

|||||
論 文
|||||

Cu-Zn-Al 형상기억합금에서 기계적 성질에 미치는 결정형상의 영향에 관한 연구

—구조조직과 재결정처리에 따른 기계적 성질과 형상기억능의 변화—

황 승 준, 이 진 형, 홍 종 휘

Study on the Effect of Crystal Morphology on Mechanical Property in Cu-Zn-Al Shape Memory Alloy

Sung-Jun Hwang, Jin-Hyung Lee, Jong-Hwi Hong

Abstract

The effect of heat treating temperature and α phase in the β phase matrix were investigated for β -CuZnAl shape memory alloys by tension test, fatigue test, and shape memory effect test.

After heat treatment at 677°C, 750°C, 800°C and 850°C for 10 min. respectively, static fracture stress(σ_f), fatigue fracture stress(τ_{max}) at 10^6 cycle, and elongation(ϵ_f) was 24.2kg/mm², 17.21kg/mm² and 11.8%, respectively.

As heat treating temperature decreased, fracture surfaces of the specimens were changed from the intergranular to the transgranular fracture mode. Especially, the α phase precipitated in the β phase matrix had an effect on crack propagation and the fracture surface was characterized by dimple-like pattern when crack propagated in transgranular cracking mode.

Precipitation of the α phase in the β phase matrix lowered the transformation temperature by 10°C, and about 2.5 vol.% α phase did not affect the shape memory effect examined by the bending test.

1. 서 론

1950년대초 Au-Cd¹⁾ 합금의 단결정에서 형상기억효과가 발견된 이후, 형상기억효과와 의탄성은 열탄성형 마르텐사이트변태와 그 역변태에 연관된 성질이라는 것이 이미 발표²⁾되었다.

형상기억효과는 M_s 온도 이하에서 변형을 가한 후 A_s 온도 이상으로 가열하면 재료가 원래의 형상으로 되돌아가는 현상을 말하며, 의탄성은 M_d 와 A_d 온도 사이에서 응력을 가한 후 제거하면 응력에

의해 유기된 마르텐사이트(stressinduced martensite)가 응력을 제거함과 동시에 열역학적으로 불안정하기 때문에 원래의 형상으로 되돌아가는 현상을 말한다. 현재까지 알려진 형상기억효과와 의탄성의 변형기구는 일반 금속재료의 소성변형과 같은 전위의 도입에 의한 슬립(slip)이 아니라, 응력유기 마르텐사이트의 생성, 마르텐사이트 Variant 간의 변환, 마르텐사이트 내부결함(쌍정 또는 적층결함)들의 이동, 또는 마르텐사이트-마르텐사이트 간의 변환 등³⁾이라고 보고되었다.

이러한 형상기억합금의 흥미로운 현상에 의해

고려대학교 대학원 금속공학과(Graduate Student, Department of Metallurgical Engineering, Korea University)
국민대학교 공과대학 금속공학과(Professor, Department of Metallurgical Engineering, Kookmin University)
고려대학교 공과대학 금속공학과(Professor, Department of Metallurgical Engineering, Korea University)

최근에는 많은 주목을 받게 되었고, 또한 그의 실용화에 많은 연구가 행해졌다. 온도감지장치, 우주선 안테나, 생체재료, 자동차용 thermostat, 열 엔진, 로봇의 근육 등 마르텐사이트 변태의 새로운 영역으로 그 이용가능성은 무궁무진하다고 할 수 있다.

형상기억효과를 나타내는 합금은 여러가지가 발견되었는데, 현재 실용적으로 이용가능한 것으로는 Ni-Ti⁴⁾계(일명 Nitinol)과 Cu계(일명 Betalloy) 등이 있다. Ni-Ti계 합금은 기계적 성질, 내식성 및 회복력 등이 Cu 합금에 비해 우수한 반면 가공성이 불량하며, 경제성이 결여되기 때문에, Cu계 형상기억합금의 개발이 시급히 요구되고 있다.

Cu계 형상기억합금의 실용화에 문제가 되고 있는 것은 반복사용에 의한 입계파괴와 사용중 변태점의 이동, 그리고 반복변형⁵⁾에 의한 기억능의 감소 등이다. 따라서 본 연구에서는 Cu계 형상기억합금중 연성이 풍부하여 실용화에 가장 유력하다고 생각되는 Cu-Zn-Al 3원계 합금을 압연에 의해 가공조직을 만들고, 이를 재결정온도 이하에서 annealing 하여 재결정 집합조직을 조절하고 통상의 열처리에 의한 조직과의 비교 실험에 의해 Cu계 형상기억합금의 실용화에 문제가 되는 입계파괴에 의한 피로강도를 조사하였다. 또한 재결정열처리에 의해 석출된 α상이 형상기억능에 미치는 영향도 조사하였다.

2. 실험 방법

2-1. 시료의 주조

본 연구에 사용된 합금은 99.9%Cu, 99.9%Zn, 99.8%Al의 순도를 가지는 순금속을 대기중에서 고주파유도로와 흑연도가니를 사용하여 용해하였다. 용해중 Cu의 산화와 Zn의 손실을 방지하기 위해 목탄과 환원성 분위기의 flux를 사용하였다. 장입 순서는 Cu, Al, Zn의 순으로 하였으며 Zn의 장입 후 3분이내에 금형에 주입하여 150×30φ(mm)의 ingot를 만들었다. 주조후 ingot의 화학조성은 Table 1과 같다.

2-2. 가공 및 열처리

Ingot의 편석과 주조조직을 없애기 위해 800°C 대기하에서 24시간 균질화처리한 후, 같은 온도에

서 열간단조를 행하였다. 단조후 5mm 두께의 시료를 800°C에서 4번에 걸쳐 열간압연을 한뒤 재결정을 방지하기⁶⁾ 위해 즉시 수냉하였다.

열간압연이 끝난 재료는 필요에 따라 500°C에서 20분간 annealing 하면서 1.6mm까지 20%의 압하율로 냉간압연을 하였다. 압연후 압연방향에 평행한 방향으로 밀링가공하여 시편을 제작하였다. Fig. 1은 인장 및 피로시험과 형상기억능 측정에 사용된 시편의 형상과 치수를 나타내고 있다.

