

2원계 아공석 Ti-Co, Ti-Fe 합금의 공석반응 온도 아래의 온도에서 초석 α 반응

이 화 주

Proeutectoid α Reaction at Sub-eutectoid Temperatures in Binary Hypoeutectoid Ti-Co, Ti-Fe Alloys

Hwack Joo Lee

(Received September 22, 1994)

ABSTRACT

A TEM study on proeutectoid α reaction at sub-eutectoid temperatures has been made in hypoeutectoid Ti-3.9w/o Co and Ti-5.2w/o Fe alloys. Widmanstätten α plates were formed in both alloys within the β matrix with some modification of degenerate forms. These degenerate plates were formed by the sympathetic nucleation of α plates at $\alpha:\beta$ interphase boundaries. Three types of sympathetic nucleation, i.e., edge-to-edge, face-to-edge, face-to-face, were found in both alloys. The edge-to-edge sympathetically nucleated crystals formed a low-angle boundary between two crystals. The $\alpha:\beta$ interphase boundaries were found to be partially coherent interfaces which consist of regularly spaced misfit dislocations. The growth of these interphase boundaries were accomplished by the lateral movement of growth ledges. The intersection points of two α plates or the low angle boundaries which had formed by edge-to-edge sympathetic nucleation played a role as the potential sources of growth ledges during the growth of plate. The interfacial structures and the spatial morphologies of the degenerate proeutectoid α plates would be expected to influence the nucleation and growth of the succeeding eutectoid decomposition process.

서 론

Sympathetic nucleation(SN)은 모상(γ)에서 조성
이 다른 석출상(α)이 생성될 때, 이미 생성된 석출상과
모상과의 계면 $\alpha:\gamma$ 에서 새로이 석출상 α 가 핵생성됨을

말한다^{1,2)}. 이 형태의 핵생성은 철계^{1~5)}, 구리계⁶⁾, 그리
고 티타늄계^{2,7,8)} 합금에서 다양한 형태로 자주 관찰된
다. SN으로 생긴 결정과 기판(substrate) 결정과의 기
본적인 배열은 3가지 형태, 즉 edge-to-edge 형태,
edge-to-face 형태, face-to-face 형태의 배열을 갖는
다. SN으로 생성된 결정과 기판 결정은 항상 그렇지는

않지만, 보통 플레이트 형태로 생겨난다.

공석반응(eutectoid reaction)이 일어나는 합금계에서는 공석조성의 경우를 제외하고는 공석반응에 앞서 초석반응(proeutectoid reaction)을 수반한다. 초석반응에 의해 형성된 석출물의 형성이 특히 플레이트이면, 이 석출물의 성장과정에 SN이 관여할 것으로 기대되어진다. 특히 과포화도가 큰 공석온도 이하의 반응온도에서는 SN이 더욱 활발할 것으로 기대되며 후에 일어나는 공석반응에 많은 영향을 주게된다⁹⁾.

Franti 등¹⁰⁾은 10가지 Ti-X 합금계(여기서 X는 비스무스, 코발트, 크롬, 구리, 철, 망간, 니켈, 납, 팔라듐, 그리고 백금)의 광학 현미경에 의한 미세조직 관찰을 행하였다. 이들의 발견 중 중요한 것은 Ti-Cu를 제외하고는 이들 아공석합금의 공석반응은 베이나이트 반응이 주된 또는 유일한 반응기구임을 밝혔다. 여기서 베이나이트는 일반화된 미세구조적인 정의로서 펄라이트와 대응하여 비층상조직의, 비협동적인, 그리고 경쟁적인 공석반응 생성물을 말한다.

2원계 Ti-X 합금계는 다음과 같은 이유에서 초석 및 공석반응에 있어 근본적인 반응기구를 연구하는 데에 아주 중요한 합금계로 알려졌다¹⁰⁾. 즉, 1) 많은 원소들이 티타늄과 공석반응계를 이루고 있고, 2) 관심있는 시스템의 상평형도가 합리적으로 완성되어 있으며, 3) 상변태 반응을 ω 반응이 일어나는 온도 이상에서 항온적으로 진행시키면, 천이상(transition phase)이나 연속변태(continuous transformation) 등이 나타나지 않고, 4) 초석 및 공석반응 속도가 관찰하기에 편리하고, 5) 마르텐사이트 변태점(M_s)이 상온이하이므로 기지상(β 상, bcc)을 잔류시킬 수 있어 석출물과 기지와의 계면을 연구할 수 있고, 6) 확산계수 등 변태속도를 분석하는 데 필요한 파라미터가 유용하다는 점이다.

본 연구에서는 Ti-Co, Ti-Fe 합금계에 TEM 연구를 실시하여 티타늄 합금계의 공석반응을 좀더 자세히 연구하고자 하는 것으로 먼저 공석반응 전에 일어나는 초석반응 기구와 그 형상을 기술하고 후속 논문에서 공석반응에 대한 반응 기구를 기술하고자 한다.

