

|||||||  
**論 文**  
 |||||

## 용탕단조한 Ni-aluminide 보강 AC8A기 복합재료의 조직 및 특성

주대현 · 김명호 · 권숙인\* · 김준수\*\*

### Microstructure and Properties of Squeeze Cast AC8A MMC Reinforced with Ni-aluminide

Dae-Heon Joo, Myung-Ho Kim, Suk-In Kwun\* and Jun-Su Kim\*\*

#### Abstract

AC8A matrix composites reinforced with Ni-aluminide were fabricated by squeeze casting process, and the characteristics and nature of the growth of Ni-aluminide phases at the interface between nickel and aluminum were investigated. In the as-cast composites, the reaction layer between Ni skeleton and aluminum matrix was found to be NiAl<sub>3</sub>, regardless of the casting temperatures and the kinds of preforms. During high temperature solution treatment the NiAl<sub>3</sub> layer grew and formed new Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> layer. Because of presence of the porosity formed by Kirkendall effect at the interface between NiAl<sub>3</sub> and aluminum matrix, the tensile strength of composites was inferior to that of AC8A matrix alloy. However, the composites exhibited superior wear resistance due to the formation Ni-aluminide intermetallic phases. Composite A, of which Ni skeleton was fully transformed into Ni-aluminide, shows better wear resistance than that of composite B which still possessed some unreacted Ni skeleton. (Received October 4, 1996)

#### 1. 서 론

금속기 복합재료는 강도와 강성, 내마모성, 고온 강도 등이 우수하며 낮은 열팽창계수 등을 갖는 것으로 알려져 있어 많은 주목을 받고 있다[1-4]. 금속기 복합재료는 주조법 이외에도 분말야금법이나 압출 등으로 제조될 수 있으나 이러한 공정들은 매우 복잡하며 값 비싼 제조방법이다. 한편 주조법에 의한 복합재료의 제조방법이 발전하게 되었으며 이는 공정이 간단하고 빠르며 제조단가가 비교적 저렴하다는 것과 복잡한 형상의 제조가 용이하고 부분강화 복합재료의 제조가 가능하며 다양한 종류의 소재를 강화상과 기지금속으로 이용할 수 있다는 이점을 가지고 있다[5].

현재까지 복합재료의 강화상으로 주목받고 있는 재료로는 알루미늄[6], SiC[7]와 같은 세라믹 강화상과 스테인레스선(stainless wire) 또는 강선(steel wire)[8]과 같은 금속섬유, 흑연[3] 등이 있다. 세라믹 강화상은 섬

유 형태로 이용될 경우 기계적특성에 큰 향상을 보이거나 단가 면에서 현실적인 경쟁력을 갖지 못하는 단점이 있다. 단가 면에서 비교적 저렴한 입자 형태의 강화상들은 고온 분산과 계면 취약성이 그 문제점으로 인식되고 있다. 또한 금속기 강화상들은 제조시 발생하는 계면반응에 의해 형성되는 취약한 금속간화합물 형성에 의한 특성 저하가 큰 문제로 대두되고 있다. 강화상과 기지금속간의 계면반응의 문제는 금속 강화상은 물론 세라믹계 강화상에서도 문제점으로 인식되고 있으며, 이러한 문제를 해결하기 위해 Cu나 Ni과 같은 원소를 강화상 표면에 피복한 소재들을 복합재료의 강화상으로 이용하는 연구가 진행되고 있다[1,3,7].

최근 기지금속과 강화상간의 계면반응이 새로운 각도로 인식되면서 Ni이나 Ti과 같이 Al과 쉽게 금속간화합물을 형성시키는 원소를 강화상으로 이용하여 계면반응을 긍정적으로 이용하려는 시도가 이루어지고 있다[4,9-11]. 이는 강화상과 기지금속간의 반응을 이

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

\*고려대학교 금속공학과 (Dept. of Metallurgical Eng., Korea University)

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

용하여 in-situ로 금속간화합물을 형성시켜 복합재료의 특성을 향상시키는 방법이다. 그러나 현재까지는 실제 제조보다 기지와 강화소재간의 계면반응성을 알아보는 초기 단계의 연구에 그치고 있는 실정이다[12,13].

본 연구에서는 3차원 망목상인 Ni 프리폼(preform)을 강화상으로 이용하고 용탕단조와 열처리를 통해 금속간화합물을 형성시킴으로서 내마모성을 향상시킬 수 있는 복합재료의 제조조건 및 열처리조건을 확립하고자 시도하였다.

### 2. 실험방법

#### 2.1 Ni 프리폼(preform)

강화재로는 95%이상의 기공도를 갖는 2종류의 다공성 Ni 프리폼을 이용하였다. 그림 1은 이용된 Ni 프리폼을 SEM과 광학현미경으로 관찰한 것이다. Ni 보강제는 그림 1(a,b)에서 보듯이 Ni 골격(skeleton)이 3차원적으로 엉켜 있는 망목상 구조로 되어 있었고 그림 1(c,d)와 같이 그 제조 특성상 Ni 골격의 속이 비어 있었다. Ni 프리폼의 제조공정을 살펴보면, 쉽게 제거할 수 있는 발포체(polyurethane foam)에 전기가 통하

도록 표면피막을 입힌 후 Ni을 도금하고 그 이후 발포체를 제거하여 최종적으로 Ni 골격이 엉켜진 망목상 구조만 남도록 되어 있다. Ni 골격의 내부에 공공이 존재하는 이유는 프리폼 제조시 실시되는 Ni의 도금 과정에서 도금층이 발포체의 표면에서부터 성장하므로 Ni 골격의 내부 영역까지 Ni이 충분히 이동하기 어렵기 때문인 것으로 여겨진다.

이 중 프리폼 A는 약 1.5 mm정도의 두께를 갖는 판상형태로서 Ni 골격의 두께가 10~40 μm 정도이며 프리폼 B는 약 5.5 mm정도의 판상형태로서 40~60 μm의 두께를 가진 Ni 골격으로 이루어져 있었다. 이들의 주요특성을 표 1에 나타내었다.

#### 2.2 시험편 제조

Table 1. Classification of Ni preforms

	thickness of preform (mm)	thickness of Ni skeleton (μm)		Porosity (%)	purity (%)
		중심부	표층부		
preform A	1.5	10	40	96.7	99.7
preform B	5.5	40	60	95	99.8

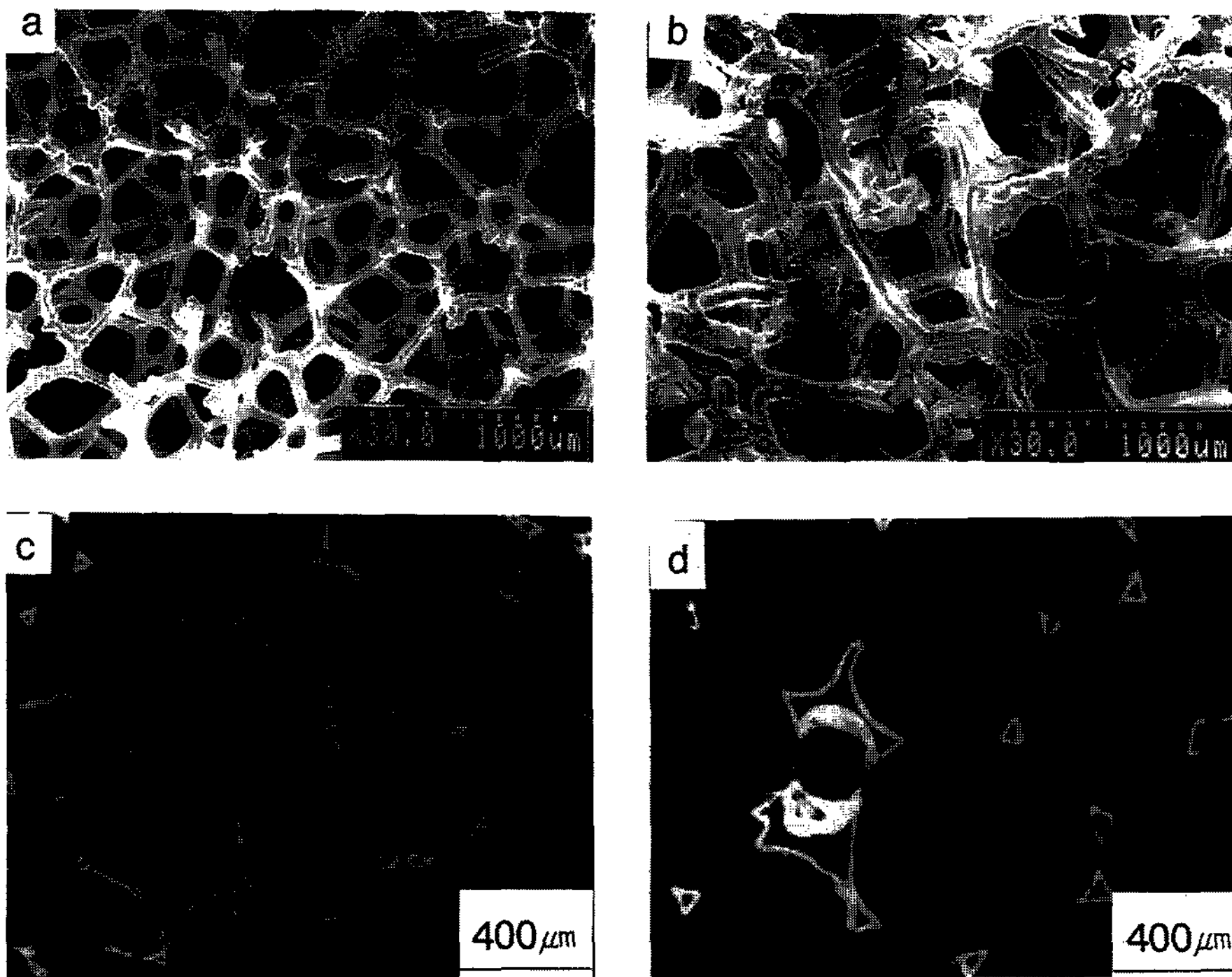


Fig. 1. SEM and optical micrographs of high porous Ni preforms; (a,c) preform A and (b,d) preform B.

다공성 Ni 프리폼(preform) 강화 금속기 복합재료는 플란자 가압식의 용탕단조법으로 제조하였다. 그림 2는 용탕단조의 개략도로서 그림에서와 같이 프리폼은 50 mmφ 금형의 중심부에 수직으로 설치하고 용탕을 주입한 후 1000 kg/cm<sup>2</sup>의 가압력을 40초간 유지하여 용탕단조를 실시하였다. 이때 용탕온도는 750°C, 850°C, 950°C로 변화시켰고 프리폼의 예열은 실시하지 않았다. 이상과 같은 용탕단조 조건을 표 2에 요약하였다. 프리폼은 50×50(mm)의 크기로 절단하여 준비하였고 용탕은 10 kg의 AC8A 합금을 전기로에서 용해하여 준비하였으며 공정 Si의 개량처리를 위해 용탕주입 30분전에 40 g의 Na 플릭스 처리를 실시하였다. 기지금속으로 이용한 AC8A 합금의 성분은 표 3과 같다.

