

고강도 내마모 금속간화합물/Al기지 복합재료의 개발을 위한 기초연구

최담천*, 이경구*, 이호정**, 기희봉***

A Study on Development of High Strength and Wear Resistance Intermetallic Compounds/Al Matrix Composites

Dap-Chun Choi*, Kyung-Ku Lee*, Ho-Jong Lee** and Whe-Bong Ghi***

Abstract

The interfacial phenomena between intermetallic compounds and Al matrix have been studied at 680 °C for various holding time under argon atmosphere. Model experiments were performed using Fe, Ni and Ti wire to observe the interfacial phenomena. The interfacial phenomena between intermetallic compounds and Al matrix were analysed by optical microscope, SEM and EDX. The results of EDX and XRD showed that the interfacial zones of intermetallic compounds/Al matrix were composed of several intermetallic layers. The reaction layer was varied with holding time and heating temperature. The investigation of interfacial zones in the specimen as a function of heat treatment time at 680°C indicated that the best heat treatment condition for squeeze casting was 680°C for 5min.

(Received May 22, 1993)

1. 서 론

자동차, 오토바이 등의 제동에 관여하는 부품인 브레이크 드럼과 디스크는 안정성의 면에서 고도의 신뢰성이 요구되고 있다. 그리고 성능상에서 보면 내마모성, 내균열성 외에 마찰계수가 중요한 인자이고 제동시 발생하는 소음에 대해서는 진동감쇄능이, 마찰열의 방열에 대해서는 열전도율이 중요하다. 브레이크 드럼 및 디스크 등의 재료로는 일반적으로 회주철이 사용되고 있으나 주철은 열전도율이 그다지 좋지 않기 때문에 드럼의 경우 마찰부는 주철, 이외에는 Al합금¹⁾, 디스크의 경우 SUS/Al/SUS 3층 구조재²⁾를 사용하는 경우도 있다. 따라서 상기 목적 및 조건을 만족시키면서 경량화를 도모할 수 있는 재료로 경질의 Al₂O₃, SiC, 금속간화합물 등을 강화

재료 하고 경량이면서도 열전도성이 좋은 Al합금을 기지로 한 입자강화 복합재료가 유망하다. 이들 중 강화재로 Al₂O₃나 SiC입자를 사용하는 경우는 기지금속과 상기분말과의 젖음성향상과 과도한 반응을 억제하기 위한 분말의 표면처리가 용이하지 않고 비용면에서 문제가 있으나 강화재로 Al과 반응하여 용이하게 금속간화합물을 생성하는 금속분말을 사용하여 복합화하면 제조면 및 경제적인 면에서 유리하고 실용화가 더욱 용이할 것으로 생각된다. 그러나 금속간화합물/Al기지복합재료는 강화재로 Al₂O₃나 SiC를 사용한 경우에 비해 거의 연구되지 않고 있으며 금속간화합물을 강화상으로 한 연구는 Al-Fe, Al-Ni 화합물이 분포된 복합재료의 process condition과 조직³⁾, Infiltration법에 의한 Nb₃Al-Nb 합금의 제조와 고온변형거동⁴⁾ 등 몇편에 불과하고 체계

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

**순천대학교 금속공학과(Dept. of Metallurgical Eng., Suncheon University)

***아시아자동차주식회사(ASIA Motors Co. Ltd.)

적으로 거의 연구되고 있지않는 실정이다.

본 연구에서는 금속간화합물/Al기지 복합재료의 강화재로서 최적의 금속분말을 결정하기 위하여 Fe, Ni 및 Ti-wire를 680°C의 Al용탕에 삽입하고 0~30분으로 유지시간을 달리할 때 Al용탕과 Fe, Ni 및 Ti금속과의 반응성과 조직의 변화 및 계면에서의 반응생성물을 조사하고, 금속분말의 크기와 최적열처리시간을 결정하기 위하여 600°C에서 10분~27시간 열처리하여 반응층의 변화를 조사하며, Fe분말의 preform을 제조하여 Infiltration법에 의해 복합화하여 Squeeze casting에 의해 복합화시 발생하는 문제점과 최적의 복합화조건을 조사한다.

2. 실험방법

2.1 사용재료

본 연구에서 사용한 Fe, Ni 및 Ti-wire는 직경 1~1.2mm인 2N~3N급의 고순도 시료이고, Fe 분말은 직경이 약 0.5mm인 구상분말이며, Al은 3N급(99.97wt% Al)이다. Al은 그 표면에 항상 산화피막을 형성하고 있기 때문에 산화피막 제거를 위해 시료를 10% NaOH 용액에 담가 표면 산화층을 최대한 제거하였으며, 금속wire의 산화 표면층은 연마제로 표면을 연마한 후 초음파세척을 통해 산화피막층과 이물질을 제거하였고, Fe 분말은 볼밀을 사용하여 표면층의 산화피막을 파괴하고 1000°C 수소분위기에서 환원처리한 후 사용하였다.

2.2 금속wire/Al용탕의 반응성실험

금속wire와 Al용탕간의 반응성을 조사하기 위한 시료는 수직형 SiC 발열체 관상로에 거치된 석영관내의 680°C로 유지된 Al용탕에 금속wire를 삽입시켜, Al과 금속wire의 계면에서 적당한 반응층을 형성하도록 각각 유지시간을 0~30분으로 달리하여 열처리하였으며, 시료의 냉각은 용탕의 냉각시 수축공이 발생하는 것을 막기 위하여, 용탕이 하부에서부터 서서히 냉각되도록 하였다. 그리고 열처리시간에 따른 계면에서의 반응층 변화를 조사하기 위해 유지시간이 1분인 시료를 제조하여 고순도 아르곤가스 분위기하 600°C에서 유지시간을 10분~27시간으로 달리하

여 열처리하였다. 제조된 시편은 광학현미경 및 주사전자현미경하에서 유지시간에 따르는 wire 직경변화와 금속wire내 및 Al기지 조직의 변화를 조사하였으며 반응층의 성분변화는 EDX와 X선회절시험을 통해 계면생성물을 조사 분석하였으며, 마이크로 비커스경도계를 이용하여 계면생성물의 물성을 검토하였다.

2.3 Infiltration법에 의한 시료의 제조

Fe분말과 Al간의 반응성을 관찰하기 위해 Infiltration법에 의해 시료를 제작하였다. 시료는 입경이 약 0.5mm인 Fe분말을 이론밀도의 약 46%가 되는 preform을 제조하여 이를 700°C, Ar 분위기중에서 예열한 후, Al용탕에 침지하고 0~10⁻³torr로 진공도를 변화시키면서 용해된 Al이 preform 내부의 기공을 채우게 한 후 진공을 제거하고 용탕중에서 처리시간을 0~10분으로 달리하여 유지한 후 공랭하여 제조하였다. 제조된 시편은 광학현미경 관찰을 통하여 유지시간에 따르는 분말내의 반응층변화 및 Al기지 조직의 변화를 조사하고, 반응층에서 생성된 상의 확인을 위해 X선회절시험과 EDX분석을 행하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1 Al기지와 Fe, Ni 및 Ti-wire간의 미세조직 변화

3.1.1 Al기지와 Fe-wire간의 미세조직 변화

Photo 1은 Fe wire의 Al용탕내에서의 유지시간에 따른 미세조직의 변화를 보여준다. 사진에서 나타난 바와 같이 계면에서의 반응양상은 액상Al과 고상Fe간의 반응에 의해 wire의 원주로부터 내면방향으로 반응층이 형성되고 유지시간이 길어짐에 따라 그 두께가 두터워짐을 알 수 있으며, 또한 Fe wire와의 계면으로부터 Al쪽으로도 유지시간이 길어짐에 따라 조직변화가 더욱 현저하게 일어남을 알 수 있다.

