

# 新一代 600℃ 高温钛合金材料的合金设计及应用展望

蔡建明, 曹春晓

(北京航空材料研究院 先进钛合金航空科技重点实验室, 北京 100095)

**摘要:** 先进航空发动机及超声速飞行器的发展对耐热轻质的 600℃ 高温钛合金材料提出了迫切需求。600℃ 高温钛合金主要用于制造发动机 600℃ 以下高温段高压压气机轮盘、叶片、整体叶盘、机匣以及飞行器机身构件、蒙皮等,可以显著减轻结构重量,大幅提高发动机的推重比和飞行器的飞行速度和机动性。600℃ 高温钛合金的设计受蠕变与热稳定性本质矛盾的限制,为了最大程度发挥高温蠕变抗力,同时兼顾塑性、热稳定性等,基于当量设计准则和扩散理论,设计研制新的 600℃ 高温钛合金材料 TA29,合金系为 Ti-Al-Sn-Zr-Nb-Ta-Si-C。TA29 钛合金具有优异的热强性,良好的断裂韧度、塑性和热稳定性,其整体叶盘部件成功通过了发动机强度考核试验,有望推广应用于先进航空发动机、超高速导弹等飞行器的高温结构部件。应加强 TA29 钛合金高温蠕变-疲劳-环境交互作用、微结构、表面完整性、残余应力分析及其对使用性能影响等研究。

**关键词:** 600℃ 高温钛合金;合金设计;TA29 钛合金;蠕变性能;整体叶盘

**doi:**10.11868/j.issn.1005-5053.2014.4.002

**中图分类号:** TG146.2<sup>+</sup>3; V252.2

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1005-5053(2014)04-0027-10

现代军用战斗机和民用飞机的优异性能在很大程度上依赖于先进航空发动机的应用,而发动机的快速发展与高温钛合金的大量应用密切相关。高温钛合金材料是钛合金研究的重要领域,是一个国家钛合金研究水平和航空技术发展水平的重要标志。新一代高推重比(10 以上)航空发动机,其压气机系统的工作条件恶劣,在依靠整体叶盘(bisk)、整体叶环(bling)、焊接结构等轻量化结构的同时,对兼具轻质、高强、耐热、抗氧化等特性的钛基合金,如 600℃ 高温钛合金、Ti2AlNb、TiAl 合金、纤维增强钛基复合材料等提出迫切需求及更高的性能要求<sup>[1]</sup>。与结构钢、铝合金、镍基高温合金等相比,高温钛合金在 600℃ 以下在比强度、比蠕变强度和比疲劳强度方面优势明显<sup>[2]</sup>,以钛代镍,在保持相同强度和服役性能的情况下,可减重 1.7 倍,这对提高发动机的推重比和使用性能效果显著<sup>[3]</sup>。超声速飞行器的发展对高温钛合金的应用也产生浓厚兴趣,随着飞行速度的提高,飞行器表面温度越来越高,如马赫数为 6 的飞行器表面温度已达 650℃ 以上,因此急需高温钛合金用于制造蒙皮、骨架等构件。另外,新一代的空天

飞机、超高速导弹等,其发动机及机体的高温部件也急需高耐热性的钛合金。

高温钛合金研究的努力方向一直是致力于提高其使用温度,即提高热强性,同时合金须保持良好的热动力学稳定性,即保证部件在设计寿命期内保持持续的物理和力学性能。评价金属材料使用温度的性能指标主要是高温蠕变抗力、持久寿命和疲劳强度,即期望在高温、长时、大应力的作用下,钛合金及其部件产生的残余蠕变变形尽量小,持久寿命尽量长,疲劳强度尽量高。经过 60 年的发展,通过对合金化、制造工艺、组织控制等的不断优化,钛合金的长时使用温度从以 Ti-6Al-4V 为代表的 350℃ 提高到了目前的 600℃,600℃ 被认为是传统钛基合金的“热障”温度,进一步提高其工作温度受到蠕变、持久、组织稳定性、表面抗氧化、热盐应力腐蚀等性能的限制<sup>[4]</sup>。在 550 ~ 600℃ 以上,与最为典型的 IN718(GH4169)高温合金相比,尽管 600℃ 高温钛合金的低周疲劳强度与密度比值、抵抗裂纹扩展性能方面优越,但比强度和比蠕变强度方面已没有明显优势<sup>[5]</sup>。国外典型的 600℃ 高温钛合金有英国的 IMI834、美国 Ti-1100、俄罗斯的 BT36 和 BT41,其中唯有 IMI834 在航空发动机上成功获得批量应用。上述 600℃ 高温钛合金均以 Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Si 作为主成分系,差异之处在于合金化含量以及加入其他 β 稳定元素,如 IMI834 加 Nb, BT36 加 W。十余年

收稿日期: 2014-06-03; 修订日期: 2014-06-18

作者简介: 蔡建明(1975—),男,博士,高级工程师,主要从事高温钛合金及其应用的研究,(E-mail)caijianming1975@126.com。

来,国内几家科研院所在 600℃ 高温钛合金方面进行了大量研究,经历从仿制到国际合作和自主研制的过程,研发各具特色成分和性能的 600℃ 高温钛合金,并在航空发动机、导弹等装备上获得试用。

本工作综述世界各国 600℃ 高温钛合金的发展历程,指出 600℃ 高温钛合金研制的技术瓶颈和难点,重点介绍基于当量设计准则及扩散理论设计的新一代 600℃ 高温钛合金 TA29 合金的研究进展,展望了该合金在未来先进航空发动机、超声速飞行器等领域的应用前景。

$$[\text{Mo}]_{\text{eq}} = \frac{\% \text{Mo}}{1} + \frac{\% \text{Ta}}{4} + \frac{\% \text{Nb}}{3.3} + \frac{\% \text{W}}{2} + \frac{\% \text{V}}{1.4} + \frac{\% \text{Cr}}{0.6} + \frac{\% \text{Ni}}{0.8} + \frac{\% \text{Mn}}{0.6} + \frac{\% \text{Fe}}{0.5} + \frac{\% \text{Co}}{0.9} \quad (1)$$

$$[\text{Al}]_{\text{eq}} = \% \text{Al} + \frac{1}{3}\% \text{Sn} + \frac{1}{6}\% \text{Zr} + 10\% \text{O} \quad (2)$$

