

## B2-규칙 NiAl계에 L<sub>21</sub>형 Ni<sub>2</sub>AlTi상의 석출거동에 관한 연구

韓 昌 錫<sup>†</sup>

호서대학교 국방과학기술학과

### A Study on the Precipitation Behavior of L<sub>21</sub>-type Ni<sub>2</sub>AlTi Phase in B2-Ordered NiAl System

Chang-Suk. HAN<sup>†</sup>

Dept. of Defense Science & Technology, Hoseo University 165 Sechul-Ri, Baebang-Myun,  
Asan City, Chungnam 336-795, Korea

**Abstract** A transmission electron microscope (TEM) investigation has been performed on the precipitation of L<sub>21</sub>-type Ni<sub>2</sub>AlTi phase in B2-ordered NiAl system. The hardness after solution treatment is high in NiAl-Ti alloys suggesting the large contribution of solid solution strengthening in this alloy system. However, the amount of age hardening is not large as compared to the large microstructural variations during aging. At the beginning of aging, the L<sub>21</sub>-type Ni<sub>2</sub>AlTi precipitates keep a lattice coherency with the NiAl matrix. By longer periods of aging Ni<sub>2</sub>AlTi precipitates lose their coherency and change their morphology to the globular ones surrounded by misfit dislocations. Misfit dislocations, which are observed on {100} planes of H-precipitates have the Burgers vector of a <100> with a pure edge type. The lattice misfits of NiAl-Ni<sub>2</sub>AlTi system is estimated from the spacings of misfit dislocations to be 1.1% at 1273 K. The lattice misfits decrease with increasing aging temperature in this system.

(Received June 12, 2007; accepted July 3, 2007)

**Key words:** intermetallic compound, precipitation, age hardening

## 1. 서 론

B2-NiAl( $\beta$ -phase)은 고융점(1911 K), 저밀도(5.95 g/cm<sup>3</sup>)이며 내산화성이 우수하기 때문에 차세대 고온 구조재료로서 기대되고 있다[1]. 그러나, 저온에서의 강도는 매우 높지만, 온도의 상승과 함께 강도가 급격하게 저하하는 bcc 금속 특유의 성질을 가지고 있다[2]. 한편, Ni<sub>2</sub>AlTi(H-phase)는 bcc를 기본으로 하는 L<sub>21</sub>형 구조이며, NiAl의 약 3배에 달하는 creep강도를 갖는 점이 고온재료로서 기대되고 있다[3]. 또한, 이 화합물은 실온에서 연성이 매우 작기 때문에 단상상태에서의 creep강도는 Ni-base 초내열 합금보다 낮지만[4], NiAl과 Ni<sub>2</sub>AlTi상이 공존하는 2상 합금의 강도는 Ni-base 초내열합금에 필적할 만큼 높아진다고 보고되어 있다[5].

NiAl-Ni<sub>2</sub>AlTi계에 대해서는, 여러 조성의 합금에 대해서 Field et al.[6]이 as-cast 합금과 고온에서 소둔처리 한 조직을 조사하여 상태도를 작성하는 것

과 동시에 NiAl층에서의 spinodal-ordering 반응의 가능성을 시사하였다. 또한, Tso와 Sanchez[7]는 클러스터 변분법(CVM)에 의하여 continuous ordering 반응의 가능성을 보고하였다. 이와 같이, 몇 개의 관찰 예는 보고되어 있지만, 이 합금계가 다상인 금속 간화합물의 전형적인 예로서는 참조가 될 뿐 조직변화와 강도변화를 체계적으로 연구한 결과는 없다. 따라서, 본 연구는 B2-규칙 NiAl계에 Ti를 첨가하여 Ni<sub>2</sub>AlTi 석출상에 의한 시효경화거동과 미세조직변화에 대하여 조사하는 것을 목적으로 한다.

## 2. 실험방법

본 실험에서 사용한 합금의 조성은 Fig. 1에 나타난 Ni-Al-Ti 3원계 상태도를 기본으로 하여 Table 1과 같이 선택하였다. 합금소재로서는 고순도의 Ni(99.97%), Al(99.99%) 및 Ti(99.5%)을 사용하였으며, 도가니로부터의 오염을 피하기 위하여 비소모

<sup>†</sup>E-mail : hancs@hoseo.edu

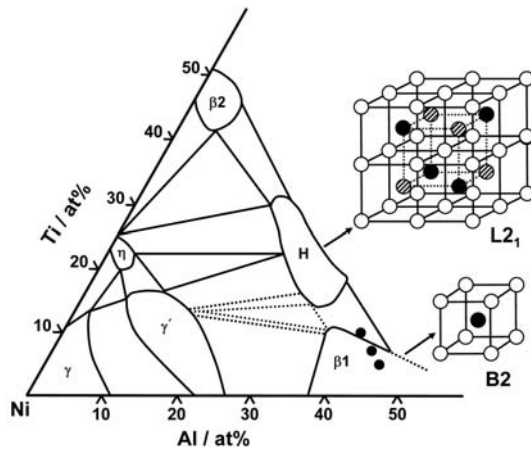


Fig. 1. Partial isothermal section of Ni-Al-Ti system at 1173 K along with the alloy compositions used in the present work. Unit cells of B2 and L2<sub>1</sub> are also indicated.

