

Crack propagation behavior of *in-situ* structural gradient Ni/Ni-aluminide//Ti/Ti-aluminide laminate materials

D.S. Chung, J.K. Kim^{*,†} and H. Cho^{*}

Department of Materials, Daegu Polytechnic College, Daegu 703-721, Korea

**School of Materials Engineering, Miryang National University, Miryang 627-706, Korea*

(Received October 21, 2005)

(Accepted November 11, 2005)

Abstract Ni/Ni-aluminide//Ti/Ti-aluminide laminate composite, considered as a functionally gradient material, was manufactured by thin foil hot press technique. Thick intermetallic layers of NiAl and TiAl₃ were formed by a self-propagating high-temperature synthesis (SHS) reaction, and thin continuous layers of Ni₃Al and TiAl were formed by a solid-state diffusion. Fracture resistance with loading along the crack arrester direction is higher than crack divider direction due to the interruption of crack growth in metal layers. The Ni₃Al and NiAl intermetallic layer showed cleavage and intergranular fracture behavior, respectively, while the fracture mode of TiAl₃ layer was found to be an intragranular cleavage. The debonding between metal and intermetallic layer and the pores were observed in the Ni/Ni-aluminide layers, resulting in the lower fracture resistance. With the results of acoustic emission (AE) source characterization the real time of failure and the effect of AE to crack growth could be monitored.

Key words Layered materials, Intermetallic matrix composite, Ni-aluminide, Ti-aluminide, Self-propagating high-temperature synthesis, Thin foil hot press process

Ni/Ni-aluminide//Ti/Ti-aluminide 구조경사형 층상재료의 균열 전파 거동

정동석, 김진곤^{*,†}, 조현^{*}

대구기능대학 신소재응용과, 대구, 703-721

*밀양대학교 신소재공학부, 밀양, 627-706

(2005년 10월 21일 접수)

(2005년 11월 11일 심사완료)

요약 Ni/Ni-aluminide//Ti/Ti-aluminide 경사기능 층상 복합재료를 박막 hot press법을 이용하여 제작하였다. NiAl과 TiAl₃ 금속간화합물 층이 자전고온합성반응을 통해 비교적 두껍게 형성되었고, 얇고 연속적인 Ni₃Al과 TiAl 층이 고상확산을 통해 형성되었다. 파괴저항은 하중 방향이 crack arrester인 경우가 금속 층이 균열의 성장을 방해하기 때문에 crack divider 방향인 경우보다 높다. Ni₃Al과 NiAl 금속간화합물 층은 각각 벽개파괴와 입계파괴 거동을 보였고, TiAl₃ 층의 파괴 형태는 입내벽개파괴이었다. Ni/Ni-aluminide 층에서 관찰되는 기공과 금속 층과 금속간화합물 층의 미결합 부위가 낮은 파괴저항의 원인으로 판단된다. Acoustic emission (AE) 원파형 해석을 통해 제작된 복합재료의 파괴특성을 고찰하였다.

1. 서론

금속간화합물은 높은 고온강도와 우수한 크립 저항, 경량으로 인해 Ni, Fe, Co기 초합금을 대체하는 재료로서 개발되고 있다[1-4]. 그러나 이들 금속간화합물들은 상온에서 강한 취성을 나타내고 가공성이 떨어지기 때문

에 실용화가 제한되어 있는 실정이다. 금속간화합물의 취성을 개량하기 위해 금속간화합물 기지에 연성이 우수한 입자, 섬유, 튜브 및 층상 형태의 금속을 첨가하여 복합재료화하는 연구들이 진행되고 있다[1, 2, 5]. 현재 금속간화합물 복합재료의 제조 방법으로 용고법, sputtering법, 증착법 등이 사용되고 있지만, 복잡한 제조 장비 및 시료 크기의 제한 등과 같은 어려움이 제기되고 있다.

최근에 이종의 금속 박판을 적층하여 hot press를 이용한 금속간 계면에서 일어나는 자전고온반응(self-propagating high-temperature synthesis, SHS)을 통해 층상 형태의

[†]Corresponding author

Tel: +82-55-350-5453

Fax: +82-55-350-5459

E-mail: jkkim@mnu.ac.kr

금속/금속간화합물 다층 복합재료를 제조하는 새로운 방법이 개발되었다[6-8]. 자전고온반응을 통한 재료의 제조는 서로 다른 두 물질의 반응 과정에서 형성되는 발열량을 이용하기 때문에 주조법에 의해 제조되는 것보다 훨씬 낮은 온도에서 진행되며 제조 시간을 단축할 수 있다. 따라서 자전고온반응을 이용한 박판 hot press 공정은 두께가 수십에서 수백 μm 인 금속/금속간화합물 적층 복합재료를 제조하기에 상당히 경제적인 공정이다. 또한 적층 금속의 순서와 두께를 변화시킴으로써 구조경사복합재료도 비교적 쉽게 제작할 수 있는 장점이 있다[9-11].

