



高强 β 钛合金的研究现状与展望

王安东¹, 相志磊¹, 周宗熠¹, 马小昭², 韩竟俞¹, 陈子勇^{1*}

(1. 北京工业大学材料与制造学部材料科学与工程学院, 北京 100124; 2. 中国航空制造技术研究院, 北京 100015)

摘要:对于钛合金来说,合金元素的种类以及含量对合金性能有很大的影响。而对于 β 钛合金,主要问题是如何选择 β 稳定元素以及控制 β 稳定元素的添加量。综述了不同合金元素对 β 钛合金的影响,并总结了国内外高强 β 钛合金的发展过程及现状。重点介绍了美国的 Ti-1023、 β 21-S 和俄罗斯的 BT22、Ti-5553 以及中国的 Ti-5523 合金。此外,从添加小尺寸间隙元素来控制合金相的大小、形态及种类的角度,对提升 β 钛合金强度进行了展望,以期使 β 钛合金的强度进一步提高。最后总结了 β 钛合金发展过程中遇到的困难及 β 钛合金可能的发展方向。

关键词: β 钛合金;微合金化; β 稳定元素;间隙元素;力学性能

中图分类号:TF823,TG146.23

文献标志码:A

文章编号:1004-7638(2023)06-0046-12

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2023.06.007

开放科学(资源服务)标识码(OSID):



听语音
与作者
聊科研

Research status and prospect of high-strength β -titanium alloy

Wang Andong¹, Xiang Zhilei¹, Zhou Zongyi¹, Ma Xiaozhao², Han Jingyu¹, Chen Ziyong^{1*}

(1. College of Materials Science and Engineering, Faculty of Materials and Manufacturing, Beijing University of Technology, Beijing 100124, China; 2. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100015, China)

Abstract: For titanium alloys, the type and content of alloying elements have a great impact on the properties of the alloy. For β -titanium alloy, the main problem is how to select β -stable elements and control the addition of β -stable elements. In this paper, the influence of different alloyed elements on β -titanium alloy is reviewed, and the development process and current situation of high-strength β -titanium alloy at home and abroad are summarized. The American Ti-1023, β 21-S, Russian BT22, Ti-5553 and Chinese Ti-5523 are mainly introduced. In addition, from the perspective of controlling the size, shape and type of the alloy phase by adding small size gap elements, the improvement of the strength of β -titanium alloy is prospected, in order to further improve the strength of β -titanium alloy. Finally, the difficulties encountered in the development of β -titanium alloy and the possible development direction of β -titanium alloy are summarized.

Key words: β titanium alloy, microalloying, β -stable elements, interstitial element, mechanical property

0 引言

钛合金具有密度低、比强度和比刚度高、抗腐

蚀能力优异等特点,是一种具有巨大发展潜质及应用前景的新型结构材料^[1]。钛合金尤其是高强钛合金是现代飞行器和发动机的主要制造材料之一,能

收稿日期:2023-03-14

基金项目:国家自然科学基金项目(51871006)。

作者简介:王安东,1999年出生,男,山东聊城人,硕士研究生,研究方向:高强钛合金制备及加工工艺, E-mail: wang1807938507@163.com; *通讯作者:陈子勇,1966年出生,男,黑龙江人,博士,教授,研究方向:轻质耐高温难变形结构材料,超高强韧铝合金及其复合材料制备, E-mail: czy@bjut.edu.cn。

够很好地实现减重效果,提高结构效率^[2-4]。由于高强钛合金具备高强度密度比、优良的淬透性和出色的抗疲劳性等特点,是目前钛合金发展和应用的主要方向之一,现如今很多高速飞行器(如飞机、火箭)普遍使用高强钛合金作为主要的结构材料^[5-7]。高强钛合金通常指经过热处理后室温拉伸强度高于1 100 MPa的钛合金,可分为以Ti-6-22-22S为代表的 $\alpha+\beta$ 型两相钛合金,以及以Ti-5553为代表的 β 型钛合金^[8]。虽然在钛合金高强度方面, $\alpha+\beta$ 钛合金广泛受到关注,但在深硬化能力及实际生产过程等方面, β 钛合金有着十分显著的优势^[9-10]。钛合金的物理、化学性质及力学性能都会受到合金中所含元素的不同和多少的影响,在设计高强 β 钛合金时应考虑其满足的服役条件,确定所需的性能,来选择合适的元素进行合金化,同时必须考虑 β 稳定元素的选择与含量控制。对 β 钛合金来说, β 稳定元素的种类和添加量的差异都对合金的性能产生很大的影响。笔者综述了不同合金元素对 β 钛合金的影响和国内外 β 型钛合金的研究过程,从添加小尺寸间隙元素来控制合金相的大小、种类及形态的角度,对提升 β 钛合金强度进行了展望,以期对更高使用强度 β 钛合金的研究有所帮助。

1 β 钛合金的分类与微合金化

1.1 β 钛合金的分类

β 钛合金是指钛合金中存在的元素以 β 稳定元素为主,并在 β 相变点以上淬火得到的组织全部都由 β 相组成的钛合金^[11-12]。因为这种钛合金成分中含有大量的 β 稳定元素,所以把它定义为 β 钛合金,其中 β 稳定元素(分为同晶型与共析型,见图1)就是能扩大 β 相区或者使 β 转变温度下降的元素^[10,13],其中共析型 β 稳定元素,如Cr、Fe、Cu、Mn、Co等元素高温下在钛合金中有一定固溶度,冷却速度较低,或经时效后可以析出 α 相。同晶型 β 稳定元素,比如Mo、Nb、V等在 β -Ti中的固溶度相对较大,对合金有固溶强化的作用,还可以降低 β 转变温度^[14]。

20世纪50年代,麦克格维提出按退火后组织中的相种类进行分类^[15]。但是在工业生产中钛合金总是会出现非平衡组织。所以当前一般按照亚稳状态下组织中相的种类以及合金中 β 稳定元素含量来划分钛合金的种类,即分为近 β 钛合金及亚稳 β 钛合金^[16]。

为了能进一步了解不同合金元素对钛合金的影

响,并保障 β 相稳定性,现在常使用钼当量作为划分钛合金的准则,同时在设计钛合金的成分时钼当量也是一种十分重要的参考准则。我国常用的钼当量计算公式如式(1)所示,但对于 β 钛合金而言,由于钼当量的影响,需要对钼当量公式进行修正,式(2)即为修正后的公式^[17-18]。

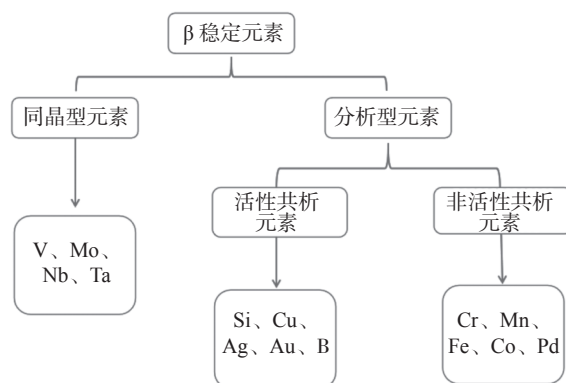


图1 β 稳定元素的分类^[13]

Fig. 1 Classification of β -stabilizers elements

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

$$[\text{Mo}]_{\text{eq}} = \text{Mo} + 0.67\text{V} + 0.44\text{W} + 0.28\text{Nb} + 0.22\text{Mn} + 2.9\text{Fe} + 1.6\text{Cr} + \cdots - 1.0(\%\text{Al}) \quad (2)$$

