

論文

SiC 휘스카 보강 Al 복합재료의 동적 파괴거동에 관한 연구

백경호* · 이성학* · 이두영* · 조경목**

**Dynamic Fracture Initiation Behavior of 2124-T6
Aluminum Matrix Composites Reinforced with SiC Whiskers**

K.H. Baik*, S. Lee*, D.Y. Lee* and K.M. Cho**

ABSTRACT

An investigation was conducted into the effects of temperature, loading rate, and various microstructural parameters on the initiation of plane strain fracture of 2124-T6 aluminum matrix composites reinforced with SiC whiskers. Dynamic fracture toughness tests were conducted using pre-cracked notched round bars loaded in tension to produce a stress intensity rate, viz., $\dot{K}_I = 2 \times 10^6 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}/\text{sec}$. Testing temperatures covered the range from -196°C to 100°C which encompassed fracture initiation mode involving fully ductile fracture. The experimental results show that these composites are tougher under dynamic loading than for static loading, suggesting that micromechanical processes involved in void and microcrack formation must be identified.

초 록

SiC 휘스카(SiCw)로 보강된 2124-T6 Al 복합재료의 파괴인성에 대한 시험온도, 하중속도, 미세조직의 효과를 조사하였다. 동적파괴 발생(Dynamic Fracture Initiation)은 봉상시편을 따라 전파되는 인장파동(Tensile Pulse)을 응용한 것으로 약 $2 \times 10^6 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}/\text{sec}$ 의 Stress Intensity Rate를 얻을수 있게 된다. -196°C 와 100°C 의 온도범위에서 동적 및 정적 파괴시험을 실시한 결과 보강된 Al 복합재료는 보강되지 않은 Al 합금보다, 또 정적파괴 인성값은 동적파괴 인성값보다 낮게 나타났으며, 이러한 결과를 분석하기 위하여 void와 microcrack의 생성을 포함한 미세 파괴 과정이 조사되었다.

* 정회원, 포항공과대학 재료·금속공학과

** 정회원, 산업과학기술연구소 무기재료연구분야

1. 서 론

최근에 탄소-소성 파괴기구에 대한 많은 연구가 진행되어 미세 균열의 생성, 성장과 결합을 포함하는 파괴의 발생(Fracture Initiation)과 성장의 형태에 관한 설명이 가능해지고 있다. 정적하중(Static Loading) 하에서 금속의 연성파괴시험에 관한 문헌은 많으나[1, 2], 균열 성장속도가 충분히 빨라서 재료의 관성(Inertia)이 중요한 역할을 하는 경우 탄성적 또는 완전 소성적으로 반응하는 재료의 파괴에 대한 이해는 최근의 일이다. 일반적으로 동적파괴(Dynamic Fracture) 인성값에 대한 대략적인 정보는 저렴하고 간단하게 시험할 수 있는 샤프 충격시험으로 얻을수 있으나, 샤프 충격시험의 결과는 파괴에 따른 전체적인 에너지값 만을 나타낼 뿐 노치(Notch) 부근에서 응력의 분포가 매우 복잡하여 파괴역학에 기초를 둔 해석이 어렵다. 따라서 파괴의 발생을 포함한 선형파괴역학적인 해석이 가능한 방법이 제안되었는데 이는 폭발에 의한 인장파동(Tensile Stress Wave)을 이용한 동적파괴 인성시험법이다[3, 4]. 이와 같은 시험방법은 Stress Intensity Rate(\dot{K}_I)를 약 2×10^6 MPa \sqrt{m}/sec 까지 증가시킬 수 있어 샤프 충격시험보다 높은 Rate를 얻을수 있는 것으로 보고되어 있다.

Duffy[4]와 Wilson 등[5]은 일반 탄소강 등의 재료에서 연성파괴(Ductile Fracture)가 일어나는 경우에는 정적하중 조건보다 동적하중(Dynamic Loading) 조건하에서 파괴인성이 일반적으로 더 높다는 것을 발견하였다. 이러한 경향은 동적파괴 인성이 정적하중 하에서 측정된 값보다 일반적으로 낮

게 관찰되는 현상과는 매우 다른 것이다. 그 외에도 금속의 고속도 파괴에 미치는 하중속도의 영향에 대하여는 많은 연구가 진행되어 왔으나[6, 7], 여러 재료의 파괴인성에 대한 열처리, 미세조직, 시험온도, 하중속도 등의 효과를 종합적으로 분석, 조사한 연구는 거의 되어 있지 않은 상태이다. 따라서 본 연구에서는 우주항공분야에 다양하게 사용되고 있는 휘스카(Whisker) 보강 Al 복합재료를 사용하여 동적파괴 인성을 측정하고 정적파괴 인성과 비교 분석하였으며, 파괴인성에 영향을 미치는 미세조직, 하중속도 등의 요인들을 검토하였다.

2. 실험방법

본 연구에 사용된 SiCw 보강 2124 Al 복합재료는 SiCw의 부피분율을 0, 5.2, 13.2%로 달리하여 분말 야금 및 압출가공에 의하여 제조된 것으로 Advanced Composite Materials Co.로부터 구입하였으며, 조성과 대표적인 기계적 성질은 Table 1과 Table 2에 나타나 있다. 이 재료는 T6 조건, 즉 504°C에서 4시간 용체화 처리를 한 후 177°C에서 4시간 시효처리되어 파괴시험에 사용되었으며, 이때 시효시간은 Fig. 1과 같이 시효시간에 따른 기지의 미세 경도를 측정하여 최고 경도를 나타낼 때의 시간으로 결정되었다.

