

提高高温钛合金性能的途径^①

萧今声

(中国有色金属工业总公司, 北京 100814)

许国栋

(北京有色金属研究总院, 北京 100088)

摘 要 介绍了高温钛合金的发展与现状, 着重分析了美国、英国、俄罗斯高温钛合金的发展和现状, 探讨了高温钛合金的发展方向, 并针对高温钛合金研究和设计中存在的困难, 初步提出了一些解决问题的途径, 即寻找新的添加元素、发掘与应用稀土元素、开发以 Ti_3Al 和 $TiAl$ 化合物为基的抗蠕变合金、研究抗氧化涂层等。

关键词 高温钛合金 热强性 热稳定性 合金元素 钛铝化合物 高温涂层

钛及钛合金具有密度小、强度高、耐高温、耐低温、耐腐蚀、非磁性、线胀系数小等许多优点, 特别是其比强度, 在已有的金属材料中几乎是最高的^[1, 2]。所以, 不仅被广泛用作航空、航天、舰船制造和化工领域的热强材料、结构材料和耐蚀材料, 而且在超导材料领域、形状记忆材料领域、吸气储氢材料领域中也发挥着越来越重要的作用。1990年全世界海绵钛总产量达到10万t, 是1952年的100倍, 因此越来越多的人认识到, 钛将成为人类使用量越来越大的第三金属^[3, 4]。

尽管随着经济和社会的发展, 钛及钛合金的应用领域越来越广阔, 使用量也越来越大, 但至今使用量最大、应用前景最好的钛合金仍是在航空航天领域应用的高温钛合金。本文对高温钛合金的发展、现状和趋势进行了一些初步的探讨。

1 高温钛合金概况

由于钛合金具有比强度高(见图1^[1, 2])的突出特点, 其发展一直受到世人的关注和重视。40多年来, 高温钛合金的发展取得了巨大成就: 抗拉强度从300~400 MPa提高到1500 MPa, 工作温度从300℃提高到600℃, 从而

在航空工业上的应用迅速增加, 广泛应用于多种飞机及其发动机上, 在F-22飞机和V2500发动机上的用量分别占其结构质量的41%和31%。可以说, 钛合金在现代飞机上的应用, 已经成为航空业发展的重要标志之一。

80年代以来, 为满足发动机用材的需要, 600℃高温钛合金相继问世, 典型代表是英国的IMI 834、美国的Ti-1100和俄罗斯的BT36合金, 三个合金均在相应的发动机上得到了应用。目前, 许多国家都在研究、生产和使用高温钛合金, 如美国、英国、法国、德国、日本、俄罗斯和中国等, 其中对高温钛合金研究最广泛、生产量最大和应用最多的应属美国、英国和俄罗斯, 形成了各自发展并各具特色的“三足鼎立”的局面。表1^[5-8]列出了美国、英国和俄罗斯的主要高温钛合金及其使用温度范围和化学成分。

2 高温钛合金的发展

高温钛合金是随着航空工业的发展而发展起来的, 其研制工作始于50年代初, 世界上第一个成功的高温钛合金是Ti-6Al-4V, 使用温度为300~350℃, 随后相继研制出IMI 550、BT3-1等合金, 使用温度稍有提高, 达400℃

① 收稿日期: 1997-08-01; 修回日期: 1997-09-01 萧今声, 男, 57岁, 教授级高级工程师

左右; 60 年代, 各国先后研制成功了 IMI 679、IMI 685、Ti-6246、Ti-6242 等合金, 使用温度在 450 °C 以上, 均不超过 500 °C; 70 和 80 年代, 各国又研制成功了 IMI 829、IMI 834、Ti-1100、BT28、BT36 等合金, 使用温度达 550~600 °C, 据报道个别合金已达 650 °C。可见, 高温钛合金的发展是非常艰难的, 平均每 10 年才能将使用温度提高 70 °C 左右。

我国高温钛合金的研制是从 50 年代末开

始的, 目前投入工业生产的有 TC4(300 °C)、TC6(400 °C)、Ti 679(450 °C)、TC9(500 °C) 和 TC11(500 °C), 并已在飞机发动机上得到了应用。“七五”和“八五”期间, 研制了具有自己知识产权的 550 °C 高温钛合金, 热稳定性好, 综合性能与英国 IMI 829 合金相当。为满足推重比大于 8~10 的飞机发动机的需要, 目前北京有色金属研究总院、西北有色金属研究院、中科院金属所和宝鸡有色金属加工厂等正在大力

