

論文

DO₃ CuZnAl 합금에 있어서의 역형상기억효과

정인상·이인철·박정식·이순린*

경북대학교 공과대학 금속공학과

*창원기능대학 금속학과

The Reverse Shape Memory Effect in a DO₃ CuZnAl Alloy

In-Sang Chung, In-Chul Lee, Jung-Sig Park and Soon-Lin Lee*

Department of Metallurgical Engineering, Kyungpook National University, Taegu 702-701

*Department of Metall., Changwon Industrial Master's College

ABSTRACT

Since the reverse shape memory effect(RSME) was reported in a CuZnAl alloy, further study has been done on the mechanism of this phenomenon and reported that it occurs by the bainitic transformation. But the present authors revealed in the previous work that the RSME in a B2 CuZnAl alloy is not caused by the shear process involved in the bainitic transformation and also that the RSME takes place as the remaining α'_2 phase, which is two-step transformed strain induced martensite, is newly transformed into α phase. In order to provide further evidence in supporting the facts, thus, more detailed investigations have been carried out in a DO₃ CuZnAl alloy.

1. 서 론

1974년 CuZnAl 합금에서 역형상기억효과(reverse shape memory effect; RSME)가 발견된 이래¹⁾, 이에 관한 많은 연구가 진행되고 있다^{2~4)}, RSME란 모상상태에서 급형변형을 받은 시료가 가열에 의해 먼저 형상기억효과에 의한 형상회복을 나타낸 후, 다시 초기의 급형변형을 받은 쪽으로 형상이 변하는 현상을 말하며, 지금까지는 CuZnAl 합금계에서만 일어나는 현상으로 알려져 있다.

또한 CuZnAl합금에서는 RSME에 의한 형상변화 이외에, 보다 고온으로의 가열, 냉각시에도 상당한 양의 가역적인 형상변화가 일어난다는 사실도 보고된 바 있으며^{3,5)}, 이러한 두 현상으로부터 종래의 형상기억합금

의 사용온계온도(약 450K)를 고온쪽으로 크게 끌어 올릴 수 있는 가능성도 대두하고 있다. 한편, 지금까지의 연구에서는 CuZnAl 합금의 RSME가 베이나이트(bainite) 변태시의 전단변형에 의해 일어난다고 하고 있으나, 아직 명확한 기구는 확립되지 않은 상태이다.

CuZnAl합금의 베이나이트 변태^{6~8)}는 모상의 일부가 안정한 석출상 α 로 바뀌어 가는 천이단계로 간주하며, 합금조성에 따라 다소 차이는 있지만 대개 453K에서 623K에 걸쳐 일어난다. 또한 이 베이나이트 변태는 보다 저온의 martensite 변태와 매우 유사하여 전단변태적인 양상을 띠고 있지만, 한편으로는 핵생성을 위한 잠복기가 존재하는 등, 확산변태적인 측면도 가지고 있다. 따라서 최근에는 CuZnAl 합금의 베이나이트변태가 전단변태와 확산변태를 모두 포함하고 있거나, 양자의

어떤 중간적인 성질을 가지는 변태라고 받아 들여지고 있다.

그런데, CuZnAl 합금의 이러한 베이나이트변태와 RSME의 특성을 면밀히 조사, 비교, 검토하여 RSME의 발현기구를 보다 명확하게 규명해 보고자 한다. 본 저자들의 이전의 연구⁹⁾에서는 지금까지 보고된 사실과는 달리 RSME는 베이나이트변태에 의해 일어나지 않는다는 것을 확인하고, 오히려 RSME는 초기 굽힘변형 시에 도입되는 스트레인 유기 마르텐사이트(strain induced martensite; SIM)와 밀접한 관계를 가지고 있음을 밝힌 바 있다.

CuZnAl계 형상기억합금은 합금의 조성에 따라 규칙 격자인 모상의 구조가 B2(CsCl type)와 DO₃(Fe₃Al type)로 나뉘어지며, 이미 보고된 조성은 모상이 B2 구조인 합금이었다. B2(β_2)와 DO₃(β_1)구조는 기본적으로는 체심입방격자이지만 단위정의 크기가 다르기 때문에 전위와 관련된 변형의 난이도가 다르며, 변태에 의해 생성되는 마르텐사이트의 구조 또한 다르다고 알려져 있다¹⁰⁾ 따라서 본 연구에서는 모상이 DO₃ 규칙구조를 가지는 CuZnAl 합금에 있어서의 RSME의 특성을 조사하여, B2구조를 가지는 합금과 비교 검토함으로써 새로이 제안된 RSME의 발현기구를 좀더 명확히 밝히는데 그 목적을 두고 있다.

2. 실험방법

순도 99.99%의 Cu, Zn, Al을 목표조성에 맞게 칭량하여 고주파유도로에서 용해하고, 20mm ϕ ×250mmL의

Table 1. Chemical composition of the specimen.

