

## 미세석출상을 포함하는 L1<sub>2</sub>형 규칙 Ni<sub>3</sub>Al의 변형조직에 관한 연구

한창석\*† · 이 준\*\*

\*호서대학교 국방과학기술학과

\*\*호서대학교 로봇공학과

### A Study on the Deformation Induced Microstructure of L1<sub>2</sub>-ordered Ni<sub>3</sub>Al Containing Fine Precipitates

Chang-Suk. Han\*†, Joon. Lee\*\*

\*Dept. of Defense Science & Technology, Hoseo University

\*\*Dept. of Robotic Engineering, Hoseo University, 165 Sechul-Ri, Baebang-Myun, Asan City, Chungnam 336-795, Korea

**Abstract** A transmission electron microscope investigation has been performed on the morphology of dislocations in deformed  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>(Al,Ti) alloys containing fine dispersion of disordered  $\gamma$  particles. Superlattice dislocations dissociate into fourfold Shockley partial dislocations in a uniform supersaturated solid solution of the  $\gamma'$  phase. Dislocations are attracted into the disordered  $\gamma$  phase and dissociate further in the particles. At any stage of aging, dislocations cut through the particles and the Orowan bypassing process does not occur even in the over-aged stage of this alloy system. The work necessary to pull the dislocation away from the disordered particles into the ordered matrix should mainly contribute to increase the strength of the  $\gamma'$  phase containing fine dispersion of the disordered  $\gamma$  phase.

(Received November 10, 2008; accepted November 25, 2008)

**Key words:** L1<sub>2</sub>-ordered phase, intermetallic compound, superlattice dislocation, attractive interaction

## 1. 서 론

Ni<sub>3</sub>Al을 대표하는  $\gamma'$ -L1<sub>2</sub>형 규칙상은 온도의 상승과 함께 강도가 상승하는 특이한 성질을 나타내기 때문에, 그 재료특성이 주목되어 강도의 온도 의존성 이외에 결정방위 의존성, 변형응력속도 의존성, 인장·압축 이방성 등 많은 연구가 진행되고 있다[1-4]. 또,  $\gamma'$  상은 초내열재료로서도 주목되어 B 첨가에 의한 상온연성의 개선 및 합금원소 첨가에 의한 고온 연성이나 고온강도의 개선 등이 검토[5, 6]되었다.

그러나, 구조재료로서는 다상화에 의한 강화가 기본적인 방법의 하나임에도 불구하고, 금속간화합물의 다상화, 특히, 석출강화에 관한 연구는 활발히 진행되지 않는 실정이다. Sastry와 Ramaswami[7] 및 Ardell과 Pattanaik[8, 9]는, 각각 L1<sub>2</sub>형 규칙구조와 불규칙구조의 Cu<sub>3</sub>Au에 내부 산화에 의한 Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> 혹은 SiO<sub>2</sub>를 분산시켜 항복강도 및 가공경화거동에 대

하여 조사하였다. 이와 같은 연구의 목적은 회복의 영향이 없는 상태에서 입자 분산형 합금의 강도와 소성변형거동을 명백하게 하는 것으로, 금속간화합물의 강화 정도를 조사한 것은 아니지만 본질적으로는 Cu<sub>3</sub>Au는 강화되어 항복응력은 내부 산화합금에서 일반적인 Orowan의 bypass기구에 의해 지배되는 것을 나타내었다. 한편,  $\gamma'$  단상 과포화 고용체로부터의 석출에 관해서는 Kear et al.[10]과 Ham et al.[11]에 의한 간단한 보고가 있을 뿐이며, 석출강화에 대한 결과는 없는 실정이다.

본 연구의 목적은 L1<sub>2</sub>형 규칙상의 강도와 소성변형 특성에 미치는 석출상의 분산 영향을 명백하게 하는 것으로 규칙상의 석출경화기구를 명백하게 하기 위하여 변형에 의해 도입된 전위와  $\gamma$  석출상과의 상호작용을 투과전자현미경 (TEM)을 이용하여 관찰한 결과에 대하여 보고하겠다.

