

|||||||  
論 文  
|||||||

# 용탕단조법으로 제조된 니켈코팅흑연화이버 강화 금속복합재료의 미세조직에 대한 가압력의 영향

유용문 · 윤의박

## Influence of Applied Pressure on the Microstructure of NCG Reinforced MMC Fabricated by Squeeze Casting

Yong-Mun Ryu and Eui-Park Yoon

### Abstract

In order to increase the wettability between ceramic fiber and metal matrix, ceramic fibers are generally coated with metal. In this paper, we examined how the nickel layers coated on continuous graphite fiber to increase the wettability are affected with variation applied pressure. In order to examine the behavior of nickel layer with variation of applied pressure, microstructure and nickel mapping of composites were investigated with SEM, and tensile properties of the composite were tested with UTM. As the applied pressure increases, nickel layers were resolved into the aluminum matrix and ultimate tensile strength of the composite decreased. (Received October 22, 1998)

### 1. 서 론

금속복합재료는 비교적 높은 온도에서 높은 비강도·비강성으로 인하여 자동차 부품으로의 적용이 기대되고 있다. 특히, 용탕단조법에 의하여 제조된 금속복합재료는 내부결합이 비교적 작기 때문에 실용화를 위한 연구가 진행되어 왔다[1]. 용탕단조법에 의한 탄소섬유 강화 금속복합재료는 경량화 및 마모특성으로 인하여 도요다의 디젤피스톤[2] 및 혼다의 실린더 블록[3-4]에 적용되고 있다. 그러나 장섬유 강화 복합재료는 특정한 방향으로 응력집중이 발생하는 자동차 부품에 응력집중이 발생하는 방향으로 장섬유를 보강하여 부품의 특정방향으로의 기계적 특성향상을 꾀할 수 있는 장점에도 불구하고 장섬유 세라믹 강화재의 높은 가격으로 인하여 장섬유강화 금속복합재료의 자동차 적용은 미비한 실정이다. 따라서 장섬유 강화 복합재료의 활발한 자동차 적용을 위하여서는 저가의 장섬유 세라믹 강화재를 사용하여 최종 제품의 단가를 낮추어야 한다. 탄소섬유는 기타 다른 장섬유 세라믹 강화재에 비하여 낮은 가격으로 인하여 장섬유강화 금속복합재료의 자동차 적용을 위한 강화재로

주목되고 있다. 그러나 탄소섬유는 기지재료인 금속과의 낮은 젖음성 및 높은 화학반응으로 인하여 강도 저하가 발생한다. 따라서 이러한 탄소섬유의 단점을 극복하기 위하여 금속으로 코팅한 금속코팅 탄소섬유가 장섬유 강화 복합재료의 강화재로써 연구되고 있다[5].

본 연구에서는 용탕단조법에 의한 장섬유강화 금속복합재료의 자동차부품 적용을 위한 기초연구로써, 니켈코팅 탄소섬유 강화재와 2024 알루미늄 기지재료를 선정하였으며, 용탕단조법의 제조변수중 가압력을 변화에 따른 복합재료의 조직관찰 및 니켈 Mapping을 통한 니켈코팅층의 변화를 관찰하였다. 또한 가압력 변화에 따른 인장특성을 비교하였다.

### 2. 실험방법

#### 2.1 재료

본 연구에서는 기지재료로 2024 알루미늄과 강화재로 Cyanamid사에서 제조된 평균직경 7.6 μm의 니켈코팅 탄소섬유(NCG)를 사용하였으며, 니켈코팅 탄소섬유의 기본적인 물성치는 Table 1과 같다.

Table 1. Typical mechanical properties of NCG fiber

NCG Filament	7.6 $\mu\text{m}$
Thickness of Nickel Layer	0.8 $\mu\text{m}$
Specific Gravity	3.0 $\text{g/cm}^3$
Nickel Weight Percent	40
Nickel Purity	99
Tensile Property	4,360 MPa
Tensile Modulus	296,000 MPa
Temperature Stability	430°C

2.2 용탕단조법에 의한 복합재료 제조

예비성형체는 니켈코팅 탄소섬유를 특정한 방향으로 배열되도록 Fig. 1과 같이 제조하였으며, 복합재료는 100톤 프레스를 이용하여 예비성형체 온도 300°C, 용탕주입온도 800°C, 가압속도 10 mm/sec, 가압유지 시간 10초로 고정시킨 후, 가압력을 60 MPa, 80 MPa, 100 MPa로 변화시키면서 제조하였다. 금형의 형상 및 크기는 Fig. 2와 같다.

