

형상 기억 합금을 이용한 Al기 복합재료 개발

Development of Al Matrix Composite using Shape Memory Alloy

정 태 현*, 이 동 주**, 김 홍 건***
T. H. Jeong, D. J. Lee, H. G. Kim

ABSTRACT

A simple analytical and finite element(FE) models are used to study the tensile properties of Al matrix composite with continuous TiNi fibers. The effects of residual stresses caused by the shape memory effects have been compared for various mechanical behaviors as a function of fiber volume fraction and degree of pre-strain and fiber configurations. It is found that both the back stress in the Al matrix induced by stiffness of TiNi fibers and the compressive stress in the matrix are caused of the strengthening mechanisms. Both theoretical and analytical results show quite good agreement and are closed to the experimental data except in high volume content.

주요기술용어 : Intelligent Composite(지적 복합재료), Shape Memory Alloy(형상 기억 합금), Al Matrix Composite(알루미늄 복합재료)

1. 서 론

금속 기지 복합재료(metal matrix composite : MMC)에 대한 연구가 다양한 분야에서 진행되어 왔다. 특히 기지 재료가 Al인 MMC는 자동차 및 항공 분야에서 사용 범위가 넓어지고 있다. 최근 자동차 경량화를 목적으로 자동차 엔진, 서스

펜션과 브레이크 시스템 등에 사용하기 위해 고성능 금속 기지 복합재료를 개발하기 위해 많은 연구가 진행되고 있으며, 이중에 알루미늄 복합재료는 강철만큼 강하며, 내충돌성도 우수한 장점을 가지고 있으나, 제조과정시 보강재와 기지의 열팽창의 차이에 의해 기지에 발생하는 잔류응력은 강도를 저하시키는 원인이 되었다.¹⁾ 이의 단점을 보완하기 위해 최근에는 보강재로 형상기억 합금을 이용하여 금속 기지 복합재료 제조에 많은 연구가 진행되고 있다.^{1~6)}

형상기억 합금은 상업적으로 온도제어 부품, 의

* 영남대학교 대학원
** 정희원, 영남대학교 기계공학부
*** 전주대학교 기계공학과

학용품, 밸브 등에 사용되고 있으나¹²⁾, 사용의 한계 때문에 형상기억 합금을 이용한 복합재료 제작에 관심을 보이고 있다. 보강재료로 사용되는 형상기억 합금은 일반적인 재료와 달리 온도가 상승할수록 탄성계수 및 항복응력이 증가하는 독특한 성질을 나타내며, 일정량의 변형을 가한 후 가열하면 변형이 사라지는 특징을 가지고 있다. 여기서 일정량의 변형은 형상기억 효과를 나타내는 초기 변형률(pre-strain)이라 한다. 많은 형상기억 합금 중에 TiNi가 가장 뛰어난 형상기억 효과를 보이며, 최적의 초기 변형률은 2%~8%로 보고되고 있다.^{7~9)}

Furuya, Taya 등^{2~4)}은 TiNi/Al의 초기 변형률 및 TiNi 체적비 변화에 따른 기계적 성질을 예측하였다. 보강되는 TiNi의 독특한 성질의 영향에 의해 TiNi/Al 복합재료에 가해진 초기 변형률과 TiNi 체적비가 증가할수록 항복응력이 증가하였다. 그러나 온도변화에 따른 TiNi와 Al의 물성비(modulus ratio)증가와 형상기억 합금의 초기 변형률과의 관계에 대한 연구가 극히 저조한 상태이다.

미소역학의 관점에서 연속 섬유 형태의 보강된 복합재료의 열변형 거동은 Self Consistent Field를 이용하여 Shapery⁵⁾ 등은 열팽창 계수 차이 및 물성비에 따른 복합재료의 열변형 거동을 예측하였다. Rosen & Hashin⁶⁾ 등은 구형이 보강된 모델에서 열변형 거동을 예측하였다. 또한 탄성/탄성거동의 1차원 모델 및 계면의 소성거동까지 포함된 축 대칭의 해석 모델이 제시되고 있다.¹³⁾

MMC에서 열팽창 계수와 물성의 차이에 의해 고온으로 상승함에 따라 기지상에 인장 잔류변형을 발생시키며, 열변형에 의해 발생한 잔류변형은 내부적으로 예상하지 않은 결과를 야기시킨다. 이와 같이 사용되는 온도에서 열변형에 의해 인장 소성변형을 억제할 수 있는 재료 개발에 관심을 두고 있다.

초기 변형률이 존재하는 형상기억 합금이 보강된 복합재료의 열변형 거동은 변태 온도 이상으로 가열하면 기지에 압축응력을 발생시켜 강도를 상승시키며 열변형 억제가 가능하다. 형상기억 효과를 나타내는 2원 및 3원 합금 중에 가장 뛰어난

형상기억 효과를 가진 TiNi를 이용한 복합재료 설계에 많은 관심을 보이고 있으며, 최근 TiNi가 보강된 지능형 복합재료 설계 및 해석에서 연속 섬유 형태의 보강된 복합재료에 연구가 수행되어 왔다.^{3,4)} 이와 같이 형상기억 합금이 보강된 복합재료를 지적, 지능형(smart or intelligent composite)이라 하며, 본 연구가 추구하는 지적 복합재료는 온도가 상승함에 따라 형상기억 효과에 의해 강도가 상승하며, 열변형이 억제되는 재료를 나타낸다.

연속 TiNi가 보강된 복합재료의 섬유 체적비 및 물성비 변화에 따른 열역학적 거동을 예측하였으며 임계 체적비 및 임계 물성비를 결정하였다⁵⁾. 이의 기본 개념을 바탕으로 본 연구는 TiNi/Al 복합재료의 탄성/탄성, 탄성/소성의 1차원 모델 이론 및 유한요소 해석을 수행하였다. 보강되는 TiNi 체적비, 초기 변형률 등을 변화시키며 지적 복합재료의 열역학적 거동을 해석을 했으며, 반복적인 가열/냉각, 즉 열 피로를 고려할 경우 보강재료로 사용된 TiNi의 영향 및 온도 변화에 따른 응력과 변형률의 관계를 예측하였다. 궁극적으로 지적 복합재료 설계 및 제작에서 연속적으로 사용 가능한 보강재로서 TiNi의 신뢰성을 구축하여 지적 복합재료의 제조 가능성을 예측한다.

2. 이론 해석

Fig.1(a)는 온도에 따른 전형적인 Al의 열변형 거동과 초기 변형률이 존재하는 형상기억 합금의 열변형 거동을 나타낸다. Al은 가열/냉각시 선형적 열탄성 거동을 하며, 형상기억 합금의 거동은 2가지로 구분된다. 첫 번째는 온도를 역변태 이상으로 가열하면 열변형률은 가해진 초기 변형만큼 회복(수축)되나 다시 냉각하면 늘어나지 않는 거동을 일방성(one-way)이라 하며, 냉각시 원래의 점으로 되돌아가는 것을 이방성(two-way) 재료라 한다. 본 연구는 이방성 재료보다 일방성 재료가 형상기억 효과가 뛰어나기 때문에 형상기억 합금이 일방성이라 하였다. Fig.1(a)에서 M은 마르텐사이트 상, A는 오스테나이트 상이며 점 s는 시작 점, f는 끝나는 점이다. 또한 형상기억 합금