表1 各国典型的高温钛合金

Table 1 Principle high temperature titanium alloys developed in the world

No.	Alloy	Maximum long service temperature/°C	Nominal composition (mass fraction)/%	$[\text{Mo}]_{\text{eq}}$	$[\text{Al}]_{\text{eq}}^{\text{①}}$
1	TC4, BT6, IMI318	400	Ti-6Al-4V	2.9	7.0
2	TA11, Ti-811	425	Ti-8Al-1Mo-1V	1.7	9.0
3	TC6, BT3-1	450	Ti-6Al-2.5Mo-1.5Cr-0.5Fe-0.3Si	6.0	7.0
4	TC19, Ti-6246	450	Ti-6Al-2Sn-4Zr-6Mo	6.0	8.3
5	TA14, IMI679	450	Ti-11Sn-5Zr-2.25Al-1Mo-0.25Si	1.0	7.8
6	TC8, BT8	500	Ti-6.5Al-3.3Mo-0.3Si	3.3	7.5
7	TC11, BT9	500	Ti-6.5Al-1.5Zr-3.5Mo-0.25Si	3.5	7.3
8	TA7, BT5-1, IMI317	500	Ti-5Al-2.5Sn	0	6.8
9	IMI685	520	Ti-6Al-5Zr-0.5Mo-0.25Si	0.5	7.8
10	TA19, Ti-6242S	520	Ti-6Al-2Sn-4Zr-2Mo-0.08Si	2.0	8.3
11	TA12	550	Ti-5.3Al-4Sn-2Zr-1Mo-0.25Si-1Nd	1	8.0
12	IMI829	550	Ti-5Al-3.5Sn-3Zr-1Nb-0.3Si	0.6	7.7
13	TC25, BT25	550	Ti-6.7Al-1.5Sn-4Zr-2Mo-1W-0.15Si	2.3	8.8
14	BT25y	550	Ti-6.5Al-1.8Sn-4Zr-4Mo-1W-0.2Si	4.5	8.8
15	Ti60X	600	Ti-5.6Al-4.8Sn-2Zr-1Mo-0.35Si-0.6Nd	1.0	8.47
16	Ti-1100	600	Ti-6Al-2.75Sn-4Zr-0.4Mo-0.45Si	0.4	8.58
17	IMI834	600	Ti-5.8Al-4Sn-3.5Zr-0.7Nb-0.5Mo-0.35Si-0.06C	0.7	8.72
18	BT18y	600	Ti-6.5Al-2.5Sn-4Zr-1Nb-0.7Mo-0.15Si	1.0	9.0
19	BT36	600	Ti-6.2Al-2Sn-3.6Zr-0.7Mo-5W-0.15Si	2.7	8.47

Note: ① The impurity oxygen content may be considered as 0.1%.

英国有自己独立的高温钛合金体系,主要由帝国金属工业公司(IMI)引进和研制,拥有一系列不同温度级别的高温钛合金,在英国 Rolls-Royce 发动机公司(以下简称 RR)和欧洲其他公司的航空发动

## 1 国内外 600℃ 高温钛合金的发展历程及应用概况

自 20 世纪 50 年代始,高温钛合金研究快速发展,英国、美国、俄罗斯、中国等开发几十个在不同条件下使用的高温钛合金材料,其中较为典型的合金如表 1 所示,表中还给出根据经验性的 Mo 当量公式(1)和 Al 当量公式(2)计算得到的相应的 Mo 当量( $[\text{Mo}]_{\text{eq}}$ )和 Al 当量( $[\text{Al}]_{\text{eq}}$ )。

机上得到了广泛应用。先后主要开发和应用的合金有 IMI318, IMI550, IMI679, IMI685, IMI829, IMI834 和 Ti-6242S 等。其中,最为独特的是 IMI685 和 IMI829 合金叶片和盘件摒弃了传统的  $\alpha + \beta$  热处理

工艺,而采用 $\beta$ 热处理工艺得到细小片层组织,最大限度地发掘了合金的高温蠕变抗力和提高了损伤容限特性,实现了从 $\alpha + \beta$ 加工向 $\beta$ 加工的重大工艺转变,成功应用于RB199, RB211等发动机。通过控制热机械处理工艺参数,抑制 $\beta$ 晶粒过度长大,将盘锻件的 $\beta$ 晶粒尺寸控制在0.5~0.75mm以下,最大不得超过1.5mm<sup>[6]</sup>。1984年,IMI推出最高耐热温度为600℃的IMI834合金,该合金是冶金、原材料质量控制、熔炼以及热机械处理工艺综合发展及先进技术集成的典范。与IMI829相比,IMI834的抗拉强度提高了10%,耐热温度提高了50℃。值得指出的是,IMI834锻件最终使用状态的组织为双态组织,以实现在600℃下蠕变与疲劳的良好匹配<sup>[7]</sup>。与GH4169相比,在550℃以下,IMI834合金具有更高的比强度、更优的低周疲劳性能和更低的疲劳裂纹扩展速率,因此,IMI834可以很好地满足航空发动机转动部件在550℃高温环境下长时使用的要求<sup>[8]</sup>。目前IMI834在EJ200、Trent系列、PW305、PW150等发动机上得到应用<sup>[9]</sup>,在Trent700发动机中,高压压气机的6级轴流式转子采用了IMI834钛合金整体焊接结构,在Trent800发动机上,因高压压气机运行温度更高,前3级采用了IMI834,后3级采用了Ni基合金。

美国于20世纪50年代初期开发了Ti-6Al-4V合金,到目前为止,该合金仍是在航空领域应用最广的钛合金,各国均仿制了该合金,对应牌号为:IMI318(英)、BT6(俄)、TC4(中),在航空发动机中主要应用于风扇和低压压气机的叶片、盘、机匣等。随后研制了不同型号发动机使用的高温钛合金,如Ti-8Al-1Mo-1V, Ti-17, Ti-6242, Ti-6242S, Ti-6246和Ti-1100等。1988年,在Ti-6242S合金成分的基础上,TIMET公司经过成分优化,推出能在593℃(1100°F)长期使用的Ti-1100。合金严格控制杂质含量,O含量控制在0.07%左右,Fe含量控制在0.015%~0.02%,并采用 $\beta$ 锻+直接时效的工艺,保证高的蠕变抗力及足够的塑性<sup>[10]</sup>。其 $\beta$ 锻时的加热温度略低于硅化物的溶解温度,以防止晶粒的快速长大,获得细晶的片层组织,使强度、蠕变、疲劳、裂纹扩展等性能良好匹配<sup>[11]</sup>。

俄罗斯高温钛合金材料体系比较完整,在不同温度级别有2到3个各具特色可供选择的高温钛合金牌号,生产使用经验丰富。在俄罗斯航空发动机上已获得广泛应用的典型合金有BT3-1, BT8, BT9, BT25, BT25y和BT18y等,其中BT18y的长时耐热温度可达550~600℃,已应用于苏27战斗机的AL-

31Φ发动机高压压气机的4~6级盘、4、5级转子叶片<sup>[12]</sup>。另外,俄罗斯研制了新一代的600℃高温钛合金BT36和BT41,其耐热能力均优于BT18y,但到目前为止,还未实际工程应用。近年来,俄中合作开展了耐热性更强的高温钛合金BTX的联合研制,试制了饼坯、叶片等典型件,热强性能优异,研究结果良好。