根据修正后的计算公式,普遍认为当 β 钛合金的Mo当量大于10%时,在 β 相区淬火后获得的组织就只包含 β 相。认为当 $8.5\% < [\text{Mo}]_{\text{eq}} < 10.8\%$ 时为近 β 钛合金。当 $13.8\% < [\text{Mo}]_{\text{eq}} < 25\%$ 时为亚稳定 β 钛合金,这类合金在 β 相区固溶并快冷后得到的组织基本上只有亚稳 β 相。当 $25\% < [\text{Mo}]_{\text{eq}}$ 时为稳定 β 钛合金,这类合金经过退火后得到的组织中只有 β 相,室温下的组织十分稳定,并且没有热效应^[19-20]。

图2列出了几种常见 β 钛合金的钼当量,其中BT22为典型的近 β 钛合金,具备高强度、优异的塑性及焊接性; β 21-S是典型的亚稳 β 钛合金,具有优异的高温抗氧化能力、抗蠕变性能^[7]。综上所述,根据钼当量的不同, β 钛合金可分为近 β 钛合金、亚稳定 β 钛合金以及稳定 β 钛合金。

1.2 β 钛合金的微合金化

对于钛合金来说,合金元素的种类以及含量均会影响合金的性能。而对于 β 钛合金,主要问题是如何选择 β 稳定元素以及控制 β 稳定元素的添加量。

在钛合金中加入足量的 β 稳定元素,可以使组织中析出很多亚稳 β 相,进而对合金产生强化效果。并且在固溶后的时效过程中还会析出弥散的第二相粒子,从而对基体起到析出强化的作用,使合金得到进一步强化。但是,若加入过量的 β 稳定元素,在合金的熔炼过程中容易出现元素的偏析及夹杂,同时还会过度稳定 β 相,使亚稳 β 相在后续过程中不易分解,减弱它的析出强化能力^[21]。在高强 β 钛合金微合金化时常添加的 β 稳定元素有 Mo、V、Cr、Fe、Nb、Ni 等。

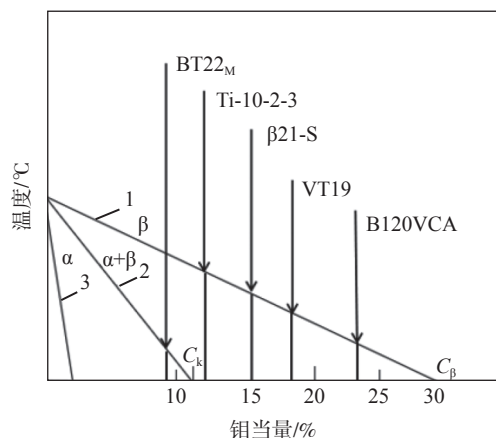


图2 几种常见 β 钛合金的钼当量^[7]

Fig. 2 Mo equivalents of several common β -titanium alloys

Mo 和 V 是最常用的 β 稳定元素,常以置换的方式溶入 β 钛合金中,在提高合金强度的同时还不会严重损害合金塑性。Mo 作为一种强 β 稳定元素,在 β 钛合金中的溶解度非常大。含钼元素的钛合金可以通过淬火后时效的方法大幅度提升合金的强度。除此之外,Mo 还能改善钛合金的抗腐蚀、抗氧化能力,如 β -21S 合金所展示的那样。钼元素不仅可以使合金抗裂纹扩展能力、室温及高温强度明显提升,还可以改善合金的塑性以及抑制含 Al、Cr、Fe 等元素的钛合金中出现共析及包析反应,并提高含有铬、铁元素合金的组织热稳定性。钒元素作为同晶型稳定元素在 β 钛合金中的溶解度也很大。与 Mo 一样,V 也可以抑制钛合金中出现的共析反应并提高组织稳定性。此外钒元素对 α 相有极强的固溶强化作用,还可以降低亚稳 β 钛合金的流变抗力,但钒元素的加入会使合金的耐热性及高温抗蠕变性能变差^[21-23]。共晶型元素 Nb 也是 β 钛合金常添加的元素,Nb 可以提高合金的抗氧化性,还可以一定程度上细化 α 相,提高合金塑性^[23]。且随着 Nb 含量的增加, α 相含量逐渐减少,而 ω 相(即 β 稳定元素溶于 α 相

中形成的一种过饱和固溶体)含量逐渐增加。

Fe 和 Cr 是 β 钛合金常添加的共析型 β 稳定元素,它们的活性很低,一般要在共析转变温度下保温一段时间(短则几个小时,长则要几十天)才会发生转变。Fe 和 Cr 相对于 Mo 和 V 来说, β 相的稳定效果要更好,并且对 β 钛合金有很好的强化作用。但含铁元素的钛合金热稳定性很差,在较低温度甚至室温下 β 固溶体都有可能发生分解。另外 Fe 的加入容易导致钛合金产生严重的偏析,并且 Fe 很容易引起 β 相局部析出,从而导致钛合金的抗腐蚀能力下降^[24-26]。所以钛合金中 Fe 的加入量一般很少。相对于 Fe 元素,Cr 不会造成很严重的偏析^[25]。并且铬元素的添加能够确保钛合金的热处理强化效应较好,同时还可以改善合金的室温塑性、强度。然而 Cr 在高温下易与 Ti 反应生成 $TiCr_2$,会导致合金的塑性变差。由于 Fe 和 Cr 与 Ti 之间存在共析反应,若添加量过多会使合金变脆,并且在熔炼时铁元素还会形成 β 斑等冶金缺陷,所以要严格控制 Fe 和 Cr 的含量。如今 β 钛合金在进行成分设计时,一般是按照“多元少量”的原则。对于一些活性共析型 β 稳定元素,比如 Cu、Ag 和 Si 在 β 钛合金中极易发生共析反应,并且含活性共析元素的合金经淬火后组织中只包括马氏体,得不到亚稳 β 相,所以在合金化时一般不考虑添加这类元素。

Al 虽然是 α 稳定元素,但它对 β 钛合金来说也十分重要,是 β 钛合金中常用的添加元素, β 钛合金中 Al 的含量一般在 3%~6%。添加一定量的 Al 不仅可以提高 β 钛合金的强度,还可以加速亚稳 β 相分解后产生的脆性 ω 相向次生 α 相转变。但是若加入的 Al 含量过多会导致合金中形成有序相 $Ti_3Al(\alpha_2$ 相),这种有序相在低温时效时会使合金变脆,且会损害钛合金的塑韧性及抗应力腐蚀性能^[26]。与 Ti 相比,Al 的密度及原子半径都比较小,Al 的加入会提高 β 钛合金中各原子间的结合力,在显著提高合金比强度的同时还可以保持较好的塑性;还可以降低钛合金的熔点及密度,提高合金的抗氧化性能及再结晶温度。在熔炼时难熔金属元素常以 Al 合金的形式熔入到 β 钛合金中,如 Al-Mo 合金、V-Al 合金等,可以降低钛合金的生产成本,同时避免铸锭在熔炼时出现高密度夹杂等缺陷。

Zr、Sn 是 β 钛合金中常见的中性元素。Zr 和 Ti 的化学、物理性质相近,原子尺寸相差不多,可以在 β -Ti 中无限固溶,而 Sn 在 β -Ti 中的溶解度也很

大, 最高可达 32%^[21-22]。Zr、Sn 都可以通过固溶强化的方式来提高 β 钛合金的强度, 并且对亚稳 β 相有很好的稳定效果, 抑制时效时 ω 相的析出^[21]。此外, Zr、Sn 还可以改善钛合金的热强性, 并且 Sn 在提高热强性的条件下没有对合金的室温塑性产生不利影响, 而 Zr 在温度较高时对钛合金有十分显著的强化效果。

