

고온용 복합재료의 크립 거동에 있어서 구성요소의 영향에 대한 연구

A Study on the Influence of its Constituents on the Creep Behavior of High Temperature Composite Materials

박 용 환*

Yong-Hwan Park

(1998년 3월 31일 접수, 1998년 5월 2일 채택)

ABSTRACT

A method to predict the creep behavior of fiber-reinforced ceramic composites at high temperatures was suggested based on finite element modeling using constituent creep equations of fiber and matrix and showed good agreement with the experimental results. The effects of matrix creep behavior, fiber volume fraction, and residual stresses on the composite creep behavior were also investigated. The results showed that the primary behavior of composites was greatly affected by that of matrix but post-primary behavior was governed by fiber creep characteristics. The increase of fiber volume fraction from 15 vol% to 30 vol% caused the 50% and 40% decrease of steady-state creep rates and total creep strains at 1200°C, 180MPa, respectively. Feasible compressive residual stresses in the matrix caused by different thermal expansion coefficients between the fiber and the matrix could significantly reduce total creep strains of the composite. The creep deformation mechanism in the fiber-reinforced ceramic composites could be explained by the stress transfer and redistribution in the fiber and matrix due to different creep characteristics of its constituents.

1. 서 론

최근 선진국에서는 항공기, 자동차 및 각종 플랜트 설비 분야에서 경량 내열성 소재로서 구

조용 세라믹스 재료가 큰 주목을 받고 있다¹⁻³⁾. 이러한 구조용 세라믹스 부품의 개발에 있어서 필요하고도 중요한 인자 가운데 하나가 고온에서의 크립이다.

* 호서대학교 안전공학부

최근 미국, 일본 등 선진국에서는 취성이 강한 monolith 세라믹스의 단점을 보완하고 크립 특성을 향상시키기 위하여, 세라믹 휘스커나 장섬유를 이용한 세라믹 복합재료가 많은 연구의 대상이 되고 있다^{4,5)}. 그러나 크립 특성이 우수한 고온 구조용 세라믹 복합재료를 개발하기 위해서는 고온에서의 실험적 특성 평가가 필수적인데, 실험상의 기술적인 어려움과 특성 실험에 소요되는 시간적, 경제적 비용이 매우 크기 때문에 신제품 개발에 큰 장애가 되고 있다.

이에 본 연구에서는 새로이 제조될 복합재료의 크립 변형 거동을 예측할 수 있는 유한요소 해석 모델링 기법을 개발하였으며, 실험 결과치와의 비교를 통하여 그 효용성을 검증하였다. 또한 유한요소해석 모델링을 이용하여 복합재료의 크립 거동에 대한 fiber volume fraction의 영향, 기지의 크립 특성 및 내부 잔류 응력의 영향 등도 살펴보았다. 잔류 응력의 영향은 복합재료 제조시 소결 온도가 약 1700°C인 점을 감안할 때, 소결 후 상온으로의 냉각 과정에서 강화섬유와 기지간의 열팽창 특성 차이로 인하여 잔류 응력이 발생할 수 있다고 가정하고 이에 대한 고려를 하고자 하였다.

본 연구에서는 최근 가스 터빈, 열기관의 부품용 소재로서 연구 개발되고 있는 SiC/Si₃N₄ 세라믹 복합재료를 모델로 하였는데, 강화섬유로서는 우수한 고온 기계적 특성을 가진 미국 AVCO사의 CVD SiC 섬유를, 그리고 기지로서는 역시 고온 강도 및 열충격 특성이 우수한 hot press-용 Si₃N₄(HPSN)를 사용하였다.

2. 이론적 고찰

2.1 Monolithic ceramics 의 크립 거동

금속에 있어서의 크립 거동은 크립 파손에 이르는 tertiary 영역을 제외하고는 steady-state 영역의 크립 변형이 대부분을 차지하며, primary 영역은 무시될 만큼 작은 것으로 알려져 있다. 그러나 세라믹스의 경우에는 금속에 비해 총 크립 변형량이 매우 작고 더욱이 세라믹 복합재료의 경우에는 tertiary 영역이 극히 작게 나타나기 때문에 전체 크립 변형에 비하여 pri-

mary 영역이 차지하는 비중은 금속의 경우처럼 무시할 수 없다고 본다⁶⁾. 따라서, 세라믹스의 전체 크립 거동은 식(1)과 같이 primary 거동과 steady-state 거동이 모두 고려되는 것이 바람직하다.

$$\dot{\epsilon}_t = \dot{\epsilon}_p + \dot{\epsilon}_s \dots\dots\dots (1)$$

일정한 온도에서의 steady-state creep rate ($\dot{\epsilon}_s$)는 금속에서와 마찬가지로 보통은 다음과 같이 작용 응력에 대한 power law로 표시될 수 있다³⁾.

$$\dot{\epsilon}_s = B \sigma^n \dots\dots\dots (2)$$

여기서 B는 상수, σ 는 작용 크립 응력, n은 응력 지수(stress exponent)이다. 그러나 세라믹스에서의 primary 크립 거동은 재질에 따라 그 양상이 매우 다르게 나타나기 때문에 일반화되어 있지는 않는다.

