

热喷涂 YSZ TBCs 的激光重熔研究现状与展望

李浪¹, 谢发勤¹, 吴向清¹, 赫家禹¹, 李国佼¹, 张涛¹, 周恺², 王少青³

(1. 西北工业大学 民航学院, 陕西 西安 710072)

(2. 西北有色金属研究院, 陕西 西安 710016)

(3. 西安工业大学, 陕西 西安 710021)

摘要: 热障涂层 (thermal barrier coatings, TBCs) 可有效降低先进涡轮和发动机热端部件的实际工作温度并提升其服役可靠性和耐久性。氧化钇稳定氧化锆 (yttria-stabilized zirconia, YSZ) TBCs 是目前主流的热障涂层体系, 但随着推重比的不断升高, 对 YSZ TBCs 的性能提出了更高的要求。激光重熔作为表面强化技术的重要手段, 被诸多研究者证明可用于强化 YSZ TBCs 并提升其综合性能。本文综述了激光重熔对热喷涂 YSZ TBCs 微观组织结构和性能的影响与强化机制, 包括微观形貌、相组成以及抗热冲击性能、抗高温氧化性能、抗熔蚀氧化物 (CMAS) 腐蚀破坏性能和抗冲蚀性能等。最后对该技术的发展趋势进行了展望, 对热喷涂 YSZ TBCs 的激光重熔研究和应用具有一定的参考和借鉴意义。

关键词: YSZ TBCs; 激光重熔; 热震; 高温氧化; CMAS 腐蚀

中图分类号: TG174.453

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)09-2403-13

1 引言

热障涂层 (thermal barrier coatings, TBCs) 是一种多层涂层体系, 在航空发动机中广泛应用于涡轮叶片、燃烧室火焰筒、高温定子、转子和尾喷管等与高温燃气直接接触的热端部件表面^[1-8]。TBCs 的存在不仅可使发动机热端部件表面温度降低约 170 °C^[9], 提高相关部件的温度承载上限, 降低燃料消耗并提升发动机性能, 还可以为相关部件提供抗高温氧化保护、抗熔盐腐蚀保护和抗冲蚀保护等^[10-14]。TBCs 可显著提高发动机热端部件的服役可靠性和耐久性, 具有非常重要而广泛的应用前景, 因此热障涂层技术是先进航空发动机涡轮叶片的关键技术之一。

TBCs 主要由底部的粘接层和顶部的陶瓷涂层组成, 其中粘接层以铝化物扩散层或复杂的 MCrAlY 合金涂层为主, 用于提高陶瓷涂层和基体间的结合强度并保护基体不被氧化; 面层则通常由 6wt%~9wt% 的 Y₂O₃ 稳定 ZrO₂ (YSZ) 组成, 可起到一定的热隔离效果^[6,15-17]。由于热喷涂成本低沉积效率高, 其涂层特有的层状多孔微观结构有利于降低 TBCs 的导热系数, 因此是目前使用最为广泛的 TBCs 沉积技术之一^[18-22], 其中超音速火焰喷涂多用于制备粘接层, 大气等离子喷涂 (air plasma spraying, APS) 则用以制备 YSZ 面层^[23-24]。

随着发动机推重比不断提高, 涡轮入口温度已超过

1200 °C, 商用 YSZ 涂层会发生严重的烧结和相变, 导致 TBCs 过早失效, 使相关部件发生破坏^[25-27]。为此, 相关学者对 TBCs 的失效行为进行了大量研究, 结果表明, 热喷涂 YSZ TBCs 中应力是导致涂层剥落的驱动力和根本原因, 高温氧化破坏、熔融氧化物 (CMAS) 腐蚀破坏和冲蚀是主要的失效诱因, 这些因素共同影响着 YSZ TBCs 的可靠性和耐久性^[4,28-29]。基于这些研究, 相关人员采取了针对性措施以提高 TBCs 的综合性能和耐久性, 激光重熔被证明是一种有效的技术手段。激光重熔相比于热等静压、真空热处理等 TBCs 后处理工艺具有热耗散小、效率高、应用灵活等优势^[30]; 相比于火焰重熔、电弧重熔和等离子体重熔, 激光重熔具有能量密度高、不会对基体性能产生明显影响等优点^[31]; 最后激光重熔还具备其它后处理技术无法实现的高冷却速率, 可获得更加细小的重熔层结构。

