

Ti-51.5at.%Ni 형상기억합금 단결정의 소성변형 거동

전중환 · Huseyin Sehitoglu*

연세대 준결정재료연구소
*일리노이대 기계 · 산업공학과

Plastic Deformation Behavior of Ti-51.5at.%Ni Shape Memory Alloy Single Crystals

Joong-Hwan Jun and Huseyin Sehitoglu*

Center for Noncrystalline Materials, Department of Metallurgical Engineering, Yonsei University, Seoul 120-749, Korea
*Department of Mechanical and Industrial Engineering, University of Illinois, Urbana, IL 61801, USA

Abstract Deformation behavior of nickel-rich Ti-51.5at.%Ni single crystals was investigated over a wide range of temperatures(77 to 440K) and strain levels(up to 9%) in compression. These alloys combined superior strength with wide range of pseudoelasticity temperature interval(~200K). The slip deformation in [001] orientation did not occur due to the prevailing slip system, and consequently, exhibited pseudoelastic deformation at temperatures ranging from 77 to 283K and 273 to 440K for the solutionized and over-aged cases, respectively. The critical transformation stress levels were in the range of 800 to 1800MPa for the solutionized case, and 200 to 1000MPa for the over-aged case depending on the temperature and specimen orientation. These stress levels are considerably higher compared to these class of alloys having lower Ni contents. The maximum transformation strains, measured from incremental straining experiments in compression, were lower compared to the phenomenological theory with Type II twinning. A compound twinning model depending on the successive austenite(B2) to intermediate phase(R) to martensite(B19') transformation predicts lower transformation strains compared to the Type II twinning case.

(Received September 28, 2001)

Key words: Ti-51.5at.%Ni single crystal, shape memory effect, pseudoelastic behavior, compound twinning

1. 서 론

지금까지 진행된 이원계 NiTi 형상기억합금(NITI NOL)에 대한 광범위한 연구[1~6]에도 불구하고, 그 대부분은 Ni 함량이 51at.% 이하인 NiTi 합금에만 집중되었기 때문에 Ni 함량이 그 이상인 NiTi 합금에 대한 체계적인 연구결과는 거의 없는 실정이다. NiTi 합금에서 Ni 함량이 증가하면 석출물의 함량이 증가하고 그에 따라 오스테나이트상(B2)과 마르텐사이트상(B19')의 강도가 향상되기 때문에 보다 고강도의 형상기억합금을 요구하는 응용분야에 적용할 수 있다[7].

이 연구의 목적은 Ni 함량이 51at.% 이상으로 매우 높은 Ti-51.5at.%Ni 단결정의 소성변형 거동을 조사하여, 이로부터 (i) 변태 응력의 방위 및 온도의존성, (ii) 의탄성 거동이 나타나는 온도구간 및 (iii) 최대 형상회복 변형을, 즉 최대 변태 변형률의 방위의존성을 파악하는 것이다. 본 연구자들의 일부는 이미 형상기억효과

가 우수한 Ti-50.8at.%Ni 단결정의 소성변형 거동을 조사한 바 있으며[8], 이 연구는 그 후속 연구로써 수행되었다. Ti-51.5at.%Ni 시편은 압축변형되었기 때문에, 시편의 파단없이 변형율을 9%까지 증가시키면서 소성변형 거동을 조사할 수 있었다. 이 연구에서 실험적으로 구한 Ti-51.5at.%Ni 합금 단결정의 변태 변형율은 오스테나이트(B2)에서 마르텐사이트(B19')로 직접 변태하는 Type II 쌍정변형 모드로 계산한 이른치[8] 및 오스테나이트와 마르텐사이트의 중간상으로 R상이 도입되는 (B2→R→B19') 복합 쌍정변형 이른치로 계산한 이른치[7,9-11]와 비교·분석하였다.

