을 위하여 용탕의 온도 700°C, 예비성형체의 온도 400

°C에서 제조된 시편을 EDX 및 XRD 분석한 결과로 (a), (b)는 시편의 상부를 (c), (d)는 하부의 반응물이 생성된 부분의 분석결과를 나타낸다. (a), (c)는 EDX분석 결과로 계면에서의 성분변화를 보면 (a)의 Fe/Al복합화부에서는 Fe입자와 기지 사이의 계면에 반응의 흔적이 나타나지 않았으나 (c)의 반응부에서는 Fe함유량이 증가하고 Al의 함유량이 감소되는 것으로 보아 Fe-Al화합물이 생성되었음을 알 수 있다. (b), (d)는 반응생성물의 종류를 확인하기 위해 XRD분석한 결과를 나타낸 것이다. 그림에서 알 수 있듯이 (b)에서는 Al과 Fe peak만이 나타나고 있으며, (d)의 반응물이 생성된 부분에서는 금속간화합물상인  $Al_{13}Fe_4$ ,  $Al_5Fe_2$  및  $Fe_3Al$  등의 peak이 나타나는 것으로 보아 여러가지 금속간화합물상이 혼재하고 있음을 알 수 있다.

Photo 3은 Al용탕의 온도 700°C, 예비성형체



**Photo 2.** Change in optical micrographs of specimen made from Fe-preform and Al melt. Al was melted at 700°C and preform was pre-heated at 400°C. All specimens were etched in Keller reagent.



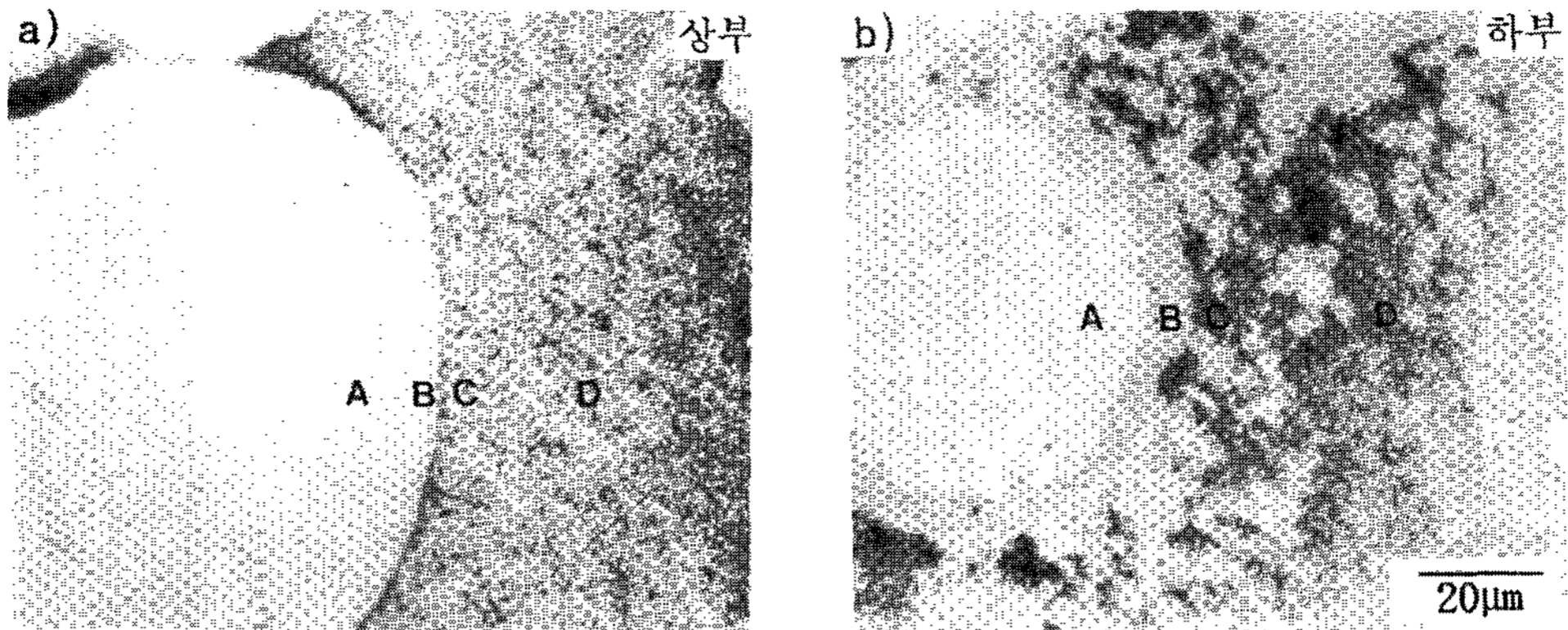
**Fig. 1.** EDX and XRD-result of specimen made from Fe-preform and Al melt. Preform was pre-heated at 400°C and Al was melted at 700°C. (a),(b)upper specimen, (c),(d)lower specimen.

의 예열온도 400°C로 하여 제조된 시편 상하부의 미세 경도측정 부위를 나타낸다. 시편 상부(a)에서는 일반적인 Fe(A : 101Hv, B : 104Hv)와 Al(C : 60Hv, D : 58Hv)의 경도값을 보이고 있으며, 반응물이 생성된 부분으로 보이는 시편 하부의 (b)-B부분에서는 경도값(731Hv)이 매우 높게 나타나는 것으로 보아 Fe-Al계 금속간화합

물이 생성된 것을 확인할 수 있었다.

