

Hf, Ta가 첨가된 Ti-15Sn-4Nb계 생체용 합금의 미세조직 및 기계적 성질에 관한 연구

김대환, 이경구*, 박효병**, 이도재

전남대학교 공과대학 금속공학과
* 한려대학교 신소재공학과
** 광주보건대학 치기공과

A Study on Microstructure and Mechanical Properties of Hf, Ta Added Ti-15Sn-4Nb system Alloys for Biomaterial

D. H. Kim, K. K. Lee*, H. B. Park** and D. J. Lee

Dept. of Metallurgical Engineering, Chonnam National University, Kwangju, 500-757
* Dept. of Advanced Material Engineering, Hanlyo University, Kwangyang, 545-800
** Dept. of Dental Laboratory Technology, Kwang Ju Health college, Kwangju, 506-701

Abstract

Ta and Hf added Ti-15Sn-4Nb alloys without V and Al elements for biomaterial were melted by arc furnace in response to recent concerns about the long term safety of Ti-6Al-4V alloy. All specimens were homogenized at 1000°C and solution treatment was performed at 812°C and aging treatment at 500°C. The microstructure and mechanical properties were analysed by optical micrograph, hardness tester and instron.

Ti-15Sn-4Nb system alloys showed widmanstätten microstructure which is typical microstructure in $\alpha+\beta$ type Ti alloys. The Ti-15Sn-4Nb-2Hf and Ti-15Sn-4Nb-2Ta alloys showed better hardness and tensile strength compared with Ti-6Al-4V. The result of XPS analysis, Ti-15Sn-4Nb alloy in air atmosphere consisted of TiO₂, SnO and NbO.

1. 서 론

인체의 손상된 부위를 인공적으로 대체하기 위한 생체재료에 대한 연구는 세라믹, 고분자, 금속 분야 등에서 많은 연구가 진행되고 있으며, 미국의 경우 이 분야에서 금속 재료가 차지하는 비율

은 약 60%에 이르고 있다. 금속재료 중 Ti 합금은 인체와의 생체 적합성 및 물성이 우수하여 생체재료의 주류를 이룰 전망이지만 국내의 경우 재료를 전량 수입하여 기계적인 가공만을 하고 있는 실정이다. 생체 재료는 인체에 이식되는 만큼 인체 거부반응과 안정성이 고려되어야 하며, 강도

및 내식성이 우수하여야 한다¹⁾. 그러므로 금속재료를 생체재료로 선택함에 있어서 기본적으로 금속과 인체 조직과의 반응 (biocompatibility), 기계적 성질, 내식성 등이 우수하여야 한다²⁾. 지금까지 사용되어온 Ti계 생체용 금속재료는 순수-Ti와 물리적 성질을 향상시키기 위해 Al과 V를 첨가한 Ti-6Al-4V 합금이 주목을 받고 있으며, Ti-6Al-4V합금의 경우 비강도가 높고 내식성이 우수하여 정형외과의 인공관절, 치과용 임플란트 등으로 널리 사용되고 있다³⁻⁸⁾. 그러나 Ti-6Al-4V 합금의 경우, 최근 V의 강한 세포독성 (cytotoxicity)이 지적되고 체내에 용해되어 호흡기 장애를 유발하고 혈액생성계에 유해하다는 보고가 있으며, Al은 알츠하이머형 치매와 연관이 있다는 문제가 제기되고 있다⁹⁻¹³⁾. 따라서 세포독성의 관점에서 V를 Nb, Fe로 대체한 Ti-6Al-7Nb, Ti-5Al-2.5Fe, Ti-13Nb-13Zr 합금 등이 개발되어 내식성, 기계적 성질에 관한 연구가 이루어지고 있으며 전 세계적으로 생체친화성 합금원소를 첨가한 신 Ti계 생체재료의 연구 개발이 활발히 진행되고 있는 상황이다¹⁴⁻¹⁶⁾.

따라서 본 연구에서는 생물학적 안정성이 우수할 뿐만 아니라 Ti-6Al-4V 합금에 필적하는 기계적 강도를 갖는 생체용 Ti 합금을 개발하기 위한 일환으로 Al, V 이외의 세포독성이 지적되지 않은 Sn, Nb, Ta, Hf를 합금원소로 Ti에 첨가하여 합금을 제조하여, 이 때 합금원소가 미세조직과 기계적 성질, 표면 특성에 미치는 영향을 조사하였다.

2. 실험방법

생체용 Ti 합금 제조를 위하여 사용된 각각의 원소는 99.99%이상의 순도를 지닌 금속으로 아크 용해를 용이하게 하기 위하여 Ti, Ta, Hf는 칩(chip)상을 Sn과 Nb은 분말을 성형하여 사용하였다. 합금의 기본 조성은 Ti-15wt%Sn-4wt%Nb으로 강도 증가를 목적으로 α 안정화 원소인 Sn을