2. 실험방법

본 연구에서는 [001], [110], [111], [122] 및 [012]의 5가지 방위를 갖는 Ti-51.5at.%Ni 형상기억합금 단결정 시편을 Czochralski 방법을 이용하여 마련하였으

며, 단결정의 방위는 라우에 회절법으로 확인하였다. 여기서, [110]과 [012] 방위는 압축 응력에 의하여 마르텐사이트 변태가 잘 일어나는 방위인 반면, [111]과 [122] 방위는 압축 응력에 의해 변태가 가장 일어나기 어려운 방위이다[8]. 또한, [001] 방위는 {001} <001> 및 {011} <001> 슬립계의 작동으로 인하여 소성변형 중 슬립변형이 억제되는 특징이 있다. 모든 시편은 보호성 분위기하 1273K에서 2시간 동안 용체화처리하였으며, 용체화처리한 시편의 일부를 823K에서 1.5시간 동안 과시효처리하였다. 과시효처리한 시편의 변태온도는 시차열분석기(Perkins-Elmer DSC-7)를 이용하여 1K/sec의 속도로 시편을 가열·냉각하면서 나타나는 발열·흡열피크로부터 결정하였다.

소성변형 실험에 사용된 단결정 시편은 4 mm의 폭과 8 mm의 높이를 가지는 직육면체 형태이며, ATS machine을 이용하여 77부터 440K의 넓은 온도범위에서 압축변형하였다. 이 때, 시편에 걸리는 하중은 로드 셀로, 압축 변형율은 3 mm 게이지길이를 가지는 소형 MTS extensometer를 시편표면에 부착하여 측정하였으며, 변형 중 시편이 미끄러지는 것을 방지하기 위해 태플론 테입을 시편의 양끝에 붙였다. 시편의 변태 응력은 0.2% offset으로 결정하였으며, 각 단결정의 최대 형상회복 변형율, 즉 최대 변태 변형율은 용체화처리한 시편은 77K, 과시효처리한 경우 상온(293K)에서 incremental straining test를 실시하여 측정하였다. incremental straining test는 시편을 ATS machine에 장착한 상태에서 원하는 변형율만큼 시편을 변형시킨 다음 하중을 제거하는 과정에서 의탄성 변형율을 측정하고, 그 후 A_s 이상인 373K로 시편을 가열하면서 형상기의 변형율을 측정하는 과정을 반복적으로 수행하는 실험방법이다. 이 때, 시편을 ATS machine에서 제거하지 않은 상태에서 점진적으로 압축변형율을 증가시키면서 회복가능한 변형율(의탄성 변형율 + 형상기의 변형율)의 최대값을 결정하게 된다. 한편, 소성변형에 따른 단결정 시편의 미세조직 변화는 박막시편을 200kV에서 작동하는 투과전자현미경(Philips CM30)을 이용하여 관찰하였다.

3. 실험결과

Fig. 1은 과시효처리한 Ti-51.5at.%Ni [111] 시편의 시차열분석 실험결과이다. 오스테나이트 역변태 개시온

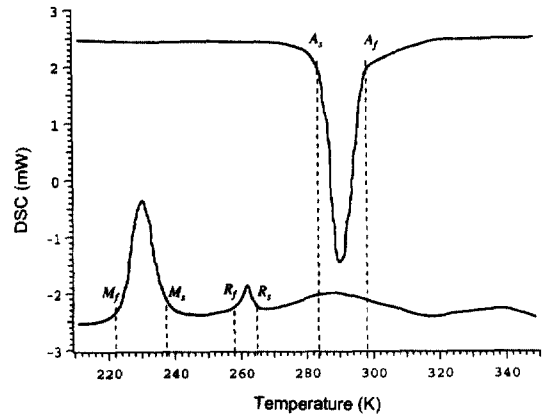


Fig. 1. Differential scanning calorimetry result for the Ti-51.5at.%Ni alloy over-aged at 823K for 1.5 hr.

도(A_s)는 284K, 마르텐사이트 변태 개시온도(M_s)는 236K이며, 오스테나이트 역변태 종료온도(A_f)와 마르텐사이트 변태 종료온도(M_f)는 각각 298K, 223K이다. Fig. 1으로부터 Rhombohedral 구조를 가지는 중간상 R상의 존재를 확인할 수 있으며, 이 R상은 더 낮은 온도로 냉각할 때 B19' 마르텐사이트로 변태한다. 용체화처리한 시편의 경우에는 M_s 온도가 77K 이하이어서 본 연구에서는 변태온도를 시차열분석기로 관찰할 수 없었다.