	Cu	Zn	Al
wt%	69.9	24.0	6.1
at%	65.0	21.7	13.3

Table 2. Transformation Temperature(K) of the specimen.

As	Af	Ms	Mf
218	280	254	200

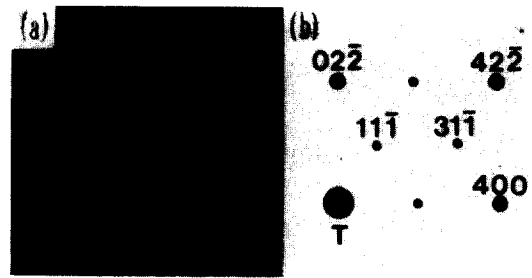


Photo.1. Diffraction pattern(a) and key diagram(b) of parent phase(DO₃)

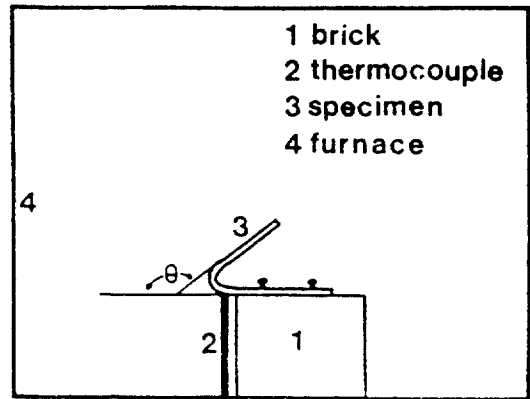


Fig.1. Schematic diagram of apparatus for measuring shape change.

주철주형으로 주괴를 만든 다음, 1,123K에서 24시간 유지하여 서냉함으로써 균질화처리를 하였다. 그리고 ($\alpha+\beta$) 두상 영역에서 열간 및 온간압연을 통해 두께 0.3~0.4mm의 판상시료를 만들었으며, 이렇게 하여 얻어진 시료의 화학 조성은 Table.1과 같다.

합금의 열처리는 고온의 β 단일상을 얻기 위한 용체화 처리, 상온상태를 안정화시키기 위한 안정화처리, 그리고 형상변화 및 조직관찰을 위한 승온시효처리로 나누어지며, 본 시료의 경우 973K 이상의 온도에서는 β 단일상을 얻을 수 있었다.

Photo.1은 β 단상 영역에서의 TEM SAD pattern으로 전형적인 DO₃ 규칙격자의 회절반점을 나타내고 있으므로, 이것으로 본 합금 시료의 모상이 DO₃ 규칙구조인 것을 알 수 있다. 4단자변 전기저항 측정장치로 구한 시료의 변태점은 Table.2와 같다. Fig.1에 나타낸 것과

같은 장치를 이용하여 가열에 따른 시료의 형상변화를 각 온도에서의 사진촬영에 의해 기록하고, θ 의 증감을 형상변화량으로 하였다.

초기조직 및 시효조직의 관찰은 광학현미경 및 SEM을 사용하였으며, 미세조직관찰 및 결정구조의 확인은 TEM을 이용하였다. 또한 X-선 회절시험을 병행하여 각 온도에서 존재하는 상의 종류를 확인하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3.1. 형상기억효과 및 역형상기억효과의 특성

본 합금의 판상시료를 모상상태(β_1)인 실온에서 θ 각으로 굽힌 다음 가열하면, 시료는 온도가 상승함에 따라 형상기억효과(shape memory effect; SME) 및

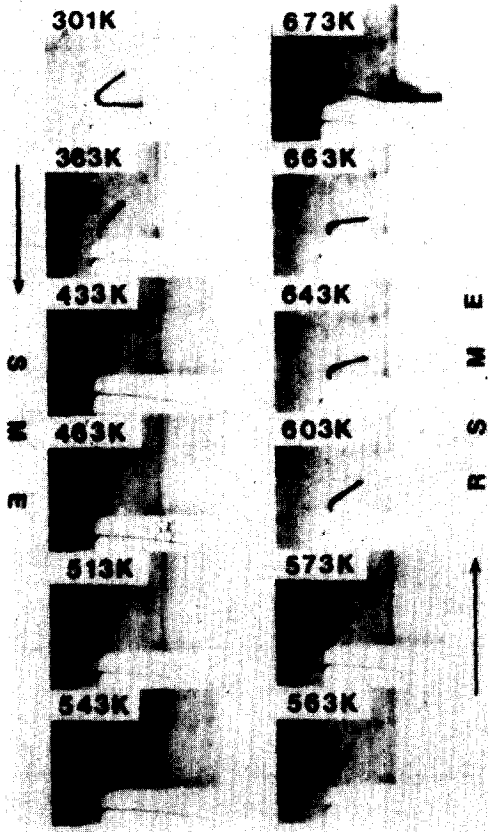


Photo.2. A series of photographs of a Cu-24.0Zn-6.1Al(wt%) sheet showing successive shape change on heating.