Al-Fe 2원상태도^{5~7)}를 고려해 상기 미세조직의 변화를 고찰하면 680°C의 액상Al과 고상Fe의 계면에서 반응이 일어나고 유지시간이 길어짐에 따라 그 반응은 Al 및 Fe wire 내면으로 진행할 것으로 보인다. Photo 1 (a) 및 (b)에 나타난 바와 같이 유지시간이 0분인 경우 Fe wire 내면

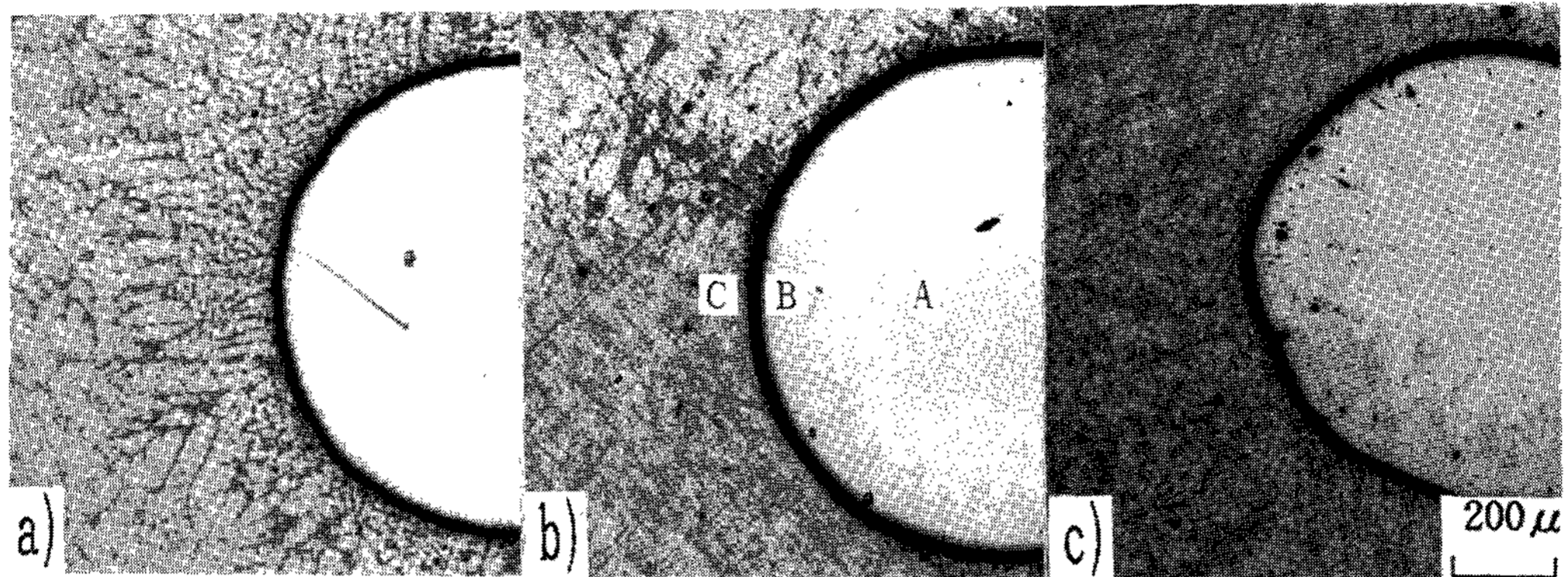


Photo 1. Change in optical micrographs of specimen made from Fe-wire and Al melt heated at 680°C for (a) 0min (b) 10min (c) 30min.

에 금속간화합물상으로 생각되는 반응층이 wire의 외주방향을 따라 소량 생산되었음을 알 수 있으며 이곳은 Fe가 rich한 부분에 해당되므로 주로 Fe₃Al로 생각되나 그외의 FeAl 등 금속간화합물상도 존재할 것으로 생각된다. 그리고 Al기지쪽의 경우는 Fe wire에 근접한 부위에 백색의 수지상 초정과 수지상 사이에 백색으로 보이는 상과 침상의 상이 혼합되어 존재하며 이 혼합상은 공정반응에 의해 생성된 Al고용체상과 FeAl₃상의 공정조직으로 생각된다. 그리고 이 부위로부터 약간 떨어진 곳에 수지상조직이 나타나는데 이곳은 Al rich 부분에 해당되므로 초정인 Al고용체상으로 수지상사이에 소량의 공정상이 존재하며 더욱 떨어진 곳에서는 순 Al상이 존재한다. 그러나 유지시간이 30분으로 길어지면 Photo 1(c)에 나타난 바와 같이 Fe wire 내면에 상당히 많은 양의 금속간화합물상이 생성되고 반응층의 두께도 훨씬 두터워지며, Al기지의 경우는 0분 유지한 경우에 비하여 전체가 초정인 Al고용체상과 공정조직이 서로 비교적 균일하게 혼재하여 존재하며 그 양도 훨씬 증가함을 알 수 있다. 그리고 문헌⁷⁾에 의하면 냉각속도가 1°C/sec 이하인 때는 Al₃Fe, 3~12°C/sec인 때는 Al₆Fe, 0.7~6°C/sec인 때는 Al_xFe, 12°C/sec 이상인 때는 Al_mFe 및 Al₉Fe₂ 등 비평형상이 생성된다고 되어 있으나 준 안정상 Al₆Fe 및 Al_mFe는 500°C 이상의 온도에서 평형상인 Al₃Fe으로 상변화하므로 본 실험에서와 같이 열처리에 의해 금속간화합물상을 조절하는 경우 열처리 후의 금속간화합물상은

Al₃Fe일 것으로 생각된다.

3.1.2 Al기지-고상Ni 사이의 미세조직

Photo 2는 Ni-wire의 Al용탕내에서의 유지시간에 따른 미세조직의 변화를 보여준다. 사진에 나타난 바와 같이 계면에서의 반응양상은 외견상 Ni 내면에 반응이 일어남 없이 유지시간의 경과에 따라 Ni wire가 소모되면서 Al기지내에 심한 반응층을 형성한 후 Ni이 소멸됨을 알 수 있다.

Al-Ni 2원계 평형 상태도⁵⁾를 근거로 상기 미세조직의 변화를 고찰하면 680°C의 액상Al과 고상Ni의 계면에서 반응이 일어나고 유지시간이 길어짐에 따라 그 반응은 Al 및 Ni 내면으로 진행할 것으로 보인다. 그러나 Photo 2에 나타난 바와같이 고상Ni내에는 외견상 전혀 반응층이 생성되어 있지 않으며 Al기지내에만 반응이 일어나고 있는데 이는 Al용탕내로의 Ni의 확산속도가 매우 크기 때문으로 생각된다. Photo 2(a)에 나타난 바와 같이 유지시간이 0분인 경우 Al기지쪽의 경우 Ni wire에 근접한 부위는 회색으로 보이는 상이 존재하며 이 상은 공정반응에 의해 생성된 Al고용체상과 NiAl₃상의 공정조직으로 생각된다. 그리고 이 부위로부터 약간 떨어진 곳에 수지상조직이 나타나는데 이곳은 Al rich 부분에 해당되므로 초정인 Al고용체상으로 수지상사이에 소량의 공정상이 존재하며 더욱 떨어진 곳에서는 순 Al상이 존재한다. 그러나 유지시간이 30분으로 길어지면 고상Ni은 소멸되어 보이지 않게되고 Al기지 전체가 초정인 Al고용체상과 공정조직이 서로 균일하게 혼재하여 존재함