압축변형되는 Ti-51.5at.%Ni 단결정의 변태 응력(0.2% offset)이 변형온도와 방위에 어떻게 의존하는 지 파악하기 위하여 77에서 440K의 온도범위에서 일련의 변형실험을 실시하였으며, 그 결과를 Fig. 2와 3에 나타내었다. Fig. 2는 과시효처리한 Ti-51.5at.%Ni [001] 단결정의 압축변형에 따른 응력-변형률 거동으로, 270에서 440K 사이 약 170K의 넓은 온도구간에서 응력유기 마르텐사이트 변태로 인한 완전한 의탄성 거동이 관찰된다. 용체화처리한 [001] 시편의 경우(Fig. 3), 77K의 낮은 온도에서부터 300K 근처까지 의탄성 거동이 나타나는 것을 알 수 있다. 이 결과는 200K가 넘는 매우 넓은 온도 범위에서 Ti-51.5at.%Ni 합금이 응력유기 마르텐사이트 변태를 한다는 사실을 입증하는 것으로, 200K의 의탄성 거동 온도구간은 지금까지 보고된 것 중에서 가장 넓은 온도구간이다. 변형온도가 300K를 초과하게 되면 변형은 거의 회복되지 않으며, 용체화처리한 시편의 항복강도 수준은 과시효처리한 시편보다 전반적으로 높은 것을 알 수 있다.

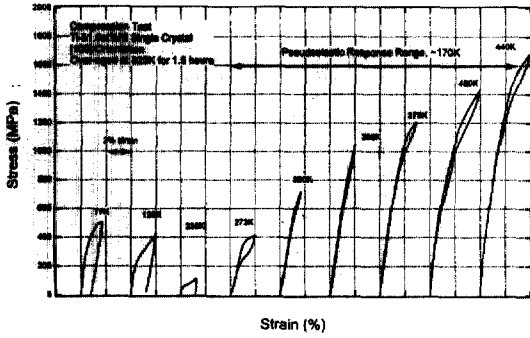


Fig. 2. The compressive stress-strain response of the Ti-51.5at.%Ni [001] over-aged case as a function of temperature.

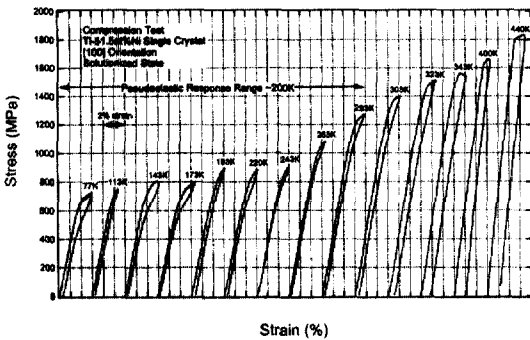


Fig. 3. The compressive stress-strain response of the Ti-51.5at.%Ni [001] solutionized case as a function of temperature.

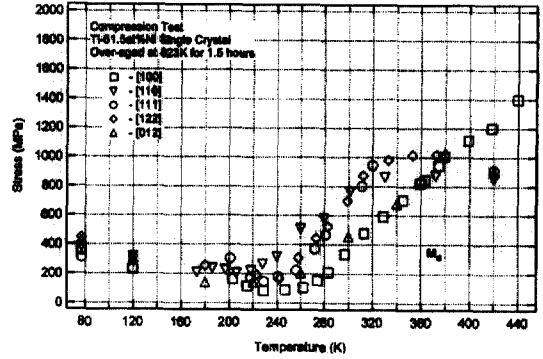


Fig. 4. Transformation stress (0.2% offset) as a function of temperature under compression; over-aged case.

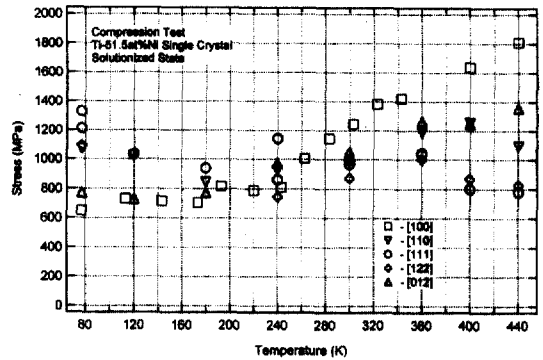


Fig. 5. Transformation stress (0.2% offset) as a function of temperature under compression; solutionized case.