각각의 조건들에서 제조된 시편은 이용한 프리폼의 종류에 따라 다음과 같이 구분하였다. 프리폼 A를 이

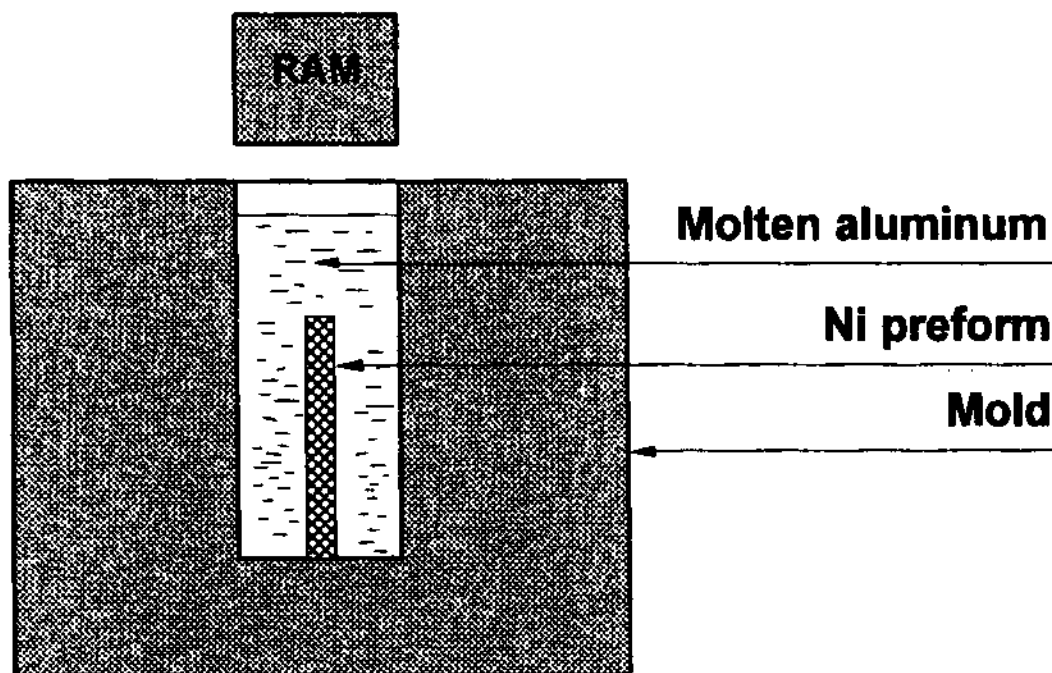


Fig. 2. Schematic representation of squeeze casting process.

Table 2. Experimental conditions for squeeze casting process

Parameter	Condition		
	A	B	C
Pouring Temperature	750°C	850°C	950°C
Mold Temperature	250°C		
Applied Pressure	1000 kg/cm <sup>2</sup>		
Pressure Holding Time	40 sec.		

Table 3. Chemical compositions of as-received AC8A ingot and squeeze cast specimens

AC8A	Cu	Fe	Si	Mg	Ti	Ni	Na	Al
As-received	1.12	0.19	11.99	1.20	0.10	1.33	-	Balanced
750°C squeeze cast	1.44	0.22	12.16	1.27	0.11	1.39	0.020	Balanced
850°C squeeze cast	1.48	0.25	11.85	1.17	0.16	1.48	0.007	Balanced
950°C squeeze cast	1.41	0.21	11.90	1.33	0.10	1.38	0.005	Balanced

용한 시험편을 composites A로 명기하였고 프리폼 B를 이용한 시험편을 composites B로 명기하였다.

용탕단조된 시험편을 510°C에서 4시간 동안 용체화 처리하고 170°C에서 10시간 시효처리하여 as-cast 시험편과 미세조직 및 기계적특성을 비교하였다.

이와 같이 제조된 시험편은 SEM 및 광학현미경으로 미세조직을 관찰하였다. 또한 용탕단조와 열처리 중 형성된 Ni 보강제와 기지금속의 계면에서 형성된 반응층은 WDS(model명 CAMECA SX50)를 이용하여 분석하였으며 형성된 반응층의 두께를 영상분석기로 측정하였다.

### 2.3 기계적특성

인장시험은 0.1 mm/min.의 변형속도하에서 실시하였으며 내마모시험은 OGOSHI형 내마모시험기(그림 3)로 용탕단조와 열처리한 시편을 접촉하중 3.2 kg, 활주거리 100 m, 활주속도범위 0.62 m/sec~2.88 m/sec의 조건에서 실시하였다. 마모시험은 건식조건에서 실시하였고 상대재료는 SCM4강을 850°C에서 175°C로 유냉하여 경화시킨 후 사용하였다. 이때 상대재료의 경도는 53HRC 였다.

마모시험 후 비마멸량 측정에 이용된 식은 다음과 같았으며 마모시험된 시험편의 표면과 마멸측면을 각각 SEM으로 관찰하였다.

$$W = \frac{B \cdot b^3}{8r \cdot P \cdot l}$$

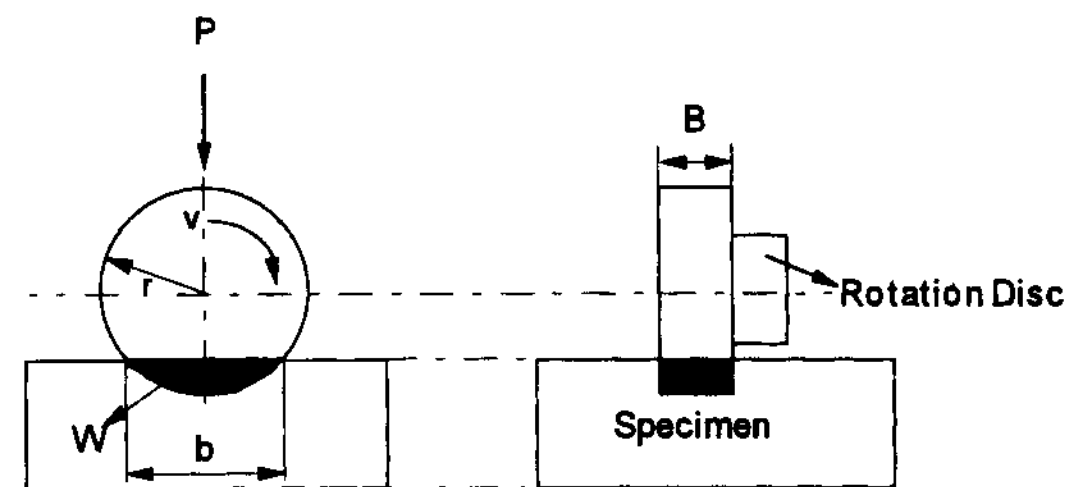


Fig. 3. Schematic diagram of wear tester.

- W: specific wear rate(mm<sup>2</sup>/kg)
- B: width of disc
- b: wear width
- r: radius of disc
- P: applied load
- l: sliding velocity

### 3. 결과 및 고찰

#### 3.1 복합재료의 미세조직

그림 4는 주조온도에 변화를 주어 용탕단조한 복합재료의 미세조직을 관찰한 것이다. composites A와 composites B의 경우 모두 750°C, 850°C, 950°C의 주조온도에서 계면에 반응층이 형성되었다. 또한 composites A의 경우 Ni 골격 주위에 판상의 금속간화합물들이 존재하였으며, 용탕온도가 높을수록 그 양이 증가하는 경향을 보였다. composites B의 경우에 있어서는 750°C와 850°C에서 용탕단조한 경우 Ni 골격 주위에 이와 같은 판상의 금속간화합물이 존재하는 것을 관찰하기 어려웠으며, 950°C에서 용탕단조한 시편

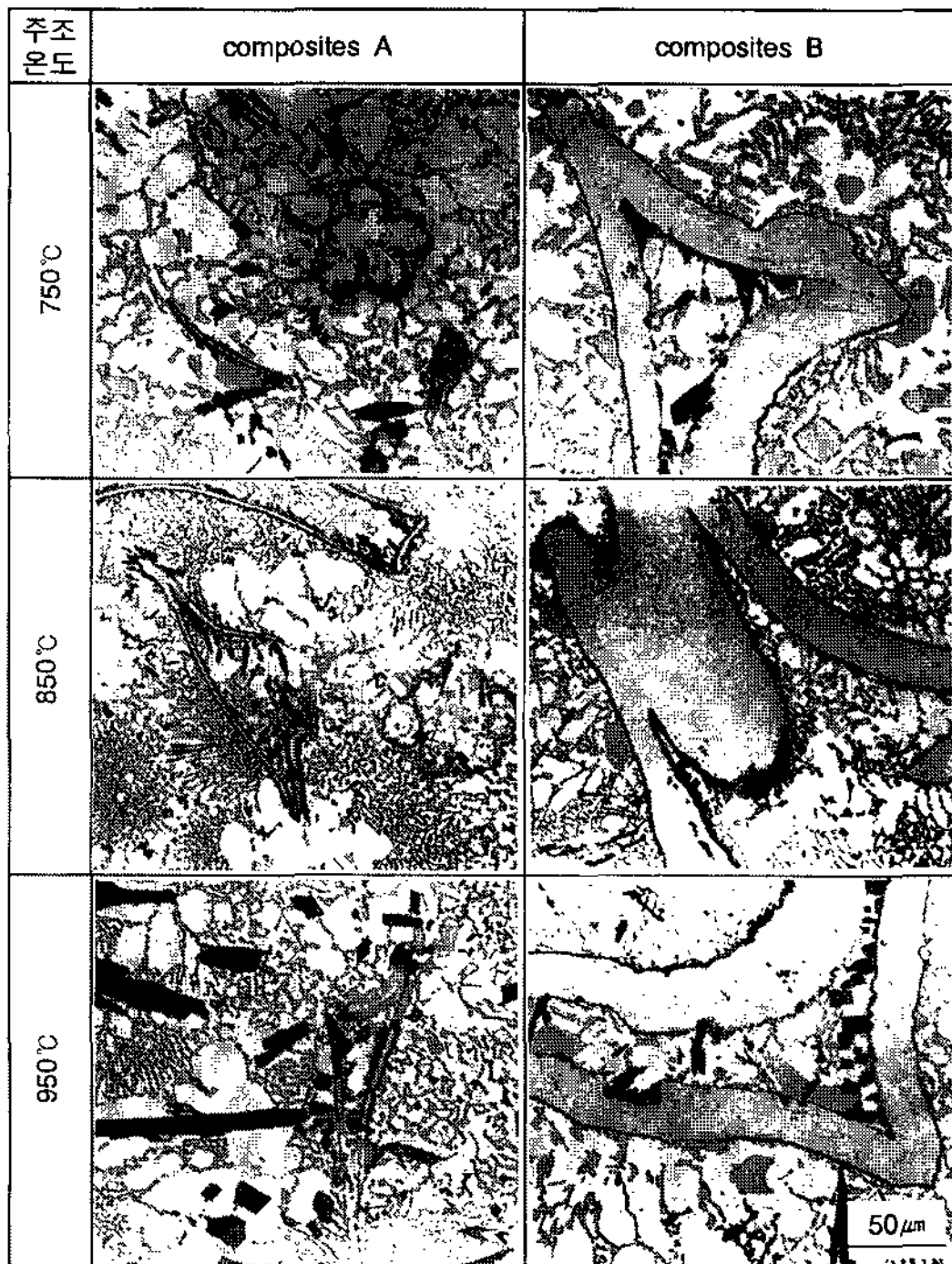


Fig. 4. Microstructure of squeeze cast AC8A matrix composites reinforced with Ni preforms.

에서는 약간의 판상형태의 금속간화합물이 Ni 골격 주위에 존재하였다. 또한 이러한 판상형태의 정출상은 주조온도가 높을수록 크게 형성되었다.