### 3.2 A356합금을 기지로 복합화한 경우

Al을 기지조성으로 사용하여 용탕단조할 경우 전술한 바와같이 Fe와 Al간의 자용반응으로 인하여 미세조직상에 반응부가 생성되어 Al의 유동성이 불량하게 됨으로서 시편제조에 어려움이

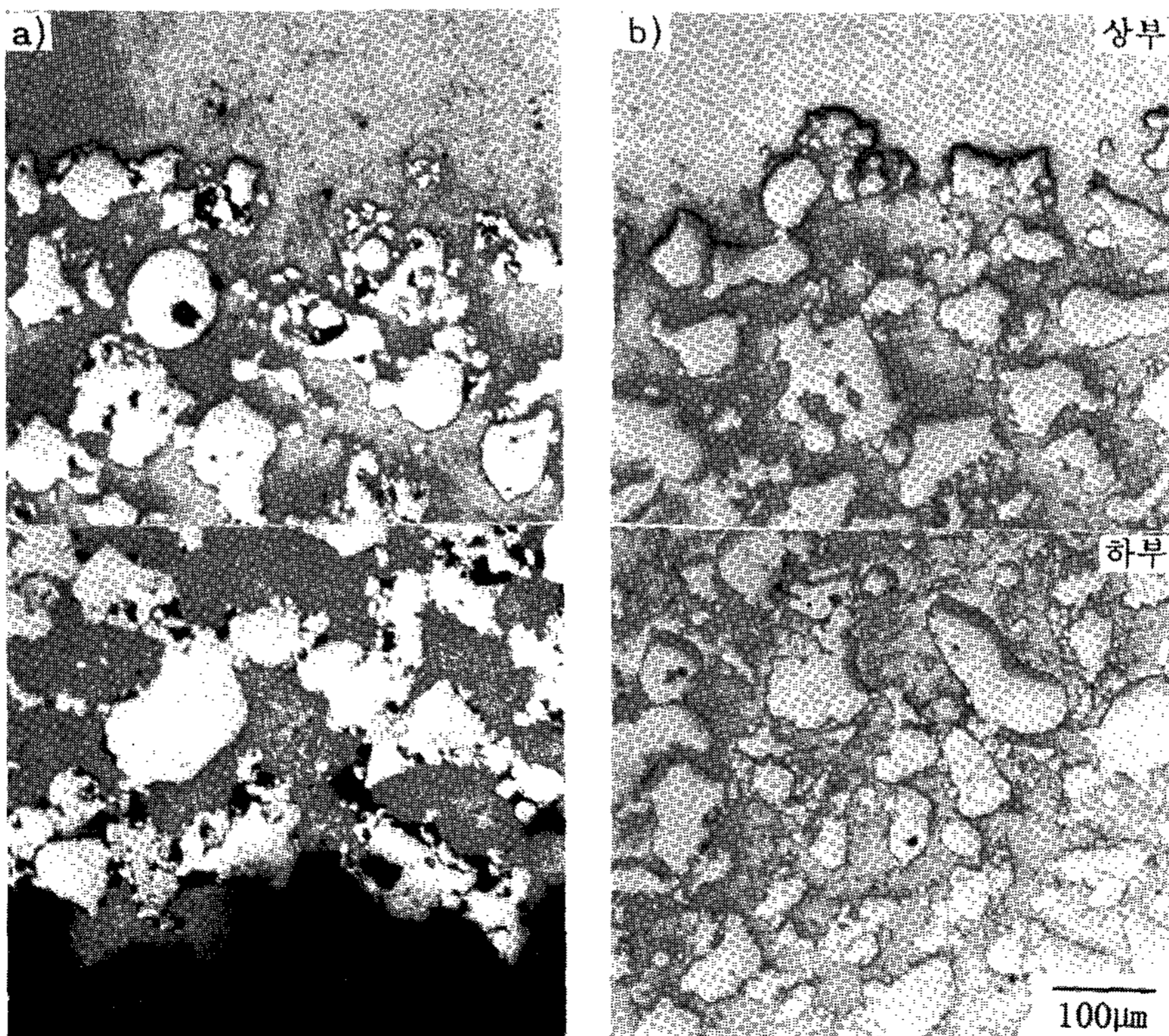


**Photo 3.** Microvickers hardness of specimen made from Fe-preform and Al melt. Preform was pre-heated at 400°C and Al was melted at 700°C; (a)upper specimen and (b) lower specimen.

있었다. 따라서 반응부의 생성을 억제시킴과 동시에 유동성을 개선하여 치밀한 Fe/Al계 복합재료를 얻고자 용점이 580°C인 A356합금을 사용하여, Fe-예비성형체의 예열온도를 350°C 및 400°C, 용탕의 온도를 600°C 및 650°C로 변화시

키면서 용탕단조 하였을 때의 미세조직, 화학성분 및 경도의 변화를 검토하였다.

Photo 4는 용탕의 온도를 600°C, 650°C, 예비성형체의 예열온도를 350°C로 하여 제조한 시편의 조직사진으로 (a)는 예비성형체의 예열온도



**Photo 4.** Change in optical micrographs of specimen made from Fe-preform and A356 melt. A356 was melted at (a)650°C, (b)600 °C and preform was pre-heated at 350°C.