실험 방법

합금은 Rockwell International Science Center에서 제작된 것으로 각각 0.030kg씩 12번 진공 아아크 용

해하였다. 이 시료를 진공상태로 1273K에서 7일간 균질화처리를 실시하였다. 사용된 합금의 조성은 Ti-3.9wt%(3.2a/o) Co, Ti-5.2w/o(4.5a/o) Fe이고, Ti-Co 합금의 공석조성은 9.5w/o(8.0a/o), 공석온도는 958K, 형성되는 금속간 화합물은 Ti_2Co (fcc with 96 atoms/unit cell)이다. Ti-Fe 합금의 공석조성은 14.5w/o(13.0a/o)이고, 공석온도는 858K, 금속간화합물은 TiFe(CsCl형)이다. 고온 상인 β 상은 bcc 구조이고 항온 열처리 후, 약간의 미세한 ω 상의 형성을 제외하고는 상온까지 급냉하는 동안 그대로 잔류한다. 균질화 처리한 시료는 0.01m×0.005m×0.001m 크기의 시료를 잘라 벤젠, 아세톤, 메타놀 순으로 닦은 후에 탄탈륨 박막으로 둘러싸고 Vycor 튜브에 넣어 진공화시키면서 서너 차례 정제된 헬륨가스로 세정하고 또 토치로 흡착된 가스제거를 위하여 약간씩 가열해준 후, 5×10^{-6} torr의 진공상태로 캡슐화하였다.

캡슐된 시료는 1273K에서 1200초 동안 용체화 처리를 한 후, 흑연으로 덮개를 하고 교반되는 탈산화된 납 베스에서 항온 열처리한 후 iced brine에서 캡슐을 깨뜨리면서 급냉시킨다. TEM 관찰용 foil의 제조는 window technique에 의한 전해연마(electro-polishing)을 행하였으나, 시료내의 수소량으로 계면상(interface phase)가 형성되므로¹¹⁾, Gatan ion miller를 사용하여 제작하였다. 사용된 gun voltage는 6kV이고 gun current는 0.3-0.5mA였다. 이 시편은 Jeol 100C와 Jeol 120CX를 사용하여 관찰하였다.

실험 결과

그림 1은 Ti-3.9% Co 합금을 908K에서 300초간 항온 열처리하였을 때의 TEM 명시야 미세조직을 나타낸다. 초석 α 플레이트가 sympathetic nucleation(SN)에 의하여 다양하게 형성되어 있음을 알 수 있다. 즉, α 결정 a와 α 결정 b와는 face-to-face SN, α 결정 a와 결정 c와는 face-to-edge SN 형태를 이루고 있음을 알 수 있다.

그림 2는 TEM 암시야상 사진으로 α 상이 edge-to-edge SN으로 형성되어 성장되었음을 나타낸 것으로 $\alpha : \alpha$ 계면이 넓은 간격의 dislocation network로 구성되어 있어 이 경계가 low angle boundary임을 쉽게 알 수 있다. Menon과 Aaronson¹²⁾은 SN에 대하여 자세한

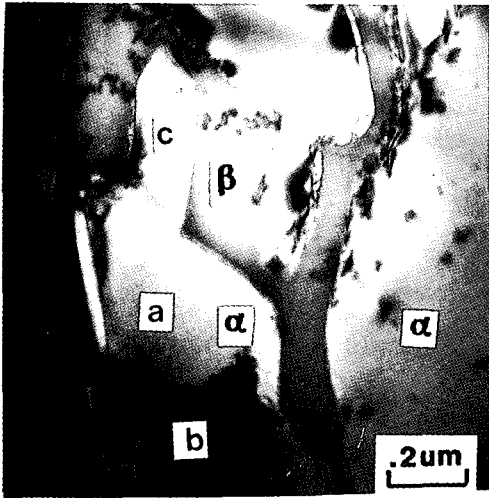


Fig. 1. Bright field micrograph showing face-to-edge, face-to-face sympathetic nucleation of the proeutectoid α plates in Ti-3.9wt% Co alloy reacted at 908K for 300sec.

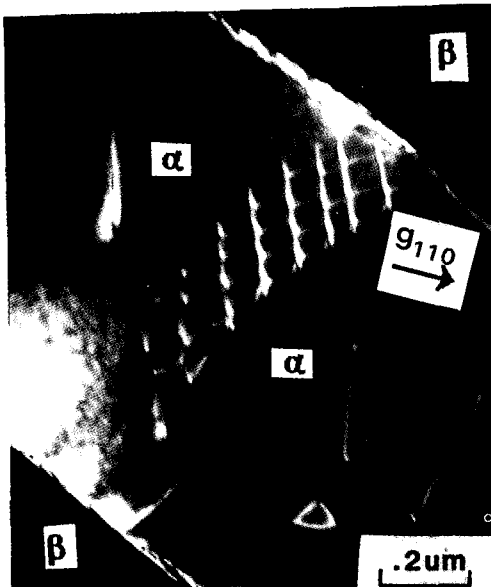


Fig. 2. Dark-field micrograph showing low angle interphase boundary between edge-to-edge sympathetically nucleated proeutectoid α plate in Ti-3.9wt% Co alloy reacted at 898K for 2400sec. Reflection was taken from $(1011)_{\alpha}$.

