

〈 論 文 〉

B2형 금속간화합물 β -NiAl중에 α -Cr입자의 석출거동

韓昌錫 · 金胤彩

동부제강 중앙연구소

Precipitation Behavior of α -Cr Particle in B2-type
Intermetallic Compounds β -NiAl

Chang-Suck Han and Youn-Che Kim

Dongbu Advanced Research Institute,
Daedeok Science Town, Taejeon 305-343

ABSTRACT

Microstructural control to produce multiphase structure has received much attention to improve the high temperature strength as well as low temperature ductility of intermetallics. Transmission electron microscopic investigation has been carried out concerning the effect of Cr-precipitation on the mechanical properties of B2-ordered NiAl containing 4 to 8 mol% of Cr. By aging at temperatures around 973 K after solution annealing, fine spherical precipitates took place homogeneously in the NiAl matrix and the alloys hardened appreciably. Selected area electron diffraction(SAED) patterns have not revealed any additional extra-spots during aging, because the Cr-particles show cube-cube orientation relationship and keep a perfect coherency with the ordered matrix lattice. Dislocations were confirmed to bypass the particles during deformation. Although the dispersion of Cr-particles increased the yield strength of NiAl at intermediate temperature, the strength decreased appreciably at higher temperatures.

1. 서 론

B2구조를 갖는 β -NiAl은, 저밀도($< 7.0g/cm^3$), 고융점($> 1873K$), 내산화성 등이 우수한 특성을 갖는 점으로부터 차세대의 고온재료로서의 연구개발이 진행되고 있다. 현재 NiAl은 초내열합금의 피복재료로서 실용화되고 있다. 그러나 B2형 NiAl은 저온에서

의 연성이 뒤떨어지며, 고온 creep강도가 부족한 점이 초내열재료로서의 실용화에 지장을 주는 요인이 되고 있다. 따라서 이러한 점들을 개선하기 위한 많은 연구가 진행되고 있다^(1~2). NiAl의 기계적 성질을 개선하기 위한 방법의 하나로서 제3원소의 첨가를 들 수 있다. 이론적 계산에 의하면, NiAl의 APB(Anti-Phase Boundary) energy는 높은 값을 나타내지만

Cr을 첨가하는 것에 의해 APB energy는 상당히 감소한다는 사실이 보고되어 있다⁽³⁾. APB energy가 저하한다면 NiAl에서의 $[111]$ slip이 촉진되어 단결정 재료의 연성에 대한 Von Mises조건을 만족시킬 수 있다. 또 Cr의 첨가는 입계에서 산소의 양이 많아지는 현상에 의해서 고온취성을 방해하는 효과가 있다고 생각할 수 있다⁽⁴⁾. Miracle 등⁽⁵⁾과 Field 등⁽⁶⁾은 NiAl 단결정의 slip 거동 연구에서 NiAl중에 α -Cr의 석출을 발견하였다. Yang 등⁽⁷⁾도 Ni-Al-Ti-Cr 4원계에서 α -Cr 석출물을 발견하였다. 그러나 이들의 연구에서는 α -Cr 석출물에 의한 조직변화와 강도변화에 대해서는 체계적으로 연구가 되어 있지 않다. 따

라서 본 연구에서는 β -NiAl 중에서의 α -Cr 입자의 석출을 투과전자현미경(TEM)을 사용하여 체계적으로 조직변화와 강도변화를 관찰한 결과와 β -NiAl의 고온에서의 기계적 성질에 대한 α -Cr 석출물의 분산영향에 대해서 연구하였다.

2. 실험방법

본 실험에서 사용한 합금은 99.9% Ni, 99.99% Al 및 99.99% Cr을 소재로 하였으며, 비소모전극형 Ar-arc 용해로를 사용하여 30g(약 $12\text{mm} \times 10\text{mm} \times 40\text{mm}$)의 잉고트를 용해하였다. Table 1에 본 실험에서 사용한 합금의 조성을 나타내었다. 사용한 합금은 3개의 그룹으로 나누었다. 제1그룹은 Al을 Cr으로 치환한 조성의 합금, 제2그룹은 같은 양의 Ni과 Al을 Cr으로 치환한 조성의 합금, 제3그룹은 Ni을 Cr으로 치환한 조성의 합금이다. 합금조성은 Fig. 1에 나타내는 것과 같이 Oforka 등⁽⁸⁾이 보고한 NiAl-Cr 3원계 상태를 기초로 하여 선정하였다. 잉고트로부터 $5\text{mm} \times 5\text{mm} \times 10\text{mm}$ 의 크기로 자른 시편을 1290°C 에서 50시간 용체화처리하여 얼음물에 급랭한 후 $700 \sim 1050^\circ\text{C}$

Table 1. Nominal Alloy Compositions

Designation	Ni		Al		Cr	
	mol%	mass%	mol%	mass%	mol%	mass%
(a)50Ni46Al-4Cr	50.00	20.10	46.00	8.50	4.00	1.40
(b)50Ni44Al-6Cr	50.00	19.90	44.00	8.00	6.00	2.10
(c)50Ni42Al-8Cr	50.00	19.60	42.00	7.60	8.00	2.80
(d)47Ni47Al-6Cr	47.00	19.10	47.00	8.80	6.00	2.10
(e)46Ni46Al-8Cr	46.00	18.60	46.00	8.50	8.00	2.90
(f)44Ni50Al-6Cr	44.00	18.30	50.00	9.50	6.00	2.20
(g)42Ni50Al-8Cr	42.00	17.50	50.00	9.60	8.00	2.90

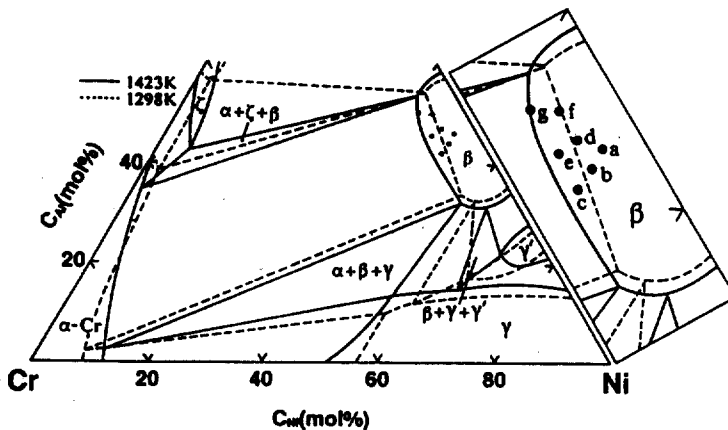


Fig. 1 Partial isothermal section of Ni-Al-Cr system. Phase areas at 1298 K and 1423 K are superimposed⁽⁸⁾.