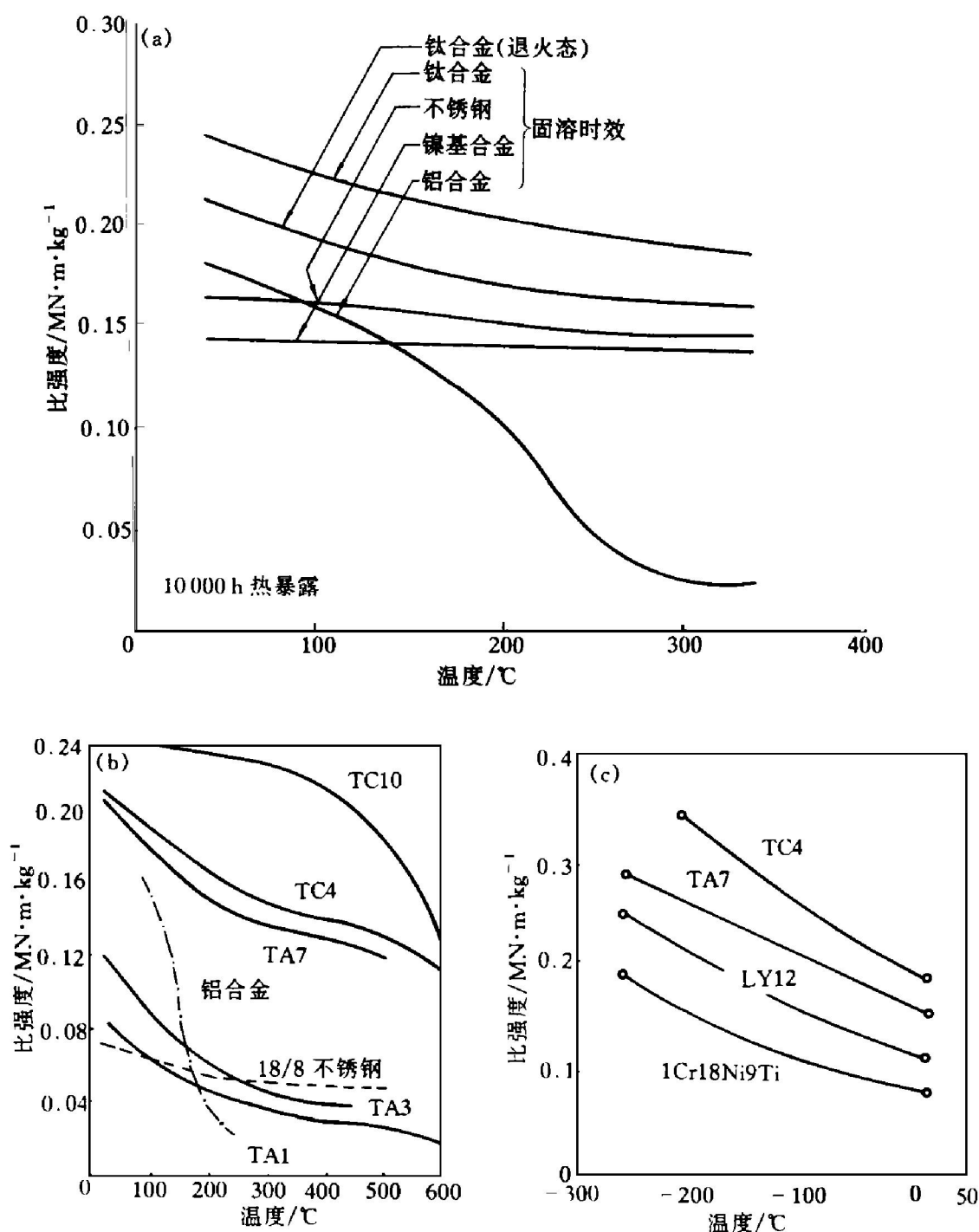


图 1 常用合金的比强度(a)以及几种工业合金的高温(b)和低温(c)比强度^[1, 2]

表 1 高温钛合金的使用温度及化学成分^[5-8]

研制国家	合金牌号	问世年代	最高使用温度/℃	化学成分/%						
				Al	Sn	Zr	Mo	Nb	Si	其他
美国	Ti 64	1954	300	6				4V		
	Ti 6246	1966	450	6	2	4	6			
	Ti 6242	1967	450	6	2	4	2			
	Ti 6242S	1974	520	6	2	4	2		0.1	
	Ti 1100		600	6	2.7	4	0.4		0.45	
英国	IMI 550	1956	425	6	2		4		0.5	
	IMI 679	1961	450	2	11	5	1		0.2	
	IMI 685	1969	520	6		5	0.5		0.25	
	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
俄罗斯	BT 3-1	1957	400~ 450	6.5			2.5	0.5Fe	0.3	1.5Cr
	BT 8*	1958	500	6.5			3.5		0.2	
	BT 9*	1958	500~ 550	6.5	2		3.5		0.3	
斯洛文尼亚	BT 18*	1963	550~ 600	8.0		8	0.6	1	0.22	0.15Fe
	BT 18Y*		550~ 600	6.5	2.5	4	0.7	1	0.25	
	BT 25	1971	500~ 550	6.8	2	1.7	2		0.2	0.7W
	BT 25Y			6.5	2	4	4		0.2	1.0W
	BT 36		600	6.2	2	3.6	0.7		0.15	5.0W