연구를 수행하였으며 이들에 의하면, edge-to-edge SN의 경우는 이웃한 α 결정이 1에서 2° 정도의 misorientation를 갖는다고 밝혔다. 그림 1과 2는 5% H₂SO₄의 메타놀 용액을 사용하여 283K에서 전압 12-14 V의 window technique에 의하여 제작되었다. 그림 1에서 α 상과 β 상과의 계면에 계면상이 형성되어 있음을 알 수 있다. 이 상은 시편제작중에 형성된 것으로 그 이유는 다음과 같다. 수소 원소는 고온상인 β 에는 고용도가 크고 저온상인 α 에는 고용도가 아주 작다. TEM 시편을 만드는 방법중의 하나인 전해연마에는 β 상에 크게 고용된 수소가 용액 밖으로 제대로 이완되지 못하여 수소 농도가 작은 α 상의 계면에서 티타늄하이드라이드로 계면상을 형성한다. 그러나, ion milling을 이용하면, β 상에서 수소를 그대로 분리 제거할 수 있으므로 interface phase 형성을 방지할 수 있음이 밝혀졌다¹¹⁾. 따라서 $\alpha : \beta$ 계면의 미세구조의 관찰을 위하여 이후의 시료는 ion milling로 준비하였다.

그림 3은 Ti-3.9% Co 합금의 보다 넓은 범위의 초석 α 플레이트의 형상과 계면구조를 나타내기 위하여 나타낸 명시야 몽타주 사진이다. 여기서 초석 α 는 degenerate된 플레이트 형상을 나타내고 있으며, 이러한 형상을 만들기 위하여 SN이 활발히 진행되고 있음을 알 수 있다. $\alpha : \beta$ 계면도 부분 정합형으로 growth ledge의 밀도가 꽤 높은 편으로 성장이 활발히 진행되고 있음을 나타내고 있다.

그림 4는 이들 중의 일부를 자세히 볼 수 있도록 좀 더 큰 배율로 확대해 본 것으로 다소 불규칙하게 생긴 초석 α 결정의 평평한 계면의 미세구조를 나타낸다. 계면의 미세구조는 WBDF(weak beam dark field)¹³⁾ 방법으로 관찰하였다. Growth ledge가 불규칙한 간격을 이루고 또 여러 방향으로 배열되어 성장이 활발히 진행되고 있음을 보여주고 있다.

그림 5는 초석 α 플레이트의 edge부에 해당하는 계면 조직을 나타내는 명시야 상으로 부분정합형의 계면과 growth ledge들로 이루어져 있어 이들 계면과 성장기구도 부정합(disordered) 계면이 아니고 또한 성장 기구도 균일한 원자들의 부착이 아니라 growth ledge에 의한 성장임을 나타낸다.

Garmong과 Rhodes¹⁴⁾는 계면에서 ledge 구조를 확인하는 세가지 방법을 제시하였다. 첫째는 displacement vector analysis method로서 변위 R의 방향이

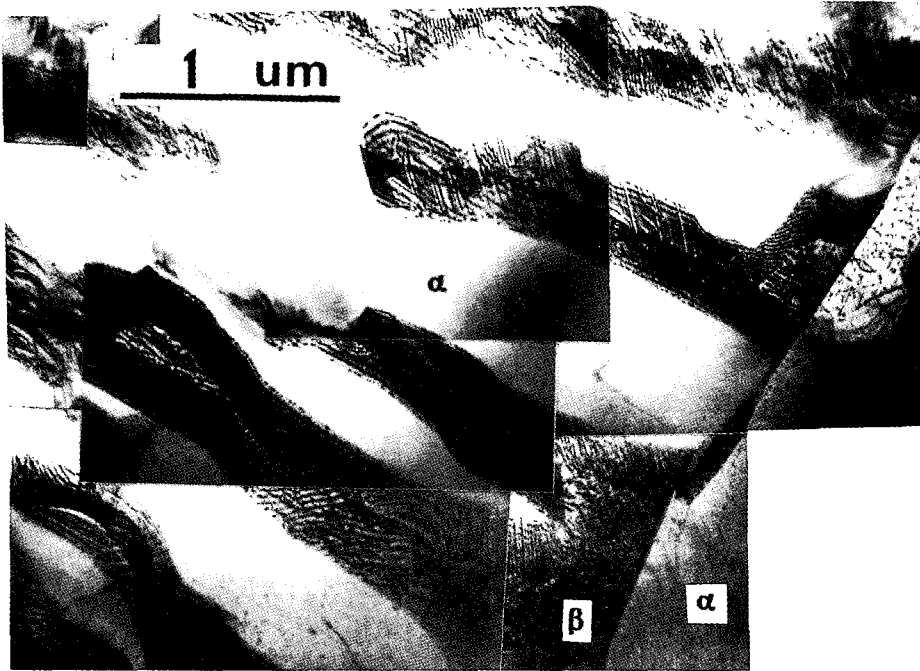


Fig. 3. Montage of TEM micrographs of the morphologies and the interfacial structures of the proeutectoid alpha plates in Ti-3.9wt% Co alloy reacted at 898K for 2400sec.

