

表面失效及防护

MoSi₂ 涂层残余应力和结合强度的有限元分析

肖来荣^{a,b}, 聂艳春^a, 赵小军^{a,b}, 浦荣^a, 沈鸿泰^a

(中南大学 a.材料科学与工程学院 b.有色金属材料科学与工程教育部重点实验室, 长沙 410083)

摘要: **目的** 研究残余应力对 MoSi₂ 涂层结合强度的影响。**方法** 基于粉末包渗法 (PC) 制备的 MoSi₂ 涂层在退火前后的微观形貌和相组成, 建立有限元分析模型, 计算 MoSi₂ 涂层在退火前后的残余应力。根据涂层法向和切向残余应力随涂层厚度的变化, 并结合涂层在退火前后结合强度随涂层厚度的变化规律, 研究残余应力对涂层结合强度的影响。**结果** 有限元模拟结果表明, MoSi₂ 涂层的法向残余应力随涂层厚度的增加而减小。涂层的切向残余应力在涂层界面边缘处形成应力集中, 并且最大切向残余应力随涂层厚度的增加而增大, 与涂层结合强度的变化趋势相吻合。此外, 退火后, MoSi₂ 涂层的法向残余应力几乎没有变化, 但是最大切向残余应力下降了 10% 左右, 结合强度提高了 20% 左右。**结论** 粉末包渗法 (PC) 制备的 MoSi₂ 涂层的结合强度受切向残余应力的影响, 涂层切向残余应力增大, 导致涂层结合强度降低。退火处理能够起到有效改善涂层界面切向残余应力集中的作用, 对于提高涂层结合强度有明显的效果。

关键词: MoSi₂ 涂层; 结合强度; 退火; 有限元分析; 法向残余应力; 切向残余应力

中图分类号: TG156.8 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-3660(2020)08-0203-07

DOI: 10.16490/j.cnki.issn.1001-3660.2020.08.023

Finite Element Analysis of Residual Stress and Bonding Strength of MoSi₂ Coating

XIAO Lai-rong^{a,b}, NIE Yan-chun^a, ZHAO Xiao-jun^{a,b}, PU Rong^a, SHEN Hong-tai^a

(a.School of Materials Science and Engineering, b.Key Laboratory of Nonferrous Metal Materials Science and Engineering of the Ministry of Education, Central South University, Changsha 410083, China)

ABSTRACT: The work aims to investigate the effect of residual stress on bonding strength of MoSi₂ coating. Based on the microstructure and phase composition of MoSi₂ coating prepared by packing cementation (PC) before and after annealing, the corresponding finite element analysis model was established to calculate the residual stress of the coating before and after annealing. According to the variation of the normal and tangential residual stress of the coating with the thickness of the coating, the influence of the residual stress on the bonding strength of the coating was studied by the change of the bonding strength before and after annealing with coating thickness. The results of finite element simulation showed that the normal residual stress of coating decreased with the increase of coating thickness. The tangential residual stress of coating formed a stress

收稿日期: 2019-10-31; 修订日期: 2020-07-14

Received: 2019-10-31; Revised: 2020-07-14

基金项目: 国家自然科学基金项目 (51901252)

Fund: Supported by the National Natural Science Foundation of China (51901252)

作者简介: 肖来荣 (1968—), 男, 博士, 教授, 主要研究方向为高温涂层。

Biography: XIAO Lai-rong (1968—), Male, Doctor, Professor, Research focus: high temperature coating.

通讯作者: 赵小军 (1983—), 男, 博士, 副教授, 主要研究方向为高温涂层。邮箱: zhaoxj@csu.edu.cn

Corresponding author: ZHAO Xiao-jun (1983—), Male, Doctor, Associate professor, Research focus: high temperature coating. E-mail: zhaoxj@csu.edu.cn

引文格式: 肖来荣, 聂艳春, 赵小军, 等. MoSi₂ 涂层残余应力和结合强度的有限元分析[J]. 表面技术, 2020, 49(8): 203-209.

XIAO Lai-rong, NIE Yan-chun, ZHAO Xiao-jun, et al. Finite element analysis of residual stress and bonding strength of MoSi₂ coating[J]. Surface technology, 2020, 49(8): 203-209.

concentration at the edge of coating interface, and the maximum tangential residual stress increased with the increase of coating thickness, which was consistent with the change trend of coating bonding strength. In addition, the normal residual stress of MoSi₂ coating barely changed after annealing, but the maximum tangential residual stress decreased by about 10%, and the coating bonding strength increased by about 20%. The bonding strength of MoSi₂ coating prepared by packing cementation (PC) is affected by tangential residual stress. The increase of tangential residual stress of coating leads to the decrease of bond strength of coating. Annealing treatment can greatly improve the tangential residual stress concentration at the interface of coating, and it has obvious effect on improving the bonding strength of coating.