RSME를 차례로 나타내어 시료의 형상이 변화한다.

Photo. 2는 초기 굽힘변형각이 141° 인 시료의 형상이 온도가 상승함에 따라 연속적으로 변화하는 것을 나타낸 것이며, 왼쪽부분은 SME에 의한 형상변화이며, 오른쪽은 RSME에 의한 것이다. Fig.2는 Photo.2를 기초로 하여 온도에 따른 형상변화를 정량적으로 나타낸 것으로, RSME에 의한 형상변화량이 SME에 의한 것보다 훨씬 큰 것을 알 수 있다.

형상의 변화량은 Fig.3에 나타낸 바와 같이, 초기 굽힘변형량(θ)에 상당히 의존하는 경향을 보였는데, 초기 변형각이 클수록 SME 및 RSME에 의한 형상변화량이 증가하고, 특히 RSME의 형상변화량은 증가율이 더 큰 것을 알 수 있다. 또한 초기 굽힘변형각이 동일할지라도 SME에 의한 형상변화가 크게 되면 뒤이은 RSME의 형상변화는 감소하는 경향을 보였다.

CuZnAl 합금의 모상상태인 시료를 변형하면 SIM이 도입되고($\beta_1 \rightarrow \beta'_1$), 더 큰 변형에서는 SIM이 또 다른 마르텐사이트로 이단변태($\beta'_1 \rightarrow \alpha'_1$)한다는 사실은 이미 잘 알려져 있다¹¹⁻¹³⁾. 이러한 SIM의 안정성은 온도에

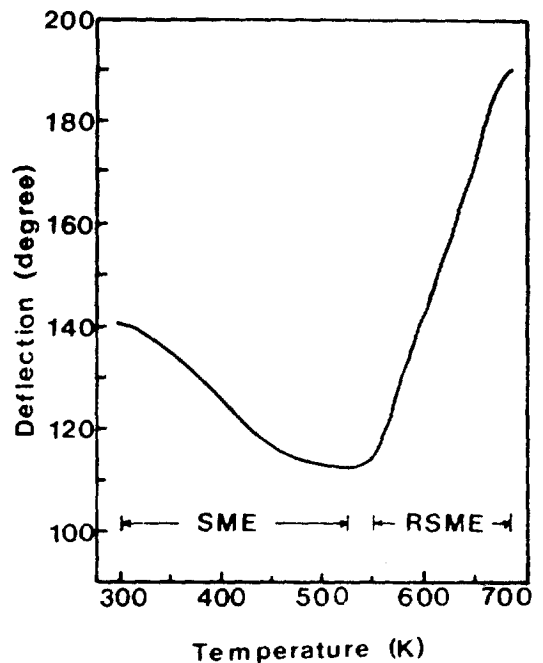


Fig.2. An illustration of shape change with increasing temperature. The sheet was bent to give initial 141° deflection.

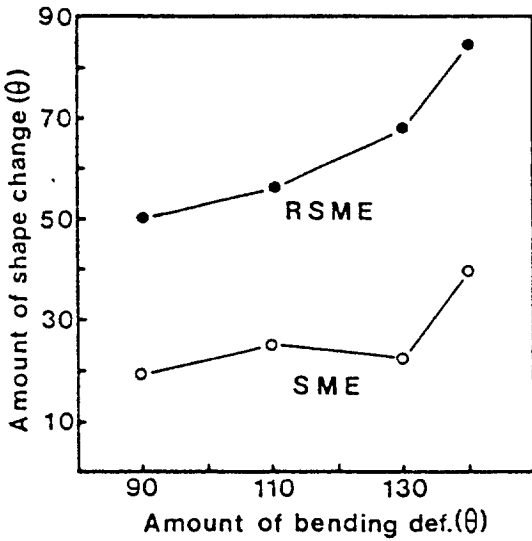


Fig. 3. Plot of initial amount of bending deformation vs amount of shape change.

크게 의존하며, SIM을 생성시키는데 필요한 변형응력은 온도가 높아짐에 따라 증가하게 된다¹⁴⁾.

모상상태의 시료는 작용응력에 의해 특정방위의 마르텐사이트가 생성되고 거시적인 형상변화가 일어난다. 그러나 작용응력을 제거하면 두 가지 현상이 나타나는데, 하나는 SIM이 소멸하는 것이고 다른 하나는 소멸하지 않는 것이다. 전자는 SIM의 소멸과 함께 원래의 형상으로 되돌아 오기 때문에 위탄성거동(pseudoelastic behaviour)을 보이지만, 후자는 가열에 의해 SIM이 소멸함으로 SME를 나타내며¹⁴⁾, 이 두 현상이 독립적으로, 또는 복합적으로 일어나기도 한다. 본 합금은 후자의 경우에 해당된다.