我国高温钛合金的发展前期以仿制为主。在尊重原设计原则的指导下,每引进一个型号的航空产品,就仿制一大批相应国家航空产品的钛合金,致使不同牌号同等性能水平的钛合金重复仿制和生产,但大多数合金存在性能数据不全、单一牌号生产量少、材质一致性均匀性稳定性不足等状况。前述美国、俄罗斯钛合金牌号中,大部分我国仿制过,并有相应牌号,如Ti-8Al-1Mo-1V对应TA11, Ti-17对应TC17, Ti-6242S对应TA19, Ti-6246对应TC19, BT3-1对应TC6, BT9对应TC11, BT25对应TC25等。目前也曾用国内已有合金替代国外相近性能合金的例子,如引进RR公司斯贝MK202发动机时,用TC11成功替代IMI679。同时,我国也开始钛合金的自主研制。“八五”期间,金属所、航材院等单位联合开展550℃高温钛合金的研制,推出Ti55合金(即TA12),其主要成分特点是加入0.85%(质量分数)稀土元素Nd,熔炼时在钛液中Nd与O反应,形成与基体非共格、弥散分布的富Nd, O的稀土氧化物相,净化钛液。稀土氧化物会残留在钛液中,并在随后凝固时滞留于钛锭中。“九五”期间,航材院和金属所沿着Ti55合金的设计思路,进一步调整和优化成分,开展600℃高温钛合金的材料研究和应用研究。随着工业铸锭制备、盘件制造、零件焊接等研究工作的不断深入,稀土相的负面作用浮现并被逐渐认可,主要表现为在有些条件下稀土相尺寸粗大、分布不均、容易聚集成分,会降低可焊性和疲劳强度。为此,最终放弃在高温钛合金中添加稀土元素的思路,针对先进航空发动机对材料新的和更高的设计要求,通过微创新,开展新一代600℃高温钛合金的合金化设计、制造工艺优化设计、锭型扩大、大规格棒材制备、大尺寸整体叶盘锻件制造、零部件机械加工工艺及检测等研究。

## 2 600℃高温钛合金性能要求及技术难点

随着航空航天先进装备的发展,对发动机材料使用温度及高温力学性能的要求越来越高,开发具有更

高使用温度的高温钛合金材料势在必行。目前,600℃高温钛合金在500~600℃区间具有优异的热强性和疲劳性能,具有替代GH4169制造发动机压气机的高压段部件的实力,有利于提高发动机的推重比。

航空发动机压气机高温段轮盘、叶片等转动件,要求材料在高温服役环境下具有足够的蠕变抗力、高低周疲劳强度、组织稳定性及抗氧化能力。对于轮盘类部件,为了保证其长时安全使用,应满足如下设计准则:足够的应力储备、防止轮盘破裂、防止有害变形、足够的低循环疲劳寿命、有初始裂纹及内部缺陷后仍有足够的裂纹扩展寿命、防止有害的盘-片耦合共振与振动、防止轮盘屈曲,其中,防止过量的蠕变变形和足够高的低循环疲劳寿命对于高温部件最为关键<sup>[13]</sup>。在400℃以下,常规钛合金具有足够的蠕变抗力,在使用过程中一般表现为以疲劳破坏为主的失效模式;而在400℃以上,随着使用温度的提高,蠕变性能愈来愈成为制约钛合金使用性能和使用寿命的关键因素,还应考虑蠕变与疲劳、环境的交互作用。过量的蠕变变形会引起叶片与机匣间的摩擦,易引发“钛火”。美国军用航空发动机通用规范JSGS-87231A,要求盘件设计应力不应超过金属工作温度及其工作时间下发生0.1%残余蠕变变形对应的强度,或者轮缘直径伸长率不超过0.127mm。英国RR公司《斯贝MK202发动机应力标准》(EGD-3)要求:发动机部件在给定的工作温度和工作应力下蠕变变形不超过0.1%。这些要求充分表明蠕变性能控制对于高温段部件的重要性。

600℃高温钛合金的发展是一个不断认识和设法解决其高温蠕变性能与热稳定性本质矛盾的过程。1970年,Rosenberg提出著名的铝当量经验公式,为高温钛合金的成分设计确定了实用的设计准则,为协调蠕变性能和组织稳定性的矛盾带来很大方便<sup>[14]</sup>。为了最大限度地提高钛合金的高温蠕变性能,同时保证良好的热稳定性,目前一般采用多元复合强化的合金化方式,即在Ti基体中加入较高含量的Al,Sn,Zr,即得到较高的 $[Al]_{eq}$ ,以抑制 $\alpha$ 基体中 $\alpha_2$ 相和硅化物的过量沉淀析出,防止恶化塑性和应力腐蚀性能<sup>[15,16]</sup>, $[Al]_{eq}$ 不宜超过9%;同时,尽量减少对蠕变有害的 $\beta$ 稳定元素如Mo,Nb,Fe,Cr和Ni等的含量,即保持较低的 $[Mo]_{eq}$ 。钛合金的 $\alpha$ 和 $\beta$ 相,因BCC结构的 $\beta$ 相晶体致密度较小,原子有较大活性,较HCP结构的 $\alpha$ 相更易扩散,因此,600℃高温钛合金设计以 $\alpha$ 相为主,配以少量的 $\beta$ 相,合金类型为近 $\alpha$ 型。其优点是:组织稳定、在600℃以下具有良好的抗氧化能力、良好的焊接性

能、高的热强性以及高的比强度;但近 $\alpha$ 型合金存在固有的缺点,如低的拉伸塑性和热稳定性、中等的抗拉强度、对氢脆的敏感性、锻造变形更为困难的低工艺塑性、在特定使用条件下有燃烧的可能性等。尽管近 $\alpha$ 型合金有这些不足,但目前还没有更合适的材料替代它制造航空发动机压气机零部件。对于承受大应力的发动机转动件,取决于其使用温度、受力条件和使用寿命等,应确保所用合金具有最优的高温蠕变性能,同时其他性能必要的下限,如足够的抗拉强度、持久强度、疲劳强度、断裂韧度、可接受的工艺塑性等。基于上述分析可知,600℃高温钛合金从合金化、热工艺等角度来大幅提高热强性的潜力很小,研究工作重心应放在合金成分的精细控制、热加工工艺优化等方面。设计选材方面,不再是一味追求高的抗拉强度、塑性指标等,更应重视在实际使用条件下使用性能的研究以及材料、锻件、零件的冶金质量控制、组织均匀性控制、残余应力控制等。

