

Y 对 Nb 基体表面包埋渗铝涂层微观组织和生长机制的影响

郑力玮^{1,2}, 刘恩泽¹, 郑志¹, 宁礼奎¹, 佟健¹, 谭政¹, 李海英¹

(1. 中国科学院金属研究所, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 中国科学技术大学 材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110016)

摘要: 通过向包埋渗铝剂中添加 Y_2O_3 粉末在纯 Nb 基体表面制备了 Y 改性的渗铝涂层, 研究了 Y 对涂层微观组织和生长机制的影响。结果表明, Y 对涂层的相组成和 NbAl_3 相的晶粒形态均无明显影响。随包埋剂中 Y_2O_3 添加量的增加, 涂层表面的 Y 含量升高。Y 改性后, 涂层的生长机制由受 Al 原子的沿晶扩散控制转变为受 Al 原子的晶内扩散控制, 降低了涂层的生长速率, 并使 NbAl_3 相的柱状晶区形成了 $<010>/\text{ND}$ 和 $<110>/\text{ND}$ 的 2 种丝织构。

关键词: Nb; 包埋渗; 铝化物涂层; 活性元素效应

中图法分类号: TG174.445

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)12-4117-08

Nb 及其合金具有较高的熔点、适中的密度、良好的高温抗蠕变能力和室温韧性^[1-3], 是大推力航天发动机尾喷管^[4]、高性能燃气轮机涡轮叶片^[5]、难熔金属型芯^[6]等航空、航天领域使用的先进高温结构件的理想候选材料。然而, Nb 的抗氧化能力差, 氧化后生成快速生长氧化物, 极易发生灾难性氧化^[7-8]。尽管通过合金化可以在一定程度上提升 Nb 的抗氧化能力^[9-10], 但仍不能完全满足其作为高温结构材料的服役需求。因此, 在 Nb 基体表面制备防护涂层对提高其热防护能力具有重要意义。

铝化物涂层暴露在高温氧化气氛中, 可以在其表面形成氧化铝膜层, 氧化铝具有较低的氧扩散率, 可以有效抑制氧的进一步扩散^[11]。固体粉末包埋法可以视为一种原位的化学气相沉积法, 具有设备简单、操作方便、生产成本低等一系列优势^[12], 被广泛用于纯金属和合金基体表面的 NiAl ^[13]、 FeAl ^[14]、 TiAl ^[15] 等铝化物涂层的制备。在 Nb-Al 二元系的金属间化合物中, NbAl_3 相的铝含量最高, 具有最好的抗氧化能力^[16]。但相对于 NiAl 和 FeAl 等选择性氧化能力较强的铝化物, NbAl_3 氧化后不能形成致密的氧化铝膜层, 抗氧化能力较差^[17]。

向合金或涂层中添加 Y、Hf、Zr、La 等氧亲性和高的微量元素, 可以显著提高涂层的抗氧化能力,

这种现象被称为活性元素效应, 活性元素效应是改善 NbAl_3 抗氧化能力的重要途径。Doychak 等^[18]研究表明, 向 NbAl_3 基合金中添加适量的 Y 后, 其抗氧化能力显著提升, 氧化动力学常数降低到可以与 NiCrAl 合金相当的水平, 并且氧化后形成的 Al_2O_3 膜的形态由曲折、破碎转变为平直、致密。Tian 等^[19]研究表明, 通过向包埋剂中添加少量的 Y_2O_3 , 可以在 Mo 基合金表面制得 Y 改性的硅化物涂层, 且随 Y_2O_3 添加量的增加, 制得的 MoSi_2 涂层的厚度增加。Zhao 等^[20]的研究表明, 通过向包埋剂中添加少量的 Y_2O_3 可以在镍基高温合金表面制得 Y 改性的铝化物涂层, 且随 Y_2O_3 添加量的增加, 制得的铝化物涂层的总厚度减小。然而, 目前相关研究人员对于 Y 改性涂层的研究主要集中在 Y 添加量对渗铝涂层氧化动力学和氧化膜微观组织的影响, 致力于揭示 Y 改性提高涂层抗氧化能力的作用机制。渗铝涂层氧化前的微观组织对其抗氧化能力具有显著影响, 而 Y 改性对渗铝涂层微观组织和生长机制的影响, 目前仍缺乏进一步的实验研究。

本研究通过向包埋渗铝剂中添加 Y_2O_3 粉末在纯 Nb 基体表面制备了 Y 改性的渗铝涂层, 探究了 Y 改性对涂层微观组织和生长机制的影响, 确定了合理的 Y_2O_3 添加量, 为获得具有良好抗氧化能力的 NbAl_3 涂

收稿日期: 2022-12-08

基金项目: 国家重点研发计划 (2021YFC2202402); 辽宁省自然科学基金 (2019-MS-329)

作者简介: 郑力玮, 男, 1994 年生, 博士生, 中国科学技术大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110016, 电话: 024-83971729, E-mail: lwzheng16s@imr.ac.cn

层提供了理论指导。

1 实验

基体材料选用工业纯铌，牌号为 Nb1。使用线切割将试样加工为 $30 \text{ mm} \times 20 \text{ mm} \times 0.4 \text{ mm}$ 的片状。为了去除试样表面的氧化膜和油脂，将试样逐级打磨至 1000# SiC 水磨金相砂纸，在无水乙醇中超声波清洗 15 min，然后取出烘干。