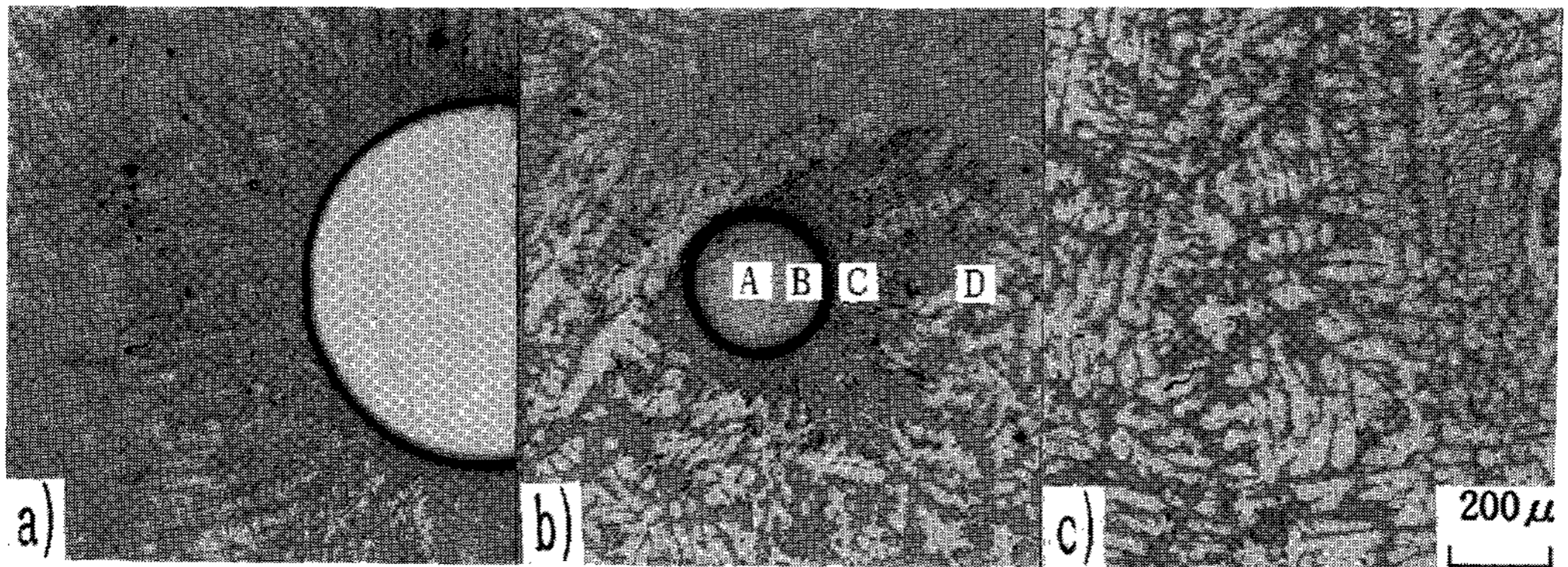


Photo 2. Change in optical micrographs of specimen made from Ni-wire and Al melt heated at 680°C for (a) 0min (b) 10min (c) 30min

을 알 수 있다.

3.1.3 Al기지-고상Ti사이의 미세조직

Photo 3은 Ti-wire의 Al용탕내에서의 유지시간 변화에 따른 미세조직의 변화를 보여준다. 사진에서 알 수 있는 바와 같이 실제로는 액상Al과 고상Ti사이에서 반응이 일어났을지라도 외견상으로는 반응의 흔적이 없었다. Al-Ti 2원계상태도^{5~7)}를 근거로 상기 미세조직의 변화를 고찰하면 액상Al에서 Ti의 확산속도가 늦어⁹⁾ 계면부근에서 Al₃Ti상을 형성할만한 농도로 되지 못하거나 계면에서 설혹 Al₃Ti를 형성했다 할지라도 포정반응시 액상Al과 Al₃Ti사이에서 Al고용체상이 생성되기 위해서는 Al₃Ti가 소모되어야 하며 또한 소모된 Al₃Ti를 보충키 위해 Ti과 Al원자가 확산하는데 시간이 걸리기 때문으로 생각된다.

3.2 용탕유지시간에 따른 wire직경 및 반응층의 변화

Fe, Ni 및 Ti-wire를 Al용탕에 삽입한 후 680°C에서 시간을 달리하여 유지했을 때, 유지시간에 따라 wire 직경의 변화가 나타났으며, 그 변화는 wire 종류에 따라 각각 다르게 나타났다. Fig. 1은 Al용탕에서의 유지시간에 따른 wire 직경의 변화를 나타낸다. 그림에 나타난 바와 같이 Fe-wire를 삽입한 경우에는 유지시간이 0분인 때의 1.206mm로부터 10분인 때의 1.294mm로 wire의 직경이 증가하는 경향을 나타냈으나 30분에서는 약간 감소하였으며, 그림에 나타내지는 않았지만 계면에서의 반응층도 유지시간이 증가함에 따라 0분인 때의 0.010mm로부터 30분인 때의 0.135mm로 두꺼워짐을 알 수 있다. Ni-

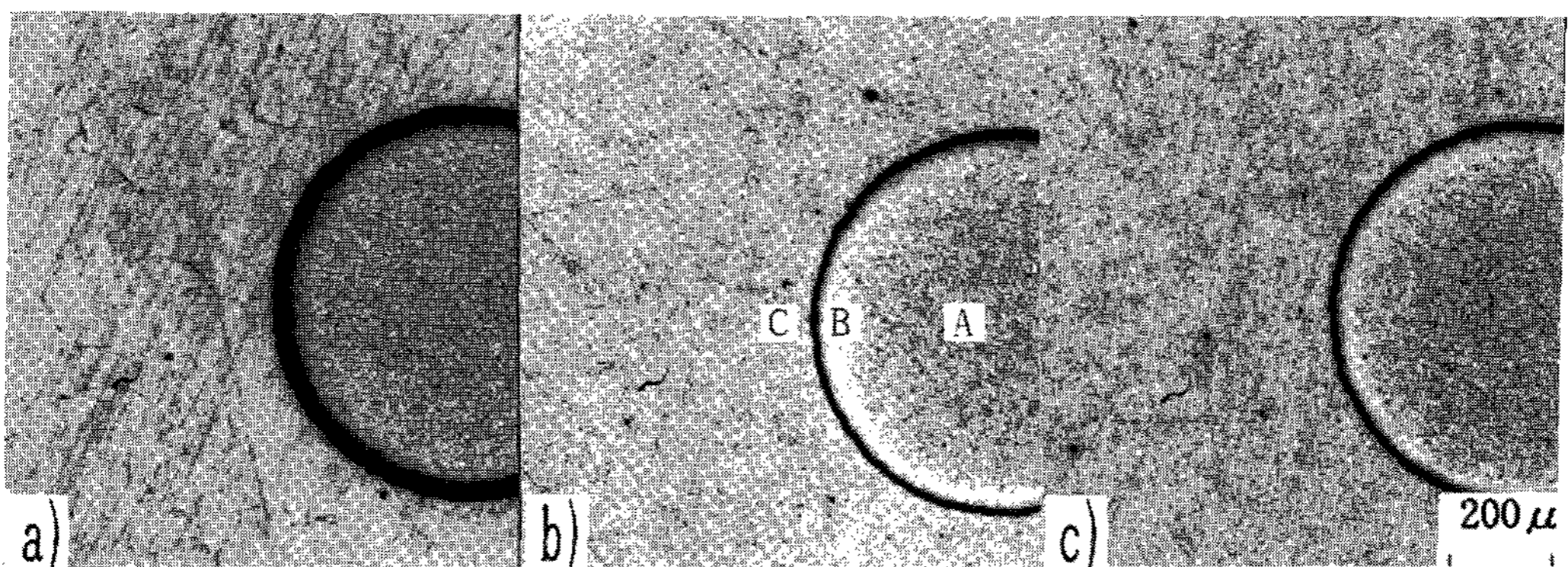


Photo 3. Change in optical micrographs of specimen made from Ti-wire and Al melt heated at 680°C for (a) 0min (b) 10min (c) 30min

