

O相合金 Ti_2AlNb 的研究进展

杜刚, 崔林林, 雷强, 杜玉俊, 齐锐, 王玮东, 付宝全

(西部超导材料科技股份有限公司, 陕西 西安 710016)



杜刚

摘要: 具有O相结构的 Ti_2AlNb 合金是在 Ti_3Al 系合金基础上拓展出来的新型金属间化合物材料, 兼具了高的高温强度和相对较低的密度的特点, 有望替代现有的 Inconel 718 镍基高温合金, 用于制造高推重比航空发动机中的非转动部件甚至转动部件。概述了 Ti_2AlNb 合金的特点和近年来我国在 Ti_2AlNb 合金工程化研究方面取得的主要进展, 对 Ti_2AlNb 合金存在的不足以及当前研制过程中存在的主要问题进行了阐述, 指出应立足于现有的钛合金冶炼和加工装备, 并结合 Ti_2AlNb 合金自身的特点, 开发出成本更低、生产效率更高的工业化生产工艺技术。

关键词: O相合金; Ti_2AlNb ; 力学性能; 工程应用

中图分类号: TG146.23 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962 (2018)01-0068-06

Research and Development of Orthorhombic Titanium Aluminide

DU Gang, CUI Linlin, LEI Qiang, DU Yujun, QI Rui, Wang Weidong, FU Baoquan
(Western Superconducting Technologies Co., Ltd., Xi'an 710016, China)

Abstract: Ti_2AlNb alloy with orthorhombic phase represents the youngest class of alloys emerging out of Ti-Al titanium aluminides, as a constituent in Ti_3Al -based alloy. With excellent high temperature performance and lower density, this new material is aimed to replace the existing Inconel 718 nickel-based superalloy, used in the manufacture of high thrust weight ratio aeroengine non-rotating parts or even rotating parts. This article briefly summarized the characteristics of Ti_2AlNb alloy and the main progress made in the engineering technologies of Ti_2AlNb alloy in China in recent years. In addition, the existing shortcomings of Ti_2AlNb alloy and the main problems in the current research were also discussed. It was pointed out that the industrial production process technology with lower cost and higher production efficiency should be developed basing on the existing titanium alloy smelting and processing equipment and combining with the characteristics of Ti_2AlNb alloy.

Key words: orthorhombic alloy; Ti_2AlNb ; mechanical properties; engineering application

1 前言

经过60年的发展,通过对合金成分、冶炼和热加工工艺、组织控制等的不断优化,钛合金的长时使用温度已经从以 $\text{Ti}-6\text{Al}-4\text{V}$ 为代表的 350°C 提高到了目前的 600°C ^[1]。凭借在比强度、比蠕变强度和比疲劳强度方面的优势,采用近 α 型高温钛合金代替镍基高温合金制造服役温度低于 600°C 的高压压气机盘、叶片等锻件,在保持强度和服役性能相同的情况下,其结构重量可减轻1.7倍,有效提高了航空发动机的推重比和使用性能。目前先进发动机上钛合金的用量仅次于高温合金,占发

动机总质量的25%~40%;另一方面,当前使用的 IMI834 和 Ti-1100 等近 α 型高温钛合金,受制于表面氧化和长期组织稳定性差等因素的制约,其使用温度的上限短期内难以突破 600°C ^[2]。在使用温度高于 600°C 时,高温钛合金在比强度和比蠕变强度方面已经失去了同镍基高温合金竞争的优势。

增加钛合金中Al的含量可以显著增加合金的抗氧化性和高温强度,在此基础上发展起来的 α_2 - Ti_3Al 基合金具有更高的比强度,但其塑性和韧性较差^[3]。添加元素Nb可显著改善 Ti_3Al 合金的塑性,当Nb含量高于17%时, α_2 相转化为有序斜方晶系的O相(Orthorhombic Phase),化学结构式为 Ti_2AlNb 。以 Ti_2AlNb 相为基的Ti-Al-Nb系合金即为 Ti_2AlNb 合金。1991年,美国通用电气公司申请了第一份 Ti_2AlNb 基合金的专利,随后多种成分的 Ti_2AlNb 合金相继问世。 Ti_2AlNb 合金的研制已