본 연구에서는 Ni, Ti, Al 순금속을 Ni/Al/Ni/.../Ni/Al/Ti/.../Ti/Al/Ti 형태로 적층하여 박판간에 자전고온반응을 통해 Ni/Ni-aluminide와 Ti/Ti-aluminide로 적층된 새로운 형태의 구조경사형 복합재료를 제조하여 조직 및 기계적 성질, 파괴특성을 조사 분석하고자 하였다.

2. 실험 방법

본 연구에서 사용된 소재는 $300 \times 300 \times 0.1 \text{ mm}$ Al (99.9%), Ni(99.7%)과 Ti(99.0%) 박판이며 이를 $50 \times 50 \times 0.1 \text{ mm}$ 크기로 절단한 후, 아세톤으로 세척하였다. 본 연구에서 사용된 층상복합재료의 제작 과정은 다른 문헌에 자세히 보고하였다[12]. 세척한 Al 박판 30장, Ni과 Ti 박판 각 15장을 Ni/Al/Ni/.../Ni/Al/Ti/.../Ti/Al/Ti 순서로 적층한 후 흑연 몰드를 이용하여 hot press에 장착하였다. 반응 중의 시료의 산화를 방지하기 위하여 hot press 내의 진공도를 5×10^{-4} torr 이상으로 유지하면서 온도와 압력을 동시에 변화시켰다. 적층 시료를 640°C 에서 30분 유지한 후 760°C 에서 10 MPa 압력을 가하면서 10시간, 860°C 에서 35 MPa 압력을 가하면서

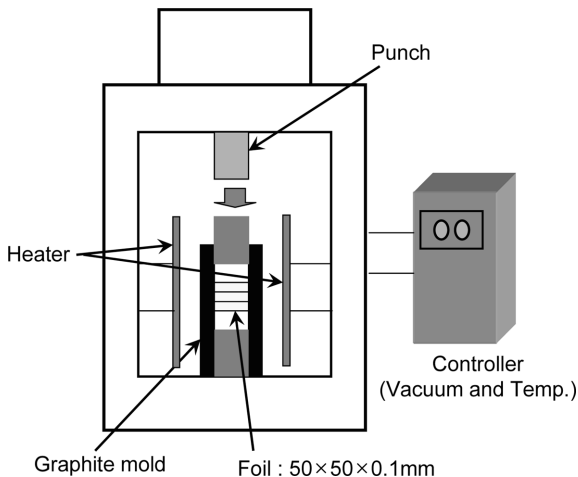


Fig. 1. Schematic diagram of thin foil hot press system.

2시간 유지하였다. Fig. 1에 본 연구에 사용된 장치의 개략도를 나타내었다.

제작된 복합재료의 미세조직은 광학현미경(Olympus, BH 1700)과 FE-SEM(Hitachi, S-4200)을 이용하여 관찰하였고, 각 층의 상분석 및 성분 변화는 FE-SEM에 부착된 EDS(Horiba Super Xerophy, EMAX-5770)로 분석하였다. 파괴인성은 적층 방향인 crack-arrester 방향과 적층 방향에 수직인 crack-divider 방향으로 나누어 $38.5 \times 3 \times 4 \text{ mm}$ 크기 시편에 시편 두께의 1/3 정도 깊이, 두께 0.1 mm로 노치를 준 후 Instron-4482에서 0.1 mm/min 변형속도로 3점 굽힘시험을 통해 측정하였다.

본 연구에서 제작된 복합재료의 파괴 특성을 고찰하는데 있어 미시균열의 정략적 평가는 AE(acoustic emission) 원파형 해석을 사용하였다[13, 14]. 내·외적인 요인으로 재료 내부에서 균열과 변형이 발생하게 되면 탄성파가 방출되고 피검체내를 초음파대역의 탄성파로서 전파한다. 이 탄성파를 피검체 내의 접촉 매질을 사이에 두고 압전 소자를 사용한 AE 변환자로 검출하고 신호처리를 하여 변형과 파괴 현상을 대응시키는 것이다. 이때 해석에 사용되는 수식은 식 (1)과 같다.

$$V_{(i)} = D_{(i)} * G_{(i)} * S_{(i)} \quad (1)$$

여기서 $V_{(i)}$, $D_{(i)}$, $G_{(i)}$ 는 각각 검출신호, 원파형, 탄성파의 전파특성을 나타내는 동적그린함수, $S_{(i)}$ 는 변환자를 포함하는 계층계의 전달함수이며 *는 콘벌루션 적분을 나타낸다.