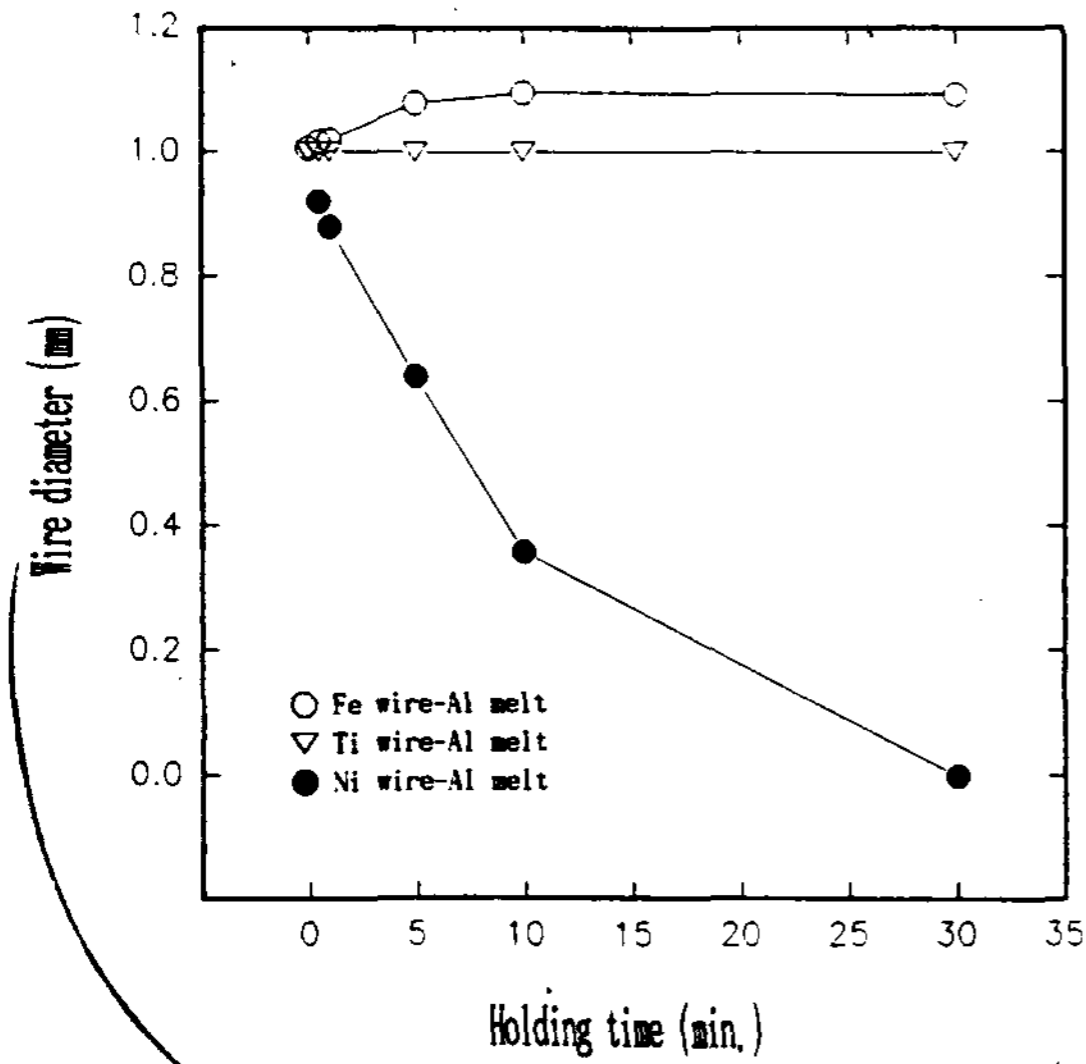


Fig. 1. Variation of wire diameter with holding time

wire의 경우에는 기지금속인 Al과 wire간의 반응이 심하게 일어난 결과로 유지시간에 따라 wire의 직경이 빠르게 감소되어 30분 유지한 경우에는 소멸되었으며 어느 유지시간에서도 Ni wire 내부로의 반응층은 생성되지 않았다. 그리고 Ti wire를 사용한 경우에는 wire의 직경변화를 관찰할 수가 없었는데, 이는 광학현미경상에서 계면에서의 반응층이 나타나지 않은 것과 잘 일치된다. 여기서 Fe wire와 Ni wire를 비교할 때 제일 큰 차이의 하나는 Fe 경우는 유지시간이 길어지면 오히려 wire 직경이 증가하는 경향을 보이고 있음에 비하여, Ni 경우는 유지시간이 길어짐에 따라 직경이 감소되어 30분간 유지한 때는 소멸되어 버리는 점이며, 이는 액상Al에 대한 Fe와 Ni의 확산속도 및 고상Fe와 Ni에 대한 Al의 확산속도의 차에 기인하는 것으로 생각된다.

3.3 열처리에 의한 wire반응층과 Al기지의 변화

금속간화합물상 및 기지조직을 조절하기 위해 680°C에서 1분간 유지한 시료를 Ar가스분위기 하 600°C에서 유지시간을 달리하여 열처리하였다. Photo 4는 열처리시간이 10분, 9시간 및 27시간인 때 Ni wire와 Al기지 계면에서의 미세조직의 변화를 나타냈다. 사진에 나타난 바와 같이 열처리에 의해 wire의 외주부로부터 내면쪽으로

환형의 반응층이 형성되었고, Fig. 2에 나타난 것과 같이 유지시간이 10분인 때는 반응층의 두께가 0.008mm이었으나 27시간 유지한 때는 0.189로 증가하여 그 성장속도가 매우 빨랐으며 반응층이 전혀 생성되지 않은 Al용탕중에서의