동적파괴 발생(Dynamic Fracture Initiation)을 연구하기 위하여 Costin 등[3]은 노치를 준 봉상 시편을 따라 전파되는 인장파동(Tensile Pulse)을 응용하여 동적파괴 인성을 구하는 시험방법을 처음 제안하였으며, 그 이후 여러 연구자들이 시험방법을 개선하였다[4, 5, 8]. 피로균열은 가공 노치를 준 봉

Table 1. Chemical Compositions of the Materials Studies (Wt. Pct)

Materials	C	Cu	Fe	Mg	Mn	Mo	Si	S	V	Al
13.2v/o SiC 2124-Al	4.33	3.41	0.02	1.88	0.24	.001	9.88	.003	.001	bal.
2124 Al	.014	4.10	0.02	1.92	0.49	.001	.006	.003	--	bal.

Table 2. Room Temperature Tensile Properties in Longitudinal Orientation (Values supplied by Advanced Composite Materials Co.)

	2124 - T6 Aluminum Alloy	2124-T6 Aluminum Matrix Composite Reinforced with 13.2 v/o SiCw
Elastic Modulus, E (GPa)	69	96
Yield Strength (MPa)	300	500
Maximum Elongation (%)	25	2
Poisson's Ratio	0.33	0.28

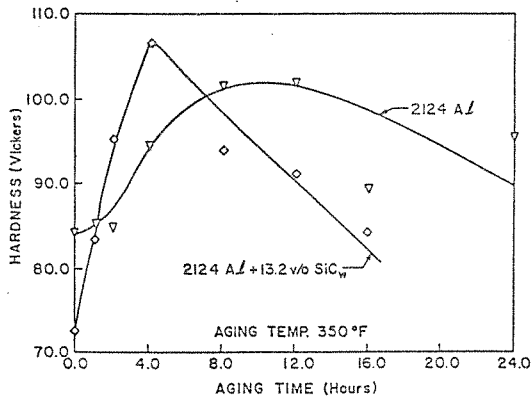


Fig. 1 Microhardness of the Al matrix area as a function of aging time.

상시편을 굽힘변위가 일정하도록 고안된 피로시험기 (Fig. 2)를 사용하여 회전시킴으로써 동심원적으로 균일한 피로균열을 만들 수 있다. Fig. 3과 같이 노치로부터 균일하게 피로균열을 성장시킨 파괴 인성 시험편은 시편의 한쪽편에 부착된 Loading Head에 장치된 폭발물의 폭발에 의하여 짧은 순간에 전파되는 인장파동에 의해 파괴가 일어난다. Fig. 4는 Stress Intensity Rate(\dot{K}_I)가 약 2×10^6

MPa $\sqrt{\text{m}}/\text{sec}$ 인 동적파괴 시험장치를 보여 주며, 폭발은 진공 Chamber 내에서 일어나 시편과 시험 장치의 파손을 막도록 제작되었다.

Precracked Section으로 전파되는 폭발에 의한 인장파동은 노치로부터 약 3cm 떨어진 곳에 부착된 Strain Gauge로부터 감지되어 파괴에 대한 파괴발생의 평균 응력을 측정할 수 있다. 파괴발생의 순간은 Oscilloscope에 기록된 전파된 파동과 반사된 파동을 관찰함으로써 결정된다. 균열 열림변위 (Crack Opening Displacement : COD)는 다음과 같은 Moire 방법을 사용하여 광학적으로 측정된다. 우선 33 lines/mm의 미세한 Grid를 시편 노치 바로 옆의 Polished Flat Portion과 유리 슬라이드에 입힌 다음, 이 두 Grid를 서로 겹쳐 놓는다. 이때 유리 슬라이드의 한쪽 부분은 시편에 접촉되며, 균열이 벌어지게 되면 두 Grid의 눈금들이 서로 지나치게 되어 상대적 변위는 광전 변환장치를 이용한 Interference Pattern의 변화로 측정할 수 있다. 이상과 같이 시간의 변화에 따른 파괴과정에서의 평균 응력과 COD를 각각 측정할 수 있어 이로부터 K_{Ia} 또는 J_{Ia} 를 계산하였다.

