

自发汗冷却材料的研究现状

王力 张保红 林冰涛 唐亮亮 邝用庚

(钢铁研究总院,安泰科技股份有限公司,北京市难熔金属材料工程技术研究中心,北京 100081)

文 摘 对自发汗冷却材料的种类及特点进行了简介,综述了自发汗冷却材料的几种主要制备方法及其优缺点,详细阐述了自发汗冷却材料的研究现状、影响因素及其应用,并对其发展方向进行了讨论。

关键词 自发汗冷却材料,工艺,性能,应用

Present Status of Self-Transpiration Cooling Materials

Wang Li Zhang Baohong Lin Bingtao Tang Liangliang Kuang Yonggeng

(Central Iron & Steel Research Institute, Advanced Technology & Materials Co., Ltd.,
Beijing Engineering Research Center of Refractory Metals, Beijing 100081)

Abstract In the present work, the types of self-transpiration cooling materials and their respective characteristics are briefly introduced. The main fabrication methods of self-transpiration cooling materials and their advantages and disadvantages are reviewed. Present status of the study on the properties of self-transpiration cooling materials and their influencing factors are discussed in detail. The application of self-transpiration cooling materials in industry is also introduced. In the end, the development direction of self-transpiration cooling materials is discussed.

Key words Self-transpiration cooling materials, Process, Properties, Application

0 引言

燃气舵、喷管喉衬等固体火箭发动机的关键部件,它们的工作环境十分恶劣,在点火瞬间承受的温升约 $2\ 000\text{ }^\circ\text{C/s}$,工作温度通常在 $3\ 000\text{ }^\circ\text{C}$ 左右,而且还要受到氧化物粒子的不断冲刷。因此要求材料能够耐高温、抗热震、耐冲刷,并具有一定的高温强度。早期应用的材料主要有难熔金属及其合金、石墨等,但是这些材料存在难加工、不耐冲刷和抗热震差等缺点。20 世纪 60 年代出现了发汗冷却技术,为材料的隔热降温提供了有效途径。发汗冷却材料就是材料处在高温环境下工作时,通过自身“出汗”降低材料本身的温度,从而达到热防护的目的^[1]。发汗冷却按其自发性可分为自发汗和强迫发汗^[2]。强迫发汗是一种复合冷却技术,由发汗冷却和气膜冷却组成^[3]。自发汗冷却多见于粉末冶金材料制品,是通过加入基材内的低熔点金属,在高温下气化蒸发带走热量以达到降温的目的,基体材料一般为高熔点、高硬度和高强度的材料,加入的低熔点金属一般具有良

好的塑性,自发汗冷却材料综合了两者的优点,具有良好的耐烧蚀、抗热震和高强度等性能。20 世纪 60 年代,我国钢铁研究总院成功研制出钨渗铜发汗材料,70 年代中期美国成功将其应用于海军捕鲸叉等型号导弹^[4]。此后,人们除了不断研究改进 W/Cu 材料性能外,也开始了其他自发汗冷却材料的研究。

1 自发汗冷却材料的类别

1.1 难熔金属基发汗材料

难熔金属及其合金高熔点、耐烧蚀,在高温下具有一定的塑性,是第一代固体火箭发动机用材料,但是它们的机加工性能差。20 世纪 60 年代,人们开始研究制备钨渗铜材料,W/Cu 复合材料是由互不相溶的 W 和 Cu 两相组成的假合金。铜的加入改善了材料的机加工性能,提高了材料的强度和抗热震性能,而且材料在高温下工作时,铜熔化和蒸发吸收热量起到冷却作用。此后人们还研究开发了 W/Ag、Mo/Cu 等材料,它们与 W/Cu 类似。W/Ag 材料由于成本较高,使用的较少。Mo 的熔点比 W 低,因此 Mo/Cu 的

