

等离子弧粉末堆焊熔覆材料的研究现状与进展

魏仕勇^{1,2}, 彭文屹^{1,✉}, 陈斌¹, 赵文超¹, 周颖钰¹, 邓晓华³

1 南昌大学材料科学与工程学院, 南昌 330031

2 江西省科学院应用物理研究所, 南昌 330090

3 南昌大学空间科学与技术研究院, 南昌 330031

自工业化应用以来, 等离子弧粉末堆焊技术便受到机械工程领域工作者的广泛关注, 并在机械零部件修复与再制造、零部件表面强化等方面取得了令人鼓舞的效果。随着现代科学技术的发展, 等离子弧粉末堆焊设备被不断优化与改进, 其自动化和数控系统水平不断提高, 工业应用也更加便捷和高效, 但当前等离子熔覆材料还是以自溶性合金粉末为主, 高性能的新型熔覆材料研究报道相对较少。如何挖掘等离子弧粉末堆焊新型设备的技术优点, 开发出满足当前对高强度、高真空、高温、耐磨、耐蚀等特殊性能需要的熔覆材料, 是堆焊熔覆材料工作者所面临的重大挑战。

近 10 年来, 国内外的研究重点主要集中在自溶性合金粉末及其增强粉末的复合化设计, 尽管已取得一些成果, 但并未拓宽新的熔覆材料研究领域。最近几年, 部分研究者开始将金属陶瓷基、纳米颗粒、自润滑、高熵合金等新型粉末作为熔覆材料, 应用于等离子弧粉末堆焊的表面强化或修复中, 但复合粉末选择原则、成分优化以及制备工艺等还有待进一步研究。除此之外, 等离子粉末堆焊熔覆材料的研究尚缺乏一套系统的科学基础理论。

目前, 国内外等离子熔覆材料体系主要有: (1) 合金化自溶性复合材料, 利用一些功能性元素的固溶强化、析出强化、弥散强化和细晶强化等作用, 改善熔覆层的组织和性能; (2) 增强自溶性复合材料, 利用金属陶瓷基颗粒增强效应, 提高熔覆层的性能; (3) 稀土掺杂自溶性复合材料, 发挥稀土特有的化学活性, 净化熔覆层组织; (4) 金属基自润滑复合材料, 以金属或合金作为基相, 固体润滑剂作为分散相, 形成金属基自润滑堆焊熔覆材料; (5) 高熵合金复合材料, 将五种或五种以上的金属粉末混合组成复合粉末, 形成高熵合金堆焊熔覆材料体系。除此之外, 还有铜基、钛基、铝基、锆基和纳米等堆焊熔覆材料, 借助这些材料的某些特性, 使堆焊层实现耐磨、耐腐蚀、减摩、抗高温、抗热氧化和生物相容性等功能。

本文介绍了等离子弧堆焊熔覆粉末材料设计应遵循的一般原则和成分优化的基本方法, 归纳了堆焊熔覆层材料现有体系及其研究现状, 分析了等离子弧堆焊熔覆材料存在的问题并展望了其发展趋势。

关键词 等离子弧粉末堆焊 材料设计与优化 正交分析 熔覆材料

中图分类号: TG422 文献标识码: A

Current Status and Progress of Cladding Materials for Plasma Arc Powder Surfacing

WEI Shiyong^{1,2}, PENG Wenyi^{1,✉}, CHEN Bin¹, ZHAO Wenchao¹, ZHOU Yingyu¹, DENG Xiaohua³

1 Materials Science and Engineering College, Nanchang University, Nanchang 330031, China

2 Institute of Applied Physics, Jiangxi Academy of Sciences, Nanchang 330090, China

3 Institute of Space Science and Technology, Nanchang University, Nanchang 330031, China

Since the industrial application of plasma arc powder surfacing technology, it has been widely concerned in mechanical engineering all over the world, and has achieved encouraging results in the repair of mechanical parts and the surface life of components. With the development of modern science and technology, plasma arc powder surfacing equipment is continuously optimized and improved, and its automation, systemization and numerical control level are continuously improved, thus its industrial applications are more convenient and efficient. However, at present, it is given priority to self-fluxed alloy powder with researching of cladding materials, and a few high-performance new cladding materials have been reported. How to discover the technical advantages of the new equipment for plasma arc powder surfacing, and meet the needs of special performances for cladding material, such as high strength, high vacuum, high temperature, wear-resistant, corrosion-resistant, etc., which is big challenge for workers on surfacing welding cladding material.

In nearly a decade, the researcher focus at home and abroad is mainly concentrated on the compound design of self-fluxing alloy powder and its reinforced powder. Although some achievements have been achieved, it has not broadened the new research fields of cladding materials. In recent years, some researchers have begun to apply new powders, such as metal ceramic base, nano-particles, self-lubricating and high entropy alloys as cladding materials, which have been applied to the surface strengthening or repair of plasma arc powder surfacing, but the selection principle, composition optimization and preparation processes of composite powder need to be further research. In addition, it is lack of a set of systematic and scientific theory for the research of plasma powder surfacing welding cladding material.

At present, the domestic and international plasma cladding material systems mainly include: (1) alloying self-fluxed composite materials by adding some functional metal elements, which can improve the microstructure and properties of cladding layer by the solid solution strengthening, precipitation strengthening, dispersion strengthening and fine grain strengthening of added elements; (2) reinforced self-fluxed composite materials by metal ceramic particles, which can improve the performance of cladding layer; (3) rare earth doped self-fluxed composite materials, which can purify the cladding layer microstructure by exerting the unique chemical activity of the rare earth; (4) metal-based self-lubricating composite materials, which consist of a metal or alloy as the base phase and a solid lubricant as the dispersed phase; (5) high entropy alloy composite materials, which mixed five or more metal powder. In addition, there are metal-based cladding materials, such as copper-based, zirconium-based, titanium-based, aluminum-based, and nano-based. With the help of some properties of these materials, the surfacing layer achieves functions such as wear resistance, corrosion resistance, anti-friction, high temperature resistance, oxidation resistance and biological compatibility.

This paper introduces the general design principle and basic composition optimization methods of cladding powder materials. The existing systems and research status of cladding materials are summarized and the problems of plasma arc surfacing welding cladding material are analyzed,

基金项目: 国家自然科学基金(51861025); 江西省重点研发计划项目(20171BBE50043)

This work was financially supported by the National Natural Science Foundation of China(51861025), the Key Research Program of Jiangxi Province, China(20171BBE50043).

and its developing trend of the surfacing welding cladding materials is prospected.

Key words plasma arc surfacing welding, design and optimization, orthogonal analysis, cladding material

0 引言

等离子弧粉末堆焊技术是一种高效、节能和稳定的表面改性技术之一,通过调控不同特性的熔覆材料和基体,使基体表面获得各种优良性能,从而实现基体表面的耐磨、抗蚀、耐热和抗高温氧化等功能^[1-2]。与传统的氩弧焊、埋弧焊和电渣焊等熔焊技术相比,它具有诸多优点,如熔覆效率高、稀释率低、熔覆可用材料体系范围广、基体表面变形小、与基体呈冶金结合、操作简单和易于实现自动化等^[3]。因此,自20世纪60年代工业化应用以来,等离子弧粉末堆焊技术便得到了国内外研究者的高度重视,并已被应用在工程机械、矿山机械、汽车、石油、化工等行业的修复与再制造中^[4-5]。