KEY WORDS: MoSi₂ coating; bonding strength; annealing; finite element analysis; normal residual stress; tangential residual stress

Mo 合金由于其具有优异的高温性能和较低的热膨胀系数,被认为是高温结构部件的重要候选材料,在航空航天和核工业等领域具有广泛的应用前景^[1-3]。近年来,随着航空航天和核技术的快速发展,对热端部件工作温度的要求不断提高。然而,Mo 合金的高温抗氧化性能较差,这极大地限制了它在高温有氧环境中的进一步应用。制备抗氧化涂层是一种有效提高 Mo 合金高温抗氧化性能的方法^[4-5]。在已报道的 Mo 合金抗氧化涂层中,MoSi₂ 涂层由于具有优异的高温抗氧化性能和高温力学性能而受到广泛关注,被认为是在极端条件下保护 Mo 合金的理想涂层材料^[6-8]。

然而,由于涂层和基体之间的热力学性能和物理性能存在差异,涂层在从沉积温度冷却到室温的过程中会产生残余应力,其大小与涂层和基体的热膨胀系数(CTE)、杨氏模量、泊松比及涂层厚度等因素有关^[9-11]。残余应力对涂层的质量和服役状态有着重要的影响,直接关系到涂层的结合强度、断裂强度和硬度等诸多力学性能^[12]。其中,涂层与基体间的结合强度是涂层重要的性能指标之一,对涂层材料来说,涂层与基体之间的结合强度决定着涂层的成效。对于 MoSi₂ 涂层体系来说,涂层的结合强度将直接影响到 MoSi₂ 涂层在高温下的抗氧化性能和热震性能,但目

前关于残余应力对 MoSi₂ 涂层结合强度影响机理的研究仍然较少,缺乏系统的机理研究。因此,研究残余应力对 MoSi₂ 涂层结合强度的影响具有重要意义,可为 MoSi₂ 涂层的应用提供更好的指导作用。

在众多研究残余应力的方法中,有限元分析(FEA)具有表征应力微观特征的独特能力,已被广泛应用于研究热障涂层和其他体系涂层的残余应力^[13-15]。与其他方法相比,有限元模拟的可视化界面可以清晰地显示涂层与基体之间的应力分布以及界面处的应力情况,为评价涂层的残余应力提供了更加方便快捷的途径。因此,本文先利用粉末包渗法(PC)制备不同厚度的 MoSi₂ 涂层,然后基于有限元分析(FEA),建立计算 MoSi₂ 涂层残余应力的有限元模型,研究粉末包渗法(PC)制备的不同厚度的 MoSi₂ 涂层的残余应力与结合强度之间的关系,以及退火处理对涂层残余应力和结合强度的影响。

1 MoSi₂ 涂层显微组织分析

实验以 Mo 合金为基体, Si 粉(200 目)、填充剂(Al₂O₃)和少量活化剂(NaF)为主要实验原料,采用粉末包渗法(PC)制备 MoSi₂ 涂层。图 1 为制备

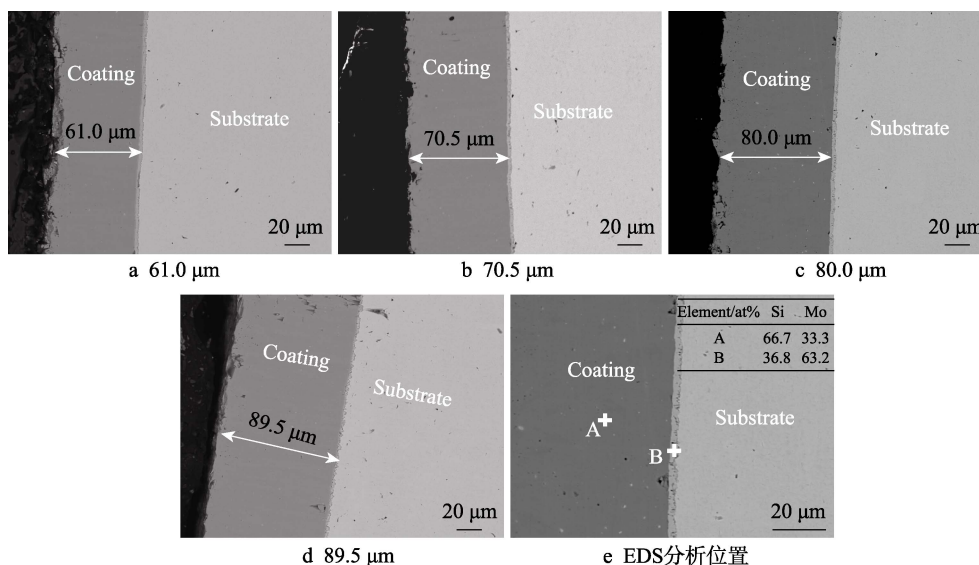


图 1 粉末包渗法(PC)制备的不同厚度 MoSi₂ 涂层的截面 EPMA 图片

Fig.1 EPMA image of cross section of MoSi₂ coating with different thickness prepared by packing cementation (PC) method: e) EDS analysis position