식 (1)에서 AE 변환자로부터 출력신호 $V_{(i)}$ 를 직접 해석하는 검출파형 해석법과는 달리, 원파형 해석에서는 $S_{(i)}$ 와 $G_{(i)}$ 를 미리 구하고, $V_{(i)}$ 로부터 역콘벌루션 적분으로 원파형 $D_{(i)}$ 를 구하여, 이를 통해 미시균열의 발생 및 발생 위치를 수치적으로 구할 수 있다. 미시균열의 발생 위치 결정은 여러 개의 AE 변환자에 도달한 종파 최초 움직임의 도달 시간차를 이용한다. AE 발생 위치를 x 로 하고 AE 변환자를 장치하는 위치를 $x^i (1 \leq i \leq P : P$ 는 채널 수)로 하면 발생점에서 검출점까지의 전파거리는 식 (2)에 따라 수치적으로 구하며 이로부터 발생 위치를 구할 수 있다.

$$C_T \Delta T_{ip} = |x - x^i| - |x - x^p| \quad (1 \leq i \leq P - 1) \quad (2)$$

여기서 C_T 는 종파의 음속, ΔT_{ip} 는 종파 도달 시간차를 나타낸다.

Fig. 2는 본 연구에서 사용한 파괴인성시험 및 AE 측정 장치의 개략도이다. 파괴인성시험과 동시에 발생하는 신호로부터 AE 원파형 해석을 시도하여 실제 균열의 전파시점 및 파괴시점을 예측하고 균열의 진전 형태와 AE의 발생 위치를 비교분석 함으로서 이들의 상호관계를 확인하였다.

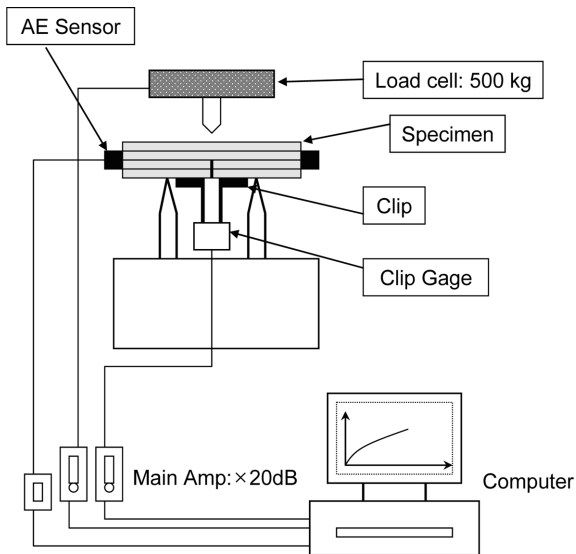


Fig. 2. Schematic diagram of analysis system for AE source characterization and fracture toughness measurement.

3. 실험결과 및 토의

Fig. 3은 본 연구에서 제작된 층상복합재료의 단면 광학현미경 조직으로 적층된 순금속 박판으로부터 형성된 복합재료의 층상구조를 확인할 수 있다. Fig. 3에서 화살표로 표시된 얇은 층의 상부와 하부는 각각 Ni/Al 박판 적층부에서 형성된 Ni/Ni-aluminide 층과 Ti/Al 박판 적층부에서 형성된 Ti/Ti-aluminide 층이다. Ni/Ni-aluminide 층의 계면이 Ti/Ti-aluminide 층의 계면보다 뚜렷함을 볼 수 있다.

Fig. 4에 층상 조직의 SEM 사진을 나타내었다. Fig. 4에서 4로 표시된 영역이 Fig. 3에서 화살표로 표시된 영역이다. Fig. 4에서 1, 2와 3으로 표시된 영역이 Ti/Ti-aluminide 층들이고 5, 6과 7로 표시된 영역이 Ni/



Fig. 3. Optical micrograph of composite fabricated from Ni/Al.../Ti/Al stacked foils, using hot pressing process.

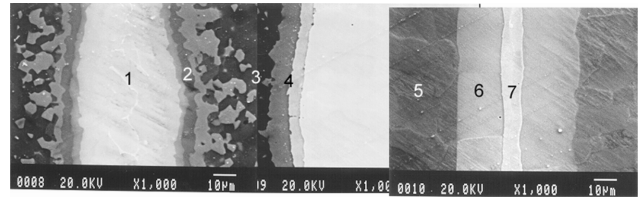


Fig. 4. SEM micrographs of laminated composite. The region marked 4 corresponds to the region marked by an arrow in Fig. 3.