†E-mail : hancs@hoseo.edu

## 2. 실험방법

본 실험에서 사용한 합금은 99.99% Ni, 99.99% Al 및 99.7% Ti(arc 용해한 스펀지 형태의 Ti)를 소재로 하였으며, 비소모전극형 Ar-arc 용해로를 사용하여 40 g(직경 5.5 mm, 길이 150 mm)의 Ni-18Al-4Ti (mol%) 조성인 합금 잉고트를 용해하였다. 잉고트로부터 5 mm × 5 mm × 20 mm의 크기로 자른 시편을 1423 K에서 605 ks (168 h) 용체화처리하여 얼음물에 급랭한 후, 각각의 합금을 973 K~1173 K 사이의 온도에서 등온시효처리를 하였다. 경도측정은 Micro-Vickers 경도계 (하중 200 gf, 부하시간 20 sec)를 사용하였으며, 항복응력 (0.2% 내력) 측정에는 Instron-type 시험기를 사용하여 변형속도  $4.2 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 로 실온에서 약 3% 정도 압축시험을 하였다. 단결정 제작은 고주파가열로를 사용하여 진공 중 ( $\leq 1 \times 10^{-3} \text{ Pa}$ )에서 알루미늄 도가니(SSA-S)를 이용하여, 개량 Bridgman법으로 제작하였다. 도가니의 이동속도는  $2.8 \times 10^{-6} \text{ m/s}$ 이다. 제작한 단결정 잉고트는 X-선 Laue법에 의하여 결정방위를 해석하였으며, 단결정 성장이 되어 있는 것을 확인하였다. 임계분해전단응력(CRSS; Critical Resolved Shear Stress)의 측정은 Instron-type 시험기를 이용하여 변형속도  $4.1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 로 실온에서 약 3% 변형까지 압축변형 하여 측정하였다. 압축시험 후, 변형전위와 석출입자와의 상호작용은 투과전자현미경(TEM)을 이용하였다. TEM 관찰을 위한 시료는 Twin-Jet 전해연마법에 의해 제작하였으며, 전해연마는 10% perchloric + 90% ethanol의 전해액을 사용하여 전압 약 12 V, 전류 약 0.5 A로서 약 300 sec 동안 전해연마 하였다. 관찰에 사용한 TEM은 JEM-3010이다.

## 3. 실험결과 및 고찰

### 3.1 시효처리에 의한 경도변화 및 시효조직

Fig. 1에 Ni18Al-4Ti합금을 973 K 및 1073 K에서 등온시효처리하여 압축시험에 의한 항복응력의 변화를 나타내었다. 973 K 시효의 경우에는 항복응력이 시효시간과 함께 거의 직선적으로 증대하여 시효처리 시간 360 ks (100 h)에서 최고 강도값을 나타내는

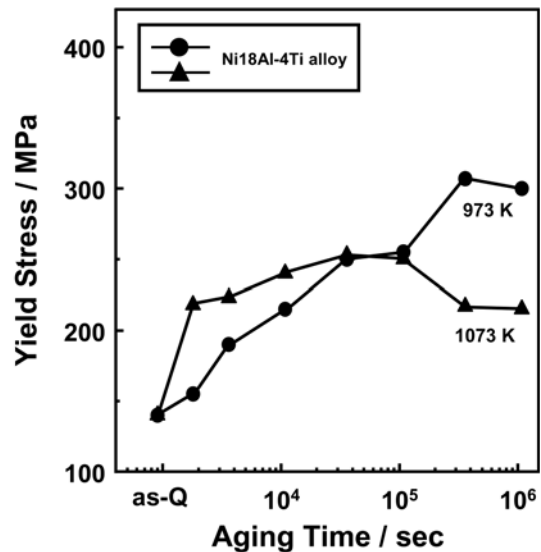


Fig. 1. Yield stress vs. aging time. Specimens were solution treated at 1423 K for 605 ks (168 h) followed by quenching into ice-water and aged at various temperatures indicated.

것을 알 수 있다. 한편, 1073 K 시효처리의 경우에는 시효처리 시간 36 ks (10 h)에서 최고 강도값을 나타내며, 그 이후 시효시간과 함께 연화하여 과시효 단계로 되는 것을 알 수 있다. 그래프에는 나타내지 않았지만 1173 K 시효에서의 강도변화는 거의 없었으며, 이 온도에서의 석출량은 다른 시효온도에 비하여 적다는 것을 알 수 있다.

Fig. 2에 973 K에서 108 ks (30 h) 시효처리한 Ni18Al-4Ti합금의 TEM 조직사진 (a) bright field image와 (b) (100) dark field image를 나타내었다. Fig. 2로부터  $\gamma'$ -L<sub>2</sub> 규칙상 중에 불규칙  $\gamma$  상이 미세하게 석출분산 되어 있는 것을 알 수 있다. 본 합금계에서는 균일한 고용체상태로부터 석출이 일어나도 전자선 회절패턴(SAED)에는 석출상에 의한 회절점은 나타나지 않는다. 즉, 석출상은 fcc 불규칙구조인  $\gamma$  상이고, 모상인  $\gamma'$ -L<sub>2</sub> 규칙상도 기본적으로는 같은 fcc 구조이기 때문이다.

### 3.2 임계분해전단응력의 시효처리에 의한 변화

Fig. 3(a) 및 (b)에 각각 973 K 및 1073 K에서 시효처리한 시료의 압축시험에 의한 응력-변형곡선을 나타내었다.  $\gamma$  상의 석출에 의해 항복응력은 증가하고 있지만, 가공경화율의 계통적인 변화는 볼 수 없다.