的不同厚度涂层的截面 EPMA 图片, 涂层主体层的厚度分别为 61.0、70.5、80.0、89.5 μm。从图中可以观察到, 涂层和基体具有明显不同的衬度, 涂层的厚度均匀, 且界面平直清晰, 在涂层主体层与基体之间还存在一层厚度约 1~2 μm 的中间扩散层 (IDZ)。为确定涂层主体层和 IDZ 的成分, 对图 1e 中涂层主体层 (A 位置) 和 IDZ (B 位置) 进行了能谱分析, 从元素分析结果可以看出, 涂层主体层为 MoSi₂, IDZ 层为 Mo₅Si₃。

为了进一步确定涂层的相成分, 对表面处理过的涂层样品进行 XRD 物相分析, 结果如图 2 所示。从 XRD 的分析结果可以发现, 涂层主体层为 MoSi₂。

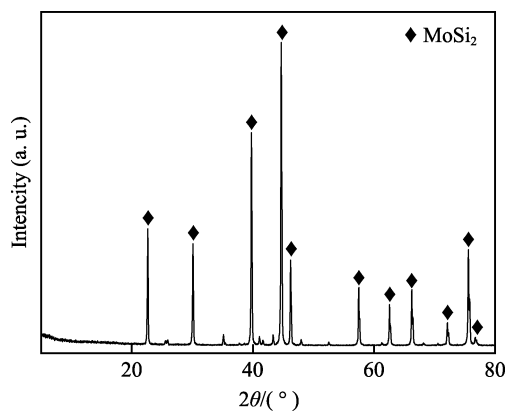


图 2 涂层表面 XRD 分析结果
Fig.2 XRD analysis results of coating surface

2 有限元模型建立

2.1 有限元模型描述

基于实验获得的数据, 利用有限元软件 Abaqus 的标准/显式模块建立如图 3 所示的二维平面模型, 涂层的厚度分别设定为 61.0、70.5、80.0、89.5 μm, 基体的厚度为 1 mm, 长度为 1.5 mm。由于涂层在未进行退火之前, Mo₅Si₃ 层的厚度很小, 并且对涂层应力产生的影响非常有限, 因此在建立有限元模型的过程中不考虑 Mo₅Si₃ 层的作用。此外, 为了简化计算, 分别约束模型左侧在 X 方向上的自由度和底部在 Y 方向上的自由度, 并对模型做出一系列合理的假设, 来计算涂层在室温 (25 ℃) 下的残余应力。假设: 1) 涂层与基体之间为完美结合, 且不存在相对滑动; 2) 整个涂层体系中不存在微裂纹或微缺陷; 3) 涂层体系处于均匀的温度场中, 涂层与基体均不存在热传导现象; 4) 模拟的初始温度为 1200 ℃, 温度线性下降至室温 (25 ℃), 并且 1200 ℃为初始的无应力状态。

使用四节点平面应变减缩积分单元 (CPE4R) 对

模型进行网格划分, 单元尺寸在涂层/基体界面附近以梯度的方式逐渐减小, 因为在涂层/基体界面处容易出现应力集中现象, 需要对界面处的网格进行细化。在涂层和基体厚度的边缘附近也引入细网格。为了提高有限元模拟结果的准确性, 对网格进行细化, 直到模拟结果只发生微小的变化为止。有限元模型所需的具体材料参数如表 1 所示^[16-18]。

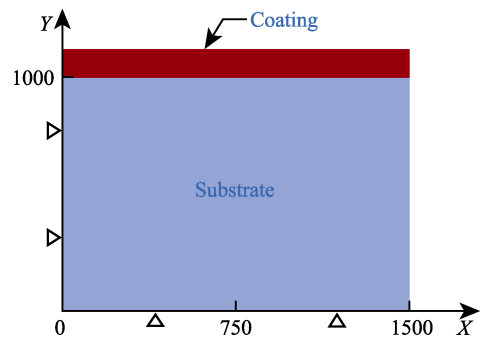


图 3 涂层/基体二维模型示意图
Fig.3 2D model schematic diagram of coating/substrate

表 1 有限元模型所需材料参数
Tab.1 Materials parameters in finite element simulations

Property	Materials		
	MoSi ₂	Mo ₅ Si ₃	Mo
Young's modulus/GPa	440	327	324
Poisson's ratio	0.15	0.27	0.32
Thermal expansion coefficient/ (×10 ⁻⁶ ℃ ⁻¹)	8.52	5.82	4.9