사이의 온도에서 등온시효처리를 행하였다. 경도측정은 Micro-Vickers 경도계(하중 200gf, 부하시간 20sec)를 사용하였으며, TEM 관찰을 위한 시료는 Twin-Jet 전해연마법에 의해 제작하였다. 전해연마는 10% perchloric+90% methanol의 전해액⁽⁹⁾을 사용하여 전압 약 12V, 전류 약 0.5A로서 약 300sec 동안 전해연마하였다. 사용한 TEM은 JEM-200BS 및 JEM-4000EX(HRTEM)였다. NiAl 중에서 Cr 원자의 점유위치는 2% Cr 합금(50Ni48Al-2Cr, 49Ni49Al-2Cr, 48Ni50Al-2Cr)에 대해서 EDS-ALCHEMI법으로 측정하였다. 측정에는 JEM-2000 FX 분석전자현미경과 이것에 부속되어 있는 EDS 장치 및 TN-2000 multichannel analyzer를 사용하였다.

3. 실험결과

〈NiAl에서 Cr의 격자 점유위치〉

NiAl중에 Cr의 고용도는 약 8 mol%로, Fig. 1에 나타내는 것과 같이 NiAl의 단상영역의 형태로부터는 Cr이 NiAl의 Ni격자위치에 들어갈지, Al격자위치에 들어갈지를 판정하기는 대단히 어렵다. 따라서 화학양론조성 NiAl중에서 Cr의 격자점유위치를 알기 위하여 EDS-ALCHEMI분석을 하였다. 분석에 사용한 합금은 1290℃에서 180ks(50h) 용체화처리후 얼음물에 급랭한 2% Cr 합금이다. Fig. 2 (a), (b) 및 (c)에 경사각에 대한 각 특성 X선 강도비의 변화 및 non-channelling 조건에서의 강도비를 나타내었다. 이들 그래프의 (AlK/NiK)가 최대값을 나타내는 점 및 최소값을 나타내는 점을 각각 $S > 0$, $S < 0$ 의 대표적인 회절조건으로 간주하고 이 점에서 각 특성 X선의 강도값과 non-channelling 조건에서의 측정값으로부터 점유율을 구하였다. NiAl의 {100} 초격자반사를 이용하여 분석한 결과를 Table 2에 나타내었다. (a)는 Al을 Cr으로 치환한 조성의 합금을 분석한 결과이다. Cr원자의 Al site 점유율은 각각 73.6% 및 71.7%이었다. (b)는 같은 양의 Ni과 Al을 Cr으로

치환한 조성의 합금의 측정결과이다. 이 경우 Cr원자의 Al site 점유율은 각각 73.4% 및 80.1%이었다. 또 (c)는 Ni을 Cr으로 치환한 조성의 합금의 결과로, Cr원자의 Al site 점유율은 각각 39.1% 및 44.1이다. Field 등⁽⁹⁾은, Cr은 100% Al site에 들어간다고 보고하였지만, 이 실험결과에서는 Cr은 Al site를 점유하는 경향이 강하지만, site 점유율은 합금조성에 의존하는 것이 명백한 것을 알 수 있다.

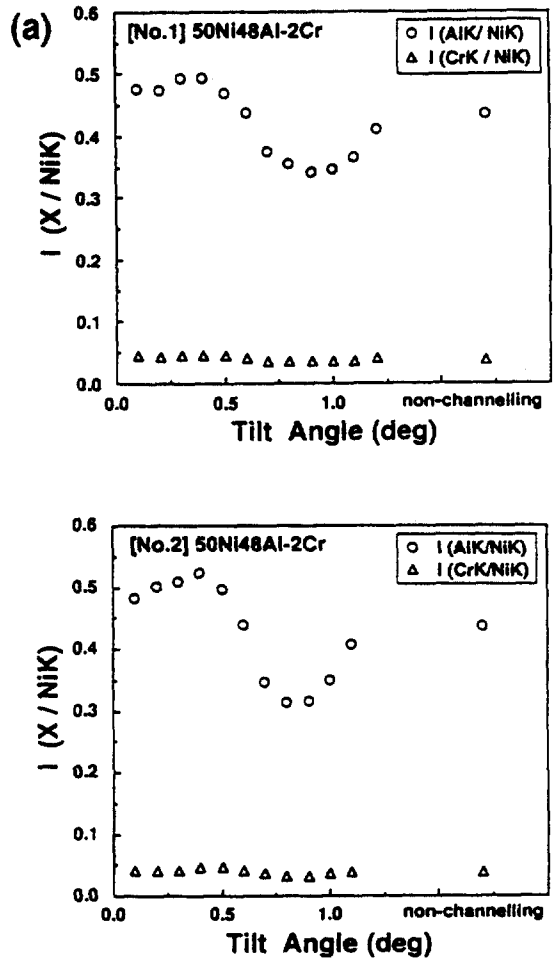


Fig. 2 Characteristic X-ray intensity ratio versus specimen tilt angle. The specimens are (a) 50Ni48Al-2Cr, (b) 49Ni49Al-2Cr and (c) 48Ni50Al-2Cr alloy.

