

고온단조에 의한 액상소결 탄화규소의 미세구조 및 기계적 특성

노명훈¹, 김원중^{1*}

¹서울시립대학교 신소재공학과

Microstructure and mechanical properties in hot-forged liquid-phase-sintered silicon carbide

Myong-Hoon Roh¹ and Wonjoong Kim^{1*}

¹Department of Materials Science and Engineering, University of Seoul

요약 평균 입도의 크기가 $\sim 1.7 \mu\text{m}$ 와 $\sim 30 \text{nm}$ 인 두 종류의 탄화규소 분말을 7 wt% Y_2O_3 , 2 wt% Al_2O_3 , 1 wt% MgO 를 소결 첨가제로 사용하여 1800°C 에서 1 시간동안 Ar 분위기에서 압력을 가하여 고온가압소결을 하였다. 고온가압소결한 시편은 1950°C 에서 6 시간동안 Ar 분위기에서 40 MPa의 압력을 가하여 고온 단조 하였다. 두 시편 모두 고온가압소결 후의 미세구조는 등방형 모양의 결정립을 나타내었으며, 고온 단조 후에 결정립 성장이 나타났다. 평균 입도의 크기가 작은 탄화규소 분말로 소결한 시편의 결정립의 크기가 고온 단조 후에도 더 작은 결정립을 나타내었다. 고온 단조 후의 압력축과 평행한 방향과 수직인 방향의 미세구조는 비슷하였다. 탄화규소의 β 에서 α 로의 상변태가 활발하게 발생하지 않아 집합조직의 발달은 발견되지 않았다. 평균 입도의 크기가 큰 탄화규소 분말로 제작된 시편의 파괴인성 ($\sim 3.9 \text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$), 경도 ($\sim 25.2 \text{GPa}$), 굽힘강도가 (480 MPa) 평균 입도의 크기가 작은 탄화규소로 제작된 시편보다 높게 나타났다.

Abstract Two kind of β -SiC powders of different particle sizes ($\sim 1.7 \mu\text{m}$ and $\sim 30 \text{nm}$), containing 7 wt% Y_2O_3 , 2 wt% Al_2O_3 and 1 wt% MgO as sintering additives, were prepared by hot pressing at 1800°C for 1 h under applied pressures, and then were hot-forged at 1950°C for 6 h under 40 MPa in argon. All the hot-pressed specimens consisted of equiaxed grains and were developed grain growth after hot-forging. The smaller starting powder was developed the finer microstructure. The microstructures on the surfaces parallel and perpendicular to the pressing direction of the hot-forged SiC were similar to each other, and no texture development was observed because of the lack of massive β to α phase transformation of SiC. The fracture toughness ($\sim 3.9 \text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$), hardness ($\sim 25.2 \text{GPa}$) and flexural strength (480 MPa) of hot-forged SiC using larger starting powder were higher than those of the other.

Key Words : Grain size, Hot-forged ceramics, Microstructure, Mechanical properties, Silicon carbide

1. 서론

탄화규소는 가장 널리 사용되는 비산화물 세라믹스 중 하나이다. 탄화규소는 고경도와 화학적 안정성 때문에 내마모 재료로 사용되고 있으며, 고강도와 열적 안정성 때문에 고온 구조재료로 널리 사용되고 있다.[1-5] 탄화규

소의 초소성은 1995년에 고온가압소결(hot pressing)을 이용하여 90 nm의 결정립 크기를 갖는 액상소결 탄화규소에서 발견되었으며 1998년에 초고압 고온 등압 성형 (ultrahigh-pressure hot-isostatic-pressing)을 이용하여 200 nm 크기의 결정립을 갖는 고상소결 탄화규소에서도 연구되었다.[6,7] 탄화규소의 초소성의 주요 메커니즘은

이 논문은 2006년도 서울시립대학교 교내학술연구비에 의하여 연구되었음.

