

L1₂형 금속간화합물 Ni₃Al중에 탄화물입자의 석출거동에 관한 연구

한창석[†] · 구경완 · 오동철
호서대학교 국방과학기술학과

A Study on the Precipitation Behavior of Carbide Particle in L1₂-type Intermetallic Compound Ni₃Al

Chang-Suk Han[†], Kyung-Wan Koo and Dong-Cheol Oh

Dept. of Defense Science & Technology, Hoseo University

(2006년 1월 17일 접수, 2006년 3월 23일 최종수정본 접수)

Abstract Structural studies have been performed on precipitation hardening discovered in L1₂-ordered Ni₃(Al,Cr) containing 0.2 to 3.0 mol% of carbon using transmission electron microscopy (TEM). Fine octahedral precipitates of M₂₃C₆ appeared in the matrix by aging at temperatures around 973 K after solution treatment at 1423 K. TEM examination revealed that the M₂₃C₆ phase and the matrix lattices have a cube-cube orientation relationship and keep partial atomic matching at the {111} interface. After prolonged aging or by aging at higher temperatures, the M₂₃C₆ precipitates then adopt a rod-like morphology elongated parallel to the <100> directions. Deformation at temperature below 973 K, typical Orowan loops were observed surrounding the M₂₃C₆ particles. At higher deformation temperatures, the Orowan loops disappeared and the morphology of dislocations at the particle-matrix interfaces suggested the existence of attractive interaction between dislocations and particles. The change of the interaction modes between dislocation and particles with increasing deformation temperature can be considered as a result of strain relaxation at the interface between matrix and particles.

Key words M₂₃C₆, carbide, age-hardening, precipitates.

1. 서 론

구조용 합금 중에서 금속간화합물의 석출에 대해서는 종래부터 많은 연구가 진행되어 왔다. 그러나, 빈대로 미세하게 분산된 석출물을 포함하는 금속간화합물에 대해서는 활발한 연구가 진행되지 않은 실정이다. Radavich와 Coutts *et al.*¹⁾은 Ni-base Super Alloy Udimet 700의 γ' 상중에 Perovskite-type의 탄화물이 석출한다고 보고하였다. 그러나, Guo *et al.*²⁾은 같은 합금에 대해서 SAED(Selected Area Electron Diffraction) pattern 해석을 한 결과, 미세한 석출물은 Perovskite-type의 탄화물이 아니라 β -NiAl(CsCl-type)상이라고 보고하였다. Tian *et al.*³⁻⁵⁾은 Ni₃(Al,Ti)을 base로 하는 γ' 금속간화합물의 조성과 열처리(균열 용체화처리 및 시효처리)를 제어하는 것에 의해 γ' 상중에 불규칙 상을 미세하게 분산시출시키는 것에 성공하여 시효처리에 의한 조직변화와 시효강화기동을 명백하게 하였다. Tian *et al.*의 결과에 의하면, 미세한 불규칙 석출입자의 분산에 의해서 실온강도 및 고온강도가 명백하게 증가한다.

또한, Ni₃Al을 대표하는 γ' -L1₂형 규칙상은 온도상승과 함께 강도가 증가하는 특이한 성질을 가진 것이 많기 때문에, 그 재료특성이 주목되어 강도의 온도 의존성 이외에 결정방위 의존성, 변형속도 의존성, 인상·압축 이방성 등 상세한 연구가 활발히 진행되어 왔다.⁶⁻⁹⁾ γ' 상은 초내열재료로서도 주목되어 Boron 첨가에 의한 상온에서의 인성개선¹⁰⁾을 비롯하여 제3합금원소 첨가에 의한 고온인성이나 고온강도의 개선¹¹⁻¹³⁾ 등이 검토되었다.

그러나, 구조재료로서는 다상화에 의한 강화가 기본적인 수법의 하나일에도 불구하고, 금속간화합물의 다상화, 특히, 석출강화에 관한 연구는 활발히 진행되지 않은 실정이다. Sastry와 Ramaswami *et al.*¹⁴⁾ 및 Ardell과 Pattanaik *et al.*¹⁵⁾은 각각 L1₂형 규칙구조와 불규칙구조의 Cu₃Au 중에 내부산화에 의한 Al₂O₃ 혹은 SiO₂를 분산시켜 항복강도 및 가공경화기동을 조사하였다. 이들 연구의 목적은 회복 영향이 없는 상태에서 입자분산형 합금의 강도와 소성변형기동을 명백하게 하는 것으로, 금속간화합물의 강화에 대하여 조사한 것은 아니었지만, 실질적으로 Cu₃Au가 강화되고, 항복응력이 내부산화합금에서는 일반적인 Orowan by-pass 기구에 의해 지배되는 것임을 밝혀내었다.

[†]E-Mail : hancs@office.hoseo.ac.kr

제2상 석출입자와 변형에 의해 도입된 전위간의 상호작용은 크게 2개의 범주로 나눌 수 있다. 첫째는, 석출입자의 강성율이 모상의 강성을 보다 커서 전위가 석출입자로부터 반발되는 경우, 둘째는 전위와 석출입자 간에 인력형 상호작용이 일어나는 경우이다. 한편, Srolovitz *et al.*¹⁶⁻¹⁸⁾은 석출입자와 전위간의 상호작용이 입자-모상 계면과 모상에서의 확산 결과, 고온에서는 척력형에서 인력형으로 변화하는 경우가 있다는 것을 밝혀내었다. 또한, Tian *et al.*⁴⁾에 의하면 L1₂-규칙 γ' 상에 미세한 불규칙 상을 분산석출 시키면 저온 및 고온에서도 명백히 강도가 증가하며, 투과전자현미경(TEM)을 이용한 관찰에 의하면 초격자전위와 석출입자 사이에는 항상 인력형 상호작용이 일어나고,⁵⁾ 전위는 어떠한 시효단계에서도 석출입자를 전단하며 과시효단계에서도 Orowan by-pass 기구¹⁹⁾는 작용하지 않는다고 보고하였다.