2.2 기지 및 강화 섬유의 크립 특성

본 연구에서는 기지 재료로서 hot-pressed Si₃N₄(HPSN)를 선택하였다. 현재 heat engine 재료로 사용되고 있는 HPSN의 한계 온도는 약 1300°C 정도인 것으로 알려져 있는데, 그 이상의 온도에서는 사용된 여러 가지 첨가제로 인하여 급격한 크립이 진행되기 때문이다. 많은 실험적 연구에 의하면 Si₃N₄의 steady-state 크립 특성은 대개 식(2)의 n이 1~2인 것으로 보고되고 있다. 여기서 n~1은 SiALON에서와 같이 diffusion grain boundary sliding creep mechanism을, n~2는 주로 HPSN에서와 같이 glassy phase에 의한 cavitation 또는 wedge crack의 형성으로 진전하는 grain boundary sliding creep mechanism을 나타내는 것으로 알려져 있다⁷⁾.

Hot-pressed Si₃N₄에 있어서의 primary creep rate($\dot{\epsilon}_p$)는 다음의 실험식이 유효한 것으로 보고되어 있다⁸⁾.

$$\dot{\epsilon}_p = C_1 \sigma^{m_1} \epsilon_p^{-p} (C_2 \sigma^{m_2} - \epsilon_p) \dots\dots\dots (3)$$

따라서, HPSN 세라믹의 전체 크립 거동은 식(2)와 식(3)의 합으로 표현될 수 있다.

한편 강화섬유로서는 고온 기계적 물성치가 매우 우수한 AVCO사의 monofilament 형태의

CVD SCS-6 SiC 섬유를 사용하였다. SCS-6 SiC 섬유의 크립 거동은 Dicarolo⁹⁾에 의하여 자세히 연구되었는데, Dicarolo는 SCS-6 SiC 섬유의 경우 식(1)처럼 표시되는 보통의 세라믹스와는 달리 primary 거동과 steady-state 거동의 뚜렷한 구별이 나타나지 않았으며 최고 온도 1,400°C, 최고 응력 600MPa 이내의 범위에서는 식(1) 대신에 다음의 식으로 표시될 수 있다고 하였다.

$$\dot{\epsilon}_t = A \sigma^n t^m \quad (-1 < m \leq 0) \quad (4)$$

여기서 A는 상수, n은 응력 지수, m은 시간 지수(time exponent)이다. 식(4)는 steady-state 영역이 명확하게 나타나지 않는 anelastic 거동을 나타낸다.

3. 유한요소해석 모델링

본 섬유강화 세라믹 복합재료는 일정한 직경(약 142 μm)의 원통형 SiC monofilament 강화섬유가 HPSN 기지 내에 일방향(unidirectional)으로 규칙적으로 배열되어 있는 형태이다. Fig. 1은 실제로 제조된 CVD SiCf/HPSN 세라믹 복합재료의 섬유 배열 형태를 현미경으로 찍은 단면인데 그림에서 보는 바와 같이 섬유 배열 형태는 크게 Fig. 2와 같이 rectangular 배열과 hexagonal 배열의 두 가지 기본 형태로 분류할 수 있다고 본다.

본 연구에서는 복합재료의 크립 거동을 예측하기 위한 유한 요소 해석 모델링 방법으로 Fig. 2와 같이 각각의 배열 형태에 대하여 기하학적 단위 셀(geometric unit cell) 개념을 이용하여 재료 전체의 기계적 거동을 해석하는 방법을 도입하였다. 이러한 기하학적 단위 셀을 이용한 모델링 기법은 실제 시편의 크기에 비해 단위 셀의 크기가 훨씬 작은 경우에는 상당히 효과적인 것으로 알려져 있다.

Fig. 2의 단위 셀에 대한 섬유 길이 방향의 기계적 거동은 rectangular형이나 hexagonal형 모두 3차원적인 유한 요소 모델로 해석할 수 밖에 없으나, 일방향 강화섬유 복합재료에 있어서는 섬유 배열 방식이 섬유 길이 방향의 기계적 거동에 미치는 영향은 극히 미세한 것으로 보고