정적파괴 시험에서는 동적파괴 시험에서와 같은 모양의 봉상시편을 만능시험기 (Universal Testing

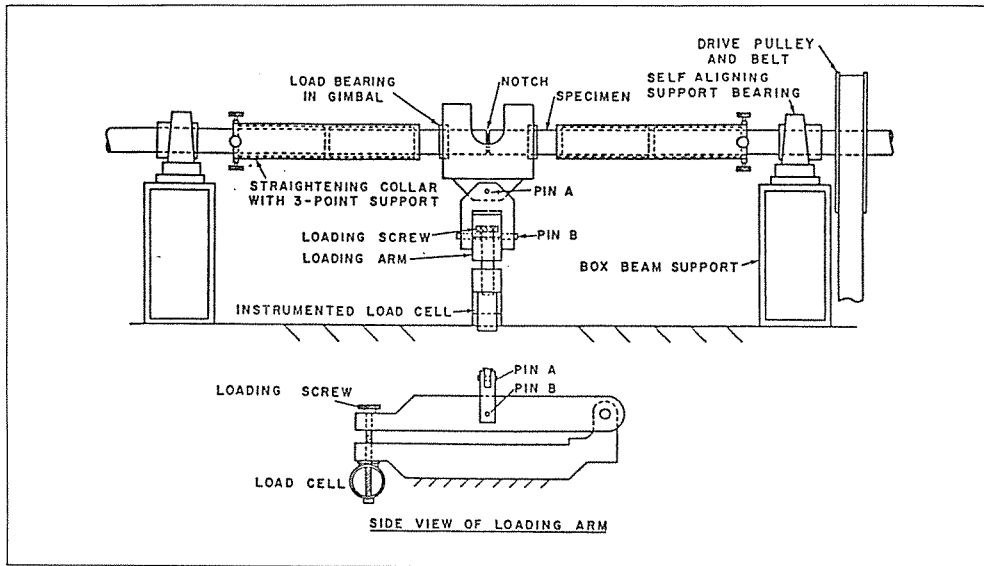


Fig. 2 Schematic diagram of the fatigue precrack growing apparatus. It consists of a rotating beam placed in bending by imposing a fixed displacement at its midpoint.

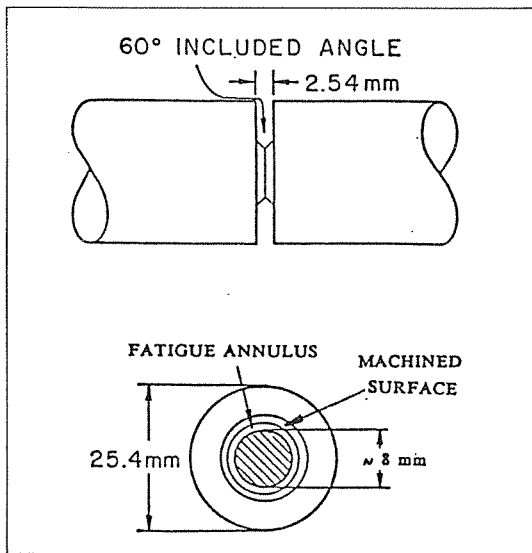


Fig. 3 The notched section of the specimen, showing the ligament after fatigue.

를 이용하여 측정하였고, 파괴가 시작하는 순간은 전기 비저항(Electrical Resistivity)의 측정으로 결정된다. 비저항은 균열이 발생되기 전까지는 직선적으로 증가하다가 균열이 발생되기 시작하면 그 기울기가 변화하게 된다. Fig. 5(b)는 파괴가 발생하는 순간의 하중을 구하는 방법을 보여 준다. 이 방법의 신뢰성은 Couque 등[8]이 조사한 바 있다. 파괴 시험은 $-196^{\circ}\text{C} \sim 100^{\circ}\text{C}$ 의 온도범위에서 실시되며, 파괴시험기에 Environmental Chamber를 설치하고, 저온은 액체질소로, 고온은 저항선의 가열에 의하여 시편의 노치부분을 Chamber 내에서 정확한 온도로 유지시킨 후 상온에서와 같은 시험방법으로 시험하였다.

평면변형 파괴인성은 Tada 등[9]이 제안한 바와 같이

$$K_I = \frac{P}{\pi R^2} \sqrt{\pi R} F(2R/D) \dots\dots\dots (1)$$

Machine)를 사용하여 인장하였다(Fig. 5(a)). 이때의 Stress Intensity Rate(\dot{K}_I)는 $1 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}/\text{sec}$ 이다. 균열열림 변위는 MTI Photonic Sensor

으로 계산되었다. 여기서 R은 피로균열을 준 후 남아 있는 Ligament의 반경, P는 하중-변위곡선에서 ASTM에 따라 5% offset 방법으로 구한 하중, D

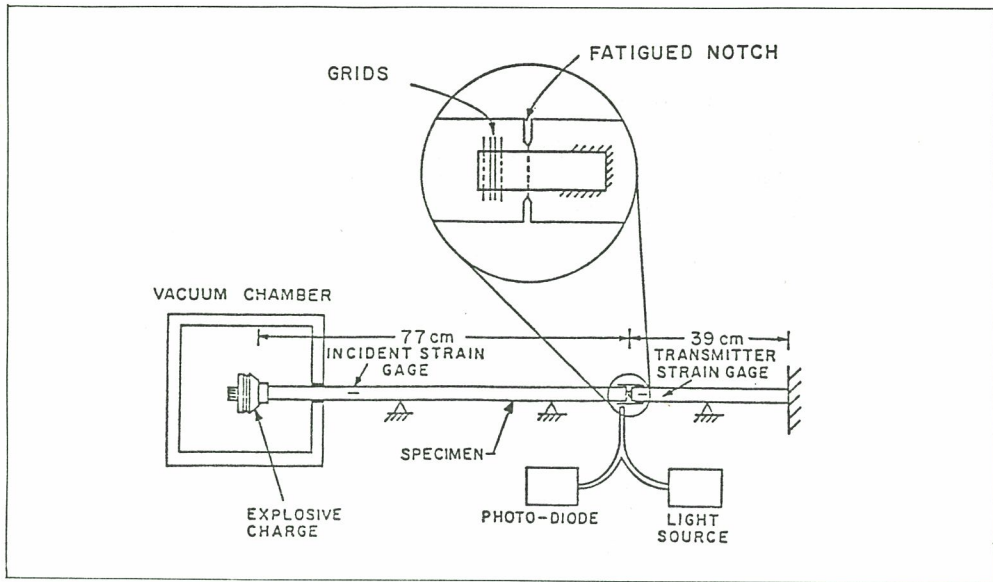


Fig. 4 Schematic diagram of the apparatus employed for the dynamic fracture initiation experiments.