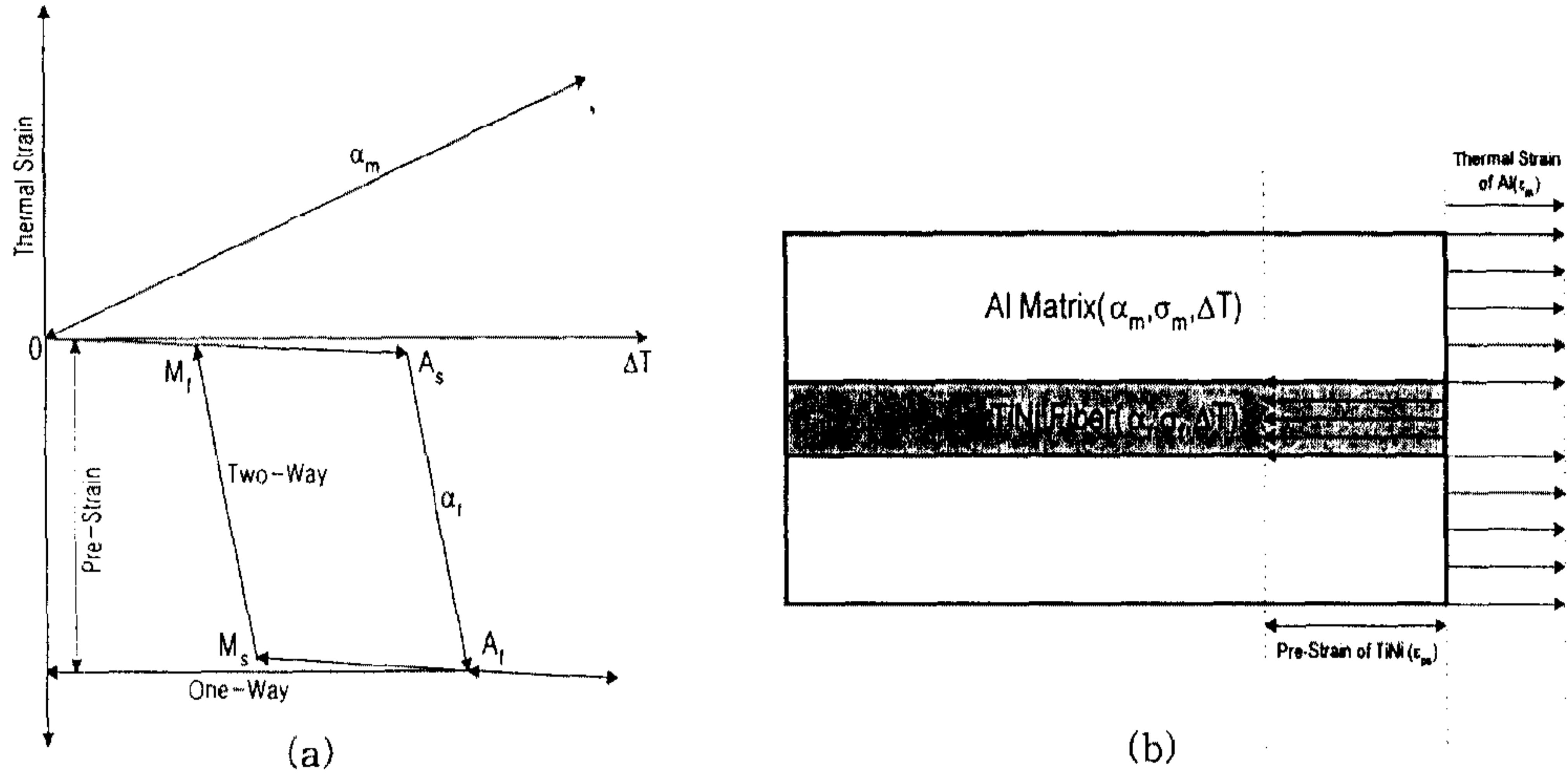


Fig.1 Typical thermal strain-temperature relation(a) and 1- D theoretical model(b)

의 열역학적 거동은 Tanaka¹⁴⁾, Lagoudas¹⁾에 의해 응력-변형률-온도의 관계를 예측하였으며, SMA의 형상기억 열팽창 계수는 마르텐사이트 체적비의 함수(ξ)와 초기 변형률의 관계로 표현된다.¹⁴⁾ 또한 본 연구에 사용된 TiNi와 Al 물성은 온도 함수로 주어지며, 특히 마르텐사이트 상의 체적비 함수로 표현된다. Fig.1b는 초기 변형된 형상기억 합금이 보강된 Al 기지 복합재료의 기본 모델이다. 모델 내에 균일하게 온도(ΔT)를 상승시키면 Al은 열팽창에 의해 인장 방향으로 열변형을 하며, TiNi는 초기 변형률만큼 열수축을 하려고 한다. 형상기억 합금의 열변형률은 가해진 초기 변형률(ϵ_{ps})에 의해 결정되며, 이것을 형상기억 열팽창 계수(shape memory thermal expansion)라 정의한다.

먼저 형상기억 효과를 나타내는 형상기억 합금의 거동은 응력-변형률-온도의 관계로 표현되며, 형상기억 효과에 의한 열변형 거동은 마르텐사이트 체적비의 함수이다. 마르텐사이트 체적비는

$$\xi = f(\sigma, T) \quad (1)$$

로 표현된다. 여기서 ξ 는 마르텐사이트의 체적비이다. 식(1)에서 무응력 상태에서 가열에 의해 역변태가 발생하면, ξ 는

$$1 = f(0, A_s), \quad 0 = f(0, A_f) \quad (2)$$

$$\xi = \exp[b_A c_A (A_s - T) + b_A \sigma] \quad A_s \leq T \leq A_f \quad (3)$$

식(3)은 형상기억 합금의 1-D 모델에서 역변태에 의한 형상기억 합금의 변태 방정식이다. 여기서 b_A , c_A 는 재료상수이다.¹⁴⁾ 이 때 형상기억 열 변형률은

$$\epsilon = \epsilon'_M + (\Omega/D)(\xi'_M - \xi) \quad (4)$$

이다. 여기서 변태 변형률 계수(Ω)는 가해진 초기 변형률에 의해 결정되며, 형상기억 합금의 열 변형 거동은 마르텐사이트 체적비(ξ)와 변태 변형률 계수(Ω)의 함수로 표현되며, 형상기억 합금의 열팽창 계수(α)를 결정할 수 있다.⁷⁾ 또한 형상기억 합금의 탄성계수는

$$D = D_A + \xi(D_M - D_A) \quad (5)$$

이다. 즉 마르텐사이트 체적비의 함수로 표현된다. 일정 부하응력(σ)이 100MPa일 때 초기 변형률이 존재하는 형상기억 합금의 열변형률(식(4)) 및 탄성계수(식(5))는 Fig.2에 나타냈다. 가열에 의

해 역변태가 발생하였으며, 이의 TiNi 거동은 이론 및 유한요소 해석의 기본 데이터로 사용하였다.

Al과 TiNi의 열역학적 결합에 의해 Al은 압축 응력이 발생하며, TiNi는 인장응력이 발생한다. 또한 계면에 발생하는 잔류 변형률을 고려하지 않으면 평형 조건에 따라

$$\sigma_m v_m + \sigma_f v_f = 0 \quad (6)$$

이다. 여기서 v 는 체적비, 첨자 m 은 기지, f 는 섬유를 나타낸다.

또한 복합재료의 열변형 거동은

$$\epsilon_c = \epsilon_f + \alpha_f \Delta T = \epsilon_m + \alpha_m \Delta T \quad (7)$$

이다. TiNi의 변형률(ϵ_f)과 Al의 변형률(ϵ_m)은 기지와 섬유의 열역학적 결합에 의해 발생된다. 식(6)과 식(7)에서 온도가 상승하면 복합재료 내의 TiNi의 열변형률은 역변태 후 가해진 초기 변형률만큼 수축을 한다. 이에 따라 형상기억 합금의 거동은 초기 변형률과 체적비 변화에 따라 탄성

거동 및 소성 거동을 한다. 즉 역변태 전은 열팽창에 의해 탄성 거동을 하며 역변태 후에는 초기 변형률의 영향에 의해 소성거동을 예측할 수 있다. 먼저 온도변화에 따라 Al과 TiNi가 모두 탄성 거동을 하는 경우, Al은 탄성 거동을 하며 TiNi는 역변태 후 소성 거동을 하는 경우 2가지로 나누어 TiNi 섬유 및 Al 기지 부분의 응력 변화 및 열변형 거동을 예측하였다.