等离子弧粉末堆焊技术是以等离子弧作为热源,利用等离子弧产生的高温,将合金粉末与基体表面迅速加热并一起熔化、混合、扩散和凝固,待等离子束离开后自激冷却,形成一层与基体呈冶金结合的高性能熔覆层,从而改善基体表面的耐磨、耐蚀、抗氧化等性能,最终实现基体表面强化的堆焊工艺^[6]。等离子弧粉末堆焊过程是一种局部的快速加热和冷却过程,它涉及到电子技术、控制技术、材料物理与化学和冶金学等知识,在此复杂的过程中,堆焊熔覆材料是诸多影响堆焊熔覆层组织和性能的一个关键因素,决定着熔覆层在各种工况下的服役能力^[7]。在等离子弧粉末堆焊技术发展过程中,不仅堆焊设备在改进,工艺在完善,新型堆焊熔覆材料也一直受到研究者的重视。由此,本文将等离子弧粉末堆焊熔覆材料体系的最新研究现状和动态进行综述,为等离子弧粉末堆焊技术的深入研究与应用提供参考。

1 堆焊熔覆层材料设计原则和成分优化

1.1 堆焊熔覆层材料设计原则

目前,堆焊熔覆层材料设计是以自熔性材料为主,进行合金化增强、金属基陶瓷颗粒增强和稀土掺杂等体系设计,以获得最佳的堆焊熔覆层性能。因此,在等离子弧粉末堆焊熔覆层材料设计中,必须考虑粉末的力学性能、流动性、松装比以及合金粉末各组元之间存在的湿润性、相容性等问题。

1.1.1 性能优良原则

堆焊熔覆层材料设计首先应考虑其性能优良,根据不同工况环境对熔覆层高比强、高耐磨性、高耐腐蚀性、强抗氧化性等特殊性能的要求,选择合适的化学元素进行熔覆材料体系设计,如Cr、Si可以提高熔覆层的抗高温氧化和耐蚀性,W、V可以增强熔覆层的耐磨性,而Mo可以提升其高温强度等^[8]。

1.1.2 流动性好的原则

在等离子弧粉末堆焊过程中,粉末的流动性要好,流动性好的粉末可以克服堵枪或“吐粉”等异常现象,还可减少针孔、缩孔、浅坑等熔覆缺陷。粉末流动性与粉末本身的形状、颗粒大小和分布、颗粒间的黏附力及堆焊环境等有关。一般粉末颗粒的形状有球形、异形和片状等三种,其中球形颗粒

具有较好的固态流动性,异形颗粒次之,而片状颗粒流动性最差,见表1。粉末粒径愈小,其热容量愈低,堆焊熔覆所需时间也就愈短,而粒径越大,熔覆所需时间就越长,发生“桔皮”现象的概率也就愈大。然而,超细粉(粒径小于10 μm)的流动性和带电性较差,当粒径大于200 μm时,熔覆层的外观质量会下降,且“桔皮”现象严重。因此,等离子弧堆焊合金粉末粒度的最优选择为40~200 μm^[9]。此外,粉末对水分的吸附十分敏感,吸潮后的粉末流动性较差,因此在堆焊工艺过程中,应严格控制粉末的湿度,保持一定的干燥性。

表1 粉末流动性与粒子形状的关系^[9]

Table 1 Relationship between powder flowability and particle shape^[9]

Powder particles shape	Loose density	Rest angle	Powder flowability
Sphere	Large	Small	Good
Irregular shape	Medium	Medium	Poor
Flake	Small	Large	Poorest

1.1.3 松装比好的原则

在等离子弧粉末堆焊过程中,应选择松装比好的粉末,即尽量选择没有“空心”的粉末。这是因为“空心”粉末容易包含空气,当这种粉末进入电弧区后会产生“爆炸”异响,影响堆焊生产安全,还容易使堆焊层产生气泡和针孔以及送粉孔堵塞等弊端,影响堆焊熔覆层的制备。一般而言,粉末粒径越小,“空心”粉粒数量就越多,松装比也就越大。因此,在等离子弧粉末堆焊中,粉末的松装比一般为3.8~4.5 g/cm³^[8]。

1.1.4 物理相容性原则

堆焊熔覆材料与基体之间应遵循物理相容性原则,即熔覆材料的热膨胀系数(α)、熔点(T_m)和弹性模量(E)等物理特性应与基体材料相近。堆焊熔覆材料与基体的热膨胀系数应尽可能相近,若基体的热膨胀系数大于堆焊熔覆层,在堆焊急冷过程中基体有较大的收缩,造成熔覆层受到压应力,一旦应力超过基体本身的强度时,则可能在堆焊层内部产生微裂纹,导致其强度下降;反之,当基体的热膨胀系数小于堆焊熔覆层时,则熔覆层与基体的界面承受张应力,在界面结合薄弱处,熔覆层与基体间易产生滑移甚至剥落。因此一般选择热膨胀系数尽可能接近基体的熔覆材料,常见等离子弧堆焊粉末材料的理化性能见表2。为此,文献[10]提出了熔覆层材料与基体的热膨胀系数之差应在关系式(1)范围内:

$$\sigma_2(1-\gamma)/(E \cdot \Delta T) < \Delta\alpha < \sigma_1(1-\gamma)/(E \cdot \Delta T) \quad (1)$$

式中: σ_1 、 σ_2 分别指熔覆层和基体的抗拉强度; γ 、 E 分别为熔覆层的弹性模量和泊松比; ΔT 是熔覆温度与室温的差值; $\Delta\alpha$ 指熔覆层与基体的热膨胀系数之差。

另外,堆焊熔覆材料与基体的弹性模量应相近。一般情况下,堆焊熔覆层的弹性模量都很高,为了降低熔覆层上的应力,这就要求基体应该具有高的弹性模量。但若基体弹性模量过高,堆焊熔覆层在快冷过程中产生的应力难以通过基体变形而释放,反而产生更为严重的开裂问题。

此外,堆焊熔覆材料与基体的熔点应尽可能相近,当熔

覆层的熔点远高于基体时,在堆焊熔覆过程中,基体表面易过度熔化而进入熔池中,从而导致熔覆层稀释度增大,一旦加热不足,会导致熔覆材料熔化少,熔覆层的表面粗糙度提高,影响堆焊熔覆层质量;若熔覆材料熔点远低于基体金属,

在堆焊熔覆过程中,由于熔覆材料过度熔化,熔覆层易形成空洞或夹杂等缺陷,而在加热不足时,基体表面熔化不足,从而使熔覆层与基体金属难以形成良好的冶金结合,影响熔覆层的结合力^[11-12]。

表2 几种常用堆焊粉末材料的理化性能^[11-12]

Table 2 Physical and chemical performance of several common powder materials on surfacing^[11-12]

Materials	Melting point/°C	Density g/cm ³	Thermal conductivity W · (m · K) ⁻¹	Expansion coefficient 10 ⁶ °C ⁻¹	Poisson's ratio, γ	Elastic modulus GPa
Mo	2 620	10.2	130	6.6	0.3	336
W	3 395	19.3	150	5.5	0.28	415
Ni	1 455	8.9	90.7	13.2	0.291	197
Fe	1 535	7.87	80	16.7	0.23—0.29	215
Co	1 490	8.9	100	13.5	0.32	219
Ti	1 668	4.51	16.8	9.2	0.3	104
Nb	2 470	8.57	54.6	7.9	—	118
Cr	1 857	7.2	93.7	10.6	0.12	288
V	1 890	6.11	30.7	11.65	0.35/0.36	131

1.1.5 润湿性原则

熔覆层与基体的界面是保障熔覆层性能的主要因素,而获得良好界面的首要条件是熔覆层材料与基体之间有足够强的润湿。因此,在堆焊熔覆材料设计中,熔覆层材料与基体之间应保持良好的润湿性,尤其是含高熔点金属或非金属陶瓷颗粒的熔覆材料,更应考虑其与基体之间的润湿性。润湿性一般用两相之间的湿润角表示,湿润角愈小,湿润性也就愈好。常用堆焊金属陶瓷粉末颗粒与部分金属的润湿角见表3。

表3 部分金属与WC、TiC、VC和Cr₃C₂的润湿角^[11]