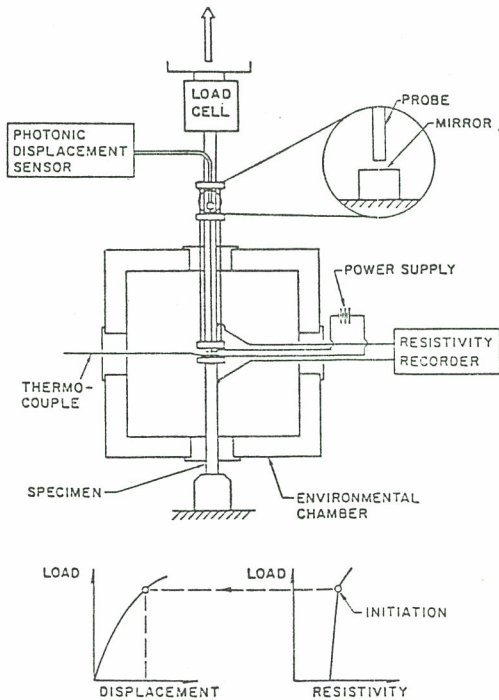


Fig. 5 Schematic diagram of (a) the apparatus employed for the quasi-static fracture test and (b) the measuring method of the instant at which fracture initiated.

는 봉상시편의 외경, $F(2R/D)$ 는 Size Function이다. ASTM의 평면 변형 파괴 인성시험에 대한 시편크기 조건은

$$R \geq 2.5(K_{Ic}/\sigma_y)^2 \dots\dots\dots (2)$$

이며, 시편크기가 (2)식의 조건을 만족하지 않을 경우에는 J-integral을 구하고, 이 J-integral 값을 K_{Ic} 로 환산한다. Rice 등[10]은 노치를 준 봉상시편의 J_1 값이 다음식과 같이 하중-변형 곡선으로부터 결정될 수 있음을 제시하였다.

$$J_1 = \frac{1}{2\pi R^2} [3 \int_0^{\delta_c} P d\delta_c - P\delta_c]^{1/2} \dots\dots (3)$$

여기서 δ_c 는 균열의 존재에 의한 Load-point Displacement이며, 위 식으로부터 J 값이 결정되면 다음 식을 이용하여 K_{Ic} 로 환산하였다.

$$K_{Ic} = [E J_{Ic}/(1-\nu^2)] \dots\dots\dots (4)$$

또한 Fig. 6과 같이 둥근 노치를 준 인장시편을 이용한 Void Initiation 시험은 증가된 3축 응력상태의 효과와 Microvoid Initiation의 근원을 규명하기 위하여 실시되고[11], 파괴인성 시험결과와 비

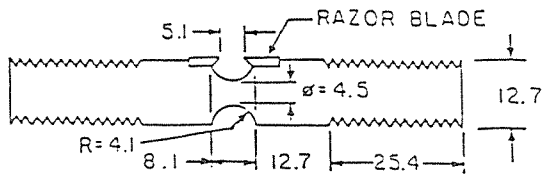


Fig. 6 The shape and dimensions of the notched round tensile specimen, (unit : mm).

교 조사되었다. 이러한 파괴시험 및 노치 인장시험에 의하여 파괴된 시편들의 파면은 주사전자현미경(SEM)으로 자세하게 조사되었고, 휘스카, 전위 등이 포함된 미세조직도 박막 시편을 만든 후 가속전압 200 KV에서 투과전자현미경(TEM)으로 관찰되었다.

3. 실험결과

3.1. 미세조직

SiCw 로 보강된 Al 복합재료의 미세조직은 Fig. 7에 나타나 있으며, Hot Processing 과 열간 압출 공정을 거치면서 휘스카는 상당히 많이 부서져 Aspect Ratio 는 5~10 정도를 보이고 있다. 이 휘스카들은 대체로 기지내에 균일하게 분포되고 압출 방향에 평행하게 배열되어 이 방향으로의 기계적 성질이 우수할 것이라는 것을 쉽게 예상할 수 있다.

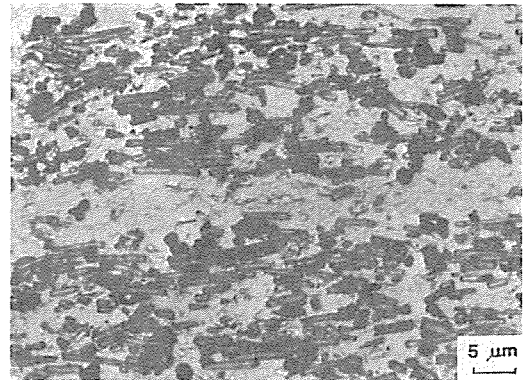


Fig. 7 Optical micrograph of the 2124-T6 aluminum matrix composite reinforced with 13.2 v/o SiCw.

Fig. 8은 13.2%의 SiCw로 보강된 2124-T6 Al 복합재료의 TEM 조직사진으로서 많은 양의 전위들을 휘스카 부근에서 발견할 수 있다. 또한 휘스카/기지 계면에는 불순물들도 관찰되고 있어 파괴 및 인장시험시 이러한 불충분하게 결합된 계면이 Void Initiatin Site로 될 가능성이 높을 것으로 생각된다.