为优化600℃高温钛合金的热强性,往往采用高Al含量和多元复杂合金化的方式来实现。600℃高温钛合金多元复杂的合金化,给大型工业铸锭成分均匀化及杂质含量的控制带来难度。近 $\alpha$ 型合金的锻造工艺性能相对较差,表现为变形抗力大、工艺塑性低、坯料表面容易开裂,而且在 $\alpha+\beta$ 区的变形温度范围窄小,且随着变形温度的下降,变形抗力急剧增大。为此,根据600℃高温钛合金的锻造工艺性能特点,应综合优化变形工艺,尽量采用超高温开坯铸锭,坯料反复锻拔时应严格控制变形温度、变形量、变形速率及终锻温度等,模锻采用 $\alpha+\beta$ 区等温锻或热模锻工艺,通过降低变形速率,有效促进锻件外形尺寸的精益控制及锻件内部组织均匀性的改善和组织细化,另外,可减小普通模锻时高的流变应力,避免绝热温升及锤面对锻坯表面因激冷作用而产生变形死区和不均匀变形的缺点。模锻时使用合适的玻璃润滑剂,以避免锻坯加热时表面的过度氧化,还可促进模锻时较均匀的金属流动。

### 3 新一代600℃高温钛合金的合金设计

合金设计的概念不局限于合金化成分设计,还包含加工工艺设计、组织设计与控制等<sup>[17]</sup>。需要通过结构设计、强度设计、材料研究、应用研究、工程化研究之间的有机结合和相互促进,研制出符合设计所需性能的新合金。

大部分高温钛合金含有 4~7 种合金化元素,再加上不可避免的杂质元素,实际钛合金是一个极为复杂的体系,采用理论与实验相结合的方法探讨合金的相结构、组织结构、力学性能等是合金设计的有效途径。基于已有高温钛合金成熟科学的理论知识、生产和使用实践经验,找出合金设计与发展的规律,综合考虑合金设计、力学性能、制造工艺等的可实现性,遵循先进科学的设计准则,如损伤容限设计、可靠度设计、概率寿命设计等,逐步改进和提高材料性能,设计并制造出符合要求的新合金。在提高钛合金各项性能的过程中,合金化是最主要的手段之一,同时兼顾结构设计选材、材料和部件制造工艺技术,促进设计、材料、应用三者的有机融合,实现成分创新与工艺创新,强调合金的力学性能、工艺性能等的综合平衡。

从上述分析可知,600℃ 高温钛合金应首先具有高的热强性,兼顾其他力学性能。高温钛合金的热强化途径主要是固溶强化和沉淀强化,国外几个主要的 600℃ 高温钛合金尽管其成分有所差别,但采用相同的合金系,即 Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Si 系,以  $\alpha$  相的固溶强化作用为主,适当利用弥散析出的  $\alpha_2$  相和硅化物的沉淀强化作用,并通过合金化来提高  $\beta$  转变温度( $T_\beta$ ),从而提高热强性和抗氧化能力,把  $\alpha$ -Ti 的固溶强化作用发挥到极致。对于高温钛合金,热强性优劣不决定于合金的熔化温度,而与  $T_\beta$  密切相关,提高  $T_\beta$  有助于改善热强性。但受  $[Al]_{eq}$  的限制,而且 Ti 的  $\alpha$  稳定元素实际上只有 Al, O 和 N 这三个元素,因此合金化提高  $T_\beta$  到一定数值时就到了极限。但是可以利用合金元素对 Ti 的  $\alpha$  与  $\beta$  相的稳定作用特点,改变组织形貌,并利用微合金化、杂质含量控制等手段提高热强性。

图 1 给出表 1 对应的典型高温钛合金在  $[Mo]_{eq}$ - $[Al]_{eq}$  坐标图中的位置。随着钛合金使用温度的提高,  $[Mo]_{eq}$  呈逐渐下降趋势,而  $[Al]_{eq}$  则保持在 8%~9% 的范围内。对于在 600℃ 下长期使用的钛合金,为了实现最佳的力学性能匹配,应遵循当量准则是:  $[Al]_{eq}$  控制在 8.5%~9%,  $[Mo]_{eq}$  控制在 0.5%~1%。为了兼顾蠕变、疲劳、热稳定性等,600℃ 高温钛合金合金化的选择余地相当小,为了最大限度地改善合金的高温蠕变抗力,在遵循上述当量准则的前提下,应寻求新的合金化途径。

为保证 600℃ 高温钛合金良好的组织稳定性,须抑制高温长时环境下  $\alpha_2$  相及硅化物颗粒的过量析出,  $\alpha_2$  相及硅化物的析出会严重降低合金的塑性。为此,应将 Al 含量控制在 6% 左右,中性元素

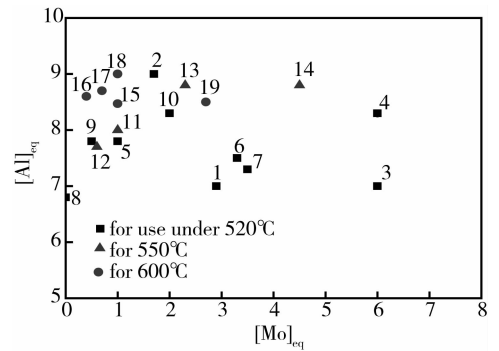


图 1 典型高温钛合金在  $[Mo]_{eq}$ - $[Al]_{eq}$  坐标图中的位置 (编号与表 1 的序号相同)

Fig. 1 Corresponding position of each high temperature titanium alloy in the  $[Mo]_{eq}$ - $[Al]_{eq}$  Cartesian coordinate (in which the number of the alloy is same as that in Table 1)

Sn 和 Zr 含量分别控制在 3%~5%, Si 含量控制在 0.3%~0.5%, 最大限度地发挥  $\alpha$  相的固溶强化能力,适当利用  $\alpha_2$  和硅化物相的沉淀强化作用。已有大量文献介绍 Al, Sn 和 Zr 对 Ti 的作用,其对高温钛合金各种性能的影响及其含量基本固定,在此不再赘述。要进一步发展 600℃ 高温钛合金,合金化应从  $\beta$  稳定元素的选择及含量控制、杂质元素的含量控制着手进行成分的优化设计,选择能降低  $\alpha$ -Ti 自扩散速率以及在 Ti 中扩散速率小的元素。