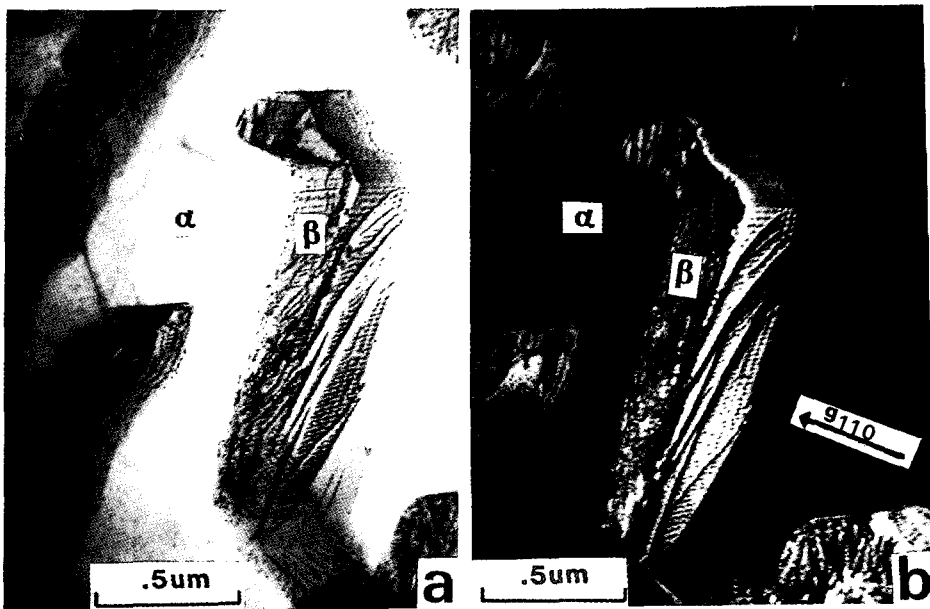


Fig. 4. a) Bright field micrograph of the interfacial structures at the broad face of a more irregularly shaped alpha plate in a Ti-3.9wt% Co alloy; b) Dark field micrograph of the interfacial structures of the proeutectoid alpha plates taken from $(110)_{\alpha}$ reflection. The alloy was reacted at 898K for 2400sec.

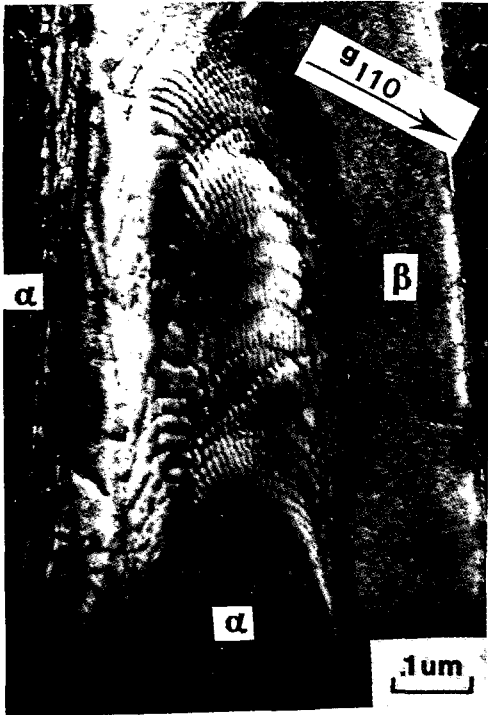


Fig. 5. Bright field micrograph of the interfacial structures at edges of proeutectoid alpha plate in a Ti-3.9wt% Co alloy reacted at 898K for 2400sec.

계면에 수직이므로 $g \cdot R = 0$ 분석을 통하여 R의 위치를 확인하는 방법과, 둘째로 Fringe displacement method로서 두께 fringe가 ledge에 의하여 일정거리 밀려남을 이용하여 이를 확인하는 방법이고 셋째 방법으로는 direct imaging method로 좀더 큰 크기의 ledge를 직접 관찰로 확인하는 방법이다. ledge는 계단식으로 구성되어 있어 거시적인 계면과 미시적인 계면으로 구성되게 된다.

그림 6은 Ti-3.9% Co 합금의 초석 α 플레이트가 성장하여 서로 만나서 교점을 이루고 있는 미세조직의 암시야 상을 나타낸다. 계면에는 growth ledge들의 존재가 보인다. 플레이트와 플레이트와의 교차점 그리고 edge-to-edge SN에 의하여 생긴 low angle boundary (점선과 화살표로 표시)는 growth ledge의 주요 발생원으로 작용하여 그 후의 변태 진행을 촉진시킨다.

그림 7은 Ti-3.9% Co 합금에서 완전한 곡선을 갖는 계면에서의 growth ledge와 misfit dislocation 구조를

보여준다. 플레이트가 degenerate된 정도에 따라 growth ledge의 분포와 간격이 복잡하고 다양해짐을 알 수 있다.

그림 8은 Ti-3.9% Co 합금에서 $\alpha : \beta$ 에서 SN에 의하여 또다른 α 의 성장을 나타낸다. 계면구조가 선명하지는 않으나 많은 수의 ledge로 구성되어 있음을 알 수 있고 특이한 것은 구형에 가까운 형태를 취하고 있고 superledge 부근에서 성장하고 있는 점이다. 그림에서 보는 단계는 핵생성 단계를 넘어 성장 단계가 많이 진행된 것으로 여겨져 핵생성 당시를 짐작하기는 어려우나 핵생성은 immobile 지역, 예를 들면, 계면의 terrace에서 핵생성되어 주변 확산장의 변화에 따라 지금과 같은 형상을 이룰 것으로 짐작된다.