3.2. 파괴 성질

SiCw 로 보강된 Al 복합재료와 보강되지 않은 2124-T6 Al 합금에서의 상온 파괴인성 시험결과는 Table 3에 나타나 있다. 보강된 Al 복합재료는 보

Table 3. Static and Dynamic Values of the Plane Strain Fracture Toughness During Fracture Initiation at Room Temperature

Stress Intensity Rate, K_I (MPa \sqrt{m} /s)	Fracture Toughness (MPa \sqrt{m})	
	2124 - T6 Aluminum Alloy	2124-T6 Aluminum Matrix Composite Reinforced with 13.2 v/o SiCw
1	37	21
2×10^6	41	27



Fig. 8 Transmission electron micrograph of the 2124-T6 aluminum matrix composite reinforced with 13.2 v/o SiCw.

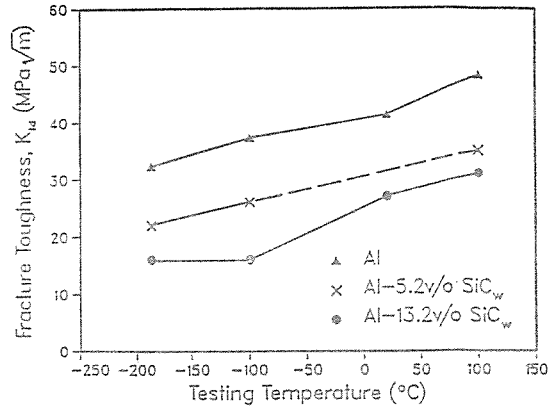


Fig. 9 Dynamic fracture toughness as a function of testing temperature for 2124-T6 Al alloy and 2124-T6 Al matrix composite reinforced with 5.2 v/o and 13.2 v/o SiC whiskers.

강되지 않은 Al 합금보다 낮은 파괴인성을 가지며, 동적파괴 인성 (K_{Ia})은 정적파괴 인성 (K_{Ic}) 보다 높아 SiCw 보강 복합재료는 약 30%, Al 합금의 경우 약 11% 높은 인성값을 보이고 있다. 이는 동적 파괴 시험시 복합재료가 일반 Al 합금에 비하여 훨씬 더 크게 인성값이 증가하고 있어 복합재료에서 파괴가 일어나는 과정, 즉 파괴 기구는 Al 합금과는 달리 상당히 복잡할 것으로 생각된다. Fig. 9는 시험온도와 SiCw 부피분율의 변화에 따른 동적파괴 인성시험 결과이다. 이때 -196°C , -100°C 에서의 부피분율 13.2%로 보강된 복합재료의 파괴인성값은 (2)식을 만족하여 K_{Ia} 값이 (1)식으로부터 직접 구하여지나, 그 외의 파괴인성값들은 (2)식을 만족하지 않으므로 (3)식으로부터 J 값을 구하여 이에 상응하는 K_{Ia} 값을 (4)식에 의하여 구하였다. 정적파괴

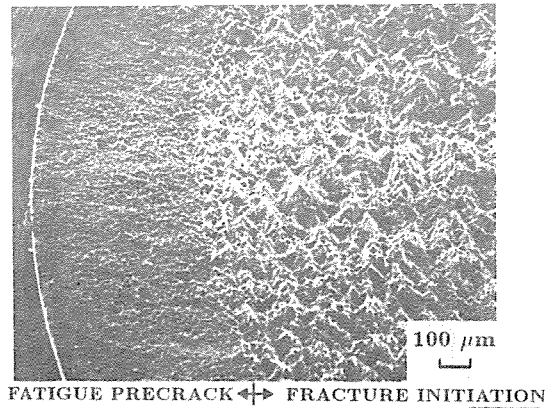


Fig. 10 Fracture surface showing fibrous fracture surrounded by an annulus of the fatigued zone of a plane strain fracture toughness specimen tested at 25°C under dynamic loading for 2124-T6 Al reinforced with 13.2 v/o SiC whiskers. The part of the machined surface is also visible.

시험결과와 마찬가지로 [12] SiCw 부피분율이 높은 재료일수록 낮은 인성을 보이고 있으며, 시험온도가 증가함에 따라 직선적으로 파괴인성도 증가하고 있다.