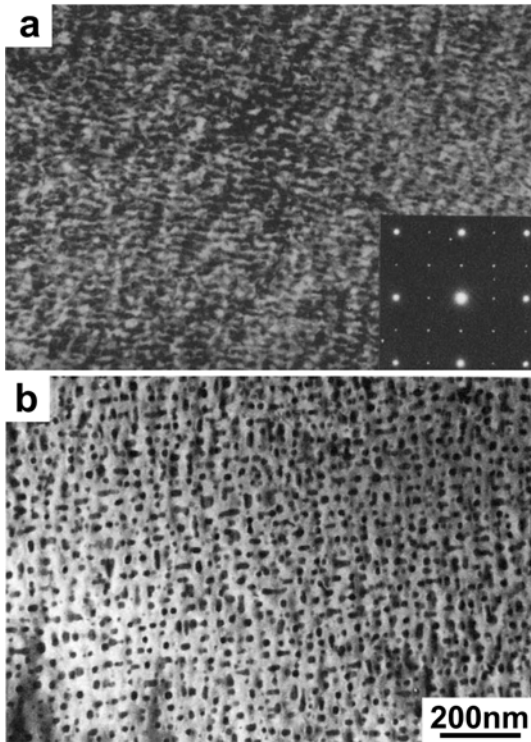


Fig. 2. Transmission electron micrographs of alloy Ni18Al-4Ti aged at 973 K for 108 ks (30 h). (a) bright field image and (b) [100] dark field image. The dark field image can reveal the morphology of the precipitates.

Fig. 4에 {111} slip계의 CRSS와 시효처리시간과의 관계를 나타내었다. CRSS는 as-quenched 상태에서는 약 60 MPa 이지만, 시효처리시간의 경과와 함께 증가하여 1073 K의 시효처리 온도, 10.8 ks (3 h) 시효처리 시간에서 최대치인 120 MPa에 도달하며, 그 이후 과시효 연화현상을 나타내는 것을 알 수 있다. 또한, 973 K에서의 시효처리에 의한 CRSS의 최대치는 약 140 MPa이다.

### 3.3 Slip system

L1<sub>2</sub>형 규칙상에서는 {111}<110> slip에 의하여 형성되는 역위상경계(APB) energy보다 {100}<110> slip에 의해 형성되는 APB 에너지가 낮기 때문에, 실온 또는 저온에서는 {111} slip이 활동하지만, 고온에서는 {100} slip이 활동한다는 것은 잘 알려져 있다[1-4]. Fig. 5에 시료의 압축방위와 slip system을 나타내었다. 이 압축방위에 대해서는

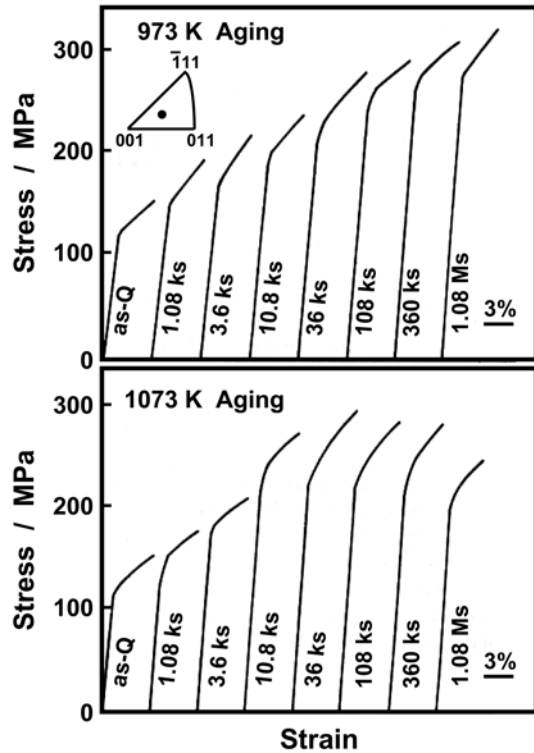


Fig. 3. The effect of aging time on the stress-strain curves of Ni-18 mol%Al-4 mol%Ti alloy, (a) aged at 973 K and (b) 1073 K.

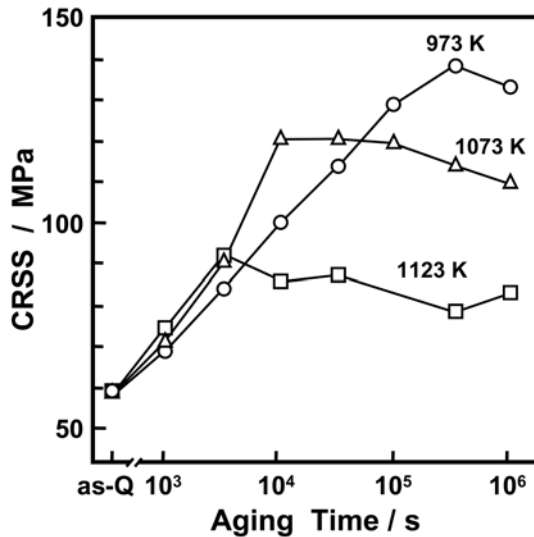
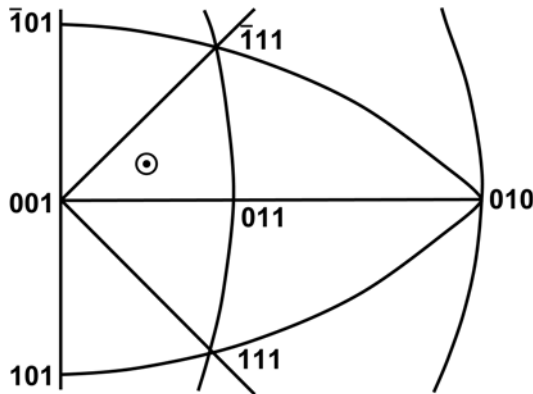