2.2 有限元模型的验证

根据双轴应力分析模型, 涂层中的法向残余应力可以根据以下公式计算得到^[19]:

$$\sigma_c = \frac{E_{ec} \int_{T_r}^{T_d} (\alpha_c - \alpha_s) dT}{1 + 4 \left(\frac{E_{ec}}{E_{es}} \right) \left(\frac{h}{H} \right)} \tag{1}$$

$$E_{ec} = \frac{E_c}{1 - \nu_c} \tag{2}$$

$$E_{es} = \frac{E_s}{1 - \nu_s} \tag{3}$$

为了验证有限元模拟结果的准确性, 以 61.0 μm 厚度的 MoSi₂ 涂层为验证对象, 将有限元模型与上述分析模型计算的法向残余应力进行比较, 结果如图 4 所示。从图中可以看到, 有限元模型的计算结果与分析模型的计算结果吻合较好, 这表明建立的有限元模型是行之有效的。

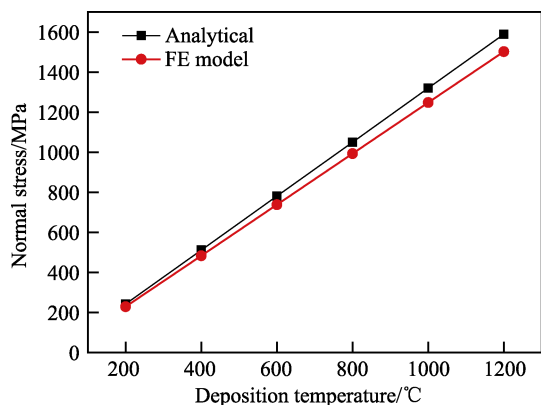
图4 MoSi₂涂层法向残余应力随沉积温度的变化

Fig.4 Change of normal residual stress of MoSi₂ coating with the deposition temperature

3 结果与讨论

3.1 涂层厚度对涂层残余应力和结合强度的影响

对于涂层/基体系统来说,涂层厚度是一个非常重要的参数,研究涂层厚度对涂层残余应力的影响是非常有必要的。通常,残余拉应力倾向于导致涂层在界面垂直方向开裂,最终在裂纹终端形成切应力集中,致使涂层分层;而残余压应力则为涂层的屈曲和最终剥落提供驱动力。由于MoSi₂涂层的热膨胀系数大于Mo合金基体的热膨胀系数(见表1),故涂层内部的法向残余应力表现为残余拉应力。利用有限元模型对不同厚度涂层的法向残余应力进行计算,结果如图5所示。从图中可以观察到,涂层的法向残余应力随涂层厚度的增加而减小。当涂层厚度由61.0 μm增

加至89.5 μm时,法向残余应力由1590 MPa减小到1502 MPa,下降了5.5%。这是由于随着涂层厚度的增加,涂层基体会发生弯曲,引起应力松弛,从而降低涂层的应力^[20-22]。

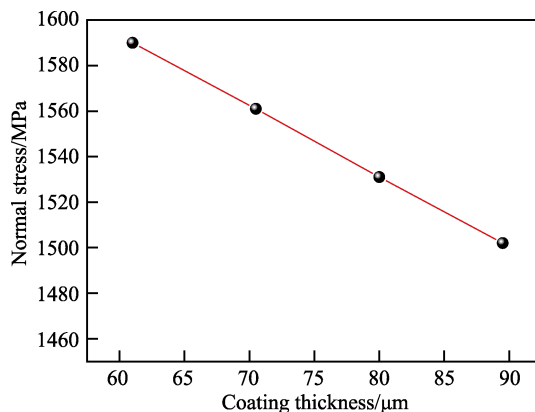
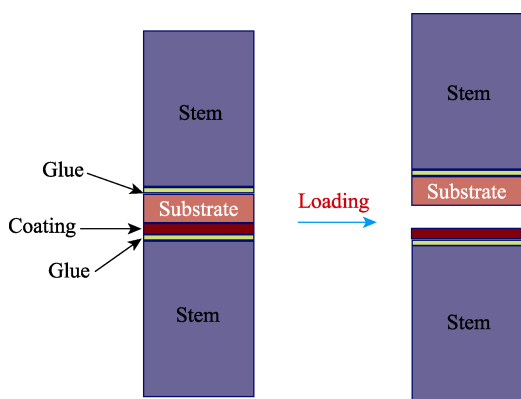
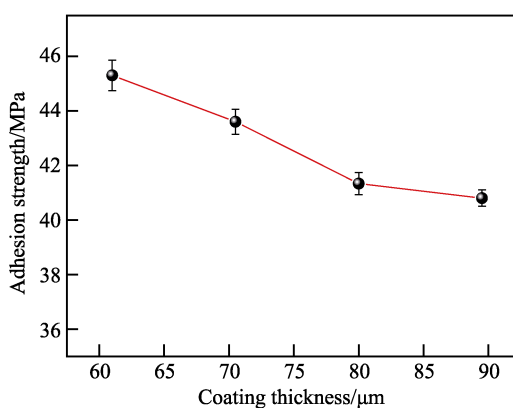
图5 MoSi₂涂层厚度对法向残余应力的影响