2 国内外 β 钛合金的发展现状

随着航空航天行业不断地发展, 钛及钛合金复合材料作为一种常用的结构材料得到了快速的发展,

尤其在飞行器中的使用量不断增加。由于高强 β 钛合金优异的力学性能, 得到了世界各国的广泛关注, 许多研究人员对它进行了大量的研究。在世界各国几十年的探索过程中, 成功开发出多种类型的高强 β 钛合金, 表 1 列出了部分常用高强 β 钛合金的成分、类型及使用场景 (其中 Mo 当量是以公式(2)计算得到的)。其中美国和前苏联(俄罗斯)是最早对 β 钛合金进行研究的国家, 且已经开发出自己的体系, 研制出的一些高强 β 钛合金, 如 β 21S、BT22 等广泛应用于航天航空、军事装备等领域。

表 1 国内外研究的部分高强 β 钛合金^[26]
Table 1 Some β -titanium alloys developed by China and foreign countries

类别	商用名称	成分	研制国家	钼当量	应用
近 β 钛合金	Ti-16-2	Ti-16V-2.5Al	美国	8.4	高强、中温
	BT22	Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe	前苏联	8.0	高强锻件
	BT30	Ti-11V-4Zr-6Sn	前苏联	7.4	发动机
	SP-700	Ti-5Al-3V-2Mo-2Fe	日本	5.3	超塑成形
	TC6	Ti-3Al-6V-5Mo-11Cr	前苏联	21.6	弹性元件
	BT15	Ti-3Al-7V-11Cr	前苏联	21.6	弹性元件
	Ti-1-8-5	Ti-1Al-8V-5Fe	美国	19	紧固件
	TB2	Ti-5Mo-5V-8Cr-3Al	中国	18.2	紧固件
	TMZF	Ti-12Mo-6Zr-2Fe	美国	18	矫形植入件
亚稳 β 钛合金	β -C	Ti-3Al-8V-6Cr-4Mo-4Zr	美国	16	结构件
	IMI-205	Ti-15Mo	英国	15	耐蚀合金
	Ti-8-8-2-3	Ti-8V-8Mo-2Fe-3Al	美国	15	高强锻件
	BT3	Ti-10Mo-8V-1Fe-3.5Al	中国	13.9	紧固件
	BT4	Ti-4Al-7Mo-10V-2Fe-1Zr	中国	13.7	紧固件
	Ti-15-3	Ti-15V-3Cr-3Sn-3Al	美国	12	板材、骨架
稳定 β 钛合金	Alloy C	Ti-35V-15Cr	美国	47	阻燃合金
		Ti-40Mo	美国	40	阻燃合金
	Ti40	Ti-25V-15Cr-0.2Si	中国	40	阻燃合金

2.1 国外高强 β 钛合金的发展

20 世纪 50 年代美国公司 Crucible 开发出世界上第一种 β 型钛合金 B-120VCA(Ti-13V-11Cr-3Al)。B-120VCA 合金拥有优异的冷热加工性能, 可锻造、轧制, 经固溶处理及时效后可以得到良好的力学性能、环境抗力等特点, 且淬火后可以获得很好的塑性。该合金主要应用在飞机高强度板材零件的制造方面^[27-28]。

20 世纪 70 年代初, 美国 Timet 公司和波音公司开发出一种具备高强度、断裂韧性、出色的锻造性能及优异的抗裂纹扩展能力的高强近 β 型钛合金 Ti-1023(Ti-10V-2Fe-3Al)^[29], 该合金的密度仅有 4.65 g/cm^3 , β 相变点在 $800 \text{ }^\circ\text{C} \pm 5 \text{ }^\circ\text{C}$, 室温拉伸弹性模量在 $83 \sim 110 \text{ GPa}$, 经热处理后合金的拉伸强度可以达到 $1\ 300 \text{ MPa}$ 。由标准 AMS4983 或 MIL-HDBK5^[30] 可知不同尺寸 Ti-1023 锻件拉伸性能范

围,经固溶时效处理的横截面尺寸 ≤ 100 mm 的手工锻件: σ_b (抗拉强度) $\geq 1\ 103$ MPa, $\sigma_{0.2}$ (屈服强度) $\geq 1\ 000$ MPa, $\delta \geq 6\%$ (延伸率), Ψ (断面收缩率) $\geq 10\%$;横截面尺寸 ≤ 75 mm 的模锻件: $\sigma_b \geq 1\ 193$ MPa, $\sigma_{0.2} \geq 1\ 103$ MPa, $\delta \geq 4\%$ 。由于 Ti-1023 的高强度密度比、高韧性等优点,可以很好地实现减重效果,所以到目前为止,Ti-1023 合金仍是应用最多的 β 钛合金。该合金一般用于板材、棒材等材料的生产,主要应用于飞机的机身、发动机,还包括梁、机体锻件、辅助襟翼滑轨等零部件。飞机型号包括 757、F14 和 F18 等^[27,31]。

20 世纪 80 年代美国 Timet 公司开发出一种亚稳 β 型钛合金 β -21S (Ti-15Mo-2.7Nb-3Al-0.2Si) 合金,由于在设计合金成分时去掉了 V 加入了 Si,所以该合金的高温性能,如高温抗氧化能力、抗蠕变性能和高温下的力学性能等较之前的 β 钛合金要好得多。 β -21S 合金的问世标志着 β 型钛合金只能在 350 $^{\circ}\text{C}$ 下使用的时代已成为过去,拓宽了 β 型钛合金的应用前景^[19,32]。Ivasishin 等^[5]研究了多种热处理条件下 β -21S 微观组织与机械性能的变化。发现合金在 β 相转变温度以上固溶处理,并淬火后再经过室温冷变形、再结晶退火及时效后,可以得到良好的强塑性匹配(表 2 列举了不同热处理制度下 β -21S 合金的部分性能)。 β -21S 常用于制造需要在高温下进行作业的零件,比如喷管、衬套和发动机结构件、紧固件和整流罩等复杂零件^[9,33]。

表 2 不同热处理条件下 β -21S 合金的力学性能^[32]

Table 2 Mechanical properties of β -21S alloy under different heat treatment conditions

时效制度			性能			
温度/ $^{\circ}\text{C}$	时间/h	加热速率/($\text{K}\cdot\text{s}^{-1}$)	σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta/\%$	$\Psi/\%$
500	8	0.25	1 400	1 340	4.8	25
520	8	0.25	1 489	1 435	8.5	39
520	8	0.03	1 560	1 547	3.8	27
520	16	0.25	1 533	1 481	10.0	48
538	8	0.25	1 388	1 334	11.2	46
工艺 C	工艺 C	0.25	1 620	1 570	9.8	38

注:工艺 C 指 300 $^{\circ}\text{C}$, 8 h+500 $^{\circ}\text{C}$, 8 h 时效。

俄罗斯(前苏联)也是世界上最早研制高强 β 钛合金的国家之一。在 20 世纪中叶,前苏联在 B-120VCA 合金的基础上使用 Mo 代替 V,成功研制

出该国第一种高强 β 钛合金,即 BT15 合金 (Ti-3Al-7Mo-11Cr)。由于 BT15 合金中不包含钒元素,所以 BT15 合金的耐热性能相较于 B-120VCA 合金得到明显改善^[34]。基于 BT15,俄罗斯又成功研制出另外几种高强 β 钛合金,如 BT22、Ti-5553、BT32 等。