Table 1. Nominal alloy compositions

Designation	Ni	Al		Ti	
		mol%	mass%	mol%	mass%
Ni45Al-5Ti	bal.	45.0	27.7	5.0	5.5
Ni43Al-7Ti	bal.	43.0	26.2	7.0	7.6
Ni40Al-10Ti	bal.	40.0	24.0	10.0	10.7

전극형 Ar-arc 용해로를 사용하여 용해하여 20 g의 잉고트를 제작하였다. 마이크로 편석을 없애기 위하여 5회 이상 반복하여 용해하였다. 잉고트로부터 5 mm × 5 mm × 10 mm의 크기로 자른 시편을 1563 K에서 72 h 용체화처리하여 얼음물에 급랭한 후, 각각의 시편을 873 K~1173 K 사이의 온도에서 등온시효처리를 하였다. 경도측정은 Micro-Vickers 경도계(하중 1.96 N, 부하시간 20 sec)를 사용하였다. TEM 관찰을 위한 시료는 Twin-Jet 전해연마법에 의해 제작하였으며, 전해연마는 10% HClO<sub>4</sub> + 90% CH<sub>3</sub>OH의 전해액을 사용하여 전해연마 하였다. 조직관찰에 사용한 TEM은 JEM-3010 및 H-8100M이다.

### 3. 실험결과

#### 3.1 시효경화 거동

Fig. 2에 973 K~1173 K에서 등온시효처리 한

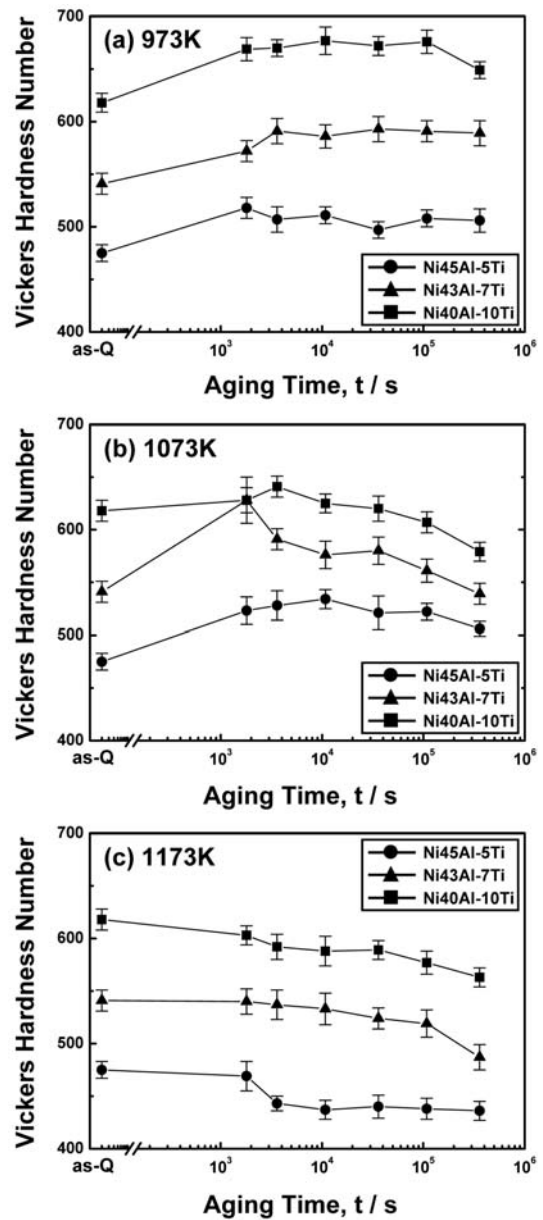


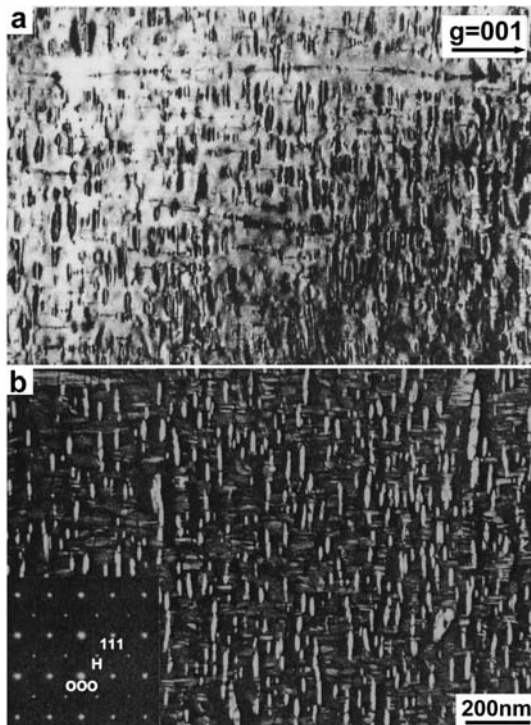
Fig. 2. The variations of hardness of NiAl-Ti alloy by aging at (a) 973 K, (b) 1073 K and (c) 1173 K after quenching from 1563 K.