본 합금시료는 또한 실온에서 굽힘변형한 후 가열(513K까지) 및 냉각(Mf온도 이하)에 의해 가역형상기억효과(reversible shape memory effect)도 나타낸다. 이 현상의 발현기구는 이미 보고되어 있으며¹⁴⁻¹⁶⁾, 이에 따르면, 굽힘변형한 상태에서의 가열은 SIM의 부분적인 소멸($\beta'_1 \rightarrow \beta_1$)과 동시에 SIM의 이단변태($\beta'_1 \rightarrow \alpha'_1$)를 일으킨다고 한다. 즉 굽힘변형한 상태에서의 가열은 시료를 심하게 변형한 것과 같은 효과를 나타내며, 시료내에 이렇게 도입된 α'_1 마르텐사이트상이 바로 가역형상기억효과를 일으키는 원인으로 작용한다고 한다.

따라서 본 시료에서의 SME는 SIM의 소멸에 의해 일어나는 것이며, SME가 일어난 뒤에는 시료내에 α'_1 상이 잔류하게 될 것으로 판단된다. 이러한 잔류 α'_1 마르텐사이트도 보다 높은 온도에서는 불안정하게 될 것이므로 다시 소멸할 것으로 예상된다. 본 시료가 SME에 의해 원래의 형상을 완전히 회복하지 못하는 것은 도입된 SIM의 일부가 α'_1 상으로 바뀌어, 그 바뀐 양만큼 형상회복이 되지 않기 때문이라고 판단된다. 또한 굽힘변형시에 큰 변형으로 인해 α'_1 상이 직접적으로 도입될 가능성도 배제할 수는 없다.

부가적으로 본 합금시료를 완전한 열적 마르텐사이트 상태인 Mf온도아래에서 굽힘변형하여 가열하면 그 즉시 SME에 의해 원래의 형상으로 거의 100% 회복된다. 이후 계속 가열하거나 다시 냉각하여도 더 이상의 형상변화는 없다. 즉 이 상태에서는 RSME가 일어나지 않는다.

이상과 같이 본 합금에서 조건에 따라 달리 나타나는 여러가지 현상을 Fig.4에 도식적으로 나타내었다. 이 세 가지 현상과 이상에서 고찰한 사실들을 종합해서 요약하면 다음과 같다. 본 합금시료를 모상상태인 실온에

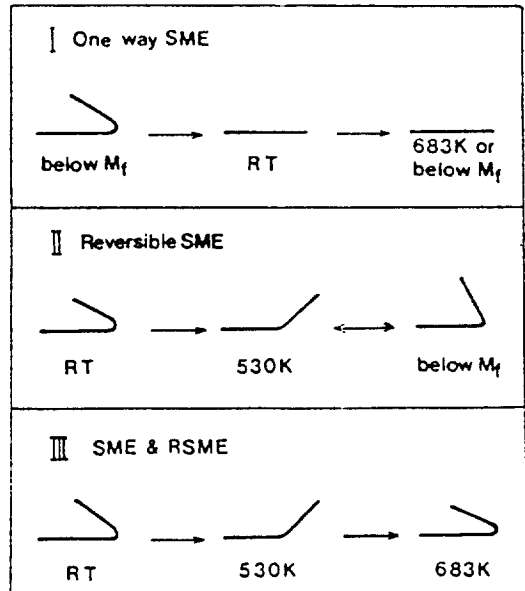


Fig. 4. Schematic diagram of various phenomena shown in Cu-24.0 Zn-6.1Al(wt%) alloy sheet.

서 굽힘변형하면 변형부에는 SIM 또는 SIM과 α' 이 도입되며, 이 상태에서 가열하면 도입된 SIM의 일부가 소멸함에 의해 SME가 일어나고, 동시에 SIM의 이단변태도 진행되어 시료에는 α' 마르텐사이트가 잔존하게 된다. 이후 계속적인 가열에 의해 RSME가 일어난다. 그런데 이 RSME는 SIM이 도입되는 모상상태에서의 굽힘변형에 의해서만 일어나며, 또한 Fig.3에서 나타난 대로 초기 굽힘변형량이 클수록 그 형상변화량은 더 크게 된다. 이러한 사실들은 RSME가 SIM과 관계가 있음을 단적으로 시사하고 있다.