Table 3 Wetting angle between several metals and WC, TiC, VC and Cr₃C₂^[11]

Category	Metals	T/°C	Medium	Wetting angle, θ/(°)
WC	Fe	1 490	Vacuum	0
	Co	1 420	Vacuum	0
	Ni	1 380	Vacuum	0
TiC	Fe	1 490	Vacuum	28
	Co	1 420	Vacuum	25
	Ni	1 380	Vacuum	23
VC	Fe	1 490	Vacuum	13
	Co	1 420	Vacuum	13
	Ni	1 380	Vacuum	17
Cr ₃ C ₂	Fe	1 490	Vacuum	0
	Co	1 420	Vacuum	0
	Ni	1 380	Vacuum	0

1.2 堆焊粉末成分优化方法

目前,在堆焊熔覆材料设计中,多元化、复合化和增强合金粉末不断涌现,因此有必要对堆焊合金粉末进行成分优化设计。目前,可利用正交设计来优化,并结合极差、方差或回归法,对试验结果进行优化与可行性分析,最终筛选出最佳的堆焊合金粉末设计。

对于多因素试验,正交试验设计是最常用的一种方法。现以等离子弧粉末堆焊耐磨熔覆层制备为例来说明堆焊合金粉末成分优化步骤,堆焊试验以Q235钢板为基体,Ni60合金粉末为堆焊基础粉末,选择Cr、Mn、W为强化粉末,参考耐磨堆焊焊条合金元素成分,将强化粉末含量设计为:Cr(质量分数)10%、20%、30%;Mn(质量分数)4%、5%、6%;W(质量分

数)5%、6%、7%。然后,进行堆焊耐磨熔覆层制备。

1.2.1 正交试验方案设计

第一步,明确试验目的,确定试验指标。试验目的是寻找制备耐磨堆焊熔覆层最佳的强化粉末配比,指标是耐磨性,但在试验过程中,某种程度上可用硬度值来推测其耐磨性,因而选择硬度值为实际指标。

第二步,选因素、定水平、列因素水平表。根据堆焊试验指标耐磨(硬度)因果分析,以Cr、Mn、W强化粉末为正交试验因素,分别用A、B、C代替。每种强化粉末设计三个含量,即每个因子考查三个水平,列出正交三因素与三水平的试验因素水平表,见表4。

表4 三因素与三水平

Table 4 Three factors and three levels

Levels	Factors		
	Cr/wt%	Mn/wt%	W/wt%
1	10	4	5
2	20	5	6
3	30	6	7

第三步,选用合适的正交表,列出表头设计。在能够安排试验因素和交互作用的前提下,正交表应尽可能选用较小的设计表格,记为L_a(b^c),其中L为正交设计,a为试验总次数(行数),b为因素水平数,c为因素个数(列数)。因此,根据三因子与三水平,堆焊试验可选用L₉(3⁴)作为正交表^[13],见表5。

第四步,编制试验方案,按方案进行试验,记录试验结果。按照正交表4提供的九个复合粉末的配比,在其他工艺参数相同的情况下进行等离子弧粉末堆焊制备耐磨层,然后进行耐磨层硬度测试,获得其平均硬度值,并将试验结果填入表5中,试验数据来源文献^[14]。

1.2.2 试验结果分析

(1) 直观分析法——极差分析

极差指的是同一因素中 $\overline{K_m}$ 的最大值与最小值之差,也称变异幅。其中, K_m 为第j列因素m水平所对应的试验指标之和,如表5中K_{A1}指的是A因素1水平下的所有硬度之和(即1.73-7.9+3.55=-2.62),可判断各因素优水平;而 $\overline{K_m}$ 为K_m的

平均值,如极差 $\overline{K_{A_1}}$ 为 $K_{A_1}/3$,可作为各因素最优组合的判断指标,极差反映因素的水平波动,其值越大,说明该因素的水

平变化对试验指标的波动也越大^[15],各因素各水平的极差计算结果见表5。

表5 正交试验设计分析

Table 5 Analysis of results in orthogonal exoeriment

Number	A(Cr)	A'(Cr)	B(Mn)	C(W)	Hardness/HRC ^[14]	
	1	Null columns	2	3	x_i	x_i^2
1	1	1	1	1	1.73	2.99
2	1	2	2	2	-7.9	62.41
3	1	3	3	3	3.55	12.60
4	2	1	2	3	-1.15	3.23
5	2	2	3	1	-6.6	43.56
6	2	3	1	2	2.5	6.25
7	3	1	3	2	-3.3	10.89
8	3	2	1	3	3.4	11.56
9	3	3	2	1	-11.85	140.42
K_1	-2.62	-2.72	7.63	-16.72	$T = -19.62$	$Q_T = 292.00$
K_2	-5.25	-11.1	-20.9	-8.7	$T = \sum_{i=1}^n x_i$	$CT = \frac{T^2}{n};$
K_3	-11.75	-5.8	-6.35	5.8		
$\overline{K_1}$	-0.87	-0.91	2.54	-5.57		
$\overline{K_2}$	-1.75	-3.70	-6.97	-2.90	$Q_T = -\sum_{i=1}^n X_i^2;$	$SS_T = Q_T - CT;$
$\overline{K_3}$	-3.92	-1.93	-2.12	1.93		
R_j	3.05	2.79	9.51	7.5		
Optimum	A ₁	—	B ₁	C ₃	$Q_j = \frac{1}{r} \sum_{i=1}^m k_{ij}^2$	$SS_j = Q_j - CT$
K_1^2	6.86	7.40	58.22	279.56		
K_2^2	27.56	123.21	436.81	75.69		
K_3^2	138.06	33.64	40.32	33.64		
S	14.71	11.99	135.67	86.86	$S_T = 249.23$	

通过上述计算可以看出,在强化粉末初始含量(水平)范围内, K_A 值最大为 K_{A_1} ,即Cr含量在10%时,堆焊熔覆层硬度最高; K_B 值最大为 K_{B_1} ,即Mn含量在4%时,堆焊熔覆层硬度最高; K_C 值最大为 K_{C_3} ,即W含量在7%时,堆焊熔覆层硬度最高。因此,可优选出A₁B₁C₃组合为等离子弧粉末堆焊最优试验方案。此外,极差大小值为 $R_A(3.05) < R_C(7.5) < R_B(9.51)$,由此可知,强化粉末Cr、Mn和W对堆焊熔覆层硬度的影响主次顺序为(主)B_{Mn}→C_W→A_{Cr}(次)。

(2) 方差分析

极差分析的优点是一目了然、直观易懂,缺点是对具体的结果来源区分不明确,比如无法区分数据波动来源于试验过程中试验条件的改变、因子水平的改变,还是试验误差;也不能对各因素影响的程度(显著性)进行精确的定量分析,而采用方差分析可以弥补极差分析的这些缺陷。

方差分析计算公式见表5,其中 SS_T 为总离差的平方和; SS_j 为各因素离差的平方和; $SS_{E_{空列(误差)}}$ 为试验误差的偏差平方和; f 为自由度,试验总的自由度 $f_{总} = n - 1$,各因素的自由度 $f_{j,因} = m - 1$,试验误差的自由度 $f_{E,误差} = f_{总} - (\text{各因素 } f_{j,因} \text{ 之和})$; MS 为平均离差平方和, $MS_j = SS_j / f_j$, $MS_E = SS_E / f_E$ ^[13]。

经计算得到各因素的方差分析表(见表6),表中F是各因素的平均离差平方和与总误差的平均离差平方和的比值,即 $F = MS_j / MS_{E,总}$,它反映了各个因素对试验指标结果的影响程度,通过F分布表查出临界值 $F_a(f_{j,因}, f_{误差})$,若 $F > F_a(f_{j,因}, f_{误差})$,说明该因素对试验结果的影响显著,两者差别越大,说明该因素的显著性也越大。但从表6可以看出,因素A的均