*교신저자 : 김원중(wjkim@uos.ac.kr)

접수일 10년 04월 20일

수정일 (1차 10년 05월 17일, 2차 10년 05월 24일)

게재확정일 10년 06월 18일

grain-boundary sliding (GBS)이다.[6-8] 액상소결 탄화규소의 경우 고온에서 비정질 결정립계가 GBS를 가능하게 하여 탄화규소의 초소성을 부여하고, 붕소(B)와 탄소(C)를 소결 첨가제로 사용하여 고상소결한 탄화규소의 경우 B가 결정립계에 잔존하여 GBS를 향상시킨다.[8-11]

탄화규소의 변형은 결정립의 크기, 소결 분위기, 첨가제의 조성, strain rate, 온도, 압력 등 다양한 변수에 따라 변형 정도가 다르다. Nagano 등은 Ar과 N₂ 분위기에 따라 나노 결정립의 액상 소결 탄화규소의 변형 정도가 다르다는 연구결과를 발표하였으며, 첨가제의 조성에 따라 변형 정도가 다르다는 연구결과도 발표하였다. [8,12,13]

한편, 위에 언급한 탄화규소의 변형은 나노 결정립의 크기를 갖는 탄화규소에서 발견되었으며, 마이크로 크기의 결정립을 갖는 탄화규소의 연구 결과도 발표되었다. Xie 등은 고온 단조(hot forging)한 탄화규소와 열처리한 탄화규소에 대하여 집합조직 발달, 상변태, 미세구조를 비교 분석한 연구 결과를 발표하였으며, Lee 등은 탄화규소를 50% 고온 단조하여 고온가압소결 한 탄화규소와 미세구조, 기계적 물성을 비교 분석하여 고온 단조 동안 β에서 α로 상변태로 인하여 미세구조의 이방성이 발생한다는 연구결과를 발표하였다. 미세구조의 이방성으로 인하여 고온 단조 축과 평행한 면과 수직인 면의 기계적 물성의 차이가 발생하였음을 관찰하였다.[14,15] 그러나 평균 입도의 크기가 다른 탄화규소 분말을 고온가압소결하여 결정립의 크기가 다른 탄화규소를 제조한 후 동일한 공정 조건에서 고온 단조하여 미세구조 및 기계적 물성을 연구한 연구 결과는 아직 보고되지 않았다.

따라서, 본 연구에서는 탄화규소의 결정립의 크기에 따라 동일한 온도, 압력, 시간, 분위기에서 고온 단조 정도와 고온 단조 후의 기계적 물성에 미치는 영향에 대하여 연구하였다. 탄화규소의 결정립의 크기를 다르게 하기 위하여 ~1.7 μm와 ~30 nm의 입도 크기를 갖는 탄화규소 분말을 사용하였으며, 고온가압소결하여 결정립의 크기가 다른 탄화규소를 제조하였다.

2. 실험방법

본 연구에서 출발원료로 사용한 β-SiC 분말의 특성을 표 1에 나타내었다. 소결첨가제는 상업적으로 이용이 가능한 Al₂O₃ (AKP30, Sumitomo Chemical Co., Tokyo, Japan), Y₂O₃ (99.99%, High Purity Chemicals, Inc., Tokyo, Japan) 및 MgO (99.9%, High Purity Chemicals, Inc., Tokyo, Japan)를 사용하였다. 출발원료는 90 wt% β-SiC, 7 wt% Al₂O₃, 2 wt% Y₂O₃ 및 1 wt% MgO의 조성

으로 혼합되었다. 혼합된 원료는 탄화규소 볼과 에탄올을 용매로 사용하여 습식으로 볼밀링 한 후 24 시간 동안 건조시키고, 60-mesh 체를 통과시켰다. 고온가압소결은 출발 β-SiC 분말의 크기에 따라 두가지 조건으로 수행하였다. 마이크로 사이즈의 β-SiC 분말로 혼합된 배치는 Ar 분위기에서 1800℃, 25 MPa의 실험 조건으로 1 시간동안 수행하였으며, 나노사이즈의 β-SiC 분말로 혼합된 배치는 Ar 분위기에서 1800℃, 40 MPa의 실험 조건으로 1 시간동안 수행하였다. 소결된 시편들은 22×20×8 mm로 절단한 후 22×20 mm 면을 상하 모두 1 μm까지 연마 하였다. 이렇게 준비된 시편의 고온 단조는 Ar 분위기에서 1950℃, 40 MPa의 실험조건으로 6 시간동안 수행하였다.