Fig. 4. The variation of (111)[101] CRSS of Ni-18 mol%Al-4 mol%Ti alloy by aging.

(111)[101]이 1차 slip system, (111)[011]이 2차 slip system이다. 표에 이들 slip system의 Schmid



⊙ Compression axis	
Slip system	Schmid factor
(111) $[\bar{1}01]$	0.497
$(\bar{1}11)$ $[101]$	0.444
(010) $[\bar{1}01]$	0.302
(111) $[1\bar{2}1]$	-0.08
$N = \frac{(010) [\bar{1}01]}{(111) [\bar{1}01]}$	0.608
$Q = \frac{(111) [1\bar{2}1]}{(111) [\bar{1}01]}$	-0.06

Fig. 5. The orientation of the compression axis and the Schmid factors of the single crystal shown in the standard stereographic triangle.

factor를 나타내었다. N값은 (101) $[\bar{1}01]$  slip system의 Schmid factor와 (111) $[\bar{1}01]$  slip system의 Schmid factor의 비를 나타낸 것으로, (111)면으로부터 (010)면으로 전위의 교차 slip이 일어나기 쉬운 정도를 나타낸 parameter이며, Kear-Wilsdorf기구 [12]에 의한 항복응력의 역온도의존성과 밀접한 관계가 있다고 보고되었다[13]. Q값은 (111) $[1\bar{2}1]$ 과 (111) $[\bar{1}01]$  system과의 Schmid factor의 비이며, 초격자전위의 분해와 CRSS의 방위의존성에 관한 parameter이다[14].

### 3.4 전위의 분해

$L1_2$ 형 규칙상은 기본적으로 fcc구조이며, 전위 slip 면도 기본적으로  $\{111\}$ 면이다. 그러나, Burger's vector의 크기는  $L1_2$  규칙구조에 대응하여 fcc의 2배, 즉  $2b$ 가 되어 모두 초격자전위가 된다. 이와 같은 커다란 Burger's vector를 갖는 전위는 자기에너지

가 높고 불안정하기 때문에 가능한 분해되어 에너지를 낮추려고 한다.

초격자전위의 Burger's vector를  $a[\bar{1}01]$ 으로 하면, 전위의 상승운동이 불가능한 온도영역에서는 기본적으로 다음과 같은 4종류의 분해가 가능하다 [15]. 우선,

$$a[\bar{1}01] = (a/2)[\bar{1}01] + APB + (a/2)[\bar{1}01] \quad (1)$$

이 경우에는 2개의 초격자전위쌍의 사이에 역위상 경계(APB)가 형성되어, 분해된 초격자전위간의 거리  $w$ 는 다음 식으로 주어진다.

$$w = Gb^2(2 - \nu)(1 - 2\nu\cos\Phi)/(2 - \nu)/2\pi\gamma(1 - \nu) \quad (1-a)$$

여기에서,  $G$ 는 강성을,  $\nu$ 는 포아송비,  $\gamma$ 는 APB 에너지,  $\Phi$ 는 분해전의 Burger's vector  $b$ 와 전위 사이의 각도이다. 이 식으로부터 인상전위의 간격은 나선전위의 약 2배인 것을 알 수 있다.

$(a/2)[\bar{1}01]$  전위는 일반적인 fcc 금속합금에서와 같이 전위의 자기에너지를 낮추기 때문에 특히 2개의 부분전위로 분해할 가능성이 있다.

$$a[\bar{1}01] = (a/6)[\bar{1}1\bar{2}] + CSF + (a/6)[\bar{2}11] + APB + (a/6)[\bar{1}1\bar{2}] + CSF + (a/6)[\bar{2}11] \quad (2)$$

여기에서, CSF는 APB와 적층결함(SF)가 중첩된 것으로, 복합적층결함(Complex Stacking Fault, CSF)이다.

APB나 CSF의 에너지가 높은 경우에는 다음과 같은 분해 가능성이 있다.

$$a[\bar{1}01] = (a/3)[\bar{2}11] + SISF + (a/3)[\bar{1}1\bar{2}] \quad (3)$$

이 분해에서는  $L1_2$  규칙구조 중에 APB는 형성되지 않고, SISF(Superlattice Intrinsic Stacking Fault)만이 형성된다.