첨가하였고 연성 및 가공성을 얻기위해 β 안정화 원소인 Nb을 첨가하여 $\alpha+\beta$ 상의 Ti 합금을 제조하였다. Ta와 Hf는 지금까지 어떠한 문헌에도 선택포독성이 지적되지 않았고 생체친화성이 우수한 것으로 알려져 있어¹⁷⁻¹⁹⁾ 기본 조성에 각각 2wt%씩 첨가하여 그 영향을 검토하였다. 이와 같이 준비된 각각의 원소는 목적한 조성이 되도록 무게비 (wt%)로 칭량하여 아크로에 장입한 후 용해하였으며 ICP 분석 결과 특정 성분의 손실은 거의 없는 것으로 나타났다. 시료의 용해는 진공 아크로를 이용하였으며, 균일한 용해가 되도록 텅스텐 (W) 전극봉을 회전시키며 용해한 다음 뒤집어 재용해하는 방법으로 5회 반복하였다. 제조된 합금의 산소 함유량은 산소 분석기로 분석한 결과 300ppm을 넘지 않은 것으로 나타났다. 아크 용해된 합금의 균질화를 위하여 1000°C의 아르곤 분위기하의 관상로에서 24시간 동안 유지하였으며, 용체화 처리는 Ti-15Sn-4Nb 합금의 β 변태 온도 이하인 812°C에서 2시간 동안 유지한 후 급랭하였다. 시효처리 (aging treatment)는 용체화 된 합금을 500°C에서 10시간 동안 유지한 후 노냉하였다. 분석용 시편은 미세조직, 경도시험, 인장강도, 내식성 시험용으로 각각의 시험 목적에 맞도록 고속정밀 절단기로 절단하여 제조하였다. 미세조직은 광학현미경으로 기지조직의 변화를 관찰하였으며, 각 시료에 대한 생성상은 XRD분석을 이용하였다. 경도는 로크웰 경도계를 이용하여 측정하였으며, 각 시편당 10회 측정된 값의 평균치로 하였다. 인장시편은 표점거리 10mm, 두께 1.5mm, 폭 4mm의 판상으로 가공하였으며, 최대하중 10ton인 만능재료시험기를 이용하여 cross head speed 0.5mm/min로 상온에서 인장시험 하였다. 인장시험된 시편은 주사전자현미경 (SEM)을 이용하여 파단면을 관찰한 후 그 특성을 분석하였으며, XPS 분석을 이용하여 제조된 합금의 표면 특성을 조사하였다.

3. 결과 및 고찰

Fig. 1은 아크 용해로에서 용해한 시편을 1000°C에서 24시간 동안 균질화 처리를 하고, 다시 812°C에서 2시간 동안 용체화 처리한 Ti 합금의 미세조직을 금속현미경으로 관찰한 것이다. Fig. 1-a에서 Ti-6Al-4V 합금의 경우 침상의 α 상과 판상의 α 상이 함께 나타난 혼합 조직 양상을 보이며 α 상의 입계에 박막 형태의 β 상이 석출되어 있는 Widmanstätten 조직을 나타내고 있다. 이러한 조직은 가공을 하지 않은 Ti 합금의 열처리에 의해 나타나는 일반적인 미세조직으로서 피로강도, 크립 저항성에서 우수한 특성을 나타내는 조직으로 알려져 있다. Fig. 1-b는 본 연구의 기본조성인 Ti-15Sn-4Nb 합금의 미세조직으로 Ti-6Al-4V 합금과 유사한 조직 양상을 보이고 있으며, 열역학적

으로 불안정한 초기 β 상의 입계에 α 상이 우선적으로 형성되고 초기 β 상의 입내는 colony 형태의 미세한 침상 α 상들이 존재하고 있음을 알 수 있다. Fig. 1-c는 Ti의 β 안정화 원소인 Ta를 첨가한 경우로 전형적인 colony 조직 형태를 나타내고 있는데 대부분의 α 상은 미세한 침상 형태로 존재하고 있으며 부분적으로 등축정의 α 상도 나타나고 있음을 알 수 있다. Ta를 합금원소로 첨가하였을 경우 Ti-15Sn-4Nb 합금에 비해 상대적으로 더욱 미세한 침상의 α 상 조직이 나타나고 β 상의 부피분율도 상대적으로 증가함을 알 수 있는데, 이는 Ta이 Ti 합금에 β 안정화 원소로 작용하여 β 변태 온도를 낮춤으로서 에너지적으로 초기 β 상의 잔류를 용이하게 한 결과로 생각된다. 일반적으로 Ti 합금의 미세조직상에서 침상 α 상의 크기와 폭, α 상과 β 상의 부피분율은 재료의 강도와 연성 등 물성에 크게