激光重熔是指采用高能量密度激光使金属或涂层表面快速熔化, 并在极大的温度梯度下快速凝固冷却, 获得极细或超细的组织结构, 进而获得高致密度、高硬度的强化层, 大幅提高材料综合性能^[32-33]。文献表明, 激光重熔可有效提高以 YSZ 为代表的热喷涂 TBCs 的耐久性^[34-36], 故本文将结合近二十年的相关研究报道, 简述激光重熔对热喷涂 TBCs 微观组织结构的影响, 综述激光重熔对热喷涂 YSZ TBCs 耐久性的影响, 并对其发展作出展望。

收稿日期: 2024-09-07

基金项目: 陕西省教育厅科研计划项目 (23JP065); 陕西省科技计划项目 (2024JC-YBMS-453)

作者简介: 李浪, 男, 1992 年生, 博士生, 西北工业大学民航学院, 陕西 西安 710072, E-mail: lilang999@mail.nwpu.edu.cn

2 激光重熔对热喷涂 YSZ TBCs 微观组织结构和力学性能的影响

2.1 表面形貌

受热喷涂工艺特点影响,不同熔化状态的颗粒将并存于 YSZ TBCs 表面,因此可观察到大量胞状凸起组织,此外还有明显的熔滴铺展形成的片状堆叠结构以及微裂纹和孔隙^[37]。激光的高温可使涂层二次熔化,故重熔涂层表面层片状堆叠结构、半熔化和未熔化颗粒将完全消失,但由于重熔层的快速凝固以及重熔产生的残余热应力和热失配应力,涂层会发生开裂^[38],所以在重熔 YSZ TBCs 表面存在随机分布的网格状裂纹。与此同时,由于熔池粘度较高且快速凝固,热喷涂涂层内部杂质和空气在重熔过程中形成的气泡没有足够的时间逃逸,这将导致孔洞和凹坑的形成^[39-40],但也有研究者认为,凹坑是涂层组织结构不均匀和激光重熔裂纹相互交接使应力集中导致涂层崩块所致^[41-42]。如图 1a 所示为典型的热喷涂 YSZ TBCs 表面形貌^[37],图 1b 所示为激光重熔热喷涂 YSZ TBCs 表面形貌^[43],尽管重熔层表面形成了网状裂纹和气孔,但涂层的表面粗糙度显著降低,致密度明显改善^[44-46]。

2.2 截面形貌

图 2a 为典型的热喷涂 YSZ TBCs 截面形貌,层状结构和较高的孔隙率是其最突出的特征^[47]。经激光重熔处理,重熔区涂层层状结构完全消失,但可能出现孔洞和垂直分布的裂纹,如图 2b 所示^[48],TC 表示表面涂层,BC 表示粘结层。裂纹的形成源于涂层的快速凝固和沿垂直涂层方向的高过冷度^[48-49],孔洞源于凝固时体积的快速收缩以及气体逃逸^[50-51]。尽管重熔层中出现了垂直裂纹和气孔,但与下方保留的喷涂涂层相比,孔隙率明显降低,致密度显著提高,这在许多文献中均得以证实^[52]。进一步研究发现,YSZ TBCs 的激光重熔层多具有图 2c 所示的柱状晶结构^[49]。

