

論 文

Ti-Ni-Cu 합금의 상변태 및 가역형상기억효과

홍성원 · 이오연 · 김동건
전북대학교 금속공학과

Phase Transformation and Reversible Shape Memory Effect of Ti-Ni-Cu Alloys

S.W. Hong, O.Y. Lee and D.K. Kim

Department of Metallurgical Engineering, Chonbuk National University

ABSTRACT

Transformation behavior and reversible shape memory effect of Ti-Ni-Cu alloys with various Cu content has been investigated by means of electrical resistivity measurement, differential scanning calorimetry, X-ray diffraction and strain gage sensor. The transformation sequence in Ti-Ni-Cu alloys substituted by Cu for Ni up to 5at.% occurs to $B2 \leftrightarrow B19'$ and it proceeds in two stages by addition of 10 at.%Cu, i.e. $B2 \leftrightarrow B19 \leftrightarrow B19'$. But the content of Cu increases up to 20at.%, it has been transformed in one stage ; $B2 \leftrightarrow B19$. The shape change of Ti-40Ni-10Cu alloy which was constrain aged in circular form bended in $B2 \rightarrow B19$ transformation but it spreaded out in $B19 \rightarrow B19'$ transformation. The amount of reversible shape change ($\Delta\epsilon$) of Ti-47Ni-3Cu alloy constrain aged at 400°C after solution treatment has a maximum value of about 5.6×10^{-3} , but that of cold rolled and constrain aged specimens exhibits a little value independent of Cu concentrations.

1. 서론

등원자조성의 Ti-Ni 합금은 B2형 모상에서 약간 왜곡된 B19'(단사정구조)의 마르텐사이트상으로 열탄성형 변태에 의해서 현저한 형상기억효과가 나타난다¹⁾. 이 합금의 변태온도는 Ni 농도나 열처리조건에 따라 현저하게 변화할 뿐 아니라 Ni 과잉의 Ti-Ni 합금을 가공열처리 할 경우 B2 ↔ B19' 변태가 일어나기 전에 rhombohedral 구조를 갖는 R상이 출현하여 변태는 B2 ↔ R ↔ B19 과 같이 2 단계로 일어난다^{2,3)}. Ti-Ni 2 원합금에 제 3 원소를 첨가하면 Ms 온도를 변화시키는데 효과적인 것으로 알려져 있다. 일반적으로 Ms는 첨가원소의 증가

에 따라 급격히 저하하며 첨가량은 가공성 때문에 수 퍼센트 정도에 불과하다. 그러나 Cu를 첨가할 경우 25 at.%Cu로 치환된 TiNi 합금에서도 형상기억효과가 나타나므로⁴⁾ 지금까지 알려진 첨가원소중 치환될 수 있는 양이 가장 큰 원소이며, 10 at.%Cu 첨가시에도 가공성이 우수하다. Ti-Ni 2 원합금은 B2 ↔ B19'과 같이 1 단계의 변태를 하지만, Ti-Ni-Cu 3 원합금은 Cu 농도가 10 at.%인 경우 B2 ↔ B19' 변태를 하기 전에 orthorhombic 구조를 갖는 B19 마르텐사이트가 나타나, 변태는 B2 ↔ B19 ↔ B19'과 같이 2 단계로 일어난다^{5,6)}. 1 단계의 B2 ↔ B19 변태는 변태이력이 작으면서도 비교적 큰 변태변형을 수반하므로 열응답성이 우수한 형상

기억합금으로 이용될 수 있다.

지금까지 형상기억합금은 주로 일방향기억효과를 이용한 경우가 대부분이나 최근 가역 및 전방위 형상기억효과 응용이 시도되면서 이에 관한 연구가 진행되고 있다^{7,8)}. 가역형상기억효과(reversible shape memory effect : RSME)는 항복점이상으로 변형하거나 반복변형에 의해 도입된 전위 또는 구속시효시 석출되는 Ti_3Ni_4 조성의 미세한 석출물 등이 그 자신의 변형장을 최소화하기 위해서 어느 특정방위의 마르텐사이트 variants를 우선 성장시킴으로서 나타나는 것으로 알려져 있다. Homma 등에 의하면 Ti-Ni 합금에서 가역형상기억효과는 시효온도와 시간에 따라 현저한 영향을 받으며 비교적 저온시효나 2단시효에 의해 개선되는데⁹⁾, 이것은 Ni 과잉 Ti-Ni 합금의 구속시효시 나타나는 미세한 석출물의 제어에 의해 RSME가 향상될 수 있음을 의미한다.

이와같이 Ti-Ni-Cu 합금의 형상기억특성 및 상변태에 관한 많은 연구가 진행되고 있으나, Cu 조성에 따른 변태온도 및 마르텐사이트 하부구조의 변화등에 대하여 아직까지 확실히 밝혀지지 않고 있으며, 또한 변태거동에 미치는 가공열처리의 영향과 구속시효에 의한 가역형상기억효과에 관한 연구도 미약한 실정이다. 따라서 본 연구는 Ti-Ni-Cu 합금에서 Cu 농도와 가공열처리조건에 의한 변화가 마르텐사이트 변태거동과 가역형상변화에 미

치는 영향을 조사하기 위해 전기저항측정, 시차주사열 분석, X-선 회절 및 스트레인게이지를 이용하여 검토하였다.