본 연구에서는 열처리온도를 변화시켜 grain의 형상과 미세조직의 조절을 위해 677, 750, 800 및 850°C의 대기하에서 시편을 10분간씩 각각 유지시킨 후 수냉하였다. 수냉직후 quenching stress와 실험중 변태점의 이동을 방지하기 위해 100°C의 물에서 30분간 post-quench aging을 하였다.⁷⁾

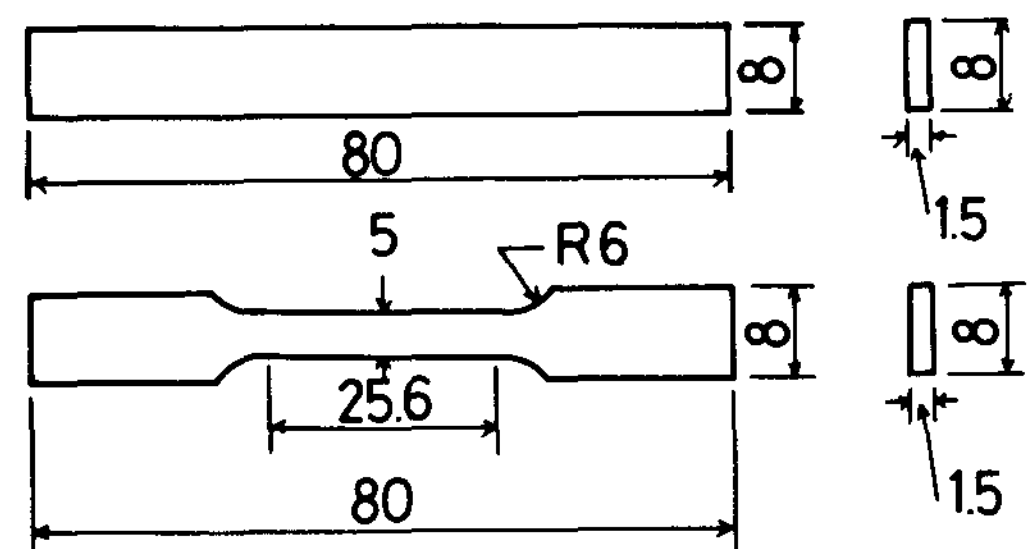
2-3. 조직 관찰

열처리후 각 시편에 대해 미세조직을 관찰하였다. 광학현미경을 사용하여 25배의 배율로 관찰하였으며, 부식액은 Dist. water(120ml)+HCl(30ml)+Iron(III)Chloride(10g)을 사용하였다. 또한 β상내에 존재하는 α상의 체적분율과 grain size을 측정하기 위하여 Image analyser를 사용하였다.

열처리후의 결정립은 상당히 조대하기 때문에 현미경으로는 대체적인 grain의 형상을 알 수 없었으므로 Nitric acid(50ml)+Dist. Water(50ml)

Table 1. Chemical composition of specimen (wt.%)

Cu	Zn	Al	Fe	Pb
bal.	27.49	3.43	0.035	0.021



Unit:mm

Fig. 1 Shape and dimension of specimens.

를 사용하여 시편 전체에 걸쳐 부식을 하고 육안 조직을 관찰하였다.

2-4. 변태온도 측정

변태온도는 열처리한 각 시편에서 8×8×1.5(mm)의 크기로 절단한후 Methyl alcohol과 액체질소를 혼합한 냉매와 온수를 사용하여 마르텐사이트의 표면기복의 관찰에 의해 측정하였다.⁸⁾

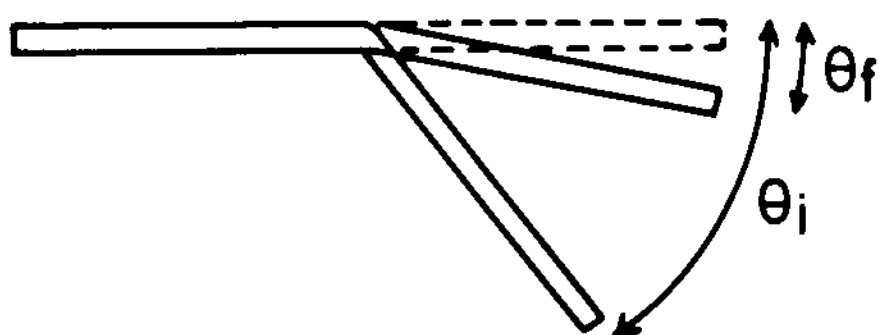
2-5. 인장 시험

인장시험은 10ton Instron servohydraulic dynamic testing machine(Model 1350)을 사용하였다. 모든 인장시험은 실온(20±2°C)에서 stroke control로 시편의 gage length 부분에 extensometer를 부착하여 행하였다.

이 때의 변형속도는 0.18mm/min로 일정하게 하였으며 파단까지의 연신율과 인장강도를 구하였다.

2-6. 피로시험

피로시험은 역시 동일한 Instron servohydraulic d. t. m.을 사용하여 pulsating tension으로 행하였으며 시험온도는 실온(20±2°C)에서 행하였다. 이때 R=0.1, 주기는 15Hz로 하였으며 σ_{max} 과 파단까지의 반복횟수에 대한 S-N curve를 그렸다. 3×10⁶cycle 부근까지 실험을 행하였으며 10⁶cycle을 fatigue limit^{9,10)}로 간주하였다. 또한 표면에 남아 있는 scratch의 영향을 줄이기 위해 mechanical polishing 후 electrolytic polishing을 하였으며, 전해액은 Dist. water(300ml)+phosphoric acid(700ml), cathode는 Cu, 가한 전압은 4V, 유지시간은 5분이었다.



$$\text{Recovery (R)} = \frac{\theta_i - \theta_f}{\theta_i} \times 100(\%)$$

Fig. 2 Shape memory effect examined by bending test

2-7. 형상기억능의 측정

형상기억능측정¹¹⁾은 Fig. 1의 윗부분에 나타난 판상시편을 M_f 온도 이하에서 변형시키고 A_f 온도 이상까지 일정한 온도에서 실험을 행하기 위해 냉매로써 Methyl alcohol과 액체질소를 혼합하여 일정한 온도(-40°C)로 유지하였으며 100°C의 끓는 물을 사용하였다. 우선 시편을 냉매속에 담그어 3분간 유지시킨후 충분히 마르텐사이트변태가 일어났다고 생각하고 일정한 각도(60°)로 구분된뒤 100°C의 물에 담그어서 이때 회복된 각도를 회복율로 계산하였다.