Fig. 4는 과시효처리한 Ti-51.5at.%Ni 단결정의 변태 응력이 변형온도와 방위에 어떻게 의존하는지 나타낸 것이다. [001]을 제외한 모든 방위는 온도가 증가함에 따라 변태 응력이 점차 감소하다가 증가하고 고온에서 다시 일정해지는 경향을 보이는 반면, [001] 방위는 고온에서도 지속적으로 변태 응력이 온도에 비례하여 증가하는 경향을 확인할 수 있다. 의탄성 거동을 보이는 영역에서의 응력-온도관계는 선형이며(Clausius-Clapeyron 관계), 그 기울기(오스테나이트→마르텐사이트 영역)는 평균 6.5MPa/K이었다. 한편, 응력유기 마르텐사이트 변태가 일어날 수 있는 가장 높은 온도인 M_d 온도는 의탄성 변형이 일어나는 최대 온도, 즉 변태 응력이 온도에 따라 증가하다가 일정해지는 지점의 온도로 결정할 수 있으며, [001] 방위를 제외한 방위에서 평균적인 값은 약 360K 이었다. [001] 방위에서 M_d 온도가 나타나지 않은 이유는 변형 중 $\{001\}\langle 001\rangle$ 및 $\{011\}\langle 001\rangle$ 슬립계의 작동으로 인해 슬립이 억제

되기 때문이다. Fig. 5는 용체화처리한 시편에서의 동일한 실험결과로 상온 이하의 낮은 온도에서는 방위에 관계없이 용체화처리한 시편의 강도가 과시효처리한 시편의 강도보다 높았으며, 그 차이는 특히 [111] 방위에서 두드러지게 나타나함을 확인할 수 있다. [001] 방위의 경우 M_d 온도가 크게 다르다는 것만 제외하고는 용체화처리한 시편의 응력-온도 거동이 과시효처리한 시편과 유사하여 고온에서 온도가 증가함에 따라 지속적으로 증가하는 경향을 보였다. 한편, 용체화처리한 시편에서는 과시효처리한 시편과 달리 어떤 방위에서도 M_d 온도를 명확하게 정의할 수 없었다. Fig. 4와 5로부터 얻을 수 있는 중요한 결과중의 하나는 [001] 방위의 경우 과시효처리한 시편과 용체화처리한 시편의 변태 응력이 400K를 넘어서도 지속적으로 증가하고 있다는 사실이다.

과시효처리한 Ti-51.5at.%Ni [111] 시편의 투과전자현미경 조직사진을 Fig. 6에 나타내었다. 시효처리로 인하여 Ti_3Ni_4 석출물이 생성되는 것을 알 수 있으며, 이

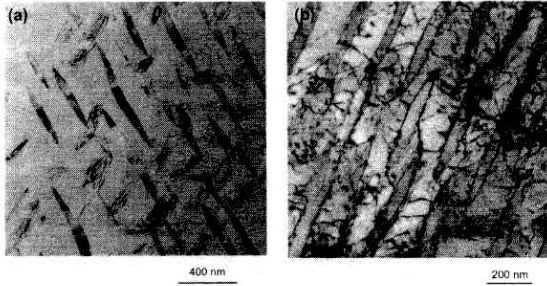


Fig. 6. (a) Four variant precipitate structure in the Ti-51.5 at.%Ni (only three variants are visible in this case) showing the undeformed microstructure (b) the dislocation structure between the precipitates for the [111] over-aged case after deformation.

합금에서 Ti_3Ni_4 석출물의 대략적인 크기는 750 nm이고 부피분율은 약 20%이었다. Ti_3Ni_4 석출물은 본래 4개의 방위를 가지지만 이 합금의 미세조직상에는 3개의 형제정만이 관찰되고 있다(Fig. 6(a)). 이러한 석출물은 소성변형시 마르텐사이트로 변태하지 않으며, 변태하지 않는 석출물의 함량이 미세조직 내에서 증가한다는 것은 실험적으로 얻어지는 변태 변형율이 이론적인 값보다 작을 수 있음을 의미한다. Fig. 6(b)의 투과전자현미경 미세조직은 동일한 시편을 소성변형한 후 얻은 것이다. 변형 후 오스테나이트 채널을 따라 많은 전위가 존재하는 것으로 보아, [111] 방위의 경우 오스테나이트 내부에 슬립변형이 잘 일어나는 것을 확인할 수 있다.