[표 1] β-SiC 원분말의 특성

Powder	Average particle size	Specific surface area (m ² /g)	Free carbon (wt%)	Supplier
M	1.3 μ m	5	0.54	H.C. Starck Germany
N	30 nm	50	8.98	Sun Ceratech. corp., Ltd. Korea

고온가압소결한 시편과 고온 단조한 시편은 건조 질량과 부피로부터 밀도를 측정하였고, 이론 밀도는 혼합법칙(rule of mixture)을 사용하여 계산하였다. 제조된 시편의 결정상은 CuKα 선을 사용하여 X-선 회절분석 (X-ray diffraction, XRD, D80 Discover, Bruker AXS, Germany)을 하였고, 시편의 미세구조는 주사전자현미경 (SEM, S-4300, Hitachi Co., Japan)을 사용하여 관찰하였다. 주사전자 현미경 촬영을 위한 시편은 표면을 연마 한 후 8%의 O₂를 포함한 CF₄ 가스를 사용하여 플라즈마 식각을 하였다. 마이크로 비커스 경도 측정은 4.9 N의 하중을 사용하여 고온 단조 방향과 평행(P)한 방향과 수직(T)한 방향을 모두 측정하였다. 파피인성은 98 N의 하중으로 Vickers indenter를 사용하여 고온 단조 방향과 평행한 수직인 방향을 모두 측정하였다.[16]

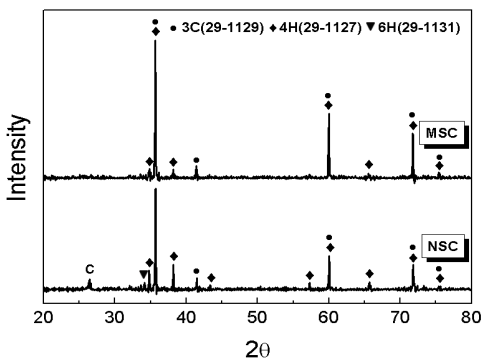
고온 단조한 시편들의 굽힘강도 측정을 위하여 절단한 후 연마하여 2.5×2.0×25 mm의 크기의 바로 제작되었다. 굽힘강도 측정은 4-point 방법으로 상온에서 측정되었으며, inner span의 간격은 10 mm, outer span의 간격은 20 mm, crosshead speed는 0.5 mm/min의 조건으로 수행하였다.

3. 실험결과 및 토의

표 2에 마이크로 크기를 갖는 SiC 분말로 소결한 시편(MSC)과 나노 크기를 갖는 SiC 분말로 소결한 시편(NSC)의 고온가압소결 및 고온 단조 후의 상대밀도와 고온 단조한 압력축 방향으로의 압축률을 나타내었다. MSC와 NSC 두 시편 모두 고온 단조 후 상대밀도가 증가하였음을 알 수 있다. 한편 압축률에서는 시편 MSC와 NSC가 큰 차이를 나타내었다. 동일한 시간과 압력에서 고온 단조한 NSC의 압축률은 62.5%로 MSC의 압축률 37.5% 보다 1.7 배 높았다. 이렇게 압축률의 차이가 발생한 이유는 NSC의 결정립의 크기가 MSC의 결정립보다 미세하기 때문이다. Shinoda 등은 결정립의 크기가 2 μm , 0.2 μm 인 SiC를 1800 $^{\circ}\text{C}$ 에서 동일한 strain rate로 인장시험을 하였으며, 그 결과 2 μm 크기의 결정립을 갖는 SiC는 변형없이 파괴가 일어난 반면 0.2 μm 크기의 결정립을 갖는 SiC의 경우 100% 이상의 변형이 진행된 후 파괴가 일어났다는 연구 결과를 발표하였다.[7] 본 연구 결과는 인장률이 아닌 압축률이지만, 탄화규소의 변형에 관한 관점에서 결정립의 크기가 작은 NSC의 압축률이 높게 나타나 Shinoda 등의 연구 결과와 일맥상통하였다.