Table 1

EDS results (in at%) obtained for laminated composite. Scanned areas shown in Fig. 4

	1	2	3	4	5	6	7
Ti	94.4	32.66	24.3	19.5			
Ni				21.1	55.55	62.6	92.4
Al	5.3	66.8	75.55	56.9	44.3	37.35	7.5

Ni-aluminide 층들이다. 복합재료 층의 Ti, Ni과 Al의 조성을 조사하기 위해 Fig. 4에 숫자로 표시된 일곱 지점에서 EDS 점분석을 하였고, Table 1에 결과를 나타내었다. Al 박판은 모두 합금화되었으나, Ti과 Ni 박판은 금속간화합물을 형성하는데 모두 소모되지 않았다. Fig. 4에서 볼 수 있는 바와 같이 Ti 금속 층(1)이 Ni 금속 층(7)보다 더 두껍다. Ti-aluminide 층은 TiAl(2)과 TiAl₃(3) 층으로 구성되어 있고, Ni-aluminide 층은 NiAl(5)과 Ni₃Al(6) 층으로 구성되어 있음을 알 수 있다. 4로 표시된 영역의 EDS 결과는 Ti-aluminide 층과 Ni-aluminide 층의 영향을 받은 결과로 보인다. Ti-Al계와 Ni-Al계에서 TiAl₃와 NiAl의 형성 엔탈피가 가장 낮은 점을 고려해 볼 때[15], 이상의 결과로부터 금속간화합물 층상 조직의 형성 순서는 TiAl₃와 NiAl이 자전고온반응을 통해 형성되고, 이후 고상상태에서 반응성 확산에 의해 TiAl₃와 Ti 층 사이에서 TiAl이, NiAl과 Ni 층 사이에서 Ni₃Al이 형성된 것으로 판단된다.

Fig. 5는 층상 복합재료를 3점 노치 굽힘시험한 결과를 나타낸 것이다. 종축은 응력확대계수(stress intensity factor, K), 횡축은 COD(crack opening displacement)이다. 하중 방향이 crack-divider 방향인 경우 응력확대계수 K의 최대치는 12.7 MPa·m^{1/2}이다. 하중 방향이 crack-arrester 방향인 경우 노치를 Ti/Ti-aluminide 층과 Ni/Ni-aluminide 층에 주었을 때 K의 최대치는 각각 16.2, 13.5 MPa·m^{1/2}이다. 특히 COD값은 crack-divider 방향이 crack-arrester 방향에 비해 매우 낮음을 알 수 있다. 이러한 결과는 crack-arrester 방향에서는 Ni이나 Ti 금속 층에서 균열의 진전이 일차적으로 억제되고, 그 후 금속 층의 소성변형을 동반하면서 균열이 분산되어 진전하기 때문으로 사료된다[16].

Fig. 6은 Ti/Ti-aluminide 층과 Ni/Ni-aluminide 층에

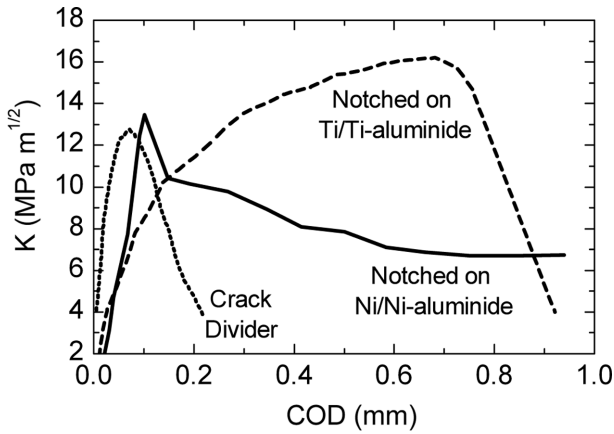


Fig. 5. Crack opening displacement vs. stress intensity factor during 3-point bending fracture toughness test on the laminated composites.

노치를 주고 crack-arrester 방향으로 파괴인성시험 후 균열의 진전 형상을 나타낸 SEM 사진이다. Fig. 6(a)에서 볼 수 있는 바와 같이 Ti/Ti-aluminide 층의 노치에서 출발한 균열은 Ni/Ni-aluminide 층을 관통하여 초기 노치 방향과 평행하게 진전한다. 이와 달리 Ni/Ni-aluminide 층의 노치에서 출발한 균열은 Ti/Ti-aluminide 층을 관통하지 못하고 Ti/Ti-aluminide 층 근접부에서 초기 노치 방향과 수직인 방향으로 진전하는 모습을 Fig. 6(b)에서 볼 수 있다. 이렇게 Ni/Ni-aluminide 층에 노치를 준 복합재료에서 균열이 Ti/Ti-aluminide 층으로 진전하지 못하는 현상은 Ti/Ti-aluminide 층의 인성이 Ni/Ni-aluminide 층의 인성보다 높다는 점을 시사한다. 이러한 결과는 Ti/Ti-aluminide 층에 노치를 준 복합재료의 응력 확대계수(K)가 더 높다는 결과와도 잘 일치한다.