方与空列误差的均方相差不大,而且因素A的波动中本身就包含误差的影响,由因素A水平引起的波动就更小。因此,可以将因素A的离差平方和(SS_A)和空列引起的离差平方和($SS_{E,空列}$)合并为总的误差离差平方和($SS_{E,总}$),用于估计总误差影响的大小,然后检验因素的显著性。

$$F_B = \frac{MS_B}{MS_{E,总}} = \frac{67.84}{6.68} = 10.16 > 4.32 = F_{0.1}(2, 4)$$

$$F_C = \frac{MS_C}{MS_{E,总}} = \frac{43.43}{6.68} = 6.50 > 4.32 = F_{0.1}(2, 4)$$

于是,因素B、C是显著的。

由上文可知,在等离子弧粉末堆焊耐磨层制备中,堆焊层硬度受锰和钨粉含量变化的影响最大,且达到显著性水平($p \leq 0.1$),而铬粉含量在10%~30%之间变化时,对堆焊熔覆层硬度的影响并不显著。

除极差分析和方差分析法外,在正交设计试验中,还可利用正交多项式回归分析法对堆焊复合粉末进行优化设计^[15],以获得最优复合粉末成分设计。

表6 方差分析表

Table 6 Analysis of variance

Sources	SS	f	MS/f	F value	Critical value	Significant
A	14.71	2	7.36			
B	135.67	2	67.84	10.16		**
C	86.86	2	43.43	6.50	$F_{0.1}(2, 4) = 4.32$	**
E_{column}	11.99	2	5.99			
$E_{T, errors}$	26.71	4	6.68			
Sum T	249.23	8				

2 堆焊熔覆材料体系研究现状

2.1 自熔性合金粉末材料

目前,自熔性合金粉末是堆焊熔覆粉末材料中应用最早、最广、最多的一种。自熔性合金粉末是一种具有强烈脱氧和自熔作用的合金粉末,主要以 Ni 基、Co 基和 Fe 基为主,其主要特点见表 7。

表 7 自熔性合金粉末体系的特点^[16]

Table 7 Characteristics of the self fluxed alloy powder system^[16]

Self fluxed alloy powder	Self-fluxing	Advantages	Disadvantages
Ni-base	Good	Good corrosion resistance, heat resistance, impact resistance and oxidation performance	Poor high temperature performance
Co-base	Better	Well abrasion resistance, heat resistance and high temperature resistant performance	Expensive
Fe-base	Poor	Certain abrasion resistance and low cost	Poor oxidation resistance

2.1.1 合金化增强自熔性粉末

在堆焊熔覆粉末材料中,通过合金化处理,在自熔性合金粉末中添加特定的强化元素,可以提高或改善堆焊熔覆层的组织和性能,其强化机理可归结为固溶强化、析出强化、弥散强化和细晶强化的一种或多种协同效应。

(1) 固溶强化

在自熔性粉末中,添加 Cr、V、W 和 Si 等金属元素,可以提高堆焊熔覆层的强度、耐磨性和耐腐蚀性等,其强化机理为固溶强化。有研究者发现 Cr 可以固溶于自熔性合金中,提高了自熔性合金堆焊层的抗高温氧化性和抗热腐蚀能力,还可以提高堆焊层的硬度和抗磨损性能,这是因为 Cr 可以与 Fe、C、B 等元素形成 $(Cr \cdot Fe)_7C_3$ 、 Cr_3C_3 、 C_3Cr_7 、 $Cr_{23}C_6$ 、 Cr_2B 、 CrB 等硬质相^[17-18]。V 可在 α -Fe 中无限固溶,因此在堆焊合金层中主要以固溶体的形式存在^[19]。W 与碳的亲合力较大,容易形成 WC 和 W_2C 固溶体,可提高堆焊层的硬度和耐磨性^[20]。除此之外,还有研究者对 Si 元素进行了研究,发现添加适量的 Si,可以改变堆焊层的物相组成和组织形态及其分布,还可以影响堆焊层的硬度、耐磨性、抗氧化性和耐腐蚀性等。在碳化物中 Si 的溶解度很低,但很容易固溶在奥氏体中,起到固溶强化的作用,提高堆焊层的硬度和耐磨性^[21]。

(2) 析出强化

加入 Ti、Nb、Mo 等金属元素后,可以和自熔性合金的 Fe、C 和 Cr 等形成金属间化合物或碳化物析出物来强化堆焊熔覆层。李国栋等^[22]研究 C-Cr-Nb-Ni 堆焊熔覆层时发现,Nb 可以与 Fe、C 和 Cr 等元素形成 NbC 和铌铬铁化合物,并呈多边形析出或棒状析出,从而提高堆焊层的硬度和耐磨性。但 Nb 含量不易过多,过多反而导致堆焊层耐磨性和抗裂性降低,这是因为 Nb 过多,除了与 C 元素形成 NbC 硬质相外,还

有一部分 Nb 会与 O 元素形成 Nb_2O_5 氧化物。因此,一般铌含量控制在粉末总量的 2.0%~2.6% (质量分数)。刘跃等^[23]研究了 Ti 对高铬合金堆焊层组织与耐磨性的影响,Ti 含量可以促使基体由 γ -Fe 向 α -Fe 转化,并在堆焊过程中沉淀析出碳化物、碳氮化物等硬质颗粒,从而增强了堆焊层的硬度和耐磨性。Deng 等^[24]指出,在堆焊熔池中 Mo 元素可以与自熔合金形成 Fe-Mo 金属间化合物,Mo-C 碳化物和 Mo-O 氧化物的析出强化熔覆层,这使堆焊熔覆层表现出高的硬度和干式摩擦能力。

(3) 弥散强化

碳化物、氧化物和硼化物等是常选用的第二相质点,而弥散强化的本质就是第二相质点与位错交互作用。自熔性合金粉末中添加的 Ti、V、W 等金属元素在堆焊熔覆层中主要以碳化物、金属间化合物等形式存在。Cao 等^[19]发现添加适量的 V,堆焊熔覆层中可以有效地生成 V-C 和 V-N 化合物,并在基体中弥散分布,从而提高堆焊熔覆层的抗高温磨损和冲击韧性。Luo 等^[25]还发现,V 含量低时,在晶粒内部形成细小弥散的 VC 颗粒,在堆焊熔池凝固过程中,VC 颗粒充当异质晶核,提高了形核率,从而使晶粒细小而均匀。但随着 V 含量的增加,VC 及其复合碳化物颗粒越聚越多,最后可能聚集成一团,并被推到最后凝固的晶界处,这使堆焊熔池中出现气孔的概率极大提高,且气孔也容易长大,反而使堆焊熔覆层性能下降。

Ti 是强碳元素,在堆焊层中易形成 TiC 增强相,TiC 增强相的形成是依靠熔池中的冶金反应 $[Ti] + [C] \rightarrow TiC$ 而形核长大的。TiC 组织坚硬、熔点高,在堆焊熔池中最先析出,随后碳化物、铬碳化物或氮碳化物等硬质相以 TiC 为核心析出,在与晶界的相互作用下,将阻碍晶界迁移而抑制晶粒长大,从而促进堆焊合金的显微组织细化。因此,TiC 颗粒数量越多,基体表面的硬度越高,越有利于堆焊层的耐磨性提高,且 TiC 颗粒越细小,其对基体的割裂作用越小,从而有助于提高堆焊层的抗裂纹和抗冲击能力。此外,由于 TiC 的结晶形核作用,使得形成临界晶核所需的能量大幅度降低,这为后续析出相的生长提供更多的形核界面,从而促使堆焊层形成各种形态组织,如多边形、球形雪花瓣、棒形等,而析出的这些各种形态硬质组织尺寸较小(平均尺寸为 2~3 μm),且均匀分布在基体的晶内及晶界上,起到弥散强化的作用^[23,26-27]。