그림 5는 950°C의 주조온도에서 용탕단조한 주조상태 복합재료(composites A)를 주사전자현미경으로 관찰한 것이다. Ni 골격의 계면에서 1층의 계면반응층이 형성되었다. 표 4는 Ni 골격 계면에 형성된 계면반응층을 WDS로 분석한 결과이다. WDS 분석값은 주조온도를 변화시켜 용탕단조한 시편에서 각각의 반응층에 대해 3회씩 실시하여 평균값을 취한 것으로 용탕온도와 무관하게 단일층의 계면반응층이 형성되었다. WDS 분석결과 그림 5에서 1로 표시한 부분은 반응하지 않은 잔류 Ni이었으며 2로 표시한 부분은 Al이 약 75 at.%, Ni이 약 25 at.%인 NiAl<sub>3</sub>층이었다. 또한 Ni 골격 주위에 형성된 정출상을 WDS로 분석한 결과 at.%로 Al이 약 76.5%, Ni이 약 23.5%인 것으로 나타났으며, 이는 대략 Al과 Ni의 원자비가 3:1이므로 NiAl<sub>3</sub>인 것으로 여겨진다.

고상 Ni과 액상 Al의 반응시 반응계면에서 NiAl<sub>3</sub> 층이 형성되는 것은 여러 연구자들에 의해 보고된 바 있다[12-14]. 본 실험에서도 이와 유사하게 Ni 골격에서 NiAl<sub>3</sub>의 반응층이 형성되었으며 이외에도 Ni 골격의

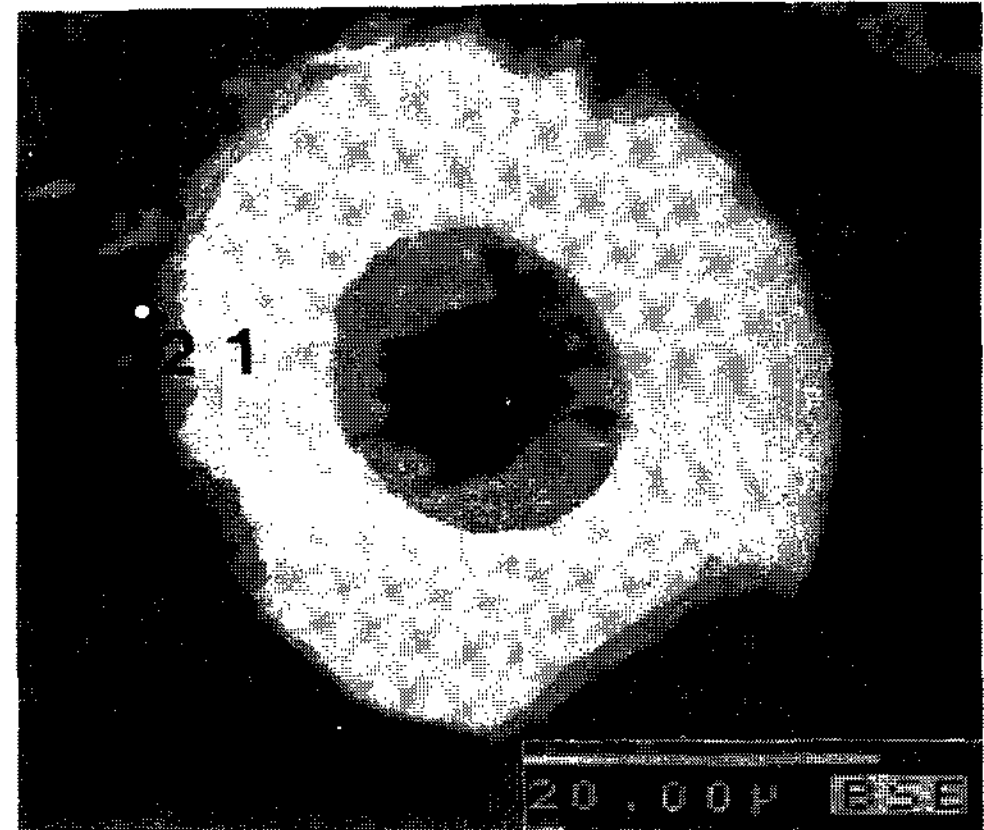


Fig. 5. Backscattered electron (BE) image of squeeze cast specimen.

Table 4. Summary of WDS analysis for the as-cast specimen

Position	Description of the position	At. Pct		Possible Phase in Al-Ni Diagram
		Al	Ni	
1	Ni skeleton	0.16	99.84	Ni
2	interior	75.14	24.86	NiAl <sub>3</sub>



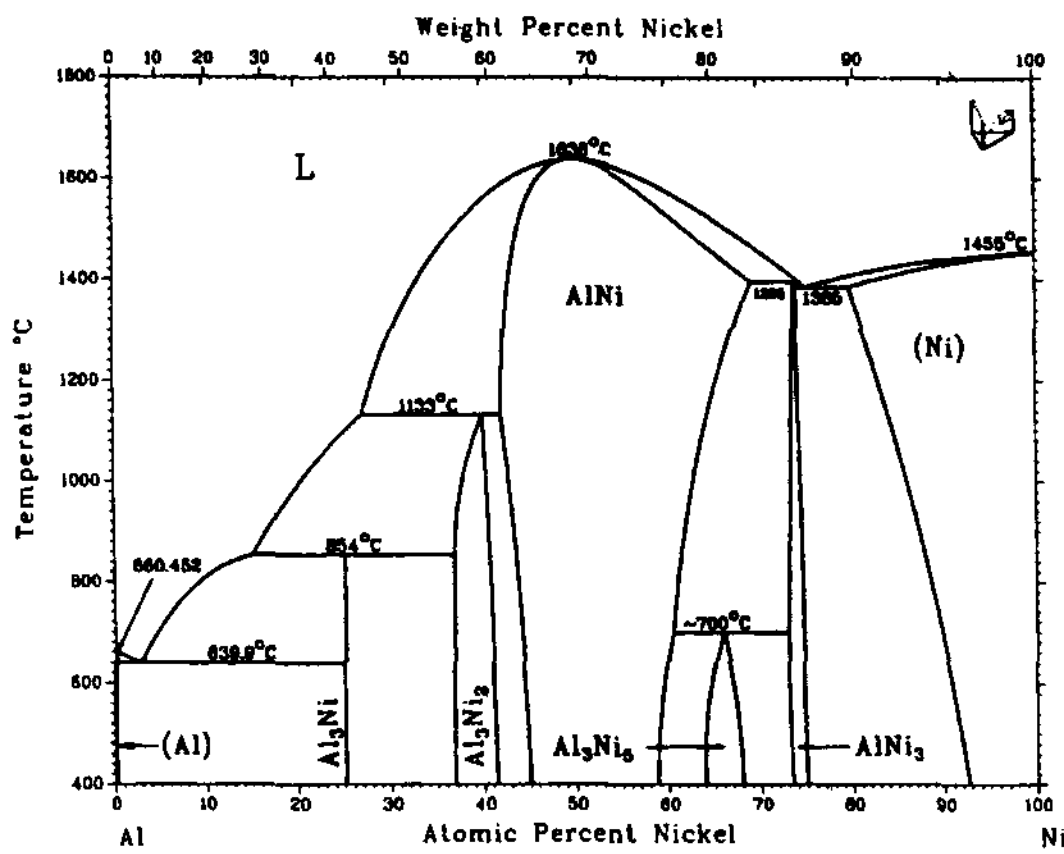


Fig. 6. Phase diagram of Al-Ni.

주위에서  $NiAl_3$ 의 정출상이 형성되었다. 이를 용탕유동과 접촉시켜 볼 때 다음과 같은 응고양상에 따라 기지금속의 응고가 진행되기 때문으로 사려된다. 즉, 금형에 Ni 프리폼이 설치되고 용탕이 주탕된 후 약간의 가압전 유지시간이 존재하고, 이때 Ni 프리폼과 용탕의 접촉부에서 Ni과 Al이 반응하여  $NiAl_3$ 가 형성될 것이다. 또한 Ni 프리폼의 기공도가 약 95% 이상으로 매우 높지만 외력이 없는 상태에서 Ni 프리폼의 개기공 사이로 모세관효과에 의한 용탕의 침투는 거의 일어나지 않게 된다. 그림 6의 평형상태도[15]에서 보면  $NiAl_3$ 의 고상선은 약  $640^{\circ}C$  정도로서 반응에 의해 형성된  $NiAl_3$ 는 부분적으로 용해되어 액상 Al에 고용될 것으로 여겨진다. 이때 가압력이 적용되면 다량의 Ni을 고용한 액상과 용탕의 유동에 의해 파괴된 계면반응층의  $NiAl_3$  입자가 가압력에 의해 Ni 프리폼의 내부로 밀려들어갈 것이다. Ni 프리폼의 내부로 충전되는 용탕전면과 Ni 골격의 접촉부에서는 계속적으로 반응에 의해  $NiAl_3$ 가 형성되며 용탕이 완전히 충전된 후 최종 응고가 진행될 것으로 여겨진다. 고상 Ni과 액상 Al의 반응은 용탕 주입 후 용탕에 의해 Ni 프리폼이 예열된 후 진행될 것이며, composites B의 경우 두꺼운 프리폼의 영향으로  $750^{\circ}C$ 와  $850^{\circ}C$ 의 주조온도에서 중심부의 Ni 골격 주위에 존재하는 정출상이 적었던 것으로 여겨진다.

그림 7은 주조온도 변화에 따른 반응층 두께 변화를 영상분석기를 이용하여 측정된 결과이다.  $750^{\circ}C$ 에서  $950^{\circ}C$ 로 주조온도를 변화함에 따라  $750^{\circ}C$ 에서 약  $2\mu m$  정도였던  $NiAl_3$  계면반응층의 두께가  $950^{\circ}C$ 에서

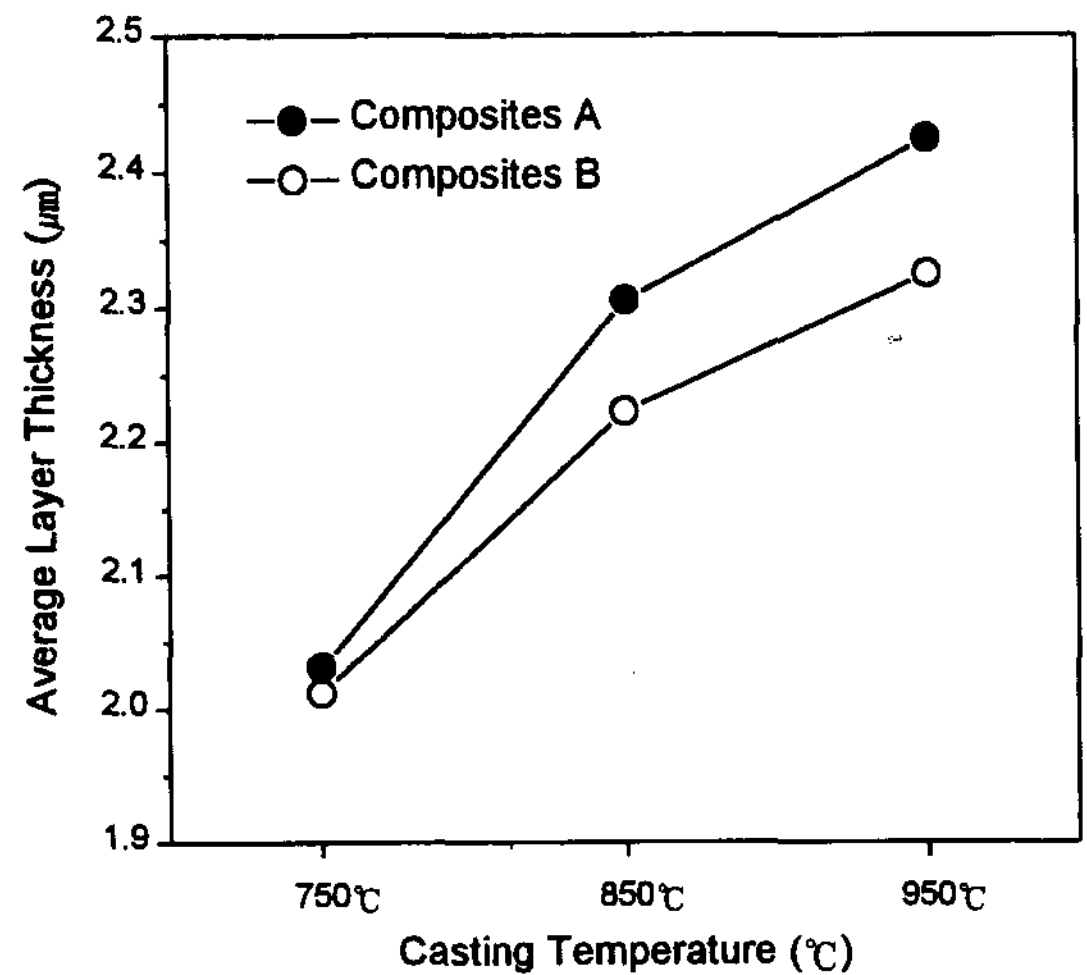


Fig. 7. Average thickness of the reaction layer of the squeeze cast specimens as a function of casting temperature.

