

# 항공기용 티타늄 합금의 개발 동향



김 성 준

(내식재료실)

- '76-'80 서울공대 금속공학과(학사)
- '80-'82 한국과학기술원 재료공학과(석사)
- '85-'90 Univ. of Illinois at Urbana-Champaign  
재료공학과(박사)
- '82-현재 한국기계연구소 선임연구원



이 용 태

(내열재료실)

- '70-'74 서울 공대(학사)
- '74-'76 한국과학원(석사)
- '76-'80 국방과학연구소(선연 및 연구원)
- '80-'85 Case Western Reserve University(박사)
- '85-'85 Case Western Reserve University(연구원)
- '85-'90 DLR(독일 항공우주 연구소)(연구원)
- '90-현재 한국기계연구소 책임연구원

## 1. 서 론

1947년 미국에서 처음으로 공업적인 생산이 시작된 티타늄 소재는 산화성 분위기 및 환원성 분위기에서 내식성이 우수하고 특히  $-200^{\circ}\text{C}$ 에서  $600^{\circ}\text{C}$ 의 온도 범위에서 어떤 공업용 합금보다도 비강도(strength-to-density ratio)가 우수하여 항공기용 소재로 매우 적합한 조건을 갖추고 있다. 아울러 항공기에 사용되고 있는 대부분의 Al합금이  $150^{\circ}\text{C}$ 까지 밖에 사용할 수 없는데 비해 가장 대표적인 티타늄 합금인 Ti-6Al-4V(Ti-64)은  $300^{\circ}\text{C}$ 까지도 사용 가능하므로[1] 고속, 대형화되고 있는 항공기 부품으로서의 티타늄 재료 사용량이 점차 많아질 것으로 예상된다.

순수 티타늄은 실온의 안정상인  $\alpha$  상이  $882^{\circ}\text{C}$ 에서 BCC 구조를 가지는  $\beta$  상으로 변태된다. 순수 티타늄에 다른 금속원소들을 합금하게 되면 어느 온도구간에서  $\alpha$ 와  $\beta$ 상이 공존하는 영역이 존재하게 되고 경우에 따라서는 이 영역이 상온까지 연장된다. 따라서 티타늄 합금은 기지재료가  $\alpha$  상인 것,  $\alpha$ 와  $\beta$ 상이 공존하는 것, 그리고  $\beta$  상인 경우의 세 종류로 나눌수 있으며, 이들은 각각  $\alpha$  합금,  $\alpha+\beta$  합금 및  $\beta$  합금으로 불리우고 있다. 그리고  $\beta$  상이 존재하기는 하나  $\alpha$  상이 대부분을 점하고 있는  $\alpha+\beta$  합금을 준  $\alpha$  합금(near  $\alpha$ )이라고 한다. 표 1은  $\alpha$  상과  $\beta$  상의 물리적 특성 및 변형계를 보여주고 있으며 표 2는 상변화에 따른 기계적 성질의 변화를 요약한 것이다.

본고에서는 티타늄 합금중 고온용으로 주로 사용되고 있는 준  $\alpha$  및  $\alpha+\beta$  합금과 구조용으로 많이 사용되고 있는  $\beta$  합금에 대하여 각각의 물리적 특성 및 합금원소의 영향 등을 설명하고 현재

Table 1) Physical properties and slip modes of  $\alpha$  and  $\beta$  phase

phase	structure	lattice constant (at R. T)	slip system and twinning system
$\alpha$	HCP	$\alpha$ -Ti a=2.950 Å c=4.868 Å	$\bar{a}$ slip $\langle 11\bar{2}0 \rangle$ {0001}, {10 $\bar{1}0$ }, {10 $\bar{1}1$ }
		Ti-6Al-4V a $\cong$ 2.92 Å c $\cong$ 4.68 Å	$\bar{a}+\bar{c}$ slip $\langle 11\bar{2}3 \rangle$ {11 $\bar{2}2$ }, {10 $\bar{1}1$ } twin plane {10 $\bar{1}n$ } n=1, 2 {11 $\bar{2}n$ } n=1, 2, 3, 4
$\beta$	BCC	Ti-6Al-4V a=3.22 Å	slip direction $\langle 111 \rangle$ slip plane {110}, {112}, {123} twin system {112} $\langle 111 \rangle$

Table 2) Mechanical properties of titanium alloys depending upon alloy types.

properties	alpha	alpha+beta	beta
strength	-	+	++
ductility	+	+	-
density	+	+	-
fracture toughness	+	-/+	+/-
creep strength	+	+/-	-
corrosion resistance	++	+	+/-
weldability	+	+/-	-
formability	-	-/+	+

++ very good, + good, - relatively not good

항공기에 사용되고 있는 티타늄 합금의 종류와 물성을 소개하고자 한다.

## 2. 준 $\alpha$ 합금(near $\alpha$ alloy) 및 $\alpha+\beta$ 합금

### 2.1. $\alpha$ 및 $\alpha+\beta$ 합금의 개요

$\alpha$  및 준  $\alpha$  합금은 변형계(slip system)가 적은

조밀육방구조(HCP)를 가지는  $\alpha$  상이 기지의 대부분을 차지하여 상온에서 뿐만 아니라 고온에서도 소성변형이 어렵기 때문에 대부분 고온구조용 합금으로 사용되고 있다. 금속이 고온에서 사용되기 위해서는 고온강도 외에도 고온산화, 응력부식 및 크립 강도 등이 좋아야 하는데  $\alpha$  합금은 HCP의 조밀구조를 가지므로 350°C 이상의 온도 범위에서 자기확산계수(self-diffusion coefficient)가 BCC 구조를 가지는  $\beta$  상에 비해 약 10~100배 정도 낮아 고온에서의 사용에 적합하다[2]. 현재 제트 엔진의 콤프레셔용 재료로 사용되고 있는  $\alpha+\beta$  및 준  $\alpha$  티타늄 합금을 개발연도와 함께 표3에 나타내었다. 현재까지 개발된 티타늄 합금 중 가장 많이 사용되고 있는  $\alpha+\beta$  계의 Ti-6Al-4V (Ti-64) 합금은 강도특성, 가공성 및 용접성의 3박자를 고루 갖추고 있으며 비교적 고온인 300°C까지 견딜 수 있어 항공기 엔진 및 기체구조 재료로서 모두 사용되고 있기 때문에 Ti-64를 기초로 하여 거의 모든 티타늄 합금이 개발되고 있다.