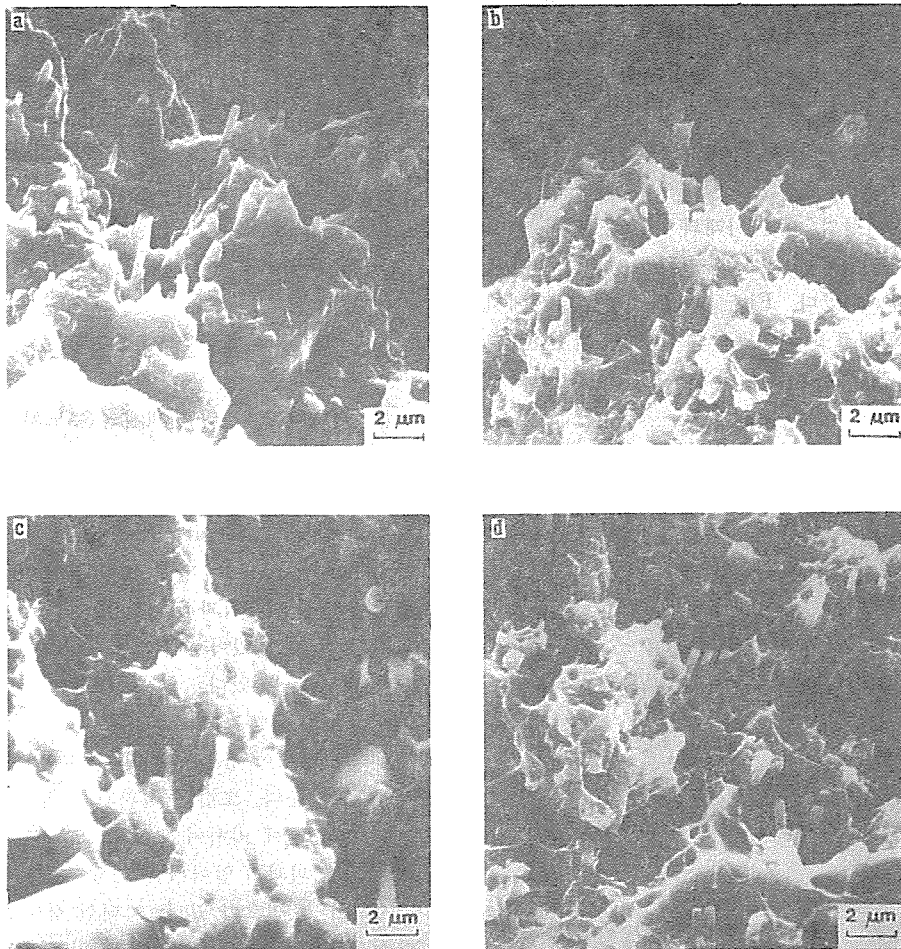


Fig. 11 SEM fractograph adjacent to the prefatigued crack tips of plane strain fracture toughness specimens tested at (a) -196°C , (b) -100°C , (c) 25°C and (d) 100°C under dynamic loading for 2124-T6 Al reinforced with 13.2 v/o SiC whiskers (at 45°C tilt). Note presence of whisker pull-out inside dimples.

3. 3. 파면조사

동적 및 정적 하중속도와 여러 시험온도 범위에서 파단된 모든 시편들의 파괴발생 형태(Fracture Initiation Mode)를 조사하기 위해 파면을 SEM으로 관찰하였다. Fig. 10은 상온에서 동적하중 조건으로 파괴된 복합재료 시편들의 Macro 파면사진으로 피로균열과 파괴영역이 뚜렷하게 구분됨을 알

수 있다. Fig. 11(a)-(d)는 시험온도 -196°C 에서 100°C 까지 동적하중 조건으로 파괴된 복합재료 시편들의 파면사진이며, 파면사진들은 모두 파괴가 발생하는 영역 즉 피로균열 바로 옆부분을 관찰한 것이다. 파면들의 주된 파괴발생 형태는 시험온도와 상관없이 연성파괴이고, 정적하중 조건으로 파괴된 시편의 파괴형태와 거의 같다[13]. 시편을 약 45° 기울여 관찰하면 Dimple 내에 Pull-out 된 휘스카

가 많이 발견된다. 그러나 이 휘스카 Pull-out 을 자세하게 관찰하여 보면, 높은 온도에서는 휘스카의 표면이 그대로 드러나 있으나, -196°C 에서 파괴된 시편의 파면에서는 휘크가 Pull-out 의 길이가 짧고, 휘스카의 표면에 기지금속이 묻어 있는 경우도 많이 관찰된다.

노치 인장시편의 파면 아래의 변형을 많이 받은 영역을 자세하게 관찰하여 보면 복합재료의 파괴과정을 조사할 수 있다. Fig. 12(a)-(b)는 상온에서 파단된 복합재료를 파면에 수직으로 절단한 후 SEM으로 관찰한 것이다. Fig. 12(a)는 파면에서

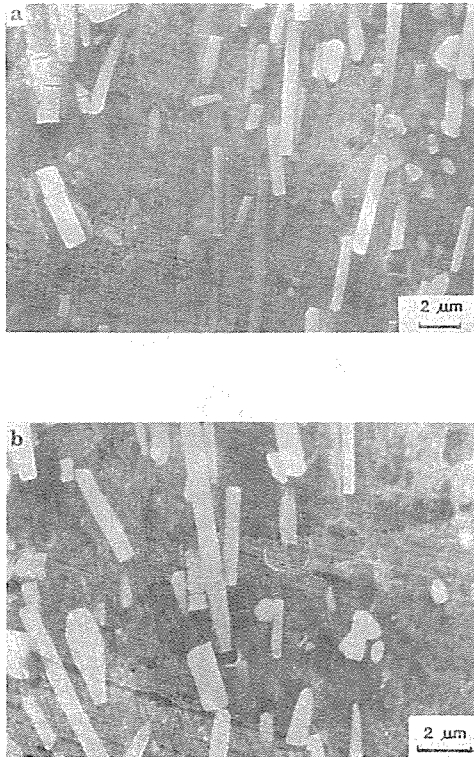


Fig. 12 Scanning electron micrographs of notched round tensile specimens sectioned parallel to the tensile axis showing the microstructure beneath the fracture surfaces of the 2124-T6 Al reinforced with 13.2 v/o SiC whiskers fractured at 25°C . The tensile axis is vertical for the micrographs.

상당히 떨어진 변형이 크지 않은 영역을 보여 주며, 휘스카의 끝부분의 휘스카/기지 계면에서 많은 Void가 생성되고 있다. 더 큰 변형을 받으면(파면 바로 아래 부분) Fig. 12(b)와 같이 휘스카/기지 계면을 따라 성장하여 결국 휘스카 Pull-out 를 유발한다. 이와 같이 정적하중 조건에서 SiCw 보강 복합재료의 주된 파괴기구는 휘스카/기지 계면에서의 Void 생성이라고 할 수 있다.