通过固体粉末包埋法在基体表面制备渗铝涂层。包埋试验在管式可控气氛炉中进行，包埋粉料的组成为 2Al-0~10Y₂O₃-2NH₄Cl-bal.Al₂O₃（质量分数，%），其中，Al 粉（粒度小于 29.96 μm）和 Y₂O₃ 粉（粒度小于 13 μm）为渗剂，NH₄Cl 粉为催化剂，Al₂O₃ 粉（粒度小于 74 μm）为惰性填料。将包埋粉料混合均匀后，与待渗基体一起装入坩埚中，密封并置于管式可控气氛电阻炉中，通入流动的氩气作为保护气氛，以 6.5 °C/min 的升温速率加热至 1000 °C，保温 0.5/2 h，随炉冷却至 100 °C 以下出炉空冷至室温，打开坩埚，取出样品，清洗并烘干。

采用电子分析天平称量包埋试验前后试样的质量，以确定试样单位面积的渗铝增重。采用扫描电子显微镜（SEM）及其配备的 X 射线能谱（EDS）仪和电子背散射衍射（EBSD）仪对不同包埋参数下制备的涂层的微观组织进行表征。

2 实验结果

2.1 未改性试样的微观组织

图 1 显示了 Nb 基体在不含 Y₂O₃ 的包埋剂中保温 0.5 h 后得到的铝化物涂层的表面（图 1a）和截面形貌（图 1b）。可以发现，涂层表面由细小的颗粒状相组成（图 1a），涂层为单层结构，厚度约为 29 μm（图 1b）。由 XRD 分析可知，涂层的主体由 NbAl₃ 相构成（图 2）。在涂层中还存在少量的黑色点状相（图 1b），EDS 元素面扫描结果（图 3）表明，该相是一种贫 Nb 的氧化物。

利用 EBSD 对未改性涂层的微观组织进行了进一步表征，其结果如图 4 所示。由衍射带对比度图可知，涂层晶粒尺寸为微米级，且由外向内涂层的晶粒形态由等轴状向柱状转变（图 4a）。通过对电子背散射衍射产生的菊池花样进行标定，可以确定涂层的主体由 NbAl₃ 相组成（图 4b）。图 4c~4e 分别为涂层截面的晶粒取向分布图，可以发现，在轧向（RD）、横向（TD）和法向（ND）3 个方向上，涂层中的 NbAl₃ 晶粒取向分布较为随机，未发现明显的织构。

图 5 为 NbAl₃ 层中黑色点状相的 EBSD 花样。可

以发现，黑色点状相在 NbAl₃ 晶粒之间呈链状分布，且在点状相周围存在一些孔洞。通过对电子背散射衍射产生的菊池花样（图 5b）进行分析，可以获得黑色点状相的晶体结构信息，将结构分析结果与 EDS 成分分析结果相结合（图 3），可以确认黑色点状相为 $\alpha\text{-Al}_2\text{O}_3$ 。包埋粉末中的 Al₂O₃ 填料颗粒的尺寸远大于 Al₂O₃ 相的尺寸，因此，涂层内的 Al₂O₃ 不可能是涂层生长过程中嵌入涂层的惰性填料粉末。考虑到高温下纯 Nb 涂层内具有较高的 O 溶解度，涂层内部的 Al₂O₃ 可能在渗铝过程中，NbAl₃ 相中的 Al 原子氧化后形成的一种内氧化物。