[표 2] 소결시편의 상대밀도와 압축률

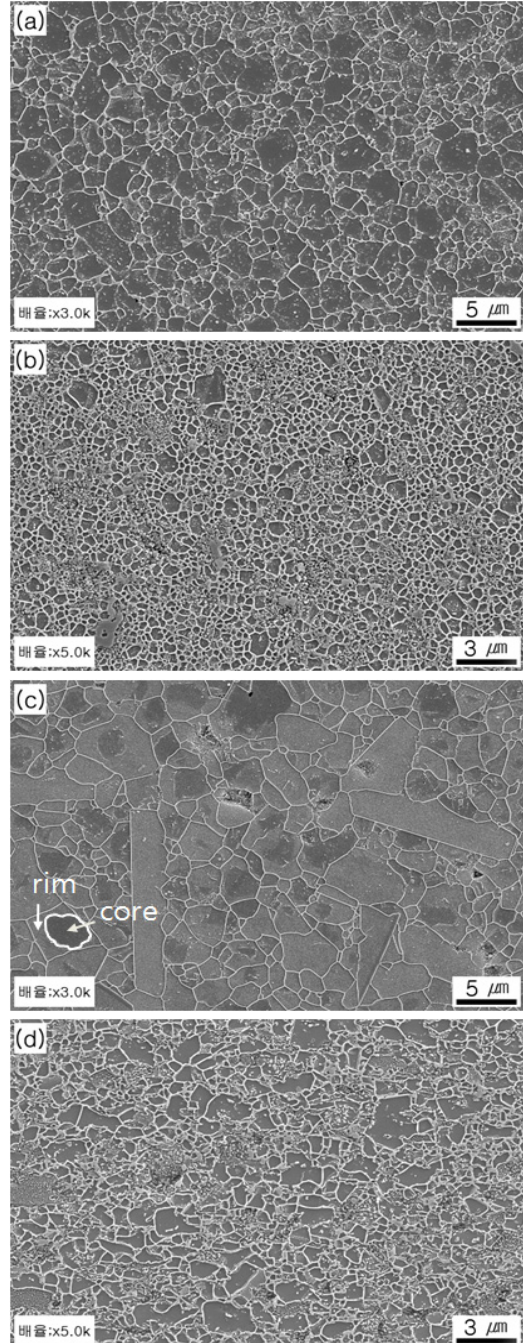
Specimen	Relative density (%)		Compressive rate (%)
	Hot-pressed specimen	Hot-forged specimen	
MSC	97.9	98.1	37.5
NSC	85.4	92.7	62.5



[그림 1] 고온 단조한 시편의 XRD pattern

그림 1에는 고온 단조 실험 후의 MSC와 NSC의 X-선 회절 패턴을 나타내었다. NSC와 NSC 모두 주요 결정상은 β -SiC (3C)으로 나타났다. MSC는 고온 단조 후 부분적으로 α -SiC (6H)로 상변태가 발생하였으며, NSC는 α -SiC (6H, 4H)로 상변태가 발생하였다. 또한, NSC의 경

우 26.5도에서 탄소 피크가 나타난 것을 발견할 수 있다. 이 탄소 피크의 존재는 표 1에 나타난 것과 같이 분말 N에 포함되어 있는 free carbon 때문에 발생한 것이다.