APB에너지가 높은 경우에는, 식(2)의 분해뿐만 아니라 APB의 일부를 SISF로 바뀌어 분해가 일어날 가능성이 있다.

$$a[\bar{1}01] = (a/6)[\bar{1}1\bar{2}] + CSF + (a/6)[\bar{2}11] + APB + (a/6)[\bar{1}2\bar{1}] + SISF + (a/6)[\bar{1}2\bar{1}] + APB + (a/6)[\bar{1}1\bar{2}] + CSF + (a/6)[\bar{2}11] \quad (4)$$

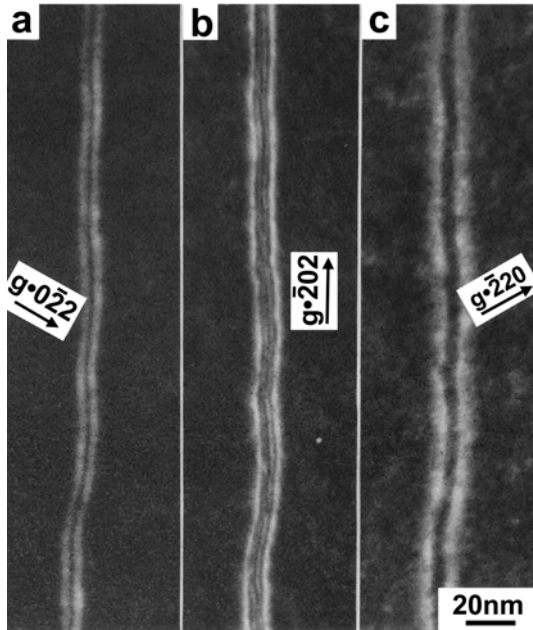


Fig. 6. Weak-beam determination of the Burgers vector of a superlattice dislocation on the (111) glide plane in the supersaturated alloy, (a)  $g = 0\bar{2}2$ , (b)  $g = 202$  and (c)  $g = 220$ .

Fig. 6은 과포화 균일용체화 상태에서 도입된 (111) slip면상의 전위를  $g = 0\bar{2}2$ ,  $\bar{2}02$  및  $\bar{2}20$  조건의 weak-beam dark field image이다.  $g = \bar{2}02$  조건에서는 4개의 전위로 구성되어 있는 것을 알 수 있지만,  $g = 0\bar{2}2$  및  $g = \bar{2}20$  조건에서는 4개 중 2개의 전위가  $g \cdot b = 0$ 의 조건을 만족하여 콘트라스트가 소실된 것을 알 수 있다. 이 결과로부터 Fig. 6의 전위는 상기한 것(식 2)과 같이 분해되어 있는 것을 알 수 있다. 이와 같은 APB + CSF형의 분해(식 2)는 Liu et al.[16]에 의한 75Ni-15Al-10Ti (mol%) 조성인 Ni<sub>3</sub>(Al,10Ti) 단결정합금에서도 확인되었다. 본 실험에서 사용한 78Ni18Al-4Ti(mol%)합금은 Ni-rich이지만, 전위의 분해는 기본적으로 동일하다는 것을 알 수 있다. Fig. 6의 전위는 나선형 전위이며,  $a/6[\bar{2}11]$  전위간의 거리는 약 7 nm, 전위의 폭은 약 9 nm이며, CSF와 APB의 폭은 거의 같다. 이 값은 Liu et al.의 실측값보다 작지만, Liu et al.이 관찰한 전위가  $\phi \approx 27^\circ$ 의 혼합전위인 것을 고려하면 APB 및 CSF 에너지는 거의 같다고 할 수 있다. 단순화를 위하여, 식 (2)형의 전위분해를 무시하고, 식 (1)형의 초격자전위로 분해한다고 하면