* 指合金问世时标准成分的中限

研制 600~ 650℃ 使用的高温钛合金, 有望取得实质性进展。

下面将集中探讨美国、英国和俄罗斯高温钛合金的发展状况, 以便集思广益, 希望能为我国高温钛合金的发展提供一些思路和启示。

2.1 美国高温钛合金的发展

美国于 1954 年研制成功了国际上第一个高温钛合金 Ti-6Al-4V, 奠定了高温钛合金研究的基础, 后来的合金多数是在此基础上发展起来的。该合金可在 300~ 350℃ 下工作, 由于兼具 α、β 两相特征, 因此, 作为高温合金和结构合金, 都得到了最广泛的应用。但随着使用条件的提高, Ti-64 合金也逐渐暴露出了一些不足, 主要有: 冷加工性较差、淬透性不理想、耐热性不够好、制备工艺复杂等。

60 年代, 开发了 Mo 含量较高的 Ti-6246 和 Ti-6242 合金, 将使用温度提高到 450℃ 左右。Ti-6246 合金的 β 稳定化程度进一步提高, 固溶时效和双重退火后的低周疲劳强度明显高于相应的 Ti-64 合金, 同时具有较高高温蠕变强度和瞬时强度。70 年代, 美国活性金属公司通过添加 Si 元素, 开发了使用温度超过 500℃

的 Ti-6242S 合金, Si 的加入提高了合金的蠕变性能, 其组织是转变 β 基体加等轴 α 相, 通常 α 相的比例在 80% 以上。采用细化 β 晶粒控制针状组织的方法, 实现了合金疲劳强度和蠕变强度兼顾, 使之在 565℃ 下具有高强度、高刚度、抗蠕变和好的热稳定性, 广泛应用于涡轮发动机部件。

80 年代初, 发动机制造商对高温钛合金的抗蠕变性能提出了更高的要求, 于是美国研究开发了钼含量较低的 Ti-6Al-2.75Sn-4.0Zr-0.4Mo-0.45Si-0.07O₂-0.02Fe 合金。该合金的成分具有合金元素的最佳平衡, 既具有最大的蠕变抗力, 又具有满意的强度和蠕变后的复原性, 预期使用温度可达 600℃, 在许多方面优于 Ti-6242S 合金(图 2^[9])。目前, 已用于莱康明公司的 T55-712 改型发动机。

2.2 英国高温钛合金的发展

英国是最早研究高温钛合金的国家之一, 但在开发钛合金的指导思想上与美国不同, 以 α 相固溶强化作为提高蠕变强度的主要手段, 侧重于研究以提高蠕变强度为目标的近 α 型钛合金。由于认识到 Si 元素对合金蠕变性能

的重大影响,所以英国的高温钛合金几乎都是含 Si 的。

IMI 550 合金是英国于 50 年代中期研制成功的,与同期的美国合金 Ti-64 相比,抗拉强度提高了 10%,使用温度提高到 400 ℃,Si 元素的加入则有效地提高了蠕变强度。至此,英国确立了开发高温钛合金的基础技术^[6]。60 年代,为进一步提高蠕变强度,研制开发了 IMI 679 和 IMI 685 合金。两者均具有较低的 Mo 含量,IMI 679 有 11% Sn 元素,这在高温钛合金中是不多见的,其使用温度为 450 ℃,抗拉强度与 Ti-6242 合金相当,蠕变强度优于美国的 Ti-64 和 Ti-811 合金。IMI 685 合金是高 Al、低 Mo、中 Zr 的近 α 型钛合金,合金通过控制针状组织来提高高温蠕变强度,使用温度在 500 ℃ 以上,是一个专门为航空发动机设计的、同时具有良好蠕变性能、加工性能和焊接性能的合金。

70 到 80 年代期间,英国研究开发了以改善疲劳强度为主的 IMI 829 和 IMI 834 合金,属于 Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Nb-Si 合金系,IMI 834

还含有 0.06% C。这样的成分使合金的抗氧化能力和蠕变性能大大提高,而且有效地细化了宏观和微观组织,工作温度可望达到近 600 ℃。IMI 829 合金经 β 处理的组织是针状 α + 少量转变 β,使合金具有最好的抗蠕变性能和断裂韧性;IMI 834 合金是 α+ β 处理的近 α 合金,其组织是针状转变 β+ 少量的初生 α。Neal^[10]认为:当组织为 5% α 相+ 95% 针状转变 β 时,合金具有高温蠕变性能和疲劳性能的最佳结合,并预测了 IMI 829 和 IMI 834 合金可望达到的性能(表 2)。两合金已分别在 RB211 535E4 和 Trent 600-800、EJ 200 和 PW350 等发动机上得到了应用。

2.3 俄罗斯高温钛合金的发展

BT-3-1 合金是俄罗斯早期最成熟和应用最广泛的合金,于 1957 年研制成功。合金中除了美、英合金常用的 Al、Mo、Si 元素外,还有 Cr 和 Fe。这两种元素都是共析型 β 稳定元素,能有效强化 α 和 β 相,并能提高中温强度和热强性。该合金可在 400~ 450 ℃ 下工作,是俄罗斯高温钛合金的基础。