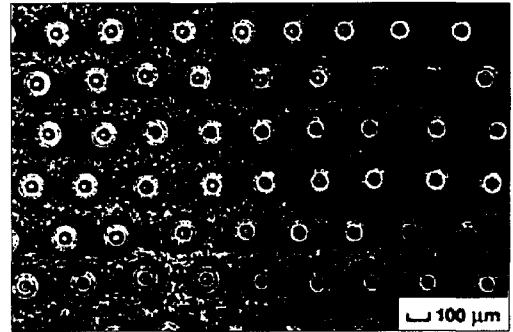


Fig. 1 Fiber distribution in a 30 vol% CVD SiCf/HPSN ceramic composite

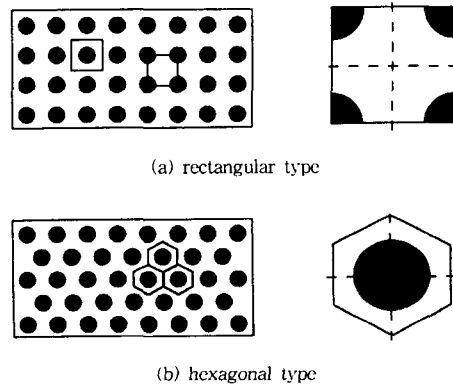


Fig. 2 Fiber arrays and geometric unit cells

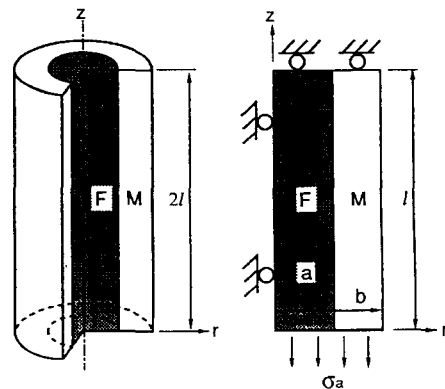


Fig. 3 2-D axis-symmetric coaxial cylindrical model

된 바 있어⁹⁾, 본 연구에서는 해석의 편의상 Fig. 2의 3차원 유한 요소 해석 모델 대신에 Fig. 3과

같이 동일한 fiber volume fraction을 갖는 동심원의 원통 모델(coaxial cylindrical model)로 단순화하였다. 따라서 axi-symmetric element를 이용한 2차원 해석이 가능하여 졌으며, 이렇게 함으로써 모델링시의 작업시간 뿐만 아니라 비선형 점탄성 해석시 흔히 문제가 되는 컴퓨터의 run time을 크게 줄일 수 있었다.

SCS-6 SiC 섬유는 경우 실제로는 142 μm 직의 SiC sheath 내부에 약 33 μm 직경의 graphite-coated carbon core가 들어 있으며, SiC sheath 외부에는 3 μm 두께의 carbon-rich layer가 코팅되어 있으나, 이들의 elastic modulus가 SiC sheath에 비해 상대적으로 매우 낮기 때문에 이를 무시하고 섬유의 직경을 그냥 142 μm로 하였다. 본 모델링에서는 비선형 유한 요소 해석에 매우 효과적인 것으로 알려져 있는 상용 ABAQUS code를 이용하였는데, element의 종류로서는 8-node quadrilateral axi-symmetric element를 사용하였다¹⁰⁾.

해석의 경계 조건으로서는 섬유와 기지간에는 완전 결합 상태로 가정하고 계면에서의 파단이나 slip은 발생하지 않는 것으로 가정하였으며, 또한 강화섬유의 aspect ratio가 충분히 길어서 섬유 끝단에서의 end effect는 없는 것으로 가정하였다. 따라서, 기구학적 단위 셀의 특성에 근거하여 해석 모델의 끝단에서 섬유와 기지의 변형률은 동일하게 유지되는 것으로 가정하였다 ($\epsilon_f = \epsilon_m$).

4. 연구 결과 및 해석

4.1 요소별 기본 물성치 및 크립 방정식 도출

본 연구에서는 세라믹 복합재료의 크립 거동 온도를 1200°C로 설정하였다. 이는 강화섬유로 사용되는 SCS-6 SiC 섬유는 기계적 특성이 1400°C까지도 비교적 안정한 반면, 현재까지 기지용으로 개발되어 있는 hot-pressed silicon nitride 세라믹스의 경우 1,300°C 이상에서는 소결 첨가제로 인하여 입계면에 vitreous phase가 형성되어 쉽게 accelerated creep에 이르는 것으로 알려져 있기 때문이다.

세라믹 복합재료를 구성하고 있는 CVD SCS

-6 SiC 섬유와 HPSN 기지 각각에 대하여 이미 발표된 실험 결과들을 토대로 1200°C에서의 기본 물성치 및 해당 크립 지배 방정식의 상수들을 도출하였다⁷⁻⁹⁾. 이렇게 조사된 각 요소의 물성치와 도출된 크립 방정식은 ABAQUS 해석 프로그램의 재질 물성치용 user subroutine을 통해 FORTRAN 언어로 프로그래밍 되었다.

Table 1은 도출된 각 구성 요소에 대한 1200°C에서의 기본 물성치 및 크립 지배 방정식을 나타낸 표이다. 표에서 보는 바와 같이 CVD SiC 섬유의 경우 HPSN 기지에 비해 탄성률과 열팽창 계수는 크고, Poison's ratio는 훨씬 작은 것으로 나타났다.