2. 실험방법

2.1. 시편제조 및 열처리

시료는 스펀지상의 Ti(99.7%), 전해 Ni(99.9%) 및 무산소 Cu(99.99%)를 소정농도로 평량한 후 진공 아크로용해로에서 4회 반복용해하여 단추모양의 주괴(30g)를 제작하였다. 본 실험에 사용된 시료의 조성은 등원자조성의 Ti-Ni 합금에 Ni 대신 Cu를 각각 3, 5, 10, 20at.% 첨가한 4종의 시편을 제조하였다. 주괴는 850°C에서 열간압연하여 두께 0.7~0.8mm의 판상시편을 얻었다. 이 판재로 부터 전기저항측정, 시차주사열 분석, X-선회절시험 및 RSME 측정용 시편을 압연방향으로 절단한 후 가공시의 변형 및 열의 영향을 제거하기 위해 950°C에서 1시간 어니일링한 것을 초기조건으로 하였다. 각 조성의 시편은 용체화처리와 가공열처리를 하였다. 용체화처리는 850°C에서 1시간 유지 후 급냉하였고, 가공열처리는 30% 냉간압연 후 400~700 범위에서 1시간 항온유지 후 급냉하였다.

2.2. 변태점 측정 및 X-선 회절시험

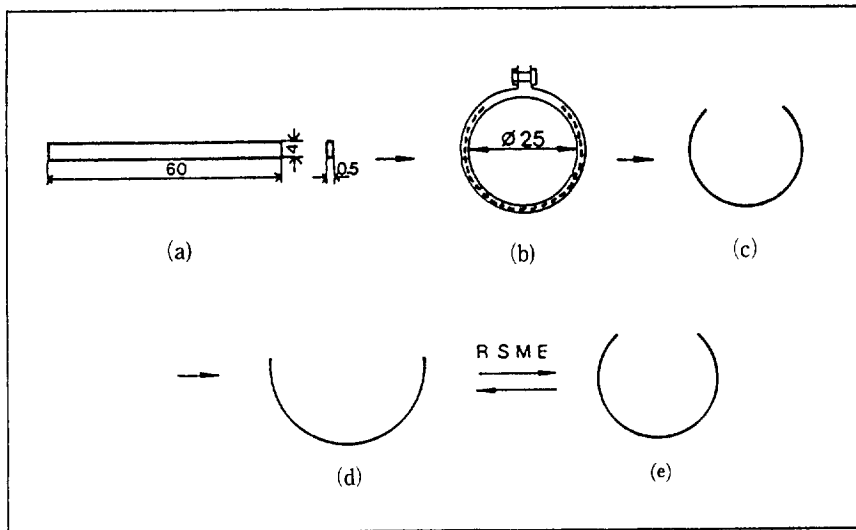


Fig.1. Schematic illustration of constrain aging and reversible shape memory effect(unit : mm).

(a) Initial state, (b) constrained aging, (c) unconstrained state, (d) high temp., (e) low temp.

변태점은 전기저항측정과 시차주사열분석에 의해 구하였다. 전기저항측정은 시편을 기계연마하여 $25 \times 2.0 \times 0.2\text{mm}$ 크기로 만든 다음 $\text{HClO}_4 : \text{CH}_3\text{COOH} = 3 : 97$ 의 혼합용액에서 전해연마 후 4 단계법으로 측정하였다. 시차주사열분석(DSC)은 저온측정장치가 부착된 Mettler DSC30을 이용하여 $-100 \sim 150^\circ\text{C}$ 범위에서 $10^\circ\text{C}/\text{min}$ 의 속도로 측정하였다. X-선 회절시험(RIGAKU D-MAX 3A형)은 $\text{CuK}\alpha$ 선을 이용하여 $30^\circ \leq 2\theta \leq 50^\circ$ 범위에서 측정하였다.

2.3. 가역형상기억효과의 측정

가역형상기억효과를 부여하는 방법으로 (i)강가공법 (ii)구속시효 (iii)모상에 미세한 석출물을 도입시킨 후 변형하는 방법 등이 있으나, 본 연구에서는 구속시효 방법을 적용하였다. 구속시효처리는 Fig.1과 같이 $60 \times 3 \times 0.5\text{mm}$ 크기의 시편을 M_r 점 이하에서 외경 $25\text{mm}\phi$ 의 동관 외주부에 원형으로 변형시켜 $200 \sim 700^\circ\text{C}$ 에서 1시간 시효 하였다. 가역형상변화의 측정은 구속시효한 시편에 스트레인게이지[게이지저항: 120.2Ω , 게이지율($F = \Delta R/R/\epsilon$): 2.09]를 부착하여 full bridge 방식으로 연결하고 온도변화에 의한 게이지 저항값의 변화를 보상해주기 위해서 active-dummy 법을 사용하였다⁹⁾. Fig.1(d), (e)와 같이 bending 및 straightening 시의 형상변화는 $\epsilon = t/D$ 식을 이용하여 계산하였으며, $A_r \sim M_r$ 범위를 연속적으로 측정하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 마르텐사이트 변태거동에 미치는 Cu 첨가의 영향