2.3 미세조직관찰 및 기계적 특성평가

가압력 변화에 따른 니켈코팅 탄소섬유와 알루미늄계면 변화, 복합재료의 미세조직변화, 니켈코팅층의

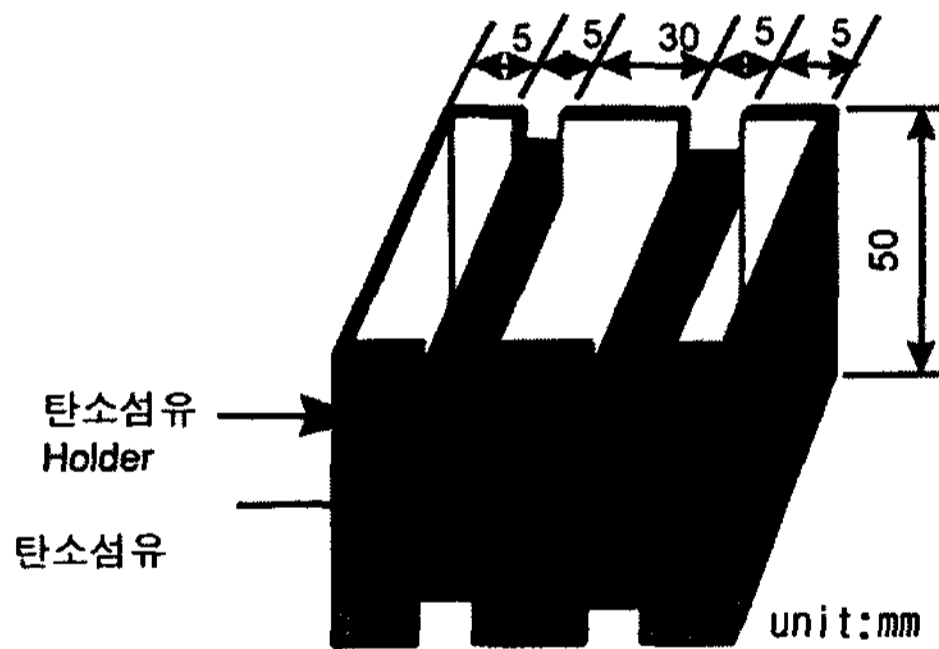


Fig. 1. Shape and dimension of preform.

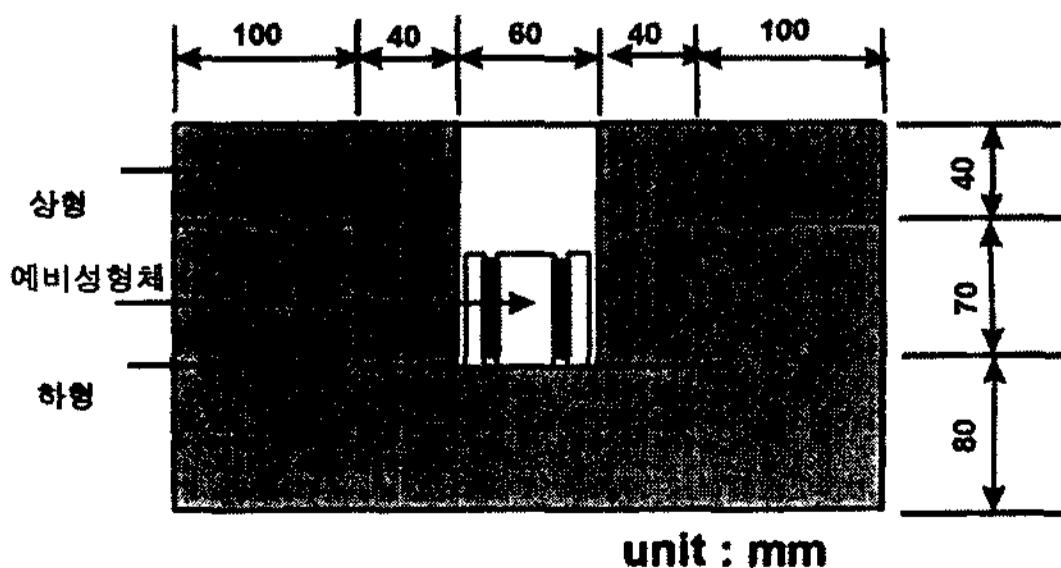
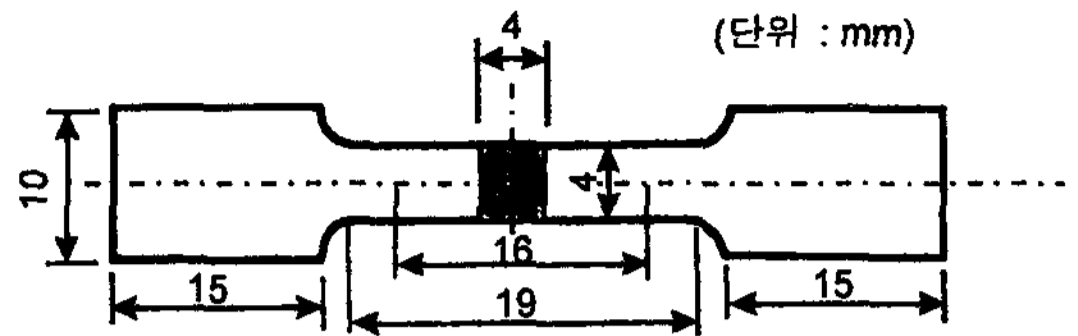


Fig. 2. Shape and dimension of mold.



시편규격 : KSB0801 7 호시편

Fig. 3. Shape and dimension of specimen for tensile test.