3.2 베이나이트변태와 역형상기억효과의 특성 비교

CuZnAl 합금에 있어서의 베이나이트변태는 모상의 일부가 안정한 석출상 α 로 바뀌어 가는 천이단계이며, $\beta_1(\text{DO}_3) \rightarrow \alpha_1(\text{monoclinic, } 18R) \rightarrow \alpha(\text{fcc, } 6R)$ 로 2단계의 구조적 변화가 일어난다고 알려져 있다. 변태 개시 온도는 합금조성에 따라 다소 차이는 있지만 대개 453K 부근이고, 변태 생성물의 형태는 대략 573K 이하에서는 판상(plate-like)이고 이보다 높은 온도에서는 봉상(rod-like)으로 바뀌게 된다^{6-8,17}. 앞서서도 언급한 바와 같이, $\beta_1 \rightarrow \alpha_1$ 변태는 마르텐사이트 변태와 매우 유사하여 전단변태적인 특성을 갖고 있지만, 한편으로는 확산과정도 가지는 변태이고, $\alpha_1 \rightarrow \alpha$ 변태, 즉 판상에서 봉상으로 바뀌는 변태는 거의 확산과정에 의해서만 일어나는 변태이다. 그러나 최근에는 CuZnAl 합금의 베이나이트 변태라 하면 보통 $\beta_1 \rightarrow \alpha_1$ 변태만을 가리키며, 본 합금에서는 513~553K의 온도구간에서 일어난다.

모상이 DO_3 인 CuZnAl 합금의 이러한 베이나이트변태와 RSME의 특성을 조사하여 비교 검토해 본 결과, 모상이 B2 구조를 가지는 합금과 유사하게, 아래의 몇 가지 점에서 그 둘이 일치하지 않는다는 사실을 확인할 수 있다. 첫째, 베이나이트변태는 모상 전체에 걸쳐 모상이 분해하는 과정이므로 마르텐사이트상태나 모상상태, 어느 쪽에서 굽힘변형을 하든, 온도가 증가하여 모상이 되면 상관없이 일어나지만, RSME는 반드시 SIM이 도입되는 모상상태에서의 변형에 의해서만 일어난다. 둘째, 베이나이트변태는 일반적 조성에서는 423~623K, 본 합금시료에서는 513~553K의 온도구간에서 일어나지만, RSME는 550~683K에 걸쳐 일어난다. 참고로 Y. Hanatake 등⁹이 보고한 RSME의 발현 온도구간은 573~773K이다. 따라서 베이나이트변태와 RSME의 온도구간에 있어서도 상당한 차이가 있음을 알 수 있다.

마지막으로, 초기 굽힘변형량을 달리했을 때에 베이나이트변태는 그 작용응력의 정도에 따라 용질원자의 방향성 확산 또는 전단과정에서 약간의 영향을 받을 수 있다. 따라서 다소간은 형상변화에 영향을 미칠 수 있다고는 생각되지만, 실제로 RSME는 초기 굽힘변형량에 상당히 의존하고 있다. 또한 베이나이트변태 자체가 가진 전단변형적 요소에 의해 형상변화가 일어날지라도, 본 시료에서와 같은 큰 형상변화는 설명될 수 없다고 생각된다.

베이나이트변태와 RSME의 차이점을 보다 분명히 하기 위한 최근의 실험에서 다음과 같은 사실을 확인하였다. 굽힘변형한 시료를 가열하여 SME가 완료된 상태의 온도에서 장시간 등온시효하면, 물론 이 온도에서는 시효에 의해 베이나이트변태가 진행된다고 여겨지지만, 시효초기에 RSME가 일어나는 방향으로 약간의 형상변화가 일어날 뿐이고 더 이상의 변화는 없었다. 이때에 생기는 약간의 형상변화는 바로 베이나이트변태의 전단 과정에 의한 것으로 생각된다. 이후 등온시효를 멈추고 다시 723K까지 가열하면 비로소 큰 형상변화를 수반한 RSME가 일어났다.

이상의 고찰로부터, RSME에 관한 종래의 연구자들이 이 RSME는 베이나이트변태의 전단과정에 의해 일어난다고는 하였지만, RSME의 전부가 베이나이트변태에 의해 일어난다고는 생각되지 않으며, 별도의 발현기구가 존재할 것이라고 믿어진다. 따라서 실험적 사실에서 밀접한 관련성이 있는 SIM 및 2단 변태한 α' 마르텐사이트를 주목하여 새로운 견지에서 RSME의 발현기구에 접근해 보고자 한다.

3.3 역형상기억효과의 발현 기구

Fig.5는 본 합금에서 SME 및 RSME가 일어나는 각각의 온도영역에서 시효처리한 시료의 X-선 회절시험 결과이다. (a)는 용체화 처리했을 때의 상태이며, DO_3 모상(β_1)과 약간의 α 상이 존재함을 알 수 있다. 여기서 α 상이 나타나는 것은 용체화 처리시의 온도가 낮았기 때문이라 생각된다. (b)는 용체화 처리한 시료에 변형을 가했을 때이며, 전술한 바와 같이 변형에 의한 SIM(β'_1)이 도입되어 있음을 보여주고 있다. (c)는 변형한 후 423K에서 5분간 시효한 경우로서, 아직까지 시료내에 β'_1 이 존재함을 나타낸다. (d)는 변형한 후 RSME가 막 일어나기 시작하는 온도인 573K에서 시효했을 때이며, 모상과 α' 마르텐사이트상이 존재함을 나타낸다.