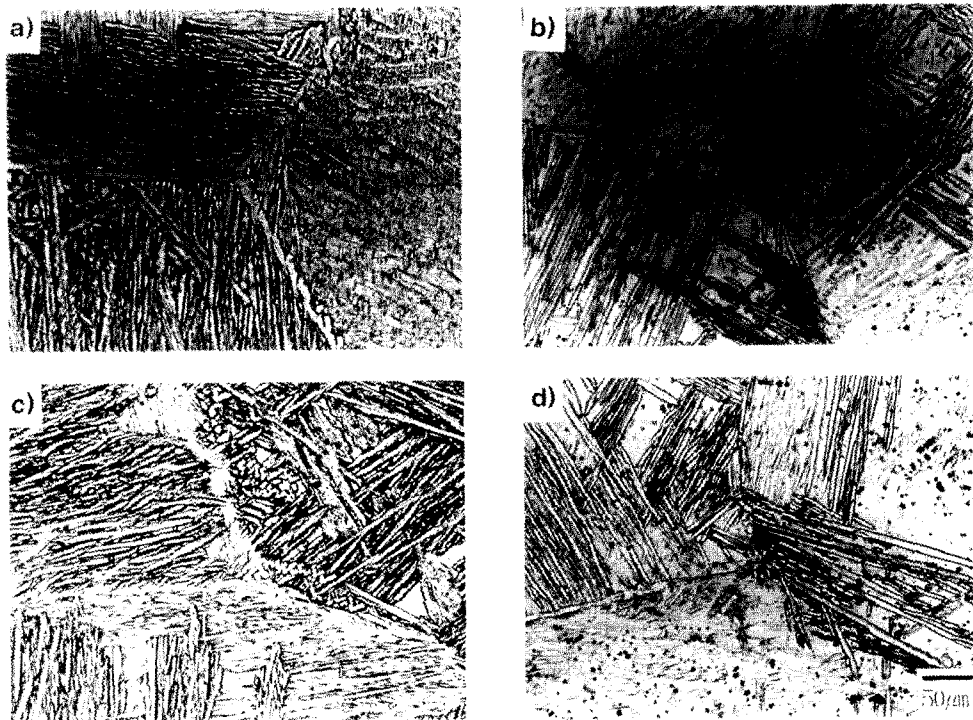


Fig. 1. Optical micrograph of Ti-6Al-4V (a), Ti-15Sn-4Nb (b), Ti-15Sn-4Nb-2Ta (c) and Ti-15Sn-4Nb-2Hf alloys. All specimens were held at 812°C for 2hr and solution treated in ice water.

영향을 미치는 것으로 알려져 있는데, 침상 α 상의 크기가 작을수록 인장 강도, 피로특성이 우수하고 β 상이 α 결정립 계면에서 void의 형성에 의한 파괴를 저지하여 크립저항, 파괴인성을 향상시키는 것으로 알려져 있다. Fig. 1-d는 Hf을 합금원소로 첨가한 경우로 전형적인 판상의 α 상이 특정 방향으로 배열된 Widmanstätten조직을 보여주고 있으며, α 영역에서 장시간 열처리에 의해 조대한 판상의 α 상 조직을 나타내고 있는 순수 Ti의 미세조직과 유사한 형태를 나타내는데, 이는 Hf가 Ti과 전기화학적 성질, 결정구조 등이 유사하여 α , β 영역의 전범위에서 전용고용체를 형성하기 때문인 것으로 판단된다.

Fig. 2는 용체화 열처리 후 500°C에서 10시간 동안 시효처리 한 Ti합금을 관찰한 미세조직으로 Ti-6Al-4V의 경우 시효에 의해 미세한 침상 α 상과 결정립계 α 상이 연속적으로 형성되어 있고 일

부는 침상 α 상이 성장하여 서로 합체가 이루어지는 초기 단계를 나타냄을 알 수 있다. Fig. 2-b,c,d의 Ti-15Sn-4Nb계 합금의 경우 첨가원소에 관계없이 유사한 침상의 Widmanstätten 조직을 보이고 있음을 관찰할 수 있으며, α 기지 위에 미세한 β 상들이 석출물 형태로 분산되어 있음이 관찰되었다. 이러한 β 석출상들은 용체화 처리시 비평형 상태의 불안정한 상으로 존재하던 α 상의 기지에서 시효처리에 의해 에너지적으로 안정한 β 상이 석출한 것으로 판단된다.

Fig. 3은 제조된 Ti 합금의 열처리에 따른 미세조직과 상변화를 관찰하기 위해 XRD 분석한 결과이다. (a) ~ (c)는 균질화 처리 후 812°C에서 용체화 처리한 Ti-15Sn-4Nb계 Ti 합금의 XRD 분석 결과이며, (d) ~ (f)는 용체화 처리한 시편을 다시 500°C에서 10시간 시효처리 한 Ti합금의 XRD 결과를 나타내는 그래프이다. 용체화 처리한 Ti 합