在诸多 Ti 常用的  $\beta$  稳定元素中,对  $\beta$  相的稳定化作用从强到弱的排列顺序为:  $Fe > Cr > Mn > Ni > Co > Mo > V > W > Nb > Ta$ 。其中: Fe, Ni 和 Co 在 Ti 中具有超常的快扩散特征,是  $\alpha$ -Ti 自扩散系数的  $10^3 \sim 10^5$  倍,而且平行于  $\alpha$ -Ti 的  $c$  轴方向的扩散系数( $D_{//}$ )要大于垂直于  $c$  轴方向的扩散系数( $D_{\perp}$ ),两者差 2~5 倍<sup>[18]</sup>,这可能与 Fe, Ni, Co 在 Ti 中以间隙扩散机制或离解扩散机制为主有关,这对于以位错交滑移和攀移机制为主的蠕变变形来说是非常不利的<sup>[19,20]</sup>。Cr, Mn 在 Ti 中扩散也快,在  $\alpha$ -Ti 中的扩散速率比 Fe, Co, Ni 慢 2 个数量级左右,但比  $\alpha$ -Ti 的自扩散速率仍高  $10^2 \sim 10^3$  倍,也属于快扩散元素<sup>[21]</sup>,而且高温时效析出  $TiCr_2$ ,  $TiMn$  化合物,引起塑性急剧下降。Mo 和 V 是 Ti 最为常用的  $\beta$  稳定元素,但是, V 的加入会降低 Ti 的高温抗氧化和高温蠕变抗力。因此,对于 600℃ 高温钛合金来说,综合考虑  $\beta$  稳定元素在 Ti 中的扩散能力、固溶强化能力、对  $\beta$  相的稳定化作用和对抗氧化能力的影响等因素,可供选择的  $\beta$  稳定元素只有 Mo, W, Nb 和 Ta 这 4 个难熔金属元素。

Mo, W, Nb 和 Ta 具有很多相似之处,如均为体心立方结构(BCC),且这种结构可以从室温一直保持到熔点。Mo 是 Ti 较强的  $\beta$  稳定元素,显著降低  $T_{\beta}$ ,根据 Ti-Mo 二元相图<sup>[22]</sup>,Mo 在  $\alpha$ -Ti 中的固溶度较小,在 600℃ 时  $\leq 0.8\%$ ,当 Mo 含量超出其极限固溶度后,除少量固溶于  $\alpha$ -Ti 中,主要形成  $\beta$  相,且能保留到室温。另外,在 Ti 中加 Mo 会恶化可焊性。W 是 Ti 的共析型  $\beta$  稳定元素,在  $\alpha$ -Ti 中具有很小的固溶度,而且在 740℃ 时形成的含 W 的  $\beta$  相会发生偏析反应,引起冶金稳定性的下降。Nb 和 Ta 是 Ti 较弱的  $\beta$  稳定元素,与 Ti 具有相近的原子半径和负电性,在  $\alpha$ -Ti 中具有较大的固溶度,如 600℃ 时, Nb 在  $\alpha$ -Ti 中的极限固溶度为 4%,Ta 在  $\alpha$ -Ti 中的极限固溶度为 11%。当加入较高含量的 Nb 和 Ta,大多固溶于  $\alpha$  相中,生成的  $\beta$  相含量很少,起到很好的固溶强化作用,并使固溶体保持较高的塑性。另外, Ta 不会与 Ti 中的其他合金元素发生反应<sup>[23]</sup>。加入 Nb 和 Ta 可以改善 Ti 的高温抗氧化性<sup>[24]</sup>。Nb 和 Ta 在  $\alpha$ -Ti 中的扩散系数很小,如在 600℃ 时, Ta 在  $\alpha$ -Ti 中的扩散系数是  $\alpha$ -Ti 自扩散系数的 1/10。基于上述原因,采用 Nb 和 Ta 作为新一代 600℃ 高温钛合金的主合金化元素,代替已有其他 600℃ 高温钛合金常加入的强  $\beta$  稳定元素 Mo,不仅可以保证合金有最佳的高温蠕变抗力,较高的疲劳强度、断裂韧度,还能保持足够的塑性、热稳定性。

Si 是高温钛合金一个主要合金化元素,几乎所有高温钛合金中都含有 0.1% ~ 0.5% 的 Si。当 Si 完全固溶于  $\alpha$  基体,因 Si 与 Ti 原子的尺寸差异引起溶质原子与位错之间的弹性交互作用,容易形成 Cottrell 气团,当 Si 超出固溶度极限会以 S1 或 S2 型硅化物沉淀析出,这两种硅化物均会强烈钉扎位错运动,阻滞位错的滑移和攀移,从而显著改善高温蠕变性能<sup>[25]</sup>。高温下,沉淀相对位错运动阻滞作用更为显著,IMI550 是利用这一作用成功研制的典范。加 Si 的理念为英国和俄罗斯设计高温钛合金时所采用。美国起初不太看好加 Si,认为加 Si 影响塑性,后经大量研究,逐渐认可 Si 的有益作用,并将 Ti-6242 改型为 Ti-6242S,名义 Si 含量为 0.08%,在 Ti-1100 合金设计时甚至加入 0.45% 的 Si。Si 的加入可少许改善合金的抗氧化性。在钛合金中加入 Zr,当 Zr 与 Si 的比值约为 10:1 时,由于 Zr 降低 HCP 结构  $\alpha$  相和 S2 型  $(\text{TiZr})_6\text{Si}_3$  硅化物之间因晶

体结构不匹配引起的高应变能,还能降低硅化物形核激活能,在时效和热暴露过程中,有助于促进硅化物的均匀细小弥散析出,对提高蠕变性能和强度有利<sup>[26]</sup>。

近  $\alpha$  型钛合金一般存在  $\alpha + \beta$  区加工工艺窗口窄的缺点,不利于在  $\alpha + \beta$  区上部变形或热处理时的温度精确控制。通过加入固溶度范围内微量 C 元素,可以有效扩大近  $\alpha$  型钛合金  $\alpha + \beta$  区上部的工艺窗口,即降低初生  $\alpha$  体积分数随温度的变化速率,扩大  $\alpha + \beta$  区上部的温度范围<sup>[27]</sup>。IMI834 通过加入 0.06% 的 C,在  $\alpha + \beta$  区上部进行固溶处理,可以很好地将初生  $\alpha$  相含量控制在 10% ~ 15% 范围内,确保强度、韧性、疲劳和蠕变的合理匹配。

对于 600℃ 高温钛合金这样的极限合金化的材料,杂质元素含量的控制至关重要,特别是 Ti 中常伴随的 Fe, O 和 N 等。为提高高温蠕变抗力,应控制 Fe 含量在 0.05% 以下。尽管增加 O 和 N 可提高抗拉强度,但为提高塑性、蠕变、热稳定性和损伤容限性能,应控制 O 含量  $< 0.1\%$ , N 含量  $< 0.01\%$ 。