변화를 주사전자현미경(SEM)으로 관찰하였다. 인장 시험용 시편은 Fig. 3과 같이 비열처리된 주조상태로 KSB0801 7호와 같이 가공하였으며, 인장시험에서의 강화재 파괴분율은 탄소섬유 13.188%, 니켈코팅층 7.97로 총 21.158%이다. 인장시험은 가압력에 따른 시험편의 인장특성을 비교하기 위하여 INSTRON 4206을 사용하여 인장속도 1 mm/min로 실험을 행하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1 니켈코팅 탄소섬유의 열적안정성 시험

Fig. 4는 Cyanamid사에서 제조한 니켈코팅 탄소섬유의 원재료를 나타낸 사진으로 니켈코팅층이 균일하게 코팅되어 있음을 알 수 있다.

용탕단조법의 제조변수인 예비성형체 예열온도를 결정하기 위한 니켈코팅탄소섬유의 열적안정성 시험 결과 Fig. 5와 같이 300°C까지는 니켈코팅층이 열적안정성을 보였으나 400°C, 500°C에서는 니켈코팅층이 탄소섬유에서 열팽창계수의 차이에 의하여 박리 됨을 알 수 있었다. 따라서 위의 시험결과로부터 예비성형체의 예열온도를 300°C로 결정하였다.

3.2 미세조직관찰

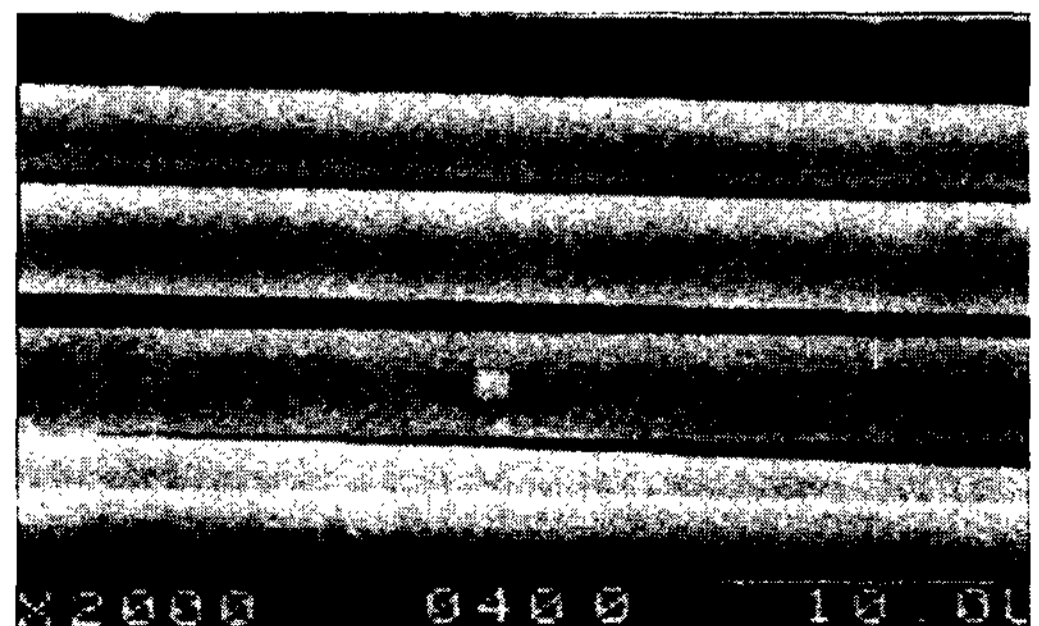


Fig. 4. Microstructure of as-received Cyanamid NCGG.

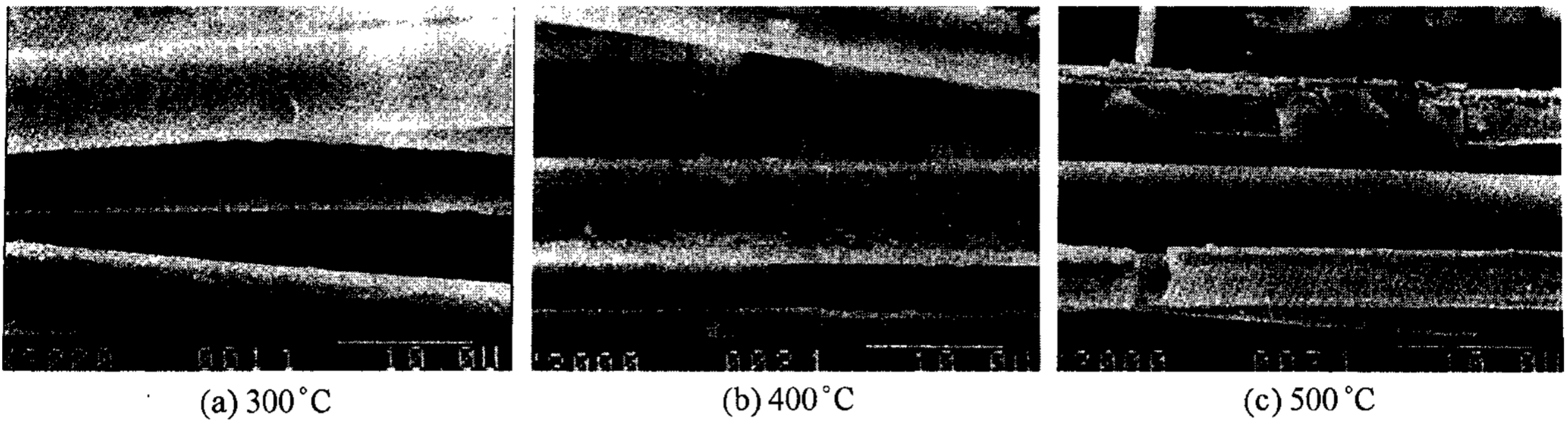


Fig. 5. The result of thermal stability for as-received NCG.