본 연구에서는 미세하게 분산된 M₂₃C₆-type 탄화물을 포함하는 Ni₃(Al,Cr)합금에 대한 미세조직상의 특성과 변형에 의해 도입된 전위와 M₂₃C₆-type carbide 석출상과의 상호작용에 의한 전위의 거동에 대하여 규명하였다.

2. 실험 방법

본 실험에서 사용한 합금은, 99.9% Ni, 99.99% Al 및 99.99% Cr을 소재로 하였으며, 비소모전극형 Ar-arc 용해로를 사용하여 용해하여 30 g(약 12 mm×10 mm×40 mm)의 잉고트를 용해하였다. Carbon 첨가는 99%의 Cr₂C₃를 사용하였다. 합금조성은 Fig. 1에 나타난 것과 같이 Huang *et al.*²⁰⁾에 의한 NiAl-Cr 3원계 상태도를 기초로 하여 선정하였다. 선정된 γ' 단상합금 Ni₂₄Al₄Cr을

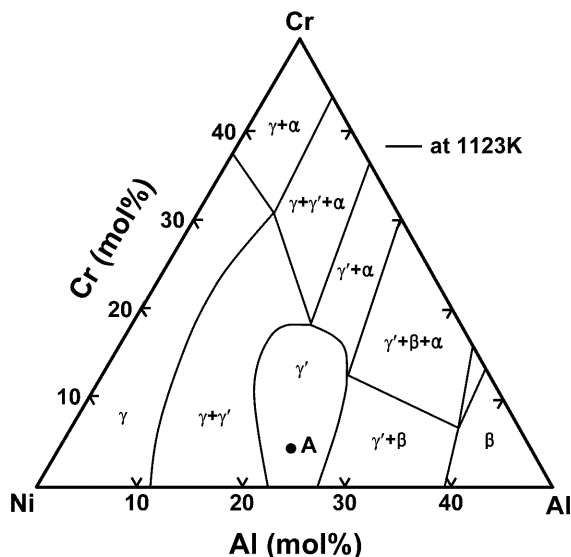


Fig. 1. Alloy composition(A) shown in the 1123 K isothermal section diagram of Ni-Al-Cr system after Huang.

Table 1. Nominal Alloy Compositions of γ' -Ni₃(Al,Cr)-C (wt%).

Designation	Al	Cr	C	Ni
72Ni24Al4Cr-0.0C	12.7	4.1	0.0	bal.
72Ni24Al4Cr-0.2C	12.7	4.1	0.1	bal.
72Ni24Al4Cr-0.5C	12.7	4.1	0.1	bal.
72Ni24Al4Cr-1.0C	12.7	4.1	0.2	bal.
72Ni24Al4Cr-2.0C	12.7	4.1	0.5	bal.
72Ni24Al4Cr-3.0C	12.6	4.1	0.7	bal.
77Ni19Al4Cr-0.0C	9.8	3.9	0.0	bal.
77Ni19Al4Cr-0.5C	9.8	3.2	0.9	bal.

기본조성으로 하여 각각 0.2~3.0 mol% carbon을 첨가하였다. Carbon 첨가합금의 조성의 합계는 100%를 초과하고 있지만, carbon은 Ni, Al 및 Cr과 치환하였기 때문에 실제로는 100%이다. Table 1에 본 실험에서 사용한 합금의 조성을 나타내었다. 잉고트로부터 5 mm×5 mm×10 mm의 크기로 자른 시편을 1423 K에서 72시간 용체화 처리하여 얼음물에 급랭하였다. 0.2C와 0.5C 합금에 대해서는 973 K과 1073 K에서, 1.0C~3.0C 합금에 대해서는 923 K과 973 K에서 0.5~300시간 동안 등온시효처리를 하였다. 경도측정은 Micro-Vickers 경도계(하중 200 gf, 부하 시간 20 sec)를 사용하였으며, TEM관찰을 위한 시료는 Twin-Jet 전해연마법에 의해 제작하였다. 전해연마는 10% H₂SO₄ + 20% C₂H₅OH + 70% CH₃OH의 전해액을 사용하여 전압 약 14 V, 전류 약 0.6 A로서 약 300 sec 동안 전해연마 하였다. 관찰에 사용한 TEM은 JEM-200CS 및 JEM-4000EX (HRTEM)이다. Ni₂₄Al₄Cr-0.2C, 0.5C 및 Ni₁₉Al₄Cr, 0.5C 합금에 대해서는 시효처리 후, Instron-type 시험기(Shimadzu Auto-Graph 5000D)를 사용하여 변형속도 $3 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 으로 300~1173 K의 온도범위에서 약 3% 압축변형시험을 하였다.