(4) 细晶强化

在自熔性合金粉末中添加适量的 Ti、Nb、V、W、Mo 和 Si 等元素,这除了引起堆焊层组织析出强化或弥散强化外,还使堆焊层组织细化,起到细晶强化作用^[20-28]。这是因为上述金属元素会以碳化物、金属间化合物和氧化物等硬质颗粒形式存在于堆焊层中,而这些化合物都是一些高熔点化合物,如 NbC 化合物的熔点高达 3 600 $^{\circ}C$,在堆焊凝固过程中,其先析出,并作为非自发形核的核心,提高形核率,使堆焊层中的固溶体、共晶体等枝晶组织破碎,从而起到细化组织的作用^[22]。此外,B 可以作为降熔元素,增强熔体自脱氧。加入微量 B,可在晶界和枝晶间形成硼化物,改变组织形态,起到强化晶界、细化晶粒的作用,从而提高堆焊合金层的冲击韧

性,但当B含量超过0.006%时,B在晶内和晶界达到饱和,并且晶界内位错塞积群急剧增加,且有岛状组织产生,从而降低堆焊合金层的冲击韧性^[29-30]。

2.1.2 颗粒增强自熔性合金粉末

颗粒增强金属基复合材料具有较高的强度、硬度、弹性模量、耐磨性和较低的热膨胀系数等优点。目前,等离子粉末堆焊层的增强颗粒主要以WC、TiC、VC、SiC、Cr₃C₂等为主。

(1) WC 颗粒增强

WC作为硬质相,在等离子粉末堆焊过程中,均匀分布于堆焊层内,起到弥散强化作用。此外,在堆焊层快速冷却过程中,部分未熔化的WC颗粒析出,并引起异质形核,细化了堆焊层的组织。而部分熔化的WC颗粒分解出W和C,并与堆焊熔池中其他元素形成新的细小碳化物硬质相,弥散分布在WC颗粒增强相周围,起到钉扎作用,抑制裂纹的扩散,从而提高了堆焊层的空蚀性能^[31]。Sundaramoorthy等^[32]在NiBSi和NiCrBSi两种堆焊层中添加适量的WC颗粒,发现堆焊层的耐磨和耐冲击性能显著提高。Nick等^[33]在研究WC颗粒增强Ti6Al4V堆焊层时发现,等离子堆焊弧电流对堆焊层的组织和耐磨性产生影响,弧电流在70~80A时,堆焊表层质量良好,没有出现裂纹和气孔等缺陷,但随着弧电流的提高,增大了气体的溶解度,导致堆焊层孔隙增强,从而造成堆焊层的硬度和耐磨性降低。

(2) TiC 颗粒增强

TiC颗粒具有较高的硬度、耐磨性和良好的热稳定性等。在磨损过程中,TiC颗粒增强相可以起到抗磨损骨架作用,增强了堆焊层的耐磨性^[34]。Shi等^[35]利用等离子弧堆焊技术在灰铸铁表面制备了TiC-W-Cr堆焊层,发现在堆焊层表面形成两个明显的区域——合金区(AZ)和热影响区(HAZ),合金区主要由原始奥氏体、马氏体、(Fe,Cr)₇C₃共熔碳化物和弥散分布的未熔TiC等组成。TiC-W-Cr增强相提高了基体的显微硬度,消除了C和硬质碳化物边缘的应力集中,使得裂纹发生偏转,延长了堆焊层的疲劳寿命。

(3) VC 颗粒增强

VC颗粒可以影响堆焊层的组织和性能,这是因为VC颗粒在等离子堆焊过程中,部分发生熔解,并以[V]和[C]的形式存在于堆焊熔池中。在随后的冷却过程中,析出的VC通过包晶反应生成V₂C,从而引起堆焊层内部组织结构、形态及其分布发生变化。同时,V还与基体合金元素形成固溶体,对堆焊层产生固溶强化作用,提高其硬度。此外,由于等离子弧堆焊是一个快速加热和冷却过程,部分来不及熔化的VC颗粒在熔池中受离子弧的搅拌而弥散分布在堆焊层中,起到弥散强化作用,从而提高了堆焊层的耐磨性^[36-37]。

(4) SiC 颗粒增强

SiC属于热力学不稳定体系,在等离子堆焊熔池中,容易与合金粉末中其他元素发生原位反应,产生新的碳化物、共晶硅化物及硼化物硬质相,起到了强化作用,提高了堆焊层的抗擦伤能力,同时也使堆焊层表面性质发生改变,降低了其表面能,从而提高了抗黏着磨损能力^[38]。

(5) Cr₃C₂ 颗粒增强

Cr₃C₂颗粒是一种常见的陶瓷增强材料,加入适量的

Cr₃C₂颗粒,可引起堆焊合金层组织形态、晶粒大小和分布发生变化。Cr₃C₂颗粒可改变堆焊熔覆层组织的结晶方式,并使其组织发生明显的细化和均匀化。这是因为Cr₃C₂熔点较高,在等离子堆焊熔池凝固过程中,部分未熔化的Cr₃C₂颗粒作为非自发形核的核心,阻碍着柱状晶的生长,改变了晶粒大小和分布,起到了细化和均匀化作用。另外,在电弧作用下,未熔的Cr₃C₂颗粒在熔池中不断搅拌,破碎了柱状晶的枝晶,减弱了枝晶生长的方向性,从而改变了组织的结晶方式。而熔化的Cr₃C₂使熔池中的C和Cr含量增多,与自熔合金元素形成固溶体,起到了固溶强化作用。于是,在多重强化交叉作用下,堆焊层的硬度和耐磨性得到了提高^[39]。

除上述颗粒外,还有研究者通过纳米颗粒来增强堆焊熔覆层,利用纳米颗粒特有的纳米效应改善堆焊熔覆层的组织和性能。斯松华等^[40]研究了Co40合金+30%(质量分数)纳米Cr₃C₂颗粒的堆焊层,发现与未加纳米颗粒堆焊层相比,纳米Cr₃C₂复合堆焊层的硬度和耐磨性分别提高了50%、55%。这主要是由于纳米Cr₃C₂颗粒改变了堆焊层组织形态和分布,对堆焊层组织产生了细化、均匀化和弥散强化的作用。Acebedo-Davila等^[41]研究了纳米TiC对钴基等离子堆焊层组织和性能的影响,发现纳米TiC颗粒能改善堆焊层的组织,提高其显微硬度,且加入2%纳米TiC颗粒是提高堆焊层显微硬度和耐磨性的最有效方式。

2.1.3 稀土掺杂自熔性合金粉末

稀土元素掺杂到等离子堆焊熔覆材料中,可以改善堆焊层组织结构、形态和分布,提高堆焊层的综合性能,这是因为稀土可以净化组织、细化晶粒、固溶强化和降低基体对堆焊层的稀释等作用^[42-43]。稀土元素化学活性高,容易与堆焊合金中的氧、硅、硫、氮等发生反应,形成高熔点物质上浮排出,减少了堆焊层夹杂物,同时还减少了有害气体产生,降低了堆焊层组织中气孔和疏松等缺陷,从而改善堆焊层组织和性能。在堆焊熔池中,稀土还易与其他杂质元素形成高熔点的化合物,而这些物质在快速凝固过程中增加了形核质点数,阻碍了晶粒的异常长大,从而使堆焊层组织细化和均匀化。此外,由于稀土特有的化学性质,稀土及其化合物主要偏聚在堆焊层组织中的晶界、相界及位错等缺陷处,这使堆焊合金体系能量升高,迫使体系自发吸引了大量的堆焊合金中自带的B、C、Si等元素进入晶格空隙中,从而起到固溶强化和弥散强化作用。同时,稀土还能降低基体材料对堆焊层的稀释,提高堆焊层合金的熔化潜热,缩短合金凝固时间,减弱基体与熔敷材料之间的扩散和运动,从而降低基体对堆焊层的稀释率^[44-45]。