4. 결과 고찰

본 연구에서 실시된 파괴시험은 노치 및 피로균열을 준 봉상시편을 사용하여 Stress Wave Loading 방법에 의하여 파괴인성을 측정하는 것이다. 이 방법으로 Stress Intensity Rate를 약 $2 \times 10^6 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}/\text{sec}$ 까지 이르게 할 수 있으며, 파괴가 일어나는 곳에서의 평균 응력과 균열 열림변위를 시간의 함수로서 측정할 수 있어 파괴발생시의 K_{Ia} 값을 신뢰성 있게 해석할 수 있다.

파괴인성 시험결과는 SiCw 보강 Al 복합재료의 동적파괴 인성이 정적파괴 인성보다 약 30% 높다는 것을 보여 준다. 또한 동적파괴 시험시 복합재료가 일반 Al 합금에 비하여 훨씬 더 크게 인성값이 증가하고 있어 파괴가 일어나는 과정에 대하여 자세하게 조사하여 볼 필요가 있다. 이러한 경향은 최근 일반 탄소강을 사용한 Couque 등[8]의 연구에서도 보고된 바 있다. 이것을 미세 파괴과정에 의하여 설명하자면, Void의 생성, 성장, 결합은 시간에 의존하기 때문에 정적하중의 경우 Void들이 서로 연결되어 파괴에 이르는 데는 상당한 시간이 소요될 것이다. 그러나 동적하중에서는 매우 짧은 시간에 파괴가 일어나므로 Void의 생성 및 결합에 필요한 변형을 얻기 위하여는 높은 유동응력(Flow Stress)이 요구되고, 이에 따라 높은 파괴인성값을 보이게 될 것으로 생각된다. 이를 다음과 같이 균열 선단에서의 연성 파괴에 대한 간단한 파괴모델로 설명하였다.

날카로운 균열에서의 연성파괴에 대한 모델은 Rice and Johnson[14]이 파괴인성 결과를 해석하기 위하여 처음 제안하였다. 이 모델은 임계변형율이 어떠한 임계거리, 즉 파괴발생의 요인들을 포함하는 미세조직의 크기 위에서 달성될 수 있을 때 파

파괴가 일어난다는 것으로부터 출발하였으며, 특별히 파괴형태가 연성파괴 일때 파괴인성의 변화를 설명하는데 사용되었다. 그러나 소성변형 중에는 균열선단이 벌어지고 폭플이 둔하여지기 때문에 Rice and Johnson 모델은 Blunting Crack Tip에 대한 McMeeking[15]의 수치학적 해를 이용하여 개선되었다.

McMeeking의 결과는 J-integral의 측정값과 균열선단의 벌어진 거리(δ_c ; Crack Tip Opening Displacement)의 관계를 제공한다. Al 복합재료의 실제 측정값과 비슷한 변형 경화를 $n=0.1$ 과 항복변형 $\sigma_y/E=1/300$ (E는 탄성계수, σ_y 는 항복강도)에 대한 결과는

$$\delta_c \approx 0.41 J_1 / \sigma_y \dots\dots\dots (5)$$

이며, 소영역 항복(Small Scale Yielding) 조건에서는

$$J_1 = \frac{(1-\nu^2) K_I^2}{E} \dots\dots\dots (6)$$

의 관계가 있다. 여기서 K_I 는 응력확대계수, ν 는 Poisson 계수이다. 따라서 $\delta_c = \delta_c^*$ (Critical Crack Tip Opening Displacement)를 대입하여 평면변형 파괴인성에 대한 다음 식을 유도할 수 있다.

$$K_{IC} \approx \sqrt{\frac{\sigma_y E \delta_c^*}{0.41(1-\nu^2)}} \dots\dots\dots (7)$$

이와 같이 파괴가 일어나는 영역이 균열선단에서 Finite Strain Region, 즉 δ_c 의 두배 정도의 크기로 제한되는 경우 평면변형 파괴인성을 (7)식으로부터 예측할 수 있다. 따라서 변형속도(Strain Rate)가 높을 수록 유동응력도 증가하게 되며, (7)식에 의해서 유동응력은 K_{Id} 에 영향을 주어 K_{Id} 가 K_{IC} 보다 높은 값을 나타낸다.

Pickard 등[16]은 SiCw 보강 Al 복합재료의 인장시험시 High Strain Rate에서 강도와 연성이 높다는 것을 발견하였다. 또한 Low Strain Rate에서는 SiCw 끝부분의 계면에서 Void가 생성되나, High Strain Rate에서는 계면보다는 휘스카 자체에서 Microcrack이 형성된다고 하였다. 이는 SiCw와 Al 사이의 젖음성(Wettability)이 다른 복합재료에 비하여 우수하다는 사실로 비추어 볼때

상당히 가능성이 있는 것으로 받아들일 수 있다. 즉, 낮은 변형속도에서는 Void의 생성 및 성장에 충분한 시간이 있기 때문에 SiCw/기지 계면에서 Void가 생성될 수있을 것이지만, 대단히 높은 변형속도 하에서는 계면에서 Void가 생길 시간적인 여유가 없고 계면의 젖음성도 상당히 양호하기 때문에 순간적으로 더 높은 응력이 요구되고, 결국 계면이 아닌 휘스카가 깨지면서 균열이 생길 수 있다. 또한 휘스카는 표면이 물결형태로 나타나기도 하고, 미세쌍정(microtwin)과 같은 결함도 존재한다고 보고되어 있어[17] 어떠한 충격적으로 높은 응력이 부과되는 조건에서는 SiCw/기지계면보다 오히려 취약할 수도 있을 것이다.