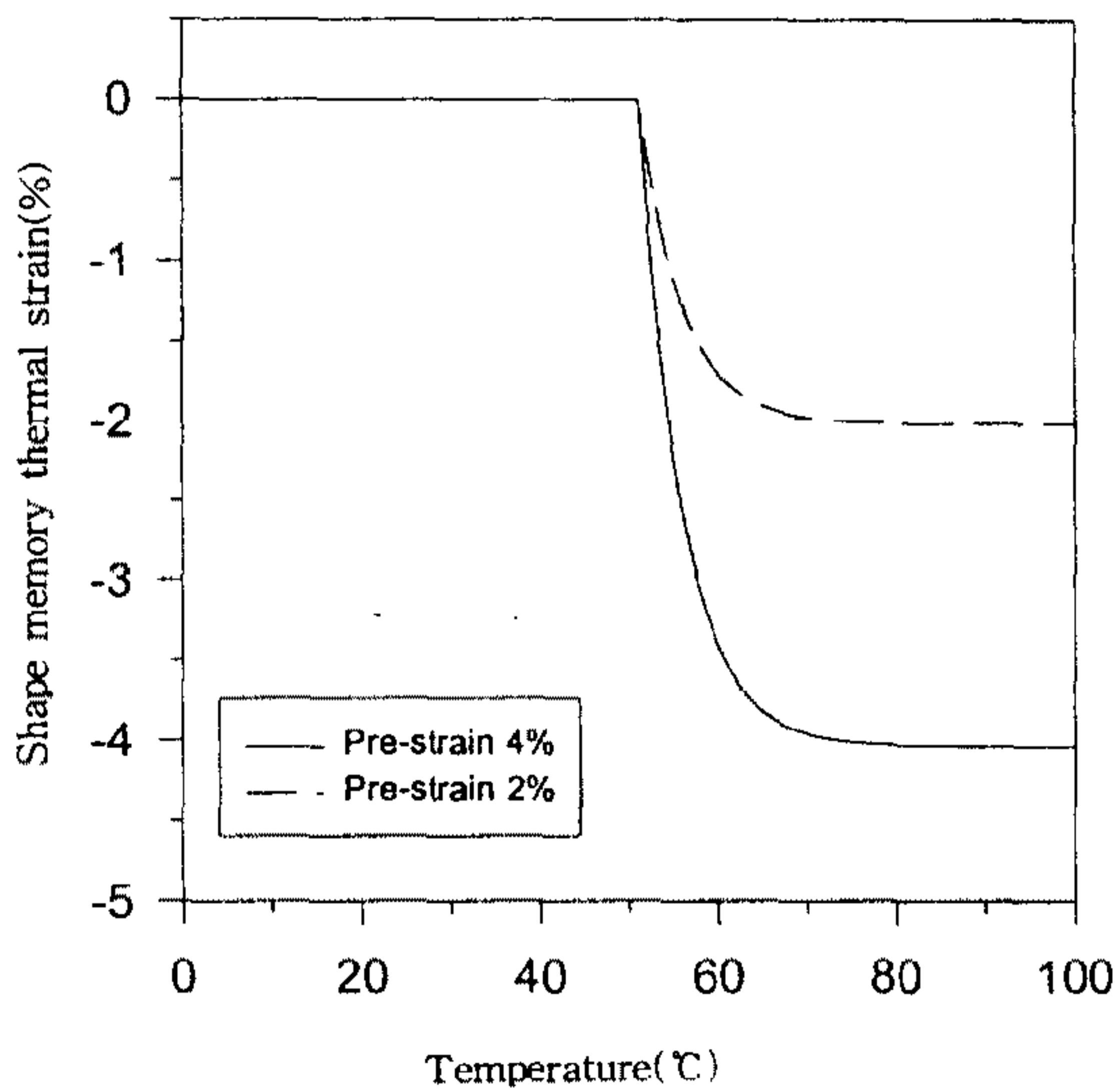
2.1 탄성/탄성 거동

기지 재료인 Al의 열변형 거동이 선형적이며 형상기억 합금이 온도에 따라 선형적으로 변형하는 경우이다. 식(6)과 식(7)에서 응력과 변형률의 선형관계에 의해

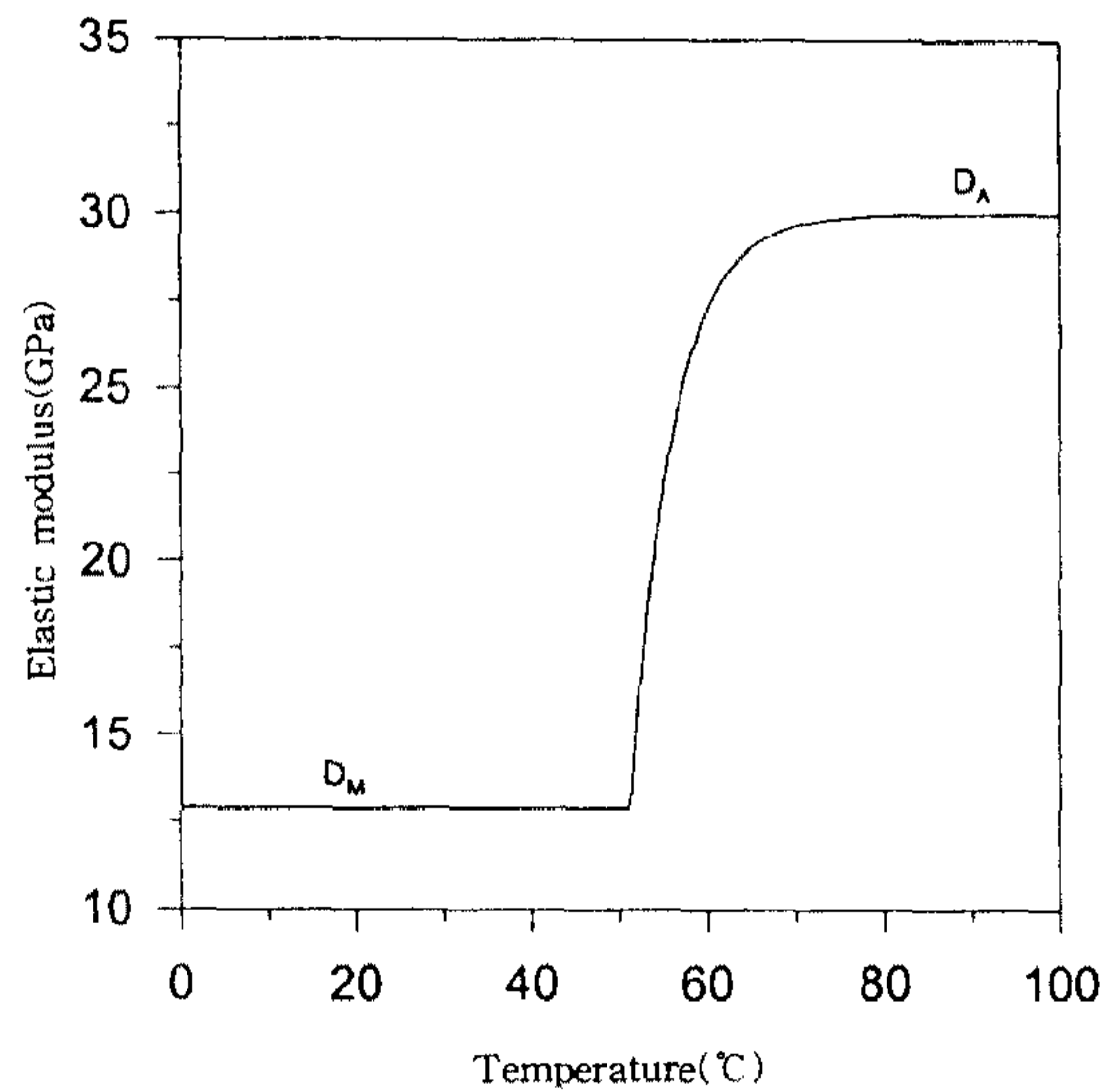
$$\sigma_f = -\frac{v_m}{v_f} \sigma_m \quad (8)$$

$$\epsilon_c = \frac{\sigma_f}{E_f} + \alpha_f \Delta T = \frac{\sigma_m}{E_m} + \alpha_m \Delta T \quad (9)$$

이다. 여기서 ϵ_c 는 복합재료의 열변형률이다.



(a)



(b)

Fig.2 Shape memory thermal strain (a) and elastic modulus (b) of TiNi fiber as a function of temperature and pre-strain

식(8)을 식(9)에 대입하면 인장방향의 열변형을 억제하기 위한 Al 기지의 압축응력(compressive stress)은

$$\sigma_m = -\frac{\Delta\alpha \Delta T v_f E_f E_m}{v_m E_m + v_f E_f} \quad (10)$$

또한 TiNi 섬유 부분에 발생하는 인장응력(tensile stress)은

$$\sigma_f = \frac{\Delta\alpha \Delta T v_m E_f E_m}{v_m E_m + v_f E_f} \quad (11)$$

이다. 여기서 $\Delta\alpha = \alpha_m - \alpha_f$ 이다. 또한 식(10)과 식(11)을 식(9)에 대입하면 복합재료의 열변형률을 결정할 수 있다.

탄성영역 내에서 복합재료에 발생하는 응력은 물성비(modulus ratio)와 섬유 체적비의 함수로 표현된다. 또한 복합재료의 열변형 거동은 식(9)에서 거동의 방향을 예측할 수 있다. 열변형 거동의 방향이 바뀌는 섬유의 체적비를 임계점이라 정의하였다.

2.2 탄성/소성 거동

역변태 온도(A_f) 이상으로 가열을 하면 TiNi는 초기 변형률(2%~8%)만큼 원래의 모양으로 회복하려고 한다. 복합재료내의 형상기억 합금은 형상기억 효과가 발생하는 온도 이상으로 가열하면 TiNi 거동은 열변형 소성 거동을 한다. 즉 변태온도 이하에서는 탄성 거동을 하며, 변태가 발생되면 소성 거동을 한다. TiNi의 응력과 변형률 곡선의 소성영역에서는 가공경화(work hardening)가 매우 작기 때문에 SMA의 거동을 단선형 경화재료라 할 수 있다.¹¹⁾ 즉 TiNi의 거동을 아래 식으로 표현이 된다.

$$\sigma_f = E_f \varepsilon_f \quad (0 \leq \varepsilon_f \leq \varepsilon_{fy}) \quad (12)$$

$$\sigma_f = \sigma_{fy} + A_f (\varepsilon_f - \varepsilon_{fy})^{B_f} \quad \left(\varepsilon_f \geq \varepsilon_{fy}, \varepsilon_{fy} = \frac{\sigma_{fy}}{E_f} \right) \quad (13)$$

이다. 여기서 σ_{yf} 는 TiNi의 항복응력이며 A_f 와 B_f 는 재료 상수이다. 일반적인 TiNi의 응력과 변형률 곡선에서 소성변형 후 가공 경화비가 매우 작기 때문에 $B_f=1$ 로 들 수 있다. $B_f=1$ 이면 A_f 는 TiNi의 경사계수(tangent modulus)를 나타낸다.