표 3의 화학조성에서 보는 바와 같이 Al, Sn, Nb, Si, Zr 및 Mo 등이 고온용 준  $\alpha$  합금에 가장 많이 첨가되고 있으며 특히 티타늄은 산소와의 친화력이 매우 강하기 때문에 어느 정도의 산소량은 합금중에 항상 존재하게 된다. 이들 각 합금

Table 3) Conventional Ti alloys for high temperature purpose

alloy name	developed year	T <sub>max</sub> (°C)	chemical composition (wt. %)							
			Al	Sn	Zr	Mo	Nb	V	Si	Others
Ti-64	1954	300	6	—	—	—	—	4	—	
IMI-550	1956	425	4	2	—	4	—	—	0.5	
Ti-811	1961	400	8	—	—	1	—	1	—	
IMI-679	1961	450	2	11	5	1	—	—	0.2	
Ti-6246	1966	450	6	2	4	6	—	—	—	
Ti-6242	1967	450	6	2	4	2	—	—	—	
Hylite 65	1967	520	3	6	4	0.5	—	—	0.5	
IMI-685	1969	520	6	—	5	0.5	—	—	0.25	
Ti-5522S	1972	520	5	5	2	2	—	—	0.2	
Ti-11	1972	540	6	2	1.5	1	—	—	0.1	0.3Bi
Ti-6242S	1974	520	6	2	4	2	—	—	0.1	
Ti-5524S	1976	500	5	5	2	4	—	—	0.1	
IMI-829	1976	580	5.5	3.5	3	0.3	1	—	0.3	
IMI-834	1984	590	5.5	4	4	0.3	1	—	0.5	0.06C

원소가 고온특성에 미치는 효과를 아래에 기술한다.

### 2.2. 합금 원소의 영향

$\alpha$  안정화 원소로 가장 많이 사용되는 알루미늄은 밀도를 낮추면서 인장 및 크립 강도를 향상시키고 탄성계수도 증가시킨다. 그러나 Al 양이 7%를 초과할 경우 정합을 이루면서 규칙격자인 Ti<sub>3</sub>Al 금속간화합물이 형성되어 변형중 intense co-planar 슬립밴드를 형성함으로써 재료를 취약하게 만든다 [3]. 아울러 고온에서부터의 냉각시 편린(spalling) 현상을 일으키기 때문에 표 3에서 보는 바와 같이 Ti-811 합금을 제외하고는 Al 함량을 7% 이하로 제한하고 있다. 주석은 중성에 가까운  $\alpha$  안정화 원소로서 금속간 화합물의 석출이 우려되는 Al을 대신하여 많은 양을 합금하여도 취성을 일으키지 않고 효과적으로 고용강화를 시킬 수 있는 원소이기 때문에 많은 양이 사용되고 있다. 이러한 개념을 바탕으로 개발된 IMI-679 합금은 강도와 온도특성이 좋지만 비슷한 합금인 Ti-6242S(표 3 참조)에 비하면 주석의 무게 때문에 밀도가 높고

탄성률이 낮다는 단점이 있다.

0.5% 정도의 Si 첨가는 티타늄합금의 고온 크립 강도 향상에 매우 효과적인데, 이는 Si이 티타늄합금의 적층결합 에너지를 감소시켜 교차 슬립을 제한함으로써 전위의 움직임을 현저히 저하시키기 때문이다[4]. 또 Si의 첨가는 크립 강도뿐 아니라 미세조직과 정적강도(static strength)에도 상당한 영향을 미치는 것으로 알려져 있다. 한편 Si는 합금내에서 silicide를 형성하는데 IMI-685 내에서의 silicide 석출은 균열 발생을 촉진시켜, 실제 사용중 파손된 구조물의 벽개면 상에서 silicide가 자주 관찰되고 있다[5]. 약 590°C까지 사용이 가능한  $\alpha$  합금에서 Si의 첨가가 제한되는 가장 큰 이유는 장시간 사용중 연신율을 감소시키는 미세조직의 변화가 일어나기 때문이다. 연신율의 감소는 주로 판상의 마르텐사이트 계면을 따라 생성되는 Ti<sub>3</sub>Al나 S<sub>2</sub> silicide[(Ti, Zr)<sub>3</sub>Si<sub>2</sub>]에 기인한다[6]. 최근의 연구 결과에 의하면 연신율의 감소는 Ti<sub>3</sub>Al 보다는 silicide의 생성에 더욱 큰 영향을 받는 것으로 알려지고 있다[7]. 실제로 Si을 함유하지 않는 IMI-829 합금의 경우 연신율의 감소가 관찰되지 않고 있다. 연신율의 감소는 고

에서 사용중 석출되는 silicide 입자들의 파괴나 decohesion에 기인한다. 연신률의 감소를 줄이는 가장 효과적인 방법은 가공열처리(thermomechanical treatment)로서 silicide가 매우 미세하게 골고루 석출하도록 하는 것이다 [8]. 그 이유는, 가공열처리 과정 중 냉간가공에 의해 전위밀도를 증가시킴으로써 silicide의 핵생성 site가 증가되기 때문이다. 그러나 냉간가공 중 생기는 집합조직으로 인해 때로는 연신율이 오히려 감소된다는 보고도 있다.