BT22(Ti-5Al-5Mo-5V-1Cr-1Fe)是 20 世纪 70 年代前苏联研制出的一种具备高强度、优异的塑韧性及焊接性的近 β 型钛合金。该合金经过退火处理后,发现其退火组织包含 α 相和 β 相,且含量相同,退火后合金可以得到较高强度(1 083 MPa)和良好的断裂韧性^[35]。并且在 650 $^{\circ}\text{C}$ 时效后强度明显得到了提升(表 3 列出了 BT22 时效处理后的部分力学性能)^[36]。由于 BT22 具有高强度、高韧性、良好的焊接性等特点,所以它常用来生产飞机结构件、模锻件和焊接构件等零件^[37]。

表 3 BT22 时效处理后的力学性能^[36]

Table 3 Mechanical properties of BT22 after aging treatment

时效制度		σ_b/MPa	$\sigma_{0.2}/\text{MPa}$	$\delta/\%$	$\Psi/\%$
温度/ $^{\circ}\text{C}$	时间/h				
650	0	1 009 $\pm$ 13	1 103 $\pm$ 30	5.8	26 $\pm$ 4
650	1	1 120 $\pm$ 15	1 194 $\pm$ 24	10.1	44 $\pm$ 5
650	2	1 165 $\pm$ 19	1 243 $\pm$ 26	8.5	51 $\pm$ 6
650	4	1 219 $\pm$ 22	1 278 $\pm$ 29	7.1	56 $\pm$ 6
650	8	1 247 $\pm$ 18	1 298 $\pm$ 16	6.8	62 $\pm$ 4

1996 年俄罗斯与美国波音公司通过改变 BT22 合金的成分成功研制出了一种新型的超高强 β 钛合金,即 Ti-5553 合金 (Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr-0.5Fe)^[38]。Ti-5553 与 BT22 相比增加了铬元素的含量,并减少了铁元素的含量,改善了合金组织的均匀性、抗氧化性及淬透性,且 Ti-5553 在固溶时效热处理后屈服强度可以达到 1 532 MPa^[37,39]。由于 Ti-5553 合金可加工范围较大,且具有良好的冲击性能及优异的淬透性等优点,所以该合金取代了 Ti-1023 和 BT22 合金,常用来制造飞机的起落架和高强紧固件等^[40-41]。表 4 总结了部分美国和俄罗斯(前苏联)研发的高强 β 钛合金的成分、Mo 当量与力学性能。

2.2 国内高强 β 钛合金的发展

我国在很早的时候就已经对高强 β 钛合金的开发进行了探索,但开始阶段以仿制为主。20 世纪

60 年代早期, 北京有色金属研究所成功开发出 Ti-5583 合金 (Ti-5Mo-5V-8Cr-3Al)^[42], 该合金中加入了 β 稳定元素 Mo、V、Cr 及 α 稳定元素 Al, 其中钒元素的加入使合金拥有较好的塑性。Ti-5583 合金在性能方面与美国的 BV120-VCA 及俄罗斯的 BT5

相似, 在国内的牌号为 TB2。合金在略高于相变点进行固溶和时效后, 屈服强度能够达到 1 100 ~ 1 200 MPa, 此外还有较好的延伸率 12%^[43]。Ti-5583 常用于航空用紧固件的制造。

表 4 美国和俄罗斯主要高强 β 钛合金的力学性能^[7]
Table 4 Mechanical properties of some high-strength β -titanium alloys from USA and Russia

合金牌号	合金成分	热处理工艺	σ /MPa	[Mo] _{eq}
BT22 _M	Ti-5Al-5Mo-1V-1Cr-1Fe-1.5Sn-2Zr	退火	1 200	9.4
β CEZ	Ti-5Al-4Mo-2Cr-1.2Fe-2Sn-4Zr	淬火+时效	1 506	9.7
Ti-17	Ti-5Al-2Sn-4Mo-4Cr-2Zr	退火	1 160	10.7
	Ti-5Al-2Sn-4Mo-4Cr-2Zr	淬火+时效	1 300	
β Ⅲ	Ti-11.5Mo-6Zr-4.5Sn	淬火+时效	1 413	11.5
Ti-1 023	Ti-10V-2Fe-3Al	淬火+时效	1 275	11.1
Ti-55 531	Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr-1Zr	淬火+时效	1 370	13.1
Ti-2041	Ti-4Al-20V-1Sn	淬火+时效	1 530	14.3
Ti-15-3	Ti-15V-3Al-3Cr-3Sn	淬火+时效	1 475	15.7
BT35	Ti-15V-3Cr-3Al-3Sn-1Zr-1Mo	淬火+时效	1 275	16.7

北京有色金属研究所在 TB2 的基础上降低铬元素的含量, 得到了一种新型的近 β 钛合金 Ti5523(Ti-5Mo-5V-2Cr-3Al), 该合金的综合性能与 Ti-1023、BT22 合金相差不大^[44], 在国内的牌号为 TB10。Ti5523 中 β 稳定元素的含量与临界浓度相近, 这导致合金既有 $\alpha+\beta$ 型钛合金的优点, 又包含亚稳定 β 型钛合金的优点, 该合金不仅有较高的比强度、断裂韧性及淬透性, 还有优良的热加工性能以及机加工性能, 此外, 加工温度及变形抗力与绝大部分工业钛合金相比要低得多, 常应用于高结构件、紧固件和零件外壳, 比如飞机起落架、发动机外壳等零部件, 是一种非常理想的结构材料。

自新世纪以来, 我国钛合金行业得到飞速的发展, 其中高强钛合金的研究与探索也获得了辉煌的

成果, 研制出很多新型的 β 型钛合金, 如 TB8、TB20、TB-1 300 等^[16]。西北有色金属研究所在高强高韧钛合金的开发方面取得了重大突破, 成功研制出 TC21 合金(Ti-6Al-2Zr-2Sn-2Mo-2Cr-1Nb-0.1Si)。经研究发现 TC21 有较高的强度(1 100 MPa)及良好的塑性, 可用于飞机锻造部件的制造。宝鸡有色金属加工厂自主研发了一种新型高强 β 钛合金 B Ti-6 554 (Ti-6Cr-5Mo-5V-4Al), 该合金有较好的强度塑性匹配, 经过热处理后强度可以提高到 1 200 MPa^[45]。虽然最近几十年我国钛合金行业发展迅速, 但由于我国钛合金发展与美国和俄罗斯相比较晚, 目前离世界顶尖水平仍有一定的差距。表 5 总结了部分中国研发的高强 β 钛合金的成分、应用与强度。

表 5 中国部分高强 β 钛合金的力学性能
Table 5 Mechanical properties of some high-strength β -titanium alloys in China

合金牌号	合金成分	热处理工艺	σ /MPa	应用
TB15	Ti-4Al-5Mo-5V-6Cr	固溶+时效	1 350	高强度组件
Ti-7 333	Ti-7Mo-3Al-3Cr-3Nb	固溶+时效	1 350	高强度组件
M28	Ti-4Al-5V-5Mo-6Cr-1Nb	固溶+时效	1 350	高强度组件
TB17	Ti-4.5Al-6.5Mo-2Cr-2.6Nb-2Zr-1Sn	固溶+时效	1 350	高强度组件
TB19	Ti-3Al-5Mo-5V-4Cr-2Zr	固溶+时效	1 200	高强度耐腐蚀件
TB20	Ti-3.5Al-5Mo-4V-2Cr-2Zr-2Sn-1Fe	固溶+时效	1 300	高强度组件