[그림 2] 열간 성형과 고온 단조 후의 미세구조: (a) 열간 성형한 MSC, (b) 열간 성형한 NSC, (c) 고온 단조한 MSC (d) 고온 단조한 NSC

그림 2는 고온가압소결과 고온 단조 후의 MSC와 NSC의 미세구조를 나타낸 것이다. 그림 2의 (a)와 (b)에 나타난 것과 같이 고온가압소결한 MSC와 NSC 시편은 모두 등방형 모양의 결정립이 발견되었다. MSC의 결정립의 크기는 NSC의 결정립의 크기보다 컸으며, 그림 2 (b)에서 일부 관찰되는 큰 결정립은 그림 2 (a)의 MSC의 결정립의 크기와 비슷하게 보인다. 그러나 그림 2 (b)의 스케일 바는 (a)보다 1.7 배이므로 실제로는 (a)의 결정립의 크기가 (b)의 큰 결정립보다 2.7 배 크다. 그림 2의 (c)와 (d)에 나타난 것과 같이 고온 단조 후 MSC와 NSC 모두 결정립 성장이 발생하였음을 알 수 있다. 그러나 그림 2 (c)의 경우 부분적으로 길게 성장한 결정립이 나타났으며, (d)의 경우 대부분 등방형의 결정립 모양을 나타내고 있다. 또한, 그림 2 (c)에서 core-rim 구조가 발견되었으며, 이것은 용해-재석출 메커니즘으로 결정립이 성장하였음을 나타낸다.[17,18] 한편, 고온 단조 후에 고온 단조한 압력축과 평행한 단면과 수직인 단면의 미세구조의 차이는 발견할 수 없었다. Lee 등의 연구 결과에서는 탄화규소를 50% 고온 단조하여 고온가압소결한 탄화규소와 미세구조, 기계적 물성을 비교 분석하여 고온 단조 후 압력축과 평행한 면과 수직인 면의 미세구조에 이방성이 발생하였다. Lee 등의 연구에서는 고온가압소결 후 탄화규소의 결정상이 87% $\beta(3C)$ 로 측정되었으나, 고온 단조 후의 결정상은 82% $\alpha(4H)$ 로 상변태가 발생하였다. 탄화규소의 α 상은 3차원적으로 육각 판상의 결정립 형태로 존재하며, 2차원 미세구조에서는 길게 성장한 결정립으로 관찰되어진다. 이렇게 길게 성장한 결정립들은 고온 단조 중에 결정립 회전을 통하여 미세구조의 이방성을 나타내는 탄화규소의 집합조직 발달에 기여하였다.[14,15]

표 3에는 MSC와 NSC의 파괴인성, 경도, 굽힘강도를 표면 T와 P에 대해 얻은 결과를 나타내었다. MSC의 표면 T와 P에 대한 파괴인성 값은 각각 3.9와 3.8 $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 으로 측정되었으며, NSC의 파괴인성 값은 각각 3.2와 3.3 $\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 으로 측정되었다. MSC와 NSC 모두 표

면 T와 P에 대한 미세구조의 차이가 발견되지 않았기 때문에 표면 T와 P에 대한 파괴인성의 차이는 발견할 수 없었다. 상대적으로 결정립의 크기가 크고, 부분적으로 길게 성장한 결정립이 나타난 MSC의 파괴인성은 상대적으로 결정립의 크기가 작고, 대부분 등방형의 결정립으로 구성된 NSC의 파괴인성보다 ~18% 높게 측정되었다. 이런 파괴인성의 증가는 부분적으로 길게 성장한 결정립에서 crack deflection과 bridging이 발생하기 때문이다.[5,21]