3. 결과 및 고찰

3.1. 시효처리에 의한 경도변화

Fig. 2에 1423 K에서 72시간 동안 용체화처리 후, 973 K (a) 및 923 K, 1073 K (b)에서 등온시효처리 한 Ni₂₄Al₄Cr-0.2C, 0.5C, 1.0C, 2.0C 및 3.0C 합금의 Vickers hardness의 시효처리 시간에 의한 변화를 나타내었다. 용체화처리 후의 시편의 미세경도는 carbon 농도에 강하게 의존하는 것을 알 수 있다. Fig. 2(a)에 나타난 것과 같이, 973 K 시효에서는 Ni₂₄Al₄Cr-0.2C와 0.5C 합금 모두 시효시간과 함께 경도는 점차 증가하여 300시간 시효에서도 최고 경도치에 도달하여 있지 않다. 그러나, Ni₂₄Al₄Cr-0.2C 합금의 1073 K(Fig. 2(b))의 시효에서는 시효처리 시간의 증가와 함께 경도는 상승하여 30시간에서 최고

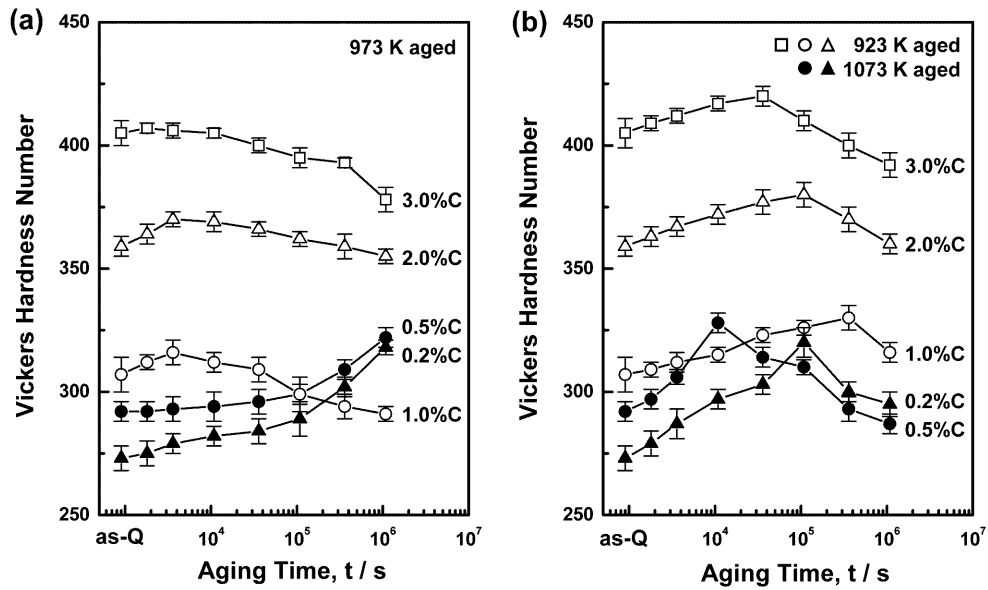


Fig. 2. The variation of microhardness of Ni₂₄Al₄Cr containing 0.2, 0.5, 1.0, 2.0 and 3.0 at% of carbon by aging at 973 K (a), 923 K, and 1073 K (b) after quenching from 1423 K.

경도치 320의 peak 시효로 되며, 이후 경도가 감소하여 과시효단계로 된다. Ni₂₄Al₄Cr-0.5C 합금의 1073 K(Fig. 2(b))에서의 시효경화 곡선은 Ni₂₄Al₄Cr-0.2C 합금과 거의 같은 양상이지만, Ni₂₄Al₄Cr-0.2C 합금보다 빠른 시효시간(3시간)에서 최고 경도치 320에 도달하며, 이후 과시효단계로 되는 것을 알 수 있다.

Fig. 2(a)에 나타난 것과 같이, Ni₂₄Al₄Cr-1.0C, 2.0C 와 3.0C 합금의 973 K 시효에서는 어떠한 합금에 대해서도 시효처리 시간과 함께 경도는 완만히 상승하고, 0.5~1시간의 시효에서 최고 경도치에 도달하며, 이후 과시효연화 하는 것을 알 수 있다. 또한, 경도가 최고치에 도달하기까지에 필요한 시간은 carbon 첨가량의 증가와 함께 빨라지는 것을 알 수 있다. 시효처리에 의한 경화의 정도를 최고경도와 용체화경도와의 차와 용체화경도와의 비율로 나타내면, Ni₂₄Al₄Cr- 0.2C와 0.5C 합금의 973 K과 1073 K 시효에서는 40~45%, Ni₂₄Al₄Cr-1.0C, 2.0C 및 3.0C 합금의 923 K 시효에서는 15~20%로 작고, 또, 973 K에서도 5~10%로 작다. 이것은 carbon에 의한 고용경화, 시효처리에 의한 탄화물의 석출경화와 matrix의 carbon농도의 저하에 의한 연화, 미용해 탄화물에 의한 분산강화 등에 기인한다고 생각할 수 있다.

3.2. 시효처리에 의한 조직변화

Fig. 3은 1423 K에서 72시간 동안 용체화처리 후, 1073 K에서 3시간(under aged) 시효처리를 한 Ni₂₄Al₄Cr-0.2C 합금의 명시야상으로 시효초기의 석출물은 전위선 위에 우선 석출하는 것을 알 수 있다.