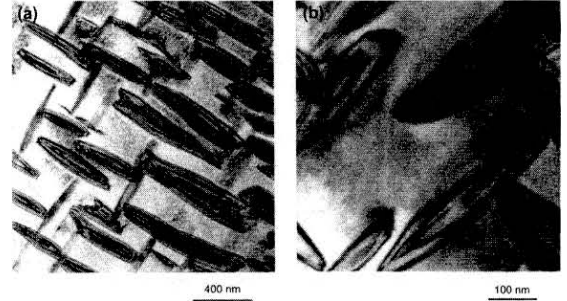


Fig. 7. (a) The precipitate structure and the surrounding matrix for the [001] compression experiment under 440K straining (b) the same location at a higher magnification demonstrating that slip is absent for this orientation.

Fig. 7은 과시효처리한 [001] 시편을 440K에서 압축변형한 후 얻은 투과전자현미경 조직사진이다. Fig. 6의 [111] 방위와 달리 변형 후에도 오스테나이트 내부에 전위가 도입되지 않은 것을 알 수 있으며, 이는 앞서 설명한 것과 같이 [001] 방위의 경우 {001} <001>, {011} <001> 슬립계의 작동으로 소성변형 중 슬립변형이 일어나지 않기 때문이다. 따라서, [001] 방위의 경우 고온에서의 주 소성변형 기구는 쌍정변형이라고 생각된다.

최대 형상회복 변형율을 파악하기 위해 incremental straining test를 실시하였으며, 과시효처리한 시편을 293K에서 incremental straining test한 결과가 Fig. 8에 나타나 있다. [001] 방위의 경우 응력유기 마르텐

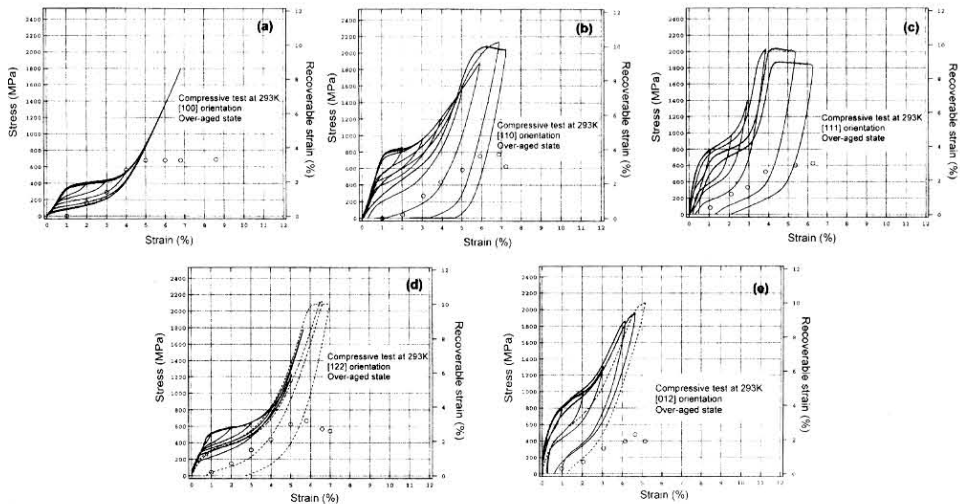


Fig. 8. Stress-strain response and the evolution of transformation strains at 293K for the (a) [001], (b) [110], (c) [111], (d) [122] and (e) [012] over-aged state.

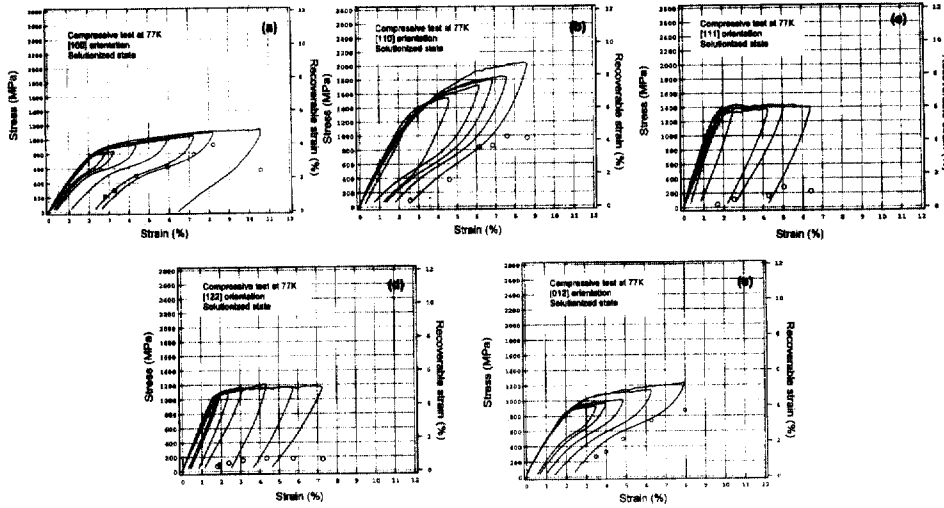


Fig. 9. Stress-strain response and the evolution of transformation strains at 293K for the (a) [001], (b) [110], (c) [111], (d) [122] and (e) [012] solutionized state.