Ni45Al-5Ti, Ni43Al-7Ti 및 Ni40Al-10Ti합금의 시효경화곡선을 나타내었다. 급냉상태의 경도값으로부터 NiAl은 Ti에 의한 고용강화가 현저하게 나타나는 것을 알 수 있다. Ni40Al-10Ti합금은 1563 K 용체화처리에서는 단상이 아닌, 즉, 2상 공존상태로부터 시효처리를 하였다. 973 K에서 시효처리한 모든 조

성의 합금이 약간의 경화거동을 나타내는 것을 알 수 있으며, 시효처리시간 36 ks (10 h) 전후에서 최고 경도값을 나타내고 있다. 1073 K에서의 시효 처리에서는 5Ti, 7Ti 합금의 최고 경도값은 3.6 ks (1 h) 전후에서 나타나지만, 10Ti 합금의 경우, 경화 거동은 미약하며, 오히려 연화현상이 일어나는 것을 알 수 있다. 1173 K의 시효처리에서는 시효경화 거동은 볼 수 없으며, 시효시간의 경과와 함께 과시효 연화현상이 일어나는 것을 알 수 있다. 어떠한 조성의 합금에 대해서도 측정된 최대 경화량은 50~100 H<sub>v</sub> 정도이며, 시효경화성은 크지 않다는 것을 알 수 있다.

**Table 2.** Elastic constants and anisotropic parameter of NiAl

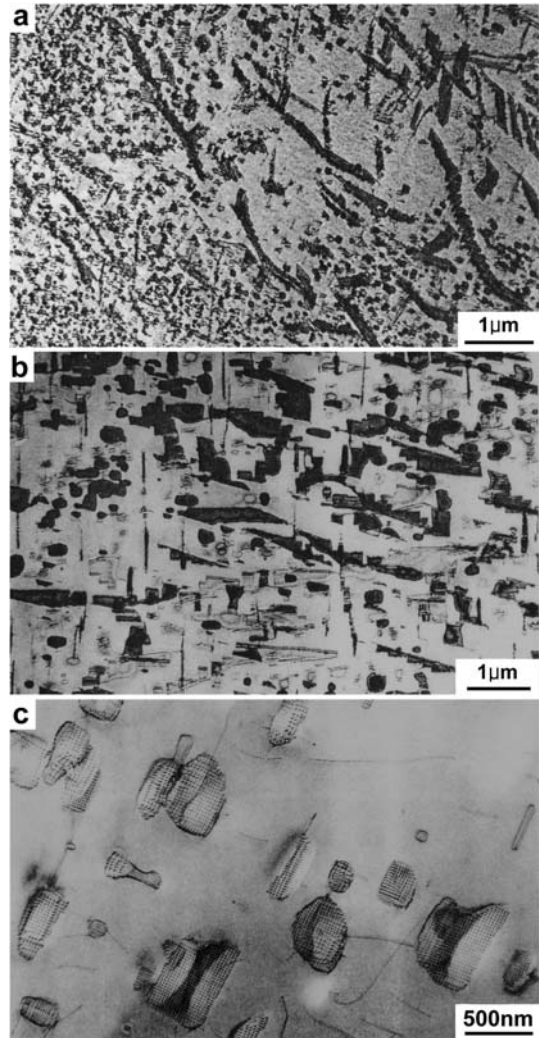
C <sub>11</sub>	C <sub>12</sub>	C <sub>44</sub>	A
211	143	112	3.3



**Fig. 3.** Transmission electron micrographs of Ni<sub>45</sub>Al-5Ti aged at 1073 K for 36 ks (10 h). (a) Bright field image taken using  $g = 001$  reflection,  $BD = [100]$ . (b) Dark field image taken by  $1/2\ 1/2\ 1/2$  superlattice spot of L<sub>2</sub><sub>1</sub>-type precipitates and [110] SAED pattern.