Fig.5 Effect of MoSi₂ coating thickness on normal residual stress

根据ASTM-C633标准,利用CSS型万能试验机对涂层的结合强度进行了测试,加载速率为1 mm/min,其测试示意图与结果分别如图6a和6b所示。在图6a中,结合强度测试所需的粘结剂为FM-1000,粘结强度约为70 MPa,粘结剂的固化温度为195 °C,固化时间为3 h。从图6b可以发现,涂层与基体间的结合强度随着涂层厚度的增加而减小,然而通过有限元计算的法向残余应力却随涂层厚度的增加而减小,与涂层结合强度的变化趋势不吻合。这说明要进一步了解残余应力对涂层结合强度的影响,必须清楚涂层内部的残余应力分布。



a 测试示意图



b 测试结果

图6 MoSi₂涂层结合强度测试示意图及测试结果

Fig.6 Schematic diagram and results of MoSi₂ coating bonding strength test: a) schematic diagram of bonding strength test; b) bonding strength test results

切向残余应力的存在倾向于使裂纹沿着界面扩展,导致涂层与基体分离,因此,它常被作为评价涂层结合强度的标准^[23-24]。为此,进一步分析界面处切向残余应力随涂层厚度的变化是非常有必要的。利用

有限元模型对界面处的切向残余应力进行了模拟计算,结果如图7所示。从图7a中可以看出,由于边缘效应的影响,切向残余应力在靠近涂层界面边缘附近形成了应力集中,这容易导致涂层在边缘处产生裂

纹,破坏涂层体系的结构完整性。为了解涂层界面处切向残余应力的状况,分别取涂层界面处切向残余应力的最大值进行分析,结果如图 7b 所示。从图 7b 可以清楚地看到,涂层最大切向残余应力随涂层厚度的增加而增大。当涂层厚度由 61.0 μm 增加至 89.5 μm

时,最大切向残余应力由-375 MPa 增大到-405 MPa,增大了 8%,与图 6b 中涂层结合强度随涂层厚度的增加而减小的变化趋势相吻合,这说明界面切向残余应力会直接影响 MoSi₂ 涂层的结合强度。

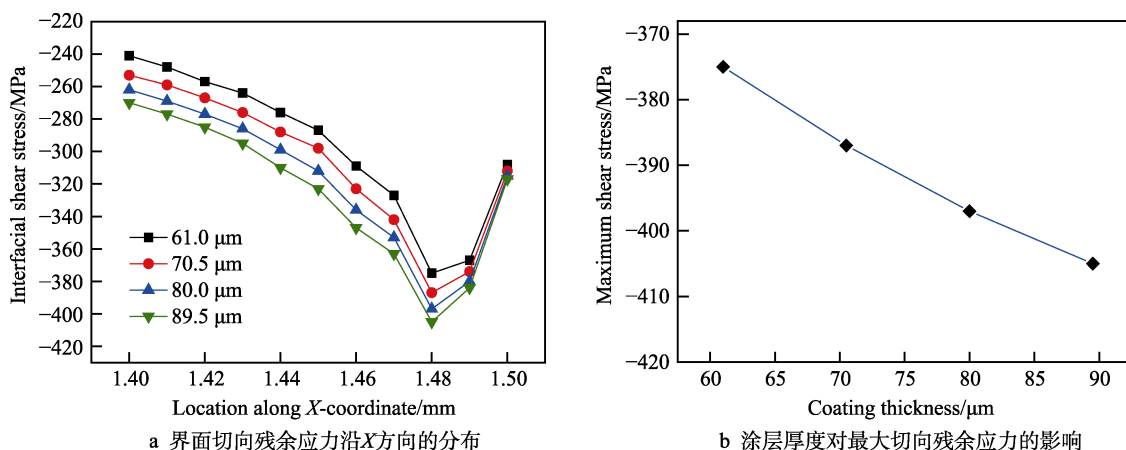


图 7 MoSi₂ 涂层厚度对界面切向残余应力的影响

Fig.7 Effect of MoSi₂ coating thickness on interface tangential residual stress: a) distribution of interfacial tangential residual stress along the *X* direction; b) effect of coating thickness on the maximum tangential residual stress

3.2 退火对涂层残余应力和结合强度的影响

退火是一种提高涂层与基体间结合强度的常用热处理手段。目前,关于退火对 MoSi₂ 涂层残余应力和结合强度影响的报道还非常少。Sun 等^[25]研究了氧化后的 MoSi₂ 涂层的结合强度,发现氧化后,涂层的结合强度有较大提升,但并未对其机理进行分析。本