도출된 크립 방정식과 유한 요소 모델의 타당성을 검증하기 위하여 유한 요소 모델을 각각 100% 섬유일 때와 100% 기지인 경우로 가정하고서 주어진 조건에서의 크립 변형을 예측하였는데, 예측 결과는 실험치와 상당히 잘 맞는 것으로 확인되었다. Fig. 4는 유한 요소 모델을 100% monolithic HPSN($V_f=0$)의 경우로 가정하고 Table 1의 기본 물성치와 크립 방정식을 이용하여 HPSN의 전체 크립 변형 곡선을 예측한 것인데, 실제 실험 결과 곡선과 비교할 때 전체적으로 상당히 잘 근접하고 있음을 알 수 있다. 이 때 크립 온도는 1200°C, 크립 응력은 180MPa로 하

Table 1 Material properties and creep equation of CVD SiC Fiber and HPSN Matrix

Item	CVD SCS-6 SiC Fiber	Hot-pressed Si3N4 Matrix
Temperature	1200°C	1200°C
Young's Modulus	367 GPa	274 GPa
Poison's Ratio	0.17	0.27
Coefficient of Thermal Expansion	$5.5 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$	$3.2 \times 10^{-6} \text{ } ^\circ\text{C}^{-1}$
Creep Equation when σ in Pa and t in second	Equation (4) $A=7.2 \times 10^{-15}$ $n=1$ $m=-0.667$	Equation (2) $B=2.833 \times 10^{-25}$ $n=2$ Equation (3) $C_1=0.556 \times 10^{-18}$ $n_1=2.5$ $p=0.8$ $C_2=1.944 \times 10^{-16}$ $n_2=1.8$

였다. 다만 primary 크립 구간에서 steady-state 구간으로의 천이 영역에서만 실제 실험 곡선이 모델링에 의한 예측 곡선보다 primary 크립에서 steady-state 크립으로 변환되는 과정이 훨씬 급속하게 이루어지는 것으로 나타났다. Fig. 4에서 보는 바와 같이 primary 크립 구간은 50시간 가까이 지속되고 있으며, 총 크립 시간 200시간을 기준으로 할 때 전체 크립변형률의 약 50%를 상회하고 있어 HPSN 세라믹의 총 크립변형률의 상당 부분을 차지하고 있음을 알 수 있다.

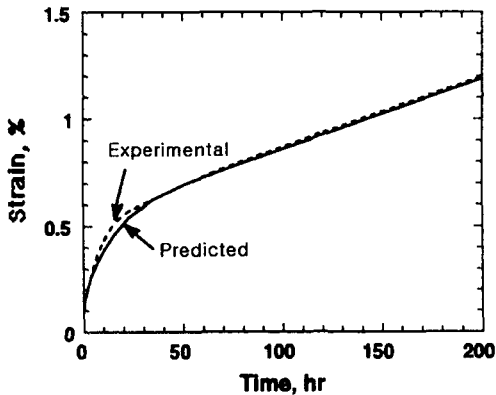


Fig. 4 Predicted vs. experimental creep curves of monolithic HPSN matrix (1200°C, 180 MPa)

4.2 강화 섬유의 volume fraction의 영향

일반적으로 복합재료에 있어서 기지만큼 강화섬유의 기계적 특성을 변화시키기란 쉽지가 않다. 따라서 섬유의 기계적 특성을 그대로 유지한 채 복합재료의 기계적 특성을 향상시키는 가장 손쉬운 방법은 volume fraction을 증가시키는 것이다. 어느 복합재료에 있어서나 강화섬유의 volume fraction은 복합재료의 기계적 거동에 큰 영향을 미치는 것으로 알려져 있기 때문에 본 세라믹 복합재료에 있어서도 고온 크립 특성에 대한 fiber volume fraction의 영향을 고찰하였다.

Fig. 5는 CVD SCS-6 SiC/Si₃N₄ 복합재료에 있어서 fiber volume fraction이 각각 0 vol%, 15 vol%, 30 vol%일 때, 크립 온도 1200°C, 평균 응력값 180MPa하에서 유한 요소 해석에 의해 예

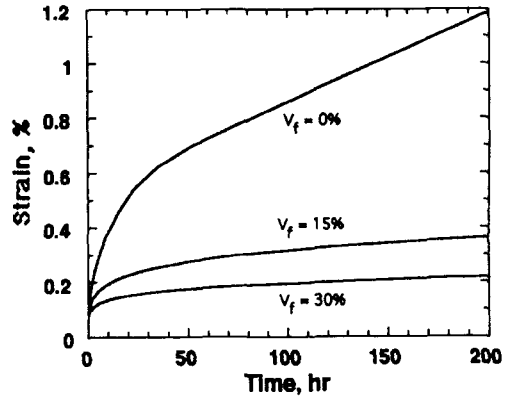


Fig. 5 The effect of fiber volume fraction (1200°C, 180MPa)

측된 크립변형률-시간 곡선을 나타내고 있다. SiC 강화섬유를 사용하였을 때가 사용하지 않았을 때에 비해 크립 특성이 크게 향상될 수 있음을 알 수 있다. SiC 강화섬유를 15 vol%만 가하여도 복합재료의 post-primary 크립 속도는 약 80%정도 감소하였으며, 200시간 총 크립변형률은 약 70%나 감소하였다. Fiber volume fraction이 15 vol%에서 30 vol%로 증가함에 따라 복합재료의 post-primary 크립 속도는 약 50%, 200시간 총 크립 변형률은 약 40%정도 더 감소하였다. 따라서 섬유강화 세라믹 복합재료에 있어서도 fiber volume fraction이 크립 특성에 미치는 영향은 매우 크다는 것을 알 수 있다.