Fig.2는 등조성의 Ti-Ni 합금에 Ni의 일부를 Cu로 치환한 $\text{Ti}_{50}\text{Ni}_{50-x}\text{Cu}_x$ 합금을 850°C 에서 용체화처리한 경우의 전기저항-온도곡선이다. Ti-Ni 2원합금은 냉각시 M_s 온도에서 전기저항이 감소하나 Ti-Ni-Cu 3원합금은 오히려 증가하고 있으며 Cu 조성에 따라 전기저항 곡선의 형태가 현저하게 변화한다. 이러한 전기저항의 변화는 Cu를 첨가한 합금의 변태거동이 등조성의 Ti-Ni 합금과 다르며, 변태과정도 Cu의 조성에 의존함을 의미한다. 3%Cu 첨가합금의 M_s 는 12°C 로서 등조성의 Ti-Ni 합금의 M_s 점인 44°C 에 비하여 저하하는데, 이것은 β 상내에 Cu의 고용으로 격자변형이 일어나 마르텐사이트 변태를 어렵게 하기 때문이다. 그러나 Cu 농도가 증가함에 따라 변태온도가 상승하며 20%Cu의 조성

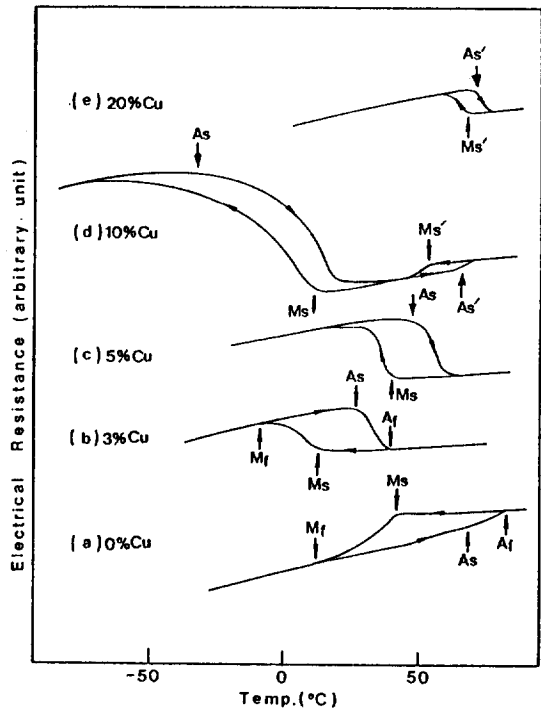


Fig.2. Effect of Cu content on the electrical resistance-temperature curves in Ti-Ni-Cu alloys solution treated at 850°C .

에서는 65°C 로 나타났다. Fig.2(b)(c)의 3%Cu와 5%Cu첨가 합금은 냉각시 $B2 \rightarrow B19'$ 으로 1 단계의 변태를 한다. 10%Cu 첨가합금은 51°C 에서 $B2 \rightarrow B19$ 의 변태를 하며 더욱 냉각함에 따라 $B19$ 의 단상영역을 지나 10°C 부근에서 다시 $B19 \rightarrow B19'$ 의 변태가 일어나는 2 단계의 변태를 하나, 20%Cu 조성에서는 $B2 \rightarrow B19$ 의 1 단계의 변태가 일어난다. 그러나 동일한 $B2 \rightarrow B19$ 변태를 하는 경우에도 10%Cu 조성은 냉각시 전기저항이 감소하나 20%Cu 조성에서는 증가하는 것으로 보아 Cu 첨가량에 따라 사방정 마르텐사이트의 하부구조는 차이가 있을 것으로 사료된다.

변태온도이력 $\Delta T(A_s - M_s)$ 에 미치는 Cu 농도의 영향을 조사한 경우 등조성의 TiNi 합금의 ΔT 는 약 30°C 인데 비하여 Cu를 첨가한 경우 급격히 감소하며 20%Cu 조성에서는 3°C 로서 ΔT 가 1/10 정도로 감소한다. Cu의 첨가에 의해 변태이력(ΔT)이 현저히 감소하는 것으로 보아 $B2 \rightarrow B19$ 변태가 $B2 \rightarrow B19'$ 변태에 비해 핵생성과 성장이 용이하여 마르텐사이트 변태가 쉽게 일어나