Table 1. Theoretical compressive transformation strains for the type II-1 twinning and the compressive strains for the compound twinning of B19'. The last two columns are the experimentally determined recoverable strains for the solutionized and the over-aged cases, respectively.

Crystallographic direction	Type II-1 twinning (%)	B2 → R → B19' strain of compound twinning (%)	Experimental recoverable strain (%)	
			Solutionized state	Over-aged state
[001]	4.38	4.73	3.9	3.3
[110]	5.06	3.57	4.2	3.7
[111]	2.98	3.79	1.2 ⁺	3.0
[012]	6.23	4.99	3.7	3.2
[122]	4.54	4.24	0.8 ⁺	2.3

+Plastic deformation dominates the stress-strain response.

사이트 변태 후 100% 형상이 회복되는 탄성적 거동을 나타내며(Fig. 8(a)), 그 이유는 슬립에 의한 소성변형이 오스테나이트 영역에서 완전히 억제되었기 때문이다. 과시효처리한 시편의 경우 대부분의 방위에서 3% 이상의 높은 최대 회복 변형율을 관찰할 수 있으며, 그 값을 방위별로 Table 1에 정리하였다. 용체화처리한 시편을 77K에서 incremental straining test한 결과가 Fig. 9에 나타나 있다. 최대 형상회복 변형율은 주로 의탄성 변형율에 의존하고 형상기억 변형율의 기여도는 상대적으로 미약하다. 이것은 낮은 온도에서는 형상기억 거동이 주도적이고 높은 온도에서는 의탄성 거동이 나타나는 51at.% 이하의 Ni 함량을 가지는 NiTi 합금과 상반되는 결과라고 할 수 있다[8]. 이 실험을 77K에서

행한 이유는 M_s 온도에 근접한 이 온도에서 최대 변태 변형율을 얻을 수 있기 때문이다. 변태 변형율(그림에서 data point O로 표시)은 시편의 방위에 관계없이 변형율이 증가함에 따라 점차 증가하여 최대값에 도달한 후 그 이상의 변형율에서는 감소하는 경향을 보인다. 각각의 방위에 따른 최대 형상회복 변형율이 Table 1에 정리되어 있으며, 이 값은 0.8%로부터 4.2%까지 분포한다. 주목할 만한 것은 [111]과 [122] 방위의 경우, 시편이 주로 소성변형(Fig. 6(b)의 투과전자현미경 미세조직사진 참조)되어 최대 형상회복 변형율이 매우 작다는 사실이다. 한편, [001] 방위에서 B2→R→B19' 복합 쌍정변형에 의한 변태 변형율의 이론치는 [110] 방위의 이론치보다 더 크에도 불구하고 실제 실험치는 더 낮게

나오는 현상을 발견할 수 있는데, 이에 대한 이유는 현재 명확하지 않다.

4. 고 찰

[001] 방위를 가지는 Ti-51.5at.%Ni 단결정이 200K 정도의 매우 넓은 온도 범위에서 의탄성 거동을 나타냄을 처음으로 발견하였다(Fig. 2와 3 참조). 이것은 약 80K로 보고된 Ti-50.8at.%Ni 합금[8]보다 사용온도 범위를 2배 가까이 넓힐 수 있다는 것을 의미한다. 만약 다결정의 집합조직을 [001] 방향으로 제어할 수 있다면 이 합금을 이용하여 아주 우수한 성능을 가지는 압축 actuator를 개발할 수 있을 것으로 생각된다. Ti-51.5at.%Ni 합금과 Ti-50.8at.%Ni 합금의 가장 큰 차이점 중의 하나는, Ti-51.5at.%Ni 합금의 강도수준이 응력유기 변태영역 전체에서 Ti-50.8at.%Ni 합금에 비해 400MPa 정도 더 높다는 것이다. 이러한 결과는 큰 형상회복용력을 가지면서 고강도가 요구되는 특정한 응용 분야에 Ti-51.5at.%Ni 합금이 사용될 수 있음을 뜻한다.