3 小尺寸间隙元素对 β 钛合金的强化

由于钛合金的化学性质比较活泼,所以容易和一些间隙元素反应,从而生成一系列化合物,其中碳、氧、氮和氢是钛合金中最常添加的间隙元素。在不同条件下,这些间隙元素与钛合金反应生产的化合物对合金微观组织和力学性能会产生不同影响,很难做出准确的预测。为了消除不利影响,想要从钛合金中消除这些元素是一项很困难的工作。因此,充分了解间隙元素对钛合金组织和性能的影响具有重要意义^[46-48]。

3.1 氧对 β 钛合金的影响

氧是钛合金中非常重要的一种元素,对钛合金的相变、微观组织和力学性能的影响非常复杂,不同的合金成分以及加工参数会产生不同的影响,且有利有弊^[48-50]。虽然可能会影响合金的塑性,但是通过严格控制添加量可以得到有效控制,并且更重要的是可以很好地优化合金的性能,例如氧原子常位于合金基体的间隙位置,易与合金形成间隙固溶体,使晶格产生畸变,导致位错很难移动且容易塞积,进而提升合金的强度。因此,很多研究者常利用氧的间隙强化作用来获得高强度的钛合金。

蓝春波等^[50]以 Ti-32.5Nb-6.8Zr-2.7Sn(TNZS)为对象,研究了在冷轧条件下氧添加量(质量分数,0、0.3%、0.6%)对 TNZS 合金力学性能及微观组织的影响。试验结果表明,在时效过程中氧元素不仅可以通过防止 $\{111\}_\beta$ 平面交替坍塌从而抑制 ω 相的析出,还可以延缓 α 相的形成和分解。随着氧含量的增加,TNZS合金 α 相析出的最大体积分数和 $(\alpha+\beta)/\beta$ 转变温度均随其增加而升高。在450℃下时效24h后,TNZS-0.6O合金的屈服强度为1460MPa,明显高于TNZS合金的1250MPa,以及TNZS-0.3O合金的1310MPa。这表明氧确实对钛合金有强化效果,且强化程度伴随氧添加量的增加而增加。

Furuta等^[51]研究了Nb(30%~36%)、O(0.3%~0.5%)(质量分数)含量对Ti-Nb-Ta-Zr-O合金力学性能以及相稳定性的影响,还研究了短暂时效处理对所选Ti-Nb-Ta-Zr-O合金力学性能的影响。研究发现,在铌含量较低,氧含量较高的情况下,合金拥有较高的强度以及良好的塑性,此时合金具有优异的强塑性匹配。Furuta发现随着氧含量的增加会抑

制 ω 、 α'' 的析出,同时会对合金产生强化效果,使合金强度上升。他们认为 ω 相析出受阻的主要原因是O占据了 β 基体中的间隙位置,导致原子移动受阻,从而抑制 ω 相的析出。 α'' 相析出受阻的主要原因是氧元素的加入可以显著提高 β 相的稳定性,避免应力诱发 α'' 相。经冷加工后,Ti-32Nb-2Ta-3Zr-0.5O的抗拉强度为1370MPa,伸长率为12%。在350℃下时效600s后,合金的强度比冷轧状态下提升了大约130MPa,达到1500MPa,拉伸伸长率略微下降为10%。

Duan等^[52]系统研究了氧添加量(原子百分比0、0.1%、0.2%)对冷轧态Ti-23Nb-0.7Ta-2Zr合金微观组织和力学性能的影响。由试验结果可知,经过冷轧后原始合金(O添加量为0)Ti-23Nb-0.7Ta-2Zr的抗拉强度为680MPa,而添加了0.2%(原子百分比)O元素合金的抗拉强度则高达1170MPa,并且发现添加氧元素后合金的组织仅包含单一的 β 相,而原始合金的组织既包含 β 相,又包含 α'' 相。此外,随着氧含量的增加,虽然会导致晶粒尺寸变大,但合金的成形率、弹性变形率、强度和硬度都随着氧含量的增加而增加。冷轧虽然可以提高合金的强度,但会使塑性变形能力大大降低,且冷轧会使含氧合金表现出脆性特征,断裂模式由塑性向脆性转变。结果表明,合金强度、硬度上升的主要原因是氧元素对 β 相有很好的稳定作用,从而抑制 β 相向 α'' 相转变。

虽然一些试验表明向钛合金中添加氧元素会抑制第二相的析出,但对于钛合金中氧含量的这种动力学机制还存在一些争议。例如,Niinomi等^[53]由大量试验结果总结出过量的氧可以稳定Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr合金中的 ω 相,并且他们推断 ω 相中的高浓度氧可能是在时效处理后形成稳定 ω 相的原因。Pinotti等^[54]研究表明向Ti-29Nb-13Ta-4Mo合金中加入氧元素可以降低 $(\beta/\beta+\omega)$ 的Bo(键级)和Md(电子能级),从而促进 ω 相的形成。所以氧对 β -Ti中 ω 相的影响仍然需要并且应该进行系统的研究。但可以确定的是氧作为一种间隙强化元素,它的加入确实能够对钛合金产生强化效果。

3.2 其他间隙元素对 β 钛合金的影响

氮和氧一样也是作为间隙元素存在于钛合金中,并且与氧相比氮的强化效果要更好^[51,55]。氮元素对钛合金的影响已经研究了很长一段时间。研究发现,在钛合金中添加这种元素会导致屈服强度和硬度值

普遍增加,平均晶粒尺寸减小,但会使延伸率有所降低。此外还发现在一定范围中,每增加 0.05% 含量的氮,合金的强度就会增加 122.6 MPa^[56]。比如 Furuha 等^[57]发现在 Ti-10V-3Fe-2Al 合金中添加少量(0.1%~0.2%)氮可以抑制非热 $\beta \rightarrow \omega$ 、 $\beta \rightarrow \alpha''$ 转变,同时可以通过强化 β 基体从而对合金进行强化。Ramarolahy 等^[58]观察了氮元素对 Ti-24Nb 的微观结构和机械性能的影响,尤其是添加 N 的合金与作为参考的 Ti-24Nb 合金组织、性能的比较。图 3、4 分别是经固溶处理后 Ti-24Nb 和 Ti-24Nb-0.5N 的 XRD 谱和微观组织。结合两图可以看出经固溶处理后, Ti-24Nb 合金呈现出双相微观结构,由等轴 β 相及马氏体 α'' 相组成。相反, Ti-24Nb-0.5N 合金测定微观结构则完全由 β 相组成。这表明添加 N 会抑制 α'' 的形成。在性能方面, Ti-24Nb-0.5N 的屈服强度和极限抗拉强度较 Ti-24Nb 合金都明显提高,但断裂韧性略有下降。这一研究也表明 N 对 β 钛合金具有强化效果。但是,由于 N 是 α 稳定元素,所以在 β 钛合金中实现较大的添加量是不太可能的。

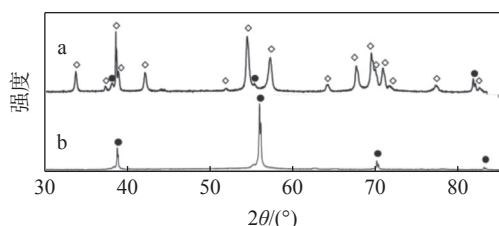


图 3 (a)Ti-24Nb; (b)Ti-24Nb-0.5N 的 XRD 谱^[58]