가압력 변화에 따른 니켈코팅층의 변화 및 니켈코팅 탄소섬유 강화재와 알루미늄 기지재료의 계면을 SEM으로 관찰한 결과 및 니켈 Mapping 결과는 Fig. 6과 같으며, 가압력이 60 MPa일 경우 니켈코팅층이 보전되었으나 80 MPa일 경우 니켈코팅층의 일부가 알루미늄 기지재료로 분해하여 들어갔으며 100 MPa의 경우 니켈코팅층의 대부분이 알루미늄 기지재료로 분해하여 들어감을 관찰할 수 있었다. 즉 가압력이 증가할수록 니켈코팅층이 알루미늄 기지재료로 분해하

여 들어감을 관찰할 수 있다. 이러한 결과는 Fig. 7에 제시한 니켈코팅층 분해 메커니즘에 의한 것으로 가압력이 증가함에 따라 니켈코팅층은 파괴강도 이상의 높은 가압력에 의하여 파괴가 일어나고 파괴된 니켈코팅층이 알루미늄 용탕의 지속적인 침투로 인하여 알루미늄 기지로 분해되어 고용되었다고 사료된다. 이러한 가압력 증가에 따른 니켈코팅층의 분해현상은 니켈이 가압력이 증가함에 따라 알루미늄 기지로 고용(dissolution)됨을 보여주는 가압력의 변화에 따른 니