Fig. 4에 973 K에서 300시간(peak aged) (a) 및 1073 K

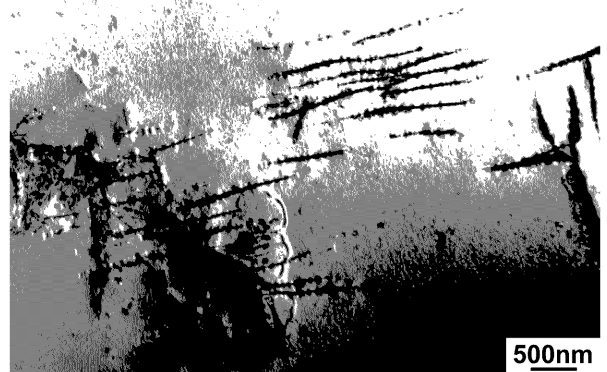


Fig. 3. Transmission electron micrograph of the Ni₂₄Al₄Cr-0.2C alloy aged at 1073 K for 10.8 ks(3 h) showing the precipitation of M₂₃C₆ carbide along dislocations.

에서 30시간(over aged) 시효처리 한 Ni₂₄Al₄Cr-0.5C 합금의 조직사진을 나타내었다. Fig. 4(a)로부터 입방체상인 다수의 석출물이 기지상에 미세하게 분산되어 있는 것을 알 수 있다. 이와 같은 석출입자의 핵생성은 오스테나이트계 스테인레스강에서 잘 관찰되는 것과 같이 기지상에서도 일어나며, 전위선상에서도 일어난다.²¹⁾ Fig. 4(b)로부터 과시효단계의 석출물은 <100>방향으로 성장하여 각주상으로 되는 것을 알 수 있다.

Fig. 5에 973 K에서 300시간(peak aged) 동안 시효처리 한 Ni₂₄Al₄Cr-0.5C 합금의 조직사진, SAED pattern 및 그 모식도를 나타내었다. 기지상 γ 과 석출물(M₂₃C₆-type carbide)과의 방위관계는 (100)- γ //(100)-M₂₃C₆, [001]- γ //[001]-M₂₃C₆, 즉, cube-cube의 관계가 있는 것을 알 수 있다. 이 방위관계는 오스테나이트 스테인레스강

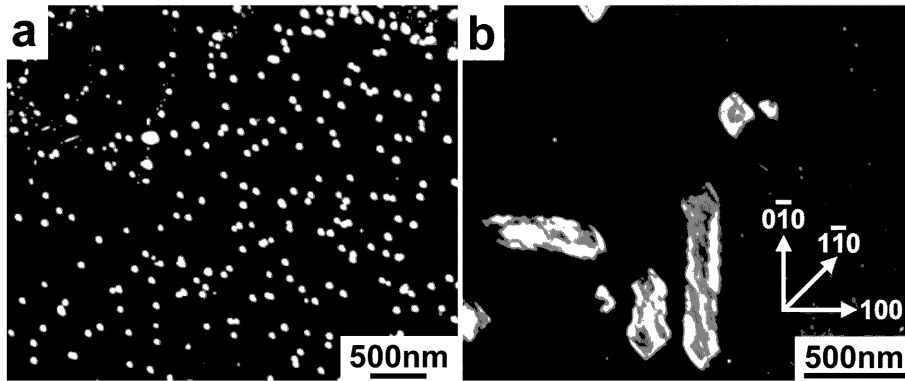


Fig. 4. Transmission electron micrographs of the Ni₂₄Al₄Cr-0.5C alloy aged at (a) 973 K for 1.08 Ms (300 h) and (b) 1073 K for 108 ks (30 h) showing the precipitation of M₂₃C₆ carbide.

에서도 관찰되고 있다. M₂₃C₆-type carbide는 단위포 중에 92개의 원자를 가지며, 격자정수는 약 1.06 nm이며, Ni₃Al보다 3배의 주기를 갖는 복잡한 구조의 Cr-rich 탄화물이다.^{22,23} Huetter와 Stadelmaier²⁴에 의하면 Ni₃Al중에 C의 고용량은 상당히 크다. Carbon원자가 Ni₃Al의 8면체 간극, 즉, (1/2, 1/2, 1/2)인 체심의 위치에 들어가면 Perovskite-type의 Ni₃AlC로 된다. 그러나, 화학양론조성을 Ni₃AlC_X^{23,24}로 하면 X=1이 아니라 X=0.29라고 보고되어 있다. 따라서, Ni₃Al중의 carbon의 고용량은 5.8 mol%로 된다. 이 값은 공정온도에서 Al을 포함하지 않는 Ni중의 보고된 carbon 고용량의 값²⁵인 0.25 mol% 보다는 크다.

3.3. M₂₃C₆ 석출상의 형태

페라이트계 및 오스테나이트계 스테인레스강 중에서 M₂₃C₆의 형태에 대해서는 많은 연구보고가 있다. 즉, 입방체(cubic),²⁶ 4면체(tetrahedral),²⁷ 8면체(octahedral),²⁷ lath상²⁸ 등의 M₂₃C₆에 대하여 보고 되어 있다.