350°C, 용탕의 온도 650°C에서 용탕단조한 경우로 시편의 조직이 전반적으로 A356기지부, Fe와 A356합금이 복합화가 이루어지지 않은 부분으로 나누어짐을 알 수 있으며, 복합화가 이루어지지 않은 이유는 A356용탕의 온도가 높기 때문에 용탕의 유동성이 좋아 편차와 금형의 틈새로 용탕이 유출되었기 때문으로 생각된다. 용탕의 온도가 600°C인 경우 (b)에는 (a)에 비해 상부와 하부 모두 전체적으로 더 치밀하고 양호한 조직이 얻어졌으며, 이상의 결과로부터 A356합금을 사용하여 복합화할 때, 본 실험조건하에서 최적의 복합화조건은 용탕의 온도 600°C, 예비성형체의 예열온도 350°C였다.

Photo 5는 A356용탕의 온도 600°C, 예비성형체의 예열온도가 350°C인 시편을 Keller부식액으로 에칭한 조직사진으로 (a)는 상부, (b)는 하부

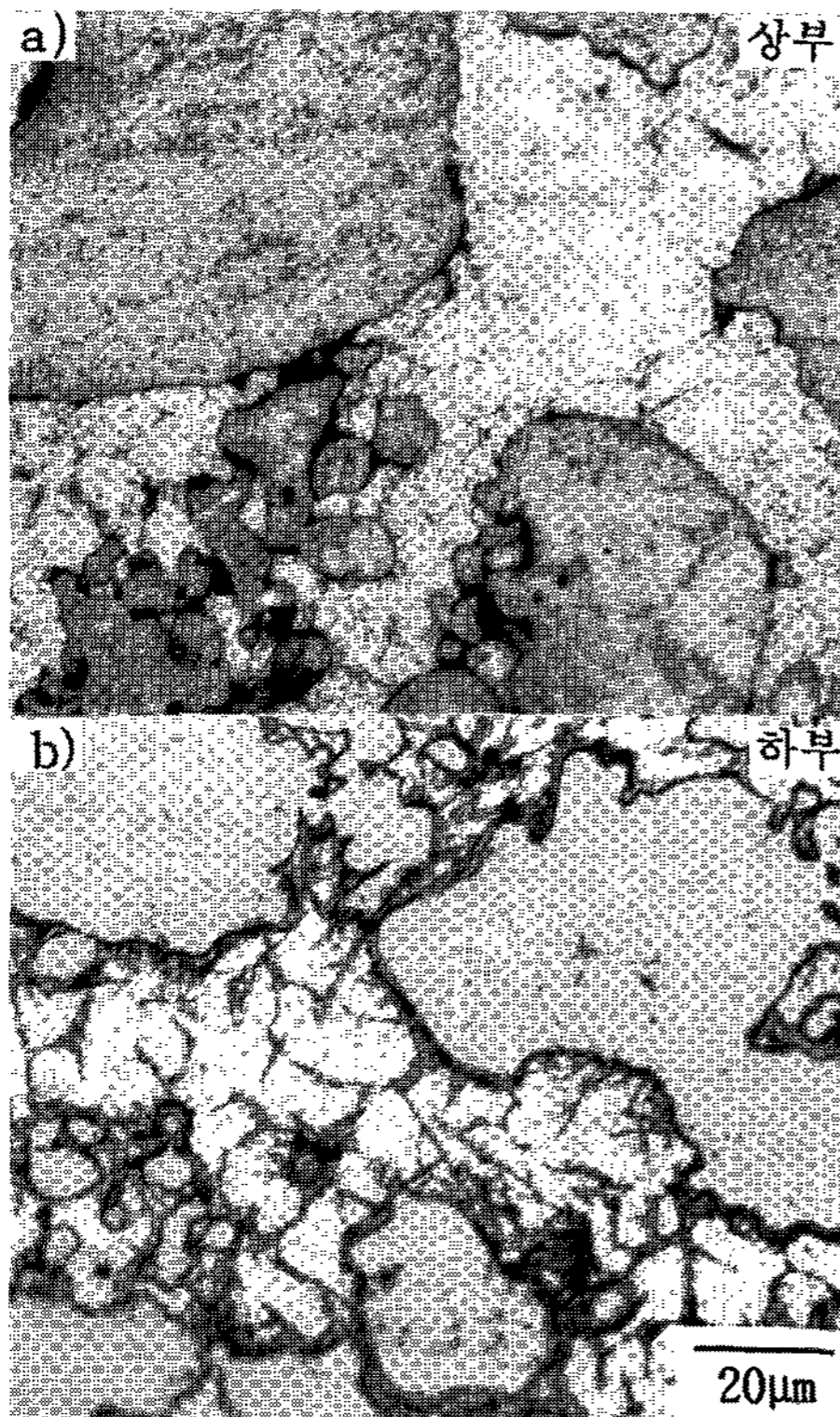


Photo 5. Changed in optical micrographs of specimen made from Fe-preform and A356 melt. A356 was melted at 600°C and preform was pre-heated at 350°C. All specimens were etched in Keller reagent.