Fig. 7(a)와 (b)는 각각 Ti/Ti-aluminide 층과 Ni/Ni-aluminide 층에 노치를 준 복합재료의 파단면 SEM 사진이다. 보는 바와 같이 Ti과 Ni 금속 층에서는 연성 파괴가 관찰되고, 금속간화합물 층에서는 취성 파괴가 관찰된다. Ni₃Al과 NiAl층은 각각 벽개 파괴와 입계 파괴 형태를 보인다. 반면에 TiAl₃층은 입내벽개 파괴 형태를 보인다[17]. Ni₃Al층은 Ni 금속 층과 결합이 분리된 것이

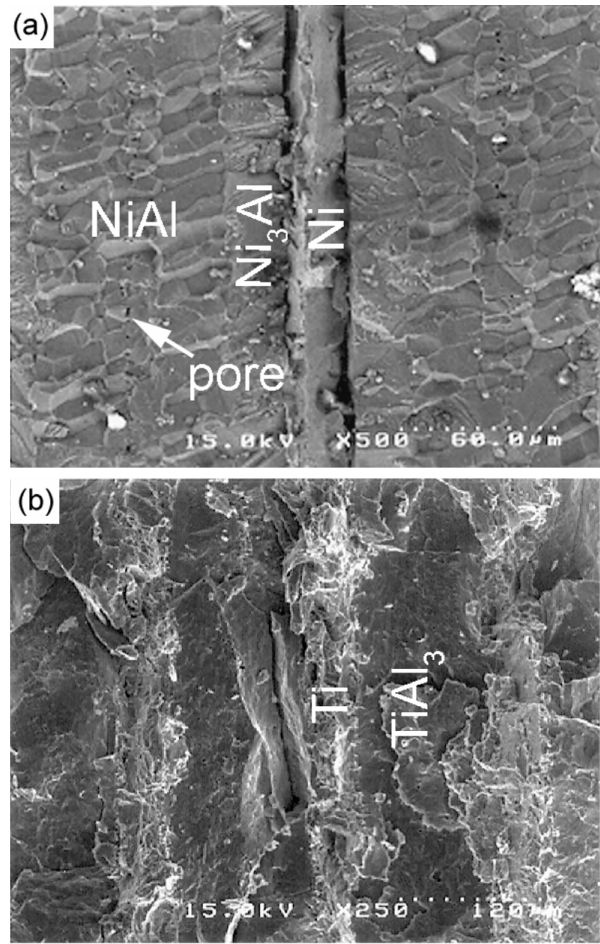


Fig. 7. SEM fractographs showing the fracture surface of samples notched on (a) Ni/Ni-aluminide layers and (b) Ti/Ti-aluminide layers after 3-point bending fracture toughness test.

관찰되나, TiAl₃층은 파괴 후에도 Ti 금속 층과 결합을 유지하고 있다. 또한 Fig. 7(a)에서 보는 바와 같이 NiAl 층에서는 기공도 관찰된다. 이러한 거동 및 금속 층의 두께가 Fig. 5에서 본 바와 같은 Ni/Ni-aluminide 층에 노치를 준 복합재료의 응력 확대계수가 낮은 원인으로 사료된다.

Fig. 8은 Ti/Ti-aluminide 층에 노치를 준 경우 시간과

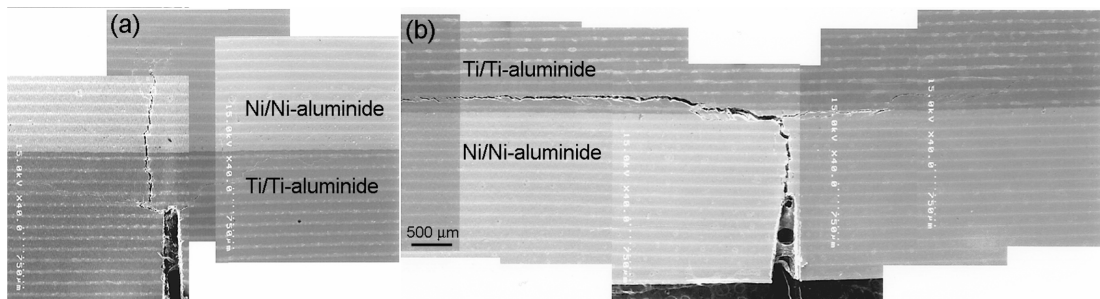


Fig. 6. SEM micrographs showing the crack propagation process of samples notched on (a) Ti/Ti-aluminide layers and (b) Ni/Ni-aluminide layer after 3-point bending fracture toughness test.