역변태 전의 거동은 식(11)을 따르며, 역변태 후의 거동은 식(7)과 식(13)의 거동을 따른다. 먼저 식(13)은

$$\varepsilon_f = \varepsilon_{fy} + \left(\frac{\sigma_f - \sigma_{fy}}{A_f} \right)^{\frac{1}{B_f}} \quad (14)$$

로 표현된다. 식(14)을 식(7)에 대입하면

$$\begin{aligned} \varepsilon_c &= \frac{\sigma_{fy}}{E_f} + \left(\frac{\sigma_f - \sigma_{fy}}{A_f} \right)^{\frac{1}{B_f}} + \alpha_f \Delta T \\ &= -\frac{1}{E_m} \left(\frac{v_f}{v_m} \sigma_f \right) + \alpha_m \Delta T \end{aligned} \quad (15)$$

식(15)을 정리하면

$$\sigma_m = -\frac{[\Delta\alpha\Delta T - \sigma_{fy}(\frac{1}{E_f} - \frac{1}{A_f})]v_f A_f E_m}{v_m E_m + v_f A_f} \quad (16)$$

$$\sigma_f = \frac{[\Delta\alpha\Delta T - \sigma_{fy}(\frac{1}{E_f} - \frac{1}{A_f})]v_m A_f E_m}{v_m E_m + v_f A_f} \quad (17)$$

이다. 역변태 후의 탄성/소성 거동은 탄성계수와 경사계수의 관계와 체적비의 함수로 표현된다.

3. 수치 해석

연속 섬유 형태로 보강된 수치해석 모델은 이론해의 모델과 같다. 해석에 사용된 기본 물성¹⁾은 다음과 같다.

Al	TiNi
Elastic Modulus: 9.5GPa(0°C) 5.0GPa(90°C)	Elastic Modulus: E _M =13GPa E _A =30GPa
Tangent Modulus: 166.6MPa(0°C) 90.91MPa(90°C)	Thermal Expansion: α _M =6.6E-6/°C α _A =11.0E-6/°C
Yield Strength: 66.5MPa(0°C) 35.0MPa(90°C)	Transformation Temperature M _f =5°C M _s =23°C A _s =29°C A _f =51°C
Thermal Expansion Coefficient: 23.6E-6(°C)	

여기서 온도와 Al의 물성은 선형적인 관계가 있다. 또한 TiNi의 항복응력 및 경사계수는 탄성계수의 1%로 하였다. TiNi의 체적비는 1%~10%로 변화시키며 해석하였다.

또한 온도를 0°C에서 100°C까지 5°C씩 증가시키며 해석하였다. 해석에 사용된 격자 형태는 4-노드 격자를 사용했다. 모든 모델의 격자 개수는 같다. 또한 입력 데이터로 사용된 응력과 변형 곡선은 Bilinear Isotropic Hardening Rule를 따른다. 소성영역 거동은 Newton-Raphson 법을 이용하며 수렴 허용 오차는 하중의 0.1E-5로 하였다. 또한 유한요소 해석은 ANSYS 5.2¹⁶⁾을 이용했다. 해석시 계면은 완전한 결합이며, 각 Step에서 TiNi 섬유와 Al 기지 각 요소의 응력과 변형률은

$$\sigma_i = [D] \varepsilon_i^{el}, \quad \varepsilon_i = \varepsilon_i^{th} + [D]^{-1} \sigma \quad (18)$$

로 표현된다. 여기서 $\varepsilon_i^{el} = \varepsilon_i - \varepsilon_i^{th}$ 이며, ε_i^{th} 는 열 변형률을 나타내며, 첨자 i는 각요소를 나타낸다. 또한 소성거동까지 포함이 되면 전체 변형률 $\varepsilon = \varepsilon^{el} + \varepsilon^{pl}$ 의 합으로 표현된다.

기지 및 섬유에 발생하는 응력과 변형률은 각 요소의 합의 평균값을 취하였다.

$$[\sigma]_i = \frac{\int_n [\sigma]_n dv_n}{\int_n dv_n} \quad [\varepsilon]_i = \frac{\int_n [\varepsilon]_n dv_n}{\int_n dv_n} \quad (19)$$

여기서 $[\varepsilon]_n$ 은 n번째 요소의 변형률을 나타내며, dv_n 은 n번째 요소의 체적을 나타낸다. 여기서 f는 섬유, m은 기지이다. Al 기지와 TiNi에 발생하는 응력과 변형률을 계산한 후 혼합법칙⁷⁾을 이용하여 전체 복합재료의 값을 계산하였다. 또한 복합재료의 응력과 변형률을 얻기 위한 해석은 중첩법(superposition)을 이용하였다. 이것은 열변형에 의한 거동과 외력에 의한 거동의 결합된 문제이다. 즉 기준 모델에서 양단(x=0, x=1)을 고정시킨 후 역변태 후 내부에 발생하는 응력을 예측한 것과 변위 구속법을 이용하여 설정 온도(90°C)에서 하중을 가한 결과와 합하는 방법을 이용하였다.

4. 결과 및 토의

먼저 형상기억 합금이 보강된 TiNi/Al 복합재료에서 TiNi의 보강효과에 의해 Al 부분에 발생하는 압축응력을 예측하였다. Fig.3은 이론 해석의 1차원 모델에서 초기 변형률이 4%일 때 온도 변화에 따라 Al 기지 부분에 발생하는 압축응력을 나타냈다. 역변태 전에는 Al과 TiNi의 단순 열팽창 계수의 차이에 의한 압축응력이 발생되나 역변태 후 TiNi의 형상기억 효과에 의해 압축응력이 크게 증가하였다. 또한 TiNi 체적비가 10%에서 90°C보다 높은 경우 기지에 소성응력이 발생