조직을 나타낸다. (b)의 시편 하부에서는 Fe와 A356합금의 계면에 근접한 A356기지에 흑색 침상으로 Si이 석출하고 있는 것을 알 수 있다. Fig. 2는 동일 시편의 EDX(a), (b) 및 XRD(c) 시험결과이다. (a)는 시편의 상부로 Fe와 A356기지 전체에 걸쳐 Si성분이 일정하며, Fe와 A356기지의 계면에 화합물층이 생성되어 있지 않으나 하부(b)에서는 Fe입자와 A356기지의 계면에 미량의 화합물층이 존재하고 계면에 인접한 A356기지내에 Si가 석출하고 있다. 이는 계면에서의 Si peak이 나오고 Al peak이 주위 A356기지내의 peak보다 낮게 나타나는 것과, (a)에 비해 Fe peak의 완만한 감소로부터 확인할 수 있었으며

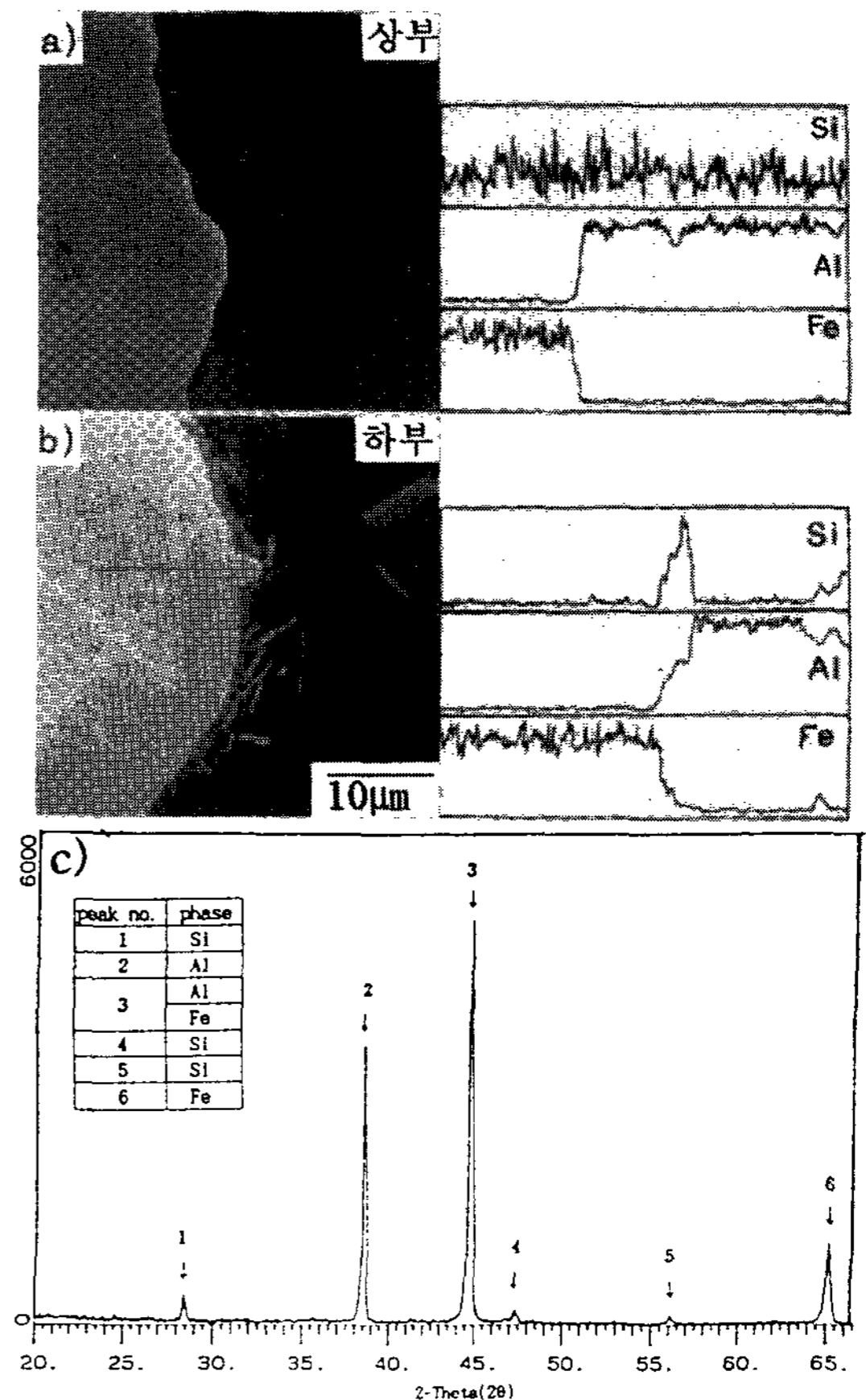


Fig. 2. EDX and XRD-result of specimen made from Fe-preform and Al melt. Preform was pre-heated at 350°C and A356 was melted at 600°C; (a)upper specimen and (b) and (c)lower specimen.

생성된 화합물층은 Fe, Al 및 Si의 3원화합물로 추정되었다. (c)는 XRD결과로 시편의 성분은 주로 Fe와 Al이며 A356합금에 7.5% 함유되어 있는 성분인 Si가 약하게 나타남을 알 수 있으며 반응생성물은 나타나지 않음을 알 수 있었다.

상기와 동일 시편을 Photo 3과 같은 측정부위를 미세경도시험기로 측정한 결과 Fe입자내부(A)는 일반적인 Fe의 경도값(102Hv)을 나타내고 있지만 계면(B)에서는 다소 높은 경도값(125Hv)을 나타내고 있고, 마찬가지로 A356기지(D: 24Hv)보다는 계면(C)에서 보다 높은 경도값(35Hv)을 나타냈다. 그러나 화합물이 생성된 때(Photo 3 (b))-B)의 높은 경도치를 나타내지 않은 것으로 보아 Fe와 A356기지 계면의 극미량의 화합물 외에는 시편내에 화합물은 거의 생성되지 않은 것으로 보인다.