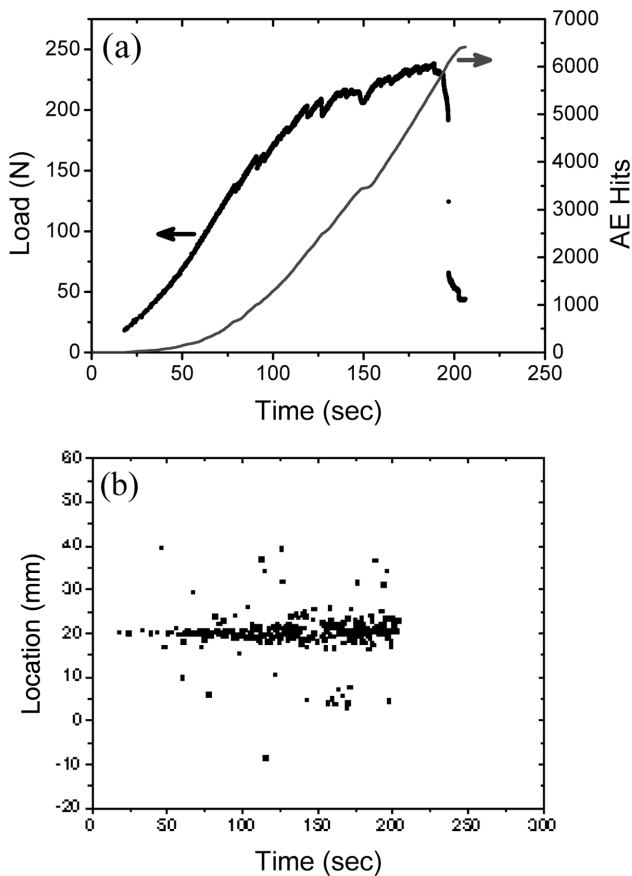


Fig. 8. (a) Time vs. load and AE hits and (b) time vs. location in the composite notched on Ti/Ti-aluminide layers.

(a) 하중, AE수 및 (b) AE의 발생 위치간의 관계를 나타낸 것이다. Fig. 8(a)에서 보는 바와 같이 AE 발생수는 시험 초기에는 서서히 증가하다가 시험이 진행됨에 따라 포물선적으로 증가하여 150초경에 급격하게 증가하는 거동을 보였다. Fig. 8(b)에서 보면 AE 발생 영역은 시험 초기에는 노치 중심부에 집중되어 있었으나 150초를 전후로 넓은 영역으로 전이되기 시작하였다. 이러한 AE 발생 영역이 확장되는 시점은 AE 발생수가 급격히 증가하는 시점과 일치함을 알 수 있다. 그러나 AE의 발생 영역은 주로 노치 중심부에 집중되어 있고 중심부를 기준으로 거의 대칭적으로 발달하고 있다.

Fig. 9는 Ni/Ni-aluminide 층에 노치를 준 경우 시간과 (a) 하중, AE수 및 (b) AE의 발생 위치간의 관계를 나타낸 것이다. AE 발생수는 시험 초기에 급격하게 증가하여 시간이 경과함에 따라 직선적으로 증가하였다 (Fig. 9(a)). AE 발생 영역은 전반적으로 노치 중심부이지만 그 폭이 Ti/Ti-aluminide 층에 노치를 준 경우에 비해 더 넓어진 것을 알 수 있다 (Fig. 9(b)). 또한 시간이 경과함에 따라 AE 발생이 중심부를 기준으로 한쪽 방향 (Fig. 9(b)에서 위 쪽)으로 편향되고 있음을 알 수 있다. 이러한 AE 발생 분포는 Fig. 6에서 관찰한 균열의 진전

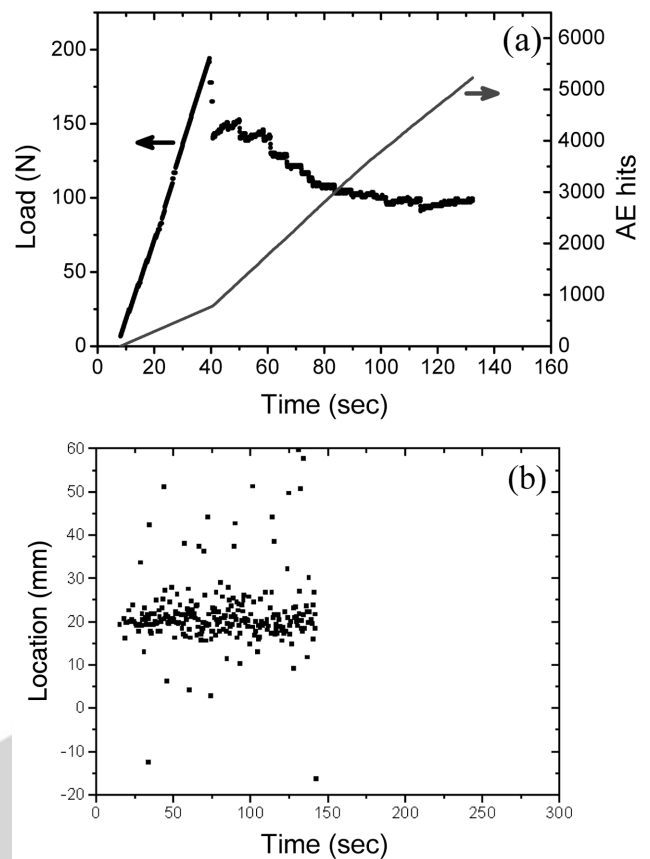


Fig. 9. (a) Time vs. load and AE hits and (b) time vs. location in the composite notched on Ni/Ni-aluminide layers.