收稿日期:2012-12-10

作者简介:王力,1988 年出生,硕士研究生,主要从事陶瓷金属复合材料的研究。E-mail:in2008wl@163.com

通讯作者:邝用庚,1969 年出生,高级工程师,主要从事难熔金属材料的研究。E-mail:kuangyg@atmcn.com

抗燃气烧蚀性及再回大气层的耐热性不及 W/Cu, 但是其机加工性能比 W/Cu 好, 密度仅为 W/Cu 的 50% ~ 75%, 因此常用作使用温度稍低的火箭、导弹的高温部件^[5-6]。近年来, 唐亮亮等人^[7]采用烧结-熔渗工艺, 制备了 W-10wt% ~ 90wt% Mo-Cu, 其物理和力学性能介于 W/Cu 和 Mo/Cu 之间, 密度随 W、Mo 配比变化, 可以在 W/Cu 和 Mo/Cu 密度之间连续调节, 而且当 Mo 含量小于 30wt% 时, 材料的高温强度高于 W/Cu 和 Mo/Cu。作为一种新型的自发汗材料, W-Mo-Cu 因其成分和性能的可连续可调性, 具有巨大的应用前景。难熔金属基复合材料最大的缺点是密度太大, 会严重降低航天器的推进效率。近年来, 对战术、战略导弹的机动性和打击能力的要求越来越高, 对材料的减重也提出了更高的要求, 因此人们试图研究更加轻质的材料来替代 W/Cu 等难熔金属基复合材料。

1.2 石墨基发汗材料

过去通用的高强石墨由于脆性及对缺陷的敏感性, 抗热震性及可靠性不足^[8]。于是, 人们开发了石墨渗铜材料, 它是以粗粒级的高强石墨为基体材料, 在高温下加压, 使铜液渗透到石墨基体的开孔和微裂纹中, 从而形成石墨/铜连续相复合材料^[9]。铜渗入石墨开孔和微裂纹中, 形成网状连续相, 对材料起到良好的增韧效果, 使材料的强度和导热性能得到大幅提高^[10], 抗热震性也得到了改善。为了提高冷却效率, 克服石墨渗铜可能存在的只“熔化”不“蒸发”的问题, 武高辉等人^[11-12]制备了石墨渗铝或铝合金, 其力学性能比石墨渗铜好, 具有更好的“发汗”冷却效果, 而且烧蚀后在材料表面生成的陶瓷相对基体起到很好的保护作用。石墨的密度小, 因此石墨渗金属材料也较轻, 很符合减重要求。但是, Cu、Al 等对石墨的润湿性不好, 在熔渗时往往要加压几到十几兆帕, 使工艺复杂、成本变高、强度低。

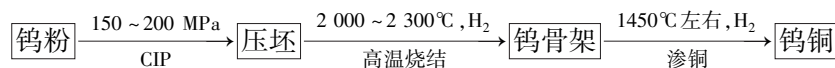


图 1 熔渗法生产 W/Cu 材料的工艺流程

Fig. 1 Process of melt-infiltrated W/Cu composites

熔渗法制备的材料, 一般具有较高的致密度, 相对密度大于 97%。通过控制压制压力和烧结工艺可以得到不同孔隙度的坯料, 然后熔渗金属可以得到不同成分配比的材料, 从而可以实现较宽成分范围的材料制备。但是, 该工艺的难点是如何控制熔渗工艺得到均匀的组织, 而且高温烧结能耗大, 熔渗后需要机加工去除多余金属, 增加了加工成本。

2.2 混粉烧结

混粉烧结工艺如图 2 所示, 是将高熔点基材粉末

1.3 陶瓷基发汗材料

陶瓷材料由于具有高熔点、低密度、耐磨等优点, 受到人们的广泛关注, 但是其缺点是脆性太大, 限制了其应用。20 世纪末, 有人提出了陶瓷基发汗冷却材料, 它是基于发汗冷却防热抗烧蚀机理的构想, 以高熔点的碳化物、硼化物陶瓷作为基体, 以高导热、低熔点和沸点的韧性金属作为发汗剂, 在高温下金属相熔化、蒸发带走一部分热量, 达到降温效果, 而陶瓷则保持原来的外形。发汗陶瓷基复合材料由于密度小 (约为钨铜的 1/3)、耐高温、抗氧化等性能, 越来越受到重视。但是由于这种轻质耐高温复合材料在固体火箭、导弹等航天器的喷管喉衬、燃气舵、护板等材料上有巨大的应用前景, 目前还处在研究和保密阶段, 因此在刊物上公开报道的较少。目前文献报道的有 TiC/Cu^[13-14]、TiB₂/Cu^[15]、TiB₂/Al^[16-18] 等材料。从目前已有的文献来看, 陶瓷基自发汗材料的抗热震性能还不好, 机加工性能较差, 材料体系还不完善, 而且缺乏对已有材料的成分、工艺、组织及性能的系统研究。