Zr 역시 균일한 silicide 핵생성을 향상시키고 전위의 by-pass 기구에 의해 크립 성질을 향상시킨다 [9]. Zr은 티타늄과 완전고용체를 형성하며 저온 및 중온에서 강도를 증가시킨다. 그러나 5~6% 이상 Zr을 함유할 경우 연신율과 크립 강도를 떨어뜨리므로 대부분의 고온용 티타늄 합금은 약간의 Si와 함께 5% 이내의 Zr을 첨가하여  $\alpha$  기지내에서 균일한 silicide가 석출되도록 하고 있다.

Mo는 강력한  $\beta$  안정화 원소로서 Mo의 첨가로 강도와 경화능의 증가를 얻을 수 있지만 용접성을 해친다 [10]. 따라서 Mo의 첨가량은 합금의 용도에 따라 크게 좌우된다. 예를들면, Mo를 적게 함유한 합금들(Ti-6242S, Ti-5522S 등)은 장기간 크립강도가 요구되는 곳에 사용되는 반면 Mo가 많이 함유된 합금들은 저온에서 아주 큰 강도를 요하거나(Ti-6242), 짧은기간의 고온강도를 요하는 곳에 사용된다.

티타늄 합금에 철을 첨가시키면 철의 함량에 비례하여 크립 강도가 감소하기 때문에 가끔씩 그 함량을 0.02% 이하로 줄이고 있다. 특히 철이 크립강도에 미치는 악영향은  $\beta$  소둔된 조직보다는  $\alpha+\beta$  소둔된 재료에서 더욱 심한데, 이는 크립 기구가  $\alpha+\beta$  소둔시에는 입계의 미끄러짐(grain boundary sliding)에서  $\beta$  소둔시 전위크립(dislocation creep)으로 변하기 때문이다.

산소의 함량 역시 매우 중요한데 대개 산소량이 1000 ppm을 넘으면 취성이 심해진다. 산소는  $\alpha$  상을 강화시키지만 취화시키고,  $\beta$  상은 강화시키면서도 취화시키지는 않는다. 따라서  $\alpha$  티타늄이나  $\alpha$  티타늄합금에 산소 함량을 증가시키면 연

신율, 인성 및 장시간 고온안정성 등이 떨어진다. 이는 산소량의 증가에 따라 슬립 모드가 prismatic slip에서 부터 미세한 planar slip으로 변하며, 또한 균일한 슬립에서 불균일한 슬립형태로 변하기 때문이다 [11]. 좁은 폭의 슬립밴드를 야기시키는 제한된 소성유동이 변형의 집중을 일으켜 균열이 빨리 생기고 균열 전파도 빨라지게 된다. 또 시효가 일어나면 정합(coherent)을 이루며 단단한 Ti<sub>3</sub>Al 석출물이 연신율의 저하를 유발시킨다. 그러므로 고온용 티타늄 합금에서의 산소량은 아주 낮게 유지시켜야 하며 대개 0.1~0.15%를 유지한다.

Rosenberg [12]는 여러가지 기계적 성질 및 크립 성질 등을 연구한 후 고온용 티타늄 합금을 설계할 경우 다음과 같은 실험식을 만족해야 한다고 보고했다.

$$\text{Al} + \frac{1}{3}\text{Sn} + \frac{1}{6}\text{Zr} + 10 \times \text{O}_2 \leq 9$$

따라서 이 식을 만족시키는 합금원소들의 양을 결정함으로써 시효하는 동안 Ti<sub>3</sub>Al이 석출되지 않는 새로운 고온용 티타늄 합금을 개발할 수 있다. 거의 모든 상업용 합금들이 이 공식을 따르고 있으나 이 식을 만족함에도 불구하고 일부 합금에서는 550°C 이상에서 열처리할 때 Ti<sub>3</sub>Al 상이 형성되기도 한다.

### 2.3. 미세조직의 영향

티타늄 합금의 고온 특성은 합금원소 뿐 아니라  $\alpha$ 와  $\beta$  상의 크기, 모양 및 분포의 변화를 통한 미세조직의 변화로도 조절할 수 있다. 일반적으로 그림 1에서 볼 수 있는 바와 같이 티타늄 합금은 가공열처리를 통하여 등축정(equiaxed), 층상(lamellar) 그리고 이들의 혼합조직(bimodal)으로 구성된다. 층상조직은  $\beta$  변태(transus) 온도이상에서 용체화 처리한 후 급냉 및 소둔할 경우 만들어지며 lamellae의 크기는 용체화 처리와 시효처리시의 온도 및 시간에 의해 결정된다. 등축정 조직은 열간가공과 열처리에 의해  $\alpha$ 와  $\beta$ 상 모두에서 lamellae가 전단이나 원소의 확산으로 작은 조각들로 깨어질때 생성된다 [13]. 등축정 입자의 크기는