SiC 휘스카로 보강된 복합재료는 Fig. 12에서 보여 주듯이 외부 응력이 작용하게 되면 휘스카/기지 계면에서 변형이 집중되어 Void를 생성시키고, 이 Void들은 계면을 따라 상당히 성장될 수 있어 많은 양의 휘스카 Pull-out이 파면에서 관찰된다(Fig. 11(c)-(d)). 저온에서 파괴될 때는 휘스카/기지 계면이 응력집중처 역할을 하여 Void를 생성시키나, 기지 조직이 취약하여 Void가 크게 성장을 못하고 바로 파괴를 일으킨다. 따라서 저온파괴의 경우에는 Fig. 11(a)-(b)와 같이 Pull-out된 휘스카의 길이가 짧고, 휘스카에는 기지 금속이 많이 묻어 있게 된다. 이와 같이 Void는 주로 계면에서 생성되고 있어 기지조직인 Al 합금과 미세 석출물들은 파괴에 큰 영향을 미치지 못하고 있으며, 파괴에 가장 중요한 인자는 휘스카 또는 휘스카/기지 계면이라는 것을 알 수 있다.

이상의 결과로부터 SiCw로 보강된 Al 복합재료의 동적파괴 인성은 정적파괴 인성보다 높은 인성값을 가질 수 있으며, 복잡한 파괴거동을 미세조직과 연관시킨 미세파괴과정의 조사로 잘 설명할 수 있음을 보여 준다. 실제로 미세적인 파괴과정이 SiCw 부피분율, 미세조직, 시험온도 등에 미치는 영향을 분석하는 것은 금속 및 복합재료의 파괴에 있어 대단히 중요한 문제중의 하나이므로 동적 및 정적 하중조건에서의 자세한 파괴기구 및 시험결과 해석은 앞으로 더 연구하여야 할 과제로 생각된다.

5. 결 론

SiC 휘스카로 보강된 2124-T6 Al 복합재료를 -196°C와 100°C의 온도범위에서 동적 및 정적파괴 시험을 실시한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 보강된 Al 복합재료는 보강되지 않은 Al 합금보다 낮은 파괴인성을 가지며, 동적파괴 인성값은 정적파괴 인성값보다 높아 SiCw 보강 Al 복합재료는 약 30%, Al 합금의 경우 약 11% 높은 인성값을 보인다.

2. SiCw 부피분율이 높은 재료일수록 낮은 동적 파괴 인성을 보이고 있으며, 시험온도가 증가함에 따라 직선적으로 파괴인성도 증가한다.

3. 파면들의 주된 파괴발생 형태는 연성파괴이며, Pull-out 된 휘스카도 많이 발견된다.

4. 정적하중조건에서 SiC 휘스카 보강 Al 복합재료의 주된 파괴기구는 휘스카/기지 계면에서의 Void 생성이다. 반면에 동적하중조건 하에서는 계면에서 Void가 생길 시간적인 여유가 없게 되어 순간적으로 휘스카가 깨지면서 균열이 생겨 파괴가 일어난다.

참고문헌

1. T. Gladman, I.D. McIvor and F.B. Pickering: J. Iron Steel Inst., 1972, Vol. 210, pp.216.
2. D.A. Curry, I. Milne and R.S. Gates: Mat. Sci. Eng., 1984, Vol. 63, pp.101.
3. L.S. Costin, J. Duffy and L.B. Freund: AS-TM STP 627, 1977, pp.301.
4. L.S. Costin and J. Duffy: Trans. of ASTM 101, J. of Eng. Mat. and Tech., 1979, pp.258.
5. M.L. Wilson, R.H. Hawley and J. Duffy: Eng. Frac. Mech., 1980, Vol. 13, pp.371.
6. E.R. Parker and V.F. Zackay: Eng. Frac. Mech., 1975, Vol. 7, pp.371.
7. R.O. Ritchie, B. Francis and W.L. Server: Metall. Trans., 1976, Vol. 7A, pp.831.
8. H. Couque, R.J. Asaro, J. Duffy and S. Lee: Metall. Trans. A, 1988, Vol. 19A, pp.2179.
9. H. Tada, P.C. Paris and G.R. Irwin: in "The Stress Analysis of Cracks Handbook", Del Research Co. Hellertown, Pennsylvania, 1973.
10. J.R. Rice, P.C. Paris and J.G. Merkle: AS-TM STP 536, 1973, pp.231.
11. S. Lee: Scripta Metallurgica, 1988, Vol. 22, pp.59.
12. D.L. McDanel: Metall. Trans. A, 1985, Vol. 16A, pp.1105.
13. A. Marchand, J. Duffy, T.A. Christman and S. Suresh: Eng. Frac. Mech., 1988, Vol. 30, pp.295.
14. J.R. Rice and M.A. Johnson: in "Inelastic Behavior of Solids", ED. M.F. Kanninen et al., McGraw-Hill, 1970, pp. 641.
15. R.M. McMeeking: Transaction of the ASME, 1977, pp. 290.
16. S.M. Pickard, B. Derby, J. Harding and M. Taya: Scripta Metallurgica, 1988, Vol. 22, pp. 601.
17. S.R. Nutt: J. Am. Cer. Soc., 1984, Vol. 67, pp. 428.