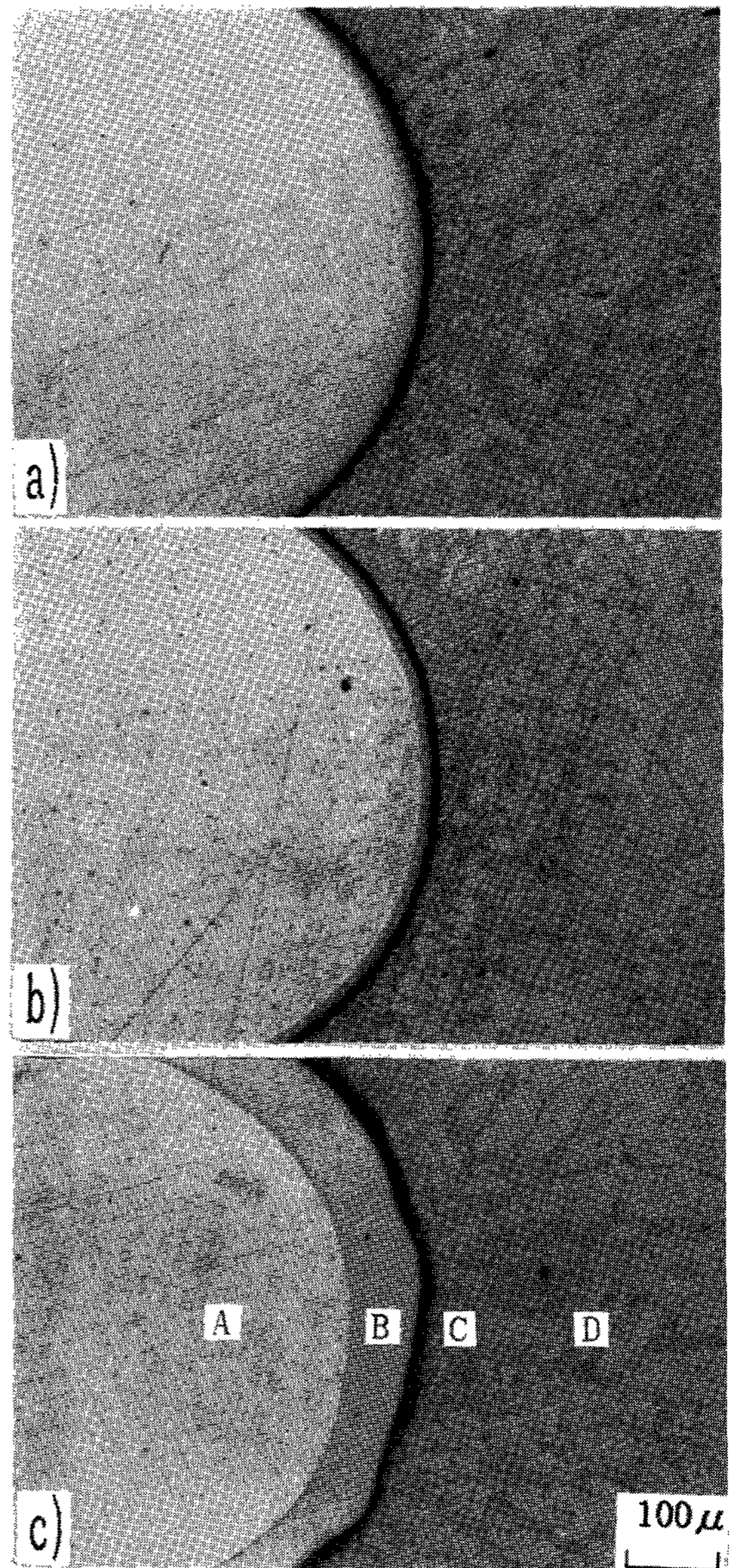


Photo 4. Change in optical micrographs of Ni-wire/Al specimen. Specimens were heat-treated at 600°C for (a) 0min (b) 10min (c) 30min

결과와는 다른 양상을 나타내었다. 그리고 Al기 지조직은 Al용탕에서 1분간 유지한 시료와 큰 차이는 없었다. Fe경우 반응양상은 Al용탕중에서 유지시간을 달리하여 실험했을 때와 마찬가지로 열처리에 의하여 wire의 외주부로부터 내면 쪽으로 반응층이 성장하며 그 반응층은 유지시간 10분에서는 0.015mm, 27시간에서는 0.028mm로 그 성장률은 Al용탕과 Fe wire계면에서의 반응층의 성장속도에 비하여 훨씬 느렸다. 그리고 Al기 지조직은 전술한 Al용탕에서 1분간 유지한 시료의 경우와 유사한 모양을 보여주었으며 큰 변화는 나타나지 않았다. Ti의 경우에는 Al용탕중에서의 실험결과와 같은 양상을 나타내었다.

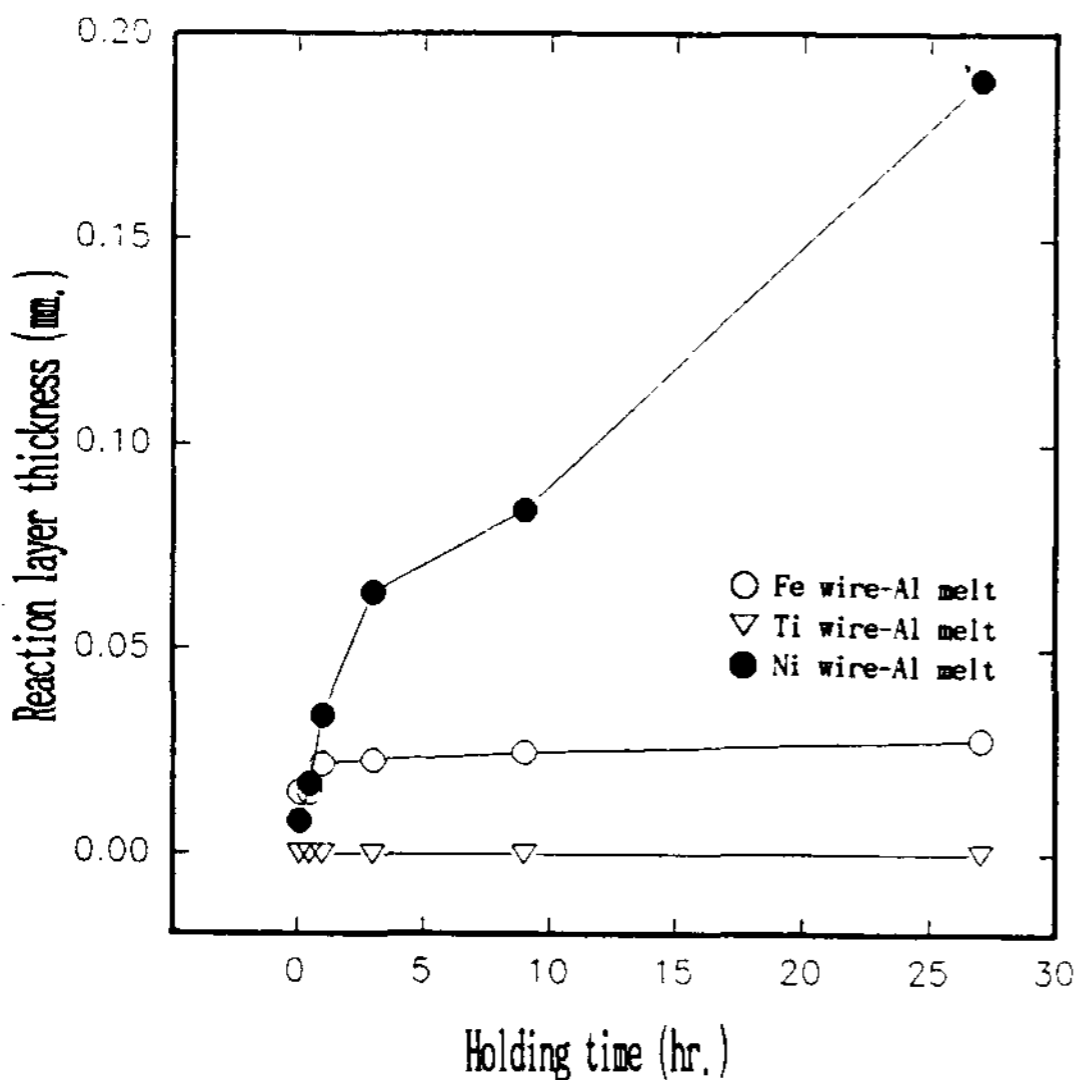


Fig. 2. Variation of average thickness of reaction layer with holding time

3.4 Infiltration법에 의해 제조한 시료의 미세조직

Fe분말과 Al간의 반응성을 관찰하여 이 결과를 토대로 Squeeze casting법을 사용하여 복합화할 때 최적실험조건을 결정하기위해 Fe-preform 내의 기공에 용해된 Al을 infiltration시킨후 용탕중에서 유지시간을 달리하여 시편을 제작하였으며 Photo 5는 유지시간에 따른 시편의 미세조직을 관찰하기위해 0.5%HF액으로 부식한 것이다. 사진에서 보면 유지시간이 0분인 경우 Fe분

말내에는 반응층이 외견상 전혀 생성되어 있지 않으나 유지시간이 길어짐에 따라 반응층의 두께가 증가하고 있으며 이러한 양상은 전술한 Fe wire와 Al용탕간의 반응층 생성경향과 유사함을 알 수 있다. 그러나 Al기지의 경우에는 사진에서 알 수 있는 바와 같이 0분의 경우는 명확하지 않