### 3.2 조직 해석

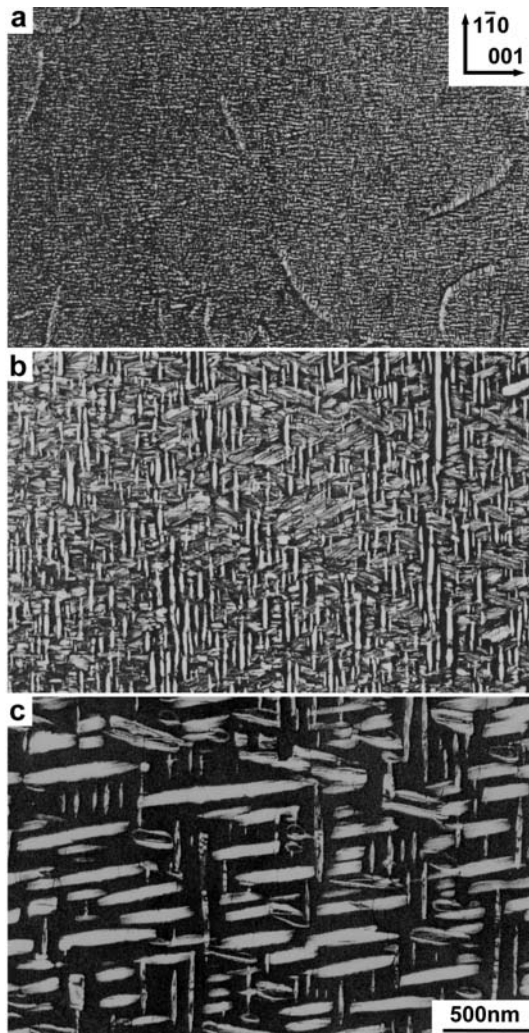
Fig. 3에 1073 K에서 36 ks (10 h) 시효처리한 Ni<sub>45</sub>Al-5Ti합금의 TEM 조직사진 및 SAED를 나타내었다. 멩시아상(a)으로부터 석출상은 {100}면을 따라 판상으로 석출하며, 주변에 응력장이 존재하는 것을 알 수 있다. L<sub>2</sub><sub>1</sub>구조의 역격자는 B2구조의 역격자에  $1/2\ 1/2\ 1/2$  회절점을 더한 것으로 된다. Fig. 3(b)의 회절패턴에 L<sub>2</sub><sub>1</sub>구조에서 나타나는  $1/2\ 1/2\ 1/2$  반사가 있기 때문에 석출상은 Ni<sub>2</sub>AlTi상이라고 판단할 수 있다. L<sub>2</sub><sub>1</sub>형 Ni<sub>2</sub>AlTi상은 NiAl과



**Fig. 4.** Transmission electron micrographs of Ni<sub>45</sub>Al-5Ti aged at 1173 K for (a) 36 ks (10 h), (b) 360 ks (100 h) and (c) 1.8 Ms (500 h) showing the precipitation of H-phase.

결정구조 인자나 원자산란 인자가 유사하기 때문에, 암시야상에 의한 관찰에서는 H상 특유의  $1/2 \times 1/2$  반사를 이용하여야만 한다. Fig. 3(b)는 이 반사 회절점을 이용한 암시야상으로 석출상이  $L2_1$ 형  $Ni_2AlTi$ 상이라는 것을 나타내고 있다.

Fig. 4는  $Ni45Al-5Ti$ 합금의 1173 K에서의 시효처리에 의한 조직변화를 나타낸 것이다. 시효 초기단계에서는 (a)와 같이 전위상에 H상의 우선석출이 지배적이며, 시효처리의 진행과 함께 (b)와 같이 H상은

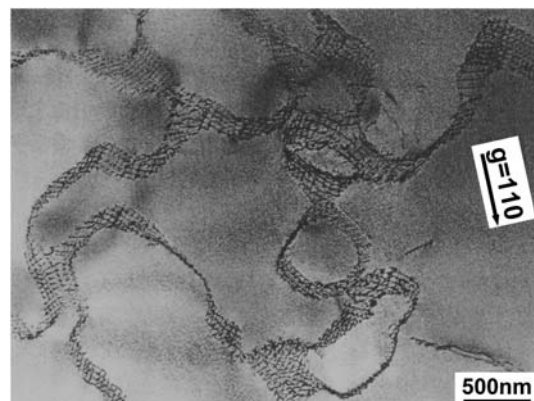


**Fig. 5.** Transmission electron micrographs of  $Ni43Al-7Ti$  aged at 1173 K for (a) 3.6 ks (1 h), (b) 36 ks (10 h) and (c) 360 ks (100 h) showing the precipitation of H-phase.

모상의  $\{100\}$ 면 위에 판상으로 성장하는 경향을 나타내는 것을 알 수 있다. 장시간 시효처리를 하면, (c)와 같이 계면에 misfit 전위가 도입되어 괴상으로 성장하는 것을 알 수 있다.