### 3.3 A356합금을 기지로 하여 복합화한 시편의 열처리

Photo 6은 A356용탕의 온도 600°C, 예비성형체의 예열온도 350°C에서 용탕단조법으로 제조한 시편을 Ar가스 분위기 하에서 열처리온도 500°C, 유지시간을 30분(a), 1시간(b), 3시간(c) 및 9시간(d)으로 열처리하였을 때의 조직의 변화를 나타낸다. Photo 6의 (a)와 같이 열처리시간이 30분인 경우는 거의 반응물이 생성되지 않았으나, (b)와 같이 1시간인 경우는 미량의 반응물이 생성되었으며, (c)와 같이 3시간인 경우는 반응물이 Fe입자와 A356기지의 계면부에서, Fe입자내부에 많이 생성되어 있으나 균일하게 생성되어 있지는 않았다. 그리고 열처리시간이 (d)와 같이 9시간으로 증가되면 계면주위의 A356기지에 다수의 기공이 생성되어 있다. 이 기공의 생성은 사진에 나타내지는 않았지만 열처리온도가 530°C로 높아지면 생성시간이 짧아짐을 알 수 있었다. 기공의 생성이유는 명확치 않으나 기공이 생성되어 있는 부위는 이미 화합물이 생성되어 있는 부위가 아니라 A356기체인 점을 고려시 전술한 C.Hu등[8,9]이 주장한 자동반응에 기인된 것으로 보인다. 따라서 본 실험조건하에서 화합물상을 생성시키기 위한 최적조건은 열처리온도 500°C, 열처리시간 3시간인 것으로 판단되었다.

A356용탕의 온도 600°C, 예비성형체의 예열온도를 350°C인 시편을 Ar가스 분위기하에서 500°C, 3시간으로 열처리한 시편을 미세경도시험기로 Photo 3과 같이 측정한 결과 Fe입자의 내부(A)의 경도는 일반적인 Fe의 경도값(104Hv)을 나타내나 반응층부(B)의 경도는 내부보다 매우 높은 값(431Hv)을 나타내고 반응층부에 인접한 A356기지부(C)의 경도값(61Hv)과 A356기지내(D)의 경도값(58Hv)은 큰 차이가 없으나 일반적인 A356의 경도치 보다는 더 높은 값을 나타내었다.

Fig. 3은 A356용탕의 온도 600°C, 예비성형체의 예열온도를 350°C로하여 제조한 시편을 Ar가스 분위기하에서 열처리온도 500°C에서 30분, 3시간동안 유지한 후 EDX로 선분석한 결과로 (a)의 열처리시간이 30분일때는 Fe입자와 반응물의 계면으로부터 A356기지 계면쪽으로 Al peak의 강도가 서서히 증가되나 Fe peak의 강도는 감소되어가며, 반응물내의 Si peak의 강도는 비교적 높은 값을 나타내고 큰 변화를 보이지 않으나 A356기지와 계면부근에서는 그 강도가 증가하는 경향이 있다. 이러한 결과로부터 반응물내에 생성된 화합물은 Fe-Al-Si의 삼원계 비평형상으로 이루어진 화합물로 생각된다. 그러나 (b)