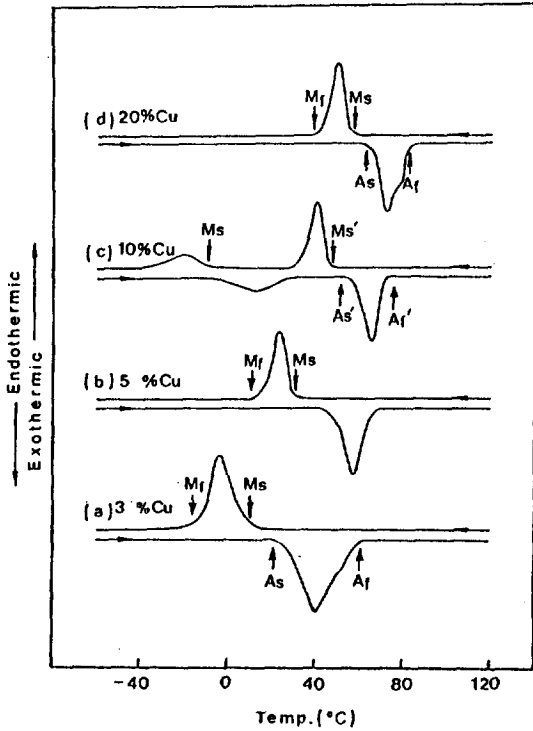


Fig.3. Effect of Cu content on the DSC curves in Ti-Ni-Cu alloys solution treated at 850°C.

는 것으로 생각된다.

Fig.3은 850°C에서 용체화처리한 Ti-Ni-Cu 합금의 DSC 곡선으로서 전기저항 측정에서 구한 변태온도와 거의 일치하고 있다. 10%Cu에서 냉각 및 가열시 각각 2개의 피크가 나타나는데, 이는 B2 → B19 → B19'의 2단계 변태와 부합된다. 냉각시 B19의 변태개시 온도(Ms')는 51°C로서 전기저항측정으로 구한 변태온도와 일치하나 B19' 변태의 개시 온도(Ms)는 약간 저온측에서 나타났다.

전기저항으로 부터 구한 Ms를 근거로 하여 X-선 회절 시험한 결과 본 실험에 사용된 모든 조성에서 모상은 B2형 구조를 갖는 (110)B2 피크가 나타나며, 마르텐사이트는 Cu 첨가량에 따라 단사정과 사방정의 구조를 갖는 것이 확인되었다. Fig.4는 850°C에서 용체화처리한 Ti₅₀Ni_{50-x}Cu_x(X = 3, 5, 10, 20) 합금을 상온에서 X-선회절한 결과이다. 3%Cu와 5%Cu를 첨가한 Fig.4(a), (b)에서는 단사정구조의 (002)M을 비롯한 (111)M, (012)M, (020)M 피크와 입방정의 (110)B2 피크가 나타나며, 10°C 부근에서 B19 → B19' 변태를 하는 10%

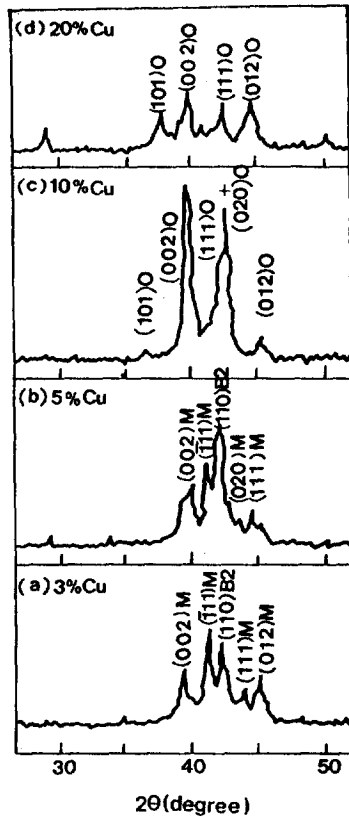


Fig.4. X-ray diffraction patterns at room temperature in Ti-Ni-Cu alloys solution treated at 850°C.

Cu 첨가합금은 사방정의 마르텐사이트 피크인 (111)0, (002)0, (012)0가 공존하고 있다. 그러나 20%Cu 첨가합금은 M_f가 51°C로서 사방정의 마르텐사이트 피크만이 나타났다. Fig.5는 10%Cu 첨가합금을 각 온도에서 X-선 회절한 것으로서 50°C에서는 (110)B2 피크만이 존재하나 10°C에서는 사방정과 단사정 마르텐사이트가 공존하고 있다. 그러나 -50°C에서는 단사정구조의 마르텐사이트만이 나타나고 있어 이 합금은 B2 ↔ B19 ↔ B19'의 2단계로 변태가 진행됨을 알 수 있다.