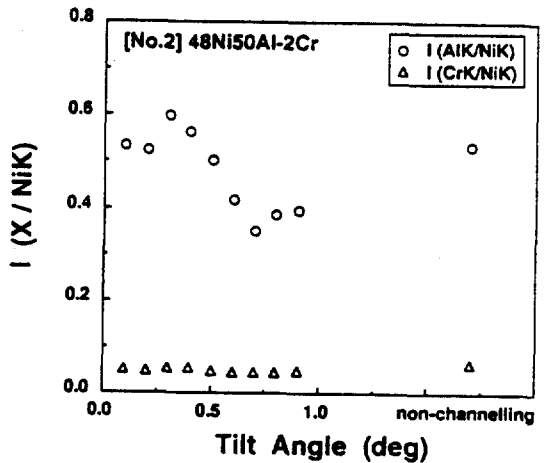
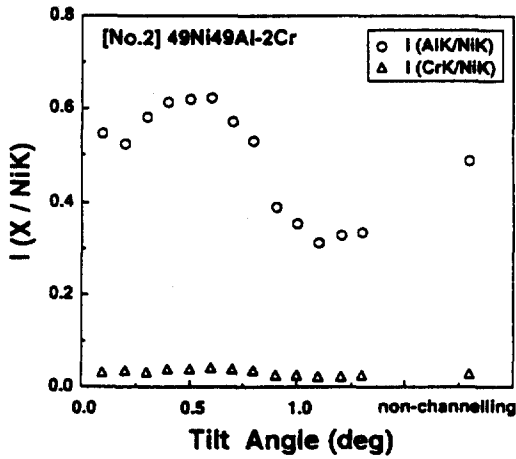
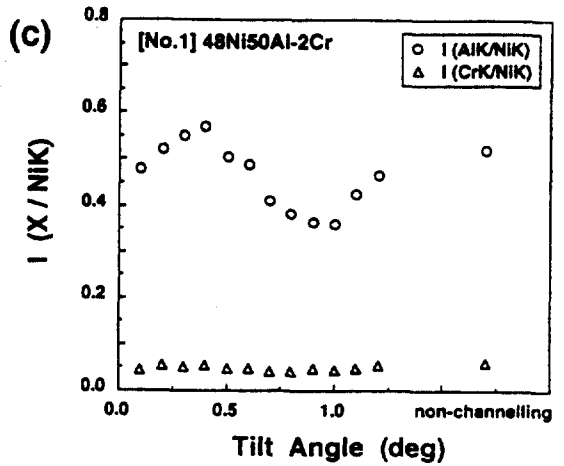
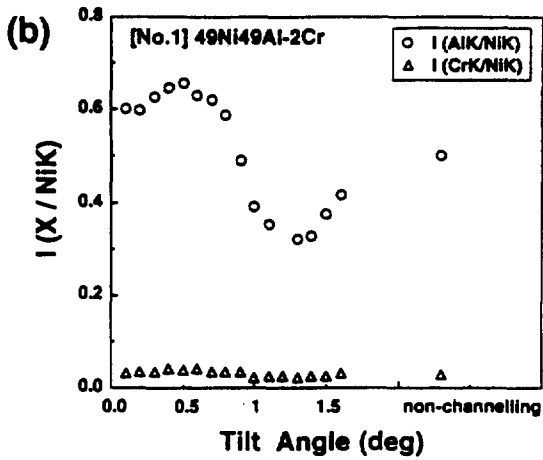


Table 2 EDS-ALCHEMI data for Cr in NiAl

	(a)				(b)				(c)			
	[No.1] 50Ni48Al-2Cr				[No.1] 49Ni49Al-2Cr				[No.1] 48Ni50Al-2Cr			
Sg	I_{Ni}	I_{Al}	I_{Cr}	Al site Occupancy	I_{Ni}	I_{Al}	I_{Cr}	Al site Occupancy	I_{Ni}	I_{Al}	I_{Cr}	Al site Occupancy
Positive	53301	26390	2403	73.6%	22274	14628	888	73.4%	79849	45515	4307	39.1%
Negative	73885	25195	2552		37776	12133	899		69581	25100	3176	
non-channelling	53079	23161	2056		30521	15336	843		32025	16689	1958	
	[No.2] 50Ni48Al-2Cr				[No.2] 49Ni49Al-2Cr				[No.2] 48Ni50Al-2Cr			
Positive	26397	13843	1190	71.7%	40733	25369	1656	80.1%	68826	41201	3800	44.1%
Negative	41979	13147	1325		68489	21306	1606		98946	34494	4373	
non-channelling	28264	12298	1077		42443	20721	1244		26926	14381	1741	