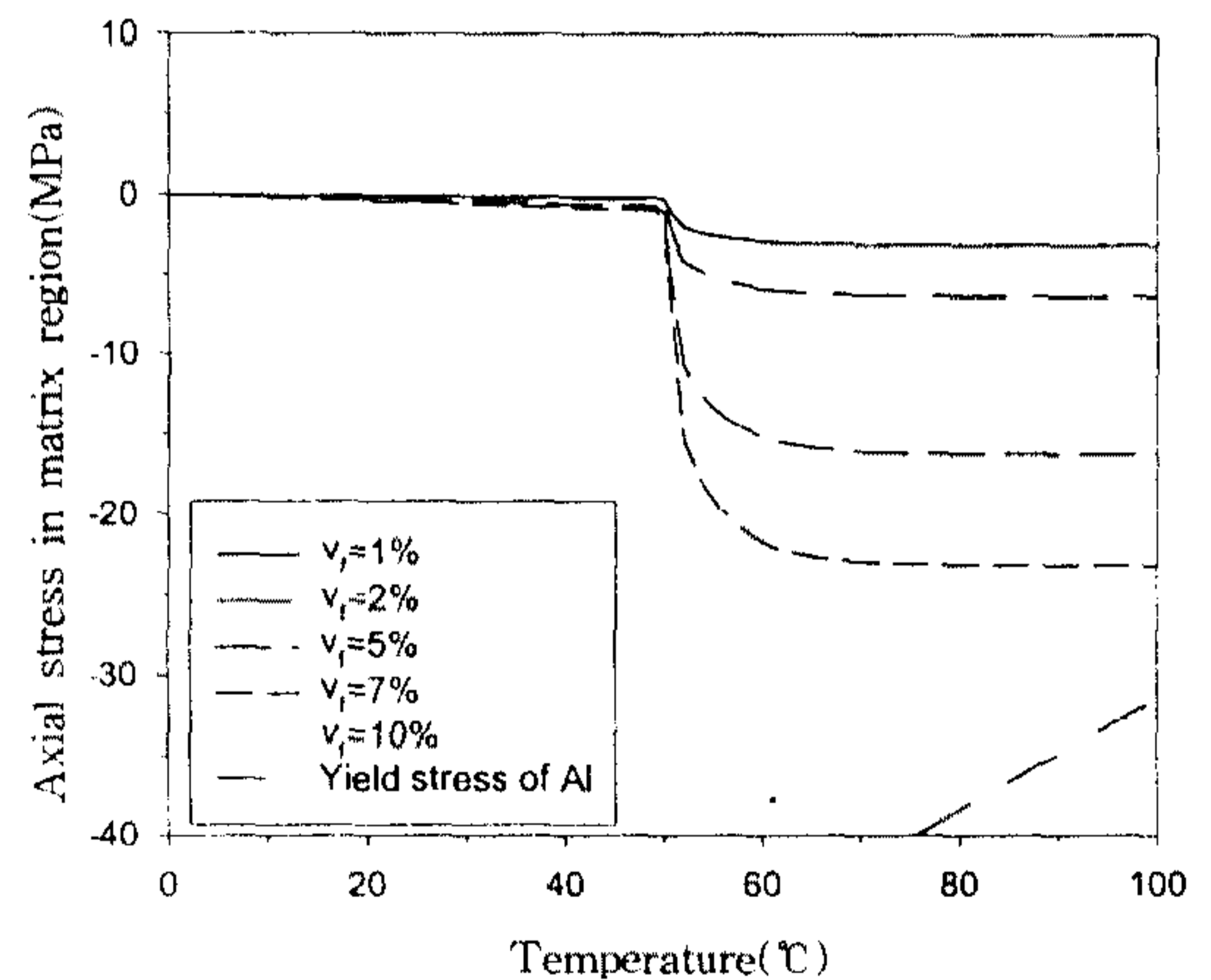


Fig.3 Theoretical prediction of average axial stress in matrix region for continuous TiNi/Al composite as a function of fiber volume fraction with pre-strain 4%

하였다. 역변태 후 TiNi의 형상기억 효과에 의해 압축응력이 급격히 증가하는 것은 형상기억 합금의 역변태 후 온도에서 복합재료의 기계적 특성을 향상시키는 원인이 된다.

또한 Fig.4는 TiNi 체적비 변화에 따른 기지 부분에 발생하는 압축 응력의 유한요소 해석 결과이다. Fig.3의 해석 결과와 같은 경향을 보였으며, TiNi 체적비가 10%에서 역변태 후의 압축응력이 이론 해의 결과보다 작게 나타났다. 이것은 유한요소 해석에서 Al 기지가 역변태 후에도 평균적으로 열팽창 거동을 하나, TiNi 체적비 증가할수록 TiNi와 기지의 계면에 압축응력이 증대되어 기지 부분에 소성응력이 발생되기 때문이다. 체적비 증가에 따른 계면의 소성 응력의 영향을 예측하기 위하여 이론 해 및 유한요소 해석 결과를 비교 분석하였다.

Fig.5는 초기 변형률이 4%와 초기 변형률이 없는 TiNi가 보강된 Al 복합재료에서 온도가 70°C에서 체적비에 따른 열변형 거동을 나타냈다. 초기 변형률이 없는 경우, 즉 TiNi의 열팽창 계수와 기지의 열팽창 계수의 차이에 의해 기지 부분에 압축응력이 발생하였다. TiNi의 열팽창 계수는 $\alpha_c = \alpha_A + \xi(\alpha_M - \alpha_A)$ 에 의해 결정되며, $\alpha_c < \alpha_m$ 인 경우이다. 이론해의 결과와 유한요소 해석

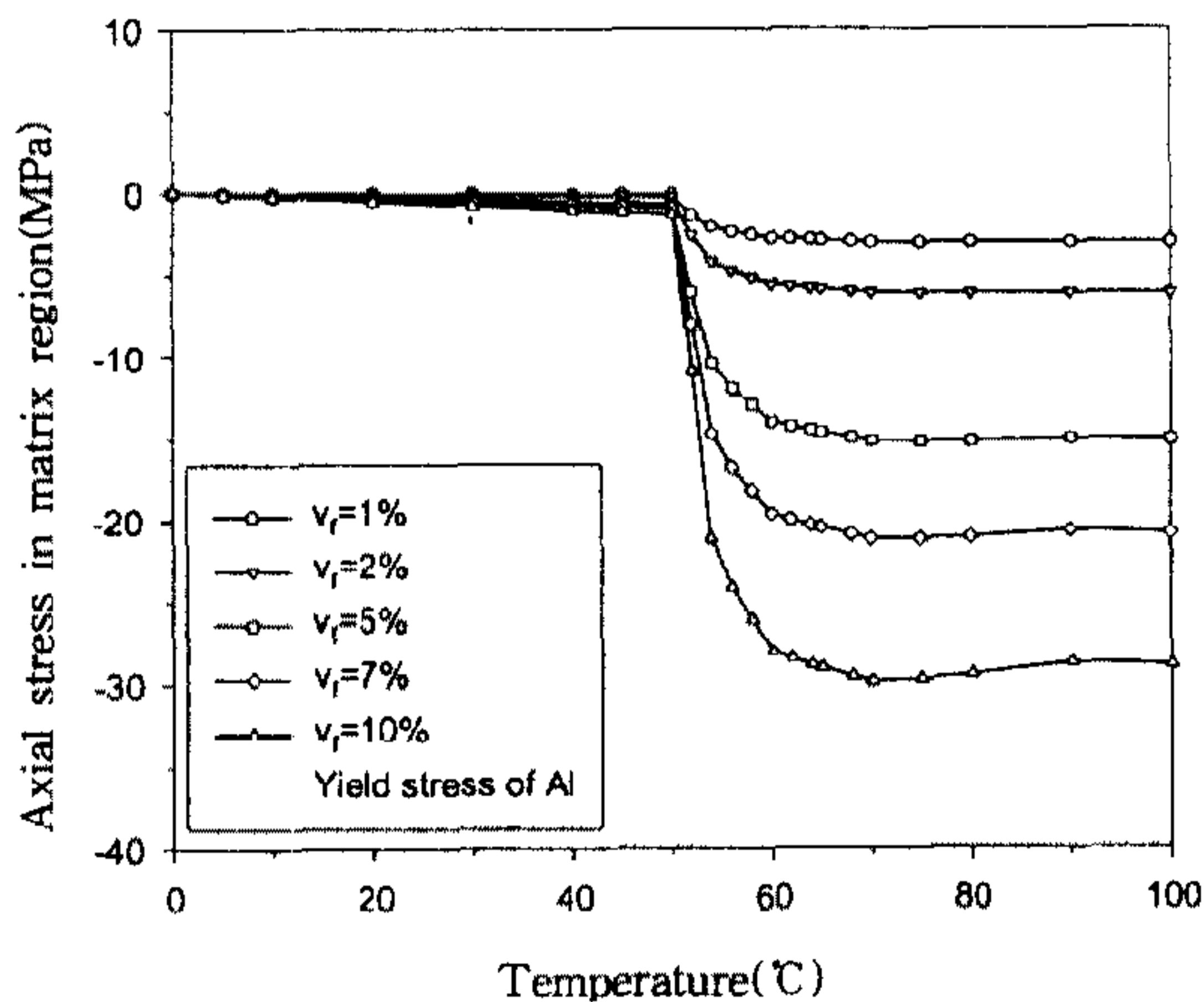


Fig.4 FEM prediction of average axial stress in matrix region for continuous TiNi/Al composite as a function of fiber volume fraction with pre-strain 4%

의 결과가 초기 변형률이 없는 경우 잘 일치됨을 보였다. 또한 초기 변형률이 4%인 경우는 체적비가 증가할수록 큰 압축응력을 나타냈다. 체적비가 낮은 경우 이론치와 유한요소 해석 결과가 잘 일치함을 보였으나, 체적비가 증가할수록 유한요소 해석 결과가 작게 나타났다. 이것은 유한요소 해석에서 기지부분의 계면에 소성변형률의 영향으로 압축응력이 작아지는 원인이다. 그래서 이론 해석에서 기지 계면에 소성 거동이 포함된 해석 모델의 제시가 필요하다. 또한 온도가 상승할 때 형상기억 효과가 복합재료내의 응력 분포에 미치는 영향 및 응력 전달과정을 예측할 필요가 있다.