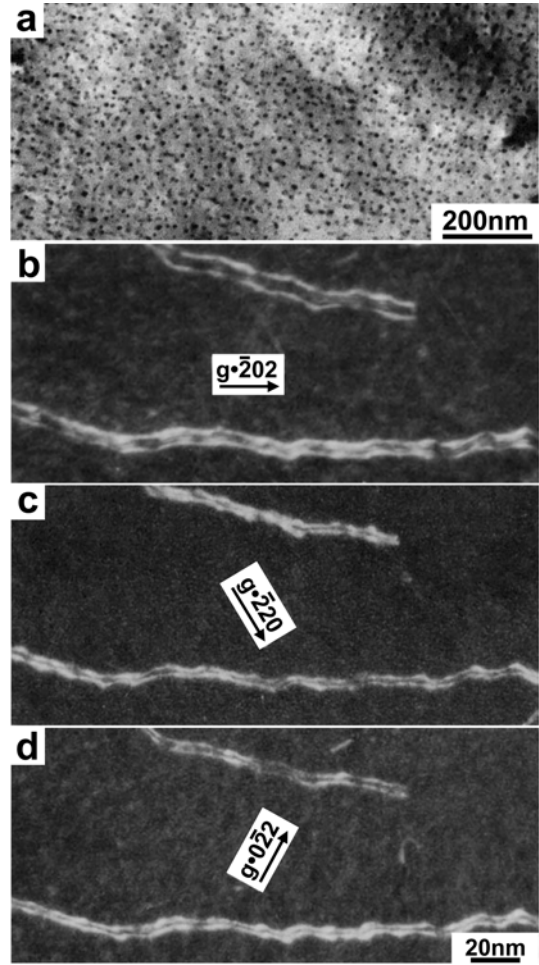


Fig. 7. Precipitates and deformation induced dislocations imaged under different diffraction conditions in the alloy aged at 973 K for 36 ks. (a) 110 dark field image of disordered  $\gamma$  precipitates, (b) dislocations on the (111) slip plane,  $g = 202$ , (c)  $g = 220$  and (d)  $g = 022$ .

식(1-a)로부터 (111)면 상의 APB 에너지는 약 180 mJ/m<sup>2</sup>을 얻을 수 있다.  $\gamma$ -Ni<sub>3</sub>Al의 (111)면 APB 에너지에 대해서는, Enami와 Nenno[17]는 164 mJ/m<sup>2</sup>, Liang과 Pope[18]는 252 mJ/m<sup>2</sup>, Douin et al.[19]은 110 mJ/m<sup>2</sup>이라고 보고하였는데, 각각 차이가 크다. Ni<sub>3</sub>(Al,10Ti)에 대해서는 Korner[20]가 TEM weak-beam법에 의해 구한 값, 250±30 mJ/m<sup>2</sup>이 보고되어 있다. Liu et al.[16]은 APB 에너지 값에 대해서는 기술되어 있지 않지만, 전위구조나 전위의 확장 폭은 본 실험결과와 거의 일치한다. 그러나, Korner[20]가 사용한 합금의 조성은 Liu et al.

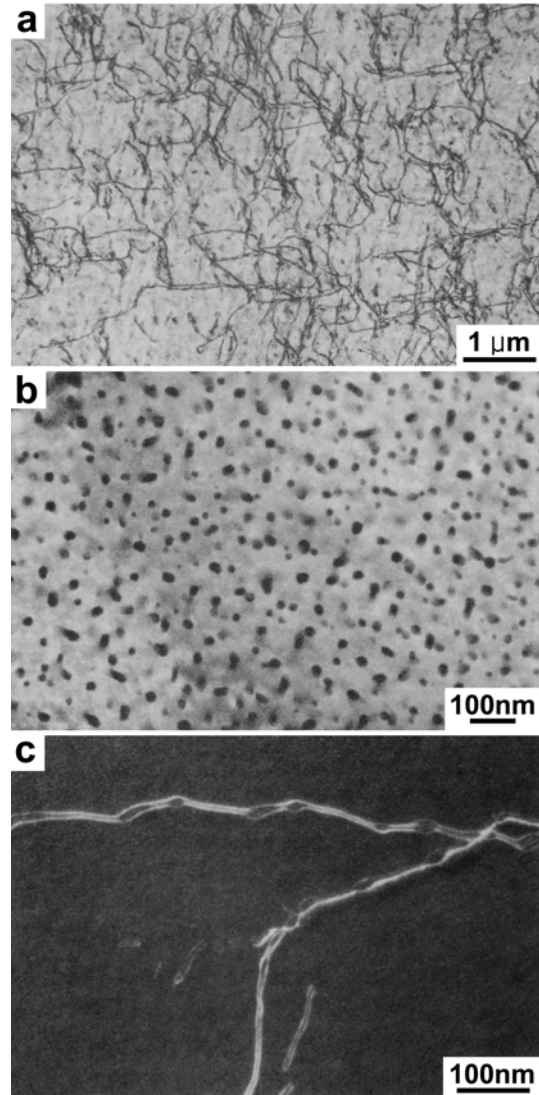
의 시료와 동일함에도 불구하고, 전위의 Shockley 부분전위로의 확장은 관찰되지 않았으며, 특히 초격자전위의 확장 폭도 약 1/2로 상당히 작다.

### 3.5 $\gamma'$ 상에서 $\gamma$ 석출상과 전위의 상호작용

시효처리의 진행과 함께 변형에 의해 도입된 전위의 형태는 변화한다. Fig. 7에 973 K에서 36 ks (10 h) 시효처리 후, 약 3% 압축변형 한 불완전 시효단계의 시료에서 관찰한 전위를 나타내었다. (a)는 모상의  $(\bar{1}10)$  회절점에 의한 dark field image로, 2~5 nm 직경의 거의 구상인  $\gamma$  상이 미세하게 석출해 있는 것을 나타내고 있다. (b)~(d)는 weak-beam dark field image로, Fig. 6의 경우와 전위의 분해는 동일하지만, 확장한 전위의 폭에 요철형태가 관찰되며,  $\gamma$  석출상과 전위가 서로 상호작용을 하고 있는 것을 알 수 있다.  $\gamma$  상과  $\gamma'$  상의 결정격자가 완전한 정합상태이기 때문에 (b)~(d)에 나타낸 관찰 조건에서는 석출상의 콘트라스트는 발생하지 않는다.