基于当量设计准则和蠕变扩散机制,通过评估常用  $\beta$  稳定元素在  $\alpha$ -Ti 中的溶解特性及对  $\beta$  相的稳定作用,为了最大限度地提高钛合金的高温蠕变性能,并兼顾疲劳、损伤容限、塑性、热稳定性等,设计了新一代 600℃ 高温钛合金的合金化体系,即:Ti-Al-Sn-Zr-Nb-Ta-Si-C 系,严格控制杂质元素含量,Fe 控制在 0.02% 以下, O 控制在 0.05% ~ 0.07%,实现合金铸锭成分的高纯化。在该合金的研制生产过程中,曾用过 TG6, Ti60 等名称<sup>[28]</sup>,2013 年,经全国有色金属标准化技术委员会牌号注册,正式命名为 TA29 钛合金。TA29 钛合金成分最大特点是采用 Nb 和 Ta 两个弱  $\beta$  稳定元素进行合金化,它们在  $\alpha$ -Ti 中具有较大的固溶度,可增强  $\alpha$  相的固溶强化作用,有助于改善高温抗氧化能力,提高热稳定性。低 Fe、低 O 的高纯化,保证了合金良好的蠕变抗力和热稳定性。通过加入微量 C,扩大了  $\alpha + \beta$  区上部的工艺窗口,使合金具有更好的工艺适应性,满足工业批产的工艺控制要求。

表 2 列出了 TA29 与其他 600℃ 高温钛合金的  $[\text{Al}]_{\text{eq}}$ 、 $[\text{Mo}]_{\text{eq}}$ 、电子浓度和  $T_{\beta}$ ,可以看出,TA29 具有适中的  $[\text{Al}]_{\text{eq}}$  和较低的  $[\text{Mo}]_{\text{eq}}$ ,保证了合金优良的综合力学性能。另外,与其他合金相比,TA29 具有最高的  $T_{\beta}$ ,保证其优异的热强性。

表 2 600℃ 高温钛合金的  $[Al]_{eq}$ 、 $[Mo]_{eq}$ 、电子浓度和  $T_{\beta}$   
 Table 2  $[Al]_{eq}$ ,  $[Mo]_{eq}$ , electron concentration and  $T_{\beta}$  of 600℃ high temperature titanium alloys

Alloy	$[Al]_{eq}/\%$	$[Mo]_{eq}/\%$	Electron concentration	$T_{\beta}/^{\circ}C$
TA29	8.80	0.5	2.1768	1050
IMI834	8.72	0.7	2.1783	1045
Ti-1100	8.58	0.4	2.1602	1015
BT36	8.47	2.7	2.1972	980
Ti60X	8.47	1.0	2.1774	1025

从 2000 年开始至今,历经成分探索、实验室小锭熔炼到工业化铸锭熔炼的渐进式研究,通过合金成分、熔炼、锻造、热机械处理、机加工等工艺参数的不断优化,在工业条件下,实现了从原材料选择、3 吨型工业铸锭熔炼、 $\phi 300\text{mm}$  大规格棒材制备、大尺寸整体叶盘锻件制备到整体叶盘零件机加工、检测检验、表面处理等全程制造,突破诸多关键技术,工艺稳定,性能优越。采用五坐标数控加工技术生产的整体叶盘零件,其外形尺寸、静平衡、荧光、X 射线、表面残余应力等检测结果均符合设计要求,叶盘零件通过某发动机的超转、低循环疲劳、叶片振动疲劳的强度考核试验。形成 TA29 钛合金材料、锻件标准及工艺规范,实现了从实验室研制向工业化小批生产的跨越,TA29 钛合金大规格棒材、整体叶盘锻件和零件已具备小批生产能力。应某航天某导弹等型号的设计要求,研制了 TA29 钛合金宽幅薄板 (1.5 ~ 2.5mm)、大型压气机铸件、舵芯锻件等,均取得了满意的效果。

#### 4 TA29 钛合金的力学性能特点

TA29 钛合金是针对先进高推重比航空发动机的设计要求而研发的,主要用于高压压气机高温段轮盘、叶片、整体叶盘、机匣等长时使用温度达 600℃ 的部件,因 TA29 在 620℃ 仍具有良好的蠕变抗力,在其他性能满足设计要求时,可延伸至 620℃ 左右长期使用。TA29 钛合金在 750 ~ 800℃ 仍能保持较高的抗拉强度,可在此温度区间短时使用。TA29 钛合金的密度为  $4.6\text{g}/\text{cm}^3$ ;其他物理性能参数,如热扩散率、比热、热导率、膨胀系数与其他钛合金相当;室温的弹性模量  $E$  为 121GPa,剪切模量  $G$  为 47.1GPa,泊松比  $\mu$  为 0.29,600℃ 时弹性模量  $E$  为 91.8GPa,剪切模量  $G$  为 35.5GPa,泊松比  $\mu$  为 0.29。

经过十余年的科研攻关,采用自动混布料工艺、低电流熔炼工艺技术,成功制备 3t 型的 TA29 钛

合金工业铸锭,锭型为  $\phi 620\text{mm}$ ,突破高合金化复杂组元工业铸锭均匀化熔炼技术。采用 AHLT 交替锻造工艺,严格控制变形温度、变形量、变形速率及终锻温度,成功制备  $\phi 200 \sim 300\text{mm}$  大规格棒材,棒材成分均匀性好、杂质元素 Fe、O 含量低、高低倍组织均匀一致,实现了高纯细晶大规格棒材的工业生产。

因 TA29 属近  $\alpha$  型合金,与 TC4、TC11 和 TC17 等相比,TA29 的锻造变形抗力更大、工艺塑性更低,同时考虑到模具材料的成本和使用寿命,推荐采用  $\alpha + \beta$  近等温模锻工艺制备整体叶盘锻件,尺寸更为精益,金属流动通畅,成形效果好,利用后续不同的热处理工艺,可实现综合力学性能的调节和优化。图 2 为采用  $\alpha + \beta$  区近等温模锻工艺制备的某型发动机高压压气机整体叶盘锻件,外径尺寸  $\phi 630\text{mm}$ ,重 112kg,截面厚薄差异大,最大截面厚度达 150mm,采用两相区热处理,低倍为完全的模糊晶组织,高倍为双态组织,组织均匀。TA29 钛合金整体叶盘锻件的室温拉伸、600℃ 拉伸、蠕变、持久等性能的典型值如表 3 所示,经 600℃/100h 毛坯热暴露或试样热暴露后的室温及 120℃ 拉伸性能见表 4,不同温度下的断裂韧度见表 5。从表 3 ~ 表 5 可知,TA29 的拉伸性能与 IMI834 合金相当,但在高温蠕变、断裂韧度等方面有优势,在 600℃/160MPa/100h 蠕变条件下,  $\varepsilon_p$  稳定在  $\leq 0.1\%$ ,在 620℃/160MPa/100h 蠕变条件下,  $\varepsilon_p \leq 0.15\%$ ,而 IMI834 锻件(最大截面厚度  $\leq 80\text{mm}$ ) 的蠕变性能指标为:在 600℃/150MPa/100h 蠕变条件下,  $\varepsilon_p \leq 0.2\%$ 。TA29 钛合金拉伸试样经过 600℃ 长时热暴露后,室温拉伸塑性显著降低,即热稳定性下降,在 120℃ 以上,毛坯热暴露试样的拉伸塑性与未暴露状态试样的拉伸塑性接近,而试样热暴露后拉伸塑性为未暴露状态拉伸塑性的 50% 左右,且随着拉伸测试温度的升高,塑性差距逐步缩小。在 300 ~ 600℃ 范围内,试样热暴露与毛坯热暴露的拉伸塑性相当,说明表面氧化层对热稳定性的降低作用随着温度的升高逐步减