Fig. 5은  $Ni43Al-7Ti$ 합금의 1173 K에서의 시효처리에 의한 조직변화를 나타낸 것이다.  $Ni45Al-5Ti$ 합금보다 H 석출상의 체적분율이 명백하게 증가하는 것을 알 수 있다. 시효 초기단계에서는 (a)와 같이 전위선상에 우선석출 하는 것과 동시에 모상에 이주 미세한 석출물이 정합으로 석출하며, 시효처리 시간이 길어지면 (b) 및 (c)와 같이 조대화 하는 것을 알 수 있다. 석출물의 형태는 역시 판상이며, 모상의  $\{100\}$ 면을 따라 성장하는 것을 알 수 있다.

Fig. 6에  $Ni40Al-10Ti$ 합금을 1563 K으로부터 급냉한 조직을 나타내었다. 이 조직사진으로부터 10Ti 합금은 1563 K의 용체화온도에서 2상 공존상태이며,  $\beta$ 상과 H상과의 계면에는 misfit 전위가 형성되어 있는 것을 알 수 있다. Fig. 7은 10Ti합금을 973 K에서 108 ks (30 h) 동안 시효처리 한 조직사진이다.  $\beta$ 상과 H상으로 상분리가 일어나는 것을 알 수 있다. 이 조성의 합금에서는  $\beta$ 상과 H상의 양방향으로  $\{100\}$ 면에 평행한 spinodal상의 조직이 형성되는 것이 특징이며, 이 조직은 Field et al.[6]에 의한 관찰결과와 일치한다. Figs. 3~7을 비교하여 보면,  $NiAl-Ni_2AlTi$ 계에서는 조성과 시효처리 온도, 시효처리 시간에 따라 조직이 대폭적으로 변화하는 것을 알 수 있다.



**Fig. 6.** Transmission electron micrograph of  $Ni40Al-10Ti$  after quenching from 1563 K.

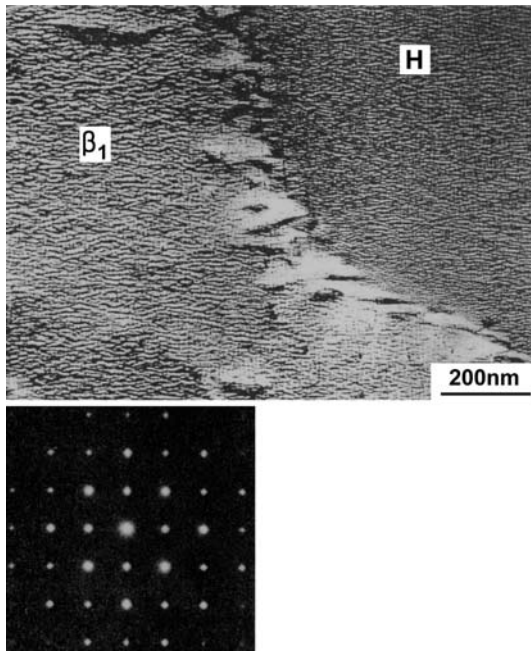


Fig. 7. Dark field image taken by 001 reflection of NiAl matrix and [100] SAED pattern of Ni40Al-10Ti aged at 973 K for 108 ks (30 h).

## 4. 고 찰

### 4.1 시효경화성

본 실험으로부터 NiAl-Ti합금은 조직적으로는 많은 변화가 있음에도 불구하고, 어떠한 조성의 합금에 대해서도 시효경화량이 작은 것을 알 수 있다. 시효경화의 크기는 모상을 움직이는 변형전위와 석출물과의 상호작용의 정도에 의하여 지배되며, 상호작용의 형태는 전위가 석출물을 전단하는 경우와 bypass하는 경우로 나눌 수 있는데, 시효경화의 최대값은 일반적으로 석출물의 전단에서 bypass로의 천이단계에 대응한다. 본 합금계의 경우도 시효처리 초기단계에서 모상과 석출물과는 정합관계를 유지하고 있는 점으로부터 전단기구가 작용한다고 생각할 수 있다. 이 경우, 석출물 주위의 응력장, H상의 전단강도 및 모상과 석출상과의 역위상경계(APB) 에너지의 차이 등이 경화에 기여한다고 생각된다.

규칙 석출상에 의한 경화에서 중요한 APB 에너지에 의한 경화에 대하여 생각하여 보면, 모상인 B2형 NiAl의 우선 slip계는 {100}<001>, {110}