3.2. 마르텐사이트 변태거동에 미치는 가공열처리의 영향

등조성 Ti-Ni 합금의 Ms 온도는 용체화처리와 시효온도에 거의 영향을 받지 않으나 가공열처리할 경우 어닐링 온도에 따라 Ms 온도와 마르텐사이트의 변태거동이 현저하게 변화되며 초탄성 및 열피로특성등의 기계적성

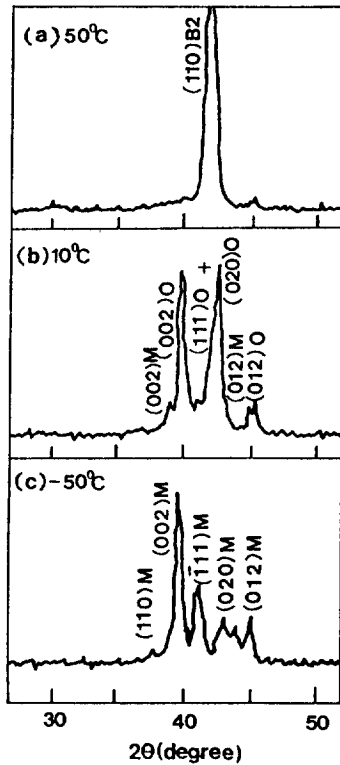


Fig.5. X-ray diffraction patterns on cooling in Ti-Ni-Cu alloys solution treated at 850°C.

질이 개선된다^{10,11)}. Fig.6은 3%Cu 첨가합금의 변태 거동에 미치는 가공열처리의 영향을 알아보기 위하여 30% 냉간가공 후 각종 온도에서 어닐링한 경우의 전기저항곡선으로서 400°C 및 450°C에서 저온어닐링한 시편은 용체화처리한 것과 달리 냉각시 전기저항이 급격히 증가하고 있다. Fig.6(a), (b)의 400°C 및 450°C에서 어닐링한 경우는 전기저항의 이상증가 현상이 나타나지만, 500°C에서 어닐링한 것은 용체화처리한 경우의 전기저항곡선과 같이 Ms 점에서 전기저항치가 상승하는 Ti-Ni-Cu 합금 고유의 거동을 하며 R 상 변태도 나타나지 않는다. Ms 온도는 500°C의 어닐링시 현저히 상승하며 전기저항곡선의 형태로 보아 가공시 도입된 전위는 거의 소멸된 것으로 생각된다. Otsuka 등은 Ti-Ni-Cu 합금에서 냉간가공 후 저온 어닐링할 경우 1.0%Cu 조성 부근에서 R 상이 나타난다고 하나¹²⁾, 본 실험에서는 3%Cu 첨가합금에서도 R 상이 나타나며 변태는 B2 ↔ R ↔ B19 와 같이 2 단계로 일어난다.

가공열처리한 5%Cu 첨가 합금의 전기저항 측정결과

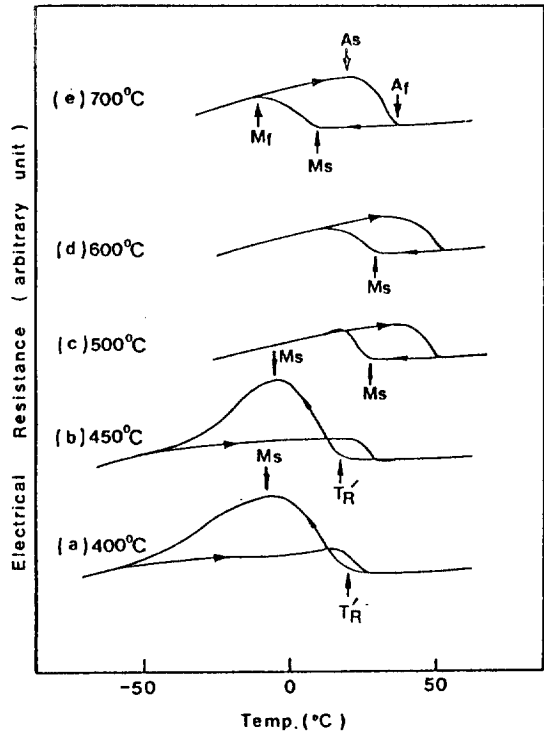


Fig.6. Effect of annealing temperature on the electrical resistance-temperature curves in Ti-47Ni-3Cu alloy 30% cold rolled and annealed for an hour.

어닐링 온도가 상승함에 따라 Ms 온도가 증가하며 Fig.6의 3%Cu 첨가합금과 같이 500°C 부근에서 Ms 온도가 현저히 증가한다. 그러나 변태 온도 범위 ΔT(Ar-Ms)가 용체화처리한 경우에 비하여 상당히 큰 것으로 보아 전위에 의해 형성된 가공잔류응력이 존재하는 것으로 생각된다. 또한 3%Cu 첨가합금과 달리 5%Cu 첨가 합금은 냉간가공 후 어닐링한 경우에도 R 상 변태가 일어나지 않고 B2 → B19'의 변태가 진행된다.