Zhang等^[46]研究了Y₂O₃对Fe-Al-Si-B等离子堆焊层组织和性能的影响,发现稀土氧化钇的加入可以减少晶界处的有害夹杂物,净化了晶界,同时还改变了树枝状晶体的生长方向和分布,从而使夹杂物均匀化,最后得到了一种致密、均匀细化且无缺陷的堆焊合金层。另外,当Y₂O₃的添加量为0.9%(质量分数)时,堆焊合金层的硬度高达5.1GPa,耐磨性能最好,是基体的五倍。Hou等^[47]研究了CeO₂对铁基等离子堆焊层的影响,发现稀土氧化铈的加入改变了堆焊层合金的组织形态和物相结构,不仅保留了堆焊层中原先的γ(Fe,

Ni)、 $(\text{Cr, Fe})_7\text{C}_3$ 和 $(\text{Cr, Fe})_2\text{B}$ 等相,还出现了分布在晶界处和固溶于 $\gamma(\text{Fe, Ni})$ 固溶体中的 CeO_2 和铈化物相。此外,氧化铈的加入还提高了富铬化合物的含量,可达 14.8%,还细化了堆焊层合金组织,从而提高了堆焊层的耐磨性。Praveen 等^[48]研究了含稀土氧化物 $\text{La}_2\text{Ce}_2\text{O}_7$ 的耐磨堆焊材料,发现加入 $\text{La}_2\text{Ce}_2\text{O}_7$ 后,基体组织得到了细化,在硬质合金与基体的界面上形成了微晶过渡区,可提高界面结合强度,从而提升了堆焊层的耐磨性。

2.2 金属基自润滑复合粉末材料

金属基自润滑堆焊材料可以解决高温、高载荷、超低温、高真空等苛刻工况下运动部件的摩擦磨损防护问题,是一种以金属或合金为基相,固体润滑剂为分散相,按一定配比设计的堆焊熔覆金属基自润滑复合粉末材料体系^[49]。目前,金属基自润滑堆焊材料研究主要集中在镍基和铁基自润滑粉末及复合粉末材料,如 Ni 基合金- MoS_2 系、Ni 基自熔性合金- WS_2 系、 Fe/C 、 Fe-Cu/C 、 Fe-Mo/C 等^[50-51]。Skarvelis 等^[52]研究了金属基- MoS_2 系和金属基- MnS 系自润滑复合涂层的性能,发现添加 MnS 的堆焊涂层能有效降低基体的摩擦系数和磨损率,但 MoS_2 对基体的摩擦系数和磨损率没有明显的效果,这归因于 MoS_2 在凝固过程中分解成 Mo 和 S ,并与 Fe 形成 FeS 和 Fe_2Mo 化合物,但这些化合物是脆性的,不具有自润滑性能。王永海^[53]研究了堆焊 Ni60 合金粉末中分别添加 5% WS_2 、10% WS_2 、5% MoS_2 和 10% MoS_2 粉末的镍基自润滑复合涂层,发现添加不同成分的自润滑剂后,涂层中生成了不同的润滑相。加入 WS_2 粉末后,涂层的磨损率比单一的 Ni60 涂层大,且随着添加量的提高,涂层的磨损率也增大。但添加 MoS_2 粉末后,涂层的摩擦系数明显下降,且随着添加量的增加,堆焊层的摩擦系数减小。此外,添加 MoS_2 后,涂层的耐腐蚀性与单一的 Ni60 涂层相比并没有明显变化,但添加 WS_2 后,堆焊涂层的腐蚀倾向变大,热力学稳定性减弱。

2.3 高熵合金粉末材料

高熵合金是由五种或五种以上金属元素或金属元素与非金属元素组合形成的一种新型合金,每种元素都是主要元素,介于 5%~35%之间,具有结构简单、性能优异的特点^[54]。在堆焊熔覆过程中,利用等离子弧的“挖掘”搅拌和冶金作用,使单质金属粉在堆焊熔池中混合均匀和熔覆,可在金属基体表面形成高熵合金涂层。卢金斌等^[55]利用等离子弧堆焊熔覆法在 Q235 基体上制备了 CoCrCuFeMnNi 高熵合金涂层,发现等离子弧熔覆法可以形成无裂纹、无气孔,并与基体呈冶金结合的高熵合金涂层。涂层厚度约为 1 mm,主要由 FCC_1 固溶体枝晶和少量枝晶间组织组成,而枝晶间主要为 BCC 、 FCC_2 相。涂层的显微硬度为 260~390 $\text{HV}_{0.2}$,高于基体的硬度(150~180 $\text{HV}_{0.2}$),其强化机制为晶格畸变和细晶强化。Chen 等^[56]利用等离子转移弧堆焊制备了 CoCrCuFe-NiNb 高熵合金涂层,研究发现堆焊高熵合金涂层存在两个相,一个是面心立方的固溶体相,另一个是 $(\text{CoCr})\text{Nd}$ 类型的 laves 相。涂层的显微硬度(H)、弹性模量(E)、硬度与弹性模量比(H/E)和高抗塑变能力分别为 6.13 GPa、221 GPa、0.028 和 4.7×10^{-3} ,而且涂层也具有优异的耐磨和耐腐蚀性能,含

Nd 高熵合金涂层的耐磨性能是未加 Nd 高熵合金涂层的 1.5 倍。另外,与未加 Nd 的涂层和 304 不锈钢相比,含 Nd 的堆焊高熵合金涂层在极化曲线上的 i_{corr} 值更低,在盐酸腐蚀液中 R_f 值更高。Cheng 等^[57]采用等离子弧粉末堆焊制备了 TiC-TiB_2 增强 CoCrCuFeNi 高熵合金涂层,发现 $(\text{Ti, B}_4\text{C})_x$ (X 为物质的量比, $0.1\leq X\leq 0.5$) 粉末含量会影响涂层的结构和性能,当 X 为 $0.1\leq X\leq 0.2$ 时,涂层结构主要由 FCC 、 BCC 和 TiC 相组成;当 $0.3\leq X\leq 0.5$ 时,会促进高体积分数的两相 TiC-TiB_2 嵌入 FCC 和 BCC 基相中。另外, $\text{CoCrCuFeNi}(\text{Ti, B}_4\text{C})_{0.1}$ 涂层的显微硬度(H)和杨氏模量(E)分别为 4.19 GPa、234 GPa,并随着 $(\text{Ti, B}_4\text{C})$ 含量增加,涂层的力学性能也提高,其中 $\text{CoCrCuFeNi}(\text{Ti, B}_4\text{C})_{0.5}$ 涂层的 H 和 E 分别为 9.14 GPa、261 GPa。

2.4 其他体系堆焊熔覆材料

除了自熔性合金粉末、金属基自润滑复合粉末材料和高熵合金粉末材料外,目前已开发研究的堆焊熔覆材料还有铜基、钛基、铝基、锆基和 Stellite 合金等^[58-62]。在堆焊熔覆过程中,利用这些材料的某些特殊性质,使堆焊层具有耐磨、耐腐蚀、减摩、抗高温、抗热氧化和生物相容性等功能。

3 结语与展望

等离子弧粉末堆焊技术自 20 世纪 60 年代在工业中应用以来,便受到了国内外研究者和工程师的青睐,解决了工程中大量的维修和防护难题,延长了零部件的寿命,节省了大量材料和能源成本。但是,堆焊熔覆材料是制约该技术发展的一个关键因素。当前,等离子弧堆焊熔覆材料面临的主要问题包括以下方面:(1)基于等离子弧粉末堆焊技术开发的粉末材料体系少,大多数以热喷涂粉末作为堆焊熔覆材料成分设计参考,缺少专用粉末材料;(2)等离子弧堆焊熔覆材料的设计与开发比较混乱,缺乏材料成分设计、评价和应用标准;(3)等离子弧堆焊熔覆材料学的基础理论研究比较薄弱,还没有形成系统性和权威性的理论体系。