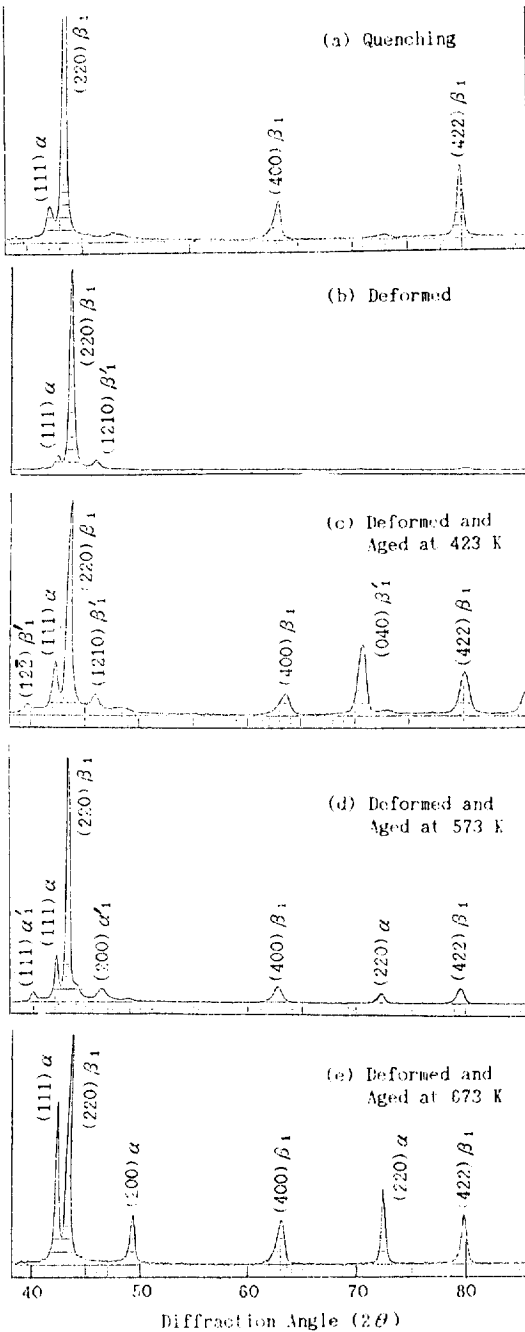


Fig. 5. X-ray diffraction patterns in Cu-24.0Zn-6.1 Al (wt%) alloy.

이것은 K. Takezawa등⁴⁾이 밝힌 바와 같이, 변형에 의해 도입된 SIM이 가열에 의해 2단 변태했기 때문이라

생각된다. 마지막의 (e)는 변형하여 RSME가 거의 완료되는 온도인 673K에서 시효한 경우이다. 여기서는 이제 마르텐사이트상은 나타나지 않고, 그 대신 α 상의 분율이 증가해 있음을 알 수 있다. 이것은 베이나이트변태가 충분히 진행되어, α 상이 많이 존재하고 있음을 뜻한다.

X-선 회절시험의 분석결과로부터 주목되는 사실은, RSME가 일어나기 전의 온도영역에서 존재하던 α' 마르텐사이트가 RSME가 완료되는 온도에서는 소멸해 버렸다는 것이다. 그러므로 이러한 α' 상이 어떻게 소멸하는지 또한 소멸하여 어떤 상으로 바뀌게 되는지를 자세히 알아보기 위해 TEM으로 미세조직을 관찰하였다.

Photo.3은 모상상태인 실온에서 굽힘변형을 가한 상태의 미세조직으로서, (a)는 굽힘변형에 의해 도입된 SIM을 보여주고, (c)는 (a)의 SAD pattern이다. (d)의 해석도에서 A반점의 dark field image가 (b)이며, 이들 SIM은 B2모상에서는 9R monoclinic 구조임에 반해, 이 DO₃ 모상에서는 18R monoclinic 구조로 확인되었다.

Photo.4는 굽힘변형한 시료를 SME는 완료하고 RSME가 아직 일어나기 전의 온도인 523K에서 시효한 조직이며, 모상과 이단변태한 α' 상이 공존함을 알 수 있다. 이들 α' 마르텐사이트는 fct 구조로서 6R의 주기적층구조이다. 그리고 굽힘변형한 시료를 RSME가 막 일어나기 시작하는 온도인 573K에서 시효한 조직사진이 Photo.5이다. 이 상태에서도 X-선 회절시험에서 나타난 바와 같이 α_1 상이 존재하고 있음을 알 수 있다. 모상과 변태된 상들과의 격자대응관계는 B2의 경우와 같을 것이라고 있다.