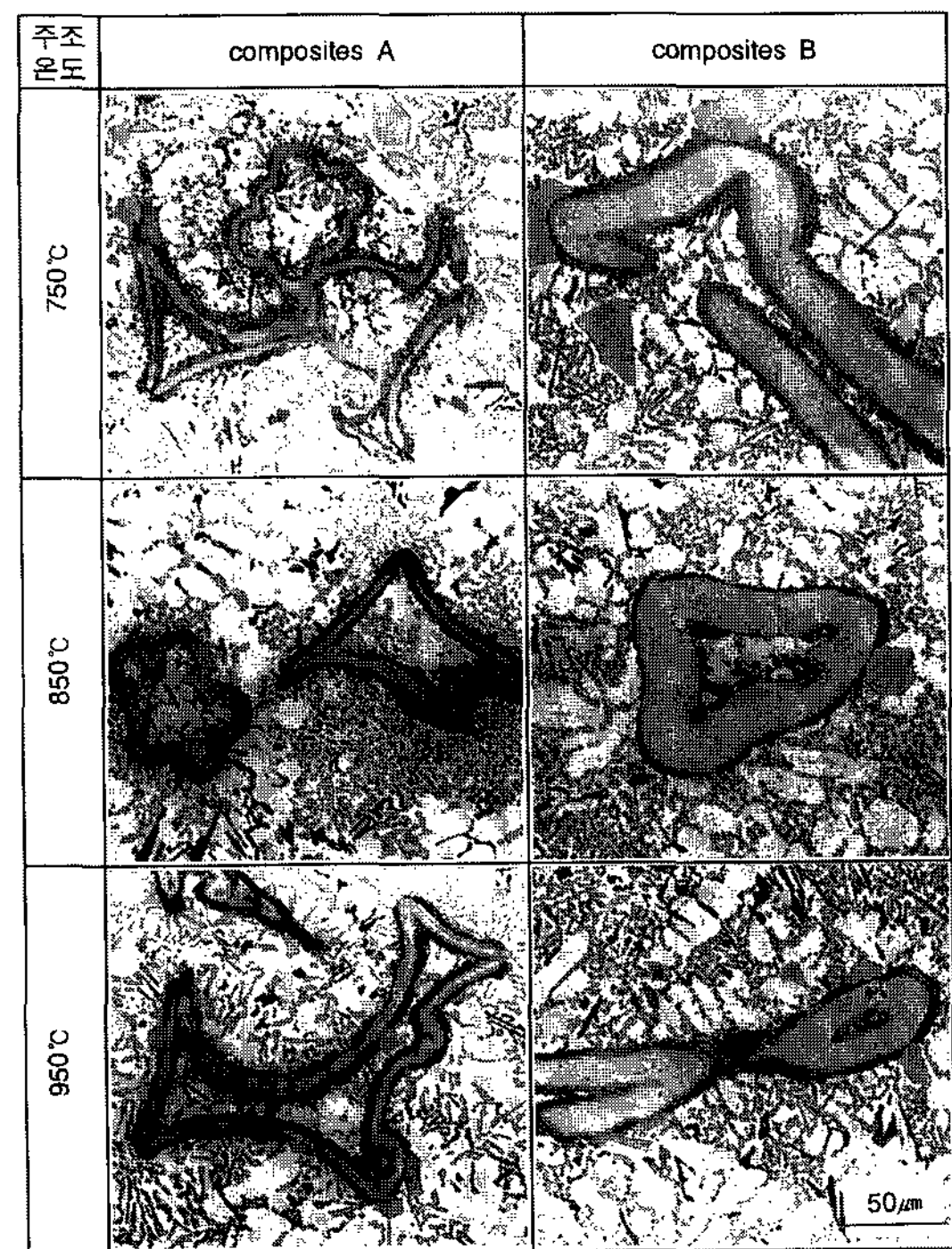


Fig. 8. Microstructure of AC8A matrix composites reinforced with Ni preformas after solution treatment of 4 hrs. at  $510^{\circ}C$ .

용탕단조한 결과 약  $2.4\mu m$  정도인 것으로 측정되었다. 또한 composites A의 시험편은 composites B의 경우보다 모든 주조온도에서 두꺼운 계면반응층이 형성된 것을 관찰할 수 있었다. 또한 그림 4에서 관찰되었던

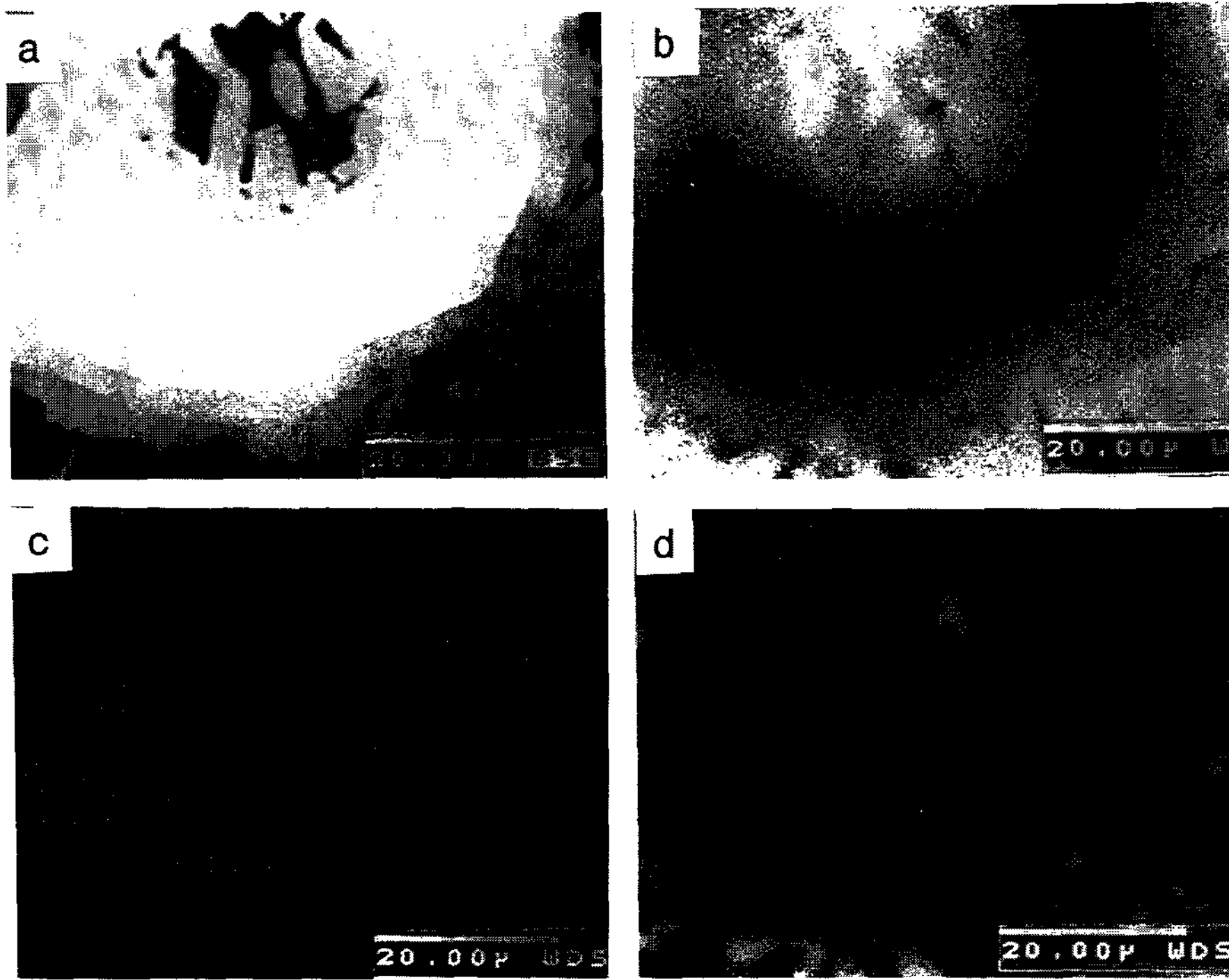


Fig. 9. SEM micrographs of heat treated specimen; (a) BE image, (b) Al mapping, (c) Ni mapping and (d) Si mapping.

바와 같이 composites A의 경우 주조온도가 증가함에 따라 Ni 골격 주위에 정출한 NiAl<sub>3</sub>의 금속간화합물이 커지고 많이 형성되는 것을 알 수 있었다. 이러한 원인은 composites B에 이용된 프리폼의 두께가 composites A에서 이용된 프리폼의 두께보다 두꺼워 이들이 heat sink 역할을 함으로서 Ni과 Al의 반응을 지연 시킨 결과로 여겨진다.

그림 8은 용탕단조한 시험편을 510°C에서 4시간 열처리한 후 관찰한 미세조직 사진이다. composites A의 경우 열처리 이후에 Ni 골격의 거의 대부분이 Ni-aluminide 층으로 변화한 것을 관찰할 수 있었으며, composites B의 경우는 Ni 골격의 두께가 두꺼워 Ni 골격의 계면에 반응층이 형성되었지만 그 내부에 반응하지 않고 잔류하는 Ni이 상당량 존재하는 것을 관찰할 수 있었다.

그림 9는 750°C에서 용탕단조 후 T6 처리한 composites A 시편을 주사전자현미경으로 관찰하고 Al, Ni, Si의 원소 mapping을 실시한 사진이다. 그림 9(a)에서 보면 열처리 후 Ni 골격과 기지금속의 계면에서 2층의 계면반응층이 형성된 것을 관찰할 수 있었다. 그림 9(b)는 Al에 대해 원소 mapping을 실시한 것이

Table 5. Summary of WDS analysis for the heat treated specimen

Position	Description of the position	At. Pct		Possible Phase in Al-Ni Diagram
		Al	Ni	
1	Ni skeleton interior	0.02	99.98	Ni
2	light gray layer	59.03	40.97	Ni <sub>2</sub> Al <sub>3</sub>
3	medium gray layer	74.84	25.16	NiAl <sub>3</sub>

다. Al이 Ni 골격의 내부에서는 거의 관찰되지 않았지만 계면반응층 부분에 존재하는 것으로 나타났으며, 2층의 계면반응층에서 그 농도가 차이를 보여 Ni 골격의 내부로 갈수록 Al이 농도가 낮은 것으로 관찰되었다. 그림 9(c)의 Ni 원소에 대한 mapping 결과에서는 Al에서 관찰되던 것과는 반대되는 경향의 Ni 분포를 나타냈다. 그림 9(d)는 Si에 대해 원소 mapping한 결과이다. Si은 Ni 골격의 주위에서 존재하였으나 그 내부나 계면반응층에서는 거의 존재하지 않는 것으로 나타났다.