Fig.7의 10%Cu 첨가합금의 경우는 어닐링 온도에 관계없이 냉각시 B2 → B19 → B19'의 2 단계의 변태가 일어난다. 또한 B19 및 B19'의 변태개시 온도는 어닐링 온도가 감소함에 따라 저하하나, 그 저하 정도는 사방정 변태의 경우가 현저하였다. 이것은 사방정 변태의 Ms' 온도가 전위 밀도에 민감하지 않음을 의미하며, 사방정 변태와 관련된 전단 변형 에너지가 단사정 변태의 그것에 비해 작기 때문에 전위가 사방정 변태의 Ms' 온도에 큰 영향을 미치지 않는 것으로 사료된다.

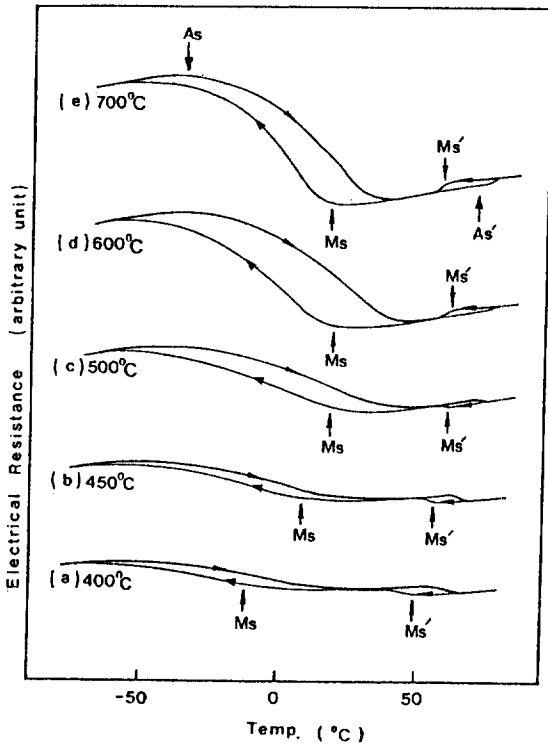


Fig.7. Effect of annealing temperature on the electrical resistance-temperature curves in Ti-40Ni-10Cu alloy 30% cold rolled and annealed for an hour.

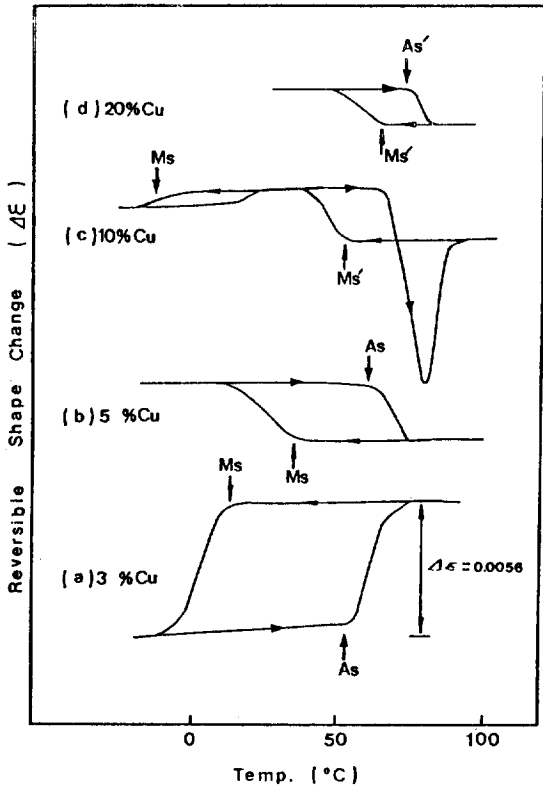


Fig.8. Effect of Cu content on the reversible shape changes in Ti-Ni-Cu alloys constrained aged at 400°C after solution treated at 850°C.

3.3. 구속시효에 의한 가역형상기억효과

Ti-Ni 합금에서 가역형상기억효과는 심한 변형을 주거나 반복변형에 의하여 도입된 전위 또는 미세한 석출물로 인하여 형성된 응력장에 의해 특정방향의 마르텐사이트 variants가 우선적으로 성장함으로써 나타나는 것으로 알려져 있으며¹³⁾ 기억가능한 변형률은 0.5% 정도이다. 또한 Homma 등은 Ni 과잉조성을 갖는 Ti-Ni 합금의 구속시효시 전방위 형상기억효과를 발견하였는데¹⁴⁾ 형상회복 변형률이 1.3%로 매우 크며, 이는 미세한 Ti₃Ni₄ 석출물로 인한 내부응력장의 형성에 기인한다고 하였다.