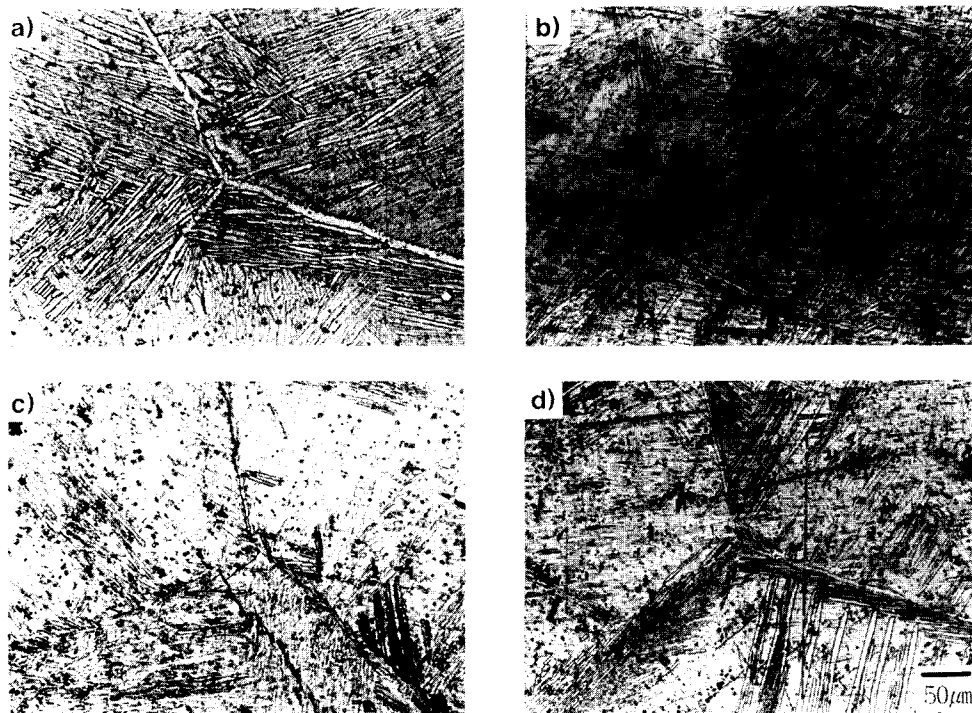


Fig. 2. Optical micrograph of Ti-6Al-4V (a), Ti-15Sn-4Nb (b), Ti-15Sn-4Nb-2Ta (c) and Ti-15Sn-4Nb-2Hf alloys. All specimens were held at 500°C for 10hr for aging treatment.

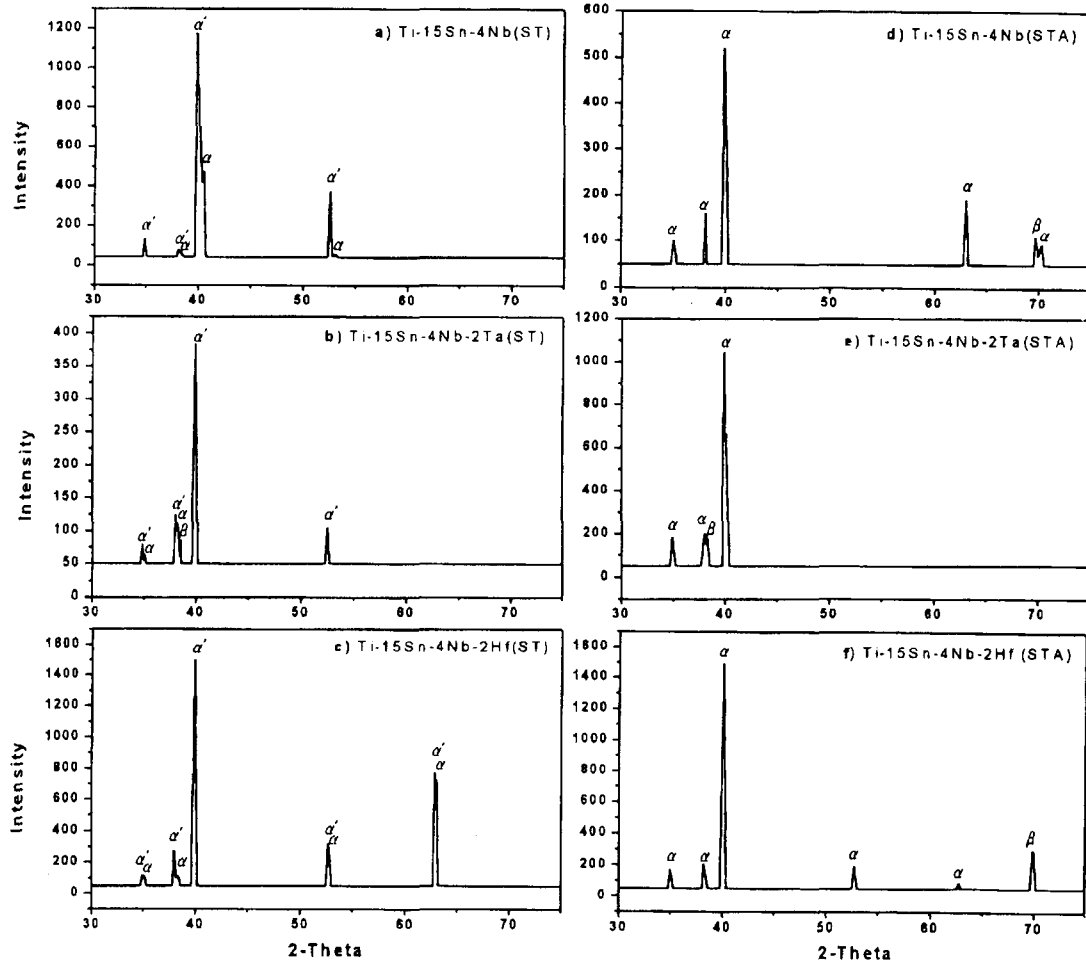


Fig. 3. The XRD diffraction pattern of Ti-15Sn-4Nb(a, d), Ti-15Sn-4Nb-2Ta(b, e) and Ti-15Sn-4Nb-2Hf(c, f). The specimens were solution treated at 812°C for 2hr(a,b,c) and aged at 500°C for 10hr(d,e,f).