그래서 Fig.6은 유한요소 해석 모델내의 기지 부분에 발생하는 축방향 응력과 정수압 응력을 나타냈다. 축방향의 응력은 모델의 끝단에 구속이 없는 상태(free of edge)에서 섬유 끝 선단에서 멀어질수록($L < 1.5$) 기지 위치에 관계없이 균일한 압축응력을 보였으며, 끝선단에 근방에서 TiNi에 인접한 기지부분($h=0.12$)에서 매우 큰 압축 응력을 보였다. 그러나 보강된 TiNi에서 수직 방향으로 멀어질수록 압축응력이 줄어들었다. 또한 가장 위에서는 Al의 열팽창에 의해 인장응력이 발생하였다. 정수압 응력의 분포에서는 기지 내부에는 압축 정수압 응력이 분포되었으며, 끝선단 근방에서 TiNi

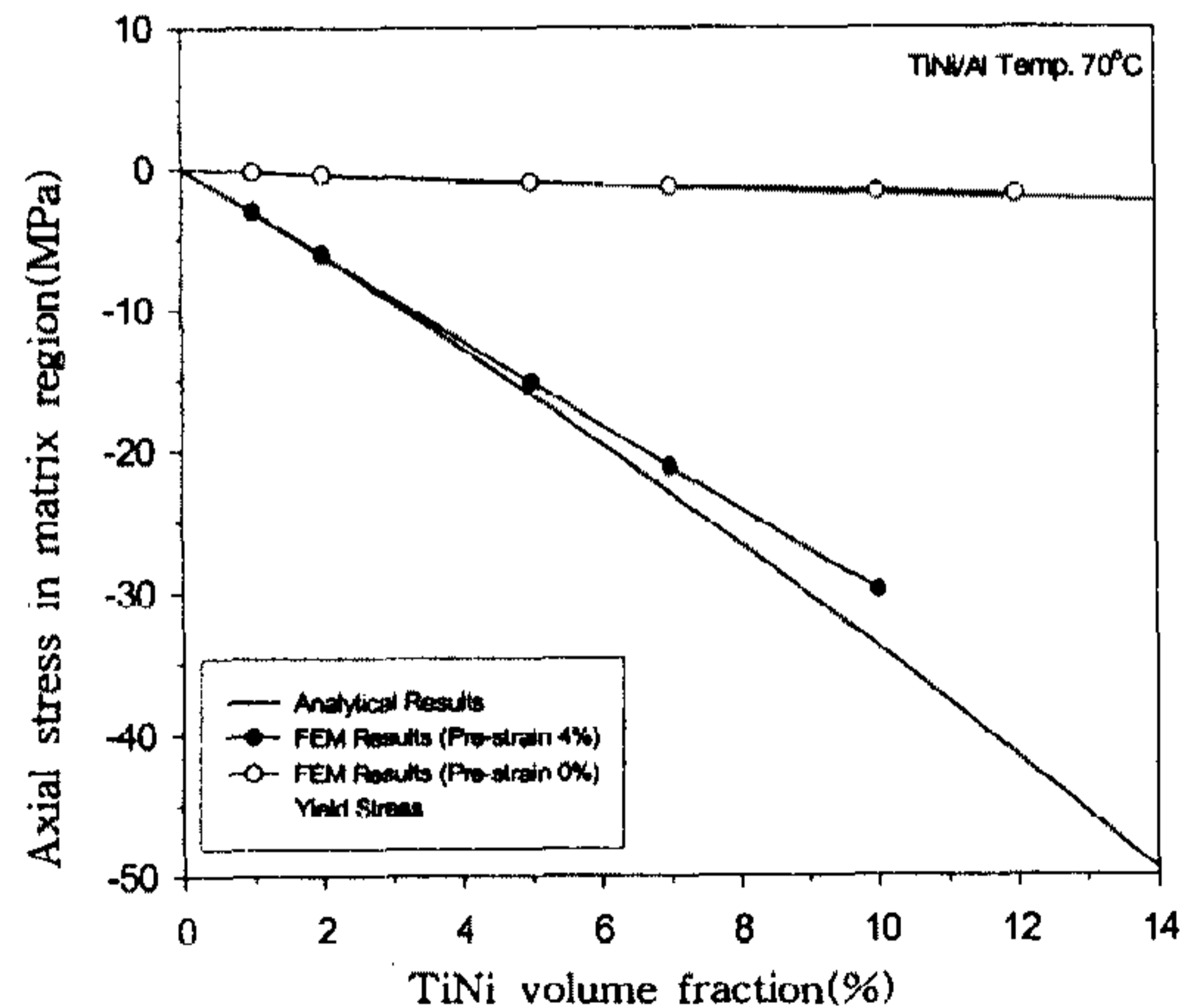
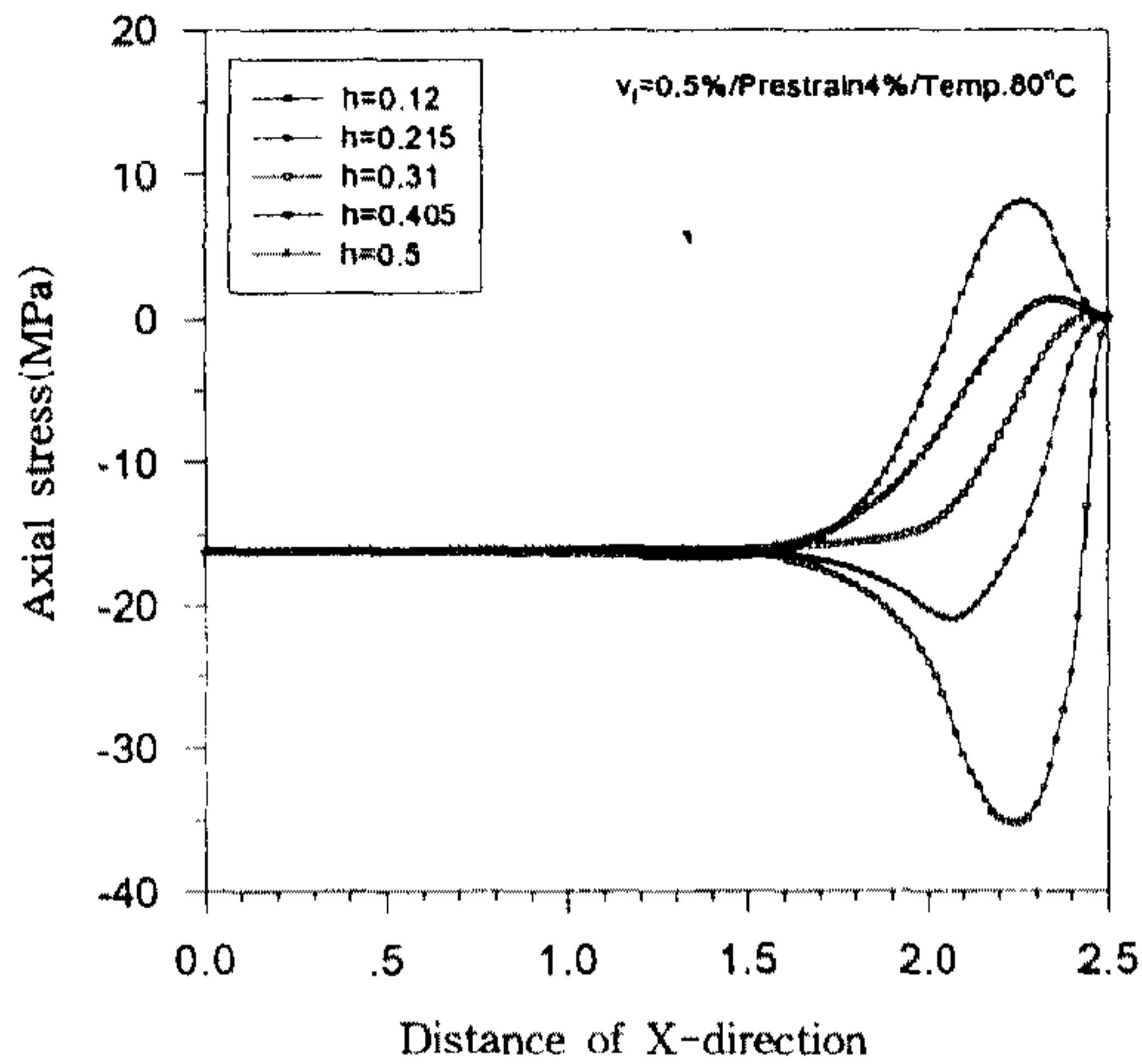
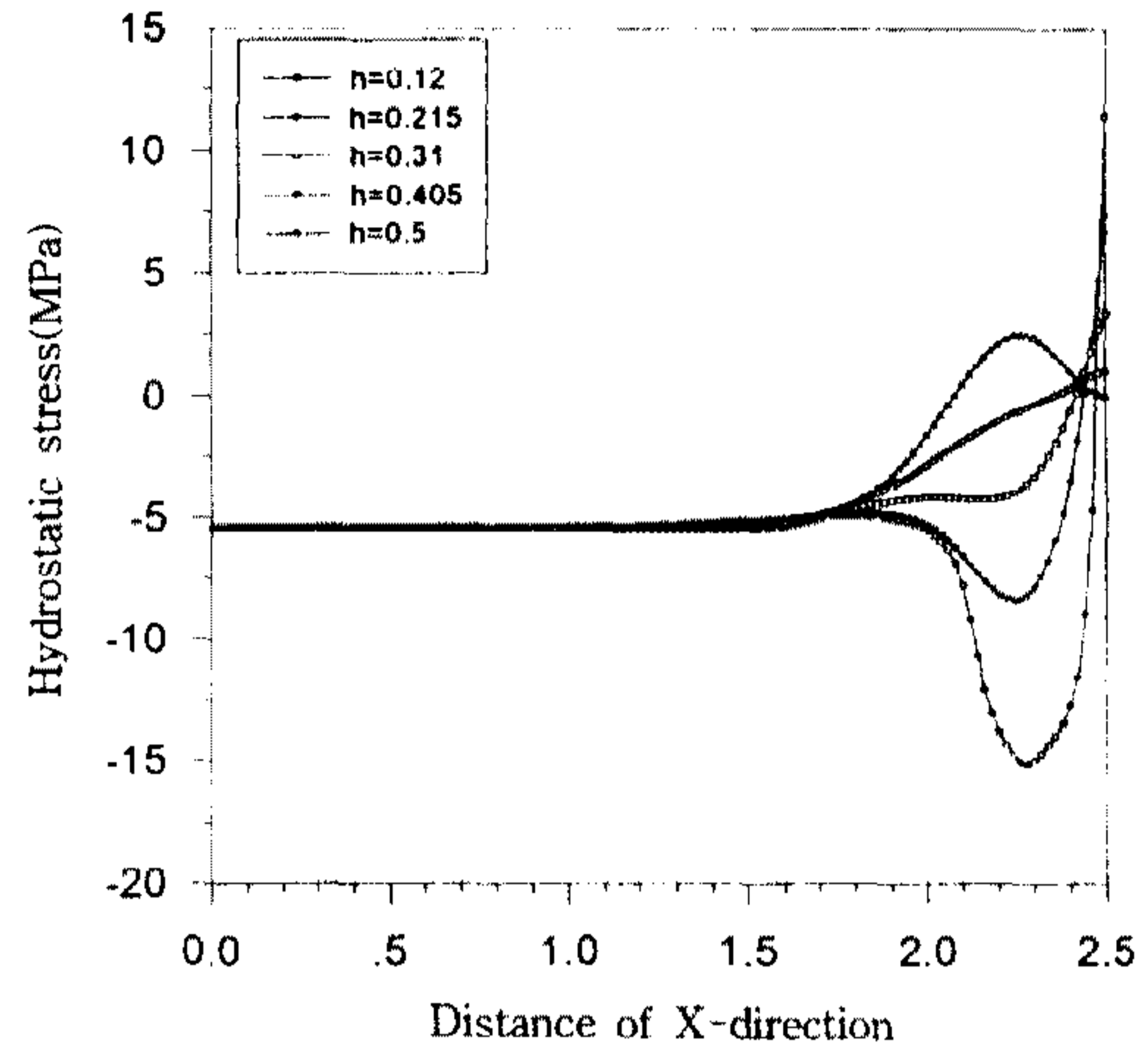