收稿日期: 2016-05-30

第一作者: 杜刚,男,1981年生,博士,高级工程师

Email: gdu@alum.imr.ac.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.2018.01.10

经成为美国、日本等国家新材料领域研究的热点之一,其目标是替代 Inconel 718 合金(国内对应牌号为 GH4169)作为航空发动机的零部件,可减重 35% 左右,从而大大提高发动机的推重比。 Ti_2AlNb 合金相比于 γ -TiAl 合金具有更高的强度和更好的断裂韧性^[4],其优异的性能满足未来航空发动机对高比强度、高比刚度的轻质高温结构材料的迫切要求,对于降低飞行器的自重、提高燃油效率和高温服役性能具有重要意义。

我国在 Ti_2AlNb 合金的研究方面基本与欧美国家同步,在国家对 Ti-Al 系新型金属材料研究的大力支持下,对该合金的合金化和组织结构设计方面进行了系统的研究。应用研究方面, Ti_2AlNb 合金已经在卫星、导弹发动机等领域获得了突破^[5],今后的研究重点将向航空发动机中的静止部件和转动部件推进^[6]。

本文介绍了 Ti_2AlNb 合金的发展概况,重点介绍了近年来我国在 Ti_2AlNb 合金的工程制备技术和应用研究方面所取得的最新进展以及存在的主要问题,并展望了 Ti_2AlNb 合金的发展前景。

2 成分和显微组织

Ti_2AlNb 合金是 Ti-Al 系金属间化合物中 Nb 含量最高的一类合金^[7]。当 Nb 的含量大于 15% 时,高温 β 相分解形成 O 相颗粒或板条析出相。当 Nb 含量在 15%~25% 时,合金室温组织中存在 $\beta/B_2+O+\alpha_2$ 三种相,一般称为第一代 Ti_2AlNb 合金,典型的合金成分主要有 Ti-25Al-17Nb 和 Ti-21Al-22Nb。当 Nb 含量大于 25% 时,室温组织中的 α_2 相完全转变为 O 相,一般称为第二代 Ti_2AlNb 合金,典型的合金成分主要有 Ti-22Al-25Nb 和 Ti-22Al-27Nb。该合金的特点为高 Nb 低 Al,其相组成为 B_2+O 相。第二代 Ti_2AlNb 合金具有较高的室温塑性、良好的断裂韧性与抗蠕变性能,其可加工性也远远优于 γ -TiAl、 Ti_3Al 等金属间化合物。

近年来,国内外研究单位对 Ti_2AlNb 合金化学成分的优化工作主要以 Ti-22Al-25Nb 和 Ti-22Al-27Nb 合金为基础,探索了以 W, Ta, Mo 等元素来取代部分 Nb 元素,以期降低合金的成本并改善合金的强度、韧性和蠕变等性能。在 Ti_2AlNb 合金中添加 W 可以显著提高合金的显微硬度、抗拉强度和蠕变性能^[8-10];W 使得合金的晶格常数变小,对合金的固溶强化和沉淀强化作用不大,主要强化机理来自对合金中的魏氏体板条的细化作用;研究发现,添加 2% 的 W 可以显著改善合金的抗蠕变性能。Mo 元素的固溶强化作用可显著提高 Ti_2AlNb 合金的室温、高温强度及 650 °C 下的蠕变性能^[11-13];在 Ti_2AlNb 合金中添加 0.5at%~1.5at% 的 Mo,可使合金显微组织

得到明显细化,基于此,中科院金属所研发了 Ti-22Al-24Nb-(0.5~1)Mo 合金体系。细化 B_2 相晶粒是实现 Ti_2AlNb 合金增塑的有效手段之一,试验结果表明,添加 Ta, V 以及微量的 B 元素可达到细化晶粒的目的,从而实现改善该合金室温塑性的目标^[14-16]。