Fig.8은 400°C에서 구속시효한 Ti-Ni-Cu 합금의 가역형상변화를 나타낸 변형률-온도곡선으로서 냉각시 형상변화가 일어나는 온도는 Fig.2의 전기저항 곡선의 변태온도와 일치하고 있다. 3%Cu 첨가합금은 냉각시 펴지고 가열시 오므라지나, 5at.%Cu 및 10at.%Cu 첨가

합금은 그 반대의 현상이 나타났다. 3%Cu 및 5%Cu 첨가합금의 형상변화량(Δε)은 각각 5.6×10^{-3} , 3.1×10^{-3} 인데 비하여, 20%Cu 첨가합금은 1.5×10^{-3} 으로 가장 작게 나타났다. 그러나 10%Cu 첨가합금은 냉각시 50°C에서 오므라지나 더욱 저온으로 냉각하면 10°C 부근에서 다시 펴진다. 50°C와 10°C는 각각 Ms' 및 Ms 온도 부근으로서 B2 → B19 → B19'의 2단계 변태에 기인되는 것으로 생각된다. B2 → B19 변태시 가역형상변화량(Δε)은 2.2×10^{-3} 이었지만 B19 → B19' 변태의 경우는 0.7×10^{-3} 으로서 현저히 감소하였다. B19 → B2로 역변태시 Δε은 8.3×10^{-3} 으로서 현저하게 증가하는 특이한 형상변화를 보였다.

Fig.9는 3%Cu 첨가합금의 가역형상변화에 미치는 시효온도의 영향을 나타낸 것으로서 시효온도가 상승함에 따라 가역형상변화량이 감소하였다. RSME는 전위나 석출물 등의 내부응력원에 의해서 나타나는 것으로

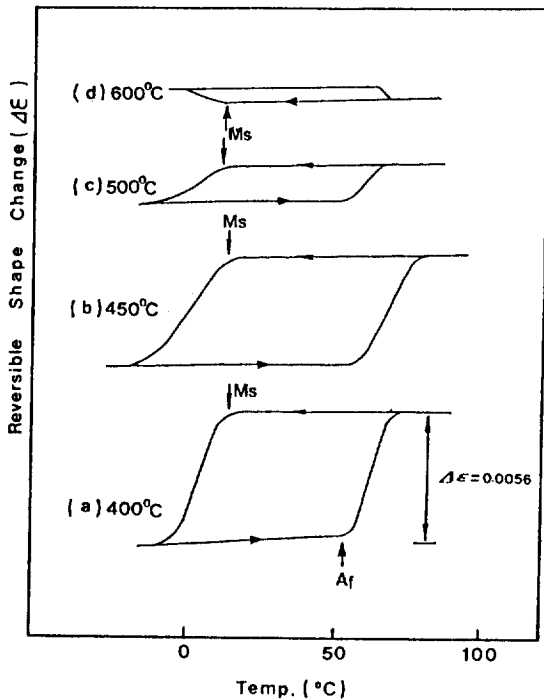


Fig.9. Effect of constrain aging temperature on the reversible shape changes in Ti-47Ni-3Cu alloy solution treated at 850°C.

알려져 있으나, 본 합금조성의 Ti-Ni-Cu 3원합금은 Ti₃Ni₄등의 미세한 석출물이 생성되지 않기 때문에 구속시효시 도입된 전위가 RSME의 주된 요인이 될것이다. 따라서 이들 전위는 시효온도가 상승함에 따라 점차 소멸되면서 가역형상변화량이 감소되고 600°C에서는 매우 작았다.

Fig.10은 3%Cu 및 5%Cu 첨가합금을 용체화처리와 가공열처리 후 30% 냉간가공한 시편의 가역형상변화를 나타낸 것으로서 횡축에 표시한 +, -는 각각 가열과 냉각시 시편이 퍼지거나 오므러짐을 나타낸다. 용체화처리한 3%Cu 첨가합금은 가열시 오므라지나 5%Cu 첨가합금은 퍼지는 상이한 현상을 보였다. 그러나 가공열처리한 시편은 두 합금 모두 가열시 오므라지는 경향을 나타낸다. Shin 등에 의하면¹⁵⁾ 구속시효한 Ti-Ni 2원합금에서 전위에 의한 RSME는 가열시 퍼지고 냉각시 오므라지는데 비하여, 시효석출물에 의한 RSME는 그 반대의 경향을 나타낸다고 하였다. 그러나 Ti-Ni-Cu 3원합금에서 RSME 거동은 Cu 농도에 따라 다르며, 특히 2

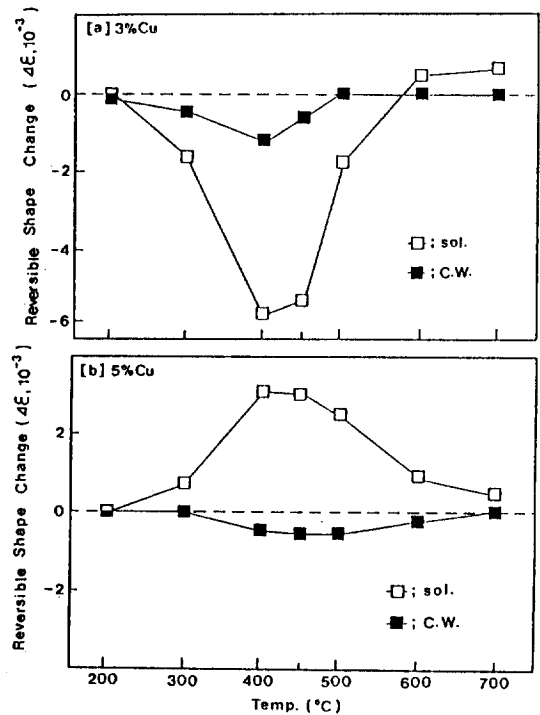


Fig.10. Effect of constrain aging temperature on the reversible shape changes in Ti-Ni-Cu alloys.