Fig. 6에 기지상 중에 석출한 M₂₃C₆-type carbide의 형태를 다른 방향에서 관찰한 형상을 나타내었다. (a)는 [001]방향에서 관찰한 형상으로 석출물은 거의 정방형 혹은 장방형이며, 석출물의 각 변은 기지상의 [110]과 [110]방향에 평행한 것을 알 수 있다. (d)는 [110]방향에서 관찰한 형상으로 석출물의 각 변이 기지상의 [112]와 [112]방향에 평행한 diamond 형상인 것을 알 수 있다. Fig. 6(a)~(d)는 기지상의 [110]을 축으로 하여 회

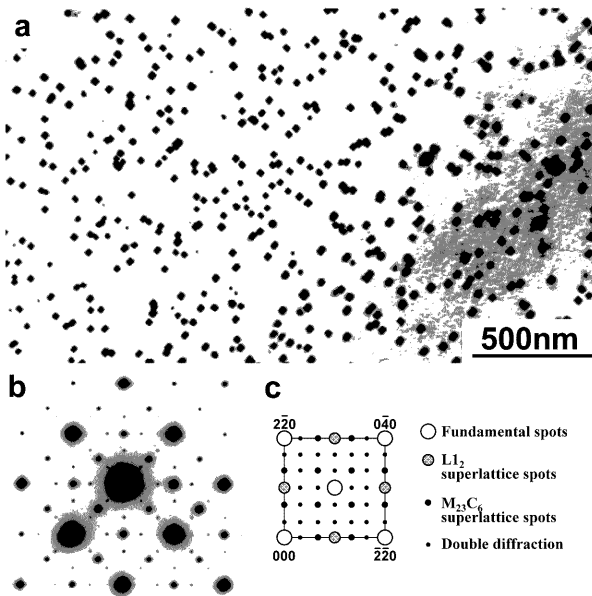


Fig. 5. (a) Transmission electron micrograph of the Ni₂₄Al₄Cr-0.5C alloy aged at 973 K for 1.08 Ms(300 h), (b) corresponding SAED pattern, and (c) corresponding key diagram.

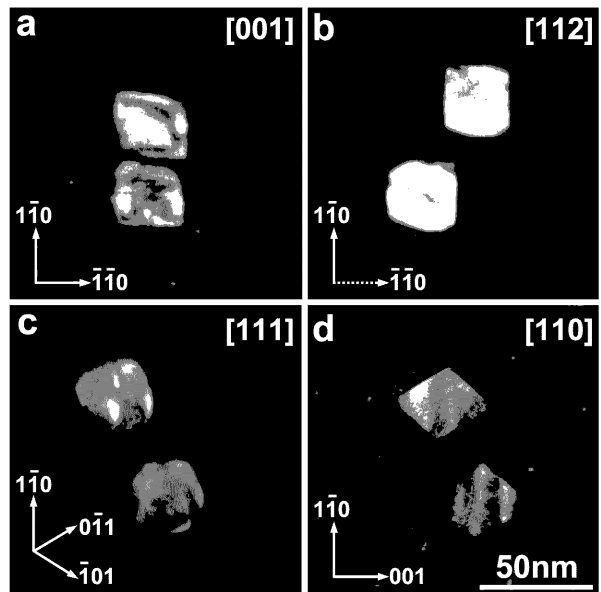


Fig. 6. Morphology of particles viewed from different directions, (a) the beam direction(BD) is [001], (b) BD=[112], (c) BD=[111], (d) BD=[110].

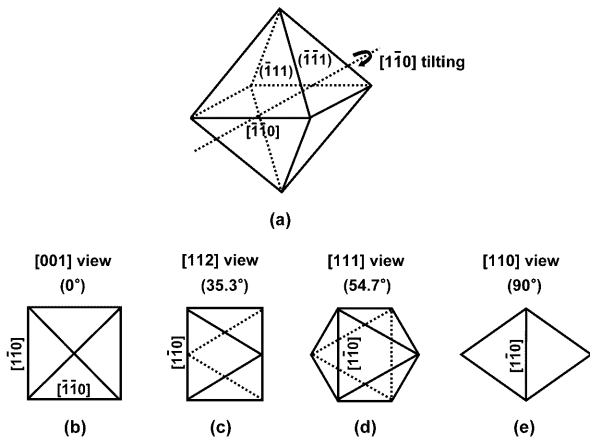


Fig. 7. (a) Perspective schematic diagram of octahedron, (b) projection from the [001] direction, (c) from the [112] direction, (d) from the [111] direction, (e) from the [110] direction.

전시키면서 4방향에서 관찰한 석출물의 형상이다. 이 4방향에서 관찰된 형상으로부터 M₂₃C₆ 석출입자의 형태는 8면체인 것을 예상할 수 있다.

Fig. 7은 8면체(octahedral)인 M₂₃C₆상을 [001], [112], [111] 및 [110]방향으로부터 관찰한 형상을 모식적으로 나타낸 모식도이다. Fig. 6에 나타낸 관찰결과가 이 모식도와 잘 일치하는 것을 알 수 있다.

M₂₃C₆ 석출입자와 모상격자간의 정합성과 facet계면의 형태를 고분해능 전자현미경(HRTEM)을 사용하여 관찰하였다. Fig. 8에 모상의 [110]방향에서 관찰한 M₂₃C₆ 석출입자의 고분해능상을 나타내었다. 석출입자의 (111)과

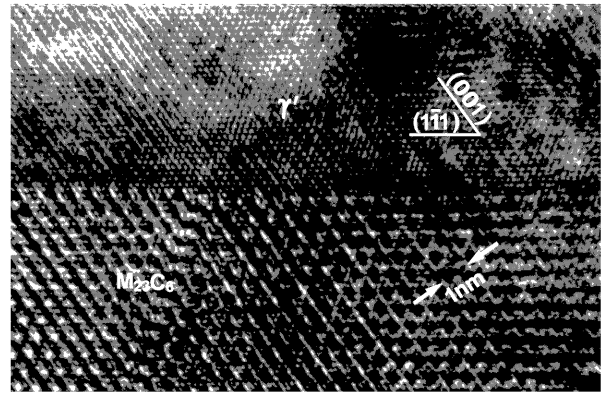


Fig. 8. High resolution electron micrograph of M₂₃C₆ carbide formed by aging at 973 K for 360 ks (100 h). BD=[110].