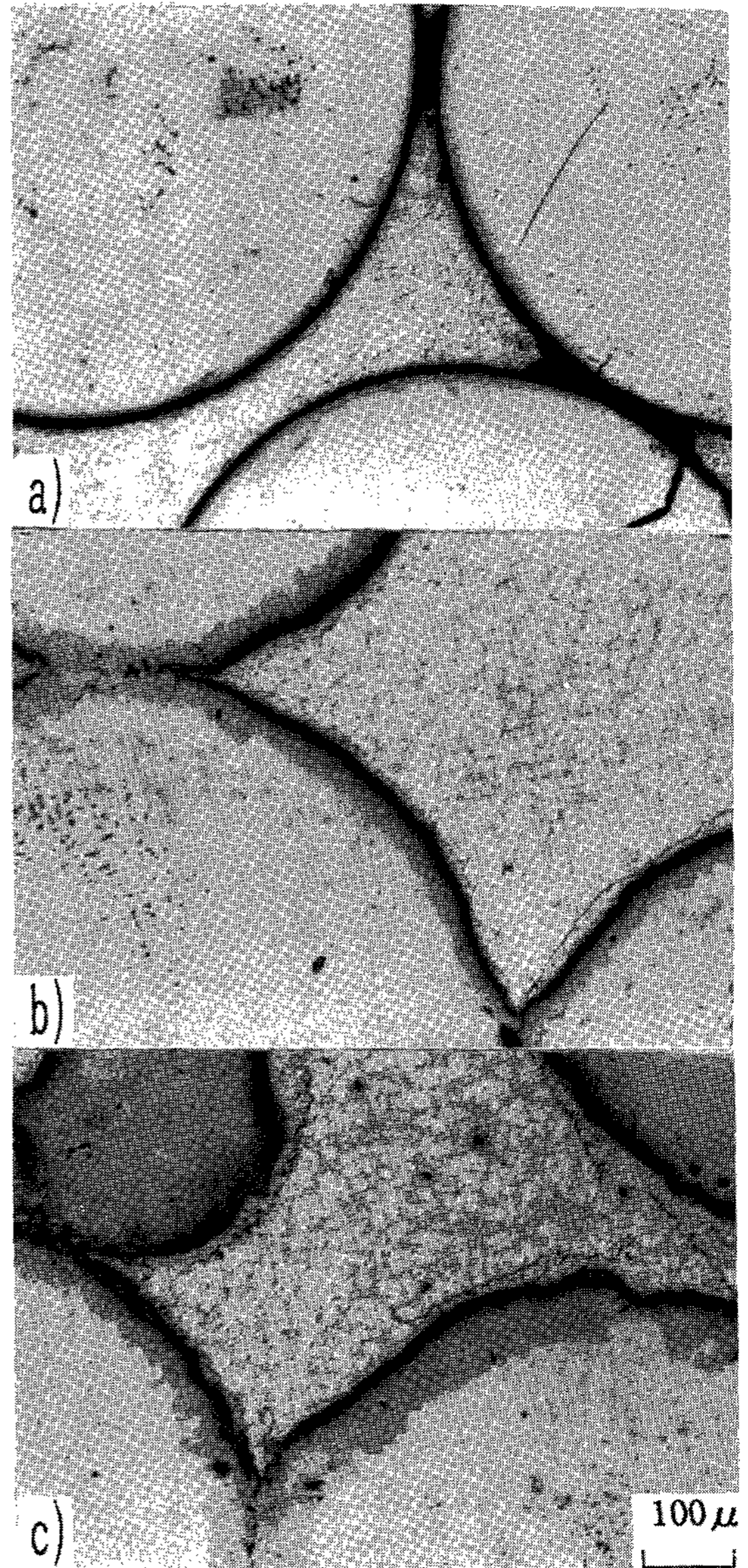


Photo 5. Change in optical micrographs of specimen made from Fe-powder and Al melt heated at 680°C for (a) 0min (b) 5min (c) 10min

으나 5분 및 10분으로 유지시간이 길어지면 양적인 차이는 있지만 수지상모양의 초정Al 사이에 공정조직이 혼재하는 모양으로 변화하는 것을 알 수 있다. 따라서 squeeze casting에 의해 복합 재료를 제조할 경우 Al기지조직은 상기 결과와 유사할 것으로 생각된다. 한편 Fe분말의 형상은 0분에서는 Al과의 계면이 둥근형상을 보여주고 있으나 유지시간이 길어짐에 따라 계면에 요철이 생성되며 5분 이상 유지하면 그 정도가 훨씬 현저하였다. 따라서 분말내에 충분한 반응층을 생성시키면서 Squeeze casting시 허용되는 최장시간은 5분 이하이어야 할 것으로 생각된다.

3.5 Al기지, Al/고상 금속계면 및 반응층의 성분변화

Photo 6 (a), (b) 및 (c)는 Fe, Ti 및 Ni wire를 680°C로 유지된 Al용탕에 침지한 후 Fe와 Ti은 유지시간을 10분으로, Ni는 1분으로 유지하였을 때 Al기지, Al/고상금속계면 및 반응층의 EDX 분석 결과를 나타낸다. 그리고 Photo 6 (d)는 비교를 위하여 상기 6 (c)와 동일 시료를 600°C에서 27시간 열처리하였을 때의 성분변화를 보여 준다. Photo 6 (a), (b) 및 (c)에서 보면 고상Fe함유량은 미반응 고상금속부 > 반응층 > Al기지 순으로, 고상Ti 및 Ni함유량은 고상금속부 > Al기지로 적어지고 있으며 전술한 Al기지-고상금속의 미세조직의 변화와 잘 대응하고 있음을 알 수 있다. 그러나 Ti의 경우 전술한 바와 같이 조직사 진상으로는 전혀 반응층이 생성되지 않고 있으나 Photo 6 (b)의 분석결과를 보면 Al/고상Ti계면을 기준으로 고상 Ti쪽에서 미소부분에 걸쳐 Ti과 Al의 농도가 급격히 변화하고 있고 Ni의 경우도 Al/고상Ni계면을 기준으로 유사한 결과를 보여 주고 있다. 이러한 결과는 계면을 경계로 고상Ti 및 Ni쪽 미소부분에 미량의 반응층이 생성되었다는 것을 의미하고 있으나 어떤 상인가는 더욱 정밀한 분석이 필요할 것으로 생각된다. 한편 Photo 6 (d)는 상기 열처리한 시편의 분석결과로 열처리에 의해 Ni wire 원주로부터 내면쪽으로 반응층이 두텁게 성장되어 있으며 Ni함유량은 미반응고상Ni부 > 반응층 > Al기지순으로 적어지고 있으며 전술한 미세조직의 변화와 잘 대응하고 있다.