2 自发汗冷却材料的制备工艺

2.1 熔渗法

熔渗法是制备自发汗冷却材料最常用的工艺, 它是指先将基体粉末压制成压坯, 在高温下烧结, 得到具有一定孔隙度的骨架, 然后利用毛细管力或者外加压力使金属熔体渗入骨架的连通孔隙中, 得到所需的较致密的复合材料。图 1 为熔渗法制备钨铜材料的工艺流程。熔渗法制备材料时要求熔体金属对基体材料具有良好的润湿性, 为了获得良好的熔渗效果, 常使用涂层技术、添加合金元素或提高熔渗温度等方法来改善润湿性, 或者加压来实现熔渗。例如, 制备 TiC/Cu、TiB₂/Cu 时, 是通过在 Cu 中添加 Ni 来改善润湿性的。制备石墨渗金属则主要采用压力熔渗法。

和低熔点金属粉末按照一定比例混合、压制, 再经一定温度的烧结得到所需材料。自发汗材料的两相之间熔点相差很大, 因此一般采用液相烧结, 即在低熔点金属熔点以上的温度下烧结。该方法生产工序简单, 但是烧结温度较高, 烧结时间长, 制备的材料致密度不高。为了提高烧结致密度, 经常向原料粉末中添加微量第三种金属元素, 进行活化烧结。Johnson 等人在 W、Cu 粉末中分别添加微量的 Co、Ni、Fe、Pd 元素进行活化液相烧结, 结果表明 Co 和 Fe 的活化效果

最好,是因为 Co 和 Fe 在铜中的固溶度小,在烧结过程中与 W 形成中间相在晶界析出,形成高扩散性的界面层,促进 W 的烧结^[19]。添加微量活化元素能够降低烧结温度,提高材料致密度,使材料的强度也能得到一定提高,但会降低材料的导热、导电性能。

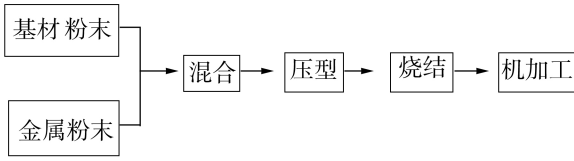


图2 混粉烧结的工艺流程

Fig. 2 Process of mixed powder sintering

为了改善材料的烧结和力学性能,常需要较细的粉末。机械合金化作为超细粉末的制备方法之一,常用来制备合金粉末和材料,它是将粉末置于球磨罐中进行高能球磨,在球磨过程中粉末经过反复变形、冷焊、撕裂,最终获得较细的粉末。机械合金化使粉末破碎变细,颗粒内产生大量应变和缺陷,使粉末活性增大,因此可以降低烧结温度,得到接近完全致密的材料。文献[20]采用机械合金化制备纳米 W-Cu 粉末,在 1 200 ~ 1 300℃ 烧结即可得到致密度在 99.5% 以上的 W/Cu 复合材料,比普通 W-Cu 混合粉末的烧结温度要低得多。宋云芳等^[21]将 Ti 粉、Cu 粉和 C 粉按一定比例混合,进行反应球磨,成功得到 TiC/Cu 复合粉末。机械合金化最大的缺点是球磨时间长、效率低,球磨过程中容易引入杂质。