Fig. 3 XRD patterns of (a) Ti-24Nb and (b) Ti-24Nb-0.5N

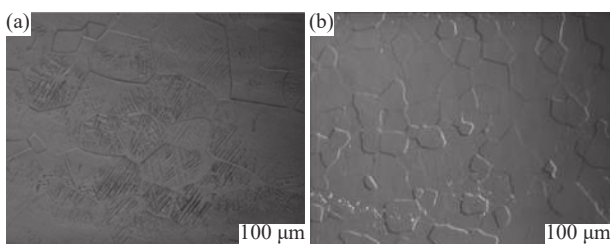


图 4 固溶处理的 (a)Ti-24Nb; (b)Ti-24Nb-0.5N 的光学显微照片^[59]

Fig. 4 Optical micrographs of the solution-treated Ti-24Nb (a) and Ti-24Nb-0.5N (b) alloys

碳是钛合金中另一种常见的间隙元素。作为一种 α 稳定元素,它的溶解度比氧元素要低的多^[59]。尽管如此,它仍然表现出对钛较高的亲和力;在一些 β 钛合金中,由于 TiC 颗粒(碳化物)通常在晶界区域沉淀,这会对合金的延展性有不利影响^[60]。但是碳化物可以使钛合金的屈服强度有一定的提升,

比如 Banath^[61]发现,向 β 钛合金 Ti-5V-5Mo-5Al-3Cr 中加入碳元素会细化 β 晶粒及时效后的 α 晶粒,并且 C 与钛基体会发生反应生成不可变形的碳化物,从而提高合金强度及硬度,但这也导致了合金延展性的降低,恶化了合金的塑性。值得注意的是, C 在 β 相中的溶解度随着 Nb 和其他 β 稳定元素含量的增加而降低,这可能会对高合金含量 β 钛合金的设计有重大影响。

氢是一种有效的 β 稳定元素,在 α 相中的溶解度很小,几乎为零。H 会导致钛合金严重脆化,这一现象在钛合金中普遍存在,即使在低氢浓度下,氢化物也可能在应力集中处形成^[62-63]。在 β 型钛合金中,即使氢元素的含量很低,也会表现出韧性—脆性转变。大量研究发现, H 的添加被广泛认为对钛合金的机械性能有害,即使添加量很小也会对合金的屈服强度和延伸率产生不利的影响,且初始弹性模量也会有所下降^[64]。因此,氢元素的存在被认为是不利的,应尽可能避免添加。

4 β 钛合金的发展趋势

虽然 β 钛合金研究取得了辉煌的成就,但在应用方面已经停滞了很长时间,它所占的钛市场份额与其他类型的钛合金相比要小得多。现如今已投入应用的 β 钛合金牌号中最新的仍然是 Ti-55531。阻碍 β 钛合金发展的主要原因有三个:

1)成本问题。目前投入实际生产的 β 钛合金中含有大量成本昂贵的 β 稳定元素(如 Mo、V、Cr 等),大大提升了合金的成本。同时为了避免熔炼时出现偏聚现象,降低了熔炼速率导致生产成本上升。此外, β 钛合金较低的产量也是高成本的原因之一。这都对 β 钛合金的应用产生了严重限制。

2)工艺方面。 β 钛合金的一些性能对工艺参数极其敏感,比如 β 钛合金在时效过程中组织十分不稳定,并且由于较宽的显微组织区间,若在工艺进行过程中显微组织发生变化(比如 α 相、 β 相的晶粒尺寸),需要有准确的从显微组织方面给予预判性能的能力,这在生产大型零件过程中很难实现。

3)性能方面。对于 β 钛合金来说,追求高强度的同时势必会对合金的塑韧性产生影响。目前面临的一大难题就是如何在保证高强度的同时尽可能提高合金的塑性、断裂韧性,并保证较低的疲劳裂纹扩展速率。而这一问题也阻碍了高强 β 钛合金在应用方面的发展,这也导致了高强 β 钛合金主要用于小

体积和非主承力部件上,如紧固件、弹簧、尾椎等^[9,22]。

针对以上方面 β 钛合金主要的发展方向应向以下几个方面努力:

1)低成本 β 钛合金。由于已投入应用的 β 钛合金中含有大量高价的元素,使得合金的成本高居不下。目前,降低 β 钛合金成本最常用的方法就是用低成本元素,如 Fe、Cr 等来代替合金中高成本的元素,如 Mo、V、Nb 等。而在其他方面如选择合适的工艺参数、优化工艺过程等也是降低合金成本的重要手段,这也是研究人员接下来重点研究的方向之一。

2)高强高韧钛合金。考虑到高强 β 钛合金的实际应用(如航空航天、海洋船舶等领域),不但要求合金有很高的强度,同时还要保证合金具有良好的断裂韧性,以求得到良好的强度与韧性的匹配。而现在实际应用的 β 钛合金很难满足这个要求。因此,高强高韧钛合金也是目前钛合金探索和发展的方向。

3)低弹性模量医用 β 钛合金。与其他金属相比,钛合金尤其是 β 钛合金被认为是目前骨科应用的最佳选择。相较于其他类型的钛合金, β 钛合金拥有

较低的杨氏模量、超弹性行为及更好的生物相容性,从而受到了更加广泛的关注。由 Nb、Ta、Zr 等生物相容性好的元素组成的高强、低弹性模量 β 钛合金已成为最近的研究热点之一。

4) β 钛合金的增材制造。与传统技术相比,增材制造钛合金技术可以生产各种比较复杂的钛合金结构件,为生产大型整体结构件开创了新思路。亚稳 β 钛合金是增材制造钛合金技术最有吸引力的材料,与传统变形加工技术相比,可以降低材料的成本,减少浪费。

5)超高强钛合金。现已广泛应用的高强 β 钛合金的使用强度大多低于 1 300 MPa,对于强度超过 1 300 MPa 的超高强钛合金的研究还不成熟。目前,对于超高强钛合金的研究大多集中在成分及工艺方面,而忽略了对微合金化机制、强韧化理论等方面的研究。若能清楚地了解超高强度钛合金成分-工艺-组织-性能之间的联系,了解强韧化机制,对实现超高强 β 钛合金的开发与应用有很大帮助。

致谢

感谢国家自然科学基金对本项目的大力支持。

参考文献

- [1] Li Yi, Zhao Yongqing, Zeng Weidong. Application and development of aerial titanium alloys[J]. Materials Reports, 2020, 34(S1): 280–282.
(李毅, 赵永庆, 曾卫东. 航空钛合金的应用及发展趋势[J]. 材料导报, 2020, 34(S1): 280–282.)
- [2] Rrka B, Rkg C, As B, *et al.* Vacuum diffusion bonding of α titanium alloy to stainless steel for aerospace applications: Interfacial microstructure and mechanical characteristics[J]. Materials Characterization, 2021, 183: 111607.
- [3] Nabhani F. Machining of aerospace titanium alloys[J]. Robotics & Computer Integrated Manufacturing, 2001, 17(1-2): 99–106.
- [4] Li L C, Mi X J, Ye W J, *et al.* A study on the microstructures and tensile properties of new beta high strength titanium alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 550: 23–30.
- [5] Ivasishin O M, Markovsky P E, Matviychuk Y V, *et al.* A comparative study of the mechanical properties of high-strength β -titanium alloys[J]. Journal of Alloys & Compounds, 2008, 457(1-2): 296–309.
- [6] Ivasishin O M, Markovsky R, Semiatin S L, *et al.* Aging response of coarse- and fine-grained β titanium alloys[J]. Materials Science & Engineering A, 2005, 405(1/2): 296–305.
- [7] Wang Dingchun. Development and application of high-strength titanium alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(S1): 958–963.
(王鼎春. 高强钛合金的发展与应用[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(S1): 958–963.)
- [8] Pallavi Pushp, Dasharath S M, Arati C. Classification and applications of titanium and its alloys - ScienceDirect[J]. Materials Today:Proceedings, 2022, 54(2): 537–542.
- [9] Zhang Pingping, Wang Qingjuan, Gao Qi, *et al.* Research and application of high-strength β Ti alloy[J]. Hot Working Technology, 2012, 41(14): 51–55.
(张平平, 王庆娟, 高颀, 等. 高强 β 钛合金研究和应用现状[J]. 热加工工艺, 2012, 41(14): 51–55.)
- [10] Dipankar, Banerjee, Williams J C. Perspectives on titanium science and technology[J]. Acta Materialia, 2013, 61: 844–879.