Fe-Ti 합금계는 초석 α 반응은 그런대로 빠르게 진행하나 공석반응은 아주 느리게 진행되는 합금계로 오랜 시간이 지나도록 공석반응이 일어나지 않는다. 따라서

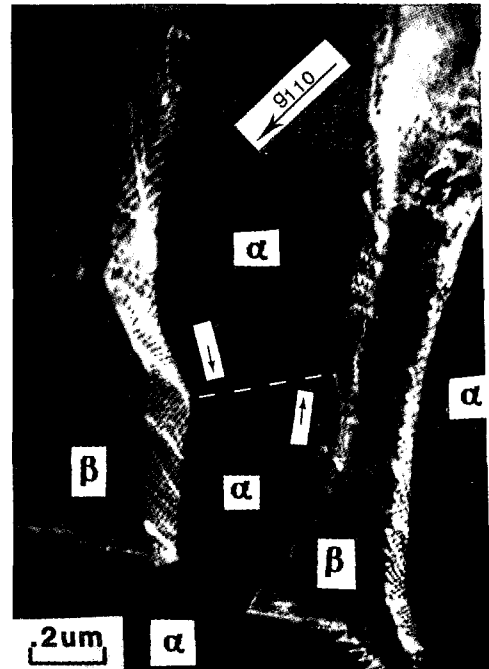


Fig. 6. Dark field micrograph of the interfacial structures of the proeutectoid alpha plates showing the growth ledges in Ti-3.9wt% Co alloy reacted at 898K for 1800sec taken from (110) β . Edge-to-edge sympathetic nucleation boundary is shown by arrows and the dashed line.

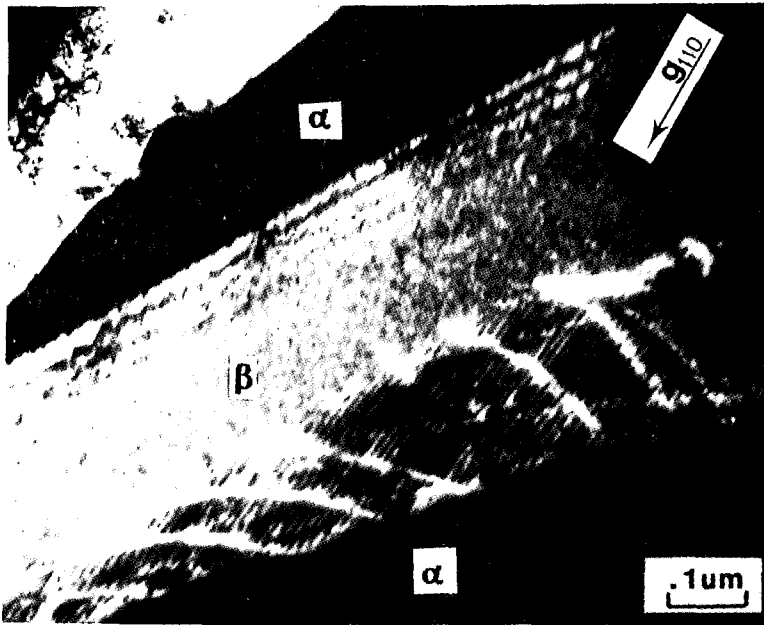


Fig. 7. DF micrograph of the interfacial structures at $\alpha:\beta$ interphase boundaries showing the growth ledges and misfit dislocations in Ti-3.9wt% Co alloy reacted at 898K for 2400sec taken from $(110)_\beta$ reflection.

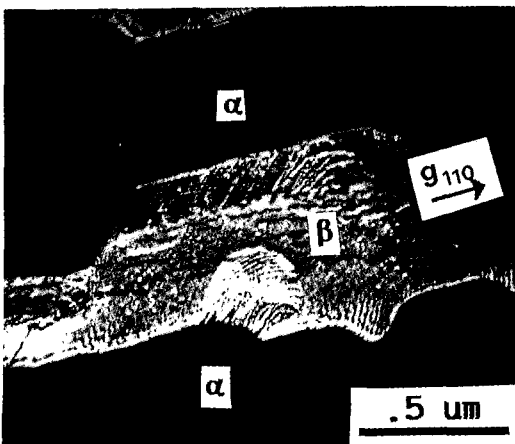


Fig. 8. DF micrograph showing the early stage of growth of sympathetically nucleated α plate at $\alpha:\beta$ interphase boundaries in Ti-3.9wt% Co alloy reacted at 898K for 2400sec taken from $(110)_\beta$ reflection.

초석 α 는 일찍 핵생성되어 성장 시간이 비교적 길어 SN에 의하여 그 형태가 다양한 degenerate된 플레이트 형태를 가질 것으로 기대된다. 그림 9는 Ti-5.2w/o Fe를 823K에서 1.33×10^7 초간 향온 열처리한 시료의 명시야 TEM 사진으로 초석 α 플레이트의 형상을 나타낸다. 오른쪽 플레이트는 face-to-face SN을 나타낸다. 왼쪽 α 플레이트의 edge부도 잘 발달된 ledge 구조로 이루어졌음을 나타낸다.