형상을 잘 반영하고 있다. Ti/Ti-aluminide 층보다 Ni/Ni-aluminide 층에서 AE 발생 영역이 더 넓은 것은 Ni/Ni-aluminide 층이 취성이 있는 금속간화합물이 더 많이 포함되어 있고 Ni 금속 층과 금속간화합물 층간의 계면 결합성이 떨어지고 NiAl 층에서 발견되는 기공이 AE 발생 위치로 작용했기 때문으로 사료된다[18].

Fig. 10은 crack-divider 방향에 노치를 준 경우 시간과 (a) 하중, AE수 및 (b) AE의 발생 위치간의 관계를 나타낸 것이다. 적층 방향에 수직인 응력이 주어지기 때문에 급격한 파단 없이 일정한 속도로 파괴가 진행되어 crack-arrester 방향에 비해 AE 발생수가 적고 (Fig. 10(a)) AE 분포는 노치 선단부에 집중되어 있다 (Fig. 10(b)). 이것은 파괴의 진행 과정에서 균열의 진행 방향이 직선적이라는 것과 일치하며, 외부의 하중이 각 층에 같은 조건으로 작용하고 있다는 것을 의미한다.

4. 결 론

1) Ni, Ti, Al 금속박판을 박판 hot press법을 통해 Ni/Ni₃Al/NiAl과 Ti/TiAl/TiAl₃ 금속간화합물 층으로 구

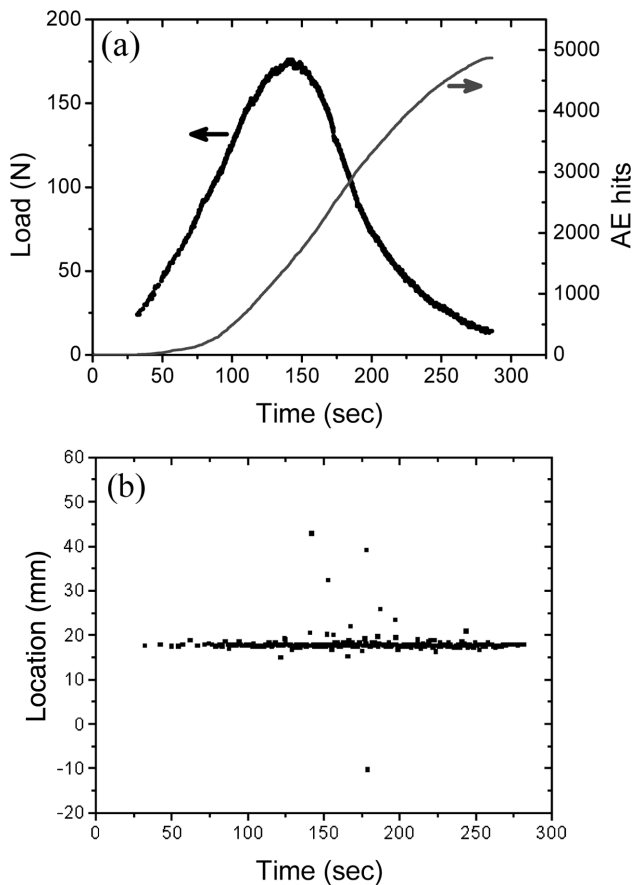


Fig. 10. (a) Time vs. load and AE hits and (b) time vs. location in the composite notched to crack divider direction.

성된 Ni/Ni-aluminide//Ti/Ti-aluminide 층상 복합재료를 제작하였다. 반응 초기에 NiAl과 TiAl₃ 상이 자전고온반응을 통해 형성되고 그 뒤에 고상 상태에서 반응성 확산에 의해 TiAl과 Ni₃Al 상이 형성되었음을 알 수 있었다.

2) 파괴인성은 crack-arrester 방향인 경우가 crack-divider 방향인 경우보다 높았다. 이것은 반응하지 않고 남은 금속 층이 균열의 진전을 억제하고 금속간화합물 층의 변형에너지를 흡수하여 응력집중을 완화시키기 때문으로 판단된다.