2.3 自蔓延高温合成

自蔓延高温合成,又称燃烧合成,是利用化学反应自身放热使反应持续进行,从而合成所需材料或制品的技术^[22]。燃烧合成的设备和工艺简单、能耗少、合成速度快、成本低,但是由于燃烧合成的温度较高,会导致部分低熔点元素的挥发,因此致密度不高。为了获得较高致密度的材料,常采用燃烧合成与传统工艺相结合的方法来制备。文献[23]用 Ti 粉、B 粉、Cu 粉和 Ni 粉为原料,采用燃烧合成结合准等静压技术(SHS/PHIP)制备 TiB₂/Cu-Ni 材料,致密度达到 94.2%,由于制备过程中冷却速率较快,陶瓷颗粒呈等轴状,复合材料的弯曲强度达到 599.4 MPa。韩杰才^[24]等对燃烧合成制备的 TiB₂-40Cu 进行二次热压烧结,材料的致密度由 90% 提高到 96%,弯曲强度达到 605.5 MPa。总的来说,燃烧合成所制备的复合材料致密度不高,且两相之间呈现非连续状,强度不高。

2.4 热压或热等静压

热压是把原料粉末放在模腔内,对粉末单轴加压的同时进行加热烧结。而热等静压是由热压发展而

来的,它和热压类似,只是加压的方式不同。热压或热等静压是将压制和烧结两个工序结合起来,同时完成,它们制备材料时可以在较低的温度下完成烧结,烧结时间短,所得材料的致密度高,晶粒细小。因此,热等静压或热压常用来制备材料或者对烧结材料进行后处理。文献[25]对球磨后的 W-15wt% Cu 粉末在相同的温度和时间下分别进行无压烧结和热压烧结,所得材料的致密度分别为 96.68%、98.84%,可见热压法制备的材料致密度是非常高的。对钨渗铜材料在低于铜熔点温度和 90 ~ 100 MPa 压力下进行热等静压处理,发现热等静压可以消除熔渗状态的缩孔、疏松和熔渗不良等缺陷,使材料密度、硬度和弯曲强度得到提高^[26]。文献[27]采用球磨的 Cu-TiC 粉末在 1 073 K、203 MPa 下进行热等静压,得到晶粒大小在 55 ~ 100 nm 的 TiC/Cu 复合材料。虽然热压或热等静压法制备的材料致密度高、性能好,但是对设备的要求高,加工费用昂贵。

3 自发汗冷却材料的性能

3.1 力学和物理性能

自发汗冷却材料两个相的力学性能相差较大,基体材料较硬,以抵抗燃气冲刷,发汗剂金属一般韧性比较好,可以对基体材料起到增韧效果。因此,自发汗材料的强度和韧性都较其基体有大幅提高。研究表明,石墨渗铜材料与基体石墨相比,压缩强度提高 30% ~ 40%,抗拉强度提高 15% ~ 20%,弯曲强度提高 6% ~ 15%^[10]。采用熔渗法制备的 TiC/Cu 复合材料的弯曲强度为 600 ~ 900 MPa,远高于 TiC 单相 471 MPa^[14]。室温下,强度和断裂韧性的大小一般与两相的成分比例以及结合情况有关。钨渗铜材料室温抗拉强度随 W 骨架相对密度的增大呈现先增大后减小的趋势,在 83% 的骨架相对密度附近出现一个峰值^[28]。TiB₂-Cu 室温力学性能的研究也得到相似的结果:弯曲强度和断裂韧性都随 TiB₂ 骨架密度增大呈现先增大后减小的趋势,分别在 81.6%、79.5% 的骨架密度处达到最大值^[29]。这主要有两方面的原因:一方面,基体骨架的强度随着相对密度的增大而增大,但是增大到一定程度后,烧结体的开孔变少、闭孔增加,导致金属的熔渗效果不好;另一方面,韧性金属含量越多对骨架的增韧效果越好,但是随着骨架相对密度增大金属含量减少。两方面因素综合作用,使材料的力学性能呈现上述变化规律。材料的硬度一般是随着较软金属相含量的增加而减小。

表 1 是不同骨架的钨铜材料的高温抗拉强度,研究表明,在高温下由于 Cu 的熔化和挥发,W/Cu 材料的强度主要取决于钨骨架的强度,因此提高钨骨架的强度是提高钨渗铜材料高温强度的主要途径^[30]。石

墨渗金属材料在高温下虽然也会发生金属的熔化和蒸发,但是石墨的强度随着温度的升高而升高,因此

对强度的影响并不明显。关于陶瓷基发汗材料的高温力学性能,目前还缺少这方面数据。

表 1 钨铜复合材料的高温抗拉强度^[30]