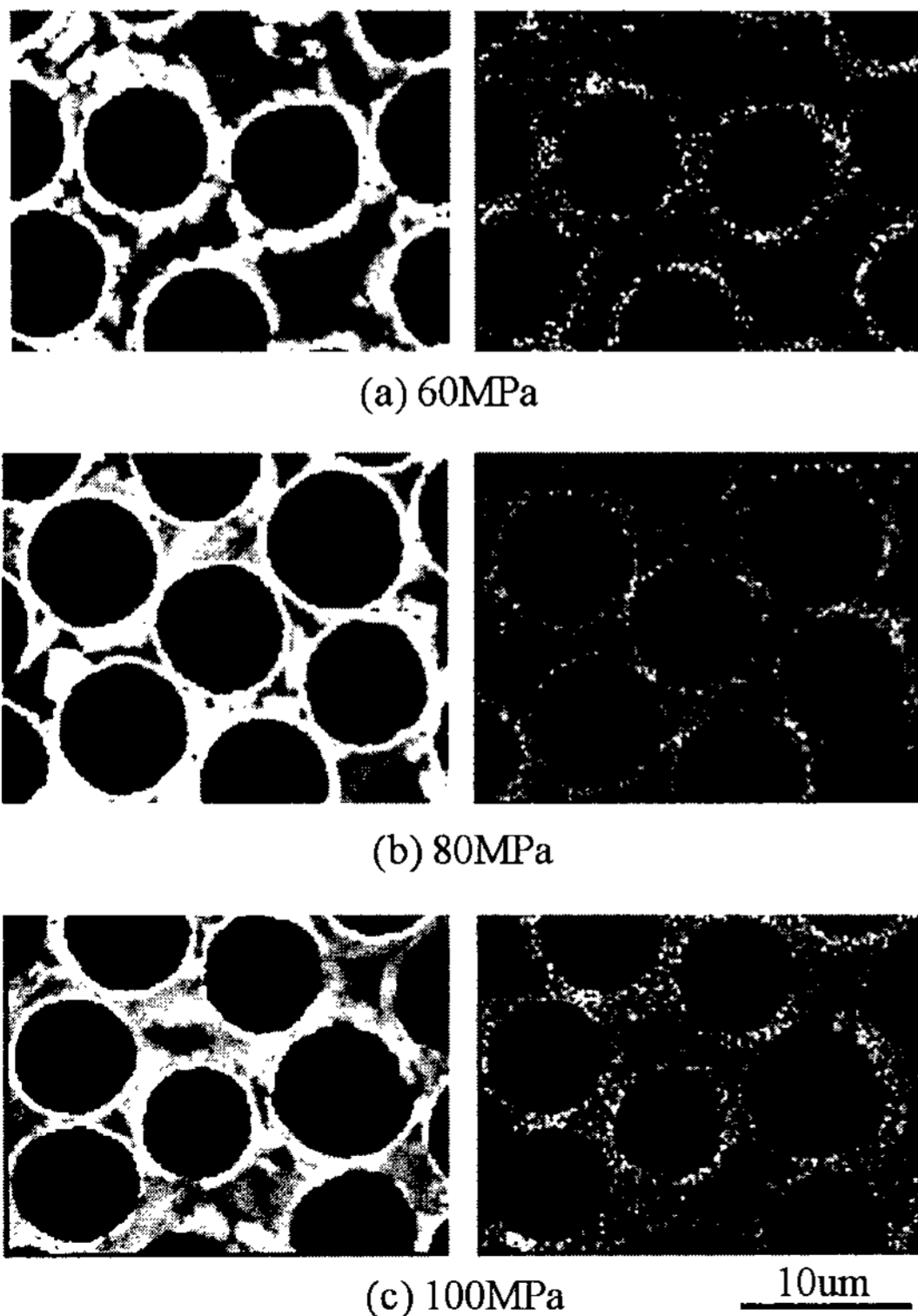


Fig. 6. Microstructure and nickel mapping of NCG reinforced 2024 Al composites by different casting pressure.

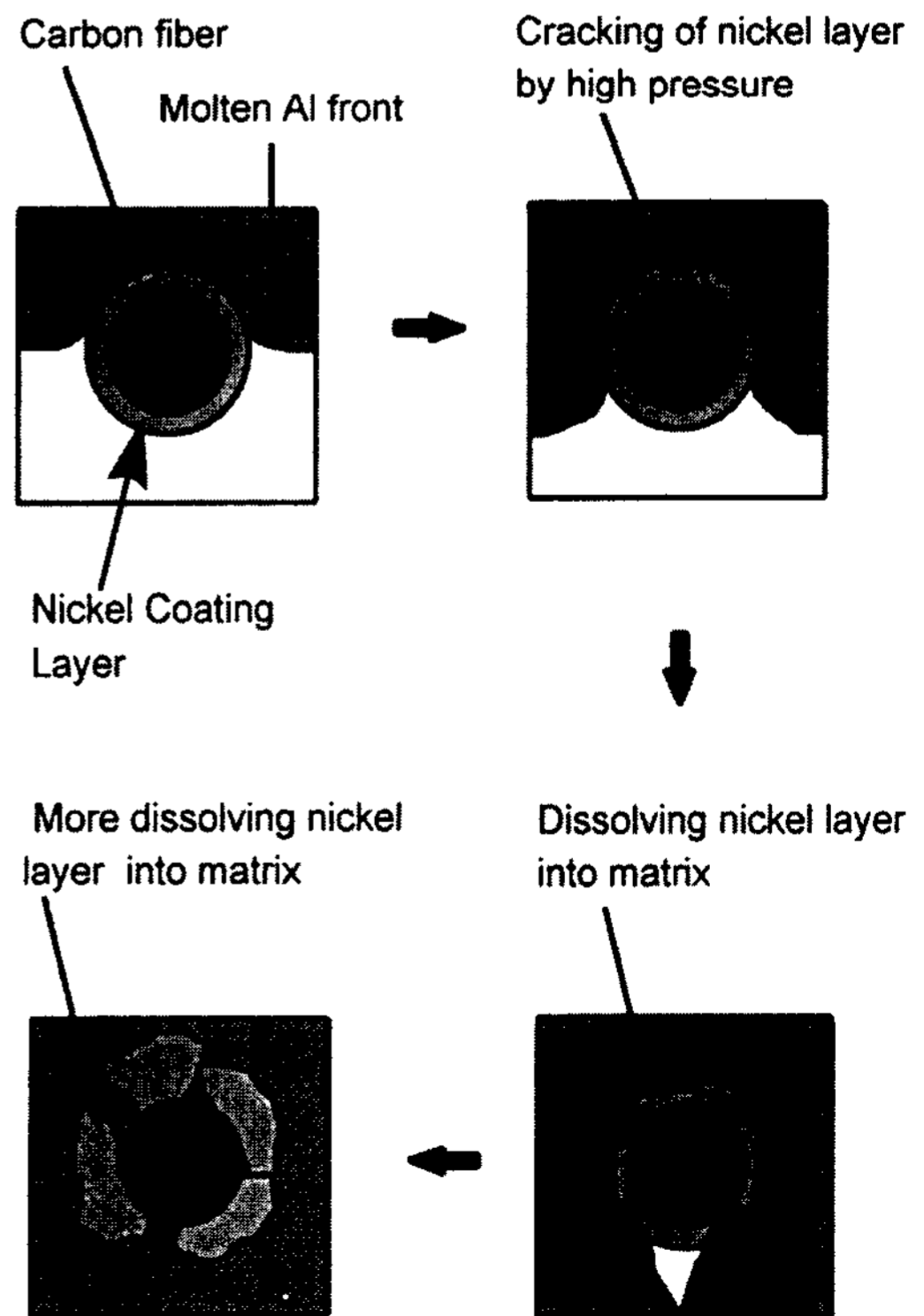


Fig. 7. The mechanism of resolving nickel layers into the matrix.

켈의 Mapping 결과로 설명된다.

이러한 니켈코팅층의 알루미늄 기지재료로의 분해는 최종적인 복합재료의 물성치에 커다란 영향을 주며, 니켈코팅층이 알루미늄 기지재료로 분해될수록 복합재료의 인장값이 감소될 수 있다.