- [11] Bania P J. Beta titanium alloys and their role in the titanium industry[J]. Journal of the Minerals, Metals & Materials Society, 1994, 46: 16-19.
- [12] Min X, Emura S, Ling Z, *et al.* Improvement of strength-ductility tradeoff in β titanium alloy through pre-strain induced twins combined with brittle ω phase[J]. Materials Science & Engineering A, 2015, 646(14): 279-287.
- [13] Yan Ping. Study on microstructures and mechanical properties of high-strength BT22 cast titanium alloy[D]. Beijing: China Academy of Machinery Science and Technology Group, 2007.
(闫平. BT22高强度铸造钛合金组织与性能的研究[D]. 北京: 机械科学研究总院, 2007.)
- [14] Dipankar Banerjee, Williams J C. Perspectives on titanium science and technology[J]. Acta Materialia, 2013, 61(3): 844-879.
- [15] Zhang Zhu, Wang Qunjiao, Mo Wei. Metallurgy and heat treatment of titanium[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009.
(张翥, 王群骄, 莫畏. 钛的金属学和热处理[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2009.)
- [16] Zhao Yongqing. Phase transformation and heat treatment of titanium alloys[M]. Changsha: Central South University Press, 2012.
(赵永庆. 钛合金相变及热处理[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2012.)
- [17] Boyer R R. An overview on the use of titanium in the aerospace industry[J]. Materials Science and Engineering A, 1996, 213(1-2): 103-114.
- [18] Fujishiro S, Eylon D, Kishi T. Metallurgy and technology of practical titanium alloys[M]. USA: TMS, 1994.
- [19] Wen Jianhong, Yang Guanjin, Ge Peng, *et al.* The research progress of β titanium alloys[J]. Titanium Industry Progress, 2008, (1): 33-39.
(汶建宏, 杨冠军, 葛鹏, 等. β 钛合金的研究进展[J]. 钛工业进展, 2008, (1): 33-39.)
- [20] Weiss I, Semiatin S L. Thermomechanical processing of beta titanium alloys—an overview[J]. Materials Science & Engineering A, 1998, 243(1-2): 46-65.
- [21] Wang Guangrong, Gao Qi, Liu Jixiong, *et al.* Composition design of beta-titanium alloys: Theoretical, methodological and practical advances[J]. Materials Reports, 2017, 31(3): 44-51.
(王光荣, 高颀, 刘继雄, 等. β 钛合金成分设计: 理论、方法、实践[J]. 材料导报, 2017, 31(3): 44-51.)
- [22] Du Zhaoxin. Heat treatment and microalloying and high temperature deformation behavior of new high strength titanium alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2014.
(杜赵新. 新型高强 β 钛合金的热处理和微合金化以及高温变形行为研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2014.)
- [23] Cui Y J, Aoyagi K, Koizumi Y, *et al.* Effect of niobium addition on tensile properties and oxidation resistance of a titanium-based alloy[J]. Corrosion Science, 2020, 180: 109198.
- [24] Wu Huan, Zhao Yongqing, Ge Peng, *et al.* Effect of β stabilizing elements on the strengthening behavior of titanium α phase[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41(5): 805-810.
(吴欢, 赵永庆, 葛鹏, 等. β 稳定元素对钛合金 α 相强化行为的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(5): 805-810.)
- [25] Zhao Y, Liu J, Zhou L. Analysis on the segregation of typical β alloying elements of Cu, Fe and Cr in Ti alloys[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2005, 34(4): 531-538.
- [26] Wu Xiaodong, Yang Guanjin, Ge Peng, *et al.* Inductions of β titanium alloy and solid state phase transition[J]. Titanium Industry Progress, 2008, (5): 1-6.
(吴晓东, 杨冠军, 葛鹏, 等. β 钛合金及其固态相变的归纳[J]. 钛工业进展, 2008, (5): 1-6.)
- [27] Boyer, Rodney R. Design properties of a high-strength titanium alloy Ti-10V-2Fe-3Al[J]. JOM, 1980, 32(3): 61-65.
- [28] Qian Jiuhong. Application and development of new titanium alloys for aerospace[J]. Chinese Journal of Rare Metals, 2000, (3): 218-223.
(钱九红. 航空航天用新型钛合金的研究发展及应用[J]. 稀有金属, 2000, (3): 218-223.)
- [29] Chen C C, Boyer R R. Practical considerations for manufacturing high-strength Ti-10V-2Fe-3Al alloy forgings[J]. JOM, 1979, 31(7): 33-39.
- [30] Gerhard W, Boyer R R, Collings E W. Materials properties handbook: Titanium alloys[M]. USA: Materials Park, OH : ASM International, 1994.
- [31] Zhao Q Y, Sun Q Y, Xin S W, *et al.* High-strength titanium alloys for aerospace engineering applications: A review on melting-forging process[J]. Materials Science and Engineering:A, 2022, 845: 143260.
- [32] Sansoz F, Almesallmy M, Ghonem H. Ductility exhaustion mechanisms in thermally exposed thin sheets of a near- β titanium alloy[J]. Metallurgical & Materials Transactions A, 2004, 35(10): 3113-3127.
- [33] Boyer R R. Aerospace applications of beta titanium alloys[J]. JOM, 1994, 46(7): 20-23.
- [34] Qiu D, Zhang M, Kelly P, *et al.* Discovery of plate-shaped athermal ω phase forming pairs with α' martensite in a