<001>인 것은 잘 알려져 있다[8]. 원래는 bcc 결정에서 지배적인 <111>계 전위에 의한 slip이 예상되지만, B2형 화합물에서 이 <111>계 전위가 이동하기 위해서는 초격자 전위를 구성하여 그 사이에 APB를 형성하여야만 한다. NiAl계에서는 <111> 전위 사이에 형성되는 APB 에너지에 대하여 보고되어 있는 값은 425~810 mJ/m<sup>2</sup>[9]으로 대단히 높으며, <111> 전위의 활동은 실온변형 혹은 단결정을 <100> 방향에서 변형시킨 경우를 제외하면 거의 없다. 이러한 점으로부터 본 연구에서도 우선 slip계인 <100> 전위가 운동하고 있다고 예측되며, {100}<001>, {110}<001> slip계에서는 이와 같은 APB를 형성하지 않는다. 따라서, 불규칙 fcc 중에 L<sub>2</sub> 규칙상이 석출하는 Ni-base 초내열합금의 경우와 매우 흡사하다. 그러나, <100> 전위가 모상을 이동하여 Ni<sub>2</sub>AlTi상을 절단하면, Ni<sub>2</sub>AlTi상중에 APB를 형성하여야만 한다. Ni<sub>2</sub>AlTi상의 APB 에너지가 크면, Ni-base 초내열합금의 시효 초기단계에서 관찰되는 것과 같이, 본 합금계에서도 <100> 전위가 APB를 사이에 두고 둘러싼 초격자 전위쌍을 형성할 가능성이 있다. Polvani et al.의 <100> 전위쌍에 대한 간격 측정에 의하면 Ni<sub>2</sub>AlTi상의 {100} APB에너지는 40 mJ/m<sup>2</sup>[5]라고 보고되어 있으며, NiAl의 {110}<111> APB와 비교하여 보면 상당히 작다. 또, Ni-base 초내열합금의 L<sub>1</sub><sub>2</sub>-Ni<sub>3</sub>Al상의 APB 에너지인 ~200 mJ/m<sup>2</sup>[10] 보다도 작다. 따라서, Ni<sub>2</sub>AlTi상의 <100> 단독전위에 의한 전단에 필요한 저항도 크지 않기 때문에, 본 합금계에서는 시효경화성이 현저하게 나타나지는 않는다고 생각된다.

### 4.2 석출물의 형상

NiAl-Ti합금의 조직은 조성에 따라서 상당한 변화가 있지만, 기본적으로는 H상이 {100}면을 따라 판상으로 성장하는 형태로 된다. Ni45Al-5Ti합금과 같이 Ti 함유량이 적은, 즉, 과포화도가 낮은 합금에서는 전위나 입계 위에 우선적으로 석출하는 전형적인 핵생성·성장의 조직이 형성되고, 과포화도가 커지면 spinodal 분해상의 조직이 형성된다. 모상인 NiAl의 탄성이방성 측면에서 생각하여 보자. Table. 2에 NiAl의 탄성정수 및 탄성이방성 parameter, A

를 나타내었다. 여기에서 탄성이방성 parameter는  $2C_{44}/(C_{11}-C_{12})$ 로 나타내어진다.

본 합금계에서는, 탄성변형을 완화하기 위해서 H 석출상은 {100}면을 따라 판상으로 성장하며, 또한, 장시간 시효처리에 의하여 misfit 전위가 도입되어 정합성을 잃게 되면, 석출물은 단위 체적당 계면에너지를 작게 하기 위하여 판상에서 괴상으로 변화한다고 생각할 수 있다.

#### 4.3 격자 misfit

시효처리 초기에는 모상과  $Ni_2AlTi$  석출상은 정합 관계에 있지만, 장시간 시효처리하면 정합성을 잃게 되어 석출물 주위에 계면전위, 즉, misfit 전위가 관찰된다. 2상의 격자간 misfit의 크기는 석출물의 형태나 조직의 열적 안정성, 강화기구 등의 중요한 인자에 의하여 결정된다. 콘트라스트를 이용한 경사실험에 의하면, 본 합금계의 계면전위는  $a\langle 100 \rangle_{B2}$ 의 Burgers vector를 갖는 인상전위이기 때문에, 계면전위 간격을 측정하기 위하여 다음 식으로부터 격자 misfit를 구할 수 있다.

$$\delta = |\mathbf{b}| / \mathbf{d} \quad (1)$$

여기에서,  $|\mathbf{b}|$ 는 계면전위의 Burgers vector의 크기,  $\mathbf{d}$ 는 계면전위의 간격이다. 격자정수로서 0.2886 nm를 이용하였다[11].

Fig. 8에 시효처리 온도와 격자 misfit 절대값과의 관계를 나타내었다. 비교하기 위하여 Harada et al.[12]의 고온X선 회절에 의한 실험결과와 Polvani et al.[5]의 TEM에 의한 관찰결과를 함께 나타내었다. 본 실험과 Polvani et al.의 결과는 실온에서의 TEM 관찰에 의한 해석결과이다. Fig. 8로부터 misfit는 (+)인 것을 알 수 있다. 즉,  $a(NiAl) > a(Ni_2AlTi)$ 이다. 이 그래프로부터 알 수 있듯이,  $NiAl-Ni_2AlTi$  합금계의 격자 misfit에는 온도의존성이 크며, 저온에서의 misfit는 상당히 크고, 온도가 상승함에 따라 급격하게 감소하는 경향이 있는 것을 알 수 있다. 이러한 현상은 본 합금계에서 형성된 2상 분리영역이 고온으로 되는 것에 따라 좁아지는 것과 직접적으로 관계하고 있다는 것을 나타낸다.