2.2 Y₂O₃ 添加量对渗铝涂层成分和生长速度的影响

利用 EDS 成分分析确定了 Nb 基体在分别在含 1%、5% 和 10%（质量分数）的 Y₂O₃ 的包埋剂中保温

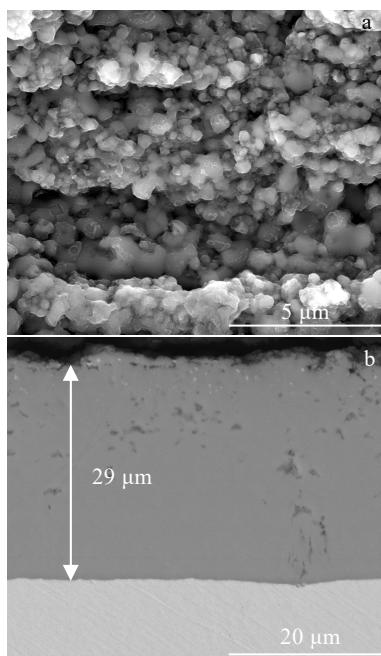


图 1 未改性涂层的 SEM 形貌

Fig.1 Surface (a) and cross-section (b) SEM morphologies of the undoped coating

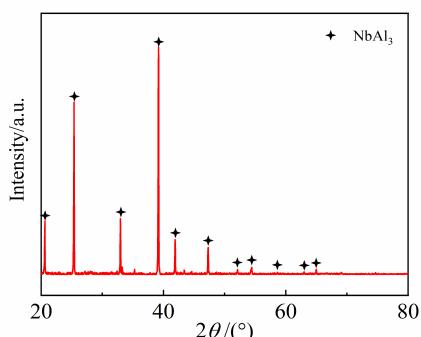


图 2 未改性涂层的 XRD 图谱

Fig.2 XRD pattern of the undoped coating

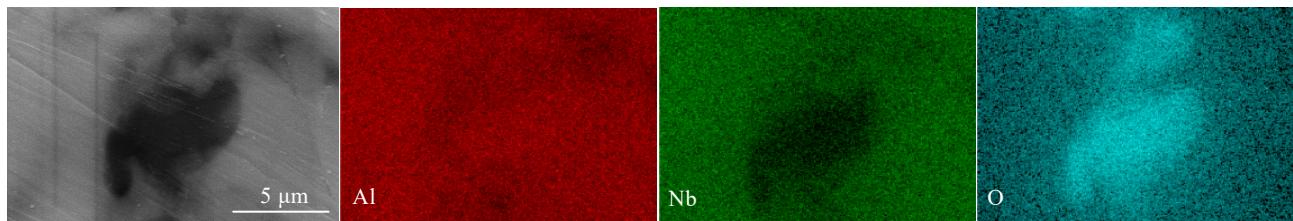


图3 未改性涂层中黑色点状相SEM照片及EDS元素面扫描

Fig.3 SEM image and EDS element mappings of the black spotted phase in the undoped coating

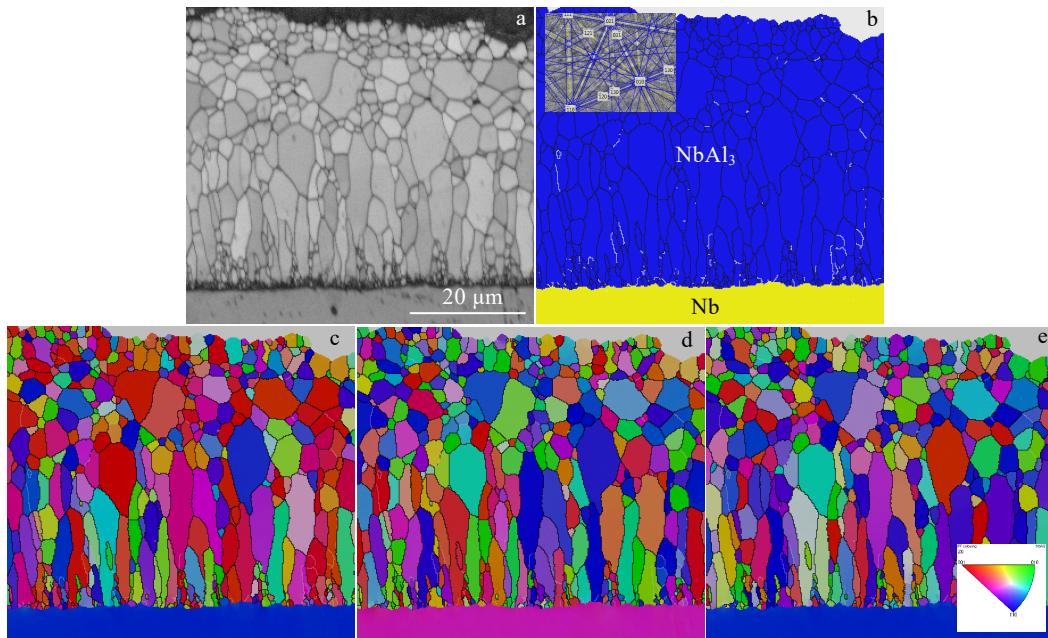


图4 未改性涂层的EBSD分析

Fig.4 EBSD analysis of the undoped coating: (a) band contrast image; (b) phase distribution+grain boundaries image (blue- NbAl_3 , yellow-Nb, black lines-grain boundaries and white lines-subgrain boundaries); grain orientation distributions of RD (c), TD (d), and ND (e)

0.5 h后得到的铝化物涂层的表面Y含量,其结果如图6所示。可以发现,随包埋剂中 Y_2O_3 添加量的增加,涂层表面的Y元素含量也持续增加。

图7显示了Nb基体在分别在含1%、5%和10%(质量分数) Y_2O_3 的包埋剂中保温0.5 h后得到的铝化物涂层的截面形貌。可以发现,在添加 Y_2O_3 的包埋剂中进行包埋渗铝,得到的铝化物涂层仍为单层结构,但随包埋剂中 Y_2O_3 添加量的增加,涂层的厚度显著减小。

利用电子天平称量试样渗铝前和渗铝后的质量,通过计算可以得到试样单位面积的渗铝增重。相对于通过图像测量得到的涂层厚度,单位时间内试样单位面积的增重量可以更精确地反映涂层的生长速度。

图8为Nb基体在分别在含1%、5%和10%(质量分数)的 Y_2O_3 的包埋剂中渗铝0.5 h后,试样的单

位面积渗铝增重量。可以发现,随包埋剂中 Y_2O_3 添加量的增加,试样的渗铝增重量持续减小。涂层厚度和试样渗铝增重量的减小均说明,Y改性后铝化物涂层的生长速度会显著减小。

综上所述,包埋剂中 Y_2O_3 添加量过高,会显著降低涂层的生长速度, Y_2O_3 添加量过低,进入涂层中的Y原子的量过少,均不利于提高铝铌化物涂层的抗氧化能力。