Fig. 2에는 본 실험에서 사용된 형상기억능 측정 방법을 나타내고 있다.

2-8. 파면관찰

기계적 시험후 파단면을 SEM으로 관찰하였다.

3. 실험결과 및 고찰

3-1. 열처리온도에 따른 조직의 변화

본 실험에서는 열처리온도를 변화시킴으로써 재결정 집합조직(recrystallization texture)을 변화시켜 보기 위해 677, 750, 800 및 850°C에서 열처리를 행한 결과 Fig. 3과 같은 미세조직을 얻었다.

Fig. 3의 (a), (b), (c), (d)는 이들 각 열처리온도에서의 미세조직을 나타내고 있다. Fig. 3의 (a)에서는 기저조직내에 구상의 α상이 미량 석출하여 있음을 알 수 있다.

이는 Fig. 4에서 알 수 있듯이 α+β상의 공존구역에서 열처리후 수냉함에 의해 나타난 α상임을 알 수 있다. β상의 기저조직내에 존재하는 α의 체적분율은 약 2.48%인 것으로 나타났다.

또한 이 α상이 기저조직내에 존재할 때 재결정에 영향을 미치게 되어 α상이 존재하는 677°C에서 열처리한 Fig. 3의 (a)의 경우 재결정이 거의 일어나지 않았다는 사실을 알 수 있었다.

또한 Fig. 3의 (b)는 750°C에서 열처리한 시편의 미세조직을 나타내고 있는데, 사진에서 보는 바와 같이 기저조직 내에 α상은 전혀 보이지 않고 거의 재결정하여 등축상을 나타냄을 알 수 있었다. 마찬가지로 Fig. 3의 (c)의 경우도 거의 재결정된 상태이며 α상은 나타나지 않았다. 그러나 Fig. 3의 (d)의 경우 재결정이 일어난 뒤 약간의 입자성장이

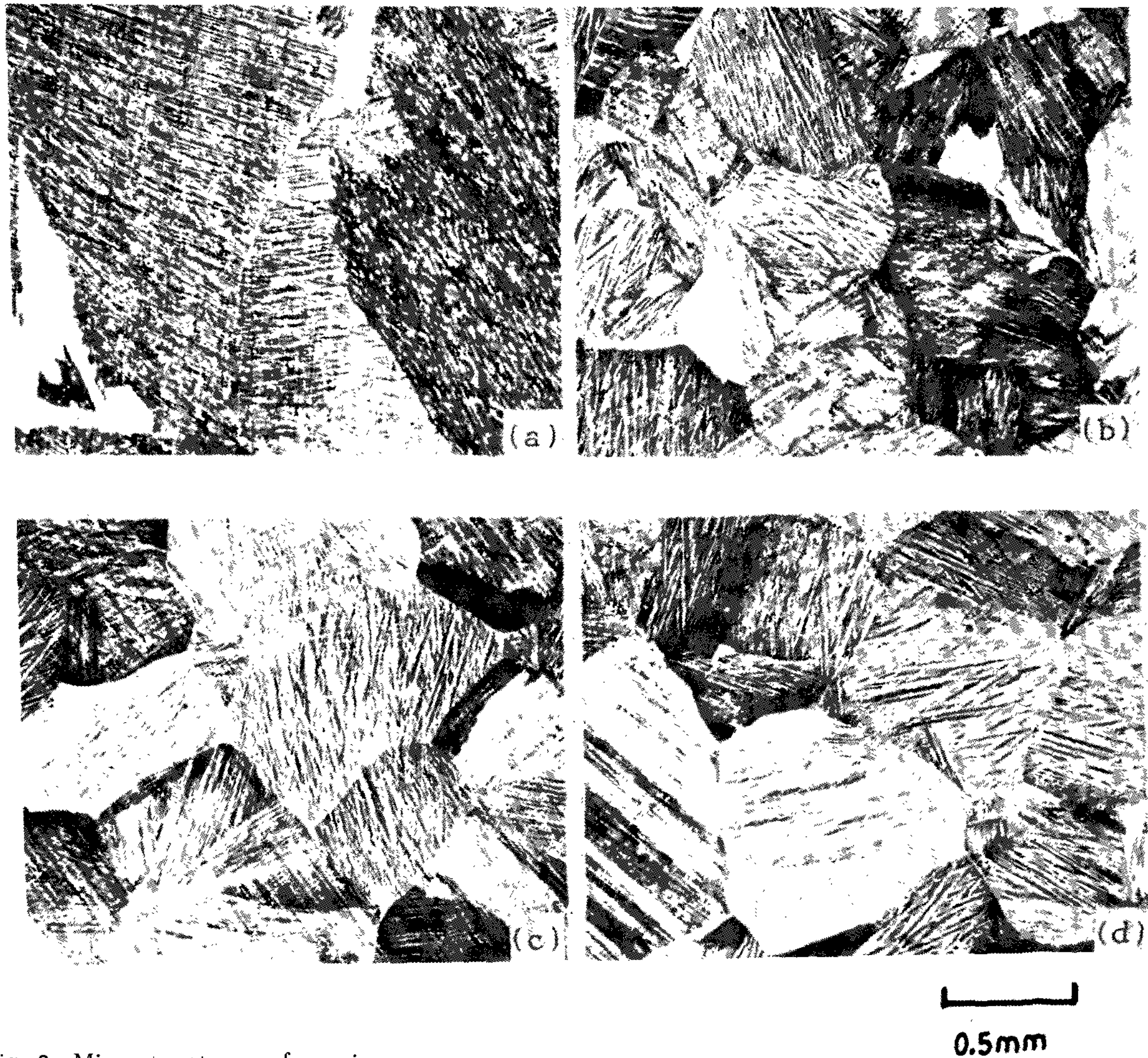


Fig. 3 Microstructures of specimens.

- (a) specimen A : heat-treated at 677°C
- (b) specimen B : heat-treated at 750°C

- (c) specimen C : heat-treated at 800°C
- (d) specimen D : heat-treated at 850°C

일어나서 Fig. 3의 (b) 및 (c)의 입자에 비해 조대함을 알 수 있다.