通过设计热加工工艺、调整热处理参数来控制 Ti_2AlNb 合金中 O 相与 β 相的比例、 O 相的形态和尺寸,可以获取不同的力学性能^[17]。从合金的显微组织对性能的影响规律来看,其与两相钛合金十分相似。 Ti_2AlNb 合金在 α_2+B_2 两相区或 α_2+B_2+O 三相区进行锻造或轧制加工并进行相应温度区间的热处理,可获得 O/α_2 相等轴组织,细小的等轴组织有助于提高合金的室温强度和塑性,但会降低合金的高温强度和蠕变抗力,其最小蠕变速率要比粗晶片层组织高两个数量级^[18]。 Ti_2AlNb 合金在 β 相区进行热加工并缓慢冷却,易形成以长条 O/α_2 相为主的魏氏体组织。相对于具有细小 O 相板条的组织,具有较为粗大的 O 相板条的显微组织具有更高的室温强度和蠕变性能,但屈服强度会降低,而且 O 相板条过于粗大时合金的塑性也会降低^[19,20]。原始 β 相晶粒尺寸对合金力学性能影响很大,晶粒尺寸越大,蠕变性能越好。细化合金中先形成的 β 相晶粒尺寸是改善合金力学性能,特别是拉伸性能和疲劳性能非常有效的方法^[21,22]。图 1 给出了 Ti-22Al-25Nb 合金锻造棒材的典型组织。

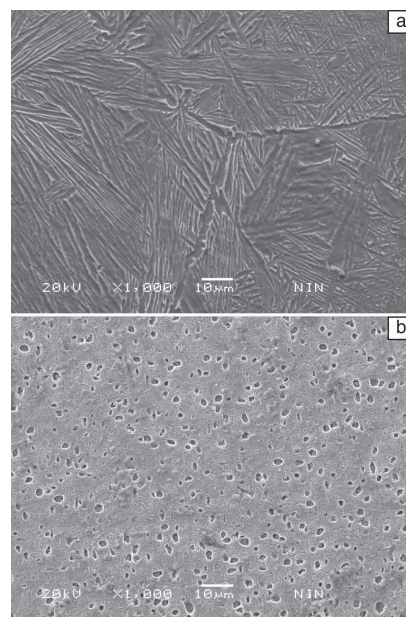


图 1 Ti-22Al-25Nb 合金锻造棒材的典型组织形态:(a)魏氏体组织,(b)等轴组织

Fig. 1 Typical microstructure of Ti-22Al-25Nb alloy forged bar: (a) widmanstätten structure, (b) equiaxed structure

3 工程制备技术

在新型航空发动机减重设计的需求牵引下,近年来我国在 Ti_2AlNb 合金的工程化应用方面开展了大量的研究工作,并取得了可喜的进展。 Ti_2AlNb 合金已经在航天领域应用成功,下一阶段的工作目标在于推动该合金在航空发动机中的应用。在 Ti_2AlNb 铸锭冶炼技术方面,早期的实验室研究为了避免该合金中各元素熔点、密度和蒸汽压相差较大的难题,采用感应凝壳熔炼的方法。该方法较好地解决了 Ti_2AlNb 合金中的偏析问题,但也存在不能制备工业级大铸锭的缺点^[23]。近年来,利用用于熔炼工业级钛合金铸锭的真空自耗冶炼炉(VAR),并结合 Ti_2AlNb 合金的自身特点,开发出吨级 Ti_2AlNb 铸锭的冶炼技术^[5]。利用先进的低熔速控制技术和强制冷却技术,成功冶炼出最大直径为 520 mm 的 3 t 级 Ti_2AlNb 铸锭,对铸锭头尾 9 点取样进行化学分析,结果表明 Al 和 Nb 元素的偏差均满足设计要求。