随着等离子弧堆焊技术设备的发展,堆焊熔覆材料开发与研究也取得一定的成果,正在不断拓宽材料体系,已从金属及金属基为主的熔覆材料,向非金属材料、陶瓷材料和微纳熔覆材料发展。今后的发展方向主要有以下几个方面:

(1)堆焊熔覆材料成分设计与优化的评价体系和计算模型,如通过第一性原理进行材料体系的物理和化学匹配计算,通过正交试验、极差分析、回归分析等数学工具对材料成分进行设计与优化,建立选材评价体系和标准。

(2)创新材料设计思路。以一种或多种金属为基体,将碳化物合金粉末(如 WC 、 SiC 、 TiC 、 VC 、 B_4C 和 Cr_3C_2 等)、氧化物合金粉末(如 Al_2O_3 、 Zr_2O_3 、 TiO_2 等)、氮化物合金粉末(如 TiN 、 Si_3N_4 等)、硼化物合金粉末、硅化物合金粉末、自润滑粉末(MoS_2 、 WS_2 、 MnS 等)、高熵合金粉末、非晶粉末以及微纳粉末等直接加入或者与金属粉末混合加入堆焊熔池中,不断拓宽堆焊熔覆材料体系,这也是目前等离子弧堆焊熔覆材料研究发展的热点。

(3)等离子弧堆焊材料冶金学、材料在熔池中的热力学

和动力学、凝固过程中的相变规律、堆焊层性能改善和强化机制、熔覆材料与基体结合和稀释等理论需深入地研究,这是熔覆材料研究的技术难点。

参考文献

- Mehmetoglu M T, Gauvin W H. *Aiche Journal*, 2010, 29(2), 207.
- Zhang S, Wang S, Wu C L, et al. *Engineering Failure Analysis*, 2017, 76, 115.
- Chen G Q, Fu X S, Wei Y H, et al. *Surface & Coatings Technology*, 2013, 228(228), S276.
- Deng Dewei, Chen Rui, Zhang Hongchao. *Journal of Mechanical Engineering*, 2013, 49(7), 106 (in Chinese).
邓德伟,陈蕊,张洪潮. *机械工程学报*, 2013, 49(7), 106.
- Srimath N, Murugan N. *Procedia Engineering*, 2012, 38(5), 15.
- Wolfe T B, Henein H. *Canadian Metallurgical Quarterly*, 2015, 54(3), 328.
- Ravichandran M, Sabarirajan N, Sathish T, et al. *Applied Mechanics and Materials*, 2016, 852, 324.
- JB/T 7744-2011. *Alloy powder used plasma arc overlaying welding for valve sealing surface*, 2011 (in Chinese).
JB/T 7744-2011. 阀门密封面等离子弧堆焊用合金粉末, 2011.
- Fu L M. *Plasma surfacing*, Agricultural Press, China, 1989 (in Chinese).
傅立明. 等离子堆焊, 农业出版社, 1989.
- Song W L, Zhu B D, Zhang J, et al. *Laser Technology*, 1998, 22(1), 34 (in Chinese).
宋武林,朱蓓蒂,张杰,等. *激光技术*, 1998, 22(1), 34.
- Li J R. *Ceramic-metal composite materials*, Metallurgical Industry Press, China, 2004 (in Chinese).
李荣久. 陶瓷-金属复合材料, 冶金工业出版社, 2004.
- Liu K Q, Xu Q, et al. *The preparation and application of metal ceramic*, Metallurgical Industry Press, China, 2008 (in Chinese).
刘开琪,徐强,等. 金属陶瓷的制备与应用, 冶金工业出版社, 2008.
- Chen K. *Experimental design and analysis*, Tsinghua University Press, China, 2005 (in Chinese).
陈魁. 试验设计与分析, 清华大学出版社, 2005.
- Lu J b, Yao S, Lou S N, et al. *Materials for Mechanical Engineering*, 2006, 30(3), 36 (in Chinese).
鲁建波,姚舜,楼松年,等. *机械工程材料*, 2006, 30(3), 36.
- Dong L H, Zhu S, Xu B S, et al. *Journal of Materials Protection*, 2004, 37(7), 7 (in Chinese).
董丽虹,朱胜,徐滨士,等. *材料保护*, 2004, 37(7), 7.
- Dong S Y, Ma Y Z, Xu B S, et al. *Material Review*, 2006, 20(6), 5 (in Chinese).
董世运,马彦哲,徐滨士,等. *材料导报*, 2006, 20(6), 5.
- Ulutun M, Koray Kiliçay, et al. *Journal of Materials Processing Technology*, 2016, 236, 26.
- Buytoz S, Orhan A, Gur A K, et al. *Arabian Journal for Science and Engineering*, 2013, 38, 2197.
- Cao H T, Dong X P, Pan Z, et al. *Materials and Design*, 2016, 100, 223.
- Liu S, Song Z, Cui W, et al. *Transactions of the China Welding Institution*, 2017, 38(4), 39.
- Azimi G, Shamanian M, et al. *Journal of Alloys and Compounds*, 2010, 505(2), 598.
- Li G D, Li Z X, Yang J Y, et al. *Hot Working Technology*, 2014(23), 196 (in Chinese).
李国栋,栗卓新,杨津瑜,等. *热加工工艺*, 2014(23), 196.
- Liu Y, Zhang G S, Wei S Z, et al. *Chinese Journal of Materials Research*, 2013(6), 641 (in Chinese).
刘跃,张国赏,魏世忠,等. *材料研究学报*, 2013(6), 641.
- Deng X K, Zhang G J, Wang T, Ren S, et al. *Surface & Coatings Technology*, 2018, 350, 480.
- Luo Y, Lei Y, Gong C, et al. *Journal of Materials Engineering*, 2015, 43(1), 59.
- Luo H, Tang L L, Zhang Y B. *Journal of Shandong Jianzhu University*, 2010, 25(1), 14.
- Mei Z, Yan Y W, Cui K. *Materials Letters*, 2003, 57(3), 175.
- Deng X, Zhang G, Wang T, et al. *Materials Characterization*, 2017, 131, 517.
- Zhuang M, Li M, Wang J, et al. *Journal of Materials Engineering & Performance*, 2017, 26(12), 6182.
- Zhang D, Xue H, Wang K, et al. *Rare Metal Materials & Engineering*, 2018, 47(2), 469.
- Yuan Y, Li Z. *Applied Surface Science*, 2017, 423, 225.
- Sundaramoorthy R, Tong S X, Parekh D, et al. *Wear*, 2017, s376-377 (377), 1720.
- Celik Nuri O. *Applied Surface Science*, 2013, 274, 334.
- Liu Y F, Mu J S, Xu X Y, et al. *Materials Science & Engineering A*, 2007, 458(1), 366.
- Shi K, Hu S, Zheng H. *Surface & Coatings Technology*, 2011, 206(6), 1211.
- Li M X, Liu J, Li D K. *Transactions of Materials & Heat Treatment*, 2015, 36(11), 214.
- Zhang H, Zou Y, Zou Z, et al. *Journal of Alloys & Compounds*, 2015, 622, 62.
- Rai P, Kim Y S, Kang S K, et al. *Plasma Chemistry & Plasma Processing*, 2012, 32(2), 211.
- Huang Z, Hou Q, Wang P. *Surface & Coatings Technology*, 2008, 202(13), 2993.
- Si S H, Yu W P, Zhang L, et al. *Materials for Mechanical Engineering*, 2015, 39(8), 94 (in Chinese).
斯松华,于婉萍,张磊,等. *机械工程材料*, 2015, 39(8), 94.
- Acevedo-Davila J R, Munoz-Arroyo R, Hdz-Garcia H M, et al. *Acuum*, 2017, 143, 14.
- Mishra S B, Chandra K, Prakash S. *Surface & Coatings Technology*, 2013, 216, 23.
- Khademinia S, Behzad M. *Nano Letters*, 2015, 5, 101.
- Kim S J, Woo Y B, Lee S J, et al. *Japanese Journal of Applied Physics*, 2013, 52(11S), 11NJ09.
- Camélia Demian, Alain Denoirjean, Lech Pawłowski, et al. *Surface & Coatings Technology*, 2016, 300, 104.
- Zhang D K, Xue H B, Wang K H, et al. *Rare Metal Materials & Engineering*, 2018, 47(2), 469.
- Hou Q Y, Wang J T. *Surface & Coatings Technology*, 2010, 204, 2677.
- Praveen K, Sivakumar S, Ananthapadmanabhan P V. *Ceramics International*, 2018, 44, 6417.
- Han Y, Wang Y J, Wang S R. *Applied Mechanics & Materials*, 2014, 470, 108.
- Liu Y F, Feng Z C, Pu F, et al. *Surface & Coatings Technology*, 2018, 345, 61.
- Skarvelis P, Papadimitriou G D. *Surface & Coatings Technology*, 2009, 203(10), 1384.
- Skarvelis P, Papadimitriou G D. *Tribology International*, 2009, 42(11), 1765.
- Wang Y H. Research of wear-resistant self-lubricating coating by plasma surfacing welding on titanium alloy surface. Master's Thesis, Tianjin Polytechnic University, China, 2016 (in Chinese).
王永海. 钛合金表面等离子堆焊耐磨自润滑涂层的研究. 硕士学位论文, 天津工业大学, 2016.
- He Q, Ding Z, Ye Y, et al. *JOM*, 2017, 69, 2092.
- Lu J B, Peng Z Q, Ma M X, et al. *Heat Treatment of Metals*, 2016, 41(4), 51 (in Chinese).
卢金斌,彭竹琴,马明星,等. *金属热处理*, 2016, 41(4), 51.
- Cheng J B, Liang X B, Xu B S. *Surface & Coatings Technology*, 2014, 240(7), 184.
- Cheng J, Liu D, Liang X, et al. *Surface & Coatings Technology*, 2015, 281, 109.
- Leylavergne M, Chartier T, Denoirjean A, et al. *Thin Solid Films*, 2001, 391(1), 1.
- Liu Y F, Zhou Y L, et al. *Journal of Alloys & Compounds*, 2014, 591(591), 251.
- Deuis R L, Bee J V, Subramanian C. *Scripta Materialia*, 1997, 37(6), 721.
- Yugeswaran S, Kobayashi A, et al. *Current Applied Physics*, 2011, 11(6), 1394.
- Birol Y, Kayihan A B. *Metallurgical & Materials Transactions A*, 2011, 42(11), 3277.