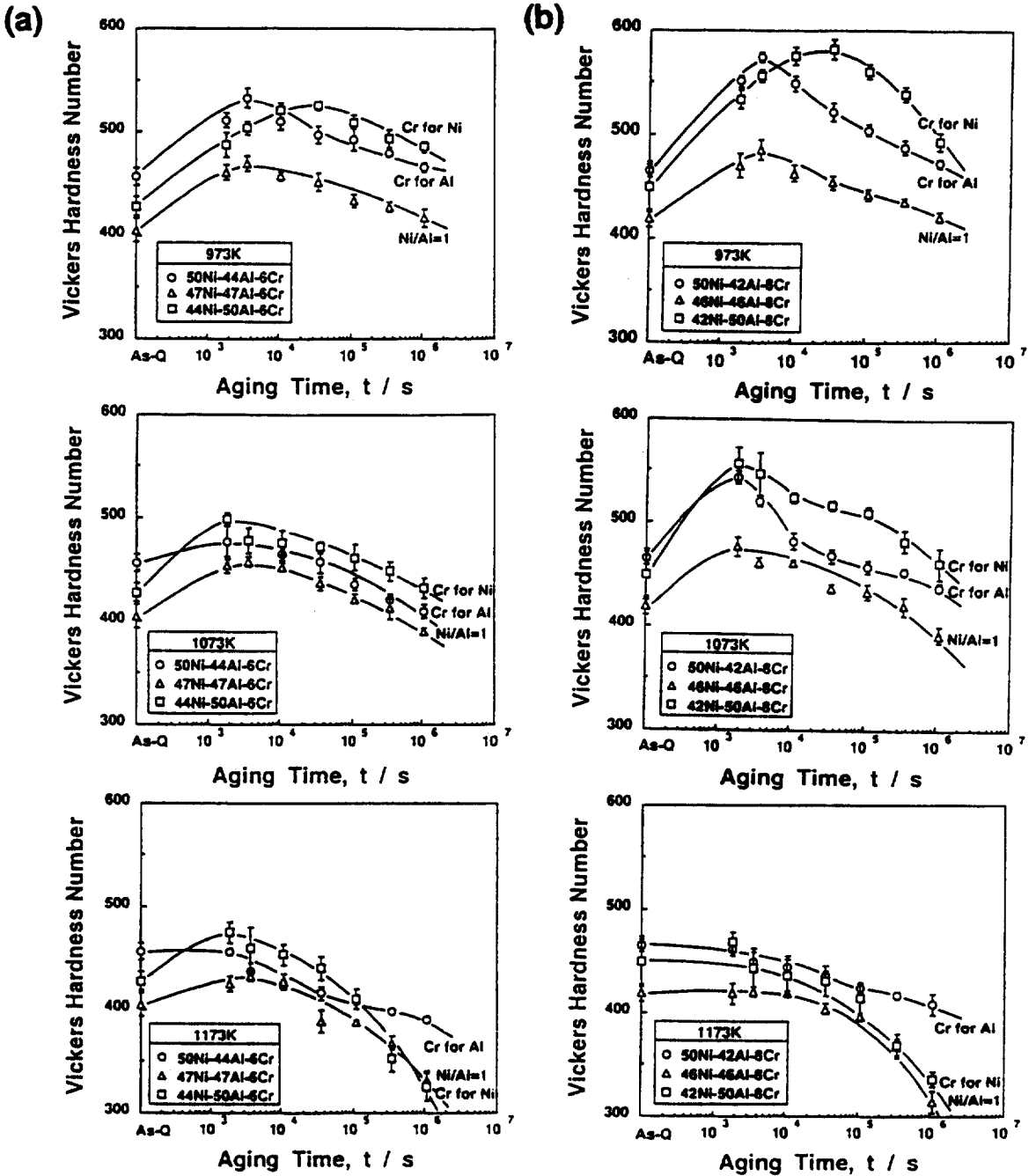


Fig. 3 Variation of hardness of NiAl-Cr aging at 973 K~1173 K after quenching from 1563 K.

〈시효처리에 의한 경도의 변화〉

NiAl-Cr 擬2원계 상태도⁽⁸⁾에 의하면, 공정온도 1445℃에서의 NiAl 중에 Cr의 최대고용한도는 약 8

mol%이다. Fig. 3(a) 및 (b)는 Ni을 Cr으로 치환한 경우, 같은 양의 Ni과 Al을 Cr으로 치환한 경우 및 Al을 Cr으로 치환한 경우의 시효처리 시간에 대한 경

도변화를 시효온도별로 나타낸 결과이다. 어떠한 합금계도 700℃와 800℃에서의 시효에 의해 상당히 경화되지만, 900℃의 시효에서는 시효초기부터 과시효 연화하는 것을 알 수 있다. 경화정도는 Cr함유량과 시효온도에 강하게 의존한다. 즉, 경화정도는 시효온도가 낮고 Cr함유량이 많을수록 크다. Ni을 Cr으로 치환한 조성의 합금과 Al을 Cr으로 치환한 조성을 갖는 합금의 경화정도는 크지만, 같은 양의 Ni과 Al을 Cr으로 치환한 조성을 갖는 합금의 경화정도는 작다. 가장 경화정도가 큰 합금은 Ni을 Cr으로 치환한 합금이다. 시효경화정도에 미치는 화학양론조성으로부터의 영향은 이 실험에서 처음으로 발견된 것이지만, 그 원인에 대해서는 아직 명백하지 않다. 그러나 8Cr 합금의 경화정도가 가장 큰 것으로부터 1290℃에서 NiAl중의 Cr고용도는 6mol% 이상인 것은 명백하다.

〈 β -NiAl 중에 α -Cr의 석출〉

Photo 1(a)는 1290℃에서 180ks(50h) 동안 용체

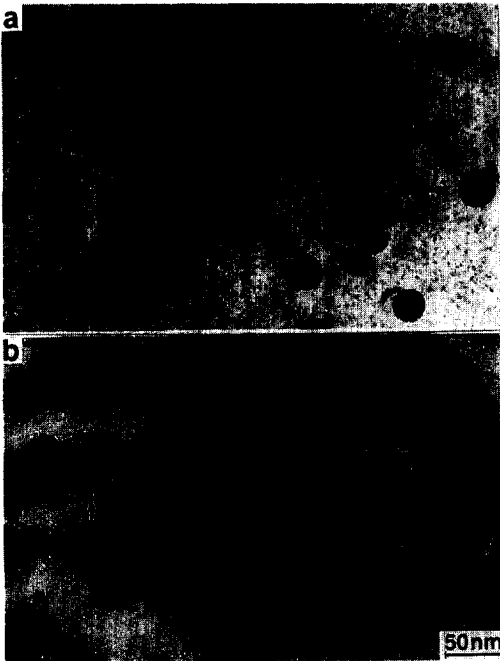


Photo 1 Transmission electron micrograph of 50Ni42Al-8Cr alloy aged at (a) 973K for 3.6ks(1h) and (b) 360ks(100h) showing the precipitation of α -Cr.