Table 2.에는 시편 A, B, C, D에 대한 입자크기를 나타내고 있다.

또한 Fig. 3의 (a), (b), (c) 및 (d) 모두 수냉후 Ms점을 통과한 상태이며 상온에서 열탄성 마르텐사이트의 전형적인 모양을 나타내고 있음을 알 수 있고, 시편 A, B, C, D는 형상기억 효과를 나타내는 합금임을 조직사진을 통해 알 수 있었다. 또한 Fig. 5에는 시편 A, B, C, D에 대한 육안조직을 나타내고 있는데 Fig. 5 (a)의 경우 Fig. 5 (b), (c) 및 (d)와는 판이한 형상을 나타냄을 알 수 있다. 따라서 기지조직내에 존재하는 α상은 재결정을 방

해하며, β단상 구역에서의 단시간의 열처리에 의해 순식간에 재결정이 발생한다는 것을 알 수 있었다⁶⁾.

Table 2. Grain size and shape memory effect (recovery) of specimens.

specimen	grain size	S.M.effect
A	-3mm	98.4%
B	0.46mm	98.3%
C	0.59mm	98.5%
D	0.66mm	98.3%

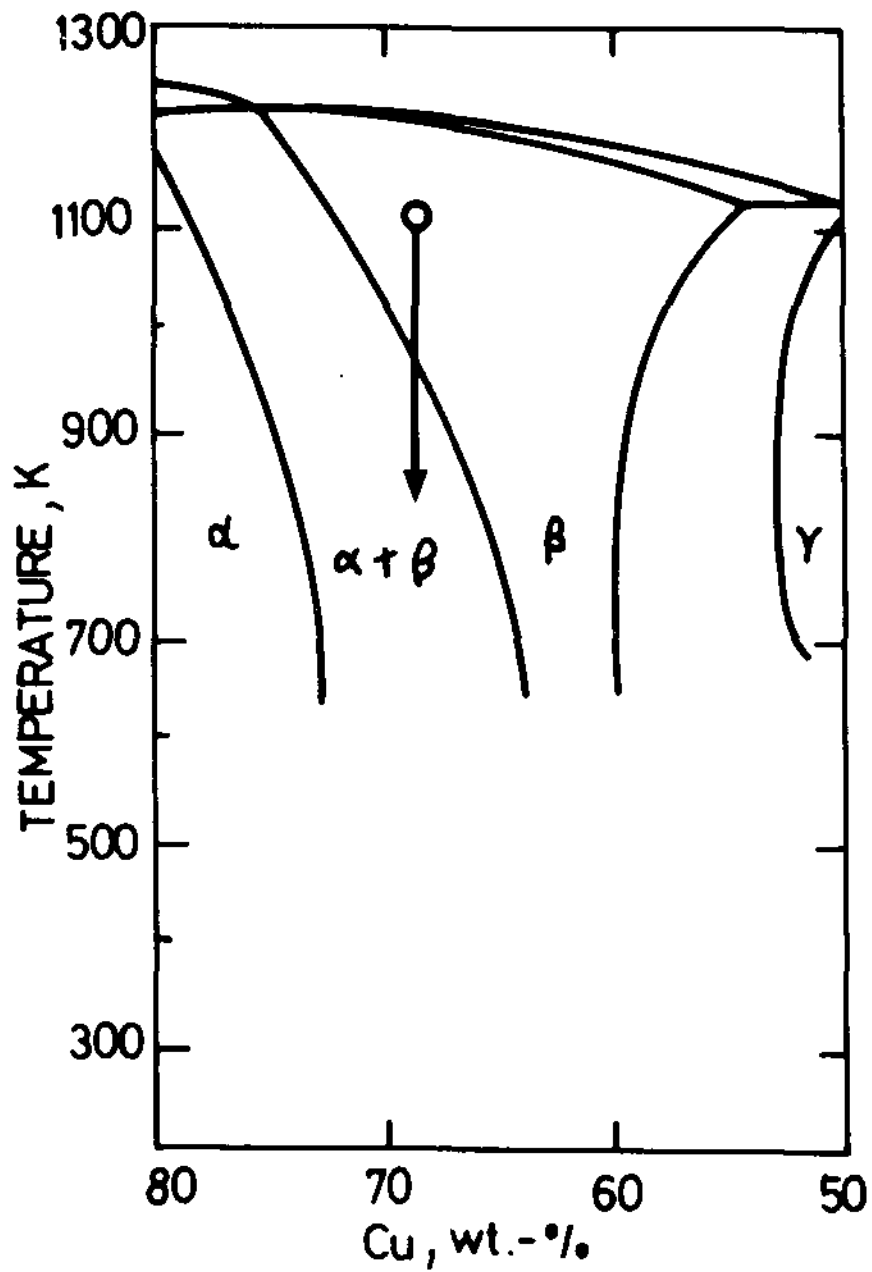


Fig. 4 Quasi-binary section for Cu-Zn-Al alloys at 4wt% Al

3-2. α 상의 석출에 따른 변태점의 이동

Table 3.에는 각 온도에서 열처리한 시편의 변태점을 나타냈다. 여기서 알 수 있듯이 시편 A의 경우 M_s 점이 10°C 정도 내려갔음을 확인할 수 있었다. 이는 Fig. 4에서 보듯이 기지조직내에 α 상이 석출함에 따라 잉여의 Al과 Zn 원자가 β 상에 용해되어 변태점이 이동했다고 할 수 있겠다. 이와같은 사실은 β -형상기억합금의 모상시효의 경우 평형상의 석출에 의해 변태점의 이동이 생긴다는 보고¹²⁾와도 일치하는 것이다.

본 연구에서 행한 변태점 측정은 눈으로 직접 마르텐사이트의 표면기록을 보면서 행하였다. 즉, 시료가 서서히 냉각될 때 M_s 점을 통과하면서 마르텐사이트가 생성되며 이 마르텐사이트는 가열시

Table 3. Transformation temperature of specimens.

Specimen	Trans Temp($^\circ\text{C}$)			
	Mf	As	Ms	Af
A	-3	9	16	27
B	11	23	27	38
C	11	23	27	38
D	11	25	28	40



Fig. 5 Macrostructures of specimens.
(a) specimen A. (b) specimen B.
(c) specimen C. (d) specimen D.