한편, Photo.6은 굽힘변형한 시료를 RSME가 거의 완료되는 온도인 673K에서 시효한 조직사진으로서, 지금까지 관찰해 온 바와 같이 마르텐사이트상으로 확인되었던 줄무늬 조직이 (c)의 SAD pattern으로부터 fcc인 α 상으로 판명되었다. 따라서 이 줄무늬 α 상은 이단변태한 α' 이 새로이 변태하여 생긴 것으로 밖에 생각될 수 없으며, 베이나이트변태에 의해서 생성된 α 상과는 구분되어야 한다. 이러한 줄무늬 α 상 조직은 보다 높은 온도에서는 점차 다시 분해하기 시작하여 모상과 더 이상 뚜렷한 계면을 이루지 않게 된다. 실제로 753K 이상의 온도에서는 이 줄무늬 조직을 관찰할 수가 없다.

이상의 고찰로부터, 결국 본 합금시료는 모상상태에

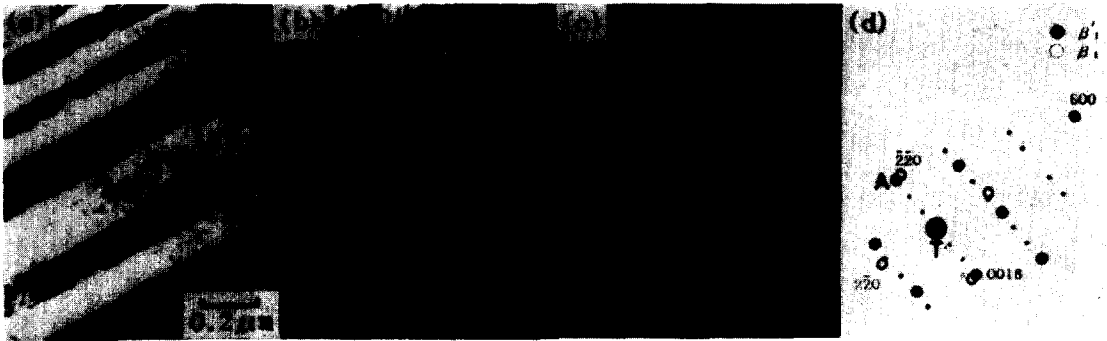


Photo.3. Transmission electron micrographs of the SIM's(β'_1) formed by bending deformation at room temperature.
 (a) BF image of β'_1 , (b) DF image of spot A, (c) SAD pattern, $z=[001] \beta_1$, $[010] \beta'_1$. (d) key diagram of (c).

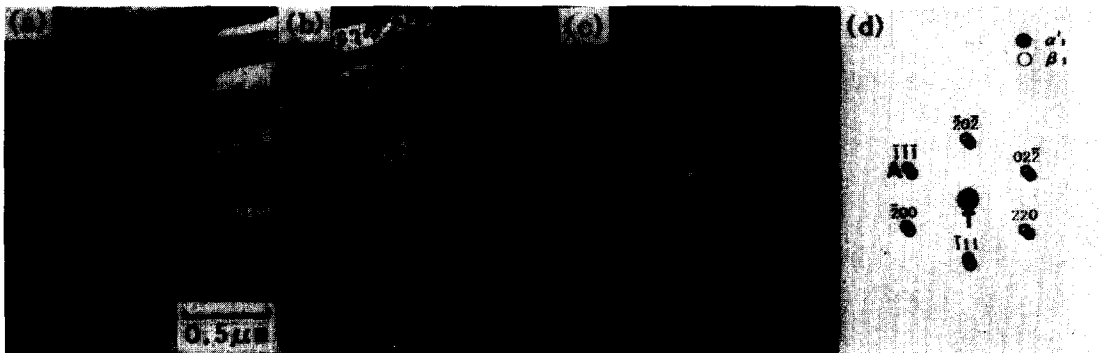


Photo.4. Transmission electron micrographs of two-step transformed SIM's(α'_1). The specimen was deformed and aged to 523K.
 (a) BF image of α'_1 , (b) DF image of spot A, (c) SAD pattern, $z=[\bar{1}11] \beta_1$, $[0\bar{1}1] \alpha'_1$, (d) key diagram of (c).

서의 굽힘변형 후 약 700K까지의 가열에 의해 $\beta_1(\text{DO}_3) \rightarrow \beta_1(\text{M18R}) \rightarrow \alpha'_1(\text{fct}, 6R) \rightarrow \alpha(\text{fcc})$ 의 구조적 변태를 일으킨다. RSME가 일어나는 온도영역에서 $\alpha'_1 \rightarrow \alpha$ 변태가 일어난다는 사실에 기초하여 RSME 현상의 특성을 SIM(β'_1) 및 α'_1 상과 결부시켜 고찰하면 다음과 같다. RSME는 SIM이 도입되는 모상상태에서의 변형에 의해서만 일어나며, 초기 굽힘변형량이 클수록, 즉 도입되는 SIM의 양이 많을수록 형상변화는 더 크게된다. 그리고 초기 굽힘변형량이 동일할지라도 SME가 많이 일어나면, 뒤이은 RSME의 형상변화량은 감소한다. 이것은 SME가 많이 일어날수록 시료내에 잔류하는 α'_1 상

이 줄어들게 되므로 그만큼 RSME는 감소한다고 설명될 수 있다.