단계의 변태를 일으키는 10%Cu 첨가합금은 온도변화에 따라 특이한 형상변화를 나타냈다. 3%Cu 및 5%Cu 첨가합금의 가역형상변화는 용체화처리한 경우가 가공열처리한 경우에 비하여 우수하며, 400~500°C에서 구속시효시 가장 크게 나타났다. 이것은 구속시효시 도입된 전위가 이 온도범위에서 시효에 의해 열적으로 재배열된 상태로 존재하며 어느 특정방위를 갖는 마르텐사이트 variants의 성장을 촉진하기 때문인 것으로 생각된다.

4. 결 론

등원자조성의 Ti-Ni-Cu 합금에 Ni대신 3~20 at.% Cu를 첨가한 Ti-Ni-Cu 형상기억합금에서 Cu 농도와 열처리조건의 변화가 변태거동 및 가역형상기억효과에 미치는 영향을 조사하여 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) 3~5at.%Cu 첨가합금의 변태과정은 냉각시 B2 → B19', 10at.%Cu 첨가합금은 B2 → B19 → B19',

20at.%Cu 첨가합금은 B2 → B19의 변태가 일어난다.

2) 냉간가공 후 400~450°C의 저온 어닐링한 Ti-47Ni-3Cu 합금은 냉각시 B2 → Rhombohedral → B19'의 2단계로 변태하지만 Ti-45Ni-5Cu 합금은 B2 → B19'의 1단계 변태를 한다.

3) 원형으로 구속시효한 Ti-40Ni-10Cu 합금은 B2 → B19 변태시 오프라지고 B19 → B19' 변태시 쪼지는 형상변화를 나타내며, 이때 형상변화량($\Delta\epsilon$)은 각각 2.2×10^{-3} , 0.7×10^{-3} 이었다.

4) 가역형상변화($\Delta\epsilon$)는 용체화처리 후 400°C에서 구속시효한 Ti-47Ni-3Cu 합금이 5.6×10^{-3} 정도로 가장 우수하며 가공열처리한 경우는 Cu 첨가량에 관계없이 매우 작았다.

「후기」

이 논문은 1991년도 교육부 지원 학술진흥재단의 자유공모(지방대학육성) 과제 학술조성비에 의하여 연구된 것으로서 이에 감사드립니다.

5. 참고문헌

- 1) R.F. Hehemann and F.D. Sandrock : Scr. Metall., 1971, vol.5, pp.801.
- 2) V.N. Khachin, V.E. Gjunter, V.P. Sivokha and A.S. Savvinov : Proc. ICOMAT-79, Boston, 1979, pp.474.
- 3) S. Miyazaki and K. Otsuka : Philos. Mag., 1984, vol.50A, pp.393.
- 4) Y. Shugo, F. Hasegawa and T. Homma : Bull. Res. Inst. Mineral Dressing and Metall., Tohoku Univ., 1981, vol. 37, pp.79.
- 5) T. Saburi, K. Komatsu, S. Nenmo and Y. Watanabe : J. Less-Common Met., 1986, vol. 217, pp.118.
- 6) T. Tadaki and C.M. Wayman : Metallography, 1982, vol.15, pp.233.
- 7) M. Nishida and T. Homma : Scr. Metall., 1984, vol.18, pp.1293.
- 8) 藤井後之, 松本室, 本間敏夫 : 東京大學選研彙, 1987, vol. 43, pp.159.
- 9) 韓應教 : 스트레인계이지 理論과 應用, 普成文化社, 1976, pp.91.
- 10) 李炳澤, 南宮 廷, 李五演, 千炳善 : 大韓金屬學會誌, 1988, vol.26, pp.217.
- 11) S. Miyazaki, I. Shiota, K. Otsuka and H. Tamura : MRS Int'l. Mtg. on Adv., 1989, vol.9, pp.153.
- 12) 寬崎修一, 小松原邦洪, 大塚和洪 : 日本金屬學會秋季大會一般講演概要, 1989, pp.409.
- 13) A. Nagasawa, K. Enami, Y. Ishino and S. Nenno : Scr. Metall., 1974, vol.8, pp.1015.
- 14) T. Honma : Proc. ICOMAT-86, Nara, 1986, pp.709.
- 15) 신명철, 지광구, 정영훈, 이규환, 송근용 : "형상기억합금 개발에 관한 연구 보고서", 한국과학기술원, 1988.