표 5는 열처리시 형성된 계면반응층을 WDS로 정량분석한 결과이다. Ni 골격의 내부에는 반응하지 않은 잔류 Ni이 존재하였으며, Ni과 인접한 계면반응층

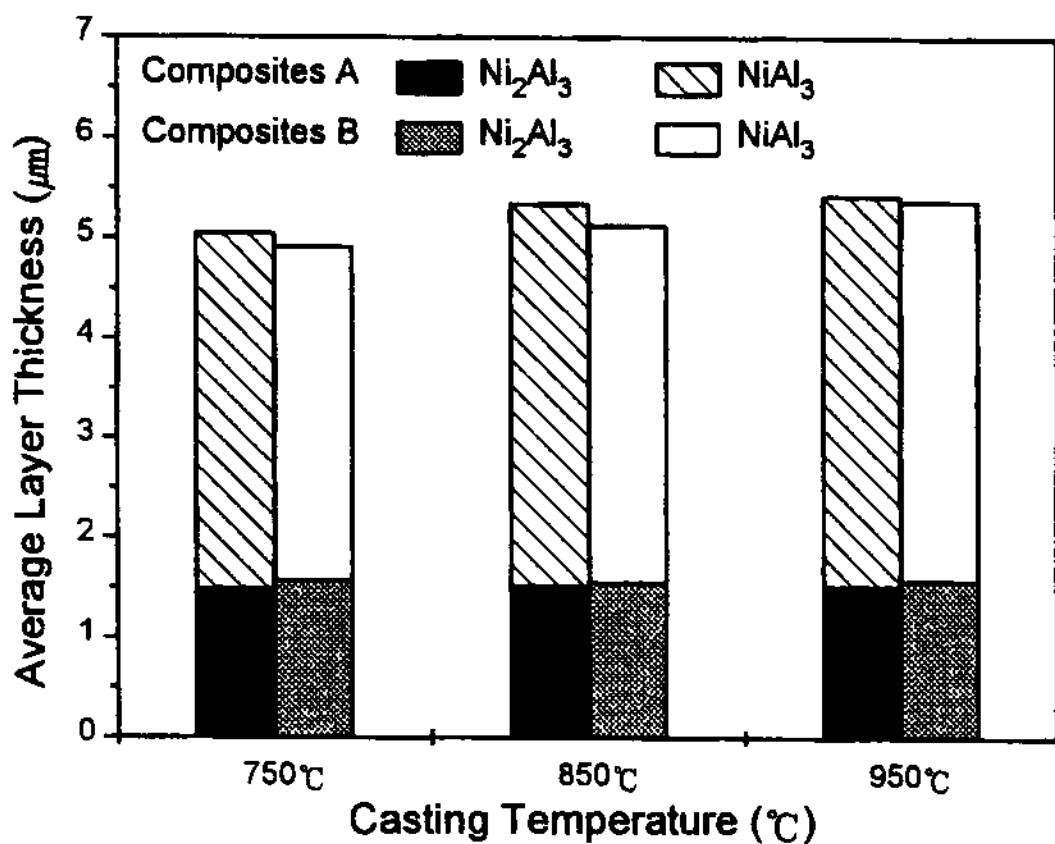


Fig. 10. Average thickness of the reaction layers after solution treatment of 4 hrs.

은 at.%로 Al이 약 59%, Ni이 약 41%인 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 층이었다. 또한 Al과 인접한 계면반응층은 at.%로 Al이 약 75%, Ni이 약 25%로서 용탕단조시 형성되었던 NiAl<sub>3</sub> 층이 열처리 후에도 존재하였다.

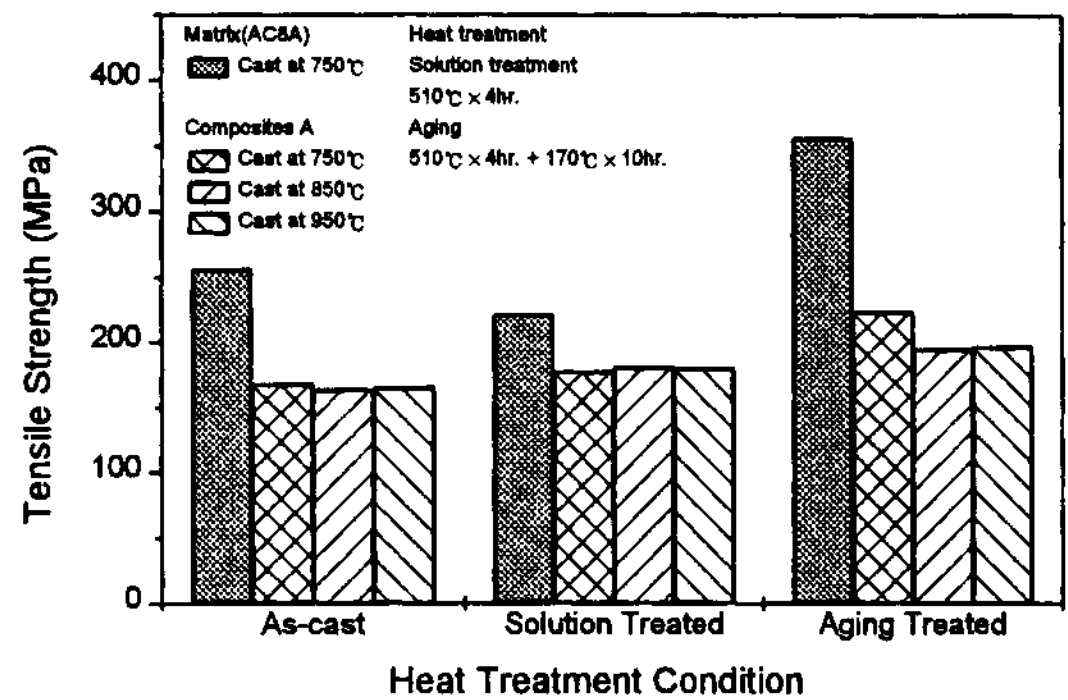
이와 같은 결과들로부터 미루어 볼 때 Ni 골격의 계면에서 형성되는 Ni-aluminide 층은 확산실험시 보고되었던 바와 동일한 층성장 거동을 보이는 것을 알 수 있었다[16-18].

그림 10은 열처리 후 주조온도 변화에 따른 반응층 두께 변화를 영상분석기를 이용하여 측정된 결과이다. 주조온도가 증가할수록 열처리지 형성되는 총 계면반응층의 두께는 두꺼워졌으나 그 변화는 크지 않았다. 전체적으로 열처리 이후에 약 5 μm 정도의 계면반응층이 형성되었으며 이중 열처리지 새로이 형성된 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 층은 약 1.5 μm 정도인 것으로 나타났다.

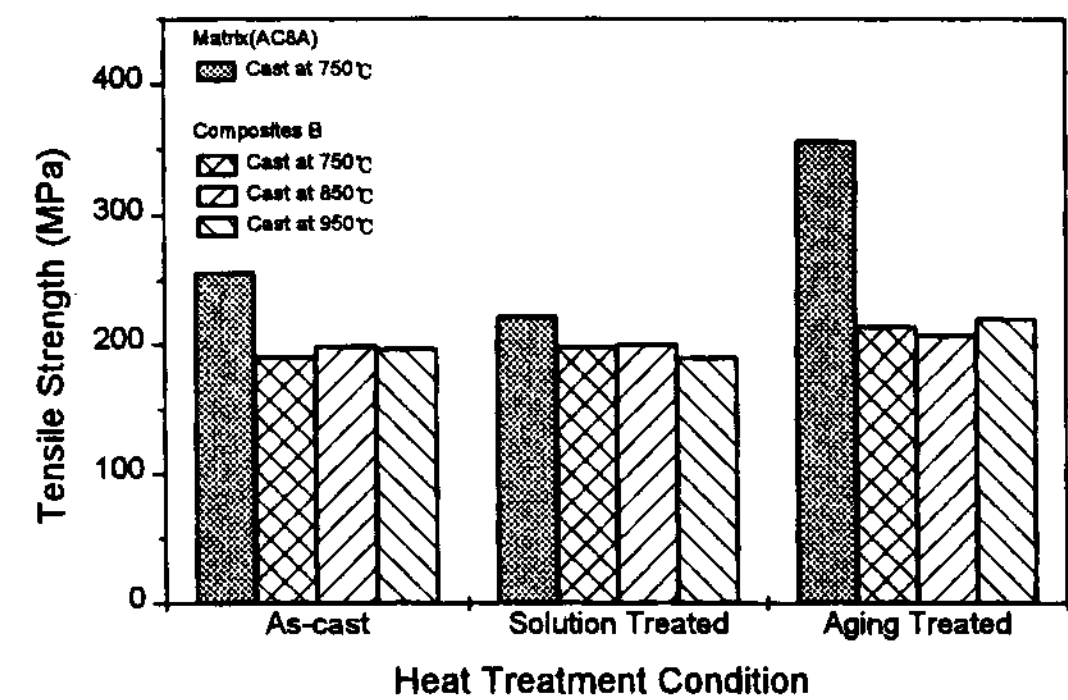
### 3.2 복합재료의 인장특성

그림 11은 복합재료를 인장시험한 결과이다. 복합재료의 인장강도는 주조온도에 거의 영향받지 않았으며 as-cast와 열처리 상태에 따라서도 큰 차이를 보이지 않았다. 또한 as-cast와 열처리조건 모두에서 기지 금속으로 이용된 AC8A 합금의 인장강도가 복합재료에 비해 우수한 것으로 나타났다. 이러한 현상은 composites A와 composites B에서 동일하게 나타났다.

그림 12는 750°C에서 용탕단조 후 T6처리한 시험편의 인장파단면과 파단부측면을 관찰한 것이다. 그림 12(a,b)의 파단면 사진을 보면 Ni 골격의 형상이 그대로 유지된 채 파단이 진행된 것을 알 수 있었다. 이는



(a) composites A



(b) composites B

Fig. 11. The tensile strength of (a) composites A and (b) composites B in various specimens.

Ni 골격과 기지 사이의 계면 박리로 파단이 진행되었기 때문에 여겨진다. 또한 파단부측면은 그림 12(c, d)와 같이 Ni 골격의 Ni-aluminide 층과 기지의 계면박리에 의해 파단이 진행된 것을 확인할 수 있었다. 이러한 경향은 composites A와 composites B에서 동일하게 나타났다.