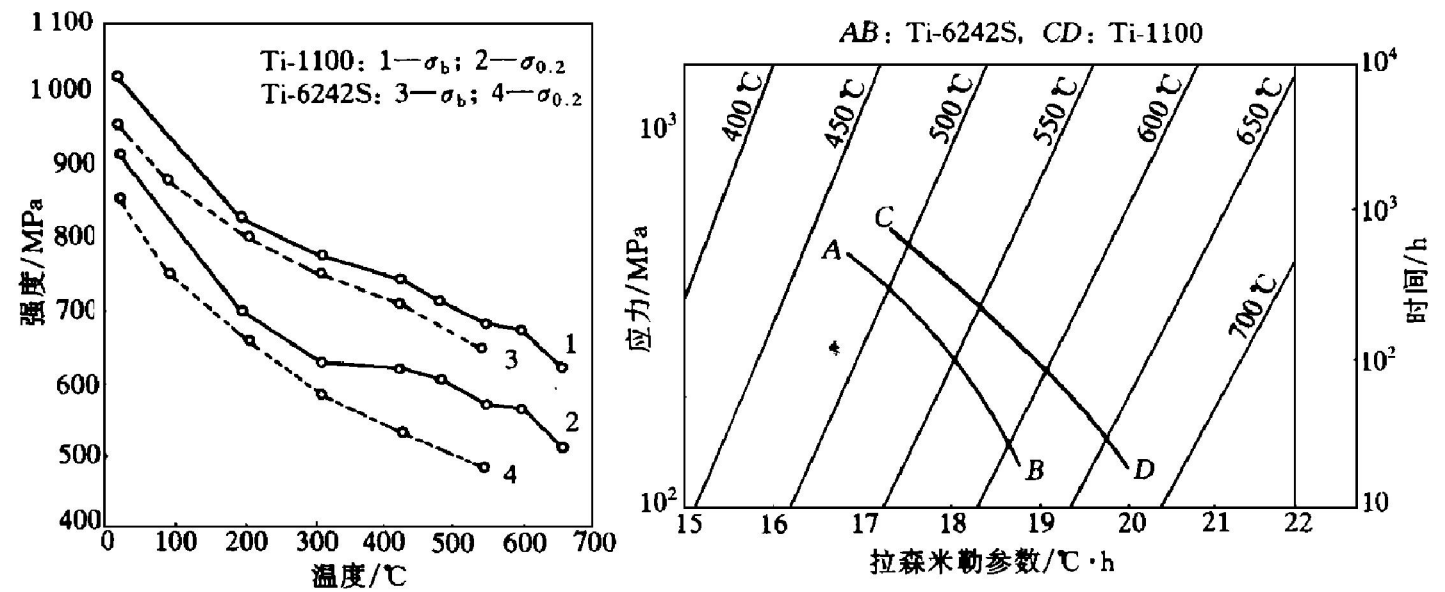


图 2 Ti-6242S 与 Ti-1100 抗拉强度和蠕变性能的对比如^[9]

表 2 IMI 829、IMI 834 合金可望达到的性能^[10]

性能	σ_b /MPa		ϕ /%		K_{IC} /MPa $\sqrt{m}$	疲劳应力 σ /MPa	蠕变应力 σ /MPa
	室温	500 ℃	室温	500 ℃		300 ℃, 1500 周	600 ℃, 100 h, 0.2%
IMI 829	950	650	18	30	66	~ 650	~ 150
IMI 834	1050	750	24	36	44	~ 750	~ 200

为进一步提高耐热性,俄罗斯于1958年研制成功了BT8和BT9两个 $\alpha+\beta$ 型马氏体合金。BT8是Ti-Al-Mo-Si系合金,在450~500℃的热强性能优于BT3-1,在500℃时具有较好的热稳定性。因此,BT8合金可在不用保护层的情况下长时间工作^[7]。在 $\alpha+\beta$ 两相钛合金中,BT9是500℃下热强性最好的合金,但其热稳定性不如BT8。最初的BT9合金是含Sn的,后来以Zr代Sn,提高了合金的持久强度和蠕变强度。主要用于制造压气机零件,还可用于异形铸造。

BT18和BT18Y是典型的近 α 型钛合金。发展这类钛合金有两个途径:一是采用高含Al量、高合金化的合金作为热强合金的基础;二是靠含Al量在2.25%~6%之间的合金的综合合金化。这些合金中,与Al同时加入的有Sn和Zr,Sn提高抗蠕变性能,并且有与 α -Ti形成有序固溶体的倾向;Zr与Ti形成 α 无限固溶体,它们与Al共同对热强性发挥有利作用。BT18属于金属间化合物强化的近 α 合金,几乎不含 β 相,蠕变强度不是很高,塑性略低于其他同类合金,用于550~600℃长时间工作或800℃短时工作的零件。由BT18改型的BT18Y合金,属于Ti-Al-Sr-Zr-Mo-Nb-Si系的近 α 合金,在成分上降低了铝的含量,并以(2~3)Sn代替4Zr,从而提高了热稳定性、抗蠕变性能和冲击韧性,塑性也有所改善,但在工作温度下的瞬时拉伸性能略有降低;工作条件与BT18合金相同,已在Cy-27CK战斗机上得到了应用。