文采用在 1200 $^{\circ}\text{C}$ 的真空环境下处理 3 h 的退火工艺,对退火后的涂层截面进行显微组织分析,结果如图 8 所示。从图中可以观察到,涂层在退火后,MoSi₂ 主体层的厚度有所减小,但是 Mo₅Si₃ 层的厚度明显增加,达到了 10 μm ,涂层的总厚度也出现了相应的增大。这主要是由于在退火过程中,Si 原子在化学位梯度的驱动下发生了扩散,与基体反应生成了 Mo₅Si₃。

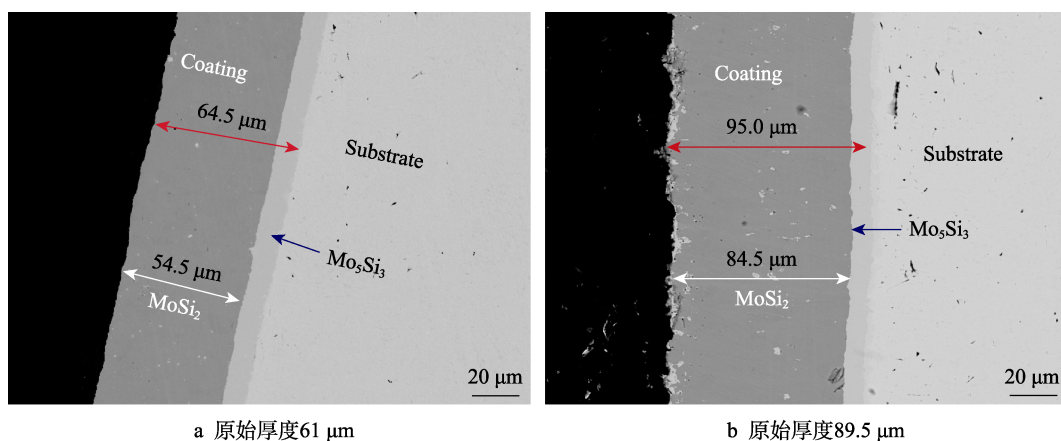


图 8 MoSi₂ 涂层退火后截面 EPMA 图片

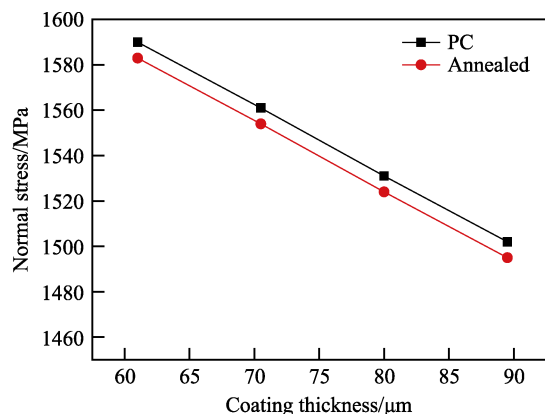
Fig.8 EPMA image of MoSi₂ coating after annealing: a) original thickness of 61 μm ; b) original thickness of 89.5 μm

根据退火后 MoSi₂ 涂层的显微形貌和相组成,利用建立的有限元模型分析了退火处理对涂层残余应力与结合强度的影响,结果如图 9 所示。从图 9a 可以发现,退火处理后,涂层的法向残余应力没有明显的变化。从图 9b、c 可以看出,退火后,涂层界面切向残余应力的最大值仍出现在模型界面边缘处,并且切向残余应力的最大值均降低了 10%左右。这是由于

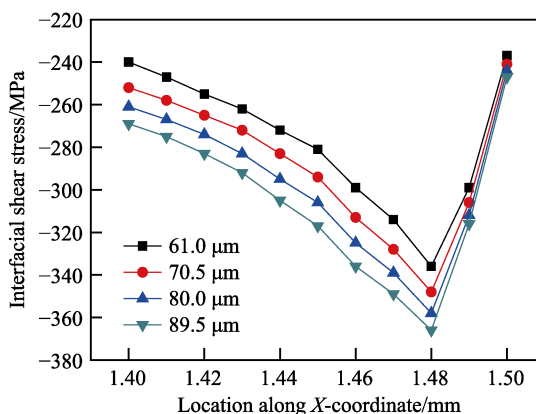
形成的 Mo₅Si₃ 中间扩散层的热膨胀系数介于涂层与基体的热膨胀系数之间,起到了改善涂层界面处切应力集中的作用,而切向残余应力是评价涂层结合强度的标准,对于涂层结合强度来说至关重要,涂层切向残余应力的减小,使得涂层结合强度提高。此外,根据涂层退火后最大切向残余应力的变化趋势,原始厚度为 61.0 μm 的 MoSi₂ 涂层在退火后,其界面切向残