弱<sup>[29]</sup>。因此,对于在高温环境下使用的TA29钛合金,在设计选材和热稳定性评估时,应考虑热稳定性在高温下会发生部分恢复的这一特征,而且在300~600℃范围内,试样热暴露后的拉伸塑性仍能保持较高的数值。TA29钛合金 $\alpha + \beta$ 区热处理的叶盘锻件的室温断裂韧度 $K_{IC}$ 为 $45\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ,400℃及以上温度 $K_{IC} \geq 70\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ,采用 $\beta$ 模锻的TA29钛合金盘锻件的室温 $K_{IC}$ 值达 $65\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ ,说明TA29具有良好的损伤容限性能,即具有良好的抵抗裂纹失稳扩展的能力,而IMI834锻件的室温 $K_{IC}$ 值为 $40\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$ 左右。之所以TA29钛合金具有如此优异的高温蠕变抗力和断裂韧度,除与合理的主元素合金化有关外,还与采用低Fe、低O的成分高

纯化控制密切相关。



图2 某型发动机用TA29钛合金整体叶盘锻件  
Fig.2 TA29 titanium alloy blisk forging for an advanced aeroengine

表3 TA29钛合金整体叶盘锻件拉伸、蠕变、持久性能典型值

Table 3 The typical mechanical properties such as tensile, creep and stress rupture of TA29 titanium alloy blisk forging

20℃ tensile properties <sup>①</sup>				600℃ tensile properties <sup>①</sup>				600℃/160MPa/100h	600℃/310MPa
$\sigma_b/\text{MPa}$	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta_5/\%$	$\psi/\%$	$\sigma_b/\text{MPa}$	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta_5/\%$	$\psi/\%$	creep strain, $\varepsilon_p$ <sup>②</sup> /%	stress rupture life, $t$ <sup>②</sup> /h
1022	949	11.9	16.9	648	527	15.3	37.9	0.057 - 0.084	227.5 - 343.7

Note: <sup>①</sup> Mean properties of 12 specimen; <sup>②</sup> Testing data of several heats.

表4 TA29钛合金整体叶盘锻件的热稳定性<sup>①②</sup>

Table 4 Thermal stability of TA29 titanium alloy blisk forging

Testing temperature/℃	Tensile properties for bulk exposure				Tensile properties for specimen exposure			
	$\sigma_b/\text{MPa}$	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta_5/\%$	$\psi/\%$	$\sigma_b/\text{MPa}$	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta_5/\%$	$\psi/\%$
20	1058	1000	8.4	8.0	1019	1007	2.7	2.6
120	959	873	12.0	19.0	969	873	7.8	9.7
300	803	671	11.8	20.2	837	711	11.2	20.0
600	686	627	11.5	27.8	697	583	12.0	30.3

Note: <sup>①</sup> Exposure condition: 600℃/100h; <sup>②</sup> Mean data of several heats.

表5 TA29钛合金整体叶盘锻件的断裂韧度<sup>①</sup>

Table 5 Fracture toughness of TA29 titanium alloy blisk forging

Testing temperature/℃	$K_{IC}/\text{MPa} \cdot \text{m}^{1/2}$
20	45.5
400	79.7
500	79.4
600	71.0

Note: <sup>①</sup> Mean data of 3 heats.

应某型发动机的设计需求,探索研制双性能TA29钛合金整体叶盘锻件,叶片和轮盘为不同的显微组织,进一步发挥性能潜力,更适应叶盘零件的真实服役条件要求,取得了很好的实验

结果。

在航空发动机和飞机结构中大量使用焊接结构件,比如发动机盘与盘、盘与鼓筒之间采用电子束焊接连接。整体焊接结构转子,消除螺栓连接结构,结构刚性和完整性好,可实现零部件的一体化,明显减重,有利于提高发动机的推重比。钛合金材料的可焊性也是影响其工程应用的主要因素之一,TA29为典型的近 $\alpha$ 合金,具有良好的可焊性,采用电子束焊接方法可以获得良好的焊接焊缝,已开展的叶盘模拟件间的电子束焊接实验,经及时消除应力退火处理,焊接零件变形小,未发现任何焊接裂纹,焊缝的强度系数达到0.9以上,且具有良好的持久和疲劳强度。



## 5 TA29 钛合金应用展望及未来研究方向

除在航空发动机具有很好的应用潜力外,TA29钛合金还可应用到超高速导弹、火箭、飞行器、空天飞机等装备的机体构件、蒙皮等,以及所用发动机的高温部件。采用TA29钛合金制造的某型导弹舵芯已通过强度试验,并已实现小批生产。在民用领域,TA29钛合金有望用于赛车发动机的排气阀等零件,利用钛材本身具有的优异高温蠕变、疲劳性能,并采用抗磨涂层等表面处理技术,表面获得良好的耐磨和抗氧化能力。

TA29钛合金是一个新型的高性能高温材料,针对新一代先进航空航天装备的服役特点和性能要求,特别是针对航空发动机高温转动件的使用要求,需开展在高温环境下蠕变-疲劳-环境交互作用性能、微织构及其对疲劳性能的影响、表面强化工艺技术、表面完整性、锻件和零件内部和表面的残余应力分析及其对使用性能影响等。

### 参考文献:

[1] LEYENS C, KOCIAN F, HAUSMANN J, *et al.* Materials and design concepts for high performance compressor components[J]. *Aerospace Science and Technology*, 2003, 7: 201 - 210.

[2] WINSTONE M R, PARTRIDGE A, BROOKS J W. The contribution of advanced high temperature materials to future aeroengine[J]. *Journal of Materials; Design and Application*, 2001(215): 63 - 73.

[3] HICKS M A, THOMAS M C. Advances in aeroengine materials[C]// *Proceedings of the 6th International Charles Parsons Turbine Conference*, Ireland, 2003: 43 - 56.

[4] WILLIAMS J C. Alternate materials choices; some challenges to the increased use of Ti alloys[J]. *Materials Science and Engineering; A*, 1999, 263: 107 - 111.

[5] ALBRECHT J. Comparing fatigue behavior of titanium and nickel-based alloys[J]. *Materials Science and Engineering; A*, 1999, 263: 176 - 186.

[6] FARTHING T W. Designing with titanium[C]// *Sixth World Conference on Titanium*, France, 1988: 37.

[7] NEAL D F. Development of TIMETAL834[C]// ZHAO J C, FAHRMANN M, POLLOCK T M. *Materials Design Approaches and Experiences*. TMS Fall Meeting, 2001: 199 - 213.