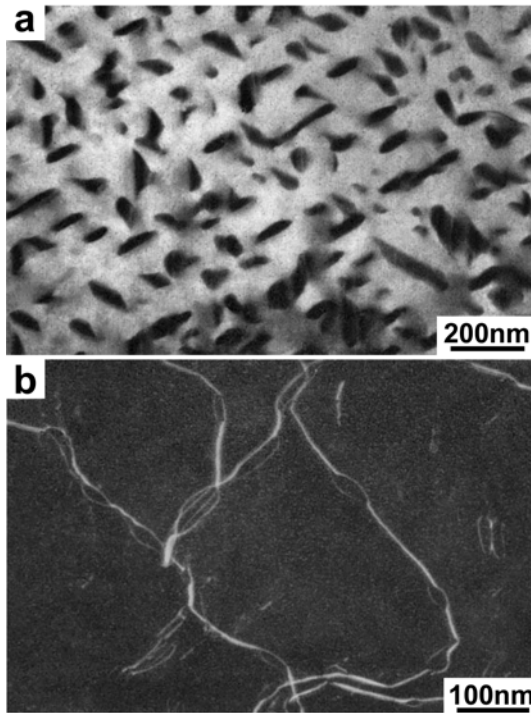
Fig. 8은 1073 K에서 10.8 ks (3 h) 시효처리를 하여 최고 강도를 나타내는 시효단계의 조직사진이다. (a)는 bright field image로 (111) slip면상의 전위배열에는 방향성이 적은 것을 알 수 있다. (b)는 모상의  $(\bar{1}10)$  회절점에 의한 dark field image로,  $\gamma$  입자는 직경이 약 5~20 nm의 구상 혹은 구상에 가까운 입방형 및 장방형으로 성장해 있는 것을 알 수 있다. 변형전위와의 상호작용은 매우 특징적으로 (c)에 나타낸 것과 같이 전위는 입자의 내부에서 명백하게 확장되어 있는 것을 알 수 있다.

Fig. 9에 973 K에서 1.08 Ms (300 h) 시효처리를 한 과시효단계에 있는 합금의  $\gamma$  석출상과 slip면상의 전위를 나타내었다.  $\gamma$  석출상은  $\gamma'$  모상의  $\{100\}$  면상에 판상으로 성장하기 시작하였으며, 전위는  $\gamma$  상 안에서 입자의 폭에 상당하는 만큼 완전하게 확장해 있는 것을 알 수 있다. 본 합금계의 석출상과 전위의 상호작용의 특징은, 시효처리 모든 단계에서 전위는  $\gamma$  석출상의 내부를 통과하며, 석출경화형 합금의 과시효단계에서 가끔 관찰되는 Orowan의 bypass 과정[21]은 전혀 관찰되지 않았다는 것이다.  $L1_2$ 형 규칙상을 모상으로 하는 석출합금에 대한 연구는 활발하지 않지만,  $L1_2$ 형 규칙상이 석출하는 계에는 Ni 기 초내열합금이나 Al-Li합금 등이 있다. 이러한 합



**Fig. 8.** Dislocation structure on the primary (111) glide plane and disordered precipitated in the specimen aged at 1073 K for 10.8 ks. (a) bright field image, (b) [110] dark field image and (c)  $g = 202$  weak-beam image showing the dissociation of dislocations in the disordered  $\gamma$  particles.

금의 강화기구에 대해서는 많은 연구보고가 있으며, 어느 경우에도 시효처리의 초기단계에서는 초격자가 석출상을 전단하여 slip하며, 과시효단계에서는 전위는 석출상을 bypass하여 slip한다고 보고되어 있다 [22,23].  $L1_2$ 형 규칙상을 모상으로 하는 계에 대해서는, 내부 산화에 의해  $Al_2O_3$ 를 분산시킨  $Cu_3Au$ [7] 나  $SiO_2$ 를 분산시킨  $Cu_3Au$ [8]에서는 Orowan의



**Fig. 9.** Attractive interaction of  $\gamma$  particles and glide dislocations in the specimen aged at 973 K for 1.08 Ms. (a) [101] dark field image and (b)  $g = 220$  weak-beam image of dislocations on the (111) glide plane.

bypass 기구가 확인되었다.