그림 10은 Ti-5.2w/o Fe 합금으로 그림 9와 같은 온도 같은 시간 동안 열처리한 시료의 또 다른 부분의 α 형상을 나타낸 명시야 TEM 사진으로 아랫 부분의 α 플레이트는 많은 수의 edge-to-edge SN에 의하여 연결되어 있고 α 플레이트와 α 가 만나는 곳에 또 다른 α 가 SN으로 형성되어 성장하고 있음을 나타낸다.

그림 11은 Ti-5.2w/o Fe 합금의 823K에서 1.33×10^7 초간 향온 열처리한 시료의 $\alpha:\beta$ 계면구조를 나타낸 것으로 growth ledge와 misfit dislocation으로 구성된 부분 정합 계면을 나타낸다. 이 합금에서의 초석 α 에 의한 형상과 성장기구는 앞에서 언급한 Ti-3.9% Co 합금

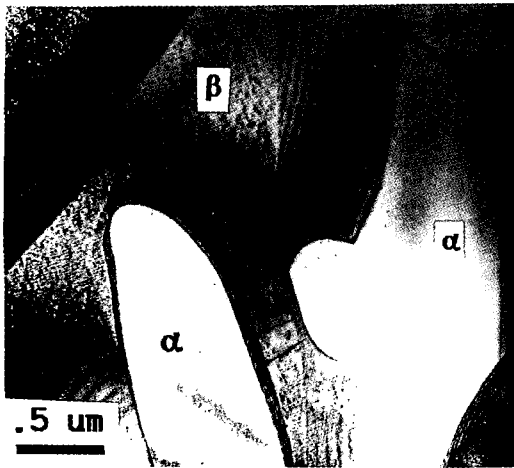


Fig. 9. BF micrograph of the interfacial structure of alpha plate in Ti-5.2wt% Fe alloy reacted at 823K for 1.33×10^7 sec.

과 유사하나 SN으로 형성된 플레이트들의 출현이 더욱 현저하다.

그림 12는 Ti-5.2w/o Fe 합금을 823K에서 1.33×10^7 초간 항온 열처리한 시료에서 SN이 시작되는 초기 단계를 나타낸다. 기판 α와 약간 다른 결정 방향을 갖고 있어 이미지 결상에 다른 contrast 효과를 가져와 좀 더 검게 나타남을 알 수 있다. 계면구조도 다소 복잡한

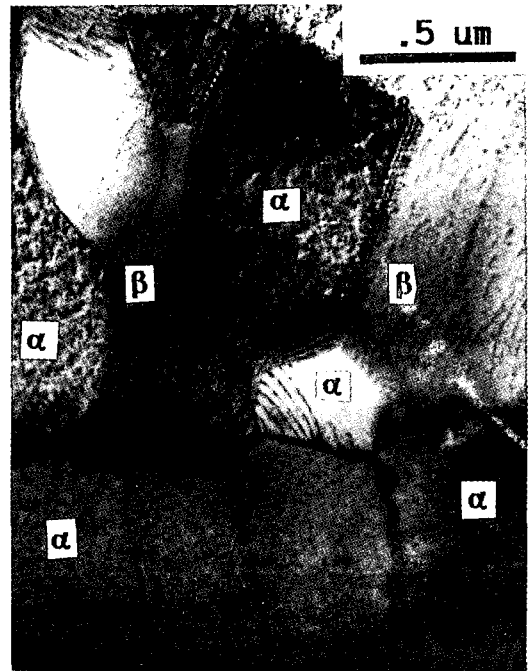


Fig. 10. BF micrograph of edge-to-edge sympathetically nucleated alpha plates in Ti-5.2wt% Fe alloy reacted at 823K for 1.33×10^7 sec.

구조로 되어 있어 성장이 활발히 진행되고 있음을 나타낸다. 결정 방위에 대한 자세한 연구는 워낙 작은 각도

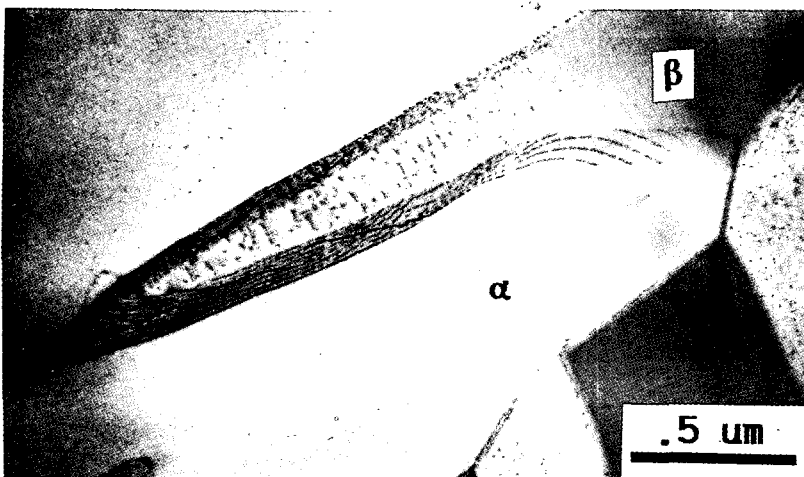


Fig. 11. BF micrograph of the interfacial structure of alpha plate in Ti-5.2wt% Fe alloy reacted at 823K for 1.33×10^7 sec showing the growth ledges.