금의 XRD분석 결과를 볼 때 Ti-15Sn-4Nb계 합금은 첨가원소에 관계없이 대부분의 α 상과 마르텐사이트의 α' 상으로 구성되어 있음을 알 수 있다. Fig. 3-b는 Ta를 첨가한 경우로 α 기지 내에 소량의 β 상이 석출되어 있음이 확인되었는데, 이는 Fig. 1-c의 미세조직 사진에서 관찰된 바와 같이 β 안정화 원소인 Ta의 영향으로 침상의 α 상 입계에 다른 합금에 비해 상대적으로 두꺼운 β 상이 박막 형태로 존재하고 있는 사실과 일치하는 결과를 보여주고 있다. 용체화 처리를 한 Ti 합금의 경우

전반적으로 α 또는 α' (마르텐사이트)상과 미량의 β 상이 존재하고 있음을 알 수 있는데, 이는 β 변태 온도 직하인 $\alpha+\beta$ 영역에서 급랭시에 잔류하고 있던 초기 bcc 결정구조의 β 상이 과포화 된 hcp 결정구조의 α' 마르텐사이트 상으로 무확산 변태를 일으킨 결과로 사료된다. Fig. 3-(d) ~ (f)는 시효처리 한 Ti 합금의 경우로서 용체화 처리한 Ti 합금의 XRD분석 결과와 유사한 형태를 보이지만 용체화처리 한 Ti합금에 비해 β 상의 peak이 더욱 뚜렷하게 나타나고 있음을 알 수 있다. 이는 시효처

리 과정에서 용체화 처리에 의해 비평형상으로 존재하고 있던 Ti합금의 α 지와 α 상의 입계에 평형상인 β 상이 석출하거나 이미 존재하고 있던 β 상이 조대화 되어 전체적으로 β 상의 부피분율이 증가하였기 때문인 것으로 사료된다. 또한 시효처리를 행하였을 경우 회절면의 면간거리가 미소하게 감소하고 전반적으로 회절 피크들이 2θ 축의 우측으로 이동(shift)하는 현상이 관찰되었다. 이처럼 X-선 회절 피크가 이동하는 원인은 결정격자의 격자상수(lattice parameter)가 증가하거나 감소하는 경우에 일반적으로 나타나는 현상인데, 실험에 사용된 Sn, Nb, Ta, Hf은 Ti의 원자반경이나 원자부피보다 더 큰 것으로 알려져 있는 원소들로서 이러한 합금원소의 고용도가 α 상의 격자상수에 영향을 미친 것으로 판단된다.

Fig. 4는 제조된 Ti 합금의 합금조성 및 열처리에 따른 물리적 특성을 평가하기 위해 로크웰 경도기를 사용하여 측정한 경도치를 나타낸 그래프이다. Fig. 4에 나타난 바와 같이 본 연구에서 사용된 Ti-15Sn-4Nb계 합금의 경도 특성이 Ti-6Al-4V 합금보다 약간 우수한 것을 알 수 있으며, Ta, Hf의 합금원소가 제 4원소로 첨가됨에 따라 전반적으로 경도값도 상승하는 것으로 나타났다. Ti-15Sn-4Nb계 합금을 용체화 처리한 경우의 경도 특성을 살펴보면 Ti-6Al-4V 합금의 경도값보

다 다소 우수한 것을 알 수 있는데, 이는 Sn과 Nb의 고용강화 효과로서 Ti기지에 합금원소가 첨가되어 고용되면서 용질원자 주위의 결정격자에 탄성적 스트레인(elastic strain)이 생겨 전위의 이동을 억제함으로써 금속이 강화되었기 때문이다. 용체화 처리한 합금의 경우 Ta을 2% 첨가했을 때 근소하지만 가장 좋은 경도특성을 보이고 있으며 Fig. 1-c에서 관찰된 바와 같이 미세한 침상의 α 상을 갖는 미세조직적 결과와 일치하는 경향을 보이고 있다. 용체화 처리한 시편을 500°C에서 시효처리 하였을 때 경도 변화를 살펴보면 Ti-15Sn-4Nb계 합금의 경우 Ti-6Al-4V 합금 보다 약간 경도값이 상승하였다. 첨가원소에 따른 경도값은 Ta을 첨가하였을 때 가장 좋은 경도 특성을 나타내고 있으며, 시효처리를 하였을 경우 모든 합금에서 용체화 처리를 했을 때 보다 6%정도 경도값이 상승하는 것으로 나타났는데, 이는 α 상의 기지와 입계에 β 상의 석출로 인한 석출강화 효과에 기인한 것으로 판단된다.

Fig. 5는 500°C에서 10시간동안 시효처리한 Ti 합금의 인장강도를 측정한 결과로 Ti-6Al-4V 합금의 경우 최대인장강도(σ_{UTS}) 값이 917MPa로 나타났으며, Ti-15Sn-4Nb 합금은 Ti-6Al-4V보다는 인장강도 특성이 다소 떨어지는 것으로 나타났다. 그러나 Ti-15Sn-4Nb 합금에 Ta, Hf의 합금원

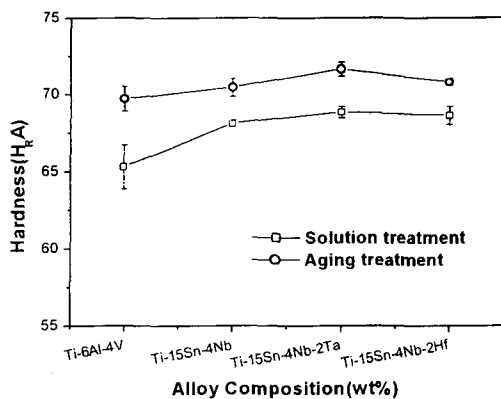


Fig. 4. The variation of rockwell hardness of Ti alloys.