이와 같이 Ni-aluminide 층과 기지 사이의 계면박리에 의해 파단이 진행되는 이유를 알아보기 위하여 용탕단조와 동일한 조건하에서 확산쌍을 제조하여 확산실험을 실시하여 보았다. 그림 13은 500°C에서 열처리한 확산쌍을 열처리시간 변화에 따라 관찰한 미세조직이다. 그림에서 화살표(▲)는 열처리지 형성된 두 반응층의 계면이 열처리시간 변화에 따라 이동하는 것을 나타낸 것이다. 열처리 후 1시간이 경과했을 때(그림 13(a)) 표면에 2층으로 분리된 반응층이 형성되어 있는 것을 관찰할 수 있었다. 열처리시간이 4시간이 되면서(그림 13(b)) Al에 인접한 계면 반응층의 두께는 오히려 줄어들었으며 Ni에 인접한 계면반응층은



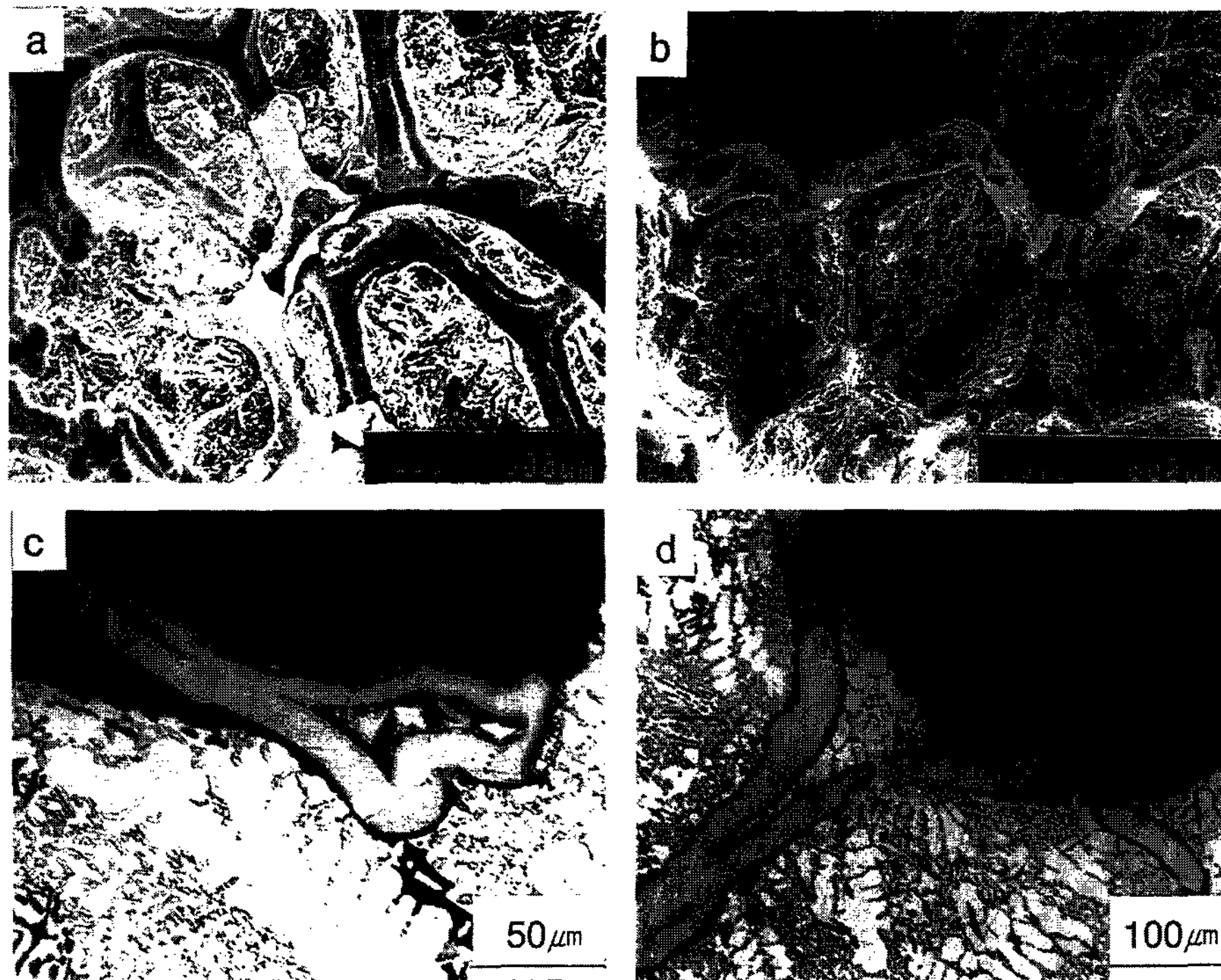


Fig. 12. SEM and optical microstructure of tensile fractured surface and subsurface; (a,c) composites A and (b,d) composites B.

계속적으로 성장하는 것을 관찰할 수 있었다. 또한 Al과 그 인접한 계면반응층의 계면에서 결합이 형성된 것을 관찰할 수 있었다. 21시간 열처리한 경우(그림 13(c)) Al과 접촉한 계면반응층은 완전히 소멸되었으며 Ni과 인접한 계면반응층만이 존재하였다.

NiAl<sub>3</sub>와 Al의 계면에서 결합이 형성되는 것은 Ni과 Al의 확산속도 차이에 의한 것으로 여겨진다. 열처리 온도 구간에서 Al의 확산속도가 Ni의 확산속도보다 상당히 빠르고[19], 또한 Al의 확산이 일어나는 반대 방향의 공공의 확산 역시 Al과 Ni의 확산속도 차이만큼 일어나게 되므로 NiAl<sub>3</sub>와 Al의 계면에서 공공이 집중되어 이 부분에서 Kirkendall 효과에 의한 void가 형성되는 것으로 여겨진다. 확산실험 중 확산쌍은 대기 중에 노출되어 있으므로 Kirkendall 효과에 의해 형성된 void로 산소의 침투가 일어나 산화층이 형성되며, 형성되기 시작한 산화층은 계속적으로 형성되는 void로 전파하여 최종적으로 Al이 Ni로 확산되는 것을 방해한다. Ni로의 Al 확산이 더 이상 일어나지 않으면 NiAl<sub>3</sub>와 Ni간의 확산쌍이 새로이 형성되는 결과가 되므로 NiAl<sub>3</sub>층의 Al이 점차 소실되어 결과적으로 NiAl

층이 소멸되게 되는 것으로 여겨진다. 이와 같이 NiAl<sub>3</sub>층의 소멸된 후에는 새로이 Ni/Al<sub>3</sub>Ni<sub>2</sub> 확산쌍이 고려될 수 있으며 이에 따라 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub>역시 장시간 열처리에 의해 더 이상 성장하지 못하고 그 층 두께가 감소되는 것으로 여겨진다.

이로 미루어 볼 때, T6처리한 복합재료의 인장강도가 저하되는 것은 복합재료의 열처리시 Ni 골격의 NiAl<sub>3</sub> 층과 기지의 계면에서 Kirkendall 효과에 의한 void가 형성되어 강화상과 기지의 계면결합력을 약화 시킴에 기인한다고 여겨진다.

### 3.3 복합재료의 내마모특성

마모시험에 앞서 기지금속과 복합재료의 경도를 측정하여 본 결과 표 6과 같은 경도 변화 양상을 보였다. 경도값은 각각의 시편에 대해 10회씩 측정하여 평균값을 취한 것이다. 주조온도와 프리폼의 종류에 따라 AC8A 합금과 복합재료의 경도값이 약간의 차이를 보였지만 전체적인 경향은 일치하는 것으로 나타났다. 즉 AC8A 합금과 복합재료 모두에서 용체화처리만 실시한 시편에서 가장 낮은 경도값을 보였으며 시효처



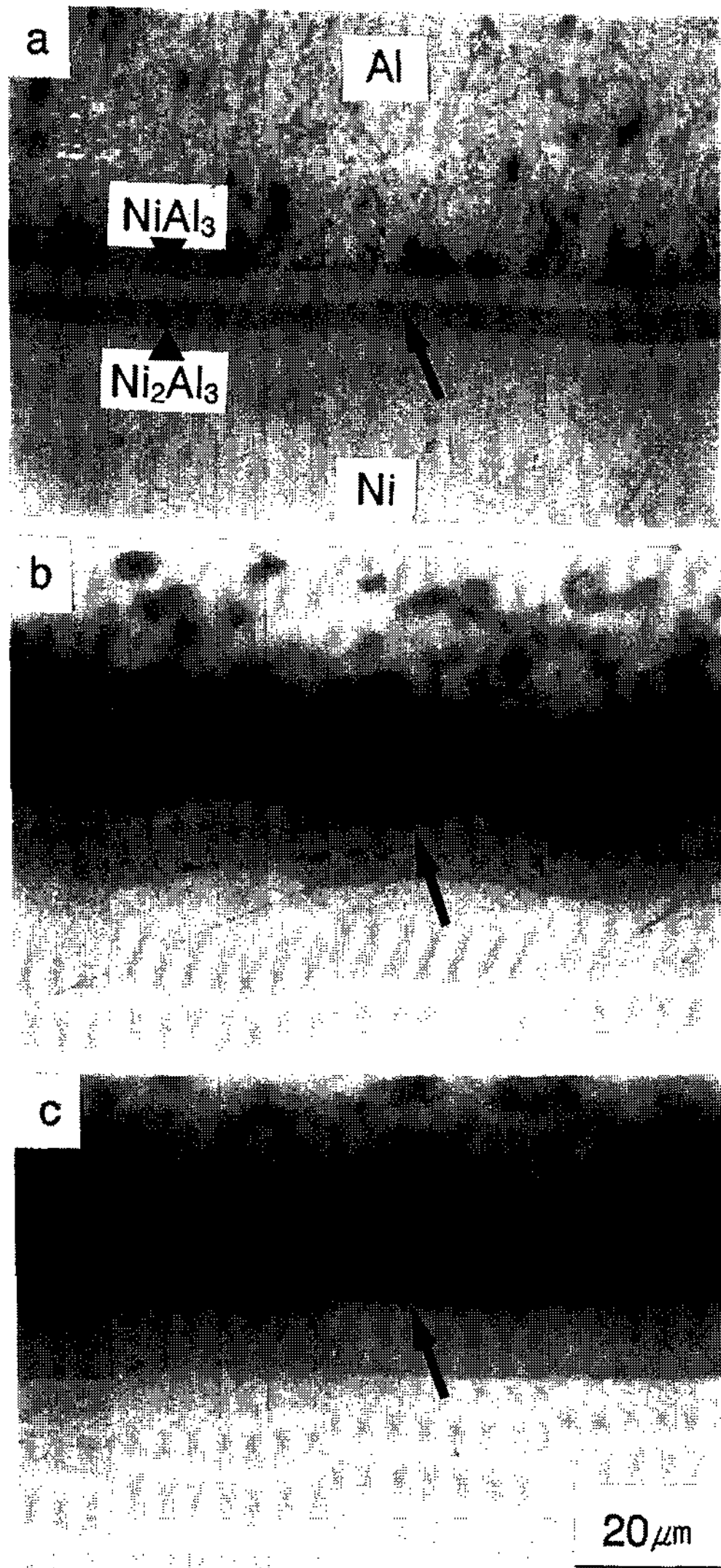


Fig. 13. Formation of the typical layer in Ni-Al diffusion couples; 500°C; (a) 1 hrs., (b) 4 hrs. and (c) 21 hrs.