가장 늦게 소멸되기 때문에 M_s 와 A_f 의 측정은 비교적 정확하다고 생각되지만 A_s 와 M_f 점의 측정에는 비교적 오차가 있을 것으로 사료된다. 시편 B, C, D의 M_s 점의 이동이 발견되었는데 이는 결정립 크기의 차이에 따라 변태점의 이동이 생긴 것으로 볼 수 있다.

3-3. 조직에 따른 기계적성질의 변화

Fig. 6에는 열처리온도를 달리했을 때 조직에 대한 각각의 stress-strain 곡선을 나타내고 있다. Fig. 6과 Table 4.에 나타나 있듯이 시편 A의 경우 연신율과인장 강도가 가장 높다는 사실을 알 수 있다. 또한 시편 A의 경우 파단직전에 완만한 곡선이 나타나는 사실로 미루어 상당한 소성변형(plastic deformation)이 일어났음을 알 수 있으나, 시편 B, C, D 특히 D의 경우 시편의 gage length 전체에 걸쳐 결정립을 식별할 수 있을 정도로 입계에 응력이 집중되어 있는 상태임을 알 수 있었다. 그후 gage length 부위의 전체에 걸쳐 균열이 발생하였으며 가장 빨리 전파된 균열이 반대편 균열과 합체하여 최후파단을 나타냈다.

그러나 시편 A의 경우는 파단의 마지막 단계에서 약간의 necking 현상을 나타낸뒤 곧 파단하였다. 그리고 Table 4.에서 알 수 있듯이 항복점(0.2%

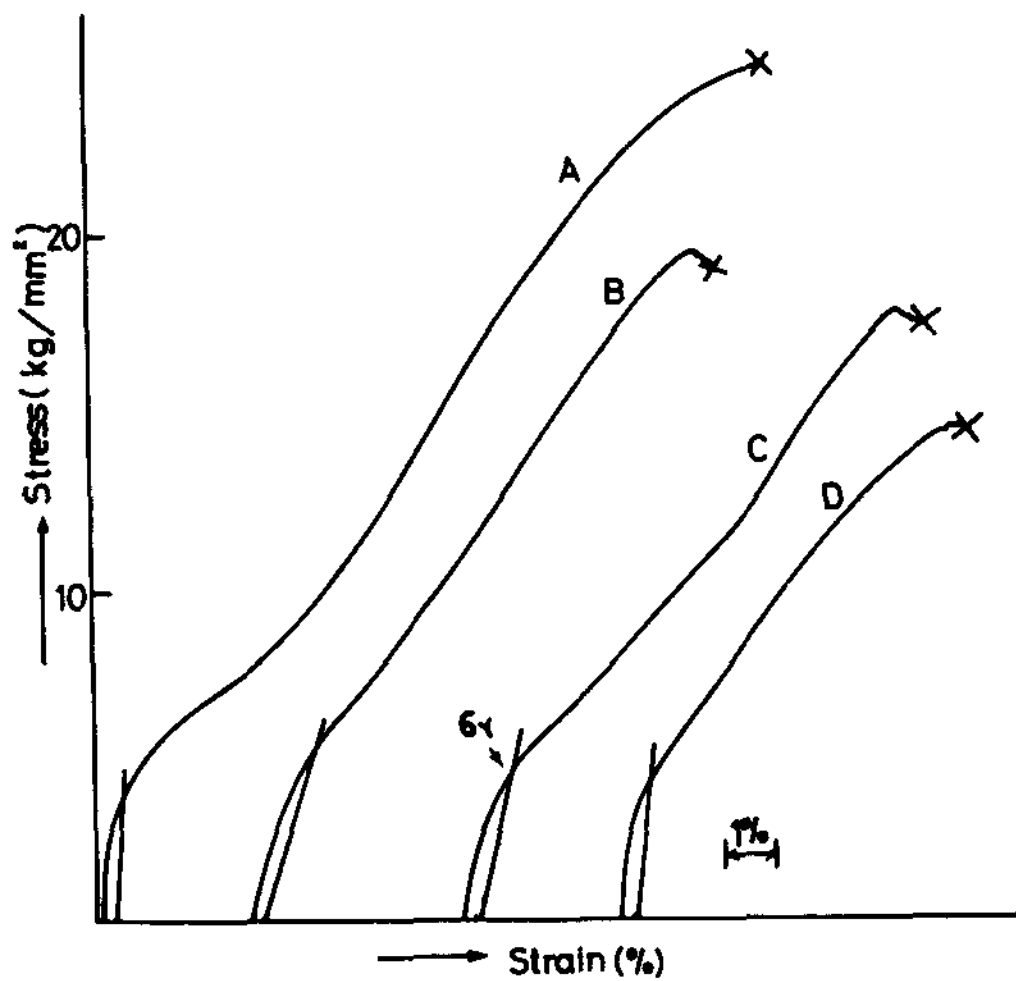


Fig. 6 Tensile stress-strain curves of specimens.

offset)에도 차이를 나타내었는데 여기서의 항복점은 상온에서 존재하는 서로 다른 Variant 들이 불균일하게 이동하다가 항복점을 지난후 균일하게 preferred variant의 마르텐사이트로 변환하는 것을 뜻한다.

따라서 결정립의 크기에 따른 항복응력의 변화는 Hall-Petch식을 따르기는 하지만 전위의 이동에 의한 것이 아니라 결정립이 작아짐에 따라 내부에 존재하는 마르텐사이트의 크기도 작아져서 이들이 이동하는데 필요한 응력이 커지는 것이라고 사료된다.

또한 황동이 압연에 의해 집합조직을 나타낼 때의 우선방위는 (110)[112]를 갖게되며, 재결정 후에도 (113)[112]의 우선방위를 가지게 된다. 그러므로 677°C에서 열처리한 시편 A의 경우 (110)[112]의 우선방위를 가지게 되며, 시편 B, C, D는 열처리온도가 높아짐에 따라 소멸하기는 하지만 (113)[112]의 우선방위를 갖는 재결정 집합조직을 나타낸다고 할 수 있다. 따라서 결정립들이 우선방위를 가지게 되면 이웃 결정립들 사이에 상대적인 대칭

성을 가지게 되며, Miyazaki¹³⁾ 등이 주장한 바와 같이 연신율과 인장강도의 증가가 나타나는 것으로 생각된다.