BT36合金是俄罗斯目前耐热温度最高的高温钛合金,可在600℃工作。与BT18Y合金在成分上的差别在于用5%W代替了1%Nb,钨的熔点(3410℃)和蠕变极限(95MPa)都比铌要高得多(2000℃,43MPa),W的加入有利于提高合金的室温强度、持久强度和抗蠕变性能,尤其在550~600℃时更加明显。因此,该合金比BT18Y更具竞争力,已在某发动机上得到了应用。在多元合金系基础上添加W元素(0.7%~5.0%)是俄罗斯高温钛合金发展

的新趋势。

此外,俄罗斯研究的高温钛合金还有BT25、BT25Y、BT28、BT33等。

3 高温钛合金的发展趋势

高温钛合金的设计,由少元到多元,合金化越来越趋向合理,尽管不同的国家在研究方法、指导思想和侧重点上不尽相同,但发展的结果却是殊途同归,可见各国高温钛合金的发展具有趋同性。

3.1 Ti-Al-Sr-Zr-Mo-Si系近 α 钛合金占主导地位

由于近 α 合金具有较好的高温强度(图3^[11])和接近于 $\alpha+\beta$ 合金的塑性,对于高温用途最为合适,因而在高温钛合金中一直占主导地位。而在近 α 高温钛合金中,Ti-Al-Sr-Zr-Mo-Si系合金又占有主导地位,并在今后一定时期内将仍然如此。

该合金系最具代表性的合金是美国的Ti-6242S、Ti-1100,英国的IMI 829、IMI 834合金,以及俄罗斯的BT18Y、BT36合金,它们都是Ti-Al-Sr-Zr-Mo-Si系合金的延伸(表3^[12])。值得注意的是,这些合金几乎都达到了目前钛合金的最高耐热温度。Bania^[9]的研究结果表明:Mo、Sn、Si元素的含量分别为~0.5%、~3.0%、~0.45%时,Ti-1100合金的综合性能最佳。这样的元素含量大致上就是表3所示Ti-Al-Sr-Zr-Mo-Si系合金的通用成分,在此基础上,添加少量的高熔点、易加工的Nb元素(如IMI 829、IMI 834、BT18Y)和W元素(如BT25、BT25Y、BT36),是高温钛合金发展的一个新趋势。

3.2 Si元素是高温钛合金中必不可少的重要元素

目前看来,Si在高温钛合金中几乎是必不可少的一种重要元素。近些年来,对钛合金中的硅化物作了大量的研究^[13-16]。结果表明:加少量Si(0.1%~0.5%)可大大提高合金的高温抗蠕变性能,并能提高任何温度下的强度。

弥散分布的 Si 化物颗粒对位错的运动有阻隔作用, 这一位错滑移受阻机制的认识使一系列新型高温钛合金的设计获得成功, 这些合金中通常都含有 0.1% ~ 0.5% Si。但美国同英国、俄罗斯在设计原则上略有不同^[17]: 美国合金中硅的含量一般小于 0.1%, 而英国和俄罗斯一般都大于 0.25%。

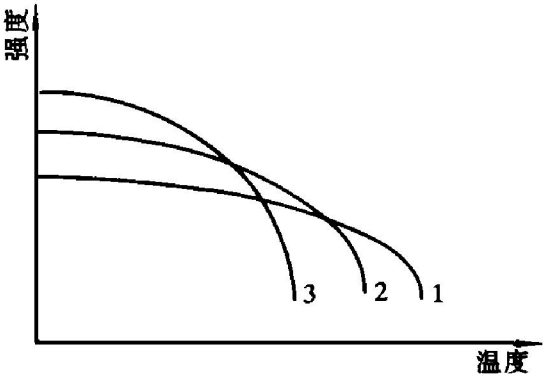


图 3 钛合金热强性能的变化与试验温度的关系(示意图)^[11]

1—近 α 合金; 2—退火的 $\alpha + \beta$ 合金;
3—热强化的 $\alpha + \beta$ 合金

表 3 典型的 Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Si 系及其延伸合金^[12]

合金牌号	年代	Al	Sn	Zr	Mo	Si	其他
IMI 679	1961	2	11	5	1	0.2	
HyLite 60		3	6	5	2	0.5	
HyLite 65	1967	3	6	4	0.5	0.5	
Ti 5621S		5	6	2	1	0.25	
Ti 5522S	1972	5	5	2	2	0.2	
Ti 6242S	1974	6	2	4	2	0.1	
Ti 5524S	1976	5	5	2	4	0.1	
Ti 1100		6	2.7	4	0.4	0.45	
Ti 11	1972	6	2	1.5	1	0.1	0.3Bi
IMI 829	1976	5.5	3.5	3	0.3	0.3	1Nb
IMI 834	1984	5.5	4	4	0.3	0.5	1Nb
BT 18Y		6.5	2.5	4	0.7	0.25	1Nb
BT 36		6.2	2	3.6	0.7	0.15	5.0W