Fig.5 Comparison of axial stress in matrix region between theoretical and analytical results



(a)



(b)

Fig.6 Axial stress (a) and hydrostatic stress (b) along x-direction of TiNi/Al composite

에 인접할수록 정수압 응력이 급격히 증가하였다. 이것은 계면 근방에서 축방향으로 전단응력이 매우 높게 나타났기 때문이며, 끝선단에서 계면 근방의 기지부분에서 전단 파괴를 예측할 수 있다. 또한 TiNi의 형상기억 효과에 의해 기지 부분에 발생하는 압축응력이 복합재료의 기계적 특성에 큰 영향을 미칠 것으로 예상된다. 그래서 초기변형률 및 TiNi 체적비를 변화시키며 인장 특성을 예측하였다.

Fig.7은 온도가 90°C에서 TiNi 체적비와 초기 변형률 변화에 따른 응력과 변형률 곡선을 나타냈다. 응력과 변형률 곡선을 통하여 형상기억 효과 및 단순 보강 효과의 변형을 예측할 수 있다. 초기 변형률이 존재할 경우 단순 보강 효과에 의한 거동보다 항복응력과 인장 강도가 증가하였다. 이것은 TiNi의 형상기억 효과에 의해 기지 부분에 압축 잔류응력을 발생시켜 강도를 증가시켰다. 체적비가 4%인 경우보다 9%인 경우 초기 변형률의 영향이 증가하였다. 즉 온도가 낮으면 단순 보강효과만 기대할 수 있으나 역변태 후의 온도에서는 복합재료의 강도를 증가시켜 고온에서 강도의 저하 없이 사용 가능한 MMC재료 개발이 가능하다.

Fig.8은 동일 조건에서 온도가 90°C일 때 항복 응력을 FEM 결과와 Taya^{2~4)}의 실험 결과를 나

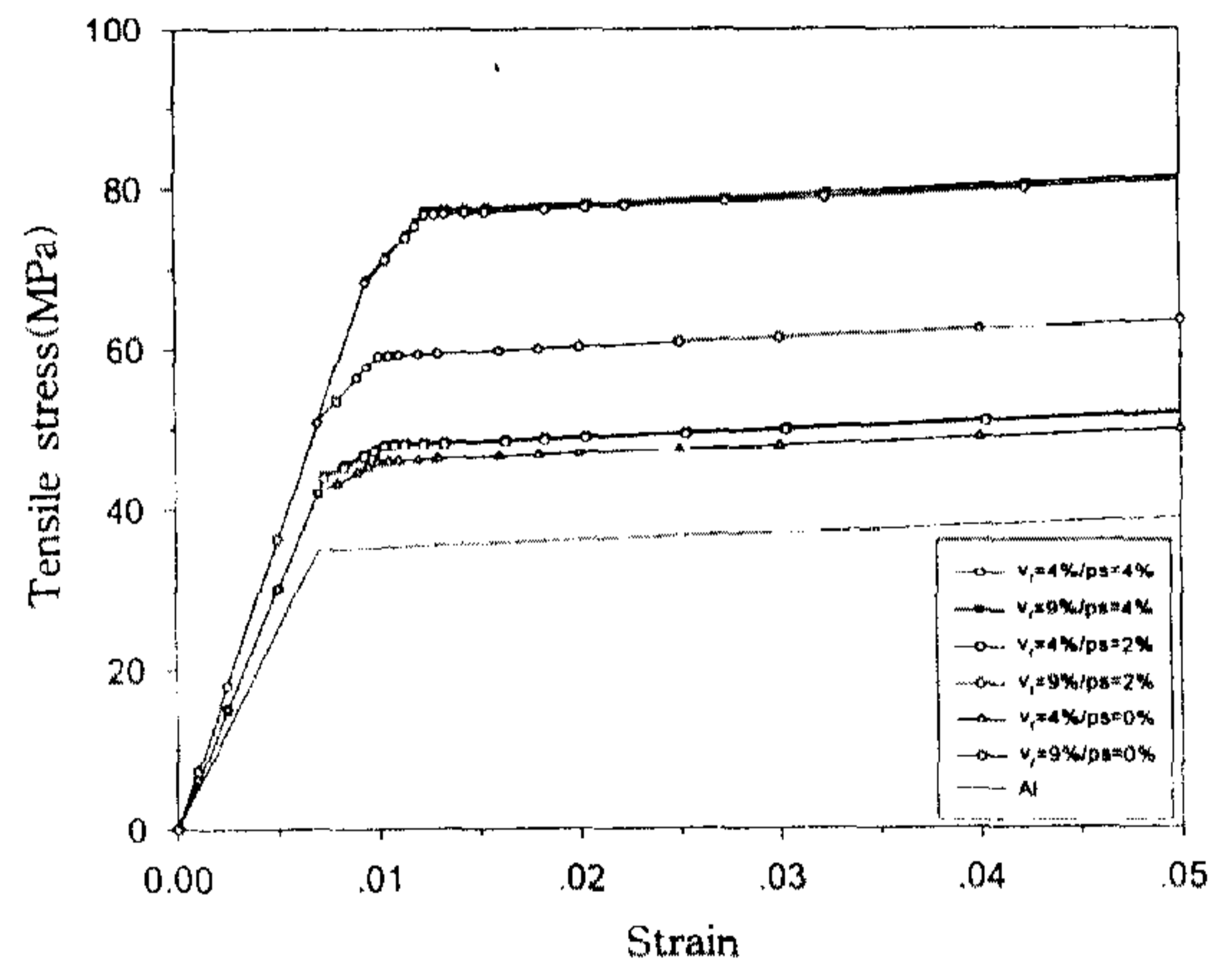


Fig.7 Stress-strain curves at 90°C of TiNi/Al with pre-strain and volume fraction

타냈다. 체적비가 낮은 경우에는 두 결과가 거의 일치하였으나, 체적비가 9%인 경우 초기 변형률에 관계없이 실험치가 낮게 나타났다. 이것은 시험편 제조 과정시 계면의 접착 강도의 저하의 원인으로 추정된다. 더욱더 많은 실험 결과와 비교할 필요가 있으나 제작상의 어려움으로 현재 좋은 실험결과를 얻기가 쉽지 않다.