화처리후 700℃에서 3.6ks(1h/peak aged) 동안 시효처리를 한 50Ni42Al-8Cr합금의 TEM 조직사진이다. Quenching 때에 형성된 커다란 α -Cr입자 사이에 구형의 α -Cr입자가 미세하게 석출해 있는 것을 알 수 있다. 또 (b)가 나타내는 것과 같이 700℃에서 360ks (100h/over aged) 동안 시효처리를 하면 α -Cr입자는 크게 성장한다. Photo 2는, 950℃에서 360ks(100h) 동안 시효처리를 한 50Ni42Al-8Cr합금을 [111]방향에서 관찰한 Bright Field Image와 SAED(Selected Area Electron Diffraction) 패턴



Photo 2

Transmission electron micrograph of 50Ni42Al-8Cr alloy aged at 1223K for 360ks(100h) showing the precipitation of α -Cr and selected area diffraction pattern.



Photo 3 High resolution electron micrograph of 50Ni44Al-6Cr alloy aged at 973 K for 360 ks(100 h).



Photo 4 Transmission electron micrograph of 50Ni42Al-8Cr alloy aged at (a) 1173 K and (b) 1273K for 36Ms(1000h) showing beginning of the coherency loss of spherical α -Cr.

이다. 이 SAED 패턴으로부터 석출상은 기지상과 같은 BCC결정구조를 갖는 α -Cr이며, 기지상 β 와 α -Cr 입자는 cube-cube의 방위관계가 있음을 알 수 있다. Photo 3은 700℃에서 360ks(100h) 동안 시효처리를 한 50Ni44Al-6Cr합금을 [001]방향에서 관찰한 고분해능 TEM 사진이다. 이 고분해능 TEM 사진으로부터 α -Cr입자와 기지상의 결정격자는 계면에서의 정합성이 거의 완전하다는 것을 알 수 있다.

α -Cr입자와 NiAl matrix 격자간에는 0.8%⁽⁶⁾의 misfit가 있기 때문에, 장시간 시효처리를 하면 α -Cr 입자와 기지상 격자의 정합성이 없어지게 된다. Photo 4(a)와 (b)는 α -Cr입자의 정합성 상실과정을 나타내고 있다. (a)는 1290℃에서 180ks(50h)동안 용체화처리후 900℃에서 3.6Ms(1000h) 동안 시효처리를 한 50Ni42Al-8Cr합금의 조직사진이다. 기지상과 α -Cr 입자사이의 정합변형을 완화하기 위해서 기지상내의 전위는 α -Cr입자에 가까이 끌어당겨지게 되어 계면에 misfit 전위 loop를 형성한다고 생각된

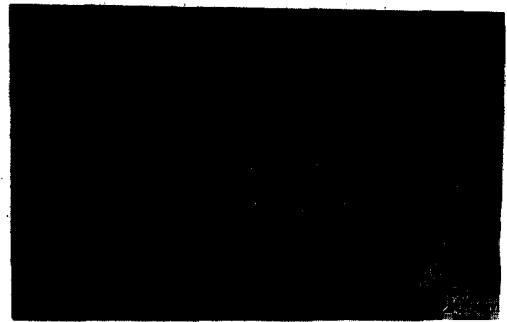


Photo 5 Transmission electron micrograph of 50Ni42Al-8Cr alloy aged at 1173 K for 3.6 Ms(1000 h) showing a fine precipitation of β -NiAl in undissolved massive α -Cr.

다. (b)는 같은 용체화처리를 한 후 1000℃에서 3.6Ms (1000h) 동안 시효처리를 한 같은 시료의 Bright Field Image이다. (b)가 나타내는 것과 같이 고온에서 시효처리를 하면 α -Cr입자는 크게 성장하며, α -Cr입자의 계면에는 misfit 전위의 net가 형성된다. 일방향으로 옹고된 공정합금에서의 α -Cr/ β -NiAl 사이의 misfit 전위에 대한 상세한 분석은 Kock 등에 의해서 이미 보고되어 있다.⁽¹⁰⁾⁻⁽¹¹⁾

< α -Cr중에 β -NiAl의 석출>

Fig. 4에 나타내는 α -Cr/ β -NiAl 擬2원계 상태도⁽⁸⁾로부터 예상할 수 있듯이 α -Cr중에는 β -NiAl의 석출이 관찰되었다. Photo 5는 1290℃에서 180ks(50h)

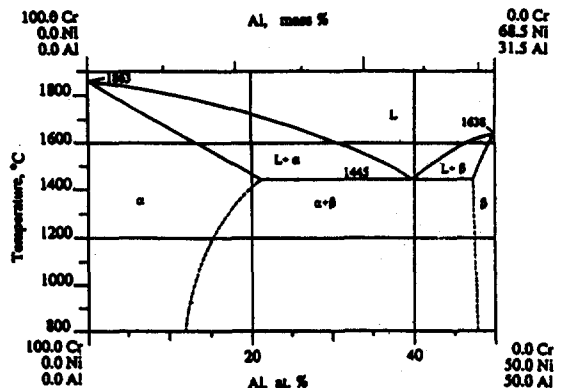
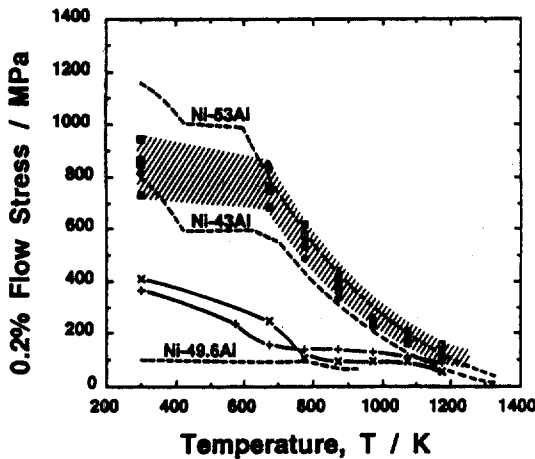


Fig. 4 The pseudobinary system Cr-NiAl⁽⁸⁾

동안 용체화처리후 900℃에서 3.6Ms(1000h) 동안 시효처리를 한 50Ni42Al-8Cr합금에서 미용해된 α-Cr중에 미세하게 석출한 β-NiAl입자를 나타내고 있다. Photo 1(a)와 비교해 보면, α-Cr 기지중의 β-NiAl입자의 크기는 β-NiAl 기지중의 α-Cr입자 크기의 약 1/10 정도이며, α-Cr 중에 β-NiAl의 석출속도는 β-NiAl중에 α-Cr의 석출속도보다 상당히 느리다는 것을 알 수 있다.