리 이후에 가장 우수한 경도값을 나타내었다. 또한 AC8A 합금과 복합재료의 경도값 차이는 용체화처리 시 가장 큰 것으로 나타났다. 이러한 원인은 용체화처리 시 확산반응에 의해 다량의 금속간화합물이 Ni 골격의 계면에 형성되었기 때문으로 여겨진다. 또한 시효처리 이후 복합재료와 AC8A 합금의 경도 값 차이가 줄어드는 것은 AC8A 합금이 시효경화되는 반면 시효처리 온도에서는 Ni 골격의 계면에서 계면반응층이 성장하기 어려워 복합재료에서 금속간화합물에 의한 경도 상승 효과가 더 이상 이루어지지 않기 때문으

Table 6. Hardness of composites A, composites B and matrix (AC8A) for the specimens cast at various temperatures

Casting Temperature	Hardness (HRB)			
	Specimen	As-cast	Solution treated	Aged
750°C	AC8A	39.7	27.9	69.9
	composites A	46.6	37.7	74.6
	composites B	49.9	48.4	75.4
850°C	AC8A	41.5	26.0	74.6
	composites A	48.6	41.0	76.2
	composites B	50.8	45.3	74.9
950°C	AC8A	41.3	30.2	71.7
	composites A	46.1	39.6	75.7
	composites B	53.8	47.7	75.8

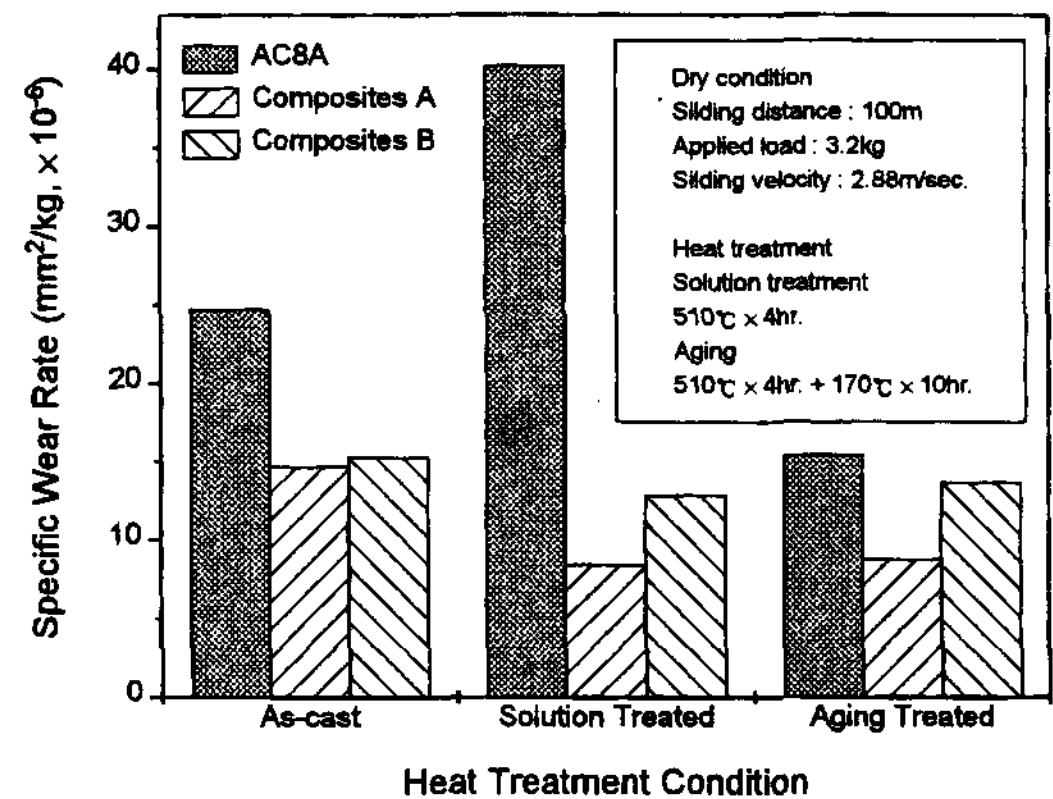


Fig. 14. Specific wear rate as a function of heat treatment condition.

로 여겨진다.

그림 14는 열처리조건에 따른 복합재료와 AC8A 합금의 마모시험 결과이다. AC8A 합금의 경우 경도경향과 유사하게 가장 높은 경도값을 보였던 시효처리 시편에서 가장 우수한 내마모성을 보인 반면 경도값이 가장 낮았던 용체화처리된 시편의 경우가 내마모성이 가장 낮은 것으로 나타났다. 또한 as-cast와 열처리 시편 모두에서 복합재료의 내마모성이 기지금속에 비해 우수한 것으로 나타났다. 복합재료의 경우 용탕 단조한 시편에서는 composites A와 composites B가 비슷한 내마모성을 보였지만 열처리 이후에는 composites A의 내마모성이 composites B의 내마모성보다 우수한 것으로 나타났다. 또한 복합재료의 경우 용체화처리와 시효처리한 시편에서 내마모성 차이가 거의

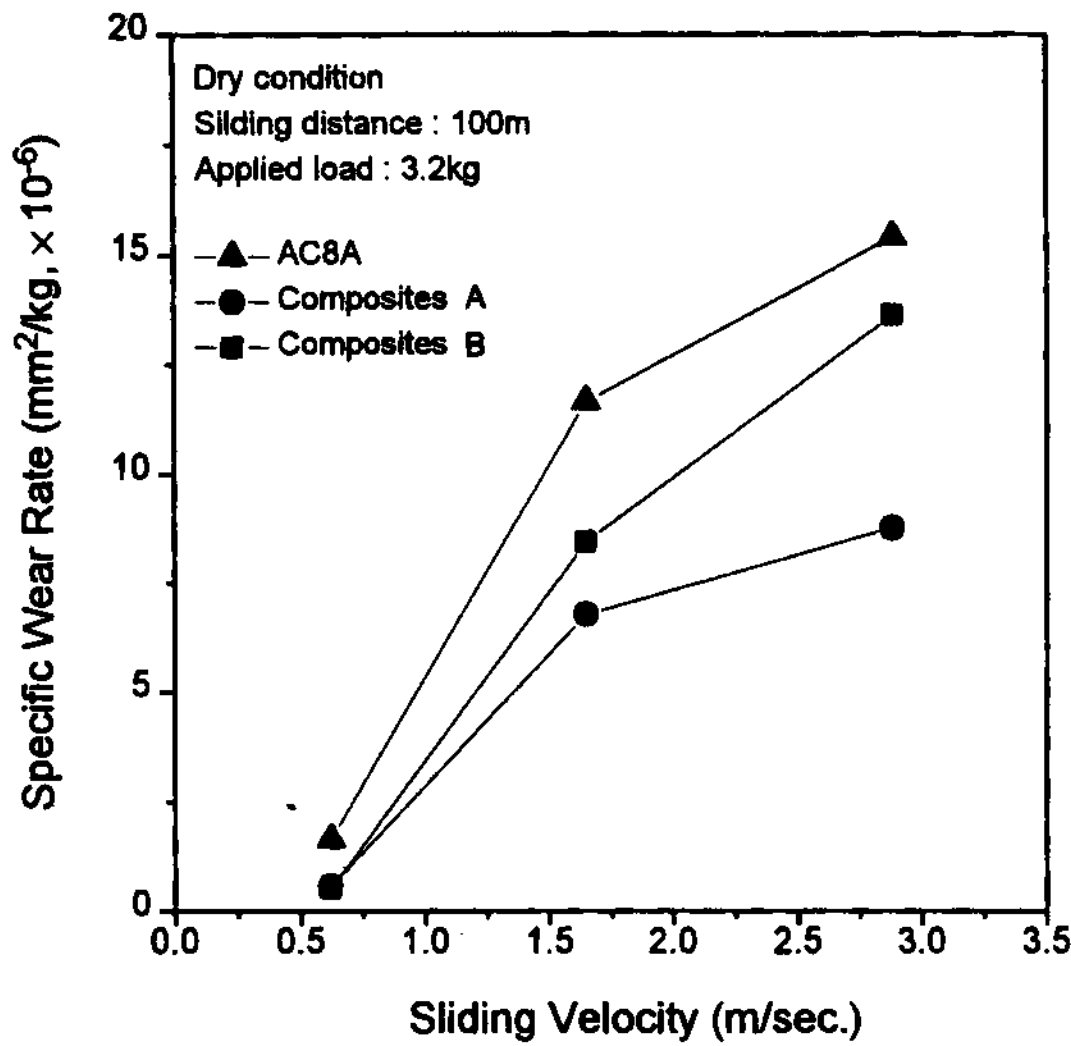


Fig. 15. Specific wear rate as a function of sliding velocity in T6 treated AC8A matrix and composites.

나타나지 않았다.

마모시편은 프리폼의 중심부가 마멸면이 되도록 가공하였으므로 중심부에서의 Ni 골격 두께는 마모특성에 큰 영향을 준다. 열처리 이후 composites A의 내마모성이 composites B보다 우수한 것은 형성된 금속간화합물 분율의 차이 때문으로 여겨진다. 열처리시 composites A의 경우 마멸면에서의 Ni 골격 두께가 약 10 μm 정도였으므로 열처리 이후 Ni 골격의 거의 대부분이 금속간화합물인 Ni-aluminide로 변화되지만 composites B의 경우 Ni 골격이 두꺼워 표면에 계면반응층이 형성되지만 내부에는 반응하지 않은 잔류 Ni이 상당히 존재한다. composites A의 경우 모든 Ni 골격이 금속간화합물로 변화되었다면 Ni 프리폼이 96.7%의 기공도를 갖는 것을 고려할 때 약 3.3%의 금속간화합물이 강화상으로 존재한다. 반면 composites B의 경우 95% 정도로 낮은 기공도를 갖지만 약 40 μm인 Ni 골격의 1/4인 약 10 μm 정도의 계면반응층이 존재한다. 실제 Ni 골격이 삼차원적인 복잡한 형상으로 이루어져 있지만 단순화하여 이들의 1/4만이 금속간화합물로 변화된 것으로 가정하면 기지금속 내에서 약 1.25%의 강화상이 존재하는 것이 된다. 이와 같이 복합재료에서 강화상의 분율의 차이가 내마모성에 영향을 주기 때문에 열처리 이후 composites A의 내마모성이 composites B보다 우수한 것으로 여겨진다.

그림 15는 시효처리 이후의 시편에 대해 활주속도

를 변화시켜 내마모시험한 결과이다. 0.62m/sec.의 저속 구간에서는 AC8A 합금과 복합재료의 내마모성 차이가 크지 않았으며 composites A와 composites B의 내마모성 역시 유사한 것으로 나타났다. 그러나 활주속도가 증가할수록 복합재료와 AC8A 합금간의 내마모성 차이가 크게 나타나 복합재료의 내마모성이 AC8A 합금에 비해 우수하였다. 또한 composites A와 composites B의 내마모성 역시 활주속도에 영향을 받는 것으로 나타났으며, 고속으로 갈수록 composites A의 내마모성이 우수하였다. 이러한 원인 역시 composites A의 경우 복합재료에 형성된 강화상의 분율이 더 많기 때문으로 여겨진다.

그림 16은 복합재료의 마멸측면을 관찰한 것이다. composites A의 경우 열처리 이후에 Ni 골격의 대부분이 금속간화합물로 변화한 복합재료이고 composites B의 경우 Ni 골격의 두께가 두꺼워 열처리 이후에 Ni 골격의 계면에 Ni-aluminide 층이 형성되지만 그 내부에는 반응하지 않은 잔류 Ni이 상당량 존재하는 복합재료이다. 그림 16(a)는 composites A의 마멸측면을 관찰한 사진이고 그림 16(c)는 이 부분에 대해 Ni 원소로 mapping을 실시한 사진이다. 마멸면 직하에서는 마멸시 발생하는 응력의 영향으로 심하게 변형된 damage 영역이 기지와 확연히 구분되어 관찰되었으며, 이 영역에서는 다량의 미소 입자들이 관찰되었다. Ni의 원소 mapping한 결과와 비교해 볼 때 이들 중 상당량이 Ni-aluminide인 것으로 여겨진다. 또한 이러한 damage 영역 하부에서는 활주방향으로 기지의 소성변형이 발생한 것이 관찰되었다. 또한 기지에 존재하는 Ni-aluminide 골격에는 마멸시 발생하는 응력에 의해 균열이 형성된 것을 관찰할 수 있었다. 계속적인 마멸이 진행되면 이와 같이 파괴된 Ni-aluminide 입자가 damage 영역에 존재하게 되고 이들이 복합재료의 내마모성을 향상시키는 것으로 여겨진다.