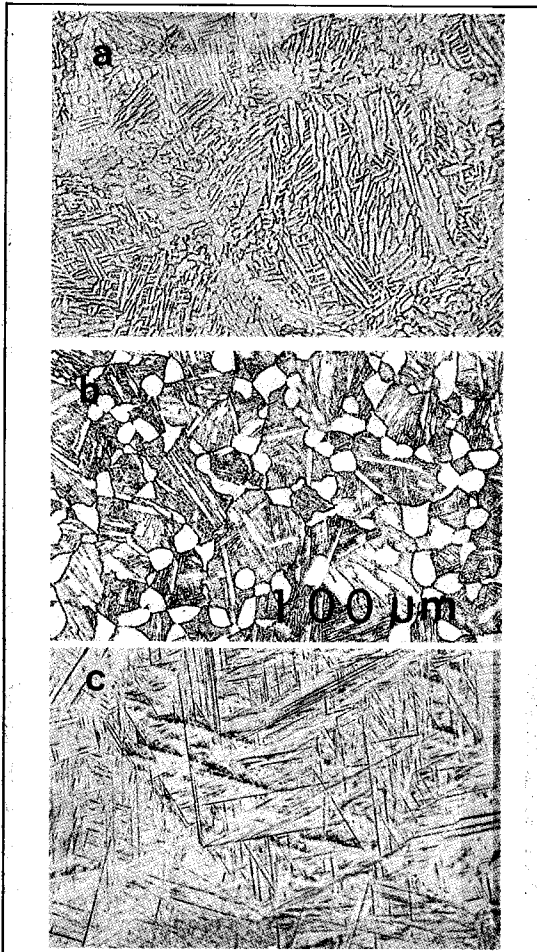


Fig. 1) Three different microstructures, (a) equiaxed, (b) bimodal, (c) lamellar microstructures.

변형정도에 의해 조절되는데 lamellae와 등축정 조직 모두 고온 기계적 성질에 나름대로 장·단점을 가지고 있다. 미세조직과 그 크기에 의해 영향을 받는 몇가지 기계적 성질들을 표 4에 나타내었다. 이 표에서 볼 수 있는 바와 같이 미세한 등축정 조직을 가지는 재료는 균열생성에 대한 저항이 강하기 때문에 고주기 피로성질이 좋고 lamellar 조직은 크립 강도에 좋은 영향을 준다.  $\beta$  영역에서 처리된 lamellar 조직 역시 인성의 향상과 피로균열 성장 효과를 갖는데 이 조직 내에서는  $\alpha$  lamellae들 사이에 얇은 박막 형태의  $\beta$  상들이 분포된다[13, 14]. 그러나 이  $\beta$  상 박막은 너무 얇아서 효과적인 균열 억제제로는 작용이 불가능해서  $\alpha$  colony가 개개의 미세조직 단위로 작용하게 된다. 따라서  $\beta$  열처리된 조직은 등축정 조직에 비해 훨씬 큰 미세조직 단위를 가지게 되므로 피로균열 생성이 쉽고 고주기 피로 특성을 해친다.

가스 터빈 블레이드의 압축기에 사용되는 준  $\alpha$  티타늄 합금은 대개  $600^{\circ}\text{C}$ 까지의 사용온도 영역에서 크립과 피로강도가 적당한 조합을 이루도록 열처리된다.  $\beta$  소둔과 서냉에 의해 형성된 판상의 커다란 colony들은 상온에서의 연신율과 피로강도를 저하시키며  $\alpha$  판상들과 비슷하게 배열되어 있는 colony들의 크기가 커짐에 따라 basal plane 위에서의 벽개 파단이 주로 일어난다고 보고되고 있다 [15, 16] 판상의 colony를 줄이기

Table 4) Microstructural effect on mechanical properties in  $\alpha+\beta$  alloys

Micro structures		Properties	Grain size	
lamellar	equiaxed		fine	coarse
+(T)	-(T)	Young's modulus	+(T)	-(T)
-	+	strength(UTS, YS)	+	-
-	+	ductility	+	-
+	-	creep strength	-	+
+	-	fracture toughness	N	N
-	+	crack initiation	+	-
+	-	crack propagation	-	+
-	+	superplasticity	+	-

T : texture dependence, N : not clear

위해서는  $\beta$  변태 바로 위의 온도에서 열처리 한후 급냉 및 소둔시키는 방법이 이용되고 있다. 이러한  $\beta$  열처리는 침상의  $\alpha$  상과 적은 량의 잔류  $\beta$ 를 생성시키는데 특히 IMI-829 합금에서 많이 사용되고 있다.  $\beta$  열처리를 함에 따라 크립 강도를 향상시키는 침상의  $\alpha$  조직을 만들 수 있을 뿐만 아니라 냉각시의  $Ti_3Al$  생성도 방지할 수 있어 최대의 크립강도를 얻을 수 있다 [17, 18]. 크기가 크며 회전하는 부품의 경우에는  $\beta$  입자의 크기와 분포를 보다 잘 조절하는 것이 필요한데 이를 위하여 Ti-5542S, IMI-829, Ti-1100, IMI-834 합금의 경우에는  $\alpha+\beta$  영역과  $\beta$  영역에서 등은 단조를 하여 가공함으로써 좋은 물성을 얻고 있다. 등은 단조를 하더라도 일반적인 단조에 비해 조직에 있어서의 차이는 그리 다르지 않지만 고온에서의 크립 및 고주기 피로 성질의 조합은 크게 향상된다. 이는  $\beta$  변태온도로 부터 용체화처리 온도를 낮춤에 따라 크립 및 피로 균열의 성장이 억제되고 고주기 피로 성질은 향상되기 때문이다.

$\beta$  소둔뿐 아니라 용체화 처리는  $\alpha+\beta$  영역에서도 행해질 수 있다. IMI-834 합금에 특히 많이 적용되는 이 열처리 방법을 이용하여 침상으로 변태된  $\beta$  상내에 소량의 등축정  $\alpha$  상들로 이루어진 2상 혼합형(bimodal) 조직을 얻을 수 있으며,  $\beta$  상 입자들의 크기가 훨씬 미세하기 때문에 침상 조직이 가지는 장점인 우수한 크립 및 파단강도를 많이 유지하면서 피로성질도 향상시킬 수 있다.  $\alpha+\beta$  열처리로 생성된 IMI-834의 조직을 용체화 처리 온도, 급냉속도, 시효온도 및 시간등의 함수에 따라 체계적으로 연구한 결과  $\beta$  변태온도 직하에서부터 급냉시킬 경우 크립강도가 약간 저하되기는 하나 정적, 동적 성질이 가장 좋은 조합을 얻을 수 있었다. 특히 가스 터빈 엔진 콤프레서는 고온에서의 저주기 피로 특성과 크립특성이 아주 중요한 설계 요소이므로 약 7.5%의 등축 primary  $\alpha$  상과 제2상의 미세한 lamellar로 된 bimodal 조직이 고온에서의 회전부품에 사용되기 위해 많이 만들어지고 있다. 이 조직에서는 상당부분의  $\alpha$  상이 lamellar이므로 크립강도가 증가되며 저주기 피로수명은 완전히 lenticular  $\alpha$  상으로 구성된 조직보다 향상된다.