2.3 相组成

在 Yang 等人^[53]的报道中,APS 7YSZ TBCs 主要由 c-ZrO₂、m-ZrO₂ 以及 t'-ZrO₂ 相组成,由于激光重熔过程中的高冷却速率使 m-ZrO₂ 转变为 t'-ZrO₂,因此重熔后只有 t'-ZrO₂ 相和 c-ZrO₂ 相。Fan 等^[54]同样指出了激光重熔会使 APS YSZ TBCs 中的 m-ZrO₂ 向 t'-ZrO₂ 转变,同时还指出激光功率会对相含量产生影响,Zhu 等^[48]报道了类似的现象和结论,并进一步指出激光能量密度较低时熔

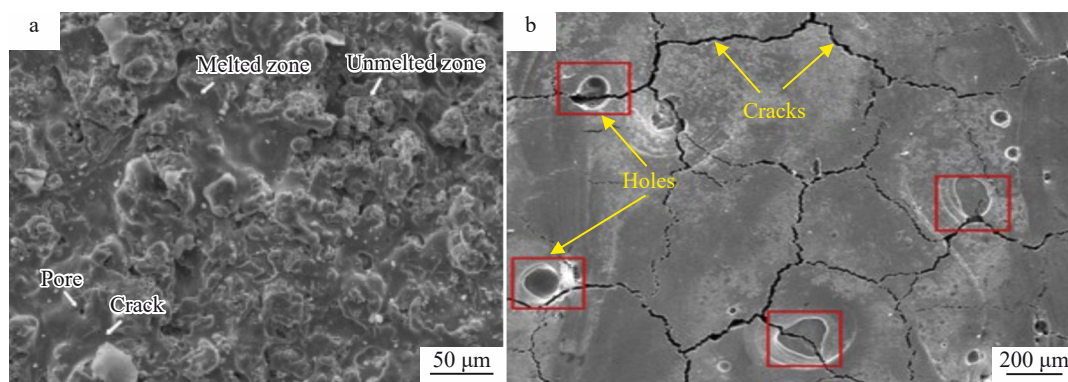


图 1 YSZ TBCs 的表面形貌

Fig.1 Surface morphologies of YSZ TBCs: (a) as-sprayed coating^[37]; (b) laser-remelted coating^[43]

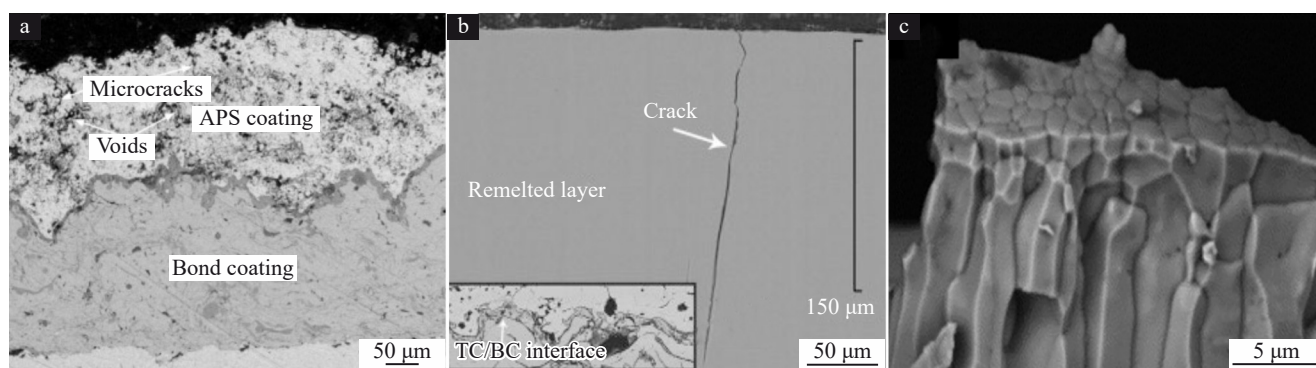


图 2 YSZ TBCs 的截面形貌

Fig.2 Cross-sectional morphologies of YSZ TBCs: (a) as-sprayed coating^[47]; (b) laser-remelted coating^[48]; (c) columnar crystal structure of the remelted layer^[49]