MSC와 NSC 표면 T와 P에 대한 비커스 경도는 각각 24.4와 25.2 GPa, 23.2와 24.6 GPa로 측정되었다. 파괴인성과 마찬가지로 표면 T와 P의 미세구조의 차이가 없기 때문에 비커스 경도 역시 표면에 따른 경도 차이를 발견할 수 없었다. 일반적으로 세라믹 재료에서 결정립의 크기가 작을 경우 비커스 경도가 높게 측정된다고 보고되어왔다.[22,23] 그러나 앞서 연구되었던 세라믹 재료의 경도는 상대밀도가 98%이상인 소결체에서 측정하였다. 본 연구 결과는 NSC의 상대밀도가 92.7%로 MSC의 상대밀도 98.1%보다 5.4% 낮다. 따라서 결정립의 크기가 작은 NSC의 경도가 MSC보다 높게 측정될 것으로 기대하였으나, 7.3% 기공의 존재 때문에 NSC의 경도가 MSC의 경도와 유사하거나 낮게 측정되었다고 판단된다.

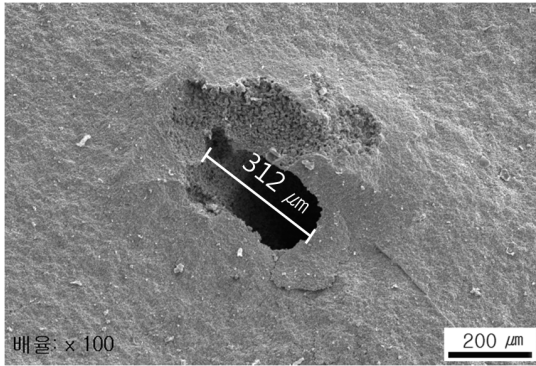
압력축에 수직인 면에 대한 굽힘강도는 MSC가 480 MPa, NSC가 132 MPa로 측정되었다. NSC의 낮은 굽힘강도는 밀도와 밀접한 관계를 갖고 있다. 표 2에 나타난 것과 같이 NSC의 상대밀도는 92.7%이므로 7.3%는 기공이다. 그러나 그림 2 (d)에 나타난 것과 같이 미세구조에서 기공의 모습은 거의 보이지 않는다. 일반적으로 세라믹 내부에 갇힌 기공은 평형 상태를 유지해 확산이 일어나지 않아 세라믹의 소결 공정 후 밀도를 이론밀도보다 낮게 측정되게 한다. 이러한 갇힌 기공은 결정립이 성장하는 동안 결정립계 이동에 의해 움직이게 되고 초기의 기공들이 합쳐져 더 큰 부피의 기공을 형성하게 된다.[19] 한편, MSC와 NSC의 임계결합 크기를 semielliptical 표면 결함으로 가정하여 측정된 파괴인성

[표 3] 고온 단조한 탄화규소 세라믹의 기계적 특성

Property	MSC		NSC	
	P ^a	T ^a	P	T
Fracture toughness ($\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$)	3.9±0.3	3.8±0.5	3.2±0.5	3.3±0.6
Hardness (GPa)	24.4±0.4	25.2±0.9	23.2±0.6	24.6±0.6
Flexural strength (MPa)	-	480±11	-	132±37

^aSurfaces P and T denote parallel and perpendicular to the pressing direction, respectively

과 굽힘강도 및 공식 $K_{Ic} = 1.35\sigma_f\sqrt{c}$ 을 이용하여 계산하였다.[20] 계산된 MSC와 NSC의 임계결함의 크기는 각각 34 μm 와 343 μm 였다. NSC의 임계결함의 크기는 그림 2 (d)에 나타난 결정립들의 크기보다 상당히 크다. 이렇게 임계결함의 크기가 결정립의 크기보다 매우 큰 이유는 앞서 설명한 고온 단조 중 결정립이 성장하는 동안 초기의 작은 기공들이 합쳐져 더 큰 부피의 기공을 형성하게 되고 이 기공이 fracture origin으로 작용하였기 때문이다. 그림 3에 고온 단조한 NSC의 굽힘강도 측정 후 파단면의 모습을 촬영한 사진을 나타내었다. 그림 3에 나타난 것과 같이 파괴가 발생한 단면에 312 μm 크기를 갖는 기공이 발견되었으며, 이 기공의 크기는 위에서 계산한 NSC의 임계결함의 크기와 유사하다. 이 큰 기공의 존재가 NSC의 굽힘강도를 낮추는 원인으로 작용하였다.