크립 특성은 용체화 처리 온도로 부터의 냉각속도를 조절함으로써 극대화 시킬 수 있다. 용체화 처리 온도, 시간 및 냉각속도가 bimodal 조직 내의 변태전  $\beta$  상 입자크기와  $\alpha$  판상의 간격을 결정하며 이러한 요소들이 고온에서의 크립강도를 결정한다. 발표된 몇몇 실험결과에 따르면 크립 강도는 용체화 처리 온도로 부터 중간정도의 냉각속도로 극대화 시킬 수 있다.  $\alpha+\beta$  합금에서는 아주 많은 량의 변형을 가한 후 용체화 처리를 짧게 함으로써 재결정된 미세한 판상의  $\alpha$  상 조직을 얻어 최고의 크립 특성을 얻을 수 있다. 크립 특성을 향상시킬수 있는 또 하나의 방법으로 집합조직의 제어를 들 수 있는데 Ti-64를 예로 보면 basal plane으로 삼한 집합 조직이 형성되어 transverse 방향의 크립강도가 수직방향의 크립강도 보다 훨씬 좋은 특성을 가진다[19]. 이때의 강도 증가는 크립속도를 급속히 감소시키는 탄성계수의 증가에 기인한다.

### 3. $\beta$ 티타늄 합금

#### 3.1. 특 성

$\alpha+\beta$  합금에 비해 열처리가 쉽고 경화능이 크며 BCC 구조에 의한 연신률의 증가 등 많은 이점이 있는  $\beta$  티타늄 합금은 파괴인성에도 뛰어난 특성을 보여 용해, 제조 및 재현성에 문제가 있음에도 불구하고 항공기용 구조용 재료로서 그 사용 범위가 확대되어 가고 있다. 처음으로 상용화된  $\beta$  합금은 50년대 중반 Rem Cru Titanium사에 의해 개발된 Ti-13V-11Cr-3Al로 소둔처리 후에도  $\beta$  상이 쉽게 유지되어 가공이 용이하고 가공후 다시 시효처리하여 고강도를 얻을 수 있는 장점이 있다 [20]. 이후 개발된 여러가지  $\beta$  합금들 중 특성과 재현성이 좋은 몇가지 합금을 표 5에 나타내었다. 이중 Ti-10-2-3는 특히 단조성이 뛰어나 near net shape forging용 재료로 매력적이며 Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al(Ti-15-3)은 박판 가공성 및 생산성이 뛰어나다. 미국 GE사에서 개발된 준  $\beta$  합금인 Ti-5Al-2Sn-4Mo-4Cr(Ti-17)는 고강도 단조용 재료로 매우 중요하다. 상당량의 Mo를 함유하고 있는 합금들은 내식성이 아주 우수하며 Al과 같이 첨가될 경우

Table 5) Typical near  $\beta$  and  $\beta$  alloys

alloy	alloy designation	developed year (company)	$\beta$ transus ( $^{\circ}\text{C}$ )	UTS (MPa)	E (%)
near $\beta$	Ti-10V-2Fe-3Al	1974(Timet)	795	1,300	6.0
	Ti-5Al-2Zr-4Mo-4Cr-2Sn(Ti-17)	1972(GE)	865	1160-1230	-
$\beta$	Ti-13V-11Cr-3Al	1960(RMI)	720	1240-1300(STA)	8.0
	Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr( $\beta$ -C)	1969(RMI)	795	1470(STA)	9.0
	Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn( $\beta$ -III)	1972(RMI)	760	1410(STA)	10
	Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn	1973(Timet)	760	1250(STA)	8.7

고강도도 가지게 된다. 그러나  $\beta$  안정화 원소인 V이 첨가되면 내산화성이 저하되기 때문에 TIMET사에서 새로이 개발한 Ti-21S(Ti-15Mo-3Nb-3Al-0.2Si)는 V을 Mo으로 대체하여 Ti-15-3에 상응하는 강도, 가공성 및 내식성을 가지고 있다.

### 3.2. $\beta$ 합금의 가공과 미세조직 변화

고온에서 안정한 BCC 구조의  $\beta$  상에 제 3의  $\beta$  안정화 원소를 첨가하여  $\beta$  변태온도를 낮춤으로서 BCC 구조가 상온에서 까지 안정하게 유지되도록 한 합금이  $\beta$  합금이다.  $\beta$  안정화 원소의 양을 많이 첨가하면 공냉에 의해서도 준안정한  $\beta$  상을 얻을 수 있다. 일정한 범위 내의  $\beta$  안정화 원소를 첨가할 경우 상온까지 유지되는  $\beta$  기지는 준안정상이며  $\beta$  변태 직하의 온도에서 유지시킬 경우  $\alpha$  상으로 분해된다.

$\beta$  안정화 원소로는  $\beta$  전용고용형( $\beta$  isomorphous)과  $\beta$  공석형( $\beta$  eutectoid) 두가지가 있다.  $\beta$  전용고용형에는 Mo, V, Ta, Nb 등이 있고 공석형에는 Cr, Mn, Fe, Si, Co, Ni, Cu 등이 있다. 이들 두 종류의 원소들이 함유된 상태를 개략적으로 그림 2(a)와 (b)에 나타내었다. 준안정상의  $\beta$  상이 분해함으로써 먼저  $\alpha$  고용체가 생기고 이어  $\alpha$ 와 화합물 형태의 공석조직이 생긴다. 이때 Ni이나 Cu같이 활성도가 큰 공석형성 원소는 빠른 분해 반응을 조장하고 Fe, Mn등 지연성 공석형성 원소는 느린 반응을 유도한다.