4.3 기지 크립 특성의 영향

세라믹 복합재료의 기지로 사용되는 HPSN의 경우 분말 입자 자체의 특성 이외에도 소결 성능을 향상시키기 위하여 사용되는 소결 첨가제의 종류 및 양, 소결 방법, 소결 온도 및 시간 등 여러 가지 소결 조건의 조그만 변화에도 최종 Si₃N₄의 크립 특성이 크게 변화하는 것으로 알려져 있다.

본 연구에서는 유한 요소 모델을 이용하여 HPSN 기지의 primary 크립 특성과 steady-state 크립 특성을 변화시켜 기지의 크립 거동이 복합재료의 크립 거동에 얼마나 영향을 미치는가를 알아보았다. 이를 위하여 식(2)와 식(3)에서 HP-

SN 재질의 고유한 크립 변형 기구를 나타내는 각 식의 지수들은 그대로 두고 creep rate를 결정하는 계수 값만을 변화시켜 기지의 크립 특성을 조절하도록 하였다. 이때 CVD SiC 섬유는 그 특성을 쉽게 바꿀 수 없는 현실에 비추어 그 크립 특성을 변화시키지 않고 식(4)와 Table 1에 주어진 특성 그대로 사용하였다. Primary 크립 특성 변화는 식(3)의 계수 C_1 을 각각 0, $0.5C_1$, C_1 , 그리고 steady-state 크립 특성을 변화는 식(2)의 계수 B를 각각 $0.5B$, B로 하였을 때 복합재료의 크립 거동에 미치는 영향을 살펴보았다. $C_1=0$ 인 경우는 기지의 primary 크립 특성을 완전히 무시한 경우를 가정한 것이다.

Fig. 6은 크립 온도 1200°C , 작용응력 180 MPa, 그리고 30 vol%인 CVD SiC/Si₃N₄에 있어서 식(2)의 steady-state 크립 방정식 이외에 식(3)의 HPSN 기지의 primary 크립방정식을 동시에 고려하였을 때($C_1=1.0C_1$, $B=1.0B$)와 primary 크립 방정식을 고려하지 않았을 때($C_1=0$, $B=1.0B$, 금속의 경우 대개 무시함) 복합재료의 크립 변형 특성을 각각 예측한 것이다. Fig. 6에서 보면 SiC/Si₃N₄ 세라믹 복합재료도 크립 변형의 전형적인 형태인 primary 크립 거동과 steady-state 크립 거동을 나타내고 있음을 볼 수 있다. 다만, 예측된 복합재료의 primary 크립 구간의 초기 creep rate는 기지의 primary 크립식을 병용하였을 경우가 병용하지 않았을 경우 보다 훨씬 큰 반면에, primary 크립 지속 구간은 상대적으로 짧아지고 있음을 보여 주고 있다. 즉 천이 구간이 매우 짧게 나타나고 있는 것을 볼 수 있다. 그러나 steady-state 영역이라고 할 수 있는 구간에서의 creep rate는 거의 비슷한 것으로 나타나, SiC/Si₃N₄ 복합재료에 있어서 steady-state 영역에서의 크립 속도는 기지의 primary 크립 거동에 거의 영향을 받지 않는 것으로 나타났다. 200시간 경과 후의 총 크립변형률은 초기의 급격한 primary creep rate에 영향을 받아 기지의 primary 크립식을 병용하였을 경우가 약 25% 정도 크게 나타났다. 이와 같이 섬유강화 세라믹 복합재료에 있어서는 기지의 primary 크립 거동이 세라믹 복합재료의 pri-

mary 크립 거동과 총 크립변형률에는 상당한 영향을 미치는 반면, steady-state creep rate에는 그다지 영향을 미치지 않는다는 것을 알 수 있다.

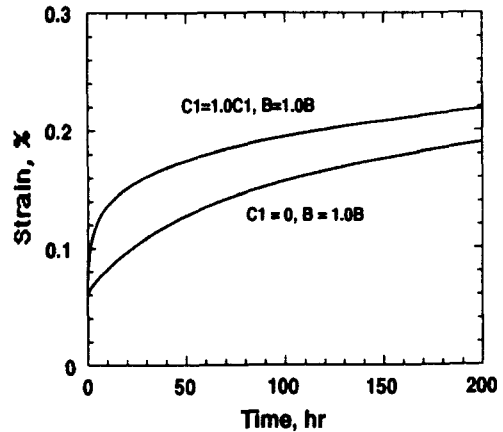


Fig. 6 The effect of primary creep of HPSN matrix (30 vol%, 1200°C , 180 MPa)

Fig. 7은 기지의 primary 및 steady-state creep rate를 각각 50%씩 감소시켰을 때 CVD SiC/Si₃N₄ 복합재료의 크립 변형에 미치는 영향을 나타내고 있다. 기지의 primary creep rate를 50% 감소시켰을 경우(C_1 대신 $0.5C_1$ 사용)에는 복합재료에 있어서는 최고 약 5%정도의 총 크립