〈강도의 온도의존성〉

B2-NiAl의 강도는 조성에 강하게 의존한다⁽¹²⁻¹⁴⁾. Pascoe와 Newey⁽¹³⁾는 2원계 NiAl다결정의 변형거동을 조사하여 항복응력의 온도의존성을 명백히 하였다. 또 β-NiAl의 강도는 화학양론조성에 강하게 의존한다. 화학양론조성의 50Ni50Al합금의 강도는 가장 낮으며, 화학양론조성으로부터 벗어날수록 강도는 증대한다.

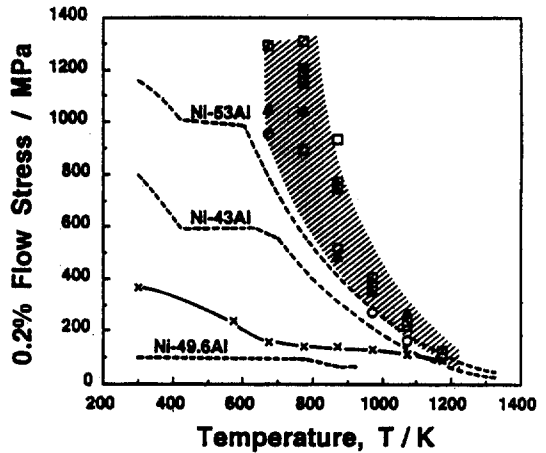


- (47Ni47Al-6Cr r)
- △ 1563K, Quenched
 - 973K, 3.6×10³s Aged
 - 1173K, 1.08×10⁶s Aged
 - × Ni-50Al, 1563K Air Cooling
 - + Ni-50Al, 1563K Quenched
 - Ni-43Al(Ni-rich)
 - Ni-49.6Al(Stoi.)
 - Ni-53Al(Al-rich)
- (46Ni46Al-8Cr)
- 1563K, Quenched
 - ▣ 973K, 1.08×10⁶s Aged
 - ▤ 1073K, 1.8×10⁶s Aged
 - ▥ 1173K, 1.08×10⁶s Aged

Fig. 5 Temperature dependence of compressive yield strength of NiAl-Cr. Data for the binary NiAl are included.

Fig. 5는 NiAl중의 같은 양의 Ni과 Al을 6 mol%와 8 mol% Cr으로 치환한 47Ni47Al-6Cr과 46Ni46Al-8Cr합금의 항복응력의 온도의존성을 나타내는 그래프이다. 여기에서 빗금친 부분의 영역의 값이 본 실험에서 구한 실험치이다. 이들 합금의 고온 flow stress 측정은 용체화처리 및 시효처리하여 그래프에 나타낸 온도범위에서 압축시험에 의해 구하였다. 비교하기 위하여 Pascoe와 Newey⁽¹³⁾에 의한 2원계 NiAl의 강도의 온도의존성을 함께 도식하였다. 2원계의 NiAl에 Cr을 첨가함으로써 화학양론조성의 NiAl 강도는 현저하게 증가하는 것을 알 수 있다. 한편, 비화학양론조성의 2원계 NiAl의 강도는 고온영역을 제외하고는 상당히 높다. NiAl-Cr의 강도는 시험온도의 증가와 함께 서서히 감소하여, 고온영역에서는 Pascoe와 Newey⁽¹³⁾에 의한 2원계 NiAl 강도와의 차가 거의 없음을 알 수 있다.

Fig. 6은 NiAl의 Al을 8mol% Cr으로 치환한 50Ni42Al-8Cr합금의 항복응력의 온도의존성을 나



- (Ni-42Al-8Cr r)
- △ 1563K, As.O.
 - ▣ 973K, 0.9ks Aged
 - ▤ 973K, 3.6ks Aged
 - ▥ 973K, 36ks Aged
 - ▦ 973K, 1.08×10⁶s Aged
 - 1173K, 1.08×10⁶s Aged
 - × Ni-50Al, 1563K Quenched
 - Ni-43Al(Ni-rich)
 - Ni-49.6Al(Stoi.)
 - Ni-53Al(Al-rich)

Fig. 6 Temperature dependence of compressive yield strength of NiAl-Cr. Data for the binary NiAl are included.

타내는 그래프이다. 여기에서도 빗금친 부분의 영역의 값이 본 실험에서 구한 실험치이다. 이들 합금의 고온 flow stress 측정도 용체화처리 및 시효처리에 의해 그래프에 나타난 온도범위에서 압축시험에 의해 구하였다. Cr을 첨가한 NiAl의 강도는 Pascoe와 Newey⁽¹³⁾에 의한 2원계 NiAl의 강도보다 시험온도 전 영역에 걸쳐 증대하는 것을 알 수 있다. 또 시효처리에 의해 α -Cr입자를 미세하게 분산석출시키면, 500℃부터 600℃까지의 온도영역에 걸쳐 강도는 2원계 NiAl보다 230~380MPa 상승하지만, 시험온도가 더욱 높아지게 되면 미세하게 분산석출된 α -Cr입자의 조대화에 의하여 Cr을 첨가한 합금의 강도도 서서히 감소하여 2원계 NiAl 강도와 차가 작아지게 된다.