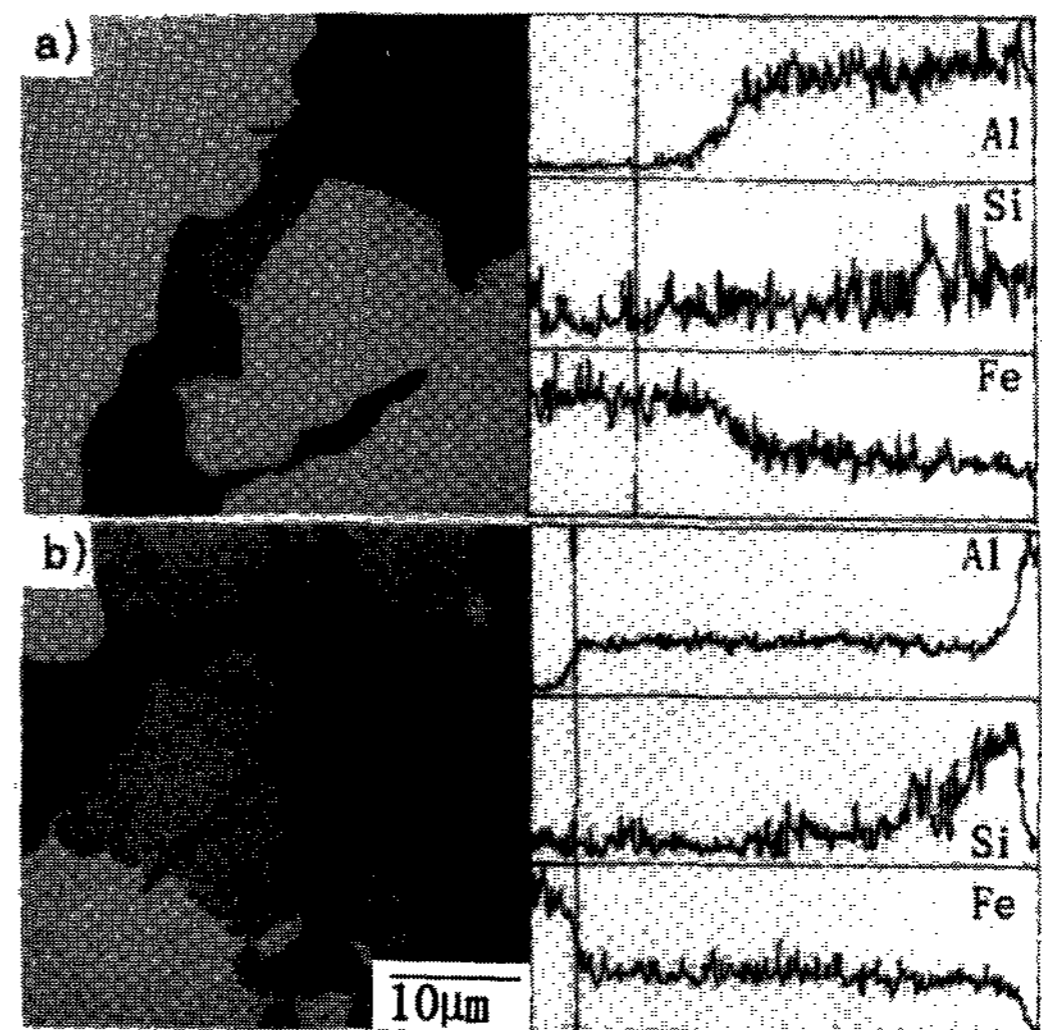


Fig. 3. The result of EDX analysis of heat-treated specimen. All specimens were heat-treated at 500°C; (a)30min and (b)3hr.

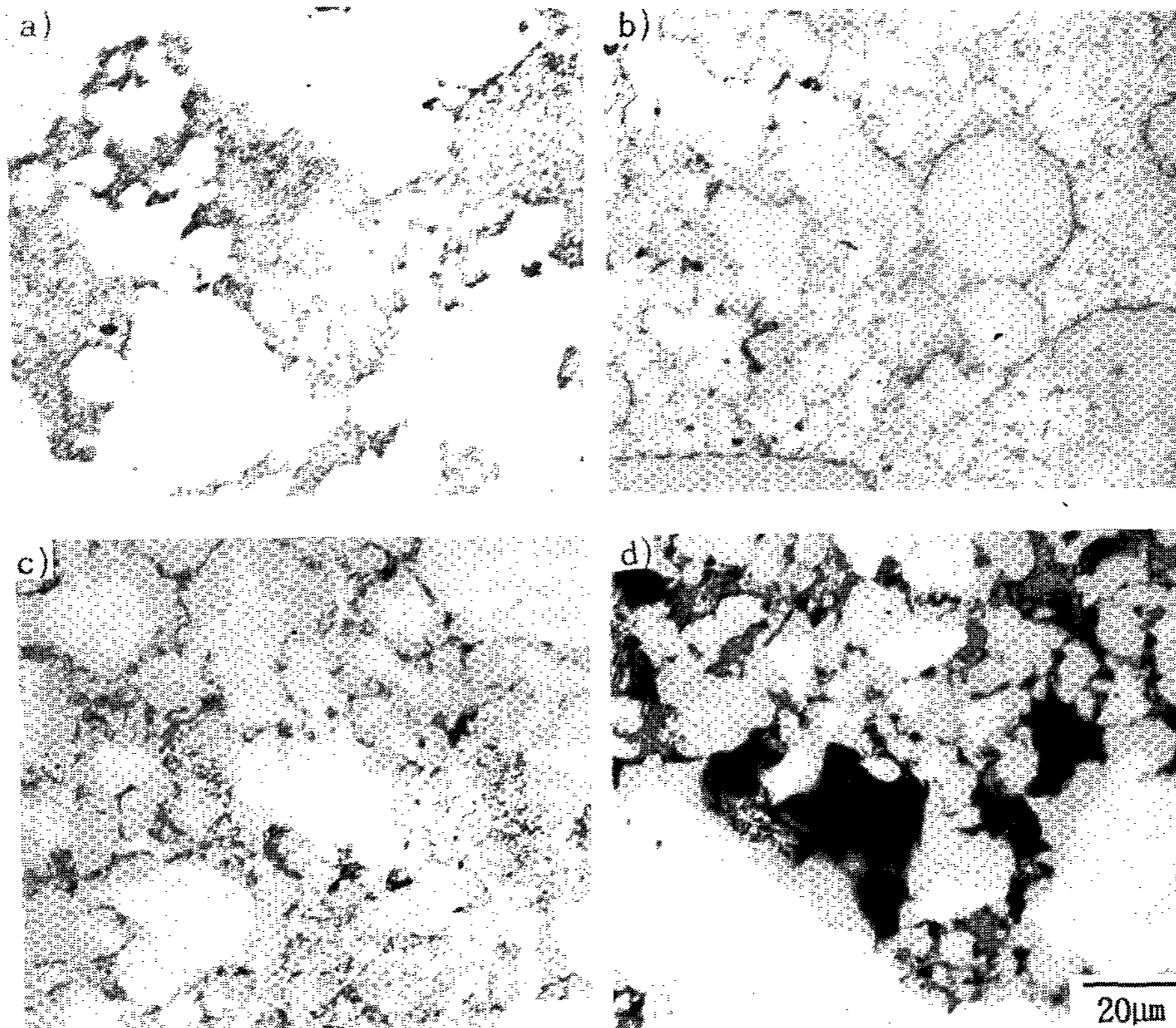


Photo 6. Change in optical micrographs of heat-treated Fe/A356 composite, All specimens were heat-treated at 500°C; (a)30min, (b)1hr, (c)3hr and (d)9hr in Ar atmosphere.