2.3 Y对渗铝涂层微观组织的影响

前人研究表明^[21],铝化物涂层的厚度会显著影响其寿命。因此, Y_2O_3 的添加量被选定为5%(质量分数),同时将渗铝保温时间相应延长至2 h,以期获得与未改性的试样厚度相近的铝铌化物涂层。在此工艺下渗铝,得到的铝化物涂层的表面和截面形貌如图9

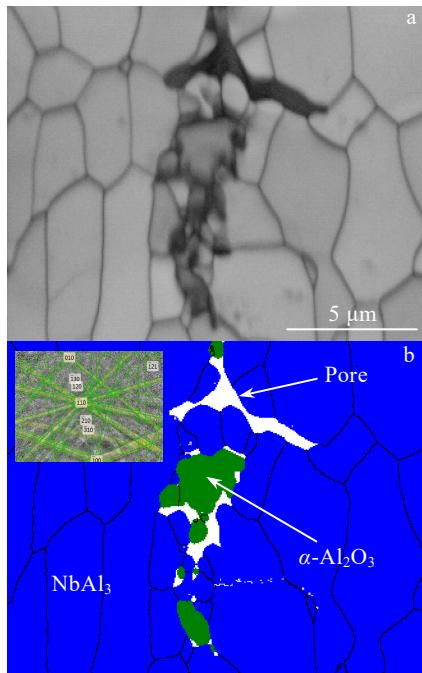


图 5 未改性涂层中黑色点状相的 EBSD 分析

Fig.5 EBSD analysis of the black spotted phase in the undoped coating: (a) band contrast image and (b) phase distribution + grain boundaries image (blue-NbAl₃, green- α -Al₂O₃, black lines-grain boundaries, and white lines-subgrain boundaries)

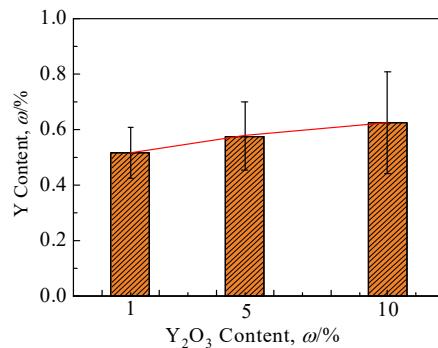


图 6 在不同 Y_2O_3 含量的包埋剂中渗铝得到的试样的表面平均 Y 含量

Fig.6 Average surface Y content of the specimens aluminized in the pack mixture with different Y_2O_3 contents

所示。可以发现，Y 改性后涂层表面仍由细小的颗粒状相组成，但颗粒之间的界面更加清晰（图 9a），且涂层仍为单层结构，厚度约为 31 μm（图 9b）。

利用 EBSD 对 Y 改性涂层的微观组织进行了进一步表征，其结果如图 10 所示。由衍射带对比度图可知，涂层的晶粒形态未发生明显变化（图 10a）。通过对电子背散射衍射产生的菊池花样进行标定，可以确定涂层的主体仍由 NbAl₃ 相组成（图 10b）。图 10 c~10e

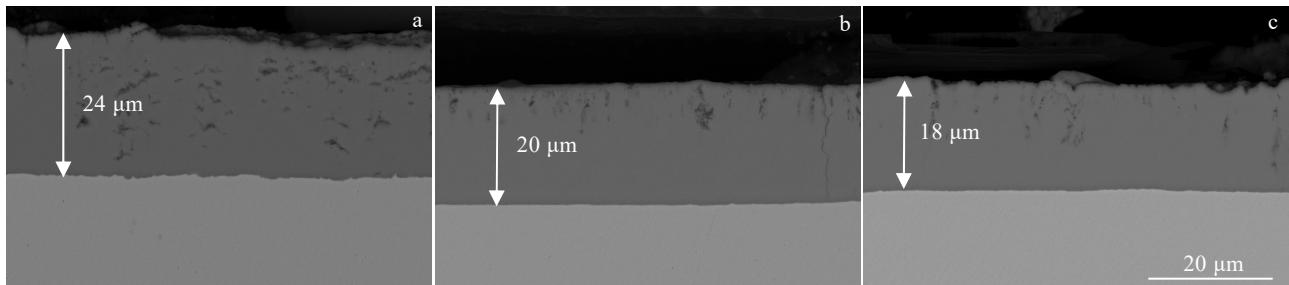


图 7 在不同 Y_2O_3 含量的包埋剂中渗铝得到的涂层的 SEM 形貌

Fig.7 SEM morphologies of the specimens aluminized in the pack mixtures with different Y_2O_3 contents: (a) 1%, (b) 5%, and (c) 10%

分别为涂层截面的晶粒取向分布图。可以发现，可见在 RD、TD 和 ND 3 个方向上，涂层等轴晶区的 NbAl₃ 晶粒取向较为随机，但柱状晶区的 NbAl₃ 晶粒取向具有一定的规律，可能存在某种织构。

在 Y 改性试样中也发现了少量的黑色点状相，EBSD 分析（图 11）表明，Y 改性后黑色点状相的晶体结构没有发生变化，仍为 α -Al₂O₃。

图 12a 显示了柱状晶区的 NbAl₃ 晶粒的反极图。可以发现，在 RD 和 TD 图中，NbAl₃ 晶粒的

择优取向为<001>，而在 ND 图中，NbAl₃ 晶粒的择优取向为<010>和<110>。进一步分析 NbAl₃ 晶粒的极图，可以发现 NbAl₃ 晶粒的<010>和<110>倾向于分布在平行于 ND 的方向上。这说明，涂层中的 NbAl₃ 晶粒存在<010>/ND 和<110>/ND 的 2 种丝织构。