본 연구결과에 의한  $NiAl-Ni_2AlTi$  합금계의 측정결과를 Harada et al.의 결과와 비교하여 보면, 고

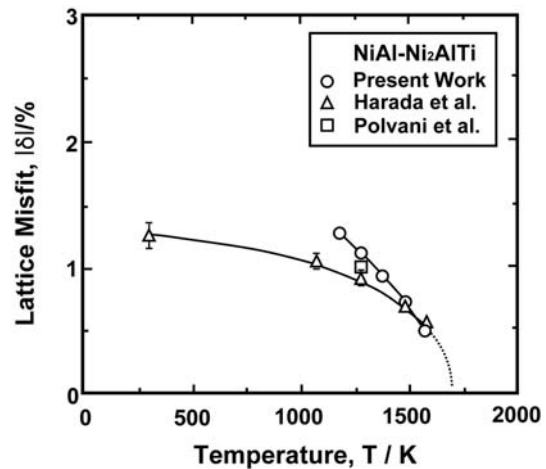


Fig. 8. Temperature dependence of lattice misfit in  $NiAl-Ti$  alloys. The data of Harada et al., Polvani et al. are plotted for comparison.

온영역에서는 거의 일치하는 것을 알 수 있지만, 저온영역에서는 많은 차이가 있는 것을 알 수 있다. 이와 같은 차이는 중요한 2가지의 원인이 있다고 판단된다. 첫 번째로는, Harada et al.의 측정이 고온에서 진행된 것에 반하여, 본 실험은 실온에서의 측정결과를 기준으로 한 것. 두 번째로는 열처리시간에 의한 조직상의 차이라고 생각할 수 있다.

$NiAl$ 에서  $Ti$ 의 농도는 온도의 상승과 함께 높아지며, 격자정수는 증가한다. 격자정수의 변화는 계면전위의 Burgers vector의 크기에 관계하며, 특히 격자 misfit의 증감에 연관된다. X선 회절로부터  $Ti$  첨가에 의한  $NiAl$ 의 격자정수변화를 조사한 결과에 의하면, 2원계  $NiAl$ 과 7%  $Ti$  합금의 격자정수의 차는 0.7% 정도로 misfit의 절대값에 미치는 영향은 무시할 수 있다. 또한, 본 실험을 통하여 얻은 값은 실온에서의 계면전위 간격으로부터 구하였지만, 고온에서 평형화처리 후 급냉하였으므로, 전위는 slip면상에 배열하여 있는 것은 아니기 때문에, 급냉 중에 전위 간격의 변화는 없다고 볼 수 있다. 격자정수의 온도 의존성에 대한 영향은 1273 K에서도 최고 절대값의 1.5% 정도이며[13], 이 값도 측정오차 범위 내이기 때문에 무시할 수 있다. 상기한 두 번째의 조직의 차이에 대하여 생각해 보면, Harada et al.의 고온 X선 회절을 이용한 측정의 유지시간은 명확하지는 않지만, 본 실험에서는 격자 misfit를 구하기 위하여

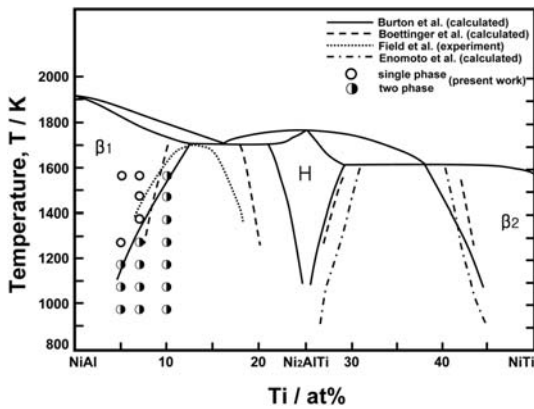


Fig. 9. NiAl-Ni<sub>2</sub>AlTi pseudobinary phase diagram. The circles obtained by the present OM and TEM observations are plotted on the previously reported phase diagrams.

1173 K에서는 3.6 Ms (1000 h), 1273 K에서는 1.08 Ms (300 h) 동안 상평형에 충분한 장시간의 시효처리를 하였다. 저온에서는 평형화 시간이 불충분하면 misfit이 작은 쪽으로 편차가 발생할 가능성이 있다. 즉, 2상 공존영역은 고온에서의 상호 용해도변화가 크며, 공존영역의 폭이 작아지는 것을 나타내고 있으며, 또한, 조성의 평형화에는 장시간의 소둔처리가 필요한 저온영역의 격자 misfit 혹은 상경계선의 예측에는 상태도 계산이 대단히 유력하다는 것을 시사하고 있다.