주조 및 단조에 의한  $\beta$  합금의 제조시 고려해야

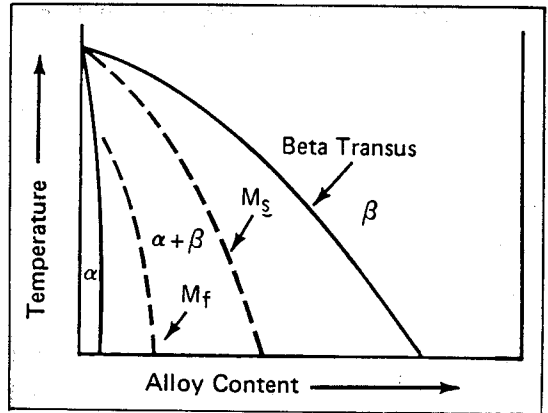


Fig. 2)(a) BETA ISOMORPHOUS SYSTEM : Alloying elements of the beta isomorphous type are V, Mo, Ta and Nb.

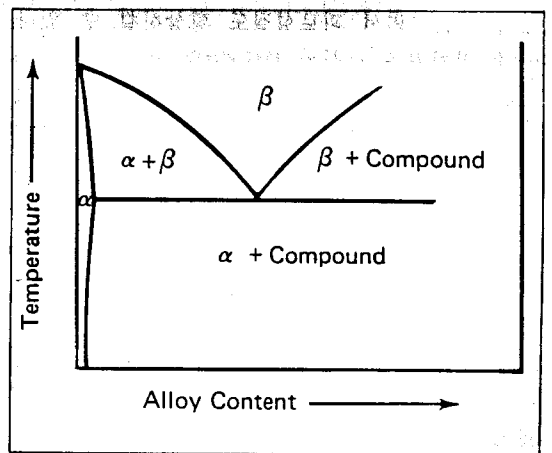


Fig. 2)(b) BETA EUTECTOID SYSTEM : Alloying elements of the beta eutectoid type are Mn, Fe, Cr, Co, Ni, Cu and Si.

할 가장 중요한 두가지 사항은 사용하기에 적합한 형상으로 만드는 것과 미세조직의 조절에 의한 기계적 성질의 제어이다 [21]. 준안정  $\beta$  합금의 초기 형상조절은  $\beta$  변태온도 이상에서 행해지며 이 과정은 Ti-64에 적용되는 것과 비슷하다. 그러나  $\beta$  변태 온도에 훨씬 못미치는 낮은 온도에서 행하는 2차 가공은  $\beta$  상이 가지는 BCC 구조 때문에 Ti-64 보다 훨씬 쉽게 이루어진다. 예를 들어 Ti-64 합금의 경우 내부파단을 일으키지 않고 냉간 가공할 수 있는 양은 15% 정도이나  $\beta$ -III 합금의 경우 93% 까지도 성공적으로 냉간압연 할 수 있다. 한편 적당한 기계적 성질을 얻기 위해 미세조직을 제어하기 위해서는 가공열처리에 세심한 주의를 기울여야 한다. 이 과정에서는 가공상태와 재결정 상태 및 입도조절이 중요한 요소가 된다 [20]. 용해 조건에 따라서는 용고후 잉고트 표면부터 내부까지 미세한 등축정, 주상정, 조대한 등축정의 순서로 불균일한 조직이 형성되기도 하는데 일반적으로 균일하고도 미세한  $\beta$  입자조직은  $\beta$  변태 온도 이하에서 가공한 후  $\beta$  변태 온도 이상까지 가열시켜 얻는다. 재결정 거동은 온도와 변형량의 함수로 나타나며 입계 이동속도는 소둔 시간에 역비례하여 감소한다. 그러나 변형량이 20%에서

80%로 증가됨에 따라 평균입계 이동속도는 100~1000배 정도로 급격히 증가된다 [22].  $\beta$  합금은 합금원소량 및 조성영역에 따라 열처리후 여러 가지 상 및 화합물을 형성할 수 있다.

$\beta$  합금의 최종 미세조직은 열처리후 합금원소의 양에 따라 형성되는 조성적 평형 및 비평형상과 가공열처리 정도에 의해 결정된다. 따라서 미세조직을 제어할 때도 조성적 영향에 기초를 두거나 가공열처리 이력을 기초로 하는 편이 편리하다.  $\beta$  상의 열처리후 나타날 수 있는 상들을 열거하면 모상인  $\beta$  기지, allotromorphic  $\alpha$  및  $\omega$  상이 있다. 대개  $\omega$  상은 연신율을 떨어뜨리고  $\beta$  rich 영역과  $\beta$  lean 영역사이의 상 분리(phase splitting)를 일으키며 화합물 형성도 유발시킨다. 때로는 변형에 의해 유기된 마르텐사이트의 생성도 관찰되고 있다. 그러나  $\beta$  안정화 원소가 아주 많은 영역에서는 상온까지 100%  $\beta$  합금조직이 존재하며 이들은 매우 안정하여 열처리에 의한 상분해를 일으키지 않는다. 지금까지 개발된 모든  $\beta$  합금들은 가장 중요한 강화 기구로  $\alpha$  상을 이용한다.  $\alpha$ 와  $\beta$  상 자체는 모두 비교적 연한 재료이다. 그러나  $\alpha/\beta$  계면은 전위와 균열의 전파를 방해하는데 아주 효과적이다. 한편  $\omega$  상과 상분리 ( $\beta$ -