余应力的最大值仍然最小 (-336 MPa)。对比退火前后界面切向残余应力最大值的变化还可以发现,相较于改变涂层的厚度,退火处理能在更大程度上改善 MoSi_2 涂层的切应力集中。图 9d 表明,经退火处理后, MoSi_2 涂层的结合强度均有明显提高,结合强度

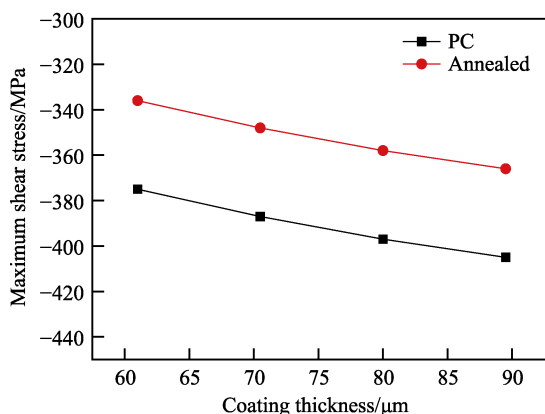
均提高了 20% 左右,其中原始厚度 $61.0\text{ }\mu\text{m}$ 的 MoSi_2 涂层在退火后具有最高的结合强度,其结合强度达到了 54.4 MPa 。这说明退火处理更有利于涂层与基体之间的结合,比减小涂层厚度能在更大程度上提高 MoSi_2 涂层的结合强度。



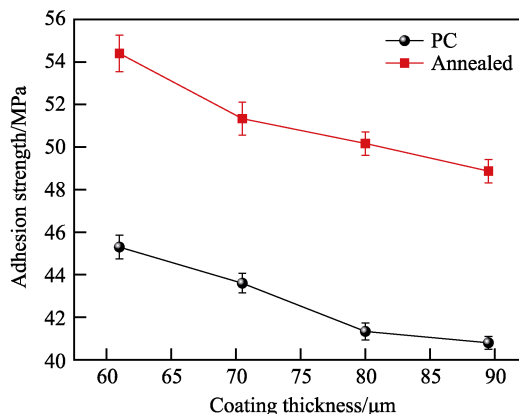
a MoSi_2 涂层退火前后法向残余应力随涂层厚度的变化



b 不同厚度的 MoSi_2 涂层退火后界面切向残余应力的分布



c MoSi_2 涂层退火前后最大切向残余应力随涂层厚度的变化



d MoSi_2 涂层退火前后结合强度随涂层厚度的变化

图 9 退火处理对 MoSi_2 涂层残余应力与结合强度的影响

Fig.9 Effect of annealing treatment on residual stress and bond strength of MoSi_2 coating: a) change of normal residual stress of MoSi_2 coating before and after annealing with the thickness of coating; b) distribution of interfacial tangential residual stress of annealed MoSi_2 coatings with different thickness; c) change of the maximum tangential residual stress of MoSi_2 coating before and after annealing with the coating thickness; d) change of bonding strength of MoSi_2 coating before and after annealing with the coating thickness

4 结论

1) 利用粉末包渗法 (PC) 制备了不同厚度且界面平直的 MoSi_2 涂层,其主要组成为 MoSi_2 主体层和 Mo_5Si_3 中间扩散层。退火后, MoSi_2 主体层的厚度有所减小,但是 Mo_5Si_3 层的厚度明显增加,涂层的总厚度增大。

2) 涂层的结合强度随涂层厚度的增加而减小,利用有限元模拟计算发现, MoSi_2 涂层的法向残余应力随涂层厚度的增加而减小,而最大切向残余应力随涂层厚度的增加而增大,最大切向残余应力的变化与涂层结合强度的变化相吻合。

3) 有限元模拟结果表明,退火处理可以起到有

效改善涂层界面切应力集中的作用,涂层的最大切向残余应力均降低了 10% 左右。相较于减小涂层厚度,退火处理更有利于涂层与基体之间的结合,能在更大程度上提高 MoSi_2 涂层的结合强度。

参考文献:

- [1] SHARMA I G, CHAKRABORTY S P, SURI A K. Preparation of TZM alloy by aluminothermic smelting and its characterization[J]. Journal of alloys and compounds, 2005, 393(1-2): 122-127.
- [2] PAUL B, MAJUMDAR S, SURI A K. Microstructure and mechanical properties of hot pressed Mo-Cr-Si-Ti in-situ composite, and oxidation behavior with silicide coatings