#### 4.4 NiAl-Ni<sub>2</sub>AlTi 상태도

Nash et al.와 Liang et al.[14]은 1173 K에서의 3원계 등온절단도를 실험적으로 구하였으며, NiAl과 Ni<sub>2</sub>AlTi가 pseudo-2원계를 구성하고 있는 것을 보고 하였다. Fig. 9는 보고된 NiAl-NiTi pseudo-2원계 절단상태도에 본 연구에 의한 관찰결과를 나타낸 것이다. Field et al.[6]은 NiAl과 Ni<sub>2</sub>AlTi를 연결하는 pseudo-2원계에서 조직관찰·시차열분석에 의하여 실험적으로 상태도를 구하였다. 또한, Boettinger et al.[15]은 액상급냉의 T<sub>0</sub>곡선으로부터 추정하였다. Burton et al.[16] 상태도는 밴드이론과 클러스터 변분법에 의하여 이론적으로 구한 값이다. NiAl-Ni<sub>2</sub>AlTi pseudo-2원계에 대한 본 연구의 관찰결과는 NiAl상측의 용해도곡선이 낮은 Ti 농도측으로 넓혀져 있는 Field et al. 및 Burton et al.의 상태도와 잘

일치한다. 이것으로부터 NiAl-Ni<sub>2</sub>AlTi계의 2상 공존 영역은, 낮은 온도영역에서 상당히 넓혀져 있는 것을 알 수 있다. 한편, NiTi-Ni<sub>2</sub>AlTi pseudo-2원계에 대한 본 연구의 관찰결과는, Enomoto et al., Boettinger et al. 및 Burton et al.의 상태도와 거의 일치하고 있지만, Fig. 8에 나타난 격자 misfit의 측정결과는, 고온에서 용해도변화가 Enomoto et al. 및 Boettinger et al.의 계산결과보다 크며, 오히려 Burton et al.의 결과에 가깝다는 것을 알 수 있다.

## 4. 결 론

1. Ni<sub>2</sub>AlTi상의 석출에 의하여 NiAl은 시효경화거동을 나타내며, 과시효연화 한다. 그러나, 시효경화량은 크지 않다.
2. 시효처리 초기단계에서 Ni<sub>2</sub>AlTi상은 NiAl상에 미세하고 정합상태로 석출한다. 석출상의 형태는 조성, 시효처리 온도, 시효처리 시간과 더불어 상호 격자 misfit와 탄성이방성에 의존한다.
3. 장시간 시효처리에 의하여 석출물 주위에는 계면전위가 형성되며, 계면전위는  $a < 100$ 인 burgers vector를 갖는 인상전위이다. 계면전위가 형성되면 석출상은 괴상화 된다.
4.  $\beta$ 상과 H상간의 격자 misfit는 상호 용해도의 증가에 의하여 온도의 상승과 함께 감소한다.

## 참고문헌

1. D. B. Miracle : Acta Metall., **41** (1993) 649.
2. R. T. Pascoe and C. W. A. Newey : Metal Sci. J., **2** (1968) 138.
3. M. Yamaguchi, Y. Umakoshi and T. Yamane : Phil. Mag. A, **50** (1984) 205.
4. M. V. Nathal : Ordered Intermetallics-Physical Metallurgy and Mechanical Behaviour, **213** (1992) 541.
5. K. Ishikawa, I. Ohnuma, R. Kainuma, K. Aoki and K. Ishida : Crystal chemistry of intermetallic compounds, (2004) 2.
6. R. D. Field, R. Darolia and D. F. Lahrman : Scripta Metall., **23** (1989) 1469.
7. N. C. Tso and J. M. Sanchez : MRS Symp. Proc., **133** (1989) 63.
8. M. H. Loretto and R. J. Wasilewski : Phil. Mag., **23** (1971) 1311.

9. P. Veyssiere and R. Noebe : *Phil. Mag. A*, **65** (1992) 1.
10. P. Veyssiere : *Ordered Intermetallics-Physical Metallurgy and Mechanical Behaviour*, **213** (1992) 165.
11. P. Villars and L. P. Calvert : *Peason's Handbook of Crystallographic Data for Intermetallic Phases*, (1985).
12. 原田廣史, 大野勝美, 山崎道夫 : 日本金屬學會秋期大會講演概要, (1991) 337.
13. T. Kumeta and M. Enomoto : *Scripta materialia*, **44** (2001) 481.
14. P. Nash and W. W. Liang : *Metall. Trans. A*, **16A** (1985) 319.
15. W. J. Boettinger, L. A. Bendersky, F. S. Biancanello and J. W. Cahn : *Mater. Sci. Eng.*, **98** (1988) 273.
16. B. P. Burton, J. E. Osburn and A. Pasturel : *MRS Symp. Proc.*, **213** (1991) 107.