한편, Ti-51.5at.%Ni 합금의 최대 형상회복 변형율은 Ti-50.8at.%Ni 합금의 결과보다 낮은 것을 알 수 있는데[8], Ni 함량이 더 높은 합금에서 형상회복 변형율이 낮은 이유 중의 하나는 변형 중 마르텐사이트로 변태하지 않는 석출물의 부피분율이 더 높기 때문이다. 또 다른 원인으로는 Ti-51.5at.%Ni 합금의 경우 마르텐사이트가 복합 쌍정변형, 즉 B2→B19가 아닌 B2→R→B19의 2단계를 거쳐 생성된다는 것을 들 수 있다(Fig. 1 참조). 복합 쌍정변형은 Type II 쌍정변형과 비교하여 더 낮은 변태 변형율을 보인다[7,8].

{001}<001>과 {011}<001>계에서 [001] 방위에 대한 슬립의 Schmid factor는 0이다[12]. 따라서, 이 방위에서는 슬립이 일어날 수 없다. 이에 대한 실험결과를 Fig. 7의 투과전자현미경 조직사진으로부터 확인할 수 있다. 이 사진으로부터 [001] 방위에서는 다른 방위(Fig. 6)와 달리 소성변형 중 슬립이 일어났다는 증거를 발견할 수 없다. 따라서, [001] 방위의 경우 응력유기 마르텐사이트 변태 온도구간이 약 200K로 [111], [122] 및 [112] 방위보다 훨씬 넓다.

석출물의 부피분율이 커지면 형상회복 변형율의 방위의존성은 석출물 함량이 적은 Ti-50.8at.%Ni 합금보다 더 작아진다. 예를 들면, 과시효처리한 Ti-51.5at.%Ni 단결정의 최대 형상회복 변형율은 2.3%에서 3.7% 정

도(Table 1 참조)이지만, Ti-50.8at.%Ni 합금에서는 그 값이 2.5%부터 5.6% 수준이다[8]. 석출물의 존재는 또한 역변태 응력에 영향을 미쳐 Fig. 8에서 알 수 있는 것과 같이 변형율이 증가할수록 역변태 변형율 수준은 감소하게 된다.

NiTi 합금의 경우, <011> Type II 쌍정변형이 B19' 마르텐사이트에서의 가장 우선적인 쌍정변형 기구로 인식되고 있다. 지금까지 (001) 복합 쌍정변형이 NiTi 합금에서 관찰되었다는 많은 연구결과들[11,13-16]이 발표되었지만 (001) 복합 쌍정변형은 격자불변변형이 아닌 변형쌍정이라고 간주되어 왔다. 그러나, 이전 연구에서 본 연구자들은 오스테나이트에서 마르텐사이트로의 변태가 B2→R→B19'의 단계를 거쳐 일어난다면 복합 쌍정변형이 실제 격자불변변형이라는 것을 입증하였다[7]. 복합 쌍정변형으로부터 얻은 이론적인 변태 변형율은 Type II-1 쌍정변형에 의해 계산된 결과보다 더 낮다(Table 1).

Ti-51.5at.%Ni 합금의 경우 마르텐사이트의 항복 응력이 2000MPa 혹은 그 이상인데 반하여, 오스테나이트 항복수준은 1200MPa 정도이다. 궁극적으로, 마르텐사이트의 항복이 일어나고 그 이상으로 변형율이 증가할수록 최대 형상회복 변형율은 감소하게 된다(Fig. 8(a), 9(b), 9(d) 및 9(e)). 따라서, 오스테나이트의 항복 응력을 증가시킬 수 있는 어떤 처리, 즉 석출물의 부피분율을 증가시키거나 혹은 다결정의 경우 집합조직을 만드는 방법 등을 통하여 변태 변형율을 증가시킬 수 있다. 또 다른 중요한 결과로 M_d 온도가 훨씬 높은 [001] 방위를 제외하고는 모든 결정학적 방위에 대하여 과시효처리한 경우 M_d 온도가 약 360K에 근접한다는 점을 들 수 있다. 과시효처리한 경우 M_s 온도는 236K로 측정되었기 때문에 대부분의 방위에서 변태 범위는 적어도 120K인 반면, [001] 방위의 경우에서는 200K를 넘어선다. [001] 방위를 제외한 용체화처리 시편의 강도는 결정방위에 관계없이 200K에서 360K까지 온도가 증가함에 따라 증가하지만, [001]의 경우는 강도의 증가가 360K가 넘어서도 계속된다(Fig. 5). 이 결과는 M_d 온도가 응력-변형율 거동과 변태 변형율의 해석에 매우 중요하게 고려되어야 할 사항을 입증하는 것이다.