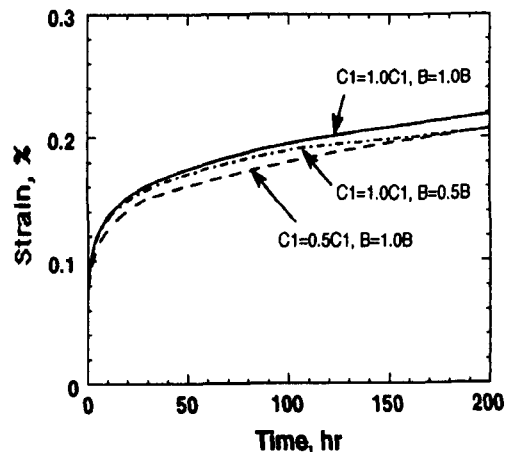


Fig. 7 The effect of primary and steady-state creep rates of the matrix (30 vol%, 1200°C , 180 MPa)

변형률의 감소를 가져 왔으며, steady-state creep rate에는 별 영향이 없는 것으로 나타났다. 그러나, 기지의 steady-state creep rate를 50% 감소하였을 경우(B 대신 0.5B 사용)에는 약 5% 내외의 총 크립변형률의 감소와 함께 약 20% 정도의 steady-state creep rate 감소를 동시에 초래하였다. 따라서, 새로운 세라믹 복합재료의 개발에 있어서 기지의 크립 특성을 고려할 경우에는 steady-state creep rate가 작은 기지를 채택하는 것이 세라믹 복합재료의 크립 특성 향상에 보다 효율적이라고 볼 수 있다.

4.4 열팽창/수축 차이의 영향

약 1700°C에서 hot-pressing되는 CVD SiC/HPSN 세라믹 복합재료에서는 소결 후 상온으로 냉각될 경우에 섬유와 기지간의 열수축 정도 차이로 인하여 잔류 응력이 발생할 수 있다.

Fig. 8은 본 유한 요소 해석 모델의 계면 상태를 열수축에 의한 잔류 응력을 최대로 고려하고 있는 경우(Case-A)와 열수축 잔류 응력을 전혀 고려하지 않은 경우(Case-B)로 각각 가정하여 초기 잔류 응력이 복합재료의 향후 크립 거동에 미치는 영향을 나타낸 것이고, Fig. 9는 이때 섬유/기지 내부에 발생하는 섬유 길이 방향의 응력 크기 변화를 나타낸 그림이다. 이 때 Case-A 모델에서는 소결 온도 1700°C에서 상온으로 냉각된 후 다시 크립 시험 온도인 1200°C 까지 가열되는 것으로 가정하였다.

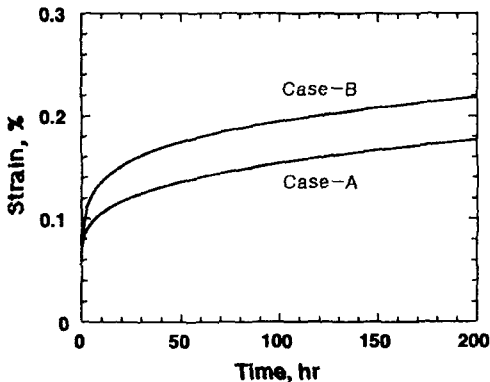


Fig. 8 The effect of initial residual stresses

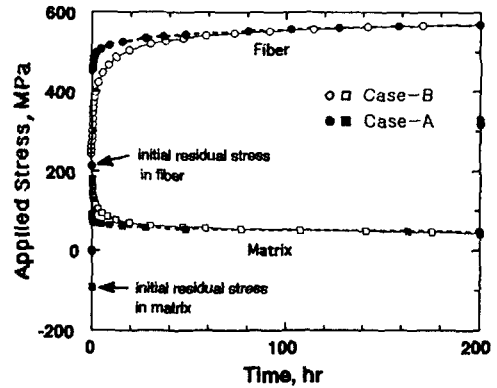


Fig. 9 The stress distribution in the SiC fiber and HPSN matrix

Fig. 8에서 보는 바와 같이 Case-A 모델의 경우 Case-B 모델에 비해 총 크립변형률이 약 20% 정도 감소하는 것으로 나타나 잔류응력의 영향이 매우 큼을 나타내고 있다. 또 Case-B 모델에서는 초기의 primary 크립이 매우 크게 나타난 반면, post-primary 거동의 크립 속도는 Case-A 모델과 별 차이가 없었다.