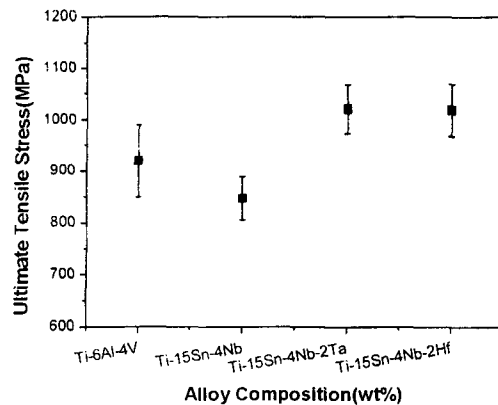


Fig. 5. Plot of ultimate tensile strength of Ti alloys.

소를 첨가하면 인장강도 특성이 크게 향상되는 것으로 나타났으며, 현재 생체용 재료로 널리 사용되고 있는 Ti-6Al-4V 합금보다도 인장강도 특성이 더 우수한 것으로 나타났다.

Fig. 6은 500°C에서 10시간 동안 시효처리 한 Ti합금의 인장파단면을 SEM으로 관찰한 것으로 Fig. 6-a의 Ti-6Al-4V 합금은 전체적으로 딥플이 형성되어 있어 연성파괴 경향을 나타내고 있다. 이와 같은 파괴는 등축정 α 상의 전단이나 β 상과의 분리에 의한 인장파괴로 판단되며, 이로 인하여 파면에 미세한 딥플이 나타난 것으로 보인다. Fig. 6-b는 Ti-15Sn-4Nb 합금의 파면으로 유사벽개 파괴의 양상을 나타내고 있으며, 침상 α -colony 크기의 facet가 관찰되고 있고 prior- β 결정입계

의 파괴에 의해 조대한 facet가 형성되었음을 알 수 있다. Fig. 7-c,d는 Ti-15Sn-4Nb 합금에 각각 Ta, Hf을 첨가한 경우로 전반적으로 딥플형의 연성파괴 양상과 취성파괴 양상이 함께 나타나고 있음을 알 수 있다. 취성 파괴 양상은 주로 α 결정립 내에서 관찰되고 있으며 α 결정입계에 위치한 β 상 영역에서는 딥플형의 연성파괴 양상이 뚜렷이 나타나고 있는데, 연성파괴의 경향은 등축정의 α 상들이 전단 또는 분리되면서 인장파괴에 기여하기 때문으로 판단된다.

Ti 합금이 임플란트로 사용될 때 생체와 접촉하는 부위는 합금의 표면부위가 될 것이므로 표면특성은 생체 내에서의 내식성파괴 밀접한 관계가 있을 것으로 판단된다. 따라서 합금 표면의 거동을