[8] DAEUBLER M A, HELM D. Development of high temper-

ature Ti-base disc materials in competition to Ni-base superalloys[C]// *High Temperature Materials for Power Engineering*, 1990: 1717 - 1726.

[9] LÜTJERING G, WILLIAMS J C. *Titanium*[M]. Berlin: Springer, 2003: 245.

[10] BANIA P J. Next generation titanium alloys for elevated temperature service[J]. *ISI International*, 1991, 31: 840 - 847.

[11] WEINEM D, KUMPFERT J, PETERS M, *et al.* Processing window of the near- $\alpha$  titanium alloy Timetal-1100 to produce a fine-grained  $\beta$ -structure[J]. *Materials Science and Engineering; A*, 1996, 206: 55 - 62.

[12] TETYUKHIN V, LEVIN I, ILYENKO V, *et al.* Heat resistant titanium alloys with enhanced, heat resistance, thermal stability[C]// *Titanium'95: Science and Technology*, UK, 1996: 2430 - 2437.

[13] 苏清友. 航空涡喷、涡扇发动机主要零部件定寿指南[M]. 北京: 航空工业出版社, 2004.  
(SU Q Y. *Life Estimation Guide for Turbojet and Turbofan Engine Parts* [M]. Beijing: Aviation Industry Press, 2004.)

[14] ROSENBERG H W. Titanium alloying in theory and practice[C]// *The Science, Technology and Applications of Titanium*, Oxford, UK: Pergamon Press, 1970: 851 - 859.

[15] JONES C D. Surface and substrate stability of titanium alloys used in aerospace applications[C]// *Titanium Alloys at Elevated Temperature: Structural Development and Service Behaviour*, 2001: 219 - 227.

[16] RAMACHANDRA C, SINGH V. Effect of silicide precipitation on tensile properties and fracture of alloy Ti-6Al-5Zr-0.5Mo-0.25Si[J]. *Metallurgical Transaction; A*, 1985, 16: 227 - 231.

[17] 郝士明. 材料设计的热力学解析[M]. 北京: 化学工业出版社, 2010.  
(HAO S M. *Thermodynamic Analysis of Material Design* [M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2010.)

[18] NAKAJIMA H, KOIWA M. Diffusion of iron, cobalt and nickel in  $\alpha$ -titanium[C]// *Ti'84: Science and Technology*, Munich, 1984: 1759 - 1766.

[19] MISHIN Y, HERZIG C. Diffusion in the Ti-Al system[J]. *Acta Materialia*, 2000, 48: 589 - 623.

[20] ES-SOUNI M. Creep deformation behavior of three high temperature near  $\alpha$ -Ti alloys: IM1834, IM1829, and IM1685[J]. *Metallurgical and Materials Transaction; A*, 2001, 32: 285 - 293.

[21] NAKAJIMA H, OGASAWARA K, YAMAGUCHI S, *et al.* Diffusion of chromium in  $\alpha$ -titanium and its alloys[J]. *Materials Transactions JIM*, 1990, 31: 249 - 254.

- [22] MASSALSKI T B, OKAMOTO H, SUBRAMANIAN P R, *et al.* Binary Alloy Phase Diagrams [M]. 2nd Edition, Materials Park, Ohio: ASM International, 1996.
- [23] PARADKAR A G, RAO A V, GOGIA A K. Effect of microalloying in a near  $\alpha$  titanium alloy[J]. Trans Indian Instit Met, 2000, 53: 231 – 242.
- [24] GURRAPP A I, MANOVA D, GERLACH J W, *et al.* Influence of nitrogen implantation on the high temperature oxidation of titanium-base alloys[J]. Surface & Coatings Technology, 2006, 201: 3536 – 3546.
- [25] XU D S, HU Q M, LU J M, *et al.* Point defects and mechanical behavior of titanium alloys and intermetallic compounds[C]// Third Conference of the Asian Consortium for Computational Materials Science (ACCMS-3), 2006: 220 – 227.
- [26] VARLIOGLU M, NASH P, XU F, *et al.* The Effect of increased zirconium content on the microstructure and mechanical properties of Ti-1100 alloy[J]. Light Metal Age, 2004: 32 – 35.
- [27] ZHANG S Z, LI G P, WANG Q J, *et al.* Effect of carbon on upper ( $\alpha + \beta$ ) phase field of Ti-5.6Al-4.8Sn-2Zr-1Mo-0.35Si-1Nd titanium alloy [J]. Materials Science and Technology, 2004, 20: 167 – 172.
- [28] CAI J M, HUANG X, MA J M, *et al.* Compositional optimization of advanced high temperature titanium alloys under guidance of phase diagram and diffusion theory [C]//The 10<sup>th</sup> China-Russia Symposium on Advanced Materials and Technologies, 2009: 238 – 241.
- [29] 蔡建明,董旭,曹春晓,等. TG6 钛合金的热稳灾性及其在高温下的部分恢复[J]. 稀有金属材料与工程, 2010, 39(11): 1893 – 1896.  
(CAI J M, HUANG X, CAO C X, *et al.* Thermal stability of TG6 titanium alloy and its partial resumption at high temperature[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2010, 39(11): 1893 – 1896.)

## Alloy Design and Application Expectation of A New Generation 600°C High Temperature Titanium Alloy

CAI Jian-ming, CAO Chun-xiao

(Aviation Key Laboratory of Science and Technology on Advanced Titanium Alloys, Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

**Abstract:** The developments of advanced aeroengine and ultrasonic aircraft have impending demands for 600°C high temperature titanium alloy which is heat-resistant and has a relatively low density. By substituting steel or superalloys, 600°C high temperature titanium alloy can be manufactured into high pressure compressor discs, blades, blisks and casing of aeroengines, structural components and airframe skins of aircraft. As a result, the weight of aeroengine and aircraft can be reduced, thus the thrust-weight ratio of aeroengine, flight speed and flexibility of aircraft can be improved markedly. The design of 600°C high temperature titanium alloy is restricted by the intrinsic contradiction between creep and thermal stability. To maximize the creep resistance, meanwhile keeping a combination of good fracture toughness, ductility and thermal stability, a new generation 600°C titanium alloy TA29 of Ti-Al-Sn-Zr-Nb-Ta-Si-C system was designed and developed based on the Equivalent Design Criterion (EDC) and Diffusion Theory to meet the rigid design demand. TA29 alloy may seek a wide scope of application, such as high temperature components in advanced aeroengines and ultrasonic aircraft. The creep-fatigue-environment interaction, micro-textured region, surface integrality, residual stress and service properties of TA29 alloy and its components may be the research emphases in the future.

**Key words:** 600°C high temperature titanium alloy; alloy design; TA29 titanium alloy; creep property; blisk