〈전위와 석출물의 상호작용〉

Photo 6에 1290℃에서 180ks(50h) 동안 용체화처리 후 700℃에서 1.08Ms(300h/over aged) 동안 시효처리를 하고, 900℃에서 약 3% 압축변형시킨 50Ni42Al-8Cr합금의 $g=002$ Dark Field Image를 나타내었다. 시험온도가 시효온도보다 높기 때문에 α -Cr입자는 시험중에 성장한 것이라고 생각된다. 변형조직사진으로부터 변형중의 전위는 α -Cr입자를 by-pass하는 것을 알 수 있다. Photo 7에 900℃에서 1.08Ms(300h/over aged) 동안 시효처리를 한

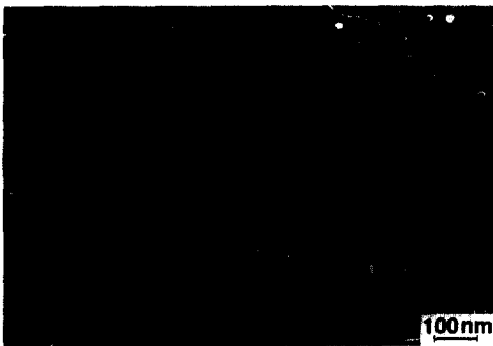


Photo 6 Dark field image of dislocations in 50Ni42Al-8Cr alloy aged at 973K for 1.08Ms (300h) and deformed 3% at 1173K.

후, 900℃에서 약 3% 압축변형시킨 50Ni42Al-8Cr합금의 Bright Field Image를 나타내었다. 화살표로 표시된 쌍을 이루는 전위 loop는 cross-slip을 포함하는 by-pass에 의해서 형성된 것이라고 생각된다.⁽¹⁵⁾

Photo 8(a)와(b)는 900℃에서 1.08Ms(300h/over aged) 동안 시효처리를 한 후 900℃에서 약 3% 압축변형시킨 46Ni46Al-8Cr합금의 Weak-Beam에



Photo 7 Dislocations in 50Ni42Al-8Cr alloy aged at 1173K for 1.08Ms(300h) and deformed 3% at 1173K.

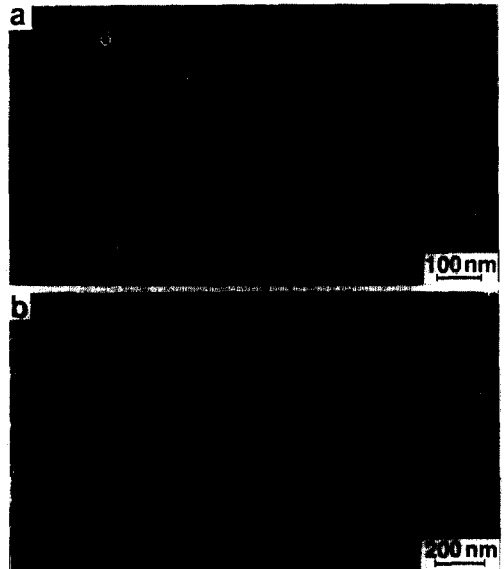


Photo 8 Dark field image of dislocations in 46Ni46Al-8Cr alloy aged at 1173K for 1.08 Ms (300h) and deformed 3% at 1173K.

의한 Dark Field Image를 나타내고 있다. Ni과 Al을 Cr으로 치환한 경우에도 변형중의 전위는 (a)에 나타내는 것과 같이 α -Cr입자를 by-pass하여, (b)와 같이 전형적인 Orowan loop를 형성하는 것을 알 수 있다.

4. 고 찰

미세한 분산석출물을 포함하는 합금에서 전위의 운동은, 석출입자와 기지상과의 물리적 성질의 차이에 의한 영향을 받는다⁽¹⁶⁾. 예를 들어 격자정수, 탄성률, APB energy, 적층결합 energy 혹은 결정구조의 차이는 전위-석출입자 사이의 상호작용을 지배하는 중요한 인자라고 생각된다. α -Cr입자와 NiAl 기지상은 기본적으로 BCC구조이며, α -Cr입자와 기지상 NiAl 사이의 격자 misfit는 약 0.8%로서 작다. 또 α -Cr입자는 구상으로, 기지상 NiAl격자와 완전한 정합관계에 있다. 따라서 양쪽 상간의 기본적인 차이는 APB energy에 있다고 예상된다. α -Cr입자의 APB energy는 극히 적은 반면, 기지상 NiAl의 APB energy는 매우 높은 값(240~900mJ/m²)을 갖는다고 보고되어 있다⁽¹⁷⁻²¹⁾. 따라서 기지상 NiAl중의 전위는 미세한 불규칙 석출상을 포함하는 Ni₃Al의 경우⁽²²⁻²⁴⁾와 같이 α -Cr입자에 끌어당겨질 가능성이 있다. 그러나 TEM을 이용한 경사실험에 의하면, NiAl-Cr의 변형중에 도입된 전위의 Burgers Vector는 $b = \langle 100 \rangle$ 이다. 이 Burgers Vector는 NiAl중의 초격자전위의 Burgers Vector가 아니며, 따라서 이 변형중에 도입된 전위는 2개의 초격자전위로는 분해하지 않는다.

종래부터 많은 실험과 이론적 계산⁽²⁵⁾에 의해서 NiAl의 변형은 $\langle 100 \rangle$ slip으로 지배된다고 알려져 있다⁽²⁵⁾. 그러나 불규칙 BCC구조를 갖는 금속이나 합금에 있어서의 변형의 대부분은 $\langle 111 \rangle$ slip으로 지배된다. 그러나 NiAl에서의 $\langle 111 \rangle$ slip은 저온 혹은 압축시험축이 $\langle 100 \rangle$ 방향과 같은 특정한 조건하에서만 일어난다. Photo 6~Photo 8에서 관찰된 현상에는

인력형 상호작용도, 전위의 분해도 관찰되지 않았다. α -Cr입자의 강성율($G = 0.93 \times 10^{11}$ N/m²)은 NiAl의 강성율($G = 0.67 \times 10^{11}$ N/m²)보다 높다. 따라서 이 강성율의 차가 α -Cr입자를 포함하는 NiAl의 강화에 중요한 인자가 되었다고 생각된다. 또 NiAl-Cr계에서는, 석출입자와 전위 사이에 인력형 상호작용이 없는 것이 온도의 증가와 함께 강도가 현저하게 저하하는 중요한 원인이라고 생각된다.