Brown 등의 연구에 의하면 CuAlNi합금의 기지조직내에 존재하는 제 2 상인 r_2 에 의해서는 인장강도값의 변화는 거의 없고 단지 파면이 취성입내 파괴의 전형적인 river-marking을 나타내지 않고 "dimplelike pattern"을 나타낸다고 하였다.

또한 균열은 항상 입계 node에서 발생하는데, 결정립크기가 비교적 큰 경우 입계는 비교적 직선이라고 할 수 있다. 그러나 결정립크기가 작은 경우 입계 node에서 발생한 균열은 작은 구간에 걸쳐서 여러번의 입계방위의 변화를 겪게 되고 따라서 입계파괴에서 가장 적합한 방향의 입내 파괴양상을 나타내게 된다고 하였다. 그런데 본 연구에서는 결정립크기가 가장 큰 시편 A의 경우가 연신을 및 인장강도의 값이 가장 높게 나타났으며 재결정 열처리온도가 증가함에 따라 연신을 및 인장강도 값이 점차 감소함으로 해서 연신을 및 인장강도값은 결정립크기에 따르는 Hall-Petch식만을 만족하는 것이 아니라 결정립들이 가지는 우선방위의 강약에 달려있다고 생각되어진다.

Fig. 7은 반복응력을 가했을 때 σ_{max} 과 반복횟수와의 관계를 나타내는 그림이다. 그림에서의 직선식은 least square fitting Method에 의해서 구하였다.

다음 식은 그림에서의 직선식을 나타내고 있다.

specimen A : $\sigma_{max} = 72.05 - 9.14 \log N_f$

σ_{max} at 10^6 cycle = 17.21(kg/mm²)

specimen B : $\sigma_{max} = 54.6 - 7.45 \log N_f$

σ_{max} at 10^6 cycle = 9.9(kg/mm²)

specimen C : $\sigma_{max} = 53.6 - 7.57 \log N_f$

σ_{max} at 10^6 cycle = 8.18(kg/mm²)

specimen D : $\sigma_{max} = 49.6 - 7.25 \log N_f$

σ_{max} at 10^6 cycle = 6.1(kg/mm²)

Table 4. Fracture stress, yield stress, and elongation of specimens.

Specimen	UTS(kg/mm ²)	Elongation(%)	Y.S.(kg/mm ²)
A	24.2	11.8	3.68
B	18.4	8.7	5.2
C	17.5	8.5	4.96
D	14.7	6.6	4.16

윗 식에서 우변의 상수항은 그림에서의 직선을 10^6 cycle까지 연장해서 그었을 때 응력축과 만나는 점을 나타내며 이 값은 단순인장시 응력값의 약 3 배를 나타낸다(Fig. 7). 이때 응력값이 실제값과 차이가 나는 것은 단순인장과 피로시험에서 strain rate의 차이에서 오는 것으로 생각된다.⁹⁾ 또한 우변의 log항의 상수는 직선식의 기울기를 나타내는데 응력이 증가함에 따른 파단까지의 반복횟수의 감소율을 나타낸다. 위의 직선식에 따르면 시편 A의 경우가 응력의 증가에 따른 반복응력횟수의 감소가 가장 완만하며, 시편 D의 경우가 가장 민감하다는 사실을 알 수가 있다. 이는 시편 D의 경우가 피로성질에 가장 나쁘며, 시편 A의 경우가 가장 우수하다는 사실을 간접적으로 나타낸다고 할 수 있다.

그리고 윗 식에서 10^6 cycle에서의 응력값을 fatigue limit^{5,8,9,10,14)}으로 간주하여 계산한 결과 역시 시편 A의 경우가 17.21 kg/mm^2 으로 가장 높다는 사실을 알 수 있었다.

균열의 발생은 항상 시편단면의 edge 부분에서 발생하였는데, 시편 A의 경우 균열의 길이가 시편 단면적의 30~40%까지 전파한 후 overload fracture가 발생하였으나, 시편 B, C, D의 경우 10~20%의 길이가 된 후 수백~수천 cycle 이내에서 overload fracture가 일어났다.

이는 시편 A의 경우 균열이 입내로 전파할 때 제 2상인 α 의 영향이 있음을 시사하고 있다.

즉, 기지조직내에 존재하는 α 상이 균열 선단에서 국부적인 소성변형을 야기하여 응력집중을 완화하여 균열전파가 30~40%까지 진행된 후 파단하지만, 시편 B, C, D의 경우 균열 선단에 발생하는 응력집중에 의해 10~20% 정도의 균열전파 후 파단하게 된다. 또한 국부적인 소성변형이 균열선단에서 발생한다면 이때 흡수되는 에너지는 소성변형이 나타나지 않는 경우와는 다르게 나타날 것이며 피로성질에도 영향을 미치게 될 것으로 사료된다. 따라서 본 연구에 사용된 시편 A, B, C, D의 경우에 있어서 시편 D의 경우, 균열발생은 시편의 edge 부분의 입계에서 일어나서 계속적으로 입계를 따라 전파해 나간 뒤 파단하게 되며, 시편 B와 C의 경우 입계에서 발생한 균열은 결정립크기와 집합조직효과에 의해 입내로 전파하게 될 것이다. 그러나 시편 A의 경우 입계에서 발생한 균열은 입내로 전파하게 되는데, 이때 시편 B, C, D와는