(111)계면은 이 조직사진면에 대해서 수직으로 서 있다. 또, M₂₃C₆ 석출입자에는 (111)과 (111)면에 평행한 면결합이 있는 것을 알 수 있으며, 이 면결합은 입자의 성장에 따라 형성되었다고 생각할 수 있다. 스테인레스강의 M₂₃C₆에 대해서 Beckett와 Clark²⁶⁾가 제안한 것과 같이 모상의 {111}면과 M₂₃C₆-type carbide의 {111}면과의 정합성이 거의 완전한 것을 이 사진으로부터 알 수 있다.

3.4. M₂₃C₆ carbide를 포함하는 Ni₃(Al,Cr)의 고온 강도

Fig. 9(a)에 1423 K에서 72시간 동안 용체화처리 한 상태 및 973 K에서 300시간(peak aged)동안 시효처리를 한 Ni24Al4Cr 및 Ni24Al4Cr-0.5C 합금의 항복응력의 온도

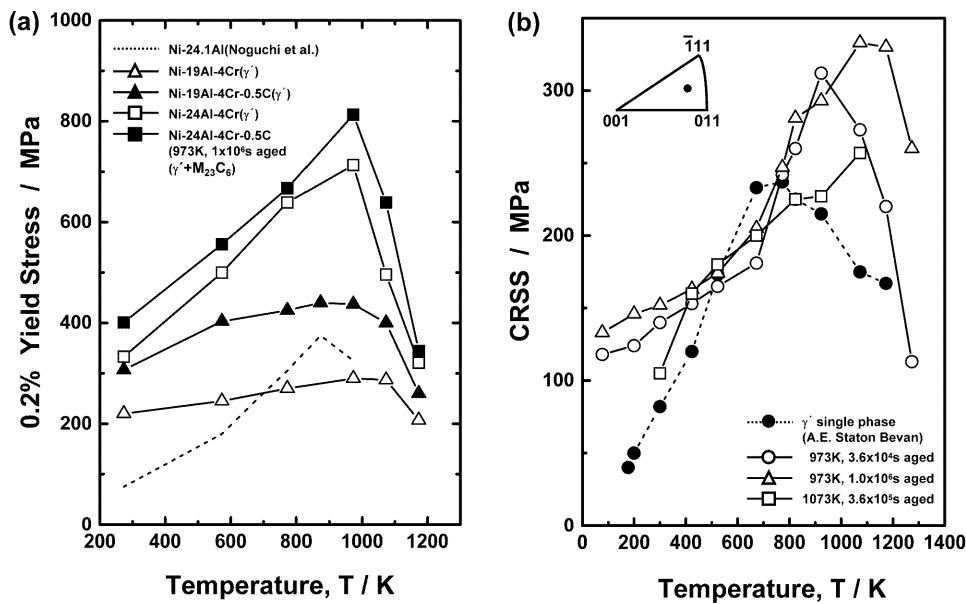


Fig. 9. (a) The temperature dependence of the yield stress of polycrystalline Ni24Al4Cr, Ni24Al4Cr-0.5C, Ni19Al4Cr and Ni19Al4Cr-0.5C alloys aged at 973 K for 1.08 Ms (300 h) after solution annealed at 1423 K for 260 ks, and (b) the temperature dependence of the CRSS for (111) {101} slip of Ni18Al4Ti alloy single crystals aged at various temperatures.

의존성을 나타내었다. 비교를 위하여 1423 K에서 72시간 동안 용체화처리를 한 Ni19Al4Cr과 Ni19Al4Cr-0.5C 합금의 같은 시험조건에서의 항복응력의 온도의존성을 나타내었다. 또, Noguchi *et al.*²⁹⁾의 2원계 다결정합금 Ni-24.1%Al의 data도 함께 도시하였다. 그리고, Tian *et al.*⁴⁾이 제시한 불규칙 상이 석출한 γ' -Ni₃(Al,Ti)상의 강도의 온도의존성을 Fig. 9(b)에 나타내었다. M₂₃C₆-type carbide를 포함하는 합금의 강도는 M₂₃C₆-type carbide의 석출입자를 포함하지 않는 합금의 강도보다 시험온도 전 영역에 걸쳐서 명백하게 높은 값을 나타내는 것을 알 수 있다. 그러나, 최대강도를 나타내는 peak 온도는 M₂₃C₆-type carbide의 입자에 의해서도 고온측으로 이동하지 않는다. 또한, Fig. 9(b)에 나타내는 것과 같이 불규칙 입자를 포함하는 Ni₃(Al,Ti) 합금의 peak 온도는 약 200 K 정도 고온측으로 이동하는 것을 알 수 있다. 이와 같은 차이의 원인은 석출입자와 전위간의 상호작용에 의한 차이에 있다고 생각할 수 있다.