3.3 기계적 특성

Table 2는 가압력변화에 따른 각 시편의 최대인장강도값을 나타낸 것으로 가압력 60 MPa로 제조된 복합재료의 최대인장강도값이 100 MPa로 제조된 복합재료의 최대인장강도보다 30%정도 높음을 관찰할 수 있었다. 즉, 가압력이 증가할수록 최대 인장값이 감소함을 관찰할 수 있다. 이러한 현상은 앞절의 미세조직관찰에서 알 수 있듯이 가압력이 증가함에 따라 니켈코팅층의 분해로 인하여 탄소섬유와 알루미늄 기지재료가 직접 접촉하여 계면에 취성을 지닌  $Al_4C_3$ ,  $Al_4O_4C_4$

Table 2. Ultimate tensile strength of composites fabricated by different pressures

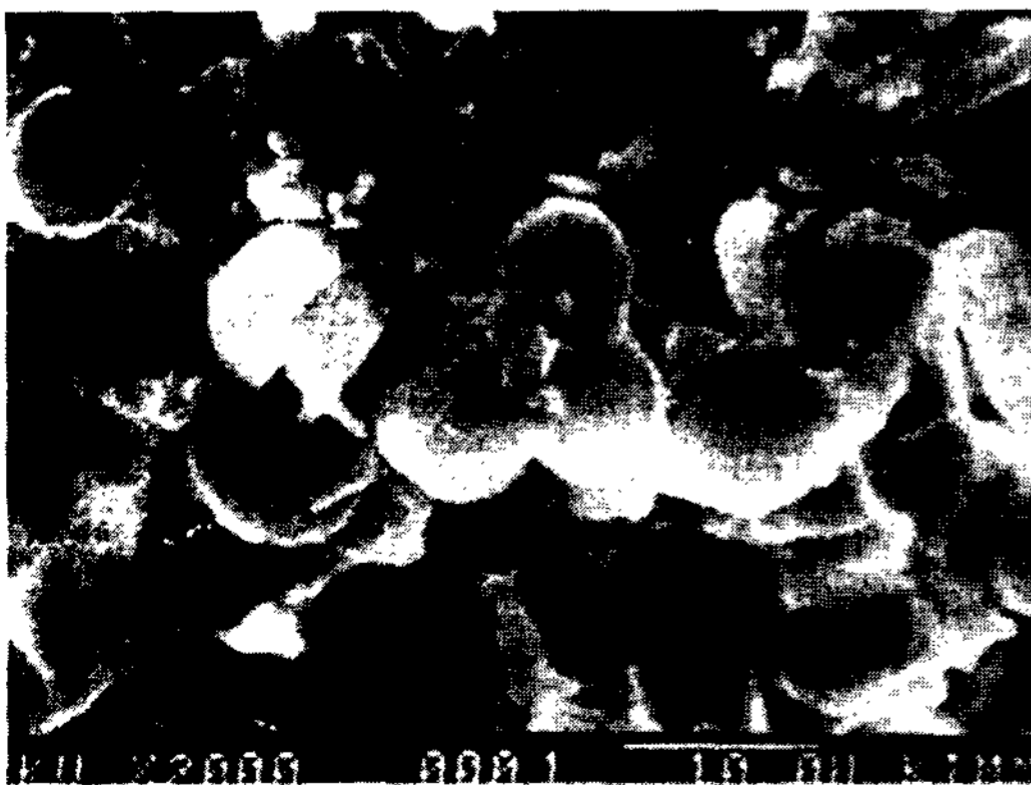
Composites	Tensile property	Ultimate tensile strength (MPa)
MMC fabricated by 60 MPa		546
MMC fabricated by 80 MPa		502
MMC fabricated by 100 MPa		404

등이 생성되어 탄소섬유가 취약해지며[6], 취약해진 탄소섬유는 제조상태의 탄소섬유가 지탱할 수 있는 하중이하에서 파괴됐으리라 사료된다. 즉, 가압력이 증가할수록 취성을 지닌 계면화합물의 생성으로 복합재료의 인장강도값이 감소하였으리라 사료된다.

Fig. 8은 가압력 60 MPa로 제조된 복합재료와 100 MPa로 제조된 복합재료의 인장시험후 파단면을 나타낸 것으로 60 MPa로 제조된 복합재료의 파단면에서는 화이버의 Pull-out 현상이 보이며 100 MPa로 제조된 복합재료의 파단면에서는 화이버의 Pull-out 현상이 보이지 않음을 알 수 있으며, 이러한 현상은 Fig. 9~10과 같은 메커니즘으로 설명할 수 있다[7]. 즉, 가압력이 60 MPa일 경우 탄소섬유의 취약이 발생하지 않아 크랙은 니켈코팅층에서 시작되어 알루미늄 기지



(a) 60MPa



(b) 80MPa

Fig. 8. Fractographs of composites fabricated by different pressure.