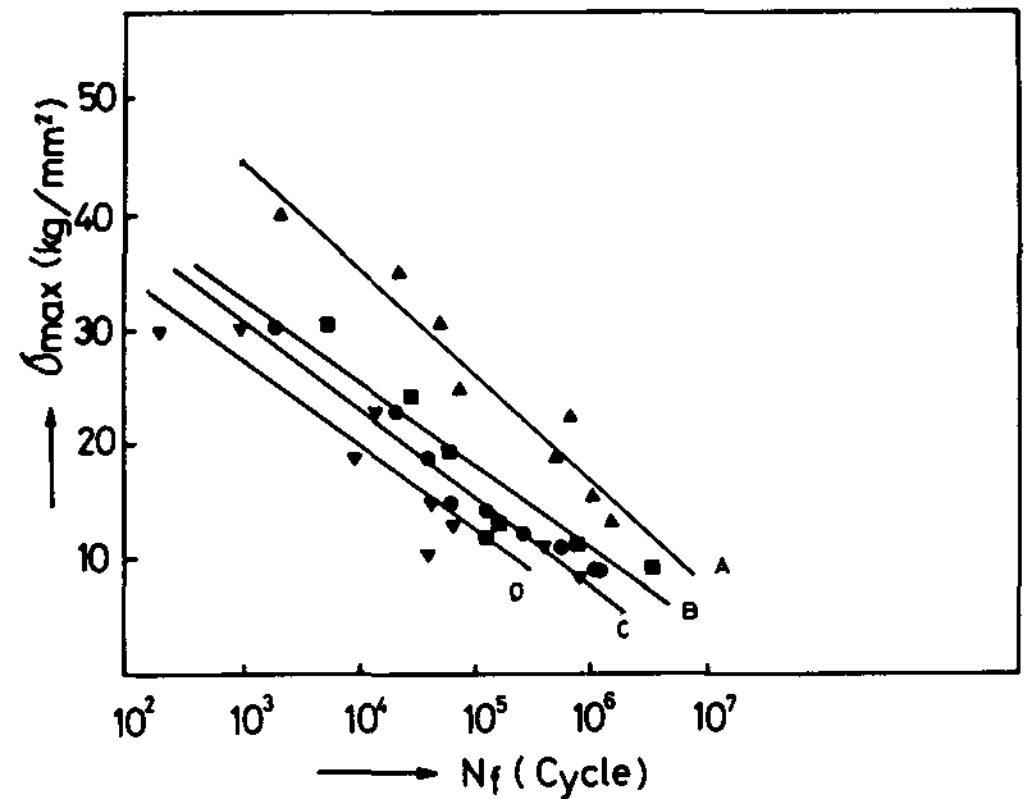


Fig. 7 Stress-number of cycles to failure for specimen.

달리 기지조직내에 존재하는 제 2상인 α 에 의해 균열전파에 방해가 받게 되어 반복응력횟수의 증가, 즉 피로성질의 개선을 가져오는 것으로 사료된다.

3.4. 형상기억능에 미치는 미세조직의 영향

Table 2.에는 기지조직내에 존재하는 α 상과 결정립계의 변화에 따른 형상기억능을 나타내고 있다. 여기서 알 수 있듯이 시편 A, B, C, D는 거의 일정한 형상기억능을 나타내고 있으며, 체적분율 약 2.5%의 α 상을 포함하는 시편 A의 경우도 형상기억능에는 변화가 없음을 나타낸다. 이는 기지조직내에 제 2상을 함유하는 경우도 형상기억능에는 변화가 없다는 보고와도 일치하고 있다.⁶⁾

그러나 Dvorak⁵⁾ 등은 결정립이 미세해짐에 따라 형상기억능의 감소가 있다고 보고하였는데 이는 본 연구의 결과와는 일치하지 않았다. 이는 결정립 크기의 변화가 4.6mm~6.6mm 정도로 미미하기 때문에 본 연구에서는 형상기억능의 변화는 나타나지 않은 것으로 사료된다. 따라서 2.5% 이하의 제 2상의 석출에 의해서는 형상기억능에 미치는 해는 없다고 할 수 있다.

3.5. 파면관찰

Fig. 8은 시편 A, B, C, D에 대한 피로파괴된 단면을 나타내는 파면사진이다. Brown등에 따르면 단결정 Cu-Al-Ni¹⁶⁾과 Cu-Zn-Sn¹⁷⁾ 합금을 피로시험하여 전자가 후자의 경우에 비하여 균열전파가 매우 짧은 순간에 완료되어 fatigue stria-

tion을 거의 나타내지 않는데 비해 후자의 경우 균열이 전파하는 동안 소성변형을 유발하여 균열 전파가 훨씬 넓은 범위까지 확대된다는 것을 보고 하였다.

이는 Cu-Al-Ni의 경우 균열선단에서의 응력집중이 생기면 즉시 이 응력집중은 파괴응력의 값을 넘게 되어 overload fracture하게 되지만, Cu-Zn-Sn의 경우 소성변형에 의해 응력집중이 완화되기 때문인 것을 알 수 있다. 그런데 본 연구에서는 파괴파괴된 시편의 파단면을 관찰해 본 결과 모든 시편의 edge에서 fatigue striation이 발견되었으며 시편 A의 경우 dimple-like pattern의 파괴 시편 B, C의 경우 대부분이 취성입내파괴의 전형적인 "river-marking," 시편 D의 경우 대부분이 입계파괴인 것으로 나타났다.

이는 시편 A의 경우 기지조직내의 α 상이 균열선단에서 소성변형을 유발하여 micro void coalescence fracture를 가져왔으며, 균열전파가 시편 B, C, D에 비해서 넓은 범위에 까지 확대되었다는 사실로도 뒷받침되어진다. 또한 시편 B, C의 경우 간혹 입계파괴가 나타나기도 했지만 대부분 입내파괴를 나타내는데, 이는 시편 A의 경우와는 달리 결정립크기와 집합조직효과에 의해 균열이 입내로 전파할 때 균열선단에서 발생하는 응력집중현상을 완화하지 못하기 때문인 것으로 사료된다. 그러나 시편 D의 경우는 시편 B, C의 경우에 비해 결정립크기와 집합조직효과가 작다고 가정하면 입계에서의 응력집중이 커지게 되어 균열은 입계를 따라 전파하여 대부분이 입계파괴를 나타내고 있다고 사료된다.