Tab. 1 High-temperature strength of W/Cu composite

Cu 含量 /wt%	σ_b /MPa			
	800℃	1200℃	1400℃	1600℃
11 ~ 9	180 ~ 260	160 ~ 190	90 ~ 120	65 ~ 95
9 ~ 8	200 ~ 270	170 ~ 200	110 ~ 130	70 ~ 115
8 ~ 6.5	220 ~ 290	180 ~ 220	110 ~ 140	80 ~ 126

为了改善材料的力学性能,一般从如下几个方面考虑:改善成分配比、增大材料的致密度、添加合金元素。研究表明,在渗铜 W 基体中加入 Zr、C 及 Mo 后,材料的高温强度有较大提高,密度降低了 4% ~ 5%,但是抗烧蚀-侵蚀能力有所降低^[31]。用 Mo 部分取代 W 进行渗铜,可以降低材料的烧结温度和密度,使晶粒细化,冲击韧性提高,钨钼渗铜材料的高温性能优于 W/Cu,当 Mo 含量为 10wt% 时高温性能最好^[32]。表 2 为 W-10wt% Mo-Cu 的力学性能。

表 2 W-10wt% Mo-Cu 的力学性能^[32]

Tab. 2 Mechanical properties of W-10wt% Mo-Cu

骨架相对 密度/%	σ_b /MPa			K_{IC} /MPa·m ^{1/2}
	室温	800℃	1200℃	
83.8	683	330	215	16.1
80.1	663	300	187	17.0
79.0	652	295	181	17.5

一般来说,复合材料的导热、导电性能和线胀系数等物理性能都与材料中各相的比例有关。对于本文所讨论的自发汗冷却材料,其中的金属具有良好的导热、导电性能和较大的线胀系数,而基体材料则相反,因此复合材料热导、电导率和线胀系数都随着金属含量的增加而增大。可通过调整成分配比,获得不同的物理性能,从而满足不同的使用要求。表 3 为安泰难熔生产的部分 Mo/Cu 复合材料的物理性能。

表 3 Mo/Cu 的物理性能

Tab. 3 Physical properties of Mo/Cu

材料组分 /wt%	密度 /g·cm ⁻³	热导率 /W·(m·K) ⁻¹	线胀系数 /10 ⁻⁶ K ⁻¹
Mo-10Cu	9.91	150	5.6
Mo-15Cu	9.84	160	6.7
Mo-20Cu	9.75	170	7.4
Mo-25Cu	9.70	180	8.5

3.2 抗热震性能

热震破坏是在最初点火瞬间材料内部形成较大

的温度梯度,产生极大的热应力,超过材料的强度极限,导致材料开裂^[33]。这种剧烈的热震作用有可能导致构件发生严重碎裂,以致发动机报废,因此对于耐热材料来说,抗热震性能是其能否应用的重要的指标之一。

为了评价材料的抗热震性能,人们提出了很多指标,如:热应力因子(TSR)^[34]、抗热震因子(R)^[35]等。TSR 因子常被用来判断石墨材料的抗热震性能,R 多用于判断脆性材料的抗热震性,如陶瓷、陶瓷金属材料,其表达式为:

$$R = \frac{\sigma(1 - \mu)}{E\alpha}$$

式中, σ 为强度极限, μ 为泊松比, E 为弹性模量, α 为线胀系数,可见抗热震性能涉及的因素很多,因此目前没有一个统一的判断标准。人们也通过有限差分法、有限元法对材料的瞬态温度场、热应力场等进行大量的理论模拟计算。但是这些都不能对材料的抗热震性做出准确的预测。归纳起来,抗热震性能的影响因素主要有以下几点。