5. 결론

연속 TiNi가 보강된 Al기지 복합재료에서 체

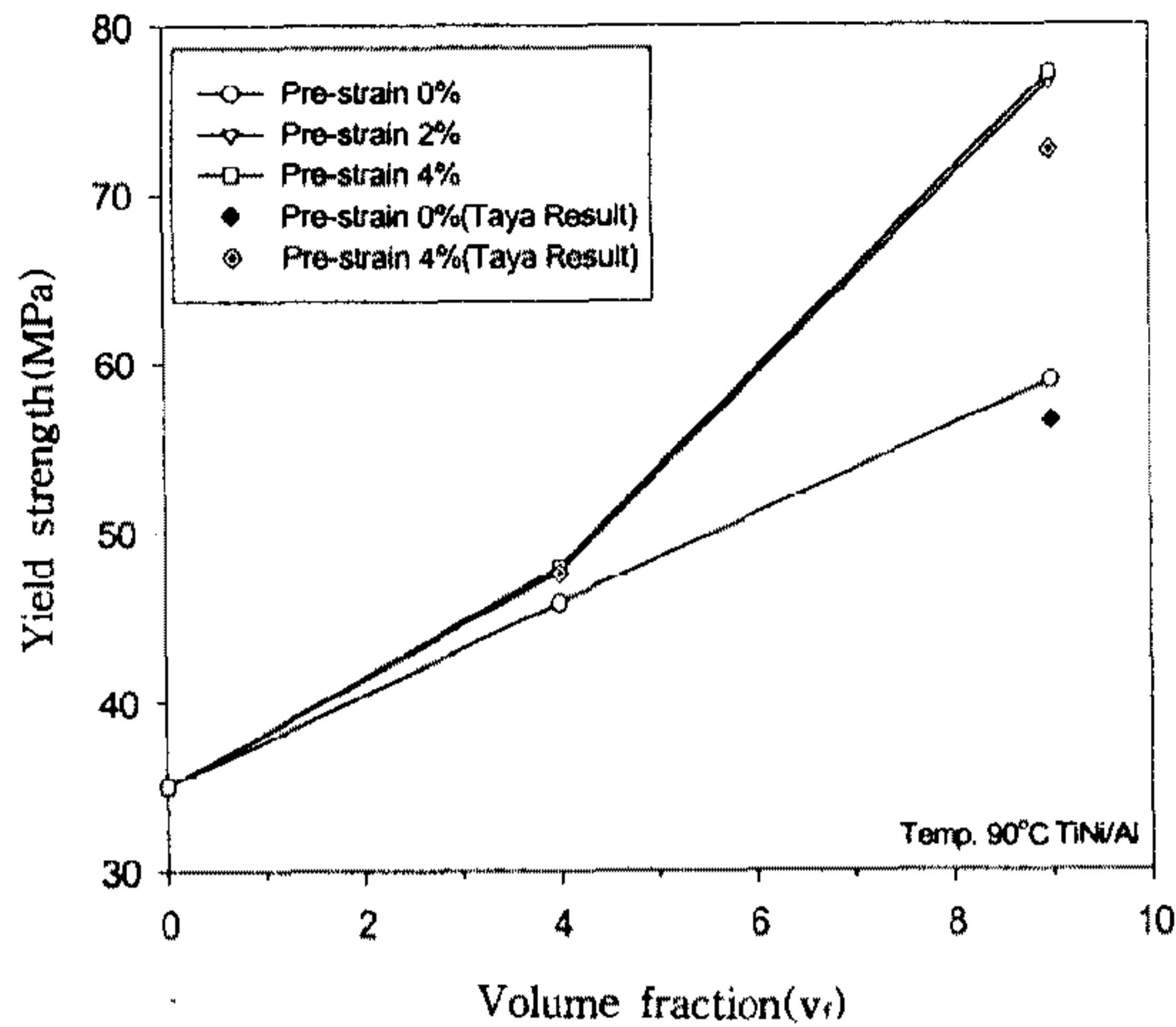


Fig.8 Compared yield stress of FEM result to experimental data

적비 및 초기 변형률을 변화시키며 역학적 거동 예측했다. 이론해석에서 1차원 모델을 이용하여 탄성/탄성, 탄성/소성의 거동을 예측하여 유한요소 해석 결과와 비교하였다. 초기 변형률이 존재하는 연속 TiNi/Al 모델에서 Al 기지 부분은 압축 응력, TiNi에 인장 응력이 발생한다. 또한 섬유체의 체적비가 낮은 경우 Al의 거동이 탄성 거동을 하며 체적비가 10%이상이 되면 기지에 소성 거동을 보였다. 초기 변형률이 존재하지 않은 경우 해석치와 유한요소 해석 결과가 잘 일치하였다. 또한 초기 변형률이 존재하는 경우 체적비가 증가할수록 이론 해와 유한요소 해석 결과가 차이는 나는 것은 기지 계면 부분의 압축 잔류 응력 때문인 것 같다.

역변태 후(90°C) 응력과 변형률 곡선에서 TiNi에 가해진 초기 변형률의 영향에 의해 항복응력이 증가함을 보였으며, 이 항복응력 증가는 역변태 후 TiNi의 회복시 Al기지에 발생하는 압축응력 때문이다. 또한 많은 TiNi/Al 실험결과와 비교가 필요하며, Taya의 실험치가 낮게 나타나는 것은 시험편 제조시 계면 결합력 약화의 원인으로 추정된다. 이와 같이 역변태 후의 온도에서 단순 보강 효과 및 형상기억 효과에 의한 재료의 강도가 증가하는 재료의 제조가 가능하다. 또한 보강되는 섬유의 형태가 연속이 아닌 단섬유와 미립자의 형태로 보강된 TiNi/Al 복합재료의 역학적 거동을

예측할 필요가 있다.

후 기

이 논문은 한국과학재단의 목적기초과제(과제 번호: 94-0300-10-01-3) 연구비에 의하여 연구된 결과이며, 이에 관계자 분들께 감사드립니다.

참 고 문 헌

1. D. C. Lagoudas and J. G. Boyd, "Micro-mechanics of Active Composites With SMA Fibers", J. of Engineering Mat. and Tech., Vol. 116, pp. 337~347, 1994.
2. M. Taya, and R. J. Aresenault, "Metal Matrix Comp.: Thermo-mechanical Behavior", Pergamon Press, pp. 25~28, 1989.
3. Y. Furuya, A. Sasaki and M. Taya, "Enhanced Mechanical Properties of TiNi Shape Memory Fiber/Al Composites", Materials Trans., Jim, Vol. 34, No. 3, pp. 224~227, 1993.
4. Y. Yamada, and M. Taya, "Strength of Metal Matrix Composite by Shape Memory Effect", Materials Trans. Jim, Vol. 34, No. 3, pp. 254~260, 1993.
5. R. A. Schapery, "Thermal Expansion Coefficients of Composite Materials Based on Energy Principles", J. Comp. Mat., Vol. 2, pp. 380, 1968.
6. Z. Hashin, B.W. Rosen, "The Elastic Moduli of Fiber Reinforced Materials", J. Appl. Mechanics, Vol. 31, pp. 233, 1964.
7. 정태현, 이동주, 김홍건, "형상기억 합금을 이용한 고분자 복합재료의 설계", 대한기계학회 논문집(A), 제21권, 제10호, pp. 1609~1618, 1997.
8. J. G. Boyd and D. C. Lagoudas, "Thermomechanical Response of Shape Memory Composites", J. of Intelligent syst. and struct., Vol. 5, pp. 333~346, 1994.

9. D. C. Lagoudas and I. G. Tadjbakhsh, "Active flexible rods with embedded SMA fibers", *Smart Mater. Struct.* Vol. 1, pp. 162~167, 1992.
10. T. Tadaki and K. Otsuka, "Shape Memory Alloy", *Ann. Rev. Mater. Sci.*, pp. 25~45, 1988.
11. H. Tobush, and K. Tanaka, "Pseudoelasticity of TiNi Shape Memory Alloy", *JSME*, Vol. 36, No. 3, pp. 314~318, 1993.
12. C. T. Kunsmann and K. Otsuka, "Shape Memory Materials and Phenomena Fundamental Aspects and Applications", *Proc. of Mat. Res. Society*, Vol. 246, 1992.
13. Hongyan Zhang and P. M. Anderson, "Analysis of Thermally induced Stress and Strain in Continuous Fiber-Reinforced Composites", *Metallurgical and Mat. Trans. A*, Vol. 25A, pp. 415~425, 1994.
14. 田中喜久昭, "形状記憶合金の機械的性質", 養賢堂, pp. 62~122, 1993.
15. Lewis, "Engineering Materials", Prentice Hall, 1990.
16. Peter Kohnke, "ANSYS User's Manual for Revision5.0", Swanson Analysis System, Inc, 1994.