3.3 稀土元素是高温钛合金中具有应用前景的重要元素

高温钛合金发展的另一重要趋势是稀土元素的应用。在 IMI 829、IMI 834、BT18Y 合金中加入了稀有元素 Nb, 取得了很大的成功。而在中国, 由于具有稀土资源优势, 加上稀土元

素在钛合金中的强烈脱氧作用和形成高熔点化合物的特点, 所以稀土元素在高温钛合金中得到了广泛应用。如中科院金属所在 Ti-Al-Sn-Zr-Mo-Si 合金系的基础上, 通过添加稀土元素 Nd(含量约为 1%) 研制成功的 Ti55 合金, 是我国使用温度最高的高温钛合金, 其性能可与英国的 IMI 829 合金相媲美。

利用稀土元素提高钛合金耐热温度的途径正在被越来越多的国家和研究者所关注。

4 发展高温钛合金的困难及可能的解决途径

熔点是决定材料耐热温度的最基本因素之一。纯钛的熔点为 1682℃, 比镍的熔点 1455℃高出 227℃, 镍基耐热合金的使用温度高达 900~1000℃, 而高温钛合金的使用温度最高只有 600℃左右。因此, 仅就熔点而言, 钛合金的耐热温度还有可提高的潜力。当然, 原子结合能、扩散过程和组织状况等也是影响金属耐热温度的重要因素。

各国研究者都已认识到, 发展高温钛合金的主要问题是如何解决热强性和热稳定性之间的矛盾, 而在 600~650℃以上温度, 两者的矛盾几乎达到了难以调和的程度。因此, 有专家认为, 除非现有的合金化、熔炼工艺、加工工艺出现重大突破, 并解决了相应的高温保护涂层问题, 否则高温钛合金的耐热温度超过 600~650℃是相当困难的。目前的高温钛合金, 在强度(室温和高温强度)和热强性能(高温蠕变强度和持久强度)方面都能够达到比较满意的结果, 但往往是热稳定性不够理想, 表现为钛合金在高温环境的使用过程中性能明显降低, 其原因在于: 第一, 追求强度而采取的高合金化, 使合金长时间工作后脆性相析出机率增大, 导致组织不稳定; 第二, 高温下氧的渗入, 在合金表面形成一个富氧层, 导致了合金表面的不稳定。这两种不稳定因素合称为热不稳定性, 目前还没有得到根本解决, 是高温钛

合金发展的严重障碍。

为解决上述矛盾,把高温钛合金的耐热温度极限推向更高,可从冶金、组织和表面等方面寻找新的解决办法。目前看来有望进一步提高高温钛合金使用温度的可能途径有以下几个方面。

4.1 寻找新的添加元素

新的合金元素必须具备这样的条件:在 α -Ti中应该具有较大的溶解度,并有较好的强化作用,但形成 Ti_3X 相的倾向要比Al、Sn小得多,尽可能避免带来组织不稳定。目前,探索到的新合金元素有Ga、In、Pb、Sb等,其中对Ga的研究最多。Ga和Al属同族元素,对合金强度和蠕变强度的贡献约为Al的80%,而对热稳定性的影响仅为50%。意即Ga对合金的“强化系数”大于“热不稳定系数”,这是Ga得到应用的基础。在Ti-4.5Al-2Sn-3Zr-3Ga-1Mo-0.45Si系基础上加Ga得到的C1合金(Ti-4.5Al-2Sn-3Zr-3Ga-1Mo-0.45Si)的确具有较高的室温强度、高温瞬时强度及蠕变强度。

提高钛合金的蠕变强度,除加入 α 稳定元素外,还可加入某些具有强化作用的 β 稳定元素,Bi即属于这类元素。实践证明,在Ti-11合金中加入0.35%Bi(Ti-6Al-2Sn-1.5Zr-1Mo-0.1Si-0.35Bi)能有效提高合金的蠕变强度,且不损失合金的热稳定性。Bi的强化作用可能来源于合金中形成的 Ti_2Bi 一类的化合物^[6]。到目前为止,Bi在高温钛合金中的存在形态、Bi化物的析出条件及结构等方面的报道还不多见。

4.2 扩大稀土元素的应用

Hiltz等^[18]认为,由于RE在 α 钛中有一定的固溶度, REO_2 又是稳定的高熔点化合物,所以RE加入纯钛后,主要起内部氧化作用。 REO_2 在钛的晶界上呈弥散分布,这些弥散质点与基体的热胀系数不同,冷却时在弥散质点附近形成位错环,可进一步强化基体。所以,RE的加入能大大提高基体的高温瞬时强度和持久强度。中科院金属研究所在研究Ti-55合金时发现,稀土元素Nd在强化合金基体的同

时,还可有效地细化合金表面氧化膜晶粒,使氧化膜在冷热循环产生应力情况下不易破裂。另外,稀土元素Nd可促进 ZrO_2 、 SiO_2 、 SnO_2 在氧化膜中的选择性析出,使氧化膜基体的结合力得以改善。Tang等^[19]、尤力平^[20]研究了Er、Gd、Y等稀土元素对Ti-6242S合金、IMI 829合金、Ti-8Al合金的显微组织及性能的影响,结果表明:稀土元素与合金中的氧结合形成氧化物粒子,在细化晶粒、提高疲劳性能、改善热稳定性等方面都发挥了有益的作用。