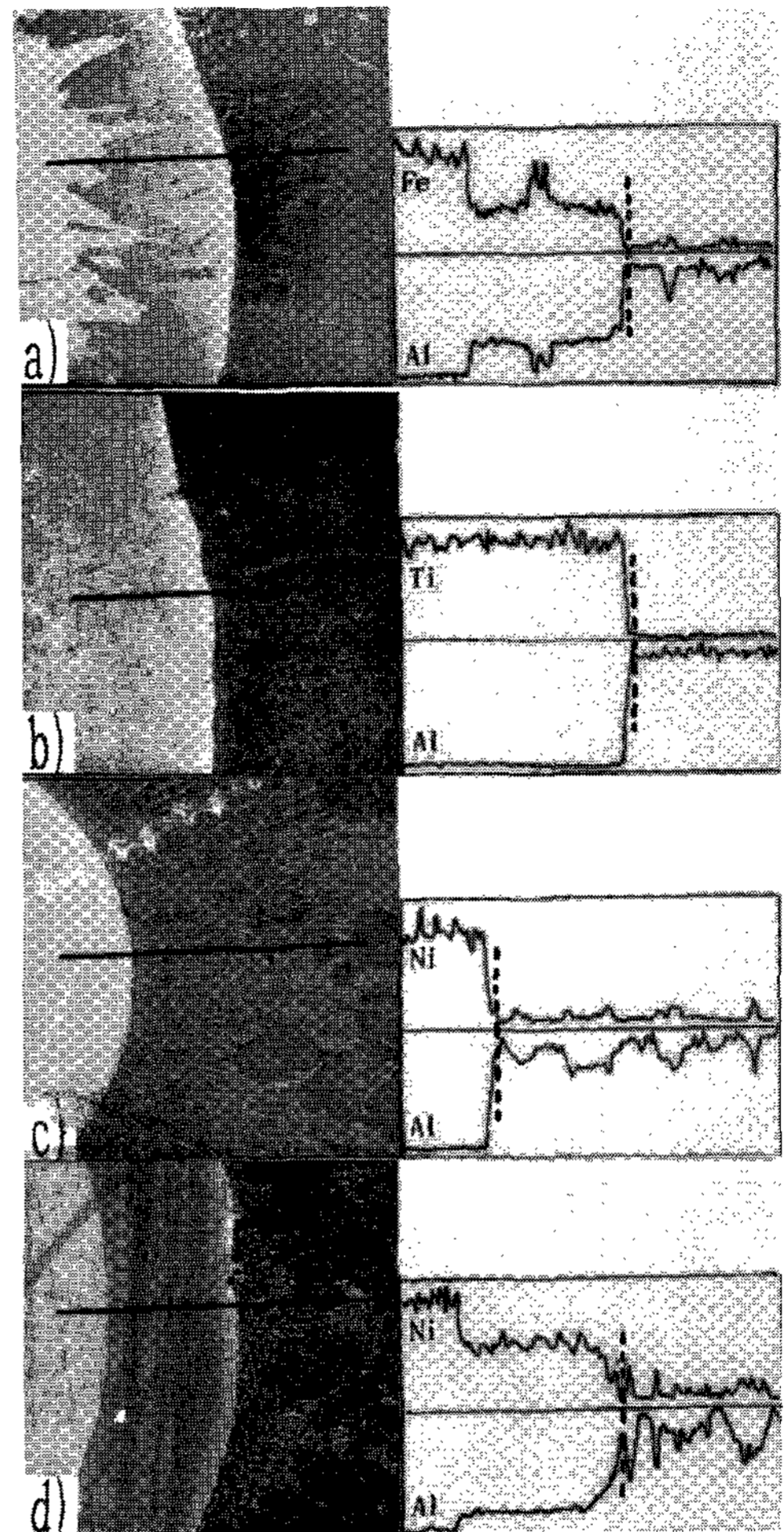


Photo 6. SEM microstructure and EPMA line profile of specimen made from (a) Fe wire-Al melt (b) Ti wire-Al melt (c, d) Ni wire-Al melt. Specimens were heated at 680°C for 10min

3.6 X-선 회절법에 의한 반응층 및 Al기지내의 상확인

Fig. 3은 Ni wire과 Al용탕간의 반응에 의해 생성된 상을 Fig. 4는 Fe분말과 Al용탕의 반응에 의해 생성된 상을 확인키 위한 X선회절 시험결과를 나타내며 Table 1과 2는 이 결과를 JCPDS (Joint Commitee on Powder Diffraction Standard)와 비교 검토한 것이다. Fig. 3에서 보면 유지시간이 1분(3 a)인 경우에는 Al₃Ni peak외에 약하기는 하나 Ni₃Al 및 Al₃Ni₂ peak가 나타

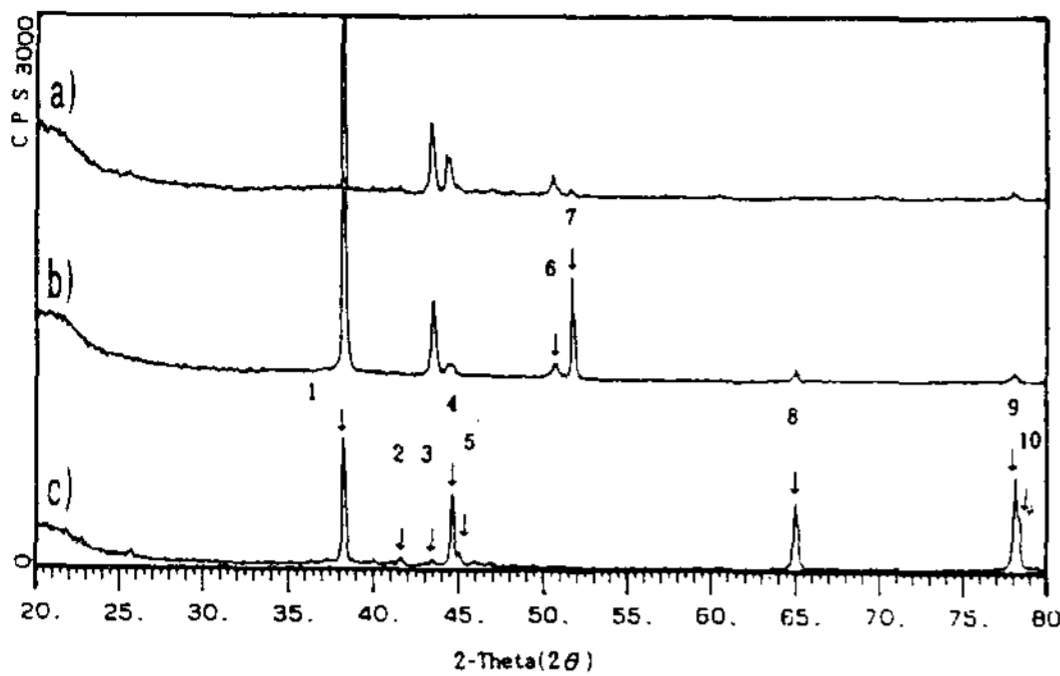


Fig. 3. XRD-result of specimen made from Ni-wire and Al melt as a function of heating time at 680°C
(a) 0min (b) 10min (c) 30min

Table 1. Identification of X-ray diffraction peaks in Fig. 3.

peak no.	2θ	d Å	Inten.	hkl	Phase
1	38.3	2.34	100	(111)	Al
2	41.6	2.16	8.5	(112)	Al ₃ Ni
3	43.5	2.07	6.8	(131)	Al ₃ Ni
4	44.6	2.02	59.3	(200)	Al
5	45.1	2.00	12.9	(301)	Al ₃ Ni
6	50.8	1.79	2.02	(200)	AlNi ₃
7	51.8	1.76	10.4	(200)	Al ₃ Ni ₃
8	65	1.43	51.7	(220)	Al
9	78.1	1.22	58.0	(311)	Al
10	78.4	1.21	43.9	(004)	Al ₃ Ni

Table 2. Identification of X-ray diffraction peaks in Fig. 4.

peak no.	2θ	d Å	Inten.	hkl	Phase
1	21.9	4.055	5.42	(1020)	Al ₃ Fe
2	22.3	3.953	3.59	(1200)	Al ₃ Fe
3	38.5	2.339	100	(111)	Al
4	42.5	2.125	4.23	(1822)	Al ₃ Fe
5	43.6	2.075	3.80	(220)	Al ₃ Fe
6	44.3	2.046	2.80	(220)	Fe ₃ Fe
7	44.0	2.027	44.3	(200)	Al
8	64.5	1.433	14.32	(220)	Al
9	98.1	1.222	8.57	(311)	Al

나고 있으며 전술한 미세조직사진에서는 전혀 확인할 수 없었으나 전술한 EDX 결과를 고려하면 Al과 Ni의 계면을 기준으로 고상Ni쪽 미소부분

에 걸쳐 고상Ni과 Al용탕간의 농도구배 또는 불균일 때문에 Ni₃Al, Al₃Ni₂가 미량 생성되고, Ni wire부근 Al기지쪽에는 공정조직중에 Al₃Ni가 생성되었기 때문으로 생각된다. 그리고 유지시간이 10분(3 b)인 경우, 1분에 비해 Al₃Ni₂ peak 강도가 더 커지는 것외에는 유사한 모양을 보여주고 있으나 30분(3 c)으로 되면 상기 Ni₃Al과 Al₃Ni₂ peak는 전혀 나타나지 않는데 이는 30분에서는 Ni wire가 Al용탕내에 전부 용해되어 소멸되고 시료내의 성분이 균일화되며 조직도 전술한 바와 같이 수지상 초정Al과 공정조직이 균일하게 혼합되어 존재하기 때문으로 생각된다. 그리고 Fe분말과 Al용탕간의 반응후 XRD 결과인 Fig. 4를 보면 0분(4 a)에서는 Al peak외에 다른상의 peak는 전혀 나타나지 않으나 유지시간이 5분(4 b)으로 되면 매우 약하기는 하나 Al₃Fe와 Fe₃Al peak가 나타나고 있으며 10분(4 c)에서는 peak가 뚜렷이 나타나고 있음을 알 수 있다. 이를 미세조직과 관련시켜 보면 Fe₃Al은 Fe wire내에 생성된 반응층의 Fe₃Al에 Al₃Fe는 Al기지내의 공정조직내에 생성된 Al₃Fe에 기인된 것으로 생각된다.