- [J]. International journal of refractory metals and hard materials, 2013, 38: 26-34.
- [3] LIU G, ZHANG G J, JIANG F, et al. Nanostructured high-strength molybdenum alloys with unprecedented tensile ductility[J]. Nature materials, 2013, 12(4): 344-350.
- [4] NYUTU E K, KMETZ M A, SUIB S L. Formation of MoSi₂-SiO₂ coatings on molybdenum substrates by CVD/MOCVD[J]. Surface & coatings technology, 2006, 200(12-13): 3980-3986.
- [5] CHAKRABORTY S P, BANERJEE S, SHARMA I G, et al. Development of silicide coating over molybdenum based refractory alloy and its characterization[J]. Journal of nuclear materials, 2010, 403(1-3): 152-159.
- [6] PEREPEZKO J H. Surface engineering of Mo-base alloys for elevated-temperature environmental resistance[J]. Annual review of materials research, 2015, 45(1): 519-542.
- [7] PEREPEZKO J H, SAKIDJA R. Oxidation resistant coatings for ultrahigh temperature refractory Mo-base alloys[J]. Advanced engineering materials, 2009, 11(11): 892-897.
- [8] HUANG J F, WANG B, LI H J, et al. A MoSi₂/SiC oxidation protective coating for carbon/carbon composites[J]. Corrosion science, 2011, 53(2): 834-839.
- [9] SEIDL W M, BARTOSIK M, KOLOZSVÁRI S, et al. Influence of coating thickness and substrate on stresses and mechanical properties of (Ti,Al,Ta)N/(Al,Cr)N multilayers[J]. Surface and coatings technology, 2018, 347: 92-98.
- [10] KLAUS M, GENZEL C. Nondestructive separation of residual stress and composition gradients in thin films by angle- and energy-dispersive X-ray diffraction. I. Theoretical concepts[J]. Journal of applied crystallography, 2017, 50(1): 252-264.
- [11] NAYEBPASHAEI N, SEYEDEIN S H, ABOUTALEBI M R, et al. Finite element simulation of residual stress and failure mechanism in plasma sprayed thermal barrier coatings using actual microstructure as the representative volume[J]. Surface and coatings technology, 2016, 291: 103-114.
- [12] BUCHMANN M, GADOW R, TABELLION J. Experimental and numerical residual stress analysis of layer coated composites[J]. Materials science & engineering A, 2000, 288(2): 154-159.
- [13] YU Q M, HE Q. Effect of material properties on residual stress distribution in thermal barrier coatings[J]. Ceramics international, 2018, 44(3): 3371-3380.
- [14] YANG M, ZHU Y, WANG X, et al. Effect of five kinds of pores shape on thermal stress properties of thermal barrier coatings by finite element method[J]. Ceramics international, 2017, 43(13): 9664-9678.
- [15] FAN X Y, WANG H J, NIU M, et al. Experiments and transient finite element simulation of γ -Y₂Si₂O₇/B₂O₃-Al₂O₃-SiO₂ glass coating on porous Si₃N₄ substrate under thermal shock[J]. Ceramics international, 2018, 44(2): 4072-4079.
- [16] JAIN M K, DAS J, DEB S, et al. Analysis of residual thermal stresses in MoSi₂ based laminated composites[J]. International journal of refractory metals and hard materials, 2017, 68: 9-18.
- [17] ERIK S, STEN E, HÅKAN R, et al. Effect of site occupation on thermal and mechanical properties of ternary alloyed Mo₅Si₃[J]. Acta materialia, 2005, 53(2): 357-365.
- [18] HAYASHI T, ITO K, TAKAMOTO M, et al. Elastic and thermal expansion anisotropy of Mo-based 5-3 silicides [J]. Materials science forum, 2005, 475-479: 695-698.
- [19] STONEY G G. The tension of metallic films deposited by electrolysis[J]. Proceedings of the Royal Society of London, 1909, 82: 172-175.
- [20] CHAWLA V, JAYAGANTHAN R, CHANDRA R. Analysis of thermal stress in magnetron sputtered TiN coating by finite element method[J]. Materials chemistry and physics, 2009, 114(1): 290-294.
- [21] CHAWLA V, JAYAGANTHAN R, CHANDRA R. Finite element analysis of thermal stress in magnetron sputtered Ti coating[J]. Journal of materials processing technology, 2008, 200(1-3): 205-211.
- [22] HAIDER J, RAHMAN M, CORCORAN B, et al. Simulation of thermal stress in magnetron sputtered thin coating by finite element analysis[J]. Journal of materials processing technology, 2005, 168(1): 36-41.
- [23] BIAN D, YANG D L, ZHAO Z A, et al. Effect of elastic modulus and thickness of the interlayer on the bond strength for ceramic coating-substrate system[J]. Ceramics international, 2015, 41(7): 9088-9092.
- [24] QIU L S, ZHU X D, XU K W. Internal stress on adhesion of hard coatings synthesized by multi-arc ion plating[J]. Surface and coatings technology, 2017, 332: 267-274.
- [25] SUN J, FU Q G, HUO C X, et al. Oxidation response determined by multiphase-dependent melting degree of plasma sprayed MoSi₂ on Nb-based alloy[J]. Journal of alloys and compounds, 2018, 762: 922-932.