综上所述，Y 改性对铝铌化物涂层的相组成和 NbAl₃ 相的晶粒形态没有显著的影响，但会使涂层中形成<010>/ND 和<110>/ND 2 种丝织构。

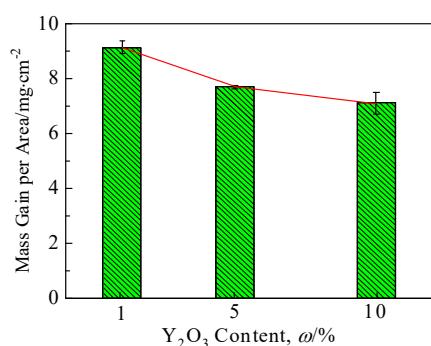


图8 在不同Y₂O₃含量的包埋剂中渗铝得到的试样的单位面积平均增重量

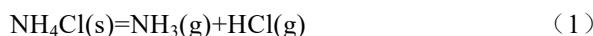
Fig.8 Average mass gain per area of the specimens aluminized in the pack mixture with different Y₂O₃ contents

3 分析与讨论

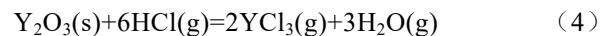
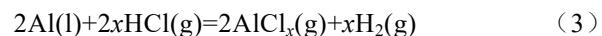
固体粉末包埋渗可以视为一种原位的化学气相沉积过程，一般认为，包埋涂层的形成过程可以被分为4个步骤^[22-23]。

(1) 包埋剂中的气相反应

在随炉加热的过程中，随着温度的升高，包埋粉末中的活化剂NH₄Cl会逐渐分解，产生HCl、H₂和N₂:



随后，包埋剂中的Al和Y₂O₃会与HCl反应生成含Al和含Y的氯化物气体：



同时 Al与N₂之间会发生一个副反应：



(2) 氯化物气体通过扩散穿越耗散区

包埋反应达到稳态后，试样表面附近的Al、Y₂O₃渗剂耗尽，仅留下Al₂O₃填料，形成一个类似于多孔介质的耗散区，氯化物气体需要通过扩散穿越耗散区

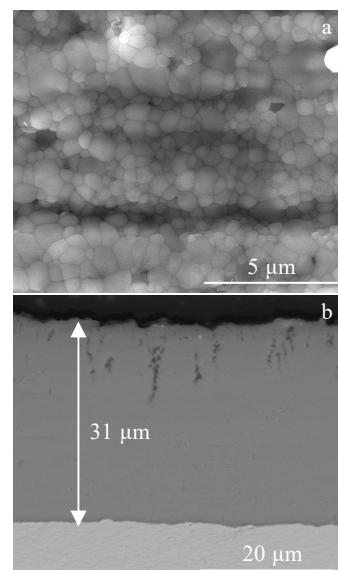


图9 Y改性涂层的SEM形貌

Fig.9 Surface (a) and cross-section (b) SEM morphologies of the Y-modified coating

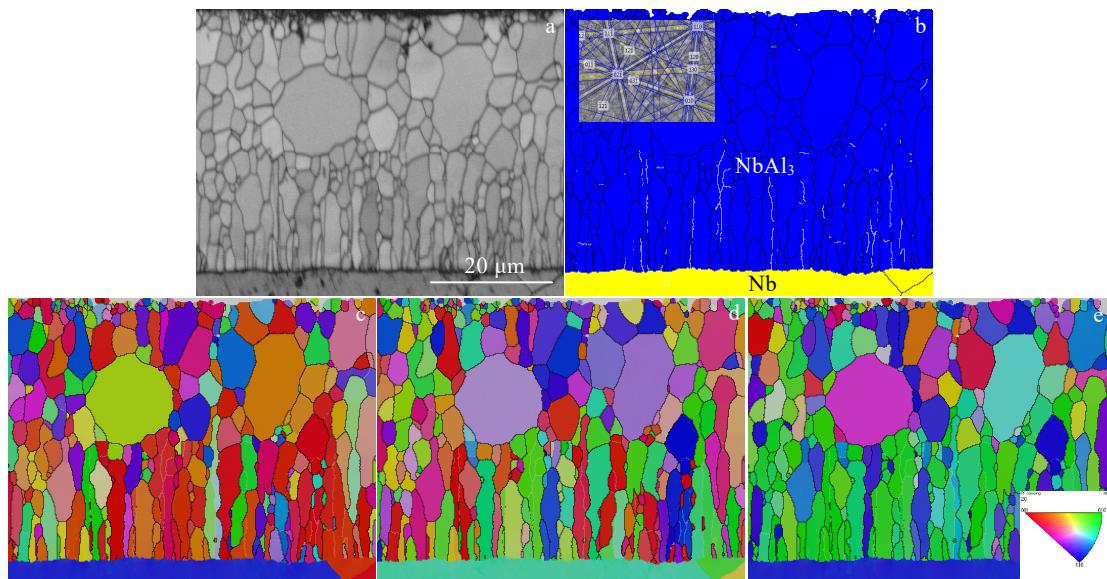


图10 Y改性涂层的EBSD分析

Fig.10 EBSD analysis of the Y-modified coating: (a) band contrast image; (b) phase distribution+grain boundaries image (blue-NbAl₃, yellow-Nb, black lines-grain boundaries and white lines-subgrain boundaries); grain orientation distributions of RD (c), TD (d), and ND (e)