以上研究结果可以看出,稀土元素是一种强烈的脱氧剂,能有效夺取合金中的氧,改善合金的力学性能;其次,稀土氧化物是一种高熔点化合物,弥散分布时起强化作用,并可提高合金的高温瞬时强度及蠕变强度;第三,在一定程度上缓解了合金组织和表面的不稳定性问题,这正是当前高温钛合金所需要解决的问题之一。因此,稀土元素在高温钛合金中的应用将越来越受到重视。

4.3 开发以 Ti_3Al 和TiAl化合物为基的抗蠕变合金

与一般钛合金相比,钛铝化合物的最大优点在于它的高温强度、高温抗氧化性、抗蠕变性能(见图4^[21])和低密度,这些优点使钛铝化合物成为未来航空用发动机及飞机结构件最具竞争力的材料。早在50年代,就有人研究钛铝化合物,并预言在未来有代替镍基合金的可能,其中,以 Ti_3Al (α_2)和TiAl(γ)为基的钛铝化合物最有前景。在70、80年代,这两种化合物都得到了很好的发展。

但同时也存在着不足之处,如:塑韧性差,加工困难(尤其是TiAl基化合物),低温强度低等。针对这些不足,广大材料科技工作者进行了广泛深入的研究,其中以改善塑韧性和加工性的研究居多。 Ti_3Al (α_2)本身是脆性相,塑性很差,但如果在 α_2 基体合金中加入 β 稳定元素(如:Nb、Mo、V等),可使合金形成一种有序 α_2 相+ β 相的显微组织,这种组织对改善合金的塑性是有利的,使合金具有强度、室温塑性和蠕变性能的结合而满足使用要求。

这类合金主要有 Ti-24Al-11Nb 和 Ti-25Al-10Nb-3V-1Mo, 使用温度可达到 800 °C。实验证明, Nb 元素的加入, 不仅有利于提高合金塑性, 改善加工性能, 而且可使合金获得较好的综合性能^[22]。Ti₃Al+ Nb 系合金的塑性可以通过调整合金中的相比例、相的尺寸和 Al/Nb 元素的比率来优化^[23]。

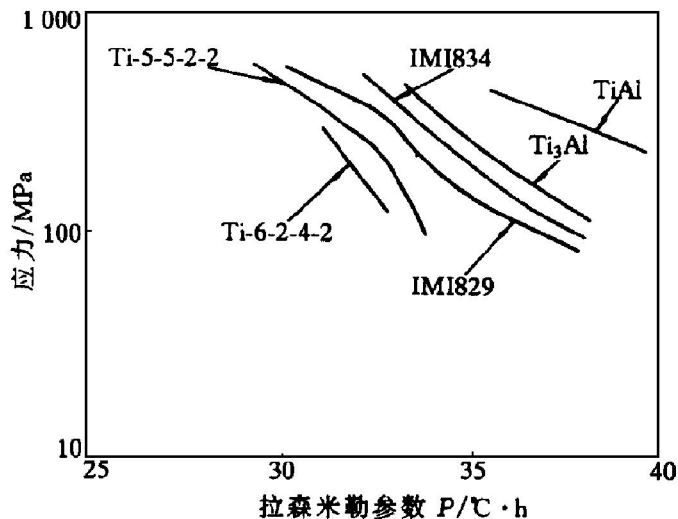


图4 TiAl 化合物与一般钛合金蠕变性能的比较^[21]

在 γ 基合金中加入 Nb、Cr、Mn 等元素也可以提高合金的塑性, 但其效果不如 α_2 基合金那样明显, 目前的研究看来, 在基体中加入塑性粒子或塑性纤维是可行的方法之一。Aigeltinger^[24] 用快速凝固的方法将 TiAl 粉末和 Nb 的粒子复合在一起, 这样可将断裂韧性由原来的 10~12 MPa $\sqrt{m}$ 提高到 17~19 MPa $\sqrt{m}$ 。Breme 等^[25] 则将 TiAl 与纯钛、NbTi 颗粒分别混合在一起, 用热等静压的方法制成合金, 挤压实验的结果表明, 合金的加工性能均好于原 TiAl 基体合金, 并发现这些颗粒在合金中起阻止裂纹扩展的作用。

由此可见, 通过添加合金元素(在 α_2 基合金中加入 Nb、Mo、Ta、Cr、V、Zr、Y 和 B 等, 在 γ 基合金中加入 V、Cr、Mn、Nb、Mo、Ta、W、Ga、B、C、N、Si 和 Er 等)可以提高合金的高温性能、改善室温塑性、消除合金中有害元素的影响、改善合金的加工性能; 另外, 通过高温变形和随后的热处理控制合金的显微组