5. 결 론

1~8 mol% Cr을 포함하는 B2형 NiAl에 있어서 α -Cr입자의 석출거동과 압축변형에 의해 도입된 전위의 형태를 투과전자현미경(TEM)을 사용하여 관찰하였다. 또 항복강도의 온도의존성을 측정하였다. 이 시험을 통하여 얻어진 결과는 다음과 같다.

- (1) Cr을 첨가한 NiAl중에는 1290℃에서 용체화처리 후 700℃ 부근의 온도에서의 시효처리로부터 구형의 α -Cr입자가 미세하게 석출한다. 시효 초기단계에서는 α -Cr입자와 기지상 NiAl격자간의 계면의 정합성은 완전하다. 그러나 장시간 시효처리를 하는 것으로부터 α -Cr입자와 기지상과의 계면에는 misfit 전위가 도입된다.
- (2) NiAl은 α -Cr입자의 미세석출에 의해 석출경화한다.
- (3) NiAl에 α -Cr입자를 석출시키는 것으로부터 저온 영역에서의 NiAl의 항복강도는 증가하지만, 온도가 상승함에 따라 강도는 저하한다.
- (4) 전위는 고온에서의 압축변형중에 α -Cr입자를 by-pass한다. α -Cr입자를 포함하는 NiAl에서는 전위와 석출물간에 인력형 상호작용은 작용하지 않는다.

참고문헌

1. K. Ishida, R. Kainuma, N. Ueno and T. Nishizawa: Metall. Trans. A, 22 (1991) 441.

2. M.V. Nathal: *Ordered Intermetallics-Physical Metallurgy and Mechanical Behaviour*, Ed. By C.T. Liu, R.W. Cahn and G. Sauthoff, NATO ASI Series E, vol.213, Kluwer Academic Publ., Dordrecht, (1992) p.541.
3. T. Hong and A.J. Freeman: "Electronic Structure and Mechanical Properties of Intermetallics: APB Energies in Ni-Al-Based Systems", *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys II*, ed. by C.T. Liu et al., Mater. Res. Soc. Sympo. Proc., vol.133, Materials Research Society, Pittsburg, (1989) 573.
4. C.A. Hipsley, Strangwood and J.H. Devan: *Acta metall*, 38 (1990) 2393.
5. D.B. Miracle, S. Russell and C.C. Law: "Slip System Modification in NiAl", *High Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*, ed. C.T. Liu et al., Mater. Res. Soc Sympo. Proc., vol.133, Materials Research Society, Pittsburg, (1989) 225~230.
6. R.D. Field, D.F. Lahman and R. Darolia: *Acta metall*, 39 (1991) 2961. Materials Research Society, Pittsburg, (1989) 225.
7. R. Yang, J.A. Leake and R.W. Cahn: *Phil. Mag. A*, 65 (1992) 961.
8. P. Rogl: *Ternary Alloys*, vol.4, ed. G. Petzow and G. Effenberg, VCH, Weinheim, (1991) 400~415.
9. R.D. Field, D.F. Lahrman and R. Darolia: "The Effect of Alloying on Slip System in $\langle 001 \rangle$ Oriented NiAl Single Crystals", *Acta Metall. Mater.*, vol.39, No.12 (1991) 2961~2969.
10. J.L. Walter, H.E. Cline and E.F. Kock: "Interface Dislocations in Directionally Solidified NiAl-Cr Eutectic", *Trans. Met. Soc. AIME*, 245 (1969) 2073~2079.
11. H.E. Cline, J.L. Walter, E.F. Koch and L.M. Osika: "The Variation of Interface Dislocation Networks with Lattice Mismatch in Eutectic Alloys", *Acta Metall. Mater.*, 19 (1971) 405~414.
12. D.L. Wood and J.H. Westbrook: *Trans. Metall. Soc. AIME*, 224 (1962) 1024.
13. R.T. Pascoe and C.W.A. Newey: "The Mechanical Behaviour of the Intermediate Phase NiAl", *Metal Sci.J.*, 2(1968) 138~143.
14. A.R. Causey and E. Teghtsoonian: *Trans. Metall.*, 1 (1970) 1177.
15. P.B. Hirsch: "The Interpretation of the Slip Patterns in Terms of dislocation Movements", *J. Inst. Metals*, 86 (1957~58) 13.
16. A.J. Ardell: "Precipitation Hardening", *Met. Trans.*, 16A (1985) 2131~2165.
17. P.C. Clapp., M.J. Rubins., S. Charpenay., J.A. Rifkin and Z.Z. Yu: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys III*, vol.133 (1989) 29~35.
18. C.L. Fu and M.H. Yoo: *High-Temperature Ordered Intermetallic Alloys IV*, (1991) 667~672.
19. T. Hong and A.J. Freeman.: *Phys. Rev*, B43 (1991) 6446.
20. T. Hong and A.J. Freeman.: *J. Mater. Res.*, 6(1991) 330.
21. S.I.Rao., C.Woodward and T.A.Parthasarathy.: *High-Temperature Ordered InterMetallic Alloys IV*, (1991) 125~130.
22. W.H. Tian, T. Sano and M. Nemoto: *J. Japan Inst. Metals*, 53 (1989) 1013, 1022, 1029.
23. W.H. Tian, T. Sano and M. Nemoto: *J. Japan Inst. Metals*, 54 (1990) 276, 285.

24. M. Nemoto, W.H. Tian and T. Sano:
"Coherent Precipitation Strengthening by/in
L1₂ Ordered Phases", J. Phys., Paris, 1

(1991) 1099~1117.

25. M. Yamaguchi and Y. Umakoshi: Prog. Mater.
Sci., 34 (1990) 1.