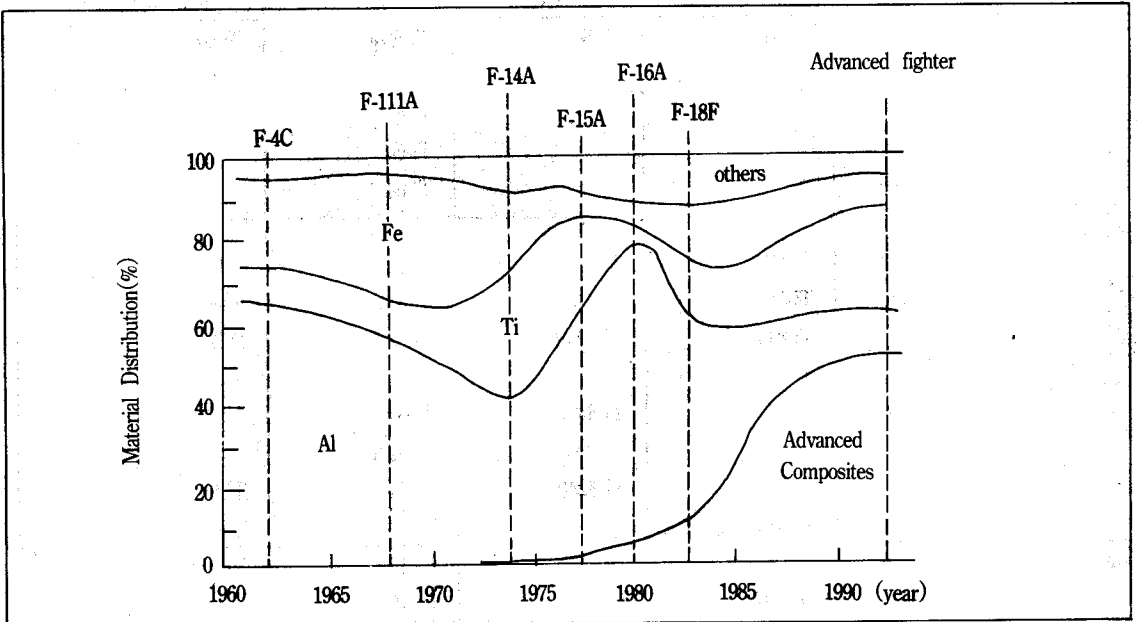


Fig. 3) Material distribution in military aircraft.



Table 6) Ti-alloy applications for aircraft structural parts

area	part name	commercial aircraft	military aircraft
wing	frame		Ti-6Al-4V
	small parts		Ti-6Al-4V
wing	skin		Ti-6Al-4V, Ti-6Al-6V-2Sn
			Ti-8Mn
	spoiler flap	Ti-6Al-4V	Ti-6Al-4V, IMI-550
fuselage	frame		Ti-6Al-4V, Ti-6Al-6V-2Sn
			IMI-230
	small parts		Ti-6Al-4V
fuselage	skin		Ti-6Al-6V-2Sn, Ti-8Mn
	engine nacelle	Ti-6Al-4V, IMI-230	Ti-6Al-4V
	pylon	IMI-680, Ti-6Al-4V	Ti-6Al-4V
others	landing gear parts	Ti-6Al-4V	Ti-6Al-4V, Ti-6Al-6V-2Sn
	hydraulic piping	Ti-3Al-2.5V	Ti-3Al-2.5V
	fastner	Ti-13V-11Cr-3Al	Ti-13V-11Cr-3Al
		Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn	Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn

Table 7) Ti-alloy applications for jet engine

engine		JT9D (P & W)	CF 6-50 (GE)	F 100 (P & W)	Adour (RR/Turbomeca)
fan	disc	Ti-64	Ti-64	Ti-6246	Ti-64
	blade	Ti-64	Ti-64	Ti-811	Ti-64
	vane			Ti-811	
	case			Ti-64	
compressor	disc	Ti-64 Ti-6242	Ti-64 Ti-6242	Ti-6246 Ti-811	Ti-64 IMI-685
	blade	Ti-64 Ti-811 Ti-6242	Ti-64 Ti-6242	Ti-811 Ti-6246	Ti-64 IMI-685
	vane		Ti-64	Ti-64	
	case	Ti-64 Ti-525	Ti-6242	Ti-64	Ti-64 Ti-6242
aircraft		B 747	DC 10	F 15	F1, T2
		DC 10	C5 A	F 16	Jaguar Hawk
weight(kg)		3,978	3,962	1,371	740

rich 및  $\beta$ -lean 지역)는 최종적인  $\alpha$  상 분리형태를 결정하는데 중요한 인자로 작용하나 화합물의 형성은 낮은 연신을 때문에 강화기구로서 중요한 역할을 못하고 있다.

Ti-13-11-3만 제외하면 모든  $\beta$  티타늄 합금은 대개  $\beta$  변태 온도 이하에서 가공한 후 역시  $\beta$  변태 온도 이하에서 용체화 처리되고 너무 많은 양의  $\alpha$  상 생성을 피하기 위해 급냉시킨다. 이 경우 가공 및 용체화처리 온도가 낮아 재결정이 많이 진행되지 않기 때문에 많은 전위들이 입자 내에 그냥 잔존해  $\alpha$  상의 핵생성 지점으로 작용한다. 따라서 급냉후의 시효에 의해 미세한  $\alpha$  상을 석출하게 되며 입계에서의  $\alpha$  상 생성을 피함으로써 강도와 연신을 및 인성을 동시에 증가시킬 수 있다. 아울러 연속적인 입계  $\alpha$  상 형성의 방지는 응력 부식 방지에도 큰 효과가 있다.