(1) 材料的成分:发汗剂含量越高,材料的导热性和发汗效果越好,抗热震性也越好,但是会降低材料的高温强度,影响材料的抗烧蚀性能。

(2) 制备工艺:材料的制备工艺影响材料的组织与性能,因此通过改善工艺,使材料具有更好的组织和性能,对提高材料的抗热震性能有利。

(3) 材料的组织结构:研究表明,用细颗粒钨粉制备的钨铜喉衬抗热震性较差,抗烧蚀性好,用粗颗粒钨粉制取的钨渗铜喉衬抗热震性较好,抗烧蚀性较差,原因是细颗粒钨粉烧结骨架的孔径小而易产生较大的热应力易热震开裂^[36];材料中孔隙的存在虽然降低了材料的强度,但是适当的残余孔隙($\leq 2\%$)可起到松弛应力、阻碍裂纹扩展的作用,对提高抗热震性有益^[37]。图 3 为钨渗铜的组织,熔渗法制得的材料具有三维双连续结构,材料在三维方向上互锁,具有良好的力学性能,抗热震性能也更好。

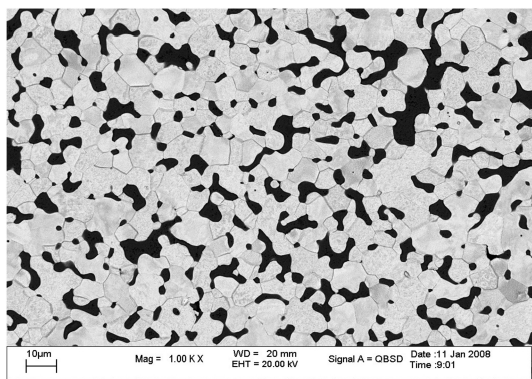


图3 钨渗铜的组织

Fig. 3 Microstructure of Cu infiltrated W

(4)材料的热物理性能:高的热导率可以防止热量集中、减小材料内部的温度梯度,降低热应力;降低线胀系数对提高抗热震性能也是有利的;发汗剂的相变潜热越高,在熔化、蒸发时吸热越多,可以有效降低材料的温度。

(5)材料的力学性能:材料的热强度和韧性越好,则抗热震性能越好。

3.3 抗烧蚀性能

固体燃料发动机在工作时,夹带固相或液相粒子的高速燃气流剧烈冲刷防热材料表面,使得材料不断烧蚀,影响构件的气动外形,直接影响发动机工作的稳定可靠性^[38]。因此,抗烧蚀性能也是考察防热材料性能的重要指标。烧蚀性能最真实的检测方法是进行发动机试车,但是费用昂贵,因此人们往往采用地面模拟烧蚀试验,主要有氧-乙炔喷吹、等离子体喷吹、电弧风洞等^[39]。通过对材料烧蚀后的烧蚀率的计算实现对材料烧蚀性能的初步评价,对烧蚀表面进行SEM、XRD分析研究材料的烧蚀机理,推测烧蚀过程。

当材料受到燃气流高温冲击后,表面温度迅速升高,达到发汗剂的熔点和沸点时,金属发汗剂熔化和挥发带走一部分热量。当温度继续升高,达到基体的熔点,可能会发生基体的熔化烧蚀。熔化的金属发汗剂以及基体在高速气流的气动剪力和固体粒子的撞击下,引起附加烧蚀,即机械剥蚀,在烧蚀表面发现的沟槽、河流等证实了这一点。另外,具有氧化性的气相组分在与材料相互作用中可能会发生化学反应,引起热化学烧蚀。对各种发汗防热复合材料烧蚀机理的研究表明,材料的烧蚀行为往往是上述几种机制综合作用的结果。图4所示为W/Cu材料的烧蚀模型。

为了改善材料的烧蚀性能,就需要依据材料的烧蚀机理,选择高熔点、高导热率的材料作为基体,改善工艺以获得均匀的组织和高致密度,通过调整发汗剂和基体的比例,以获得最佳的强度和韧性,从而提高