[그림 3] 고온 단조한 NSC의 파단면

4. 결론

두 가지 다른 크기의 SiC 분말 (~1.7 μm , 30 nm)를 사용하여 고온가압소결한 탄화규소를 1950 $^{\circ}\text{C}$, Ar 분위기에서 40 MPa의 일정한 압력을 가하면서 6 시간동안 고온 단조 하였다. 고온 단조 동안 부분적으로 상변태가 발생하였으며, 두 시편 모두 결정립의 성장이 일어났다. MSC의 미세구조는 등방형 결정립과 부분적으로 길게 성장한 결정립으로 이루어졌으며, NSC의 미세구조는 등방형 결정립으로 이루어져 있었다. 두 시편 모두 고온 단조 방향과 평행한 면과 수직인 면의 미세구조의 차이는 발견되지 않았다. MSC의 파괴인성, 경도, 굽힘강도 값은 각각 3.9 MPa·m^{1/2}, 25.2 GPa, 480 MPa로 측정되었으며, NSC는 3.3 MPa·m^{1/2}, 24.6 GPa, 132 MPa로 측정되었다. NSC의 굽힘강도 값은 상대적으로 낮은 밀도와 고온 단조 중에 기공의 성장으로 낮게 측정되었다.

참고문헌

- [1] A. M. Kueck, K. K. Kim, Q. M. Ramasse, L. C. D. Jonghe, Nd R. O. Ritchie: Atomic-resolution imaging of the nanoscale origin of toughness in rare-earth doped SiC, *Nano Lett.* 8, 2935-2939, 2008.
- [2] D. A. Ray, S. Kaur, R. A. Cutler, and S. K. Shetty: Effects of additives on the pressure-assisted densification and properties of silicon carbide, *J. Am. Ceram. Soc.* 91, 2163-2169, 2008.
- [3] Y.-W. Kim, Y. S. Chun, T. Nishimura, M. Mitomo, and Y. H. Lee: High-temperature strength of silicon carbide ceramics sintered with rare-earth oxide and aluminum nitride, *Acta Mater.* 55, 727-736, 2007.
- [4] K. Y. Lim, D. H. Jang, Y.-W. Kim, J. Y. Park, and D. S. Park: Fabrication of dense 2D SiC fiber-SiC matrix composites by slurry infiltration and a stacking process, *Met. Mater. -Int.* 14, 589-591, 2008.
- [5] S. I. Ko, S. J. Lee, M. H. Roh, W. Kim, and Y.-W. Kim: Effect of annealing on mechanical properties of silicon carbide sintered with aluminum nitride and scandium oxide, *Met. Mater. -Int.* 15, 149-153, 2009.
- [6] M. Mitomo, Y.-W. Kim, and H. Hirotsuru: Fabrication of silicon carbide nanoceramics, *J. Mater. Res.* 11, 1601-1604, 1996.
- [7] Y. Shinoda, T. Nagano, H. Gu, and F. Wakai: Superplasticity of silicon carbide, *J. Am. Ceram. Soc.* 82, 2916-2918, 1999.
- [8] T. Nagano, K. Kaneko, G. D. Zhan, M. Mitomo, and Y.-W. Kim: Superplastic behavior of liquid-phase sintered β -SiC prepared with oxynitride glasses in an N₂ atmosphere, *J. Europ. Ceram. Soc.* 22, 263-270, 2002.
- [9] T. Nagano, H. Gu, K. Kaneko, G. D. Zhan, and M. Mitomo: Effect of Dynamic Microstructural Change on Deformation Behavior in Liquid-Phase-Sintered Silicon Carbide with Al₂O₃-Y₂O₃-CaO Additions, *J. Am. Ceram. Soc.* 84, 2045-2050, 2001.
- [10] Y. I. Lee, Y.-W. Kim, and M. Mitomo: Microstructure stability of fine-grained silicon carbide ceramics during annealing", *J. Mater. Sci.* 39, 3613-3617, 2004.
- [11] H. Gu, Y. Shinoda, and F. Wakai: Detection of Boron Segregation to Grain Boundaries in Silicon Carbide by Spatially Resolved Electron Energy-Loss Spectroscopy, *J. Am. Ceram. Soc.* 82, 469-472, 1999.
- [12] T. Nagano, H. Gu, Y. Shinoda, G. D. Zhan, M. Mitomo, and F. Wakai: Tensile ductility of liquid-phase sintered β -silicon carbide at elevated temperature,