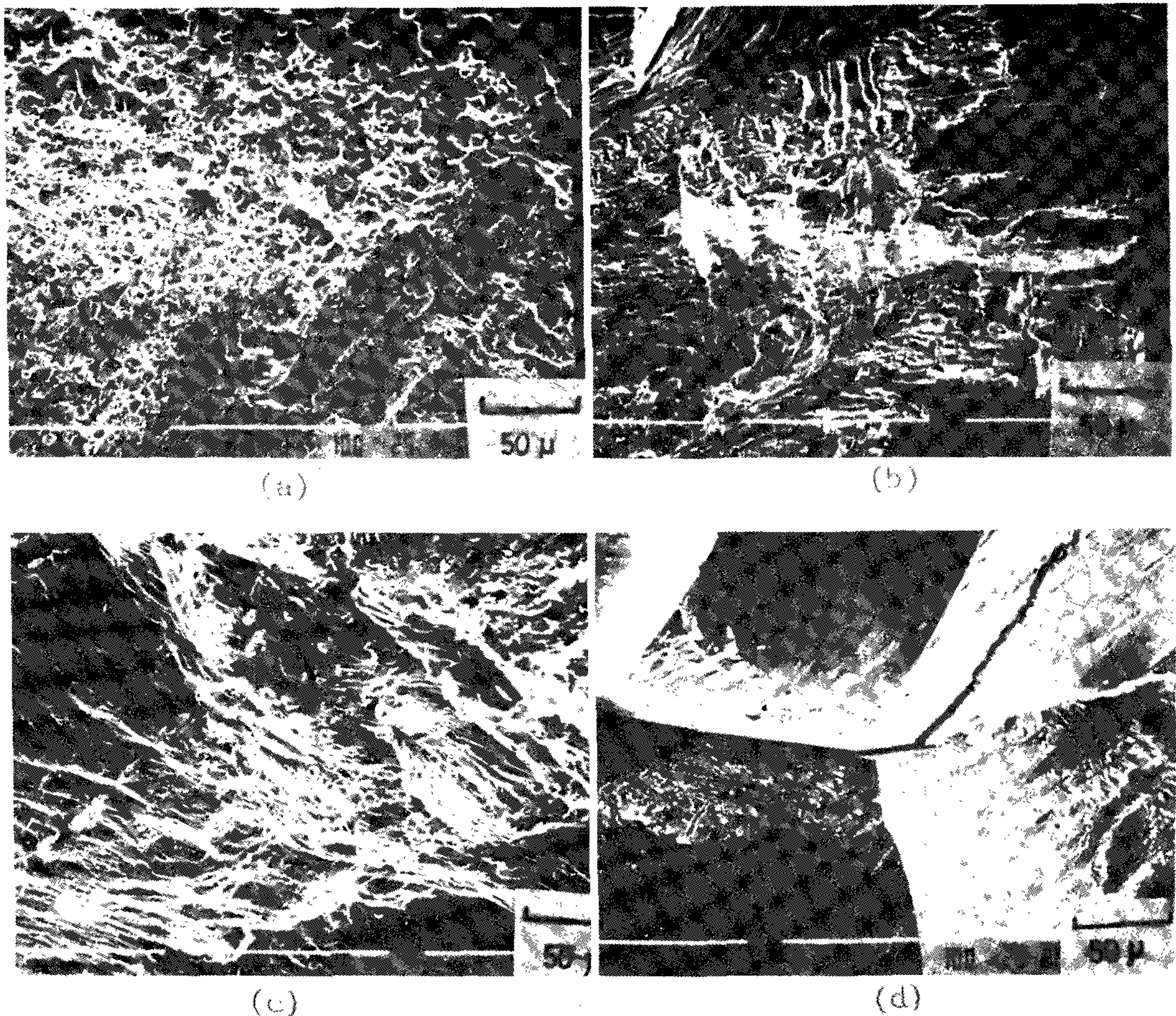


Fig. 8 SEM fractographs of specimens.

(a) specimen A (b) specimen B (c) specimen C (d) specimen D

따라서 균열이 입내로 전파될 때 제 2 상인 α 상은 균열전파속도의 감소효과를 가져오게 되고 파면도 연성파괴의 전형적인 dimple을 나타내게 되어 파괴파괴에 미치는 α 상의 영향은 집합조직과 결정립크기효과에 의해 상승되는 것으로 사료된다.

4. 결 론

β -CuZnAl 형상기억합금을 압연한 다음 재결정 온도를 달리하여 열처리한후 기계적 성질과 형상 기억능을 시험하여 고찰한결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

1. 677, 750, 800 및 850°C에서 재결정 열처리후 기계적 성질을 측정된 결과 단순 인장시는 677°C에서 열처리한 시편의 경우 σ_f 가 24.2kg/mm², ϵ_f 는 11.8%, 10⁶cycle에서의 σ_{max} 은 17.21kg/mm²으로 가장 높았다.

2. 열처리온도가 낮아짐에 따라 파단면은 입계파괴에서 입내파괴 양식으로 바뀌어 졌으며, 특히 기지조직내에 석출된 α 상은 균열이 입내로 전파될 때 영향을 미치게 되며, 파면도 dimple 모양의 연성파괴를 나타냈다.

3. α 상의 석출에 의해 변태점이 β -단상의 경우에 비해 10°C가량 내려갔음을 알 수 있었다.

4. β 상내에 존재하는 체적분을 2.5%의 α 상은 형상기억능에 영향을 미치지 않았다.

후 기

본 연구는 한국과학재단의 지원에 의하여 수행 되었으며 이에 감사를 드립니다.

참 고 문 헌

- 1) L.C. Chang and T.A. Read : Trans. AIME, 191(1951) 49.
- 2) L. Delaey, R.V. Krishnan : J. Mat. Sci. 9(1974) 1521.
- 3) C. M Wayman and K. Shimizu : Metal Sci. J., 6(1972) 175.
- 4) K. Otsuka and K. Shimizu, Pittsburgh(1981) in press.
- 5) R. Oshima, N. Yoshida : Proc. Icomat. -82, Belgium, p. c4-803(1982).
- 6) G.N. Sure and L.C. Brown : Met. Trans., 15A (1984) 1631.
- 7) D. Schofield and A.P. Miodownik : Met. Tech., April(1980) 169.
- 8) L.C. Brown : Met. Trans., 13A(1982) 25.
- 9) H. Sakamoto : Trans. JIM, 23(1982) 585.
- 10) J. Janssen, F. William : Journal de physique, c4-809(1982).
- 11) A. Sato, K. Soma : Journal de physique, c4-797(1982).
- 12) 形状記憶合金 : 角久保熙康編, 産業圖書, p. 162.
- 13) S. Miyazaki, T. Kawai : Journal de physique, Colloque c4, Supplement au no. 12, Tome 43, Decembre, 1982, c4-813.
- 14) R. Oshima, M. Tanimoto : Journal de physique, c4-749(1982).
- 15) I. Dvorak and E.B. Hawbolt : Met. Trans., 6A(1975) 95.
- 16) L.C. Brown : Met. Trans., 10A(1979) 217.
- 17) L.C. Brown : Met. Trans., 12A(1981) 353.