材料的抗烧蚀性能。

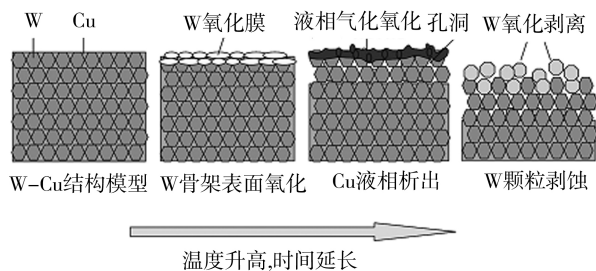


图4 W/Cu材料的烧蚀模型

Fig. 4 Ablation model of W/Cu

4 自发汗冷却材料在工业中的应用

自发汗冷却材料最初就是作为航空航天器的防热材料来研究的,因此,它们主要应用于航空航天领域。钨铜、钼铜材料广泛用于固体火箭发动机喷管、喉衬、燃气舵、护板、紧固件等,在喉衬、燃气舵上的应用比较成熟,已经形成了相应的标准^[40-41]。石墨渗铜材料则主要用作固体火箭发动机喉衬材料。陶瓷基发汗冷却材料由于具有质轻、耐磨、耐高温等优点,是一种极有希望的航空航天用高温耐烧蚀材料,但是目前还没有应用的相关报道。由于自发汗材料由高熔点、耐磨的基体和导热导电性优异的金属相组成,具有很多特殊的性能,因此使其在电子、机械等领域也有应用。例如可以作为电触头、电子封装及热沉材料、电火花加工用电极等。

5 结语

(1)自发汗冷却材料的种类较多,不同种类的材料有其各自的特点,可满足不同的使用要求;

(2)制备自发汗冷却材料的方法很多,每种方法都有其优势和缺陷,因此要根据性能要求选择合适的制备工艺;

(3)自发汗冷却材料具有良好的力学和物理性能,而且可通过成分和工艺的改变实现材料性能的连续调节;

(4)自发汗冷却材料的应用非常广泛,具有非常巨大的研究价值。今后的发展应以低成本、轻量化、高性能为目标,加快开展新型轻质发汗材料的研究,开发低成本、高效的制备工艺,提高材料的发汗冷却效率,改善材料的高温强度和抗热震性能。

参考文献

[1] 洪长青,张幸红,韩杰才,等.热防护用发汗冷却技术的研究进展[J].宇航材料工艺,2005,36(6):7-12

[2] Terry J E. Transpiration and film cooling of liquid rocket nozzles[R]. AD 98-486409

[3] Brunner M J. Active cooling heat protection[J]. Journal of Spacecraft, 1969, 6(6):661-666

[4] 俞志高. 固体火箭燃气舵结构材料的探讨[J]. 飞航

[5] 吕大铭. 钨铜材料的开发和应用[J]. 粉末冶金工业, 2000,10(6):32-35

[6] 牟科强, 邝用庚. Mo-Cu 材料的性能和应用[J]. 金属功能材料, 2002,9(3):26-28

[7] 唐亮亮. 高温用 W-Mo-Cu 材料的性能研究[D]. 北京:钢铁研究总院, 2010

[8] 苏君明. 石墨渗铜喉衬材料抗热震性能评价[J]. 新型炭材料, 1998,13(3):21-26

[9] 陈泉林, 王书贤, 王胜勇, 等. 石墨渗铜喉衬材料烧蚀机理分析[J]. 固体火箭技术, 2004,27(1):57-59

[10] 苏君明, 陈泉林, 王书贤, 等. 石墨渗铜喉衬材料的微观结构与抗热震性能[J]. 固体火箭技术, 2003,26(3):58-61

[11] 武高辉, 刘祥, 陈苏, 等. Gr/Al 防热材料的传热特性[J]. 宇航材料工艺, 2010,40(1):32-34

[12] 姜鹤. Gr/Al-Mg 复合材料抗热震与抗烧蚀性能研究[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学, 2008

[13] Frage N, Froumin N, Rubinovich L, et al. Infiltrated TiC/Cu composites [C] // 15th international Plansee Seminar, 2001:202-216

[14] 王铁军, 熊宁, 秦思贵, 等. TiC/Cu 金属陶瓷复合材料的研究[J]. 兵器材料科学与工程, 2006,29(5):37-40

[15] Hong Changqing, Han Jiecai, Zhang Xinghong, et al. Preparation and thermal ablation behavior of titanium diboride/(copper, nickel) C⁴ material [J]. Materials Science and Engineering A, 2007,447(1):95-98

[16] Carton E P, Stuiyinga M, Keizers H, et al. Shock wave fabricated ceramic-metal nozzles[J]. Applied Composite Materials, 1999(6):139-165