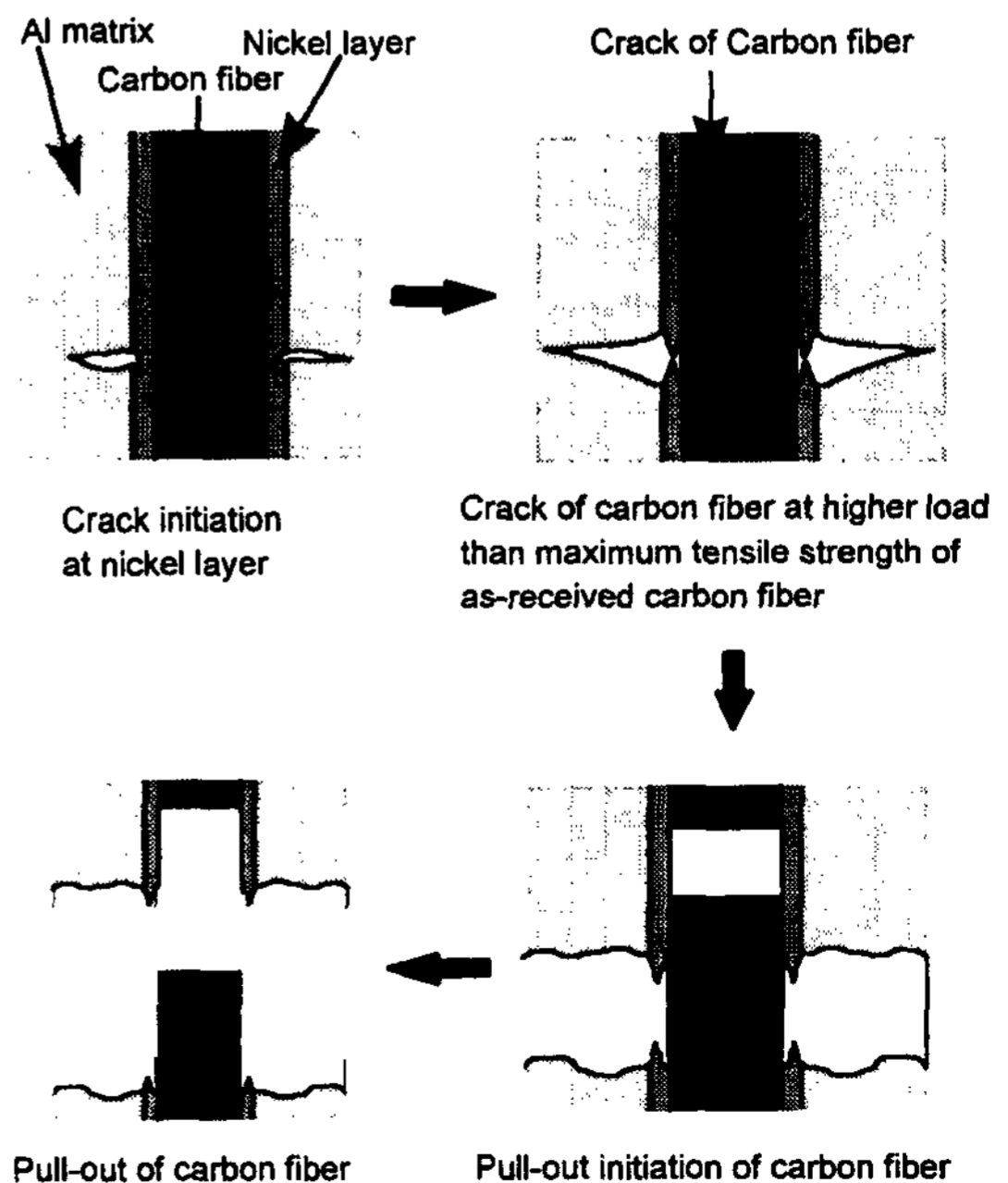


Fig. 9. Failure mechanism in composites fabricated by 60 MPa pressure.