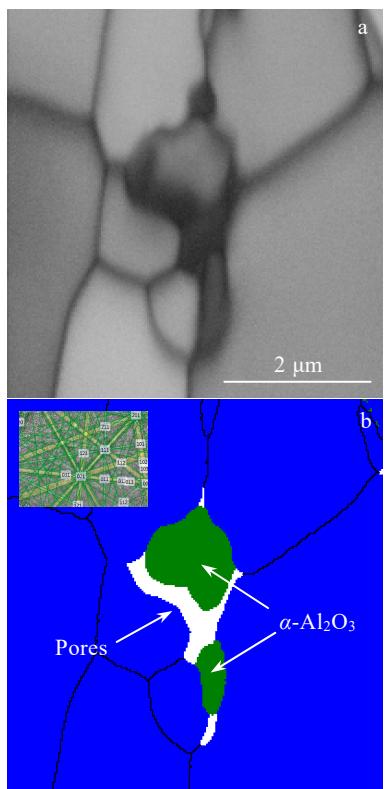


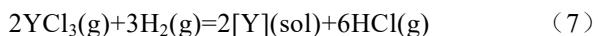
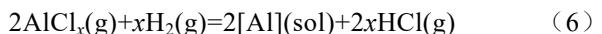
图 11 Y 改性涂层中黑色点状相的 EBSD 分析

Fig.11 EBSD analysis of the black spotted phase in the Y-modified coating: (a) band contrast image and (b) phase distribution+grain boundaries image (blue-NbAl₃, green- α -Al₂O₃, black lines-grain boundaries and white lines-subgrain boundaries)

才能达到涂层表面，气体在耗散区两端的气相分压差为气体穿越耗散区提供了驱动力。

(3) 涂层表面的吸附与化学反应

氯化物气体输送到涂层表面后，会吸附在涂层表面上并通过以下 2 个反应释放出活性 Al 原子和活性 Y 原子：



(4) 涂层中的固相扩散

表面反应释放出的活性 Al 原子和活性 Y 原子会通过固相扩散不断地进入到 NbAl₃ 涂层之中，使涂层不断生长。

改变包埋剂中 Y₂O₃ 的含量可能会改变包埋剂中氯化物的气相分压，使其通过耗散区的扩散通量发生改变，从而影响涂层的生长速度。

为了探究 Y 抑制铝铌化物涂层生长的机制，采用最小自由能法，计算了 1000 °C 下，Y₂O₃ 含量为 1%~10%（质量分数）的包埋反应体系中氯化物气体的平衡分压。为了便于比较，对数据进行进一步的处理，得到了氯化物气体分压的相对变化量 δ ：

$$\delta = \frac{p_x - p_1}{p_1} \times 100\% \quad (8)$$

式中， p_x 为氯化物气体在含有 $x\%$ （质量分数）的 Y₂O₃ 的包埋反应体系中的平衡分压， p_1 为氯化物气体在含有 1%（质量分数）的 Y₂O₃ 的包埋体系中的平衡分压。如图 13 所示，随包埋剂中 Y₂O₃ 质量分数的增加，气相中 YCl₃ 的平衡气相分压持续增大，并且相对变化量较大。因此，其他条件相同时，增大包埋剂中 Y₂O₃ 的添加量，可以增大 YCl₃ 气体穿越耗散区的扩散通量，从而使更多的 Y 原子进入到涂层中，使涂层表面的 Y 含量升高。如图 14 所示，随包埋剂中 Y₂O₃ 质量分数的增加，气相中 AlCl_x 的平衡气相分压均呈

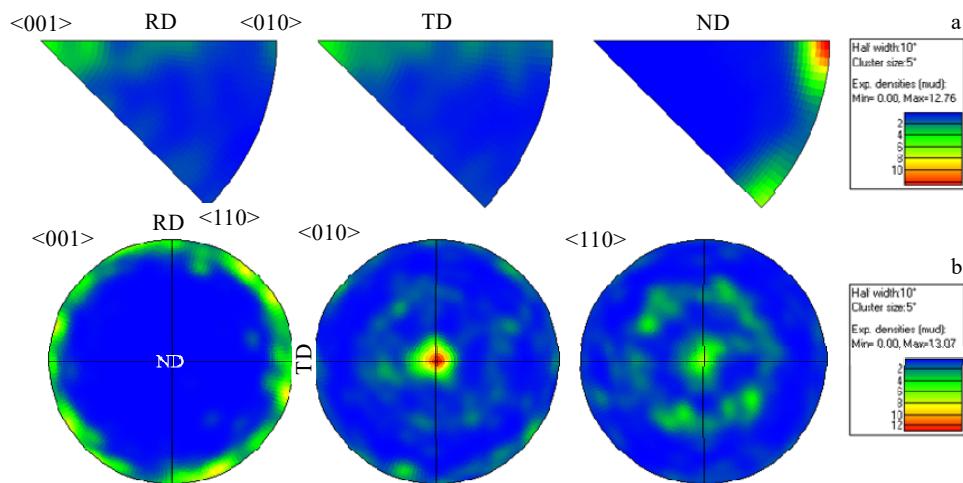
图 12 Y 改性涂层中柱状晶区 NbAl₃ 相的反极图和极图

Fig.12 Inverse pole figure (a) and pole figure (b) of the NbAl₃ phase in the columnar area of the Y-modified coating