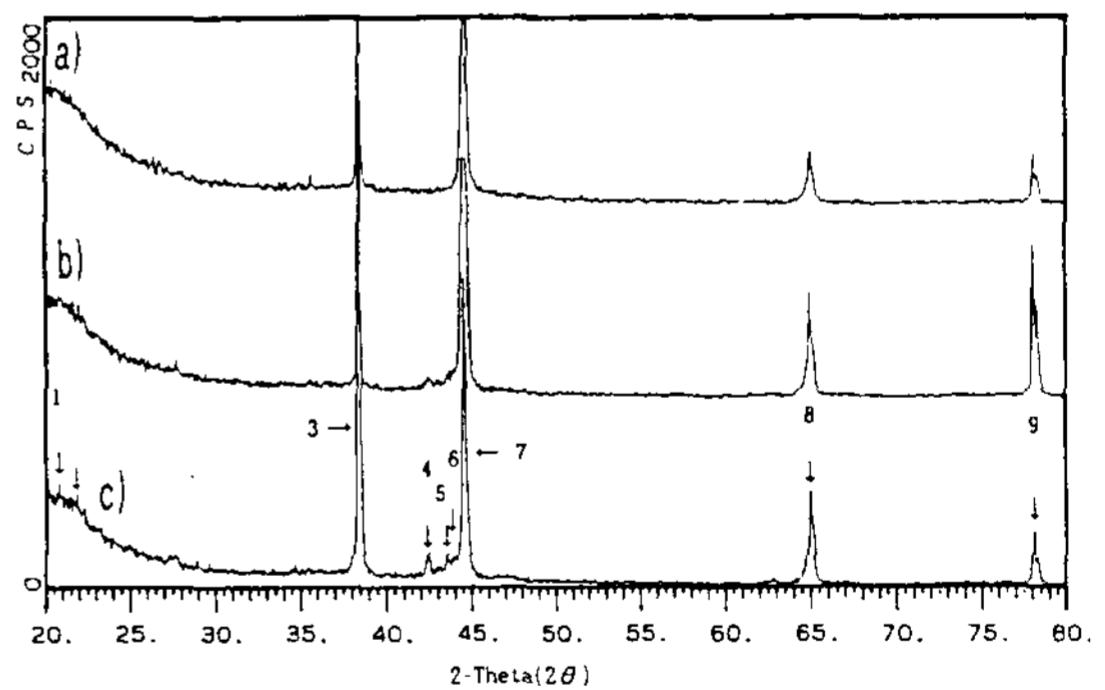


Fig. 4. XRD-result of specimen made from Fe-powder and Al melt as a function of heating time at 680°C
(a) 0min (b) 5min (c) 10min

3.7 Al기지, 미반응금속부 및 반응층의 경도변화

Table 3은 Fe, Ti 및 Ni wire를 680°C로 유지된 Al용탕에 첨가한 후 유지시간을 10분으로 (Photo 1 b, 2 b, 3 b) 하였을 때 Al기지, 미반응금속부 및 반응층의 micro vickers경도를 측정

한 것이다. Ni의 경우는 동일시료를 600°C에서 27시간 열처리(Photo 5 c)하였을 때의 경도를 측정하여 비교하였다. 일반적으로 Al기지의 경도는 Hv 20-24, 금속wire 주위의 경도는 Al기지보다는 약간 높은 Hv 22-28, 미반응금속부의 경도는 Fe 및 Ti의 Hv 127, Ni의 Hv 101 정도로 사용된 금속 wire의 종류에 관계없이 큰 차이를 보여주고 있지 않고 있으나 반응층의 경도는 크게 변화함을 알 수 있다. Fe의 경우 반응층의 경도는 Hv 978, Ni의 경우 반응층의 경도는 792로 매우 높은 값을 나타내고 있어 생성된 상이 금속간화합물상인 것을 잘 설명해 주고 있음에 대해 Ti의 경우는 미반응부의 경도보다 약간 더 높은 Hv 138 정도로 전술한 미세조직의 검토결과를 잘 설명해주고 있다. 그러나 약간 더 높은 이유는 외견상으로는 반응이 일어나지 않았다 할지라도 약간의 Al이 확산하여 고용강화를 일으킨 것에 기인된 것으로 생각된다.

Table 3. Microvickers hardness of specimen made from Fe, Ni, Ti-wire and Al melt

Composition	Microvickers hardness			
	Zone A	Zone B	Zone C	Zone D
Al-Fe wire	127	978	28	22
Al-Ti wire	127	138	22	20
Al-Ni wire	101	117	28	24
Al-Ni wire heat-treated	101	792	25	24

4. 결 론

1) 액상 Al과 고상금속의 반응성은 $Ti < Fe < Ni$ 순으로 증가하고, 고상금속wire 내에서의 반응층은 Fe의 경우에는 유지시간이 길어짐에 따라 성장하였으며 Ni 및 Ti은 외견상 전혀 반응층을 생성치 않았다. 입경은 Fe의 경우는 증가하는 경향이 있음에 비해 Ni의 경우는 Al용탕내에서 30분 유지하였을 때 소멸되어 버렸으며 Ti의 경우는 변화가 없었다.

2) 액상Al내에서 1분간 유지하여 만든 시편을 열처리한 때 유지시간에 따르는 반응층의 성장속도는 Fe보다는 Ni이 더 크며 Ti은 외견상 전혀

반응층을 생성치 않았다.

3) Fe분말의 형상은 0분에서는 Al과의 계면이 둥근 형상을 보여주고 있으나 유지시간이 길어짐에 따라 계면에 요철이 생성되며 5분 이상에서는 그 정도가 훨씬 현저하였다. 따라서 분말내에 충분한 반응층을 생성하면서 Squeeze casting시 허용되는 최장시간은 5분 이하이어야 한다.

4) Ni이 Fe보다 열처리에 의한 반응층의 성장속도가 더 빠르나 Fe가 Ni보다 액상Al과의 반응이 심하지 않고 가격이 저렴하므로 금속간화합물/Al기지 복합재료의 강화재로 적합하다.

후 기

본 연구는 1992년도 한국과학재단지정 금속응고신소재연구소의 연구비 지원에 의하여 수행된 연구로, 이에 감사드립니다.

참 고 문 헌

- 金子泰久, 小松康彦: 金屬材料, 10(6) (1970) 54
- 大家正二郎: 金屬, 59(7) (1989) 25
- T. Kumagai, S. Hanada and S. Saito: Proceedings of International Symposium on Intermetallic Compounds, The Japan Institute of Metals, Sendai, (1991) 1039
- H. Fukunage and X. Wang: Proceedings of International Symposium on Intermetallic Compounds, The Japan Institute of Metals, Sendai, (1991) 1045
- T. B. Massalski: Binary Alloy Phase Diagrams, Vol. 1, William W. Scott Jr., Metals Park(1986) 112, 142, 175
- O. Kubaschewski: Iron-Binary Phase Diagrams, Springer-Verlag, Berlin/Heidelberg (1982) 6
- 輕金屬學會: アルミニウムの組織と性質, 輕金屬學會, 東京 (1991) 341, 346
- S. M. Allen and J. W. Cahn: Acta. Metall., 23 (1975) 1017
- 掘 茂徳, 田井英男, 松本英一: 輕金屬, 34 (1984) 377