#### 4. 항공기용 티타늄합금 적용상황

현재 세계의 항공기용 소재 사용량은 Al 합금 약 30만톤, 티타늄 합금 약 3만톤, 복합재료 약 2천톤 정도로 파악되고 있지만 소재에 대한 요구성능의 변화와 소재가공기술의 진보에 따라 각 소재의 사용율은 변화한다. 이것을 전투기에 국한시켜 보면 그림 3에서 보는 바와 같이 철계는 티타늄으로, 알루미늄계는 복합재료로 점차 대체되어 가는 것으로 생각할 수 있다.

항공기용 티타늄 합금도 기체와 엔진의 기종 및 적용 장소에 의해 요구되는 성질이 다르기 때문에 표 6 및 7에 제시한 바와 같이 서로 다른 종류의 티타늄 합금이 사용되고 있다[23]. 미국 GE사에서 생산하는 제트엔진의 재료구성을 보면 개발초기의 J9 엔진(1952년)에서는 철강계열이 주로 사용되고 티타늄 합금은 겨우 2% 정도 사용되었지만 그후 고속화 및 고효율화가 요구됨에 따라 저온부는 티타늄 합금, 고온부는 초내열합금이 사용되어 CF 6 엔진에는 25%의 티타늄 합금이 사용되고 있다. 또 Pratt & Whitney사의 F100 엔진에서의 티타늄 합금 사용율은 36%까지 달하고 있다.

#### 5. 항공기용 티타늄 합금의 개발과 과제

항공기에 대한 요구성능(연비를 포함한 경제성, 안정성, 조종성등)이 점차 고도화 함에 따라 소재의 요구성능도 점차 엄격해지고 있으며, 이러한 관점에서 항공기용 부품소재로서의 티타늄 합금 사용량이 점차 늘어나는 추세에 있다.

항공기용 티타늄 합금으로는 가장 대표적인 Ti-6Al-4V를 비롯하여 여러가지 합금이 개발되어 실용화되어 있지만 강도, 내열성, 가공성 등이 우수한 재료의 개발이 지금도 계속 진행되고 있다. 고온 고강도 용으로는 영국의 IMI사가 개발한 준  $\alpha$  합금인 IMI-829 및 IMI-834와 미국 TIMET사가 개발한 Ti-1100 합금등이 대표적인 예이고, 냉간 가공 및 단조성이 양호한 고강도 티타늄 합금으로는 미국에서 개발된 준  $\beta$  및  $\beta$  형 합금들이 있다. 제조가공기술 측면에서 보면 항공기용 티타늄 합금은 단조품, 압연품, 압출품 및 주조품으로서 이용이 가능하지만 현재 우리나라의 티타늄 제품 생산은 거의 전무한 실정이다. 국내의 경우 아직도 수요가 적기 때문에 기술 수준 및 생산기술이 전혀 확립되어 있지 않으나 향후 항공기 산업의 육성 및 국제적인 경쟁력을 갖추기 위해서는 지금부터의 준비가 절실하다고 판단된다.

#### 참고문헌

- [1] F.H. Froes and J.R. Pickens, J. of Metals, 36 (1984), No.1, 14.
- [2] Z. Liu and G. Welsch, Met. Trans., 19A(1988), 1121.
- [3] M.J. Blackburn and J.C. Williams, Trans. ASM, 62(1969), 398.
- [4] S. Amelinckx, "The Direct Observation of Dislocations", Academic Press, New York, (1964), 381.
- [5] D. Hoepfner, Metallography, 11(1978), 129.
- [6] C. Ramachandra and V. Singh, Met. Trans., 13A (1982), 771.
- [7] C. Ramachandra and V. Singh, Met. Trans., 16A (1985), 227.

- [8] A.P. Woodfield, P.J. Postans, M.H. Loretto and R.E. Smallman, *Acta Met.*, 36(1988), 507.
- [9] G. Lütjering and S. Weissman, *Acta Met.*, 18(1970), 785.
- [10] W.A. Baeslack III, D.W. Becker and F.H. Froes, *J. of Metals*, 36(1984), 46.
- [11] G. Welsch and W. Bunk, *Met. Trans.*, 13A(1982), 889.
- [12] H.W. Rosenberg, "The Science, Technology and Application of Titanium", R.I. Jaffee and N.E. Promisel eds., Pergamon Press, New York,(1970), 851.
- [13] D. Eylon, J.A. Hall, C.M. Pierce and D.L. Ruckel, *Met. Trans.*, 7A(1976), 1817.
- [14] D. Eylon and J.A. Hall, *Met. Trans.*, 8A(1977), 981.
- [15] D.L. Davidson and D. Eylon, *Met. Trans.*, 11A(1980), 837.
- [16] G.R. Yoder, L.A. Cooley and T.W. Cooker, *Met. Trans.*, 8A(1977), 1737.
- [17] R.T. Chen, W.H. Miller Jr. and E.A. Starke Jr., 5th Int. Conf. Titanium, München, (1984), 2363.
- [18] C.G. Rodes, N.E. Paton and M.W. Mahoney, *ibid.*, 2355.
- [19] A.W. Sommer, M. Creager, S. Fujishiro and D. Eylon, "Titanium and Titanium Alloys, Scientific and Technological Aspects", J.C. Williams and A.F. Belov eds., Plenum Press, New York,(1982), 1863.
- [20] R.R. Boyer and H.W. Rosenberg, eds., "Beta Titanium Alloys in the 1980's", TMS-AIME, Warrendale, PA, (1984).
- [21] F.H. Froes and H.B. Bomberger, *J. of Metals*, 37(1985), No. 7, 28.
- [22] B.B. Rath, R.J. Lederich, C.F. Yolton and F.H. Froes, *Met. Trans.* 10A(1979), 1013.
- [23] 村岡義章, 特殊鋼, 36(1987), No. 1., p. 50.