로 배열되어 있어 회절 패턴에 의한 분석과 Kikuchi 패턴 분석에서 주의깊게 하여야 한다. 그리고 기판결정과 SN 결정과의 계면구조는 고분해능 TEM으로 분석이 요망된다.

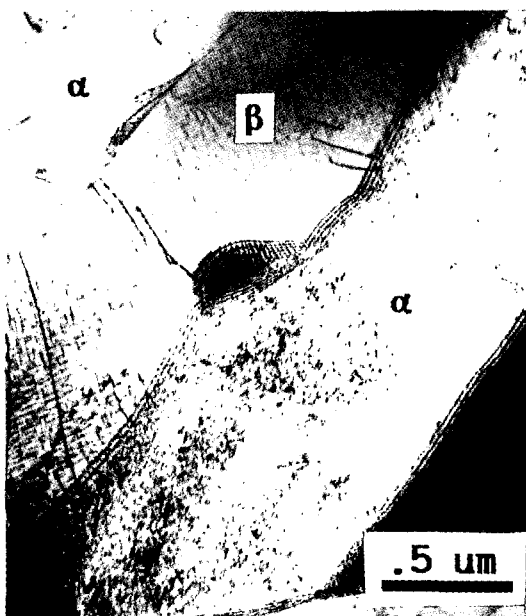


Fig. 12. BF micrograph of the initiation of the sympathetic nucleation of alpha plate at $\alpha:\beta$ interphase boundaries in Ti-5.2wt% Fe alloy reacted at 823K for 1.33×10^7 sec illustrating the different image contrast effect from that of the substrate alpha crystal due to the slightly different orientation.

토의 및 결론

티타늄 합금의 기저조직인 β 상은 그레인 크기가 상당히 큰 관계로 초석 반응에 의해 형성되는 α 상은 widmanstatten 플레이트 형태를 취하게 된다. 이 초석 α 플레이트는 성장하면서 모양이 형률어진 degenerate 플레이트 형태를 취하는데, 이때 SN이 깊이 관여하게 된다. SN은 모상(β)에서 조성이 다른 석출상(α)이 생성될 때, 이미 생성된 석출상과 모상의 계면 $\alpha:\beta$ 에서 새로이 석출상 α 가 핵생성됨을 말한다¹²⁾. SN으로 생긴 결정과 기판(substrate) 결정과의 기본적인 배열은 3가지 형태, 즉 edge-to-edge 형태, edge-to-face

형태, face-to-face 형태의 배열을 갖는다. SN으로 생성된 결정과 기판 결정은 항상 그렇지않지만, 보통 플레이트 형태로 생겨난다. 조사된 합금 Ti-3.9w/o Co, Ti-5.2w/o Fe, 모두 초석 α 는 플레이트 형태로 형성되었고 degenerate 정도가 심하였고 이러한 형상은 SN에 기인한 것이었다.

Menon과 Aaronson은 SN에 의하여 형성된 α 결정은 edge-to-edge와 face-to-face의 경우, 기판결정과 1 내지 2° 정도의 뒤틀림 각도를 갖고 그의 face-to-edge의 경우는 coincidence site를 취하는 각도를 취함을 밝혔다¹²⁾. 이들은 또한 SN이 가능함을 pillbox model을 이용하여 상대적인 핵생성 속도중의 가장 중요한 인자인 핵생성에 필요한 활성화에너지를 고려하여 고찰하였다. 즉, SN은 충분한 구동력을 가질 경우, 입계 핵생성 반응과 균일 핵생성 반응과 필적할 수가 있다는 것을 증명하였다. 부분정합 계면에서 부동의 계면은 misfit dislocation으로 구성되어 있어 유동의 growth ledge의 측면 이동에 의하여 성장이 가능하다. Growth ledge와 부동의 계면 사이에는 용질의 확산장이 형성된다. 이때 이웃한 growth ledge가 ledge와 관련된 확산장 범위와 충분히 떨어져 있을 때, ledge의 riser에서 비교적 짧은 거리의 지역은 과포화된 기지와 과포화의 크기가 같게 된다. 이러한 분석은 single, 또는 multiple ledge에서 분석이 가능하다^{15,16)}. SN의 구동력이 불균일 핵생성과 균일핵생성의 구동력의 1/2 보다 작아도 SN이 가능함을 밝혔다¹²⁾. 따라서 SN은 핵생성 속도면에서 $\alpha:\beta$ 계면에서 충분히 일어날 수 있다.

또하나 제시할 수 있는 질문은 왜 edge-to-edge와 face-to-face SN은 소경각 경계를 남기는 것인가 하는 점이다. 핵생성에 필요한 활성화 에너지 ΔG^* 는 만약에 SN으로 생긴 결정이 기판 결정과 같은 방위를 가져 nucleus: 기판 결정 계면을 이루는 계면에너지를 제거하면, 더욱 감소될 것으로 기대되기 때문이다. Shewmon에 의하면¹⁷⁾, SN은 growth ledge 사이의 부분정합 계면 영역에서 일어난다. 이 계면들은 비교적 낮은 계면에너지이고 또한 부동이므로 SN으로 형성된 엠브리오를 지나쳐 황폐화시키지 못한다. 그리고 SN은 앞에서 언급한 것처럼, 과포화가 유용한 영역에서 형성된다. 만약, nucleus가 부분정합의 단면과 관련된 misfit dislocation 부근에 형성된다면 모든 핵생성에 예상되는 완전 정합을 이루는 특성에서 보면, misfit dislocation

에서 좀 떨어진 거리에서 형성되는 것이 바람직하다. 반면, nucleus가 dislocation과 관련되어 dislocation에 핵생성되면 변태 스트레인 에너지를 크게 감소시킬 수 있게 된다. 결국 SN으로 형성된 nucleus는 두 조건을 최적화시키기 위하여 기판결정과 작은 각도의 뒤틀림 방위를 이루는 것으로 여겨진다¹²⁾.