3.5. 전위와 석출입자간의 상호작용

Fig. 10(a)에 973 K에서 100시간(under aged) 동안 시효처리 한 후, 실온에서 약 3% 압축변형을 하여 모상 격자의 [111]방향에서 M₂₃C₆-type carbide 입자의 반사를 이용하여 관찰한 Ni24Al4Cr-0.2C 합금의 암시야상을 나타내었다. Fig. 10(b)는 Fig. 10(a)와 같은 시료의 $g=\bar{2}20$ weak-beam에 의한 암시야상이다. Fig. 10(b)로부터 전위는 under age 단계에서도 carbide 입자를 by-pass하여 loop를 형성하는 것을 알 수 있다. 본 연구에서 관찰된 전위의 형태는 미세한 불규칙 상을 포함하는 Ni₃(Al,Ti) 합금 중에서 관찰된 전위의 형태와는 전혀 다르다. Tian

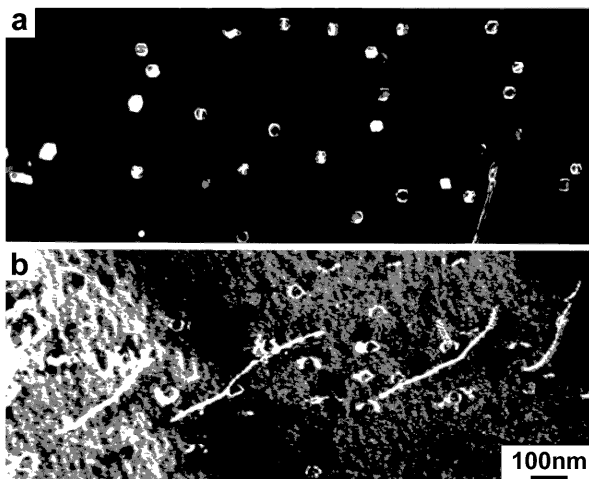


Fig. 10. (a) Dark field image of the M₂₃C₆ precipitates viewed from [111] direction and (b) deformation induced dislocations in the Ni24Al4Cr-0.2C alloy aged at 973 K for 360 ks(100 h). The Orowan loops are observed.

et al.^{4,5)}에 의한 Ni₃(Al,Ti) 합금의 경우는 모든 시효단계에서 변형에 의해 도입된 전위는 입자에 끌어당겨져 입자를 전단하며 운동하지만, 본 연구에서 관찰된 전위는 M₂₃C₆-type carbide를 by-pass하는 것을 알 수 있다. 앞서서도 언급한 바와 같이, M₂₃C₆-type carbide는 단위포 중에 92개의 원자를 가지며, 격자정수는 Ni₃Al보다 3배가 큰 복잡한 구조의 Cr-rich 탄화물이기 때문에, 전위가 탄화물 입자를 전단하는 것은 어렵다고 생각할 수 있다.

Fig. 11은 973 K에서 300시간(peak aged)동안 시효처리를 한 후, 573 K에서 약 3% 압축변형을 한 Ni24Al4Cr-0.5C 합금의 $g=\bar{2}20$ weak-beam에 의한 암시야상이다. 모상격자의 $[\bar{2}20]$ 방향에 평행한 직선상의 전위는 나선 전위이다. 모상으로부터의 회절점을 이용하여 관찰한 이 암시야상에서는 M₂₃C₆-type carbide 입자는 보이지 않지만, 전위는 이 변형온도(573 K)에서도 Orowan 기구에 의해서 M₂₃C₆-type carbide 입자를 by-pass하는 것을 알

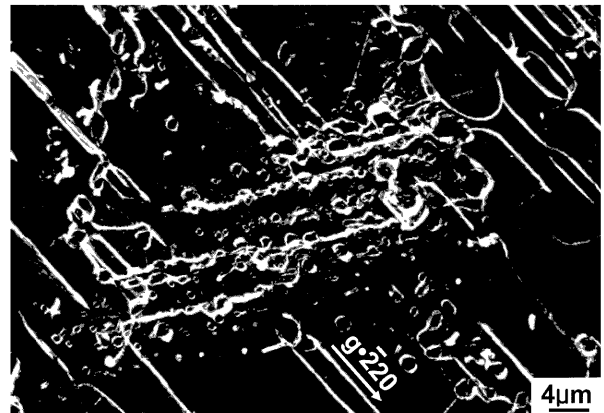


Fig. 11. Dark field micrograph showing the Orowan bypassing process in Ni24Al4Cr-0.5C alloy aged at 973 K for 1.08 Ms (300 h) and deformed 3% at 573 K.



Fig. 12. Dark field micrograph showing dislocation loops in Ni24Al4Cr-0.5C alloy aged at 973 K for 1.08 Ms(300 h) and deformed 3% at 973 K.

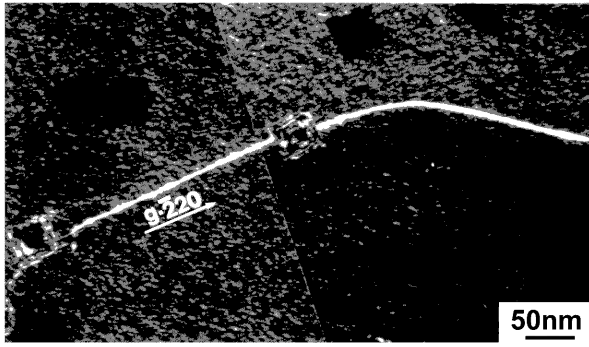


Fig. 13. TEM weak-beam image showing the dislocation attracted to the interface. The specimen was aged at 973 K for 1.08 Ms(300 h) and deformed 3% at 1173 K.

수 있다.