그림 16(b)는 composites B의 마멸측면을 관찰한 사진이고 그림 16(d)는 이 부분에 대해 Ni 원소로 mapping을 실시한 사진이다. composites A와 유사하게 마멸시 발생하는 응력의 영향으로 심하게 변형된 damage 영역이 마멸면 직하에서 형성되고, 이는 기지와 확연히 구분되었다. 이 영역에서는 다량의 미소 입자들 외에 선형적으로 변형된 Ni 골격이 관찰되었다. 또한 이러한 damage 영역 하부에서는 활주방향으로 기지의 소성변형이 발생한 것 이외에 기지에 존재하는

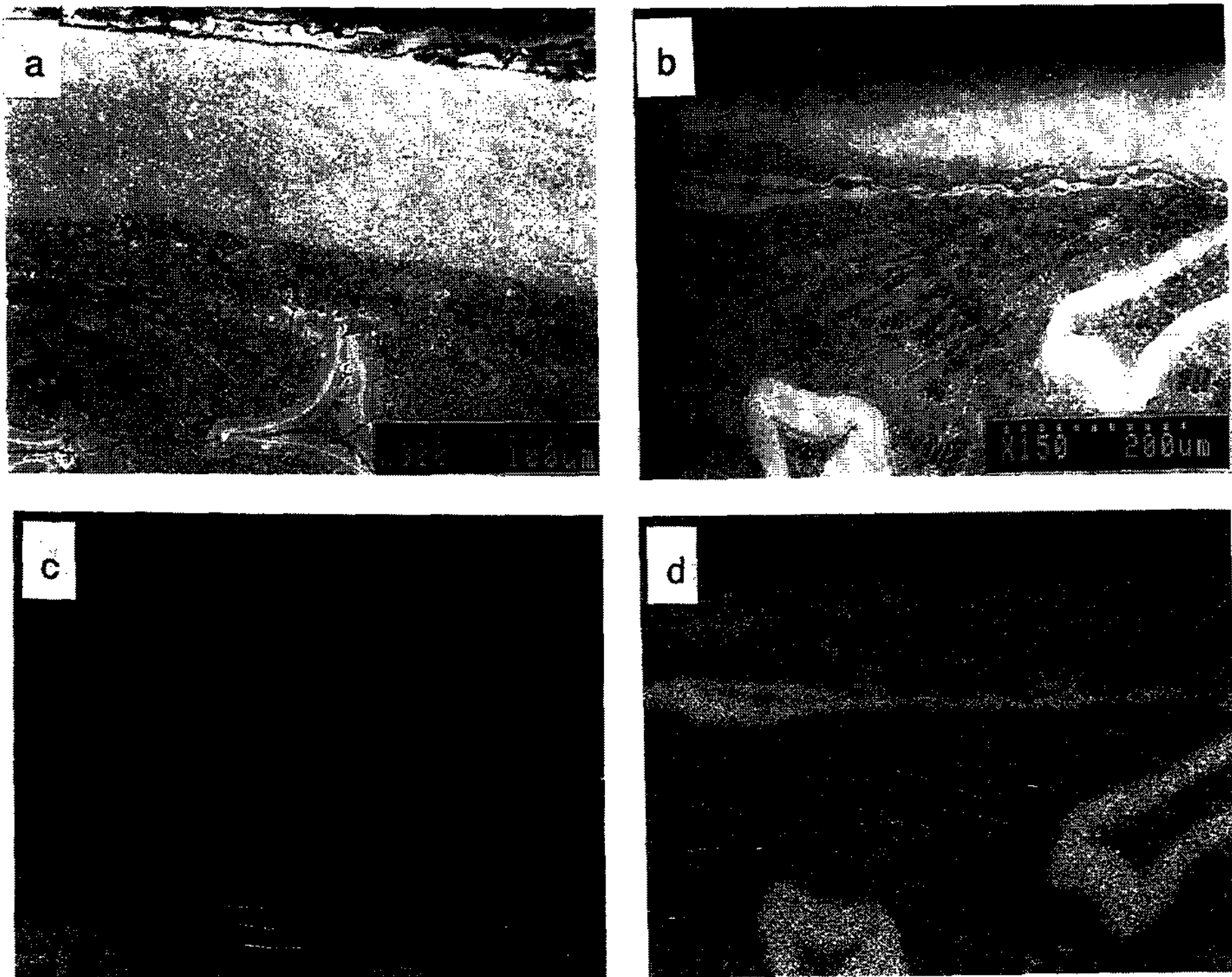


Fig. 16. SEM views of the surface region in wear specimen of composites; (a) composites A, (b) composites B, (c) Ni mapping of (a), and (d) Ni mapping of (b).

Ni 골격이 마멸시 발생하는 응력에 의해 마멸방향으로 길게 연신되어 있었다. 마멸시 심하게 소성변형된 Ni 골격의 계면에 존재하던 Ni-aluminide 층은 파괴되어 소성변형된 Ni 골격 계면에 존재하는 것을 관찰할 수 있었다. 또한 damage 영역에서 소성변형된 Ni이 선형적으로 존재하는 것을 명확히 관찰할 수 있었다. 지속적인 마멸이 진행되면 이와 같이 길게 연신된 Ni 골격이 damage 영역에 존재하게 되고 이때 그 계면에 파괴되어진 채 존재하는 Ni-aluminide 입자가 내마모성에 기여하는 것으로 여겨진다.

재료에서 경도와 내마모성이 서로 비례 관계를 갖는다는 것은 잘 알려진 사실이며 니켈알루미늄 보강 복합재료 역시 이러한 관계를 보이는 것으로 나타났다. 니켈은 고용된 불순물에 따라 약간의 차이를 보이는 하지만 80~100HB 정도의 경도[20]를 갖고 반면 AC8A 합금은 약 120HB 정도의 경도[21]를 나타낸다. 이와 같은 경도 양상으로 볼 때 복합재료에 존재하는 니켈은 내마모성에 거의 기여하지 못할 것으로 여겨진다. 이는 composites B의 내마모성이 composites A의

내마모성보다 좋지 않은 원인이 되는 것으로 여겨진다. composites B의 마모면 직하에서 니켈이 길게 연신되어 있었으며 이는 내마모성의 향상보다는 계면에 존재하는 니켈알루미늄을 마멸면에 고르게 분산시키는 역할을 하는 것으로 여겨진다.

#### 4. 결 론

1. 용탕단조한 니켈 프리폼(preform) 보강 복합재료는 프리폼 종류에 무관하게 니켈골격의 계면에 NiAl<sub>3</sub>의 단일 반응층이 형성되었으며, 용체화처리 이후에는 기존의 NiAl<sub>3</sub> 층이 성장하고 새로이 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 층이 형성되는 복합반응층이 형성되었다.

2. 복합재료의 니켈골격 주위에 판상의 NiAl<sub>3</sub> 정출상들이 존재하였으며 니켈골격의 두께가 얇고 용탕온도가 높을수록 그 양이 증가하였다. 이러한 정출상들은 용탕의 주탕시 니켈골격 계면에 형성되었던 NiAl<sub>3</sub> 상이 용탕 유동에 의해 파괴되어진 것과 고용된 니켈이 응고중 정출된 NiAl<sub>3</sub> 상이 혼합되어 있는 것으로

여겨진다.

3. 용탕단조법으로 Ni 프리폼(preform) 강화 복합재료를 제조한 결과 Ni 프리폼의 계면에서 NiAl<sub>3</sub>의 단일 반응층이 형성되었다. 용체화처리 이후에는 기존의 NiAl<sub>3</sub> 층이 성장하고 새로이 Ni<sub>2</sub>Al<sub>3</sub> 층이 형성되는 복합반응층이 형성되었다.

4. T6처리한 복합재료의 인장강도가 기지금속에 비해 낮은 것으로 나타났으며 이는 Ni 골격의 NiAl<sub>3</sub>층과 기지금속간에 형성된 void가 계면결합력을 약화시켰기 때문으로 여겨진다.

5. 열처리(T6) 이후 복합재료의 내마모성이 AC8A 합금에 비해 약 2배정도 우수하였으며, 이는 열처리시 형성된 다량의 니켈알루미늄이드(Ni-Aluminide)층이 내마모성 향상에 기여하였기 때문으로 여겨진다. 또한 열처리 이후 모든 니켈 프리폼이 니켈알루미늄이드로 변화한 복합재료(composites A)가 니켈알루미늄이드 이외에 잔류 니켈이 함유된 복합재료(composites B)보다 우수한 내마모성을 보였다.

### 후 기

본 연구의 일부는 인하대학교 교내연구비(1995)의 지원에 의하여 이루어졌으며 이에 감사드립니다.

### 참 고 문 헌

[1] K. Funatani, K. Kurosawa, P. A. Fabiyi and M. F. Puz : Automotive Engineering, January(1995) 15-20.

[2] R. B. Bhagat, M. F. Amateau, J. C. Conway, Jr., J. M. Paulick, J. M. Chisholm, J. M. Parnell and D. G. Seidensticker : J. of composite materials, 23(1989) 961-975.

[3] T. F. Stephenson and J. A. E. Bell : 32nd Annual Conference of Metallurgist of CIM, R. A. L. Drew and H. Mostaghaci (Eds.), 51-60

[4] H. Fugunaga : Proc. of the 9th International Conference on Composite Materials, A. Miravete (Eds.), Madrid, 12-

16 July(1993) 355-362.

[5] Z. Zhu : Proc. of the international symposium on advances in cast reinforced metal composites, S. G. Fishman and A. K. Dhingra (Eds.), Chicago, USA, (1988) 93-99.

[6] T. R. Joans, J. A. Cornie, and K. C. Russell : Metall. Trans., 26A(1995) 1491-1497.

[7] R. Asthana and P. K. Rohatgi : Journal of Material Science Letters, 11(1993) 442-445.

[8] 정봉용, 이인우, 김명호, 박홍일, 김준수 : 주조, 14(1994) 455-463.

[9] H. Fukunaga and X. Wang : Journal of Material Science Letters, 9(1990) 23-25.

[10] F. Barbier and M. H. Ambroise; Journal of Material Science Letters, 14(1995) 457-459.

[11] H. Fugunaga : PRICM-2, K. S. Shin, J. K. Yoon and S. J. Kim (Eds.), Kyongju, Korea, 18-22 June(1995) 2541-2548.

[12] R. A. Varin, M. Metelnick and Z. Wronski : Metall. Trans., 20A(1989) 1153-1161.

[13] D. C. Dunand, J. L. Sommer and A. Mortensen : Metall. Trans., 24A(1993) 2162-2170.

[14] U. A. Tamburini and Z. A. Munir : Combustion and Plasma Synthesis of High-Temperature Materials, Z. A. Munir and J. B. Holt (Eds.), VHC, New York, NY, (1990) 100-105.

[15] Binary Alloy Phase Diagrams : T. B. Massalski, H. Okamoto, P. R. Subramanian and L. Kacprzak (Eds.), ASM; Metals Park, OH, vol. 1(1986)p. 183.

[16] L. S. Castleman and L. L. Seigle : Trans. TMS-AIME, 212(1958) 589-596.

[17] S. B. Jung, Y. Minamino, and T. Yamane and S. Saji, Journal of Material Science Letters, 12(1993) 1684-1686.

[18] M. M. P. Janssen and G. D. Rieck, Trans. TMS-AIME, 239(1967) 1372-1385.

[19] Mechanisms of diffusion : Smithells Metals Reference Book, 7th Ed., Chapter 13.

[20] Mechanical properties of metals and alloys : Smithells Metals Reference Book, E. A. Brandes and G. B. Brook (Eds.) 7th Ed., Chapter 22.

[21] 輕金屬學會(日本) : アルミニウムの組織と性質, (1991) 519-533.