Cu<sub>3</sub>Au와 같은 L1<sub>2</sub>형 규칙상이 모상인 본 합금계에서는, 이것과는 전혀 다른(Fig. 8 및 Fig. 9에 나타난 것과 같이) 석출상과 전위와의 상호작용을 나타내며, 상호작용은 전형적인 인력형이며, 전위는  $\gamma$  석출상의 내부에서 에너지가 낮은 안정한 상태이고,  $\gamma$  상으로부터  $\gamma'$  상으로 나오는 과정이 전위의 운동에 대한 저항으로 되어 있는 것을 명백하게 나타내고 있다. 즉, 본 합금계에서는 APB 에너지가 0인 불규칙  $\gamma$  석출상으로부터 APB 에너지가 높은  $\gamma'$ -L1<sub>2</sub> 규칙상으로 전위가 이동하는 과정에서의 저항이 본 합금계의 석출경화를 일으킨다고 생각할 수 있다. 이와 같은 상호작용은 형태적으로는 Hirsch와 Kelly[24]가 제안한 적층결합강화 모델이 예상되는 형태와 매우 유사하다. 적층결합강화에서는, 적층결합 에너지가 높은 모상에, 적층결합 에너지가 낮은 석출상이 분산되어 있으면 전위는 석출상 안에서 Shockley의 부분전위로 분해되어 에너지를 낮추어

석출상보다 적층결합 에너지가 높은 모상에 전위를 밀어내는 과정이 저항으로 된다. 적층결합도 역위상 경계도 전위의 slip운동에 따라 형성되는 면결합이기 때문에 Burger's vector의 크기와 전위의 분해반응은 다르지만, 본질적으로는 같은 강화모델이 성립된다고 생각할 수 있다.

#### 4. 결 론

1. Ni을 과포화상태로 포함하는  $\gamma'$ -Ni<sub>3</sub>(Al,Ti) 단결정의 상온변형에 의해 도입된 초격자전위는 APB와 CSF를 포함하는 4개의 Shockley 부분전위로 분해한다.
2. 불규칙  $\gamma$  상의 미세분산을 포함하는  $\gamma'$  규칙상을 상온에서 변형시킨 경우의 slip계는  $\gamma'$  단상의 경우와 같은 {111}<110>계이며, {100}<110> slip계는 관찰되지 않았으며, 변형에 의해 도입된 초격자전위와 불규칙  $\gamma$  석출상과의 상호작용은 전형적인 인력형이다.
3. 모든 시효단계에서 변형시 전위는  $\gamma$  석출상을 전단하며, Orowan bypass 기구는 작용하지 않는다.

#### 참고문헌

1. R. D. Rawlings and A. E. Staton-Bevan : J. Mat. Sci., **10** (1975) 505.
2. E. Kuramoto and D. P. Pope : Acta Met., **26** (1978) 207.
3. K. Kimura, H. Y. Gao and S. Hata : Mater. Jap., **45** (2006) 863.
4. S. S. Ezz, D. P. Pope and V. Paidar : Acta Met., **30** (1982) 921.
5. C. Lall, S. Chin and D. P. Pope : Met. Trans., **10A** (1979) 1323.
6. F. Harada : Advances in Materials and Processes, **20** (2007) 1232.
7. S. M. L. Sastry and B. Ramaswami : Acta Met., **23** (1975) 1517.
8. A. J. Ardell and S. Pattanaik : Phil. Mag. A, **50** (1984) 339.
9. A. J. Ardell and S. Pattanaik : Phil. Mag. A, **50** (1984) 361.
10. B. H. Kear, J. E. Doherty, A. F. Giamei and L. P. Lemaire : Proc. 30th Ann. Meeting Electron Microscopy Society of America, (1992) 588.
11. R. K. Ham, R. H. Cook and G. R. Purdy : Metal Sci.

- J., **6** (1972) 73.
12. B. H. Kear and H. G. F. Wilsdorf : Trans. Met. Soc. AIME, **224** (1982) 382.
  13. S. Takeuchi and E. Kuramoto : Acta Met., **21** (1973) 415.
  14. D. M. Shan and D. N. Duhl : Superalloys, Ed. by G. Maurice, S. K. Charles, H. B. Rodger, B. K. William and F. R. John, The Metallurgical Society of AIME, (1984) 105.
  15. S. Amelincks : Dislocations in Solids, Ed. by F. R. N. Nabarro, (1999) 67.
  16. Y. Liu, T. Takasugi, O. Izumi and H. Ohta : Phil. Mag. Letters, **58** (1988) 81.
  17. K. Enami and S. Nenno : J. Phys. Soc. Japan, **25** (1968) 1517.
  18. S. Liang and D. P. Pope : Acta Met., **25** (1977) 485.
  19. J. Douin, P. Veyssiere and P. Beauchamp : Phil. Mag., A, **54** (1986) 375.
  20. A. Korner : Phil. Mag., A, **58** (1988) 507.
  21. E. Orowan : Symposium on Internal Stresses in Metals, (1948) 451.
  22. J. Glazer and J. W. Morris : Phil. Mag., A, **56** (1987) 507.
  23. A. J. Ardell and J. C. Huang : Phil. Mag. Letters, **58** (1988) 189.
  24. P. B. Hirsch and A. Kelly : Phil. Mag., **12** (1965) 881.