Fig. 12는 973 K에서 300시간(peak aged)동안 시효처리를 한 후, 973 K에서 약 3% 압축변형 시킨 Ni₂₄Al₄Cr-0.5C 합금의 암시야상이다. 이 온도에서도 역시 Orowan 기구가 작용하며, M₂₃C₆-type carbide 입자는 전위 loop에 둘러싸여져 있는 것을 알 수 있다.

Fig. 13에 973 K에서 300시간(peak aged)동안 시효처리를 한 후, 1173 K에서 약 3% 압축변형 시킨 Ni₂₄Al₄Cr-0.5C 합금의 변형조직을 나타내었다. 이 시험온도에서의 전위의 형태는 저온에서 관찰되었던 전위의 형태와는 다르게 석출입자 쪽으로 끌어당겨져 있는 것을 알 수 있다. 이와 같은 척력형에서 인력형으로 변화하는 것은 계면에서의 격자확산 및 입자/모상간 계면의 sliding에 의한 strain완화에 기인한다고 생각할 수 있다.¹⁶⁻¹⁸⁾ 따라서, 보다 낮은 온도에서 압축변형한 경우에 관찰된 Orowan loop전위는 이 변형온도에서는 관찰할 수 없었다. 또, 계면의 contrast로부터 전위는 탄화물입자와 모상의 계면에서 분해하고 있다고 생각할 수 있다.

4. 결 론

(1) L1₂-규칙 Ni₃(Al,Cr) 금속간화합물은 미세하게 분산된 M₂₃C₆-type carbide의 석출물에 의해 경화되며, 경화량과 경화속도는 carbon의 첨가량에 의존한다.

(2) M₂₃C₆-type carbide 입자의 형태는 {111}면으로 둘러싸인 8면체이고, 기지상 γ' 과의 방위관계는 cube-cube, 즉, (100)- γ' //(100)-M₂₃C₆, [001]- γ' //[001]-M₂₃C₆이다.

(3) 고온강도는 시험온도 전 영역에서 증가하며, 저온 변형에서의 전위는 탄화물 입자를 by-pass하여 Orowan loop를 형성한다.

(4) 변형온도가 충분히 높으면 변형에 의해 도입된 전위와 입자와의 상호작용은 척력형에서 인력형으로 변화하며, 척력형 상호작용에서 인력형 상호작용으로의 변화

는 계면에서의 확산에 의한 strain 완화에 기인한다.

참 고 문 헌

1. J. F. Radavick and W. H. Coats, Rev. High Temp. Mater., **1**, 55 (1984).
2. Guo Jianting, D. Ranucci and F. Gherarde, Met. Trans., **15A**, 1331 (1984).
3. W. H. Tian, T. Sano and M. Nemoto, Scripta Metall., **20**, 933 (1986).
4. W. H. Tian, T. Sano and M. Nemoto, J. Japan Inst. Metals, **53**, 1013, 1022, 1029 (1989).
5. W. H. Tian, T. Sano and M. Nemoto, J. Japan Inst. Metals, **54**, 276, 285 (1990).
6. S. Takeuchi and E. Kuramoto, J. Phys. Soc. Japan, **31**, 1282 (1971).
7. E. Kuramoto and D. P. Pope, Acta Met., **26**, 207 (1978).
8. C. Lall, S. Chin and D. P. Pope, Met. Trans., **10A**, 1323 (1979).
9. S. S. Ezz, D. P. Pope and V. Paidar, Acta Met., **30**, 921 (1982).
10. S. Aoki and O. Izumi, J. Japan Inst. Metals, **41**, 170 (1977).
11. R. W. Guard and H. Westbrook, Trans. AIME, **215**, 807 (1959).
12. S. Aoki and O. Izumi, J. Japan Inst. Metals, **39**, 1282 (1975).
13. R. D. Rawlings and A. E. Staton-Bevan, J. Met. Sci., **10**, 505 (1975).
14. S. M. L. Sastry and B. Ramaswami, Acta Met., **23**, 1517 (1975).
15. A. J. Ardell and S. Pattanaik, Phil. Mag., **A50**, 339, 361 (1984).
16. D. Srolovitz, R. Petkovic-Luton and M. J. Luton, Phil. Mag., **A48**, 795 (1983).
17. D. Srolovitz, R. Petkovic-Luton and M. J. Luton, Acta Met., **31**, 2151 (1983).
18. D. Srolovitz, M. J. Luton, R. Petkovic-Luton, D. M. Barnett and W. D. Nix, Acta Met., **32**, 1079 (1984).
19. E. Orowan, Symposium on Internal Stresses in Metals, Institute of Metals, London, 451 (1948).
20. S. C. Huang, Metall. Trans., **17A**, 933 (1986).
21. G. R. Kegg and J. M. Silcock, Metal Sci. J., **6**, 47 (1972).
22. M. Tanino, Bull. of the Japan Inst. Metals, **6**, 23 (1967).
23. H. J. Goldschmidt, Interstitial Alloys, Butterworth, London, 187 (1967).
24. L. J. Huetter and H. H. Stadelmaier, Acta Metall., **6**, 367 (1958).
25. A. Gabriel, C. Chatillon and I. Ansara, High Temp. Sci., **25**, 17 (1988).
26. F. R. Beckitt and B. R. Clark, Acta Metall., **15**, 113 (1967).
27. M. H. Lewis and B. Hattersley, Acta Metall., **13**, 1159 (1965).
28. L. K. Singhal and J. W. Martin, Acta Metall., **16**, 1159 (1968).
29. O. Noguchi, Y. Oya and T. Suzuki, Metall. Trans., **12A**, 1647 (1981).