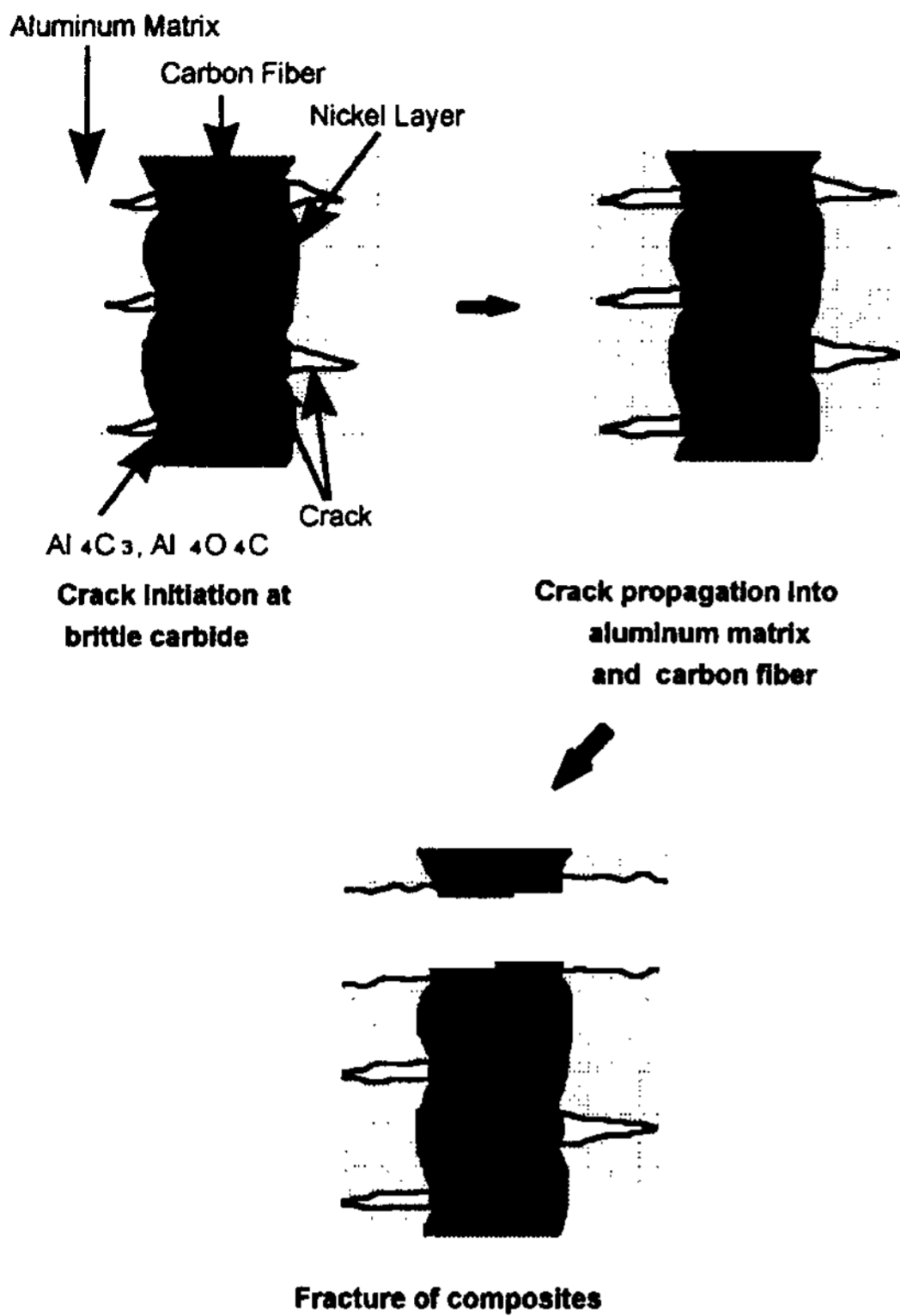


Fig. 10. Failure mechanism in composites fabricated by 100 MPa pressure.

재료로 전파되고 탄소섬유는 탄소섬유의 고유 하중까지 인장하중을 지탱한 후 그 이상의 하중에서 파괴되어 Pull-out되며, 가압력이 100 MPa일 경우 취성을 갖는 계면화합물이 발생하여 계면화합물에서 크랙이 발생하여 알루미늄 기지재료 및 탄소섬유로 전파되어 Pull-out 현상이 발생하지 않았으리라 사료된다.

결론적으로 니켈코팅 탄소섬유 강화 알루미늄복합재료의 인장강도, 크랙 발생 및 전파는 가압력에 따른 니켈코팅층의 변화에 커다란 영향을 받음을 관찰할 수 있었다.

### 4. 결 론

1. 예비성형체 예열온도는 니켈코팅 탄소섬유의 열적안정시험 결과, 니켈코팅층의 열적안정 온도인 300°C이었다.
2. 가압력이 증가할수록 니켈코팅층이 알루미늄 기지로 고용되었다.
3. 가압력이 증가할수록 니켈코팅 탄소섬유 강화 알루미늄복합재료의 인장강도는 감소하였다.
4. 가압력이 60 MPa일 경우 균열의 시작은 니켈코팅층에서 발생하여 알루미늄 기지로 전파하였으며, 가압력이 100 MPa일 경우 균열의 시작은 취성인 계면화합물에서 시작되어 알루미늄 기지 및 탄소섬유로 전파하였다.

### 참 고 문 헌

- [1] 구광서, 강충길, “용탕단조법에 의하여 제조한 단섬유강화 금속복합재료의 계면특성을 고려한 강도해석”, 한국복합재료학회지, 제11권, 제4호, 1998, pp. 11-20.
- [2] T. Donomoto, K. Funatani, N. Miura, and N. Miyake : SAE Paper, No. 830252, 1983.
- [3] T. Hayashi, H. Ushio, and M. Ebisawa : SAE Paper No. 890557, 1989.
- [4] M. Ebisawa, T. Hara, T. Hayashi, H. Ushio : SAE Paper No.910835, 1991.
- [5] Robert J. Sample, Ram B. Bhagat, Maurice F. Amateau : “High Pressure Squeeze Casting of Unidirectional Graphite Fiber Reinforced Metal Composite”, ASM Publisher, 1988, pp. 101.
- [6] James Lo, Duane Finello, Michael Schmerling, Marcus H. L. : “Interface Structure of Heat-treated Aluminum Graphite Fiber Composites”, ASM Publisher, 1983, pp. 77.
- [7] Jeng S. M., Yang K. M., Yang C. T. : “Fracture Mechanisms of Fiber Reinforced Titanium Alloy Matrix Composites, Part II : Tensile Behavior”, Material Science and Engineering A138, 1991, pp. 169.