이와 같은 차이는 Fig. 9의 내부 응력 상태로 설명될 수 있다. Case-A 모델에 있어서는 열팽창 계수 차이로 인하여 섬유에는 초기 인장 잔류 응력이 약 215 MPa, 기지에는 초기 압축 잔류 응력이 약 91 MPa의 크기로 나타났다. 복합재료에 180 MPa의 평균 인장 크립 응력이 작용할 경우 실제 섬유에 작용하는 응력은 약 450 MPa로 Case-B 모델의 약 240 MPa에 비해 훨씬 커지지만, 기지에서는 실제 작용응력의 크기가 약 73 MPa로 Case-B 모델의 약 163 MPa에 비해 훨씬 작아지는 결과를 가져오게 된다. 따라서 Case-A 모델에서는 복합재료의 초기 크립 거동을 지배하는 기지의 크립 변형 속도가 상대적으로 작아짐으로써 초기 primary 크립 변형률이 크게 감소하고, post-primary 크립 거동에서는 섬유의 크립 특성에 크게 지배를 받기 때문에 creep rate가 별 차이가 없는 것으로 해석된다.

4.5 실험 결과와의 비교

본 유한 요소 모델링의 신뢰성을 검증하기

위하여 30 vol%의 CVD SiC_f/HPSN 복합재료 실제 시험편에 대한 인장 시험 및 크립 시험을 수행하였다. 시험 온도는 1200°C로 하였으며 크립 평균 응력은 200 MPa로 하였다. Fig. 10은 인장시험 결과를 나타낸 것인데, 탄성 변형 한계인 proportional limit는 약 300 MPa로 나타났고, 그 이후에는 탄성률이 서서히 감소하다가 약 380 MPa에서 파괴가 일어났는데 파괴 시까지는 거의 직선 변형을 하였다고 볼 수 있다. Fig. 10에서 복합재료의 탄성률은 약 300 GPa로 계산되었으며, Table 1의 기본 물성치를 이용하여 Rule of Mixture에 의한 이론적 계산값 301.9 GPa과의 일치함으로써 시험편이 제대로 제조되었음을 보여주고 있다.

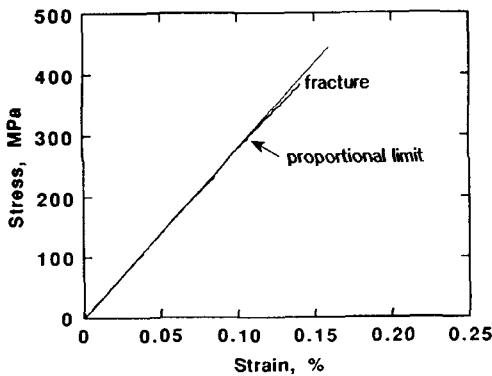


Fig. 10 Tensile behavior of 30 vol% CVD SiC_f/HPSN at 1200°C

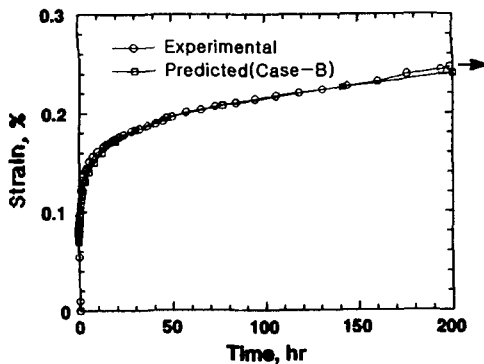


Fig. 11 Predicted and experimental creep curves of 30 vol% CVD SiC_f/HPSN (1200°C, 200 MPa)

Fig. 11은 실제 실험 결과 곡선과 Case-B 모델에 대하여 같은 시험 조건하에서 해석한 크립 변형 예측 곡선을 서로 비교한 것인데, 두 곡선은 매우 잘 일치하는 것으로 나타났다. 실제 실험 곡선이 Case-B 모델과 잘 일치하는 점으로 미루어 CVD SiC_f/HPSN 세라믹 복합재료에 있어서는 1700°C 소결 온도로부터 냉각될 때 열수축에 의한 잔류 응력이 예상됨에도 불구하고 실제로는 1200°C 크립 온도에서는 잔류 응력이 거의 없는 것으로 추정될 수 있다. 그 이유로서는 제조 과정시 1200°C 이상의 고온에서는 잔류 응력이 거의 발생하지 않았거나 혹은 발생하였다 라도 재가열 과정에서 응력 완화(stress relieving)가 되었다고 추측할 수 있으며, 또 다른 이유로서는 섬유/기지간 계면에서 계면 파괴가 발생하여 잔류 응력이 크게 감소된 때문으로 추정되었다.

4.6 크립 메커니즘

CVD SiC_f/HPSN 세라믹 복합재료에 있어서의 크립 발생 메커니즘은 각 구성 요소의 크립 특성 및 섬유/기지 내의 응력 분포에 의해 설명될 수 있다고 본다.