现持续降低的趋势,但气相分压的相对变化量很小。因此,可以推断, AlCl_x 的平衡气相分压微小的降低不是 Y 降低涂层生长速度的主因。

如前文所述, NbAl_3 涂层中没有嵌入包埋剂中的氧化铝填料颗粒。因此, NbAl_3 涂层为内生型扩散涂层,涂层的生长主要受 Al 原子的向内扩散控制。如图 15a 所示,对于未掺杂的 NbAl_3 涂层,由于 Al 原子沿 NbAl_3 晶界的扩散速度远高于其在晶内的扩散速度,故其生长主要受 Al 原子的沿晶扩散控制,生长速度较快。如图 15b 所示,对于 Y 改性的 NbAl_3 涂层,Y 原子也将沿 NbAl_3 晶界向内扩散,Y 原子的半径较大,其占据晶间扩散通道后会阻塞 Al 原子的晶间扩散,Al 原子被迫沿晶内扩散通道扩散。因此,涂层的生长

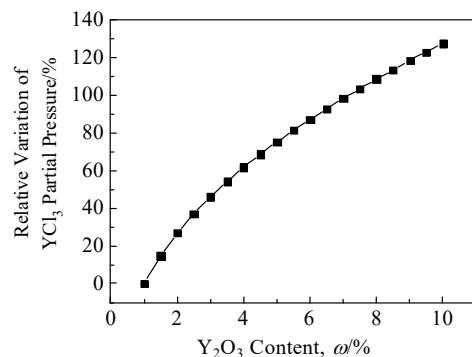


图 13 1000 °C下包埋剂中 Y 的氯化物的平衡气相分压的相对变化量与 Y_2O_3 含量的关系

Fig.13 Relative variation of the equilibrium partial pressures of the major Y-halide vapor species as a function of Y_2O_3 content in the pack mixture at 1000 °C

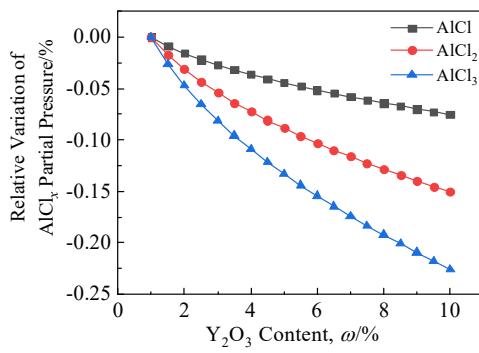


图 14 1000 °C下包埋剂中 Al 的氯化物的平衡气相分压的相对变化量与 Y_2O_3 含量的关系

Fig.14 Relative variation of the equilibrium partial pressures of the major Al-halide vapor species as a function of Y_2O_3 content in the pack mixture at 1000 °C

机制将由受 Al 原子的沿晶扩散控制转变为受 Al 原子的晶内扩散控制,这会使涂层的生长速度显著降低。

如图 16 所示, NbAl_3 晶体为体心四方结构,其 c 轴远长于 a 、 b 轴,具有显著的各向异性。前人研究表明^[24-25],在具有各向异性的晶体中,原子沿不同晶相的扩散系数也会表现出各向异性。因此,可以推断, Al 原子在 NbAl_3 晶内沿 $<010>$ 和 $<110>$ 的扩散速度较快,使涂层的柱状晶区出现了 $<010>/\text{ND}$ 和 $<110>/\text{ND}$ 2 种丝织构。等轴晶区的 NbAl_3 晶粒可能是柱状晶区的 NbAl_3 晶粒再结晶后形成的,因此失去了原有的丝织构。

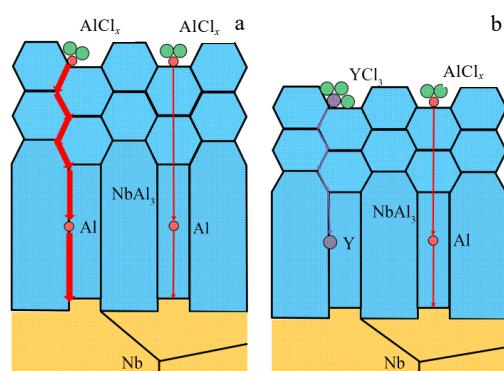


图 15 NbAl_3 涂层的生长机制示意图

Fig.15 Schematic diagrams of undoped NbAl_3 (a) and Y-modified NbAl_3 (b) coatings