3) Ti/Ti-aluminide 층에서 시작된 균열은 Ni/Ni-aluminide 층을 관통하여 전파되었으나 Ni/Ni-aluminide 층에서 출발한 균열은 Ti/Ti-aluminide 층을 관통하지 못하고 Ti/Ti-aluminide 층 인접 영역에서 초기 노치 방향에 수직하게 편향되어 성장하였다. 또한 금속간화합물 층은 서로 다른 파괴 형태를 보였다. Ni 금속 층과 Ni₃Al 금속간화합물 층 계면의 박리 현상과 NiAl 금속간화합물 층 내에 기공이 관찰되었으며 이러한 현상들이 응력확대계수가 낮은 원인으로 판단된다.

4) Ti/Ti-aluminide 층보다 Ni/Ni-aluminide 층에서 다수의 AE가 폭넓게 분포하였다. 이는 Ni/Ni-aluminide

층에서 순금속 층과 금속간화합물 층간의 박리와 기공이 AE의 발생 위치로서 작용하였기 때문으로 판단된다. 가장 낮은 파괴인성값을 가지는 crack-divider의 경우 빠른 AE 발생 속도와 좁은 분포 영역을 나타내었다. AE 원파형 해석으로 균열의 전파 시 생성되는 AE의 분포 및 발생수를 정량적으로 평가할 수 있었다.

참고 문헌

- [1] R.L. Fleisher, D.M. Dimiduk and H.L. Lipsitt, "Intermetallic compounds for strong high-temperature materials: status and potential", Annual Review of Materials Science 19 (1989) 231.
- [2] D.L. Anton, D.M. Shah, D.N. Duhl and A.F. Giamei, "Selecting high-temperature structural intermetallic compounds: the engineering approach", J. Metals 41 (1989A) 12.
- [3] J.W. Patten, "Nickel aluminide for diesel engines", in High Temperature Aluminide and Intermetallics, ed. S.H. Whang, *et al.* (Proceedings Symposium TMS and AMS, Indianapolis, IN, 1989) 493.
- [4] Y.W. Kim, "Intermetallic alloys based on gamma titanium aluminides", J. Metals 41 (1989) 24.
- [5] Y.D. Jang, D.B. Lee and D.Y. Seo, "High temperature oxidation of thermomechanically treated Ti-47Al-2Cr-2Nb", Met. Mater.-Int. 8 (2002) 503.
- [6] H.E. Maupin and J.C. Rawers, "Metal-intermetallic composites formed by reaction-sintering elemental powders", J. Mater. Sci. Lett. 12 (1993) 540.
- [7] D.E. Alman, J.C. Rawers and J.A. Hawk, "Microstructural and failure characteristics of metal-intermetallic layered sheet composites", Metall. Mater. Trans. A 26 (1995) 589.
- [8] D.E. Alman and C.P. Dogan, "Intermetallic sheets synthesized from elemental Ti, Al, and Nb foils", Mater. Trans. A 26 (1995) 2759.
- [9] D.-S. Chung, M. Enoki, H. Mori and T. Kishi, "Microstructural analysis and mechanical properties of *in-situ* Nb/Nb-aluminide laminate materials", Sci. Tech. Adv. Mater. 3 (2002) 129.
- [10] H.Y. Kim, D.S. Chung and S.H. Hong, "Reaction synthesis and microstructure of NiAl/Ni micro-laminated composites", Mater. Sci. Eng. A 396 (2005) 376.
- [11] D.S. Chung, J.K. Kim and M. Enoki, "*In-situ* fabrication and fracture characteristics of structural gradient Ni/Ni-aluminide//Ti/Ti-aluminide layered materials", Mater. Sci. Forum 475-479 (2005) 1521.
- [12] D.S. Chung, Y. Tomita, M. Enoki and T. Kishi, "Formation behavior of aluminide layers during the fabrication of Nb/Nb-aluminide laminate materials from Nb and Al foil", J. Jpn. Inst. Metals 63 (1999) 1043.
- [13] M. Enoki and T. Kishi, "Theory and analysis of deformation moment tensor due to microcracking", International J. Fracture 38 (1988) 295.
- [14] M. Enoki, A. Ohta, D.S. Chung, M. Watanabe and T. Kishi, "Crack propagation behavior of Ti/Ti-Al layered materials", J. Jpn. Inst. Metals 64 (2000) 1076.

- [15] F.J.J. van Loo and G.D. Rieck, "Diffusion in the titanium-aluminium system-I. interdiffusion between solid Al and Ti or Ti-Al alloys", *Acta Metall.* 21 (1973) 61.
- [16] K. Sakai, "Study on the mechanics properties in Ni/Ni-aluminide composite materials", PhD. Thesis, The University of Tokyo (1996).
- [17] T.S. Srivatsan, M. Strangwood and W.O. Soboyejo, "The tensile behaviour of gamma titanium aluminide intermetallic", *J. Mater. Sci.* 31 (1996) 2193.
- [18] T. Kishi, "Acoustic emission source characterization and its application to micro-cracking", *Z. Metallkde.* 76 (1985) 512.

K C I