와 같이 열처리 시간이 3시간으로 길어지면 반응물 내에서의 Al 및 Fe peak의 강도는 거의 일정한 값을 나타내며 큰 변화가 없고, Si의 경우는 반응물과 A356기지 계면에서 매우 높은 값을 보이나 반응물 내에서는 비교적 일정한 값을 보이고, 그 강도도 30분의 경우보다 훨씬 낮은 값을 보여주고 있다. 이러한 결과로부터 30분 유지시 존재하는 비평형상인 불안정한 화합물들이 유지시간이 증가함에 따라 평형상으로 바뀌어 안정화되어감을 예측할 수 있었다. 상기 화합물상을 더욱 명확히 확인하기 위하여 EDX 점분석 결과를 나타낸 것이 Fig. 4와 Table 1이다. 사진에서 알 수 있는 바와같이 (a)는 열처리시간이 30분인 때로 1은 Fe입자와 반응물의 계면을 2,3 및 4는 반응물내를 5는 반응물과 A356기지 계면부근을 6은 계면에 인접한 A356기지를 점 분석한 결과를 나타낸다. 이 결과를 보면 반응물

Table 1. EDX quantitative analysis of Fig. 6.

(a)

| Point \ Element | Al       | Fe    | Si    |
|-----------------|----------|-------|-------|
| 1               | 63.11at% | 29.78 | 7.11  |
| 2               | 63.48    | 20.45 | 16.07 |
| 3               | 62.44    | 15.58 | 21.98 |
| 4               | 75.14    | 5.28  | 19.58 |
| 5               | 83.02    | 0.66  | 16.31 |
| 6               | 57.99    | 0.48  | 41.53 |

(b)

| Point \ Element | Al       | Fe    | Si   |
|-----------------|----------|-------|------|
| 1               | 29.01at% | 69.48 | 1.52 |
| 2               | 71.87    | 26.96 | 1.16 |
| 3               | 74.03    | 24.94 | 1.03 |
| 4               | 89.60    | 5.63  | 4.77 |
| 5               | 99.70    | 0.3   | 0    |



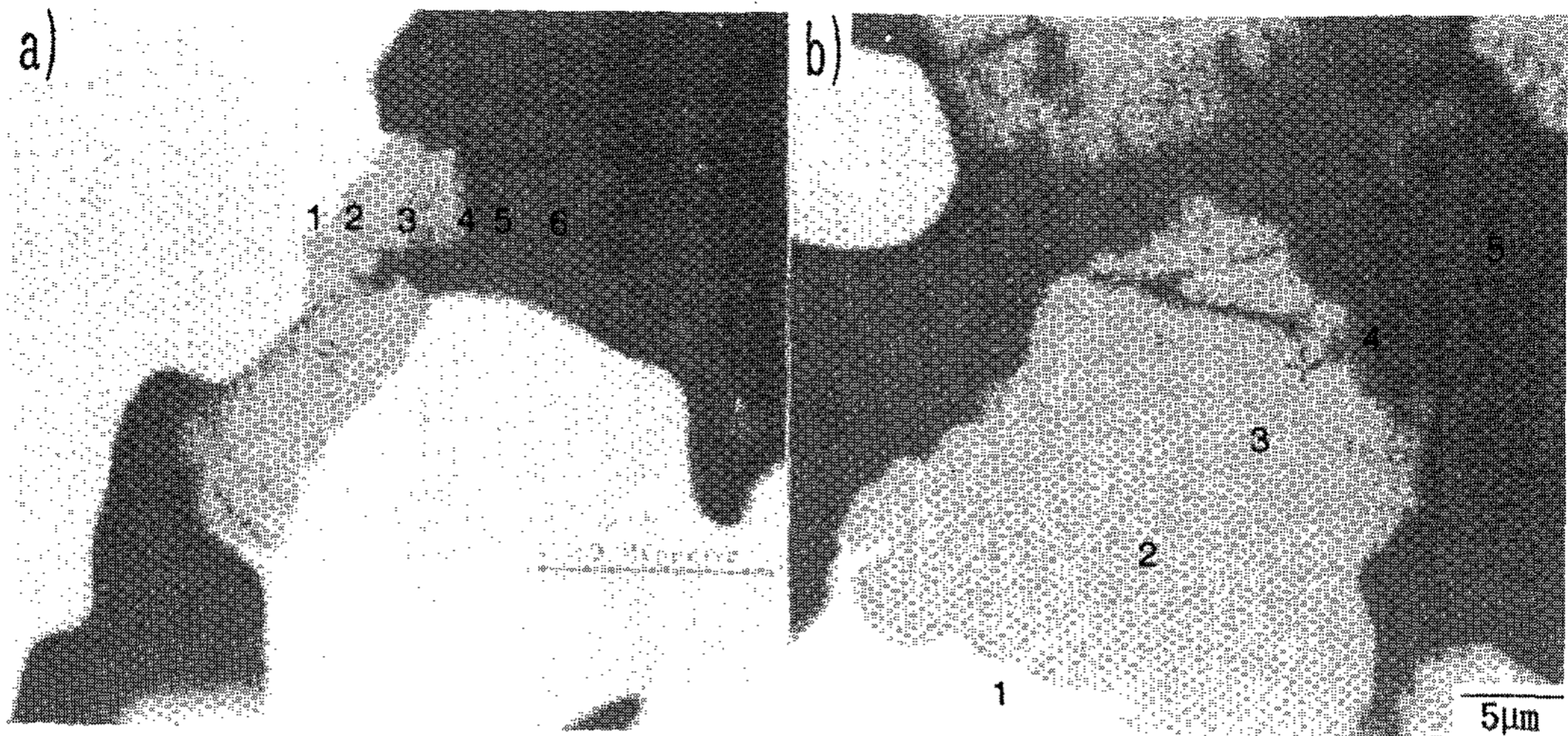


Fig. 4. SEM microstructure of specimen made from Fe-A356 melt. Specimen was heat-treated at 500°C for 30min(a) and 180min(b)