针对航空发动机用盘、环类锻件对细晶棒材的需求,西部超导与钢铁研究总院合作开发了 Ti_2AlNb 铸锭自由锻开坯和细晶棒材的锻造工艺。利用 Ti_2AlNb 合金在 β 相区塑性好的特点,通过多次的锻拔锻造使 β 晶粒控制在 150 μm 以内,使坯料在 α_2+O 相区进行充分变形,保证 O 相板条充分再结晶,形成均匀的等轴组织。图 2 显示规格为 $\phi 300$ mm 的 Ti_2AlNb 棒材的显微组织,可见 β 晶粒和 O 相板条充分破碎。超声波无损探伤结果表明,直径为 300 mm 规格的 Ti_2AlNb 棒材采用接触法可满足 GB/T 5193-2007 标准中的 B 级要求,表明 Ti_2AlNb 棒材具有良好的组织均匀性和冶金质量。

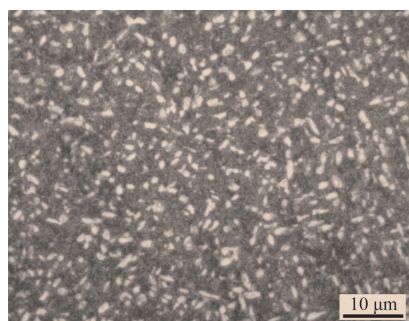


图 2 $\phi 300$ mm 规格的 $\text{Ti}-22\text{Al}-25\text{Nb}$ 棒材的显微组织

Fig. 2 Microstructure of $\text{Ti}-22\text{Al}-25\text{Nb}$ alloy bar with 300 mm diameter

为了满足航空发动机机匣、压气机盘等锻件对材料强度、塑性以及疲劳等综合性能的要求,近年来对 Ti_2AlNb 合金部件的成型技术进行了研究。田等^[24]通过研究 Ti_2AlNb 环锻件的高温成型工艺发现, Ti_2AlNb 环锻件的组织 and 力学性能对热加工温度十分敏感,在 970 $^{\circ}\text{C}$ 轧制

环件,其组织为双态组织,强度较高而塑性较低;在 1050 $^{\circ}\text{C}$ 轧制时为板条组织,其强度较 970 $^{\circ}\text{C}$ 轧制的环件要低,但其塑性更高; $\text{Ti}-22\text{Al}-25\text{Nb}$ 合金环形件的最佳热轧温度为 1050 $^{\circ}\text{C}$,以此工艺制备的外径为 700 mm、内径为 600 mm、高度为 92 mm 的环形件,具有良好的综合力学性能。

为了达到发动机整体叶盘所需的各项性能的良好匹配,张等^[25]借鉴两相钛合金近 β 锻造的工艺思路,对 $\text{Ti}-22\text{Al}-25\text{Nb}$ 合金饼坯的等温锻造工艺进行了研究。首先在 α_2/β 相变点以下 20 $^{\circ}\text{C}$ 对 $\text{Ti}-22\text{Al}-25\text{Nb}$ 合金进行等温锻造,获得直径为 400 mm 的饼坯锻件;进而研究了近 β 锻造及锻后热处理过程中的组织转变规律,结果表明近 β 锻造后获得 α_2+B_2 双态组织,进行 940 $^{\circ}\text{C}$ 以下的固溶和时效热处理后,双态组织转变为 α_2+O+B_2 三态组织。由此可获得塑性、断裂韧性和疲劳性能的良好匹配。

粉末冶金技术具有近终成型等优点,是生产航空发动机涡轮盘的主要工艺。为了解决 Ti_2AlNb 合金热加工变形抗力大、材料利用率相对较低等不足,中科院金属所等单位近年来开展了 Ti_2AlNb 合金粉末冶金工艺方面的研究工作。相对于传统的熔炼-锻造工艺,采用粉末冶金等静压工艺制备 Ti_2AlNb 合金可避免传统铸锭冶炼过程中形成的偏析、夹杂等冶金缺陷,得到组织更加均匀、性能更加稳定的合金坯料或部件,且材料利用率和加工余量均优于传统的熔炼-锻造工艺^[26-30]。