(责任编辑 杨霞)



Shiyong Wei is the associate researcher in Institute of Applied Physics, Jiangxi Sciences Academy, and received his B.S. degree in Metal Material Engineering from Nanchang Aviation University in 2003, he is currently pursuing his Ph.D. at the Materials Science and Engineering College, Nanchang University under the supervision of Prof. Wenyi Peng. His research interests are metal materials and its surface modification, including coating of cemented carbide, high entropy alloys, self-lubricating, etc. In recent years, he has published more than 20 papers in the field of metal material and its surface modification.

魏仕勇,江西省科学院应用物理研究所副研究员。2003年6月本科毕业于南昌航空大学,获得工学学士学位,现为南昌大学材料科学与工程学院博士研究生,在彭文屹教授的指导下进行研究。目前主要从事金属材料及其表面改性的研究工作。近年来,在金属材料及其表面改性领域发表论文20余篇。



Wenyi Peng, professor, vice chairwoman of Department of Materials Science and Engineering, School of Materials Science and Engineering, Nanchang University. She gained Talent Project in the New Millennium of Jiangxi Province granted by Jiangxi Provincial Government in 2009, Technical Innovation Award in Jiangxi Province, "Surface strengthening technology of Tantalum spinnerets" in 2002 and Progress Prize in Science and Technology in Jiangxi Province, "Application of multi-arc plasma plating to tool and die steels" in 1996 respectively. She obtained her Ph.D. at Shanghai Jiaotong University in 2006.

彭文屹,南昌大学材料科学与工程学院教授、博士研究生导师,江西省百千万人才(2009年)。教育部学位与研究生教育发展中心学位评审专家、国家自然科学基金委通讯评委、科技部国家中小企业创新基金评委等。第十三届国际材联亚洲材料大会(IUMRS-ICA2012)分会主席,中国机械工程学会会员。获江西省技术发明二等奖一项,科技进步三等奖一项。2006年于上海交通大学取得工学博士学位。



Xiaohua Deng, professor, doctoral supervisor, vice president of Nanchang University, distinguished professor for the Cheung Kong Scholars Program of the Ministry of Education (2002). He gained the National Science Fund for Distinguished Yong Scholars in 2003. He presided over the major projects from the NSFC, the major projects of scientific and technological Cooperation. His research interests include physics of plasma and its applications, Terahertz material and so on. His papers have been published in the prestigious international journals, such as *Nature*, *Science*, *Physics of Plasma*, *Journal of Plasma Physics*, etc.

邓晓华,理学博士,教授,博士研究生导师,教育部“长江学者奖励计划”特聘教授,国家杰出青年基金获得者,南昌大学副校长。国家自然科学基金委员会专家评审组成员。主持国家自然科学基金委重大项目,教育部科学技术研究重大项目,中奥国际合作项目,论文曾在国际著名期刊 *Nature*, *Science*, *Physics of Plasma*, *Journal of Plasma Physics* 等发表。

(上接第 09131 页)

- 74 Kanda M, Sakane M. *Journal of Engineering Materials & Technology*, 1997, 119(2), 153.
 75 Chen J P, Ding Z P, Yin Z Y. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2008, 44(2), 213 (in Chinese).
 陈吉平,丁智平,尹泽勇. *机械工程学报*, 2008, 44(2), 213.
 76 Gabb T P, Gayda J, Miner R V. *Metallurgical Transactions A*, 1986, 17(3), 497.
 77 Arakere N K. *Journal of Engineering for Gas Turbines and Power*, 2004,

126(3), 590.

- 78 Li Y, Su B. *Journal of Aerospace Power*, 2003, 18(6), 732 (in Chinese).
 李影,苏彬. *航空动力学报*, 2003, 18(6), 732.
 79 Li Y, Su B, Wu X R. *Journal of Aerospace Power*, 2001, 21(2), 22 (in Chinese).
 李影,苏彬,吴学仁. *航空材料学报*, 2001, 21(2), 22.

(责任编辑 向秀泔)



Piao Li received her B.S. degree from Nanjing University of Aeronautics and Astronautics in 2016. She is currently pursuing her Ph.D. at the Institute of Aviation, Nanjing University of Aeronautics and Astronautics under the guidance of Prof. Weixing Yao. Her research focus is anisotropy and fatigue of material.

李飘,2016年6月毕业于南京航空航天大学,获得理学学士学位。现为南京航空航天大学航空学院博士研究生,在姚卫星教授的指导下进行研究工作。目前主要研究领域为材料的各向异性与疲劳。



Weixing Yao, professor of Aviation College of Nanjing University of Aeronautics and Astronautics. He has been long engaged in the teaching and research of aircraft design, and has published more than 250 papers and 5 textbooks. 7 ministerial-level scientific and technological achievement awards were gained during his scientist's career.

姚卫星,南京航空航天大学航空学院教授。长期从事飞行器设计的教学和科研工作,发表论文250余篇,出版专著和教材5部,获得7项省部级科技成果奖。