내의 조성은 Fe가 5.28~20.45at%, Al이 63.48~75.14at%, Si가 16.07~21.98at% 범위내에 있는 것으로 보아 여러 종류의 Fe-Al-Si 3원계 화합물이 혼재된 것으로 보인다. (b)는 열처리시간이 3시간인 때의 결과로 1은 Fe입자와 반응물의 계면을 2 및 3은 반응물내를 4는 반응물과 A356기지 계면부근을 5는 A356기지를 점분석한 결과를 나타낸다. 이로부터 반응물내의 Fe는 24.94~26.96at%, Al은 71.87~74.03at%, Si는 1.03~1.17at% 범위내에 있는 것으로 보아 열처리시간이 30분으로부터 3시간으로 길어지면 각 화합물의 조성이 안정화되어 Si는 고용한도 이하의 값을 나타내고, 화합물은 FeAl<sub>3</sub> 등 2원계 평형상으로 변화됨을 알 수 있다. 이상의 결과로부터 30분 유지의 경우 반응물 내에 상당량의 Si가 존재하고, 특히 계면부근에서 매우 높은 값을 나타내나 3시간 유지에서는 반응물내에 고용한도 정도의 Si만 존재하고 계면부근에 상당량의 Si가 존재하는 이유는 명확치 않으나 Fe와 Al의 자용반응에 의해 온도가 상승되어 기지조성인 Al에서 국부적인 액상상태가 발생하여 Si가 Al 중에서는 확산이 빠르게 진행하지만 Fe입자에서는 Si의 확산속도가 낮아 Fe입자 내로 진행하지 못하고 계면에 석출하는 것으로 생각된다.

#### 4. 결 론

- 1) 기지조성이 Al인 경우 용탕온도 700°C, 예비성형체 예열온도 400°C에서 144Mpa로 가압주조할 때 가장 치밀한 복합조직을 얻을 수 있었으며, 시편의 조직은 Al부, Fe/Al계면부에 반응물이 생성되지 않은 Fe/Al복합화부, Fe/Al계면주위에 반응물이 심하게 생성되어 있는 Fe/Al반응부로 구분되었다.
- 2) 기지조성으로 Al을 사용할 경우, Fe입자내에 생성된 반응 생성물을 XRD분석결과 이 반응 생성물은 (Al<sub>5</sub>Fe<sub>2</sub>)<sub>x</sub>, Al<sub>13</sub>Fe<sub>4</sub>, Fe<sub>3</sub>Al, FeAl 등 여러 가지 금속간화합물이 혼재하고 있음을 알 수 있었다.
- 3) 용탕이 A356합금인 경우 용탕온도 600°C, 예비성형체의 예열온도 350°C에서 가장 치밀하고 기공이 없는 양호한 Fe/A356복합조직을 얻었다.
- 4) 용탕이 A356합금인 경우 반응물은 거의 생성되지 않았으나 EDX분석결과 Si의 농도가 Fe/Al계면에서 높게 나타났으며, 침상으로 Si가 존재하였다.
- 5) Fe/A356합금 복합재를 500°C에서 열처리한 결과 유지시간이 길어짐에 따라 반응층은 증가하였고, 9시간에서는 기공이 심하게 생성되었

다. 따라서 본 실험조건하에서는 500°C에서 3시간 열처리한 경우가 기공이 존재하지 않은 양호한 조직을 얻을 수 있었다.

6) Fe/A356합금 복합재를 500°C에서 30분 및 3시간 열처리한 시편의 EDX분석 결과 30분 유지에서는 Fe/Al계면에 생성된 반응물은 Fe-Al-Si 3원계 비평형상이 생성된 것으로 보이나 3시간 유지에서는 FeAl<sub>3</sub>로 보이는 평형상이 생성되었다.

### 후 기

본 연구는 한국과학재단지정 급속응고신소재 연구소의 연구비 지원에 의하여 수행된 연구로 이에 감사드립니다.

### 참 고 문 헌

[ 1 ] 福永秀春, 香山 晃 등 : 日本金屬學會會報, 30(4) (1991) 276

[ 2 ] ASM International : "Metals Handbook, 10th ed.", Vol.2, ASM International Handbook Committee, (1990) 903

[ 3 ] 長 隆郎, 沖 猛雄 : 日本金屬學會回報, 28 (4) (1989) 285

[ 4 ] 森 信幸, 空野博明, 北原 晃, 大城桂作, 松田公扶 : 日本金屬學會誌, 47 (1983) 1132

[ 5 ] T. Kumagai, S. Hanada and S. Saito : "Proceedings of International Symposium on Intermetallic Compounds", The Japan Institute of Metals, Sendai, (1991) 1039

[ 6 ] H. Fukunaga and X. Wang : "Proceedings of International symposium on Intermetallic Compounds", the Japan Institute of Metals, Sendai, (1991) 1045

[ 7 ] 高燧賀俊藏, 杉本幸弘, 野口啓一郎 : 日本金屬學會 中國四國支部 第27回講演會概要, (1986) 2

[ 8 ] C.Hu & T.N.Baker : Materias Science & Engineering, A156 (1992) 167

[ 9 ] C.Hu & T.N.Baker : Acta Metal. Mater., 42 (1994) 51