采用粉末冶金技术制备 Ti_2AlNb 部件时,采用氩气雾化法和旋转电极工艺制成了 $\text{Ti}-22\text{Al}-25\text{Nb}$ 合金粉末^[31, 32],粒度在 60 ~ 160 μm 之间。对比试验结果表明,采用热等静压工艺制备的粉末 $\text{Ti}-22\text{Al}-24\text{Nb}-0.5\text{Mo}$ 合金与同成分的锻造合金,变形行为近似,变形抗力相当,表现出了良好的强度和塑形水平^[32]。在此基础上,中科院金属所采用粉末冶金工艺,制备出了复杂形状的 Ti_2AlNb 航空部件(图 3)^[33]。



图 3 粉末冶金法成型的 Ti_2AlNb 部件^[33]

Fig. 3 Ti_2AlNb components prepared by PM^[33]

然而,粉末冶金制备过程中难以避免得会存在一定的空洞,虽然对合金的强度和塑形影响不大,但是否会对合金的疲劳性能产生影响仍然需要进一步研究。

通过焊接方法将 Ti_2AlNb 相互连接,以及同异种金属的连接,可满足航空发动机对特殊形状的复杂构件的需求。因此,焊接技术成为新型金属材料推广应用的关键环节之一。 Ti_2AlNb 合金作为金属间化合物材料,塑性低于传统钛合金,且对环境因素的影响特别敏感,对焊接过程的控制要求也更加严格。随着工程化应用的不断推进,各种焊接技术被尝试用于 Ti_2AlNb 合金的焊接。相对于传统的氩弧焊,电子束焊接和激光焊接应用于 Ti_2AlNb 合金具有能量密度高、焊接熔池尺寸小的优点,有利于降低焊接过程中 Al 元素的烧损^[34, 35]。对 $Ti-22Al-25Nb$ 板材分别进行了电子束和激光焊接,对比研究发现,电子束焊接得到的 Ti_2AlNb 合金的强度明显降低,这是由于电子束焊接冷速快,熔合区来不及析出 α_2 等强化相,而是形成单一的 B_2 相,焊接接头的抗拉强度下降至母材的 70% 以下^[36]。对焊接接头进行 850 °C 热处理后,焊缝中析出大量 O 相板条形成的网篮组织,研究发现焊接接头在室温和 650 °C 高温下的强度恢复到母材强度的 90% 以上。西北工业大学等单位对 Ti_2AlNb 、 $Ti60$ 、 Ti_2AlNb 与 $TA15$ 等传统钛合金进行激光焊接实验,结果表明,异种焊接接头在拉伸试验中断裂位置均位于传统钛合金本体处。这是由于 Ti_2AlNb 合金在 500 ~ 600 °C 温度范围内具有明显的强度优势^[37-39]。

各种新的焊接方法也被用于 Ti_2AlNb 合金的连接。摩擦焊接是利用工件在相对高速运动时所产生的摩擦热在顶锻压力作用下产生塑性流变来实现连接。研究者通过对横截面积为 170 mm² 的试样进行摩擦焊接,获得了无冶金缺陷的连接接头^[40, 41]。此外,由于焊接区过热度较小,保留了部分的 O 相和 α_2 相板条,所以接头的强度也高于传统的熔化焊工艺。

4 存在的问题和不足

Ti_2AlNb 合金高温比强度高、抗氧化性能好,具有在航空航天领域取得广泛应用的良好潜力。但就目前来看,国内外还未见 Ti_2AlNb 合金在航空发动机中取得实际应用的报道,这与 Ti_2AlNb 合金自身存在的一些不足之处有关。

首先, Ti_2AlNb 合金的原料成本明显高于传统的近 α 钛合金以及密度更小的 $\gamma-TiAl$ 合金。 Nb 是 Ti_2AlNb 合金中的 β 稳定元素,可有效改善合金的塑性和热加工性能,但较高的 Nb 元素含量也增加了材料的成本和密度。以当前研究最多的 $Ti-22Al-25Nb$ 合金为例,如果按质量百分