- Mater. Sci. Fourm, 304/306, 507-512, 1999.
- [13] T. Nagano, H. Gu, G. D. Zhan, and M. Mitomo: Effect of atmosphere on superplastic deformation behavior in nanocrystalline liquid-phase-sintered silicon carbide with Al_2O_3 - Y_2O_3 additions, J. Mater. Sci., 37, 4419-4424, 2002.
- [14] R. J. Xie, M. Mitomo, W. Kim, Y.-W. Kim, G. D. Zhan, and Y. Akimune: Phase transformation and texture in hot-forged or annealed liquid-phase-sintered silicon carbide ceramics, J. Am. Ceram. Soc. 85, 459-465, 2002.
- [15] S. J. Lee, Y. I. Lee, Y.-W. Kim, R. J. Xie, M. Mitomo, and G. D. Zhan: Mechanical properties of hot-forged silicon carbide ceramics, Scripta Mater. 52, 153-156, 2005.
- [16] G. R. Anstis, P. Chantikul, B. R. Lawn, and D. B. Marshall: Indentation techniques for measuring toughness of ceramics, Proceedings - Australian Ceramic Conference, 32-34, 1980.
- [17] L. S. Sigl and H. J. Kleebe:
- [18] Y.-W. Kim, M. Mitomo, and G. D. Zhan: Mechanism of grain growth in liquid-phase-sintered β -SiC, J. Mater. Res. 14, 4291-4293, 1999.
- [19] I. Amato: The effect of gas trapped within pores during sintering and density regression of ceramic bodies, Mater. Sci. Eng. 7, 49-53, 1971.
- [20] Y.-W. Kim, M. Mitomo, H. Emoto, and J.-G. Lee: Effect of initial α -phase content on microstructure and mechanical properties of sintered silicon carbide, J. Am. Ceram. Soc. 81, 3136-3140, 1998.
- [21] S.-G. Lee, Y.-W. Kim, M. Mitomo: Relationship between microstructure and fracture toughness of toughened silicon carbide ceramics, J. Am. Ceram. Soc., 84, 1347-1353, 2001.
- [22] RW. Rice, CC. Wu, B. Fred: Hardness-graing-size relations in ceramics, J. Am. Ceram. Soc., 77, 2539-2553, 1994.
- [23] C. Strehler, G. Blugan, B. Ehrle, B. Speisser, T. Graule, J. Kuebler: Influence of sintering and sintering additives on the mechanical and microstructural characteristics of Si_3N_4/SiC wood cutting tools, J. Europ. Ceram. Soc., article in press.

노 명 훈(Myong-Hoon Roh)

[정회원]



- 2005년 2월 : 서울시립대학교 신소재공학과 (공학사)
- 2007년 2월 : 서울시립대학교 신소재공학과 (공학석사)
- 2007년 3월 ~ 현재 : 서울시립대학교 신소재공학과 박사과정

<관심분야>
세라믹 재료

김 원 중(Wonjoong Kim)

[정회원]



- 1982년 2월 : 연세대학교 요업공학과 (공학사)
- 1986년 7월 : 미시간주립대학교 재료공학과 (공학석사)
- 1990년 7월 : 미시간주립대학교 재료공학과 (공학박사)
- 1994년 3월 ~ 현재 : 서울시립대학교 신소재공학과 교수

<관심분야>
재료가공, 상변태, 집합조직