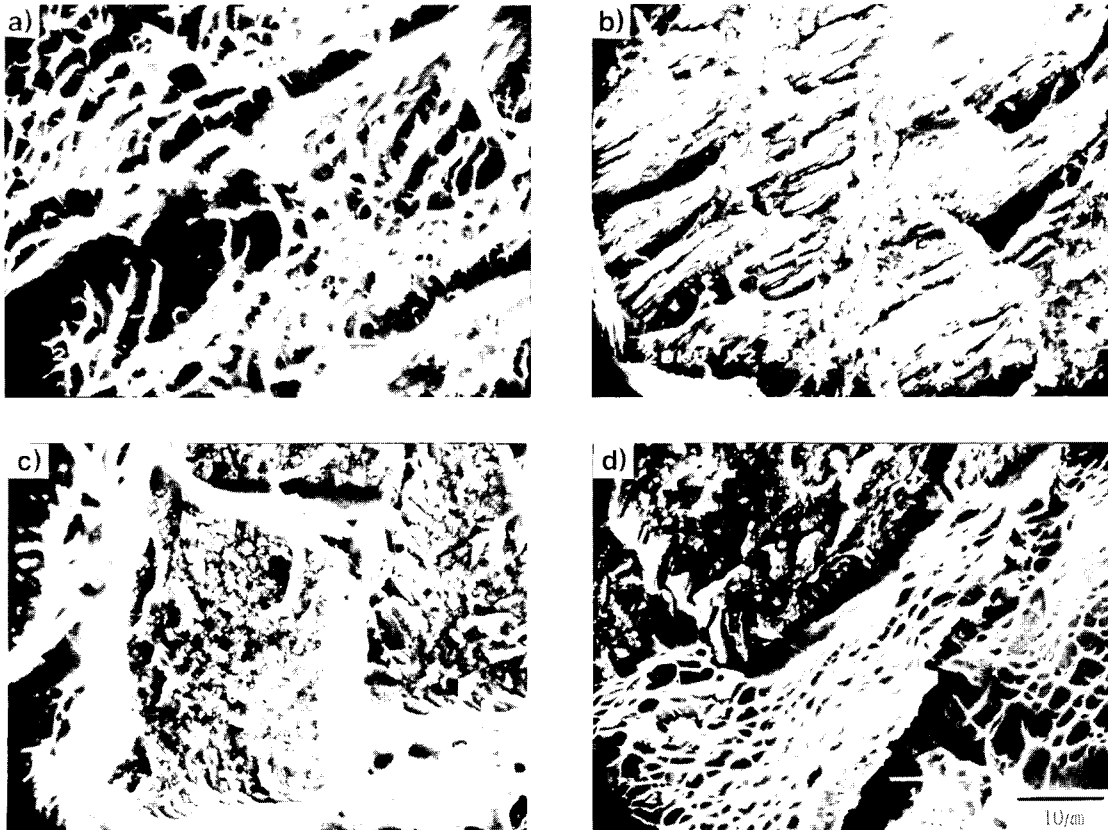


Fig. 6. Fractographs of Ti-6Al-4V (a), Ti-15Sn-4Nb(b), Ti-15Sn-4Nb-2Ta(c) and Ti-15Sn-4Nb-2Hf alloys. All specimens were held at 500°C for 10hr for aging treatment.

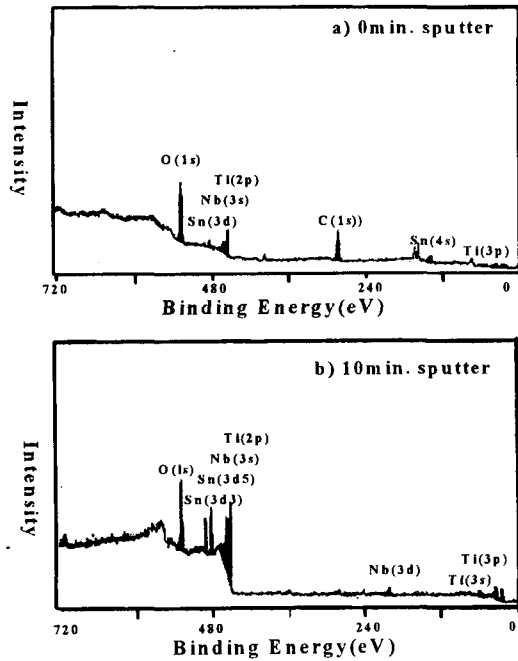


Fig. 7. The ESCA result of Ti-15Sn-4Nb alloy. All specimens were sputtered with Ar ion for 0 min (a) and 10 min (b) before analysis.

알아보기 위해 Ti-15Sn-4Nb 합금에 대하여 표면 ESCA 분석한 결과를 Fig. 7과 Table 1에 나타냈다. 분석을 위한 시료는 용체화 및 시효처리를 실시한 후 표면을 연마하고 공기 중에서 24시간동안 방치한 후 분석하였다. 아르곤으로 스퍼터링 하지 않은 경우인 Fig. 7-a에서 합금원소 뿐만 아니라 탄소와 산소가 분석되는데 이는 산소의 경우 공기 중의 산소가 합금원소와 반응하였거나 흡착된 것

으로 판단되며, 탄소는 공기중의 오염에 의하여 나타난 것으로 판단된다. 일반적으로 스펙트라의 형태와 이동의 차이는 전자결합 에너지 차이에 의해 나타나기 때문에 표면에 형성된 Ti는 공기중의 산소와 결합하여 산화물이 되면서 원자궤도 결합 에너지가 변한 것으로 판단된다. Ti의 경우 금속 상태는 454eV이며, Ti산화물의 경우에는 TiO는 455eV, TiO₂는 458.9eV로 나타나는데, Fig. 7-a와 Table 1에 나타난 바와 같이 표면에 형성된 Ti는 TiO₂의 산화물임을 알 수 있다. Sn의 경우 금속 상태는 485eV이며, Sn산화물의 경우에는 SnO는 486eV, SnO₂는 486.7eV로 나타나는데, 그림에 나타난 바와 같이 SnO₂의 산화물 형태를 나타낼 수 있다. 일반적으로 Ti계 산화물 중에서 TiO₂가 생체에서 가장 안정된 상태로 존재하며, 부식에 대해서도 가장 강한 저항 능력을 지니고 있기 때문에 본 연구에서 제조된 합금 또한 생체 적합성은 우수할 것으로 판단된다. Fig. 7-b는 아르곤으로 10분간 스퍼터링 한 경우로 산소의 양은 줄어들면서 Ti와 Sn의 양은 늘어나고 Nb가 석출되었음을 알 수 있다. 그림에서 각 원소의 형태는 Sn의 경우에는 금속상태로 Ti는 금속상태나 TiO의 형태로 존재함을 알 수 있으며, Nb의 경우 금속상태일 때는 202.4eV, NbO일 경우 202.8eV이므로 산화물 형태임을 알 수 있다.