比计算,该合金中元素 Nb 的含量高达 46%。相比而言,近 α 钛合金中 Zr , Mo , Nb 等元素的含量一般不超过 5%。表 1 给出了 Ti_2AlNb 合金同传统的近 α 合金的化学成分对比。因此,从“费效比”的角度来讲,研究以 Zr , Mo 等元素代替 Ti_2AlNb 合金中 Nb 元素,对于材料的推广应用具有重要的意义。

表 1 几种合金材料的化学成分

Table 1 Chemical compositions of several alloy materials ($\omega/\%$)

| Material | Zr, Mo | Al, Sn | Nb | Ti |
|--------------------|--------|---------|--------|----|
| IMI834 | 3 | 10 | <1 | — |
| $Ti-1100$ | 4 | 9 | <1 | — |
| $Ti_{22}Al_{25}Nb$ | 11 | 11 | 46 | 53 |
| $\gamma-TiAl$ | — | 45 ~ 48 | 2 ~ 10 | — |

另外, Ti_2AlNb 合金在某些性能方面同镍基高温合金甚至近 α 钛合金尚存在一定的差距。 Ti_2AlNb 作为一种金属间化合物材料,具有长程有序的超点阵结构,可以保证其具有很强的金属键结合,获得优异的高温比强度和蠕变抗力,但同时也使得合金在断裂韧性、缺口敏感性等方面处于相对劣势^[42]。以 $Ti-22Al-25Nb$ 合金为例,其室温断裂韧性与 α_2/O 相板条的形态关系十分密切。通过 β 热处理形成的粗魏氏体组织具有最为优异的室温断裂韧性,但 K_{Ic} 一般在 30 MPa · m^{1/2} 以下(双态或等轴组织时断裂韧性更低)^[43]。相比而言,TC4 钛合金和 Inconel 718 合金的室温断裂韧性分别在 50 MPa · m^{1/2} 和 100 MPa · m^{1/2} 以上。对于航空发动机中的转动类部件,损伤容限相关的性能问题是 Ti_2AlNb 合金在取得应用前必须突破和解决的问题。另外,借鉴 $\gamma-TiAl$ 合金发展的经验来看, Ti_2AlNb 合金可用于制造航空发动机压气机机匣、叶环等非转动部件,替代镍基高温合金达到减重的目的。此外,也可以考虑使用 Ti_2AlNb 合金和近 α 高温钛合金进行焊接制造航空发动机压气机盘等转动部件,分别作为压气机的盘缘和盘心,可以更好地满足压气机盘在大温度和应力梯度环境下的工作需要。

最后,在 Ti_2AlNb 合金的加工技术方面还需继续开展研究工作,以便提高生产效率并降低生产成本。装备方面, Ti_2AlNb 合金棒材、锻件的热加工流程与传统钛合金类似,传统钛合金热加工所采用的锻压设备、加热炉和工模具等同样适用。但由于变形抗力明显大于传统钛合金以及动态再结晶能力差等因素, Ti_2AlNb 合金对锻压设备的吨位和操作速度提出了更高的要求。热加工工艺技术方面,虽然具有一定的工艺塑性,也开发出了相对成熟的热加工工艺,但在实际生产过程中, Ti_2AlNb 合金的工艺窗口相对传统钛合金更窄、坯料更易开裂,导致

最终加工棒材/锻坯的收得率也低于普通钛合金；冷加工技术方面， Ti_2AlNb 合金具有单位切削力大、导热性差等特点，对刀具磨损严重，导致切削加工效率不高^[44]。这些因素在合金的研制阶段尚且能够克服，但在材料的工业化生产阶段却十分不利。只有提高 Ti_2AlNb 合金在加工过程中的材料利用率、降低加工成本并缩短合金制备周期，才能使得 Ti_2AlNb 合金面对与诸如近 α 合金以及 TiAl 系其他合金的竞争时具备更加明显的优势。