[17] Stuiyinga M, Mass A M, Carton E P. Method for manufacturing a composite material[P]. US Patent: 5989489, 1999-11-23

[18] Stuiyinga M, Carton E P. Shock wave compacted, melt infiltrated ceramics. AIP conference proceedings [C]. USA: American Institute of Physics, 1997:619-622

[19] Johnson J L, German R M. Phase equilibria effects on the enhanced liquid phase sintering of tungsten-copper[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1993,24(11):2369-2377

[20] 范景莲, 刘军, 严德剑, 等. 细晶钨铜复合材料制备工艺的研究[J]. 粉末冶金技术, 2004,22(2):83-86

[21] 宋云芳, 张修庆. 反应球磨制备 TiC/Cu 复合材料[J]. 热加工工艺, 2003(4):29-33

[22] 贾光耀, 郭志猛, 王耀明, 等. 自蔓延高温合成技术

的发展与应用[J]. 现代陶瓷技术, 2003(2):16-21

[23] 徐强, 张幸红, 张学忠, 等. 大尺寸 TiB₂/Cu-Ni 金属陶瓷块体的燃烧合成及准等静压致密化[J]. 中国有色金属学报, 2002,12(S1):44-47

[24] 韩杰才, 洪长青, 张幸红, 等. TiB₂-Cu 复合材料燃烧合成与二次致密化行为[J]. 复合材料学报, 2004,21(5):28-34

[25] 杨梨容, 魏成富, 栾道成, 等. 热压烧结法制备 W-15% Cu 复合材料的组织结构研究[J]. 粉末冶金工业, 2010,20(3):35-39

[26] 吕大铭, 唐安清, 牟科强, 等. 钨铜材料的热等静压处理[J]. 电工材料, 1990(1):42-44

[27] Shen B L, Itoi T, Yamasaki T, et al. Indentation creep of nanocrystalline Cu-TiC alloys prepared by mechanical alloying[J]. Scripta Materialia, 2000,42(9):893-898

[28] 陈伟, 周武平, 邝用庚, 等. 钨渗铜材料室温力学性能与组织研究[J]. 中国钨业, 2005,20(1):36-38

[29] Changqing Hong, Jiecai Han, Xinghong Zhang, et al. Thermal ablation resistance of melt-infiltrated titanium diboride-(copper, nickel) composites [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2008,460(1):400-408

[30] 陈伟, 邝用庚, 周武平. 中国高温用钨铜复合材料的研究现状[J]. 稀有金属材料与工程, 2004,33(1):11-14

[31] 章振东, 胡廷显. W-Cu 材料高温强化和烧蚀-侵蚀的研究[J]. 钢铁研究学报, 1989,1(S):99-105

[32] 唐亮亮, 邝用庚, 陈飞雄, 等. 钨铜渗铜材料的力学性能和组织研究[J]. 粉末冶金工业, 2011,21(3):6-10

[33] 牟科强, 邝用庚, 徐桂兰. W/Cu 材料的断裂韧性及抗热震性能[J]. 稀有金属材料与工程, 1998,27(S):103-105

[34] Wang E Y. Solid Rocket Nozzle Design Summary [R], AIAA 68-655

[35] Hasselman D P H. Strength behavior of polycrystalline alumina subject to thermal shock[J]. Journal of America Ceramic Society, 1970,53(9):490

[36] 孙伯顺. 钨渗铜材料性能的研究[J]. 固体火箭技术, 1990(1):82-93

[37] 肖军, 杨晓光, 林学书. 空空导弹推矢燃气舵用钨渗铜材料与工艺[J]. 航空兵器, 2009(6):61-64

[38] 王玉金. ZrCp/W 复合材料的组织结构与抗热性能研究[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学, 2002

[39] 宋桂明, 王玉金, 周玉, 等. ZrCp/W 复合材料的烧蚀性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2001,30(2):101-104

[40] GJB2299A—2005, 喉衬用钨渗铜规范[S]

[41] GJB6488—2008, 燃气舵装置用钨渗铜制品规范[S]

(编辑 李洪泉)