Fig. 9에서 나타난 초기잔류응력이 없는 Case-B 모델에서 보는 바와 같이 복합재료에 일정한 평균 크립 응력이 작용하게 되면 응력이 가해짐과 동시에 rule of mixture에 의해 섬유의 초기 실제 작용 응력은 215 MPa로 평균 크립 응력에 비해 커지는 반면, 기지의 초기 실제 작용 응력은 163 MPa로 평균 크립 응력보다 작아진다. 그러나 섬유는 215 MPa의 높은 응력 하에서도 크립 속도가 상대적으로 매우 작으며, 기지는 163 MPa의 낮은 응력 하에서도 섬유에 비해 상대적으로 크립 속도가 매우 크다. 이 때 섬유와 기지는 각각에 작용하는 실제 크립 응력에 의해 크립이 진행되고자 하나, 섬유와 기지의 변형률은 서로 동일한 크기로 진행되어야 하는 구속 조건($\epsilon_f = \epsilon_m$)으로 말미암아 기지로부터 섬유로의 응력 전달(stress transfer)이 일어나 새로운 응력 분포를 맞이하게 된다. 이러한 응력 전달 현상은 크립이 진행됨에 따라 연속적으로 일어나게 되어, 기지에서는 응력 크기가 점점 작

아지는 응력 완화(stress relaxation) 현상으로 나타나고, 상대적으로 섬유가 받는 응력의 크기는 점점 커져서 점차 복합재료의 크립 거동을 지배하게 된다.

따라서 섬유 강화 세라믹 복합재료에서의 크립 변형 메커니즘은 각 구성 요소의 크립 특성 및 크립 속도 차이에 의한 응력 전달과 그에 따른 섬유/기지간의 응력 재분포(stress redistribution)로 해석될 수 있다.

5. 결 론

본 연구를 통하여 얻은 결론은 다음과 같다.

- 1) CVD SiC_z/MSPNS 세라믹 복합재료에 있어서 그 구성 요소인 섬유와 기지 각각의 고온 크립 방정식 도출과 유한 요소 해석 모델링 방법을 이용하여, 제조될 복합재료의 크립 거동과 그 구성 요소의 영향을 예측, 평가할 수 있는 방법을 제시하였다.
- 2) Primary creep 특성은 기지의 primary 크립 특성에, 그리고 post-primary 크립 특성은 섬유의 크립 특성에 각각 큰 영향을 받는 것으로 나타났다.
- 3) 기지의 primary creep rate 변화는 복합재료의 steady-state creep rate에는 별 영향을 미치지 않으며, 기지의 steady-state creep rate를 50% 감소시킬 경우 복합재료의 steady-state creep rate는 약 20% 정도의 감소 효과가 있는 것으로 나타났다.
- 4) 강화섬유를 15 vol%에서 30 vol%로 높일 경우, 복합재료의 steady-state creep rate는 약 50% 감소하고, 총 크립 변형률도 약 40% 정도 감소하는 것으로 나타났다.
- 5) 섬유강화 세라믹 복합 재료에 있어서의 크립 변형 메커니즘은 섬유와 기지 각 구성 요소의 크립 특성 및 크립 속도 차이에 의한 응력 전달과 그에 따른 섬유/기지간의 응력 재분포로 설명될 수 있다.
- 6) 기지에 발생된 압축 잔류 응력은 복합재료의 초기 크립 변형을 크게 억제하는 효과가 있는 것으로 나타났으나, 실제 실험 결과는 잔

류 응력이 없다고 가정한 모델링 결과와 일치함으로써 제조 또는 재가열 과정에서 잔류 응력이 거의 소멸된 것으로 추정되었다.

참 고 문 헌

- 1) G. Fisher, "Advanced Ceramic Continue Progress to Products", Am. Ceram. Soc. Bull., Vol. 63, No. 2, pp. 249~52, 1984.
- 2) "The status of the Global Ceramics Industry", Am. Ceram. Soc. Bull., Vol. 72, No. 7, pp. 107~109, 1993.
- 3) Vincent Smith, Bruce Deckman and David Brueck, "Advanced Ceramic: Where do we go from here?", Am. Ceram. Soc. Bull., Vol. 73, No. 12, pp. 49~52, 1994.
- 4) L.J. Schioler, J.J. Stiglich, Jr., "Ceramic Matrix Composites; A literature Review", Am. Ceram. Soc. Bull., Vol. 65, No. 2, pp. 289~292, 1986.
- 5) K.M. Prewo, "Fiber-Reinforced Ceramics: New Opportunities for Composite Materials", Am. Ceram. Soc. Bull., Vol. 68, No. 2, pp. 395~400, 1989.
- 6) W.R. Cannon, J.G. Langdon, "Review: Creep of Ceramics, Part 2: An Examination of Flow Mechanics", J. of Mater. Sci., Vol. 23, pp. 1~20, 1988.
- 7) R. Kossowski, D.G. Miller, and E.S. Diaz, "Tensile Creep Strength of Hot-Pressed Si₃N₄", J. of Mater. Sci., Vol. 10, pp. 983~997, 1975.
- 8) T. Fett, G. Himsolt, D. Munz, "Cyclic Fatigue of Hot-Pressed Si₃N₄ at High Temperatures", Advanced Ceramic Materials, Vol. 1, No. 2, pp. 179~84, 1986.
- 9) J.A. Dicarlo, "Creep of Chemically Deposited SiC Fibers", J. of Mater. Sci., Vol. 21, pp. 217~224, 1986.
- 10) ABAQUS Manual, Hibbit, Karlson and Sorensen Inc., Providence, RI, 1989.