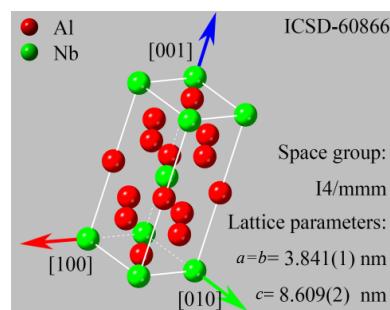


图 16 NbAl_3 相晶胞结构示意图

Fig.16 Schematic diagram of NbAl_3 crystal cell

4 结 论

1) 采用包埋渗铝工艺在纯 Nb 基体表面制备了 NbAl_3 涂层,通过向包埋剂中添加适量的 Y_2O_3 ,可以获得 Y 改性的 NbAl_3 涂层。Y 对涂层的相组成和 NbAl_3 相的晶粒形态均无明显影响。

2) 随包埋剂中 Y_2O_3 添加量的增加,包埋反应体系中 YCl_3 的平衡气相分压增大, YCl_3 气体穿过耗散区的扩散通量增加,涂层表面的 Y 含量升高。

3) Y 改性后, 涂层中的 Y 原子偏聚在 NbAl₃ 相的晶界上, 使涂层的生长机制由受 Al 原子的沿晶扩散控制转变为受 Al 原子的晶内扩散控制, 降低了涂层的生长速率并使 NbAl₃ 相的柱状晶区形成了<010>/ND 和<110>/ND 的 2 种丝织构。

参考文献 References

- [1] Guo H S, Guo X P. *Scripta Materialia*[J], 2011, 64(7): 637
- [2] Yang J X, Huang Y J, Liu B K et al. *Materials Characterization*[J], 2021, 174: 111 019
- [3] Zhang Ping(张平), Ke Kaixuan(柯凯旋), Chen Chenglong(陈成龙) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(3): 997
- [4] Zhou Xiaojun(周小军), Zhao Gang(赵刚), Yu Yongxiang(于永祥). *Science and Technology Innovation Herald*(科技创新导报)[J], 2011(14): 78
- [5] Wang Haiying(王海瑛). *Research on Iron and Steel*(钢铁研究)[J], 2005(4): 54
- [6] Beals J T, Shah D M, Snyder J et al. *China Patent*(中国专利), 200410088059.7[P]. 2004
- [7] Majumdar S, Arya A, Sharma I G et al. *Applied Surface Science*[J], 2010, 257(2): 635
- [8] Zhang, W P, Qiao Y Q, Guo X P. *Corrosion Science*[J], 2022, 199: 110 201
- [9] Zelenitsas K, Tsakirooulos P. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 416(1): 269
- [10] Geng J, Tsakirooulos P. *Intermetallics*[J], 2007, 15(3): 382
- [11] Zhang Zhongwei(张中伟), Wang Junshan(王俊山), Xu Zhengui(许正辉) et al. *Aerospace Materials & Technology*(宇航材料工艺)[J], 2004(2): 1
- [12] Gao Shan(高杉), Zou Jianpeng(邹俭鹏). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(3): 814
- [13] Liang C F, Liu W, Xia X B et al. *Vacuum*[J], 2022, 203: 111 288
- [14] Dong J, Sun Y H, He F Y. *Surface and Coatings Technology*[J], 2019, 375: 833
- [15] Zhou C G, Xu H B, Gong S K et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2003, 341(1): 169
- [16] Lei X J, Wang X P, Kong F T et al. *Vacuum*[J], 2021, 194: 110 589
- [17] Ulrich A S, Galetz M C. *Oxidation of Metals*[J], 2016, 86(5): 511
- [18] Doychak J, Hebsur M G. *Oxidation of Metals*[J], 1991, 36(1): 113
- [19] Tian X D, Guo X P, Sun Z P et al. *Journal of Rare Earths*[J], 2016, 34(9): 952
- [20] Zhao X S, Zhou C G. *Corrosion Science*[J], 2014, 86: 223
- [21] Rioult F, Sekido N, Sakidja R et al. *Journal of The Electrochemical Society*[J], 2007, 154(11): C692
- [22] John J T, Kale G B, Bharadwaj S R et al. *Thin Solid Films*[J], 2004, 466(1): 331
- [23] Majumdar S, Sharma I, Samajdar I et al. *Journal of The Electrochemical Society*[J], 2008, 155(12): D734
- [24] Ganeshan S, Hector L G, Liu Z K. *Computational Materials Science*[J], 2010, 50(2): 301
- [25] Das S K, Kim Y M, Ha T K et al. *Calphad*[J], 2013, 42: 51

Effects of Y on Microstructure and Growth Mechanism of Pack Aluminizing Coatings on Nb Substrate

Zheng Liwei^{1,2}, Liu Enze¹, Zheng Zhi¹, Ning Likui¹, Tong Jian¹, Tan Zheng¹, Li Haiying¹

(1. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China)

Abstract: Y modified aluminizing coatings were prepared on pure Nb substrates by aluminizing in the pack mixtures with Y₂O₃ addition. The effects of Y on the microstructure and growth mechanism of the coatings were studied. The results show that the Y has no obvious effect on the phase constitution of the coating and the grain morphology of NbAl₃ phase. With the increase in Y₂O₃ content in the pack mixtures, the Y content on the coating surface increases. After Y modification, the growth mechanism of the coatings is changed from being controlled by the intergranular diffusion of Al atoms to being controlled by the intragranular diffusion of Al atoms; it reduces the growth rate of the coatings and contributes to the formation of two kinds of silk textures (<010>/ND and<110>/ND) in the columnar crystal area of NbAl₃ phase.

Key words: Nb; pack cementation; aluminide coating; reactive element effect