织, 或采用特殊工艺(如形成 PST 晶体、快速凝固技术、复合法及机械合金化)获得所需的相和组织, 均可改善合金的综合性能^[26]。

4.4 抗氧化涂层的研究和应用

因钛及其合金活性大, 在高温极易氧化。所以, 高温钛合金抗氧化性能与高温防护涂层的研究成为合金应用的技术关键之一。俄罗斯专家认为, 如果不用高温抗氧化涂层, 钛合金的长期工作温度要突破 600~650 °C 是不大可能的。因此, 除冶金因素外, 高温涂层的研究也刻不容缓。按照涂层的作用机理, 已有的研究成果有: 渗 Al 涂层, 在高温下形成致密 Al₂O₃ 氧化膜, 形成氧的扩散障, 阻止氧进一步向基体内的扩散; Pt、Au 涂层, 金属本身抗氧化能力强, 且具有较好的塑性, 应力作用下能与基体金属很好地结合, 不易开裂; Al₂O₃、ZrO 陶瓷涂层, 不但提高基体抗氧化性, 而且形成热障, 使合金表面温度降低。目前, 正在对陶瓷涂层的结构设计和涂覆工艺进行研究。

上述各项工作还没有取得突破性进展, 尚需进一步研究和努力。

参考文献

- 1 Carter Roger V. The Science, Technology and Application of Titanium, 1970: 1143-1147.
- 2 萧今声等. 稀有金属材料加工手册. 北京: 冶金工业出版社, 1984: 2.
- 3 李东英, 王树楷等. 崛起的第三金属—钛. 北京: 中央新闻电影制片厂, 1985: 5.
- 4 木村启造, 高尾善一郎等. 神户制钢技报, 1971, 21(2): 1-3.
- 5 Eylon D et al. Titanium Technology. Dayton, Ohio: Titanium Development Association, 1985: 87-94.
- 6 河部义邦. 钒钛, 1991, 6: 41-48.
- 7 索朗宁娜 O II 等著, 张志方等译. 热强钛合金. 北京: 第三机械工业部第 621 研究所(内部资料), 22.
- 8 Pania P J. 钒钛, 1989, 2: 55-57.
- 9 Bania Paul J. ISIJ International, 1991, 31(8): 840-847.
- 10 Neal D F. Titanium Science and Technology, 1984, 4: 2419-2424.
- 11 鲍利索娃 E A 等著, 陈石卿译. 钛合金金相学. 北京: 国防工业出版社, 1986: 371.

- 12 Eylon D *et al.* Journal of Metals, 1984, November: 55–62.
- 13 Fatiman W P *et al.* The Science, Technology and Application of Titanium, 1970: 987– 999.
- 14 Flower H M, Swann P R *et al.* Titanium Science and Technology, 1973, 2: 1143– 1154.
- 15 Kehoe M, Broomfield R W. Titanium Science and Technology, 1973, 4: 2167– 2178.
- 16 Nahoney M W, Paton N E. Metall Trans A, 1978, 9A: 1497– 1501.
- 17 Banerjee D, Allison J E *et al.* Titanium Science and Technology, 1984, 3: 1519– 1526.
- 18 Hiltz R H, Grant N J. Trans AIME, 1958, 212: 383.
- 19 Tang S S, Wagner L and Lutjering G. Effect of Rare Earth Additions on the Elevated Temperature Mechanical Properties of Titanium Alloys, (内部资料), 1987.
- 20 尤力平. 硕士论文. 北京有色金属研究总院, 1986.
- 21 Boyer Rodney *et al.* Titanium Alloys, ASM International, USA, 1994: 1011– 1018.
- 22 Takashima K. In: Blenkinsop P A *et al* eds, Titanium' 95: Science and Technology, UK, vol. 1: 340– 347.
- 23 Abhijit Dutta. In: Blenkinsop P A *et al* eds, Titanium' 95: Science and Technology, UK, vol. 1: 432– 439.
- 24 Aigeltinger E H. TMS Fall Meeting, 1989: 16.
- 25 Breme J *et al.* Titanium' 88: Science and Technology, vol. 2: 1003.
- 26 秦高梧, 郝士明. 稀有金属材料与工程, 1995, 24(2): 1– 7.

SEVERAL WAYS TO IMPROVE MECHANICAL PROPERTIES OF HIGH-TEMPERATURE Ti-BASED ALLOYS

Xiao Jinsheng

*China National Nonferrous Metals
Industry Corporation, Beijing 100814*

Xu Guodong

*Beijing General Research Institute
for Nonferrous Metals, Beijing 100088*

ABSTRACT The history and current situation of the high-temperature Ti-based alloys were reviewed, with the emphases on the cases of the United States, Great Britain and Russia. The development trends of those alloys were discussed. In the light of the difficulties met in the development and design of those alloys, several ways have been proposed to solve those problems, i. e. selecting new alloying elements, using additives of rare earth elements, designing Ti_3Al and $TiAl$ -based creep resistant alloys and developing oxidation-resistant coatings.

Key words high-temperature Ti-based alloys hot strength thermal stability alloying elements
titanium aluminides high-temperature coatings

(编辑 彭超群)