Fig. 7과 Table 1에서 보듯이 Ti-15Sn-4Nb 합금의 경우 표면에 TiO₂의 산화물이 주성분으로 형성되어 있는 점으로 보아 TiO₂가 합금의 내식성에

Table 1. ESCA analysis of Ti-15Sn-4Nb alloy.

| Composition | Binding energy | O1s | Sn3d5 | Ti2p | Nb3d | C1s |
|--------------------|----------------|----------------------|---------------------|----------------------|---------------------|----------------------|
| | | | | | | |
| without Ar sputter | | 530.8 (60.31at%) | 486.8 (0.89at%) | 458.83 (9.6at%) | - | 285.03 (29.11at%) |
| 10min Ar sputter | | 531.44 (49.62at%) | 484.83 (4.56at%) | 454.75 (40.28at%) | 202.98 (1.92at%) | 282.22 |

가장 큰 영향을 미칠 것으로 판단된다. 일반적으로 Ti은 공기중의 산소와 쉽게 반응하여 표면에 TiO_2 , Ti_2O_3 , Ti_3O_4 , TiO 형태의 화학 조성을 갖는 산화막을 형성하며, 이러한 산화막은 두께 50-100 Å 정도로 그 특성이 세라믹과 거의 유사한 형태를 보이며, 골내 이식 시 생체분자와 약한 van der Waals결합 및 부분적으로는 강한 화학 결합을 하는 생체 친화성을 보이는 것으로 알려져 있다²⁰⁾.

따라서 본 연구에서 선정된 Ti-15Sn-4Nb계 합금의 경우 기존에 생체재료로 사용되었던 Ti-6Al-4V 합금을 대체할 수 있는 생체 내 안정성이 우수한 재료로 판단된다.

4. 결 론

Ti-15Sn-4Nb 합금에 Ta, Hf를 각각 첨가하여 합금을 제조한 후, 생체재료로 이미 사용중인 Ti-6Al-4V 합금과의 미세조직, 경도, 인장강도 특성을 비교 시험한 결과 다음과 같은 결론을 얻었다.

- 1) Ti-15Sn-4Nb 합금의 경우 시효 열처리에 의해 β 상의 석출이 증가하였다.
- 2) Ti-15Sn-4Nb 합금에 Ta, Hf를 첨가하면 경도 및 인장강도가 증가하였으며 Ti-6Al-4V 합금보다 더 우수한 것으로 나타났다.
- 3) Ti-15Sn-4Nb계 합금은 전반적으로 연성과 파괴 양상과 취성 파괴 양상이 함께 나타났으며, Ta, Hf를 첨가하면 연성이 향상되는 것으로 나타났다.
- 4) Ti합금은 공기중의 산소와 반응하여 TiO_2 의 산화피막을 형성하였으며, Ti-15Sn-4Nb 합금의 경우에는 Sn과 Nb산화물도 석출되었다.

참 고 문 헌

1. B. P. Bannon and E. E. Mild, Titanium Alloys in surgical implants, ASTM, STP 796, Philadelphia, PA, (1981) 7
2. J. Kruger, Corrosion and degradation of implant materials, ASTM, STP 684, Philadelphia, PA, (1978) 107
3. H. Kawahara et al., J. Biomed. Mater., 14 (1980) 597.
4. M. A. Imam, A. C. Fraker and C. M. Gilmore, Corrosion and degradation of implant materials, ASTM, STP 684, Philadelphia, PA, (1978) 128
5. B. Kasemo, J. Prosth. Dent., 49 (1983) 832.
6. W. Qingzhi and L. Zuochen, Titanium 95 science and technology, 3 (1995) 2061.
7. T. Ahmed, M. Long, J. Silvestri, C. Ruiz and H. J. Rack, Titanium 95 science and technology, 2 (1995) 1760.
8. K. Bordji et al., Biomaterials, 17 (1996) 929.
9. S. G. Steinmann, Corrosion of Surgical Implants in-vivo and on-vitro Tests, Evaluation of Biomaterials, John Wiley & Sons Ltd., (1980) 1.
10. P.G. Laing, Corrosion and degradation of implant materials, ASTM, STP 684, Philadelphia, PA, (1978) 199
11. Y. Okazaki, Y. Ito, T. Tateishi, A. Ito, J. Japan Inst. Metals, 59 (1995) 108
12. J. P. Landsberg, B. McDonald and F. watt, Nature (London) 360 (1992) 65.
13. K. A. Winship, Adverse Drug React. Toxicol. Rev., 11 (1992) 123.
14. C. Johansson, J. Lausman, M. Ask, M. A. Hannsson and T. Albrektsson, J. Biomed. Eng., 11 (1989) 3.
15. Y. Ito and A. Ito, Titanium 95 science and technology, 2 (1995) 1776.
16. Y. Okazaki et al., J. Japan Inst. Metals, 62 (1998) 207.

1. B. P. Bannon and E. E. Mild, Titanium Alloys in surgical implants, ASTM, STP 796, Phila-

17. M. Morishita, N. Kawai, K. Yoshikawa et al.,
J. Japan Inst. Metals, 54 (1990) 568
18. P. L. Potapov, A. V. Shelyakov et al., Materi-
als Letters, 32 (1997) 247
19. Y. Okazaki, Y. Ito, T. Tateishi, J. Japan Inst.
Metals, 57 (1993) 332
20. S. Hobo, E. Ichida and L. T. Garcia, Osseoi-
ntegration and occlusal rehabilitation, Quin-
tessence Int., Tokyo, 1989