위에서 언급한 바와 같이 초석 α 플레이트의 계면은 부분정합을 이루고 growth ledge에 의하여 성장을 이루고 있음을 알 수 있다. 공석반응은 이같이 초석 α 플레이트가 성장하여 기지상의 공간을 점거한 후에 일어나게 되므로 공석반응으로 생겨나는 공석 α 결정과 금속간 화합물은 기지와 초석 α 플레이트와의 계면에서 생겨나게 된다. 따라서 초석 α 플레이트의 계면구조는 이들 공석 반응물들에 대하여 핵생성 자리를 제공함은 물론 확산장에도 영향을 주어 성장하는 공석 반응물의 형상에도 영향을 미치게 된다. 초석 α 플레이트는 growth ledge에 의해 성장하므로 계속 growth ledge를 공급받을 수 있는 발생원을 필요로 한다. 이제까지 알려진 것으로는 석출물이 만나는 접점부분이 발생원으로 작용한다¹⁸⁾. 본 연구에서 관찰된 바와 같이 한 개의 플레이트 내에도 SN에 의해 형성된 결정의 경계부도 이와 같은 발생원으로 작용할 것으로 기대된다. 여기서 growth ledge가 어떻게 형성되어 어떻게 성장되어 나오는가는 고분해능 전자현미경에 의한 자세한 계면연구로 좀 더 해볼 과제이다.

따라서 이제까지 연구에서 다음과 같은 결론을 얻을 수 있다.

1) 조사된 합금 Ti-3.9w/o Co, Ti-5.2w/o Fe에서 초석 α 는 모두 플레이트 형태로 형성되었고 degenerate 되었는데, Ti-Fe계가 Ti-Co 보다 정도가 심하였다. 이와 같은 형상은 SN에 의한 것이었다.

2) SN의 형태는 edge-to-edge, face-to-edge 그리고 face-to-face의 3가지 형태로 나타났으며, 플레이트 간의 교차점과 edge-to-edge SN에 의하여 형성된 소경각 입계가 growth ledge의 발생원으로 작용한다.

3) 초석 α 플레이트와 기지상과의 경계는 평평한 부분이나 edge부 모두 misfit dislocation으로 이루어진 부분 정합 계면으로 growth ledge에 의하여 성장하며 이들의 분포 상태에 따라 공석 반응의 핵생성 자리를 제공하며 공석 반응 석출물의 성장에 영향을 주어 최종 형상결정에 중요 역할을 한다.

4) SN에서 초기 단계의 핵생성은 구동력이 큰 growth ledge 근처의 terrace상의 misfit dislocation에서 형성되어 성장될 것으로 예측되나 실험적으로 관찰하기는 그리 용이하지 못하여 고분해능에 의한 자세한 연구가 필요하다.

참 고 문 헌

- H.I. Aaronson and C. Wells, 1956. TMS-AIME 206, 1216.
- H.I. Aaronson, 1962. *Decomposition of Austenite by Diffusional Processes* (edited by V.F. Zackay and H.I. Aaronson), p. 387, Interscience New York.
- C.A. Dube, D. Sc. Thesis, 1948. Carnegie Institute of Technology.
- R.W. Heckel and H.W. Paxton, 1961. Trans. Am. Soc. Metals 53, 539.
- R.A. Ricks, P.R. Howell and G.S. Barritte, 1982. J. Mater. Sci. 17, 732.
- J.A. Street, H.I. Aaronson and C.W. Spencer, 1959-60. J. Inst. Metals 88, 381.
- M. Unnikrishnan, E.S.K. Menon and S. Banerjee, 1978. J. Mater. Sci. 13, 1401.
- E.S.K. Menon and R. Krishnan, 1983. J. Mater. Sci. 18, 375.
- H.J. Lee and H.I. Aaronson, 1988. J. Mater. Sci. 23, 150.
- G.W. Franti, J.C. Williams and H.I. Aaronson, 1978. Met. Trans. 9A, 1641.
- D. Banerjee and J.C. Williams, 1983. Scripta Metall. 17, 1125.
- E.S.K. Menon and H.I. Aaronson, 1986. Acta Metall. 34, 1963.
- D.J.H. Cockayne, 1973. J. Microscopy 98, 116.
- G. Garmong and C.G. Rhodes, 1974. Met. Trans. 5A, 2507.
- G.J. Jones and T. Trivedi, 1971. J. Appl. Phys. 42, 4299.
- C. Atkinson, 1982. Proc. R. Soc. Lond. A384, 197.
- P.G. Shewmon, 1965. TMS-AIME 233, 736.
- H.I. Aaronson, 1974. J. Microscopy 102, 275.