5 结 语

随着高推重比航空发动机对减重要求的不断提高，设计单位急需一种使用温度达到 650 °C 以上，能够替代 Inconel 718 的轻质高温结构材料。 Ti_2AlNb 基合金是现有材料中最接近实用要求的金属材料。近年来国内科研院所和企业为了推进 Ti_2AlNb 合金的工程化应用开展了大量的工作，获得了比较系统的研究成果，尤其是在材料的制备技术方面。随着氮气冷却、石棉包套等新技术的应用，国内目前已突破吨级 Ti_2AlNb 铸锭的冶炼技术和直径为 300 mm 大棒材的热加工技术，材料组织、性能水平均获得了显著的提高。但是，还是应该清醒地认识到， Ti_2AlNb 合金目前还存在着一些尚未完全解决或突破的不足之处，制约着新材料的推广应用，例如在加工效率、加工成本上与主流的钛合金或镍基合金仍然存在一定的差距。可以预见，今后的研究工作应将 Ti_2AlNb 合金的特性与现有生产钛合金、镍基合金的工业化的冶炼、加工装备相结合，开发出适合金属间化合物材料的工艺技术。另外，通过对合金的化学成分进一步优化，可以改善材料的断裂韧性、缺口敏感性等不足之处，也可以提高 Ti_2AlNb 合金未来同近 α 高温钛合金以及 $\gamma\text{-TiAl}$ 合金竞争的优势。

随着对 Ti_2AlNb 合金研究的不断深入，相信通过研究人员的共同努力，必将推进 Ti_2AlNb 合金的成熟度，最终使其成为能在航空发动机中大有作为的轻质高温结构材料。

参考文献 References

- [1] Wang Qingjiang(王清江), Liu Jianrong(刘建荣), Yang Rui(杨锐). *Journal of Aeronautical Materials* (航空材料学报) [J], 2014, 34(4): 1-26.
- [2] Cai Jianming(蔡建明), Cao Chunxiao(曹春晓). *Journal of Aeronautical Materials* (航空材料学报) [J], 2014, 34(4): 27-36.
- [3] Li Shiqing, Cheng Yinjun, Liang Xiaobo. *Materials Science Forum* [J], 2015, 457-479: 795-800.
- [4] Banerjee D. *Progress in Materials Science* [J], 1997, 42(1-4): 135-158.
- [5] Zhang Jianwei(张建伟), Li Shiqiong(李世琼). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报) [J], 2010, 20(z1): 336-341.
- [6] Tai Qingan(邵清安), Li Zhihua(李治华). *Aeronautical Manufacturing Technology* (航空制造技术) [J], 2014, 7: 34-39.
- [7] Sagar P K. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2006, 434(1-2): 259-268.
- [8] Tang F, Nakazawa S, Hagiwara M. *Materials Science and Engineering A* [J], 2001, 315 (1-2): 147-152.
- [9] Tang F, Emura S, Hagiwara M. *Scripta Materialia* [J], 2001, 44 (4): 671-676.
- [10] Yang S J, Nam S W, Hagiwara M. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2003, 350 (1-2): 280-287.
- [11] Azad S, Mandal R K, Singh A K. *Materials Science and Engineering A* [J], 2006, 429 (1-2): 219-224.
- [12] Emura S, Tsuzakia K, Tsuchiya K. *Materials Science and Engineering A* [J], 2010, 528 (1): 355-362.
- [13] Sagar P K. *Materials Science and Engineering A* [J], 2006, 434: 259-268.
- [14] Yang S J, Emura S, Nam S W, et al. *Materials Letters* [J], 2004, 58: 3187-3191.
- [15] Germann L, Banerjee D, Guedou J Y, et al. *Intermetallics* [J], 2005, 13(1-2): 920-924.
- [16] Tang F, Tohru A, Hagiwara M, et al. *Scripta Materialia* [J], 2002, 46 (1-2): 143-147.
- [17] Wang W, Zeng W D, Xue C, et al. *Materials Science and Engineering A* [J], 2014, 618(4): 288-294.
- [18] Peng J H, Mao Y, Li S Q, et al. *Materials Science and Engineering A* [J], 2001, 299: 75-80.
- [19] Xue C, Zeng W D, Wang W, et al. *Materials Science and Engineering A* [J], 2006, 611(1-2): 320-325.
- [20] Xue C, Zeng W D, Wang W, et al. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2013, 587: 54-60.
- [21] Emura S, Araoka A, Hagiwara M. *Scripta Materialia* [J], 2003, 48 (5): 629-634.
- [22] Xue C, Zeng W D, Xu B, et al. *Intermetallics* [J], 2012, 29: 41-47.
- [23] Wu Bo(吴波), Peng Delin(彭德林). *Aerospace Materials and Technology* (宇航材料工艺) [J], 2002, 2: 47-50.
- [24] Tian Wei(田伟), Zhong Yan(钟燕), Liang Xiaobo(梁晓波), et al. *Transactions of Materials and Heat Treatment* (材料热处理学报) [J], 2014, 35(10): 49-52.
- [25] Zhang Jianwei(张建伟), Liang Xiaobo(梁晓波), Cheng Yunjun(程云君), et al. *Rare Metal Materials and Engineering* (稀有金属材料与工程) [J], 2014, 43(5): 1157-1160.
- [26] Lu Zhengguan(卢正冠), Wu Jie(吴杰). *Chinese Journal of Material Research* (材料研究学报) [J], 2015, 6(6): 445-452.
- [27] Jia J B, Zhang K F, Lu Z. *Materials Science and Engineering A* [J], 2014, 607: 630-639.