5. 결 론

1. Ti-51.5at.%Ni 합금의 강도는 마르텐사이트와 오스

테나이트 상태 모두 Ti-50.8at.%Ni 합금보다 높았다. [001] 방위의 강도는 온도가 증가함에 따라 증가하여 넓은 온도 범위에서 의탄성 거동을 보였다. 이 방위에서는 440K까지 M_s 가 나타나지 않았으며, 다른 방위에서는 의탄성 거동이 나타나는 온도 범위가 [001] 방위와 비교하여 실질적으로 낮았다. 이러한 결과들은 [001] 방위가 actuator와 같은 특수한 응용범위에 사용될 수 있음을 의미한다.

2. 낮은 온도에서는 용체화처리한 합금의 강도가 과시효처리한 경우보다 높았다. 용체화처리한 [001]과 [110] 방위의 경우 높은 변태 스트레인(각각 3.9와 4.2%)을 보였지만 [111]과 [122] 방위에서는 1% 정도의 훨씬 낮은 값을 보였다. [111]과 [122] 방위의 경우 오스테나이트의 슬립변형이 그 원인으로 설명될 수 있다.

3. 과시효처리한 시편은 273K 이상에서 의탄성과 형상기억 거동을 나타내었다. 실험적으로 얻은 변태 변형율은 이론적인 계산치보다 낮으며, 석출물이 변태되지 않는다는 점과 더 낮은 변태 변형율을 만들어내는 복합 쌍정변형 등 2가지 요인이 그 이유로 제시될 수 있다.

후 기

이 논문은 한국과학재단의 2000년 전반기 해외 Post-Doc 연수지원에 의해 연구되었으며, 이에 감사드립니다.

참고문헌

1. K. Gall, H. Sehitoglu, Y. Chumlyakov and I. Kireeva, *Acta Mater.*, 47 (1999) 1203.
2. K. Otsuka, T. Sawamura and K. Shimizu, *Phys. Stat. Sol.*, 5 (1971) 457.
3. S. Miyazaki and C.M. Wayman, *Acta Metall.*, 36 (1988) 181.
4. S. Miyazaki, S. Kimura and K. Otsuka, *Phil. Mag. A*, 57 (1988) 467.
5. S. Miyazaki, Y. Ohmi, K. Otsuka and Y. Suzuki, *J. de Phys.*, 43 (1982) C4-255.
6. T. Saburi and S. Nenno, *J. de Phys.*, 43 (1982) C4-261.
7. H. Sehitoglu, J.H. Jun, X.Y. Zhang, I. Karaman, Y. Chumlyakov, H. Maier and K. Gall, Submitted to *Acta Materialia*.
8. H. Sehitoglu, I. Karaman, R. Anderson, X.Y. Zhang, K. Gall, H. Maier and Y. Chumlyakov, *Acta Mater.*, 48 (2000) 3311.
9. M. Nishida, C.M. Wayman and A. Chiba, *Metallography*, 21 (1988) 275.
10. M. Nishida, H. Ohgi, I. Itai, A. Chiba and K. Yamauchi, *Acta Mater.*, 43 (1995) 1219.
11. M. Krishnan and J.B. Singh, *Acta Mater.*, 48 (2000) 1325.
12. N.S. Surikova and Y. Chumlyakov, *Phys. Metal. Metallogr.*, 89 (2000) 196.
13. K.M. Knowles and D.A. Smith, *Acta Metall.*, 29 (1981) 101.
14. J.M. Ball and R.D. James, *Arch. Rat. Mech. Anal.*, 100 (1987) 13.
15. T. Onda, Y. Bando, T. Ohba, K. Otsuka, *Mater. Trans. JIM*, 33 (1992) 354.
16. R.D. James and K.F. Hanes, *Acta Mater.*, 48 (2000) 197.

1. K. Gall, H. Sehitoglu, Y. Chumlyakov and I. Kireeva,