- Ti-5.26%Cr alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2013, 69(10): 752-755.
- [35] Zhao Hongxia, Yu Wenjun. Development and application of high strength titanium alloy BT22 in aviation industry[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2010, (1): 85-86, 90.
(赵红霞, 虞文军. 航空用高强度BT22钛合金的研发和应用[J]. *航空制造技术*, 2010, (1): 85-86, 90.)
- [36] Jones N G, Dashwood R J, Dye D, *et al.* The flow behavior and microstructural evolution of Ti-5Al-5Mo-5V-3Cr during subtransus isothermal forging[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 40(8): 1944-1954.
- [37] Li Xiuguang. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of high strength β titanium alloy sheets[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016.
(李秀广. 热处理对高强 β 钛合金板材组织及性能影响的研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016.)
- [38] Chen Zhaoqi. High temperature deformation behavior and sheet microstructure and properties of high strength β titanium alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2021.
(陈兆琦. 高强 β 钛合金高温变形行为及板材组织性能的研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2021.)
- [39] Shekhar S, Sarkar R, Kar S K, *et al.* Effect of solution treatment and aging on microstructure and tensile properties of high strength β titanium alloy Ti-5Al-5V-5Mo-3Cr[J]. *Materials and Design*, 2015, 66: 596-610.
- [40] None. The use of β titanium alloys in the aerospace industry[J]. *Journal of Materials Engineering & Performance*, 2013, 22(10): 2916-2920.
- [41] Cotton J D, Briggs R D, Boyer R R, *et al.* State of the art in beta titanium alloys for airframe applications[J]. *JOM*, 2015, 67(6): 1281-1303.
- [42] Yang Jianhui. Research on microstructure and microstructure properties and hot deformation behavior of wrought as-forged beta titanium alloy[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2016.
(杨建辉. 锻造 β 钛合金组织性能及热变形行为的研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学, 2016.)
- [43] Yang Dongyu, Fu Yanyan, Hui Songxiao, *et al.* Research and application of high strength and high toughness titanium alloys[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2011, 35(4): 575-580.
(杨冬雨, 付艳艳, 惠松骁, 等. 高强高韧钛合金研究与应用进展[J]. *稀有金属*, 2011, 35(4): 575-580.)
- [44] Liu Rui, Hui Songxiao, Ye Wenjun, *et al.* Effects of heat-treatment on dynamic fracture toughness of TB10 titanium alloy[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2010, 34(4): 485-490.
(刘睿, 惠松骁, 叶文君, 等. 热处理工艺对TB10钛合金动态断裂韧性的影响[J]. *稀有金属*, 2010, 34(4): 485-490.)
- [45] Zhao Xiaolong, Wang Xiaoxiang, Wang Xin. Effect of deformation and heat treatment on micro-structures and mechanical properties of cold rolled BTi-6554 alloy sheets[J]. *Southern Metals*, 2015, (5): 5-7.
(赵小龙, 王小翔, 王新. 变型量和热处理对BTi-6554钛合金冷轧板材组织和性能的影响[J]. *南方金属*, 2015, (5): 5-7.)
- [46] Conrad Hans. Effect of interstitial solutes on the strength and ductility of titanium[J]. *Progress in Materials Science*, 1981, 26(2-4): 123-403.
- [47] Xin Ji, Satoshi Emura, Liu Tianwei, *et al.* Effect of oxygen addition on microstructures and mechanical properties of Ti-7.5Mo alloy[J]. *Journal of Alloys & Compounds*, 2018, 737: 221-229.
- [48] Min X H, Emura S, Tsuchiya K, *et al.* Transition of multi-deformation modes in Ti-10Mo alloy with oxygen addition[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 590: 88-96.
- [49] Min X, Bai P, Emura S, *et al.* Effect of oxygen content on deformation mode and corrosion behavior in β -type Ti-Mo alloy[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2016, 684: 534-541.
- [50] Lan Chunbo, Chen Feng, Chen Huijuan, *et al.* Influence of oxygen content on the microstructure and mechanical properties of cold rolled Ti-32.5Nb-6.8Zr-2.7Sn-xO alloys after aging treatment[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018, 34(11): 134-140.
- [51] Furuta T, Kuramoto S, Hwang J, *et al.* Mechanical properties and phase stability of Ti-Nb-Ta-Zr-O alloys[J]. *Materials Transactions*, 2007, 48(5): 1124-1130.
- [52] Duan H P, Xu H X, Su W H, *et al.* Effect of oxygen on the microstructure and mechanical properties of Ti-23Nb-0.7Ta-2Zr alloy[J]. *International Journal of Minerals Metallurgy & Materials*, 2012, 19(12): 6.
- [53] Niinomi Mitsuo, Nakai Masaaki, Hendrickson, *et al.* Influence of oxygen on omega phase stability in the Ti-29Nb-13Ta-4.6Zr alloy[J]. *Scripta Materialia*, 2016, 123: 144-148.
- [54] Pinotti V E, Plaine A H, Silva M, *et al.* Influence of oxygen addition and aging on the microstructure and mechanical properties of a β -Ti-29Nb-13Ta-4Mo alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 819(18): 141500.

- [55] Chen X, Chen S, Jiang Y, *et al.* Minocycline reduces oxygen–glucose deprivation-induced PC12 cell cytotoxicity via matrix metalloproteinase-9, integrin $\beta 1$ and phosphorylated Akt modulation[J]. *Neurological Sciences*, 2013, 34(8): 1391–1396.
- [56] Hennig R G, Trinkle D R, Bouchet J, *et al.* Impurities block the α to ω martensitic transformation in titanium[J]. *Nature Materials*, 2005, 4: 129–133.
- [57] Furuhashi T, Annaka S, Tomio Y, *et al.* Superelasticity in Ti–10V–2Fe–3Al alloys with nitrogen addition[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2006, 438: 825–829.
- [58] Ramarolahy A, Philippe Castany, Frédéric Prima, *et al.* Microstructure and mechanical behavior of superelastic Ti–24Nb–0.5O and Ti–24Nb–0.5N biomedical alloys[J]. *Journal of the Mechanical Behavior of Biomedical Materials*, 2012, 9(9): 83–90.
- [59] Xiu S, Lei W, Niinomi M, *et al.* Microstructure and fatigue behaviors of a biomedical Ti–Nb–Ta–Zr alloy with trace CeO₂ additions[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 619: 112–118.
- [60] Blenkinsop P A, Jones I P. Effects of boron, carbon, and silicon additions on microstructure and properties of a Ti–15Mo based beta titanium alloy[J]. *Materials Science & Technology*, 2001, 17(5): 573–580.
- [61] Banoth R, Sarkar R, Bhattacharjee A, *et al.* Effect of boron and carbon addition on microstructure and mechanical properties of metastable beta titanium alloys[J]. *Materials & Design*, 2015, 67: 50–63.
- [62] Gao K W, Nakamura M. Microstructures and hydrogen embrittlement of Ti–49Al alloy[J]. *Intermetallics*, 2000, 8(5): 595–597.
- [63] Briant C L, Wang Z F, Chollacoop N. Hydrogen embrittlement of commercial purity titanium[J]. *Corrosion Science*, 2002, 44(8): 1875–1888.
- [64] Alvarez A M, Robertson I M, Birnbaum H K. Hydrogen embrittlement of a metastable β -titanium alloy[J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(14): 4161–4175.

编辑 唐肖

四川省钒钛产业创新联合体大会在蓉召开

2023 年 12 月 8 日, 由四川省科学技术厅指导, 攀钢、四川大学主办的 2023 年度四川省钒钛产业创新联合体大会在成都举行, 来自国内钒钛领域的专家学者、钒钛产业创新联合体成员单位领导聚集一堂。

会议听取了 2023 年度联合体建设工作报告; 审议了新加盟成员单位、修订版联合体章程; 与会代表围绕如何进一步整合联合体成员单位的优势资源, 形成联合研发、利益共享、风险共担的创新组织, 构建产学研用技术研发平台, 开展“卡脖子”技术及关键核心技术联合攻关等重点内容深入研讨, 形成广泛共识。

据介绍, 在四川省科技厅及相关单位的指导和大力支持下, 2022 年底攀钢获批牵头组建四川省钒钛产业创新联合体。一年来, 攀钢作为联合体牵头组建单位和攀西钒钛磁铁矿资源开发利用头部企业, 秉持开放、合作、共享的理念, 立足国家及四川省产业发展战略, 以钒钛创新链、产业链关键核心技术攻关的重大任务为牵引, 汇聚国内外优势企业、高校院所的技术、人才、平台等创新要素, 开展钒钛资源低碳绿色高效利用、“卡脖子”新材料研制等关键核心技术的联合攻关, 取得了显著成效。下一步, 联合体成员单位将以钒钛资源高效综合利用为核心, 以提升钒钛产业的全球竞争优势, 打造拥有国际知名度的钒钛产业集群为目标, 在资源综合利用及关键核心材料制备与应用的深度、广度上实现新突破, 着力打造创新联合体典范, 共同为服务国家重大战略需求贡献更大力量。

摘自 https://www.pzhsteel.com.cn/index.php?s=/Home/Article/pg_jianjie/art_bm_id/101/fl/two/msg_id/6494