- [28] Wang Y X, Zhang K F, Li B Y. *Materials Science and Engineering A* [J], 2014, 608: 229–233.
- [29] Jia J B, Zhang K F, Jiang S S. *Materials Science and Engineering A* [J], 2014, 616(20): 93–98.
- [30] Jia J B, Zhang K F, Liu L M, et al. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2014, 600(5): 215–221.
- [31] Niu H Z, Chen Y F, Zhang D L, et al. *Materials and Design* [J], 2016, 89: 823–829.
- [32] Wu J, Xu L, Lu Z G, et al. *Journal of Materials Science and Technology* [J], 2015, 31: 1251–1257.
- [33] Chen W, Li J W, Xu L, et al. *Advanced Materials and Processes* [J], 2014, 43: 23–27.
- [34] Lei Z L, Dong Z J, Chen Y B, et al. *Materials and Design* [J], 2013, 46: 151–156.
- [35] Chen Y B, Zhang K Z, Hu X, et al. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2016, 681: 175–185.
- [36] Yin Jianming(尹建明), Lu Bin(卢斌), Li Yulan(李玉兰), et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报) [J], 2010, 20(1): 325–330.
- [37] Bu Xianzheng(步贤政), Li Hongwei(李宏伟), Wang Zhimin(王志敏), et al. *Welding Technology* (焊接技术) [J], 2016, 45(3): 9–11.
- [38] Tian Hongjie(田宏杰), Guo Hongzhen(郭鸿镇), Zhao Zhanglong(赵张龙), et al. *Hot Working Technology* (热加工工艺) [J], 2013, 42(1): 20–23.
- [39] Li Kai(李凯), Guo Hongzhen(郭鸿镇), Zhao Zhanglong(赵张龙), et al. *Hot Working Technology* (热加工工艺) [J], 2014, 43(9): 1–5.
- [40] Chen X, Xie F Q, Ma T J, et al. *Journal of Alloys and Compounds* [J], 2015, 656: 490–496.
- [41] Xue C, Xie F Q, Ma T J, et al. *Materials and Design* [J], 2016, 94: 45–53.
- [42] Lasalmonie A. *Intermetallics* [J], 2005, 14 (10–11): 1123–1129.
- [43] Kumpfert J. *Advanced Engineering Materials* [J], 2001, 3(11): 851–864.
- [44] Shi Ke(史科), Liu Yang(刘洋), Wu Zengchen(武增臣), et al. *Materials Science and Technology* (材料科学与工艺) [J], 2013, 21(5): 40–44.

(编辑 惠琼)