그러므로 본 합금의 RSME는 $\alpha'_1(\text{fct}) \rightarrow \alpha(\text{fcc})$ 변태시의 전단변형에 의해 일어난다고 생각된다. 이와 유사한 fcc(모상) \leftrightarrow fct(마르텐사이트) 변태를 가역적으로 일으키는 합금으로는 In-Tl, In-Cd, Mn-Cu계 등이 있다¹⁸⁾.

4. 결 론

CuZnAl 합금계에서만 특이하게 나타나는 RSME의



Photo.5. Transmission electron micrographs of two-step transformed SIM's (α'_1). The specimen was deformed and aged to 573K.
 (a) BF image of α'_1 , (b) DF image of spot A, (c) SAD pattern, $z=[\bar{1}10]\beta_1$, $[\bar{1}12]\alpha'_1$, (d) key diagram of (c).



Photo.6. Transmission electron micrographs of the stripe α phases. The specimen was deformed and aged to 673K.
 (a) BF image of the stripe α phases, (b) DF image of spot A, (c) SAD pattern, $z=[001]\beta_1$, $[0\bar{1}1]\alpha$, (d) key diagram of (c).

발현기구를 규명하기 위해, 모상이 DO₃ 규칙구조인 합금에서 연구한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 모상상태인 본 합금의 판상시료를 굽힘변형하여 가열하면 온도가 상승함에 따라 시료는 SME(301~503K) 및 RSME(563~673K) 현상으로 형상이 변화한다.

2. 이때의 SME는 굽힘변형시에 도입된 SIM의 소멸($\beta'_1 \rightarrow \beta_1$)에 의해 일어나는 것이며, SME가 일어날 때는 또한 SIM의 이단변태($\beta'_1 \rightarrow \alpha'_1$)가 동시에 일어나서 시료내에 α'_1 마르텐사이트상(fct, 6R)이 잔류한다.

3. 이러한 잔류 α_1 상은 보다 높은 온도(563~673K)에

서 다시 α 상(fcc)으로 전단변태하게 되며, 바로 이 $\alpha'_1 \rightarrow \alpha$ 변태시의 전단변형에 의해 RSME가 일어난다.

5. 후 기

이 연구는 한국과학기술진흥재단 1989년도 신소재 연구비의 지원에 의해 수행되었습니다.

6. 참고문헌

1. H. Pops : Shape Memory Effects in Alloys, Ed.

- J. Perkins, Plenum Press, 525 (1975).
2. M.M. Reyhani and P.G. McCormick : Scripta Met., Vol. 20, 572 (1986).
 3. Y. Hanatate, N. Fujita, S. Tsuji and M. Miyagi : J. Japan Inst. Metals, Vol. 51, No.7, 694 (1987).
 4. K. Takezawa, K. Adachi and S. Sato : J. Japan Inst. Metals, Vol. 43, No.3, 229 (1979).
 5. Y. Hanatate, N. Fujita and M. Miyagi : J. Japan Inst. Metals, Vol. 50, No.12, 1095 (1986).
 6. M.H. Wu and C.M. Wayman : Proc. Intern'l Conf. on Martens. Transformation, 619 (1986).
 7. K. Takezawa and S. Sato : J. Japan Inst. Metals, Vol. 35, No.5, 469 (1971).
 8. I. Cornelis and C.M. Wayman : Acta Met., Vol. 22, 291 (1974).
 9. I.C. Lee and I.S. Chung : Scripta Met., Vol. 23, 161 (1989).
 10. 丹久保熙康編 : 形狀記憶合金, (株)産業圖書, 東京 (1984).
 11. K. Otsuka and C.M. Wayman : Acta Met., Vol. 24, 207 (1976).
 12. J.P. Eisenwasser and L.C. Brown : Met. Trans., Vol. 3A, 1539 (1972).
 13. 박경채, 김원주, 정인상 : Cu-Zn-Al 합금에서 열 및 응력에 의한 martensite의 미세조직과 결정구조에 관한 연구, 경대논문집 Vol. 38, 271 (1984).
 14. K. Takezawa, H. Sato, Y. Abe and S. Sato : J. Japan Inst. Metals, Vol. 43, No.3, 235 (1979).
 15. K. Takezawa, K. Adachi and S. Sato : J. Japan Inst. Metals, Vol. 44, No.8, 846 (1980).
 16. K. Takezawa and S. Sato : J. Japan Inst. Metals, Vol. 44, No.8, 852 (1980).
 17. K. Takezawa and S. Sato : J. Japan Inst. Metals, Vol. 35, No.5, 469 (1971).
 18. 足立健治 : 日本金屬學會會報, Vol. 27, No.1, 21 (1988).