池冷却速率较低,有利于 $m\text{-ZrO}_2$ 的消除和成分的均匀化。

Zhang 等^[55]的研究则表明,相比于 7YSZ 喷涂粉末,APS 的高过冷度消除了 $m\text{-ZrO}_2$,但激光重熔并未改变 APS 7YSZ 涂层的相组成,同时也未使相的相对含量和择优取向发生明显变化,如图 3a 所示。Varghese 等^[35]的报道中,APS YSZ TBCs 在激光重熔前后均只含有 $t'\text{-ZrO}_2$,但激光重熔使部分衍射峰强度变化,如图 3b 所示,同时作者指出这是重熔层的结晶度增加和柱状晶择优取向共同影响所致,Ghasemi 等^[56]进行了相似的报道。

可见当热喷涂 YSZ TBCs 中含有 $m\text{-ZrO}_2$ 相时,可通过激光重熔进行有效消除,激光重熔后涂层仅由 $t'\text{-ZrO}_2$ 相和 $c\text{-ZrO}_2$ 相组成。此外激光重熔还可提高涂层的结晶度或改变衍射峰强度和择优取向,但这可能受到热喷涂 YSZ TBCs 的组织结构与激光重熔设备以及激光重熔工艺参数的影响,因此在各报道中存在差异。

2.4 力学性能

激光重熔对热喷涂 YSZ TBCs 力学性能的影响研究以硬度和弹性模量为主。截至目前,研究普遍表明激光重熔可使涂层硬度显著提高,在 Xu 等^[57]的研究中,APS 8YSZ 涂层硬度为 $190\pm 28\text{ HV}_{0.2}$,经不同参数的激光重熔后硬度分别升高到 1193 ± 140 、 1525 ± 190 和 $2066\pm 160\text{ HV}_{0.2}$;Zhu 等^[48]的报道中,激光重熔使 APS 8YSZ 涂层硬度由 8.0 GPa 升高到 16.0 GPa;Gok 等^[52]进一步研究发现,当重熔层中晶粒尺寸由 $7.03\pm 1.69\text{ }\mu\text{m}$ 减小到 $3.69\pm 0.59\text{ }\mu\text{m}$ 时,硬度从 $10.66\pm 0.87\text{ GPa}$ 升高到 $12.73\pm 0.61\text{ GPa}$ 。激光的致密化效果和晶粒细化作用是使重熔层硬度升高的主要原因。而随着重熔层的致密化,其弹性模量也会随之增大,Yang 等^[53]研究发现激光重熔使 APS YSZ TBCs 的弹性模量由 141 GPa 升高到 216 GPa。

综上所述,激光重熔对热喷涂 YSZ TBCs 微观组织结构和力学性能产生了很大的影响,而这些变化则会对 YSZ TBCs 的耐久性造成不同程度的影响。

3 激光重熔对热喷涂 YSZ TBCs 耐久性的影响

由于热冲击破坏、高温氧化破坏、CMAS 腐蚀破坏和冲蚀破坏是导致 YSZ TBCs 在服役中过早失效的主要原因,因此目前对激光重熔热喷涂 YSZ TBCs 耐久性的研究主要基于上述 4 种性能,且多数研究集中于抗热震性能和抗高温氧化性能两方面,关于 CMAS 腐蚀和冲蚀的研究相对较少。

3.1 抗热震性能

抗热震性能,即抗热冲击性能或热循环性能,耐热冲击性是决定涂层在使用条件下耐久性的关键因素^[58],因此目前实验研究多采用热震(热循环)寿命对 TBCs 的耐久性进行表征。大量研究表明,剥落是热喷涂 YSZ TBCs 热震失效的主要表现形式,而应力是导致失效的根本原因。TBCs 中应力主要源于淬火应力、热失配应力和相变应力,由于在热喷涂 YSZ TBCs 中缺乏有效的应力释放路径,这些应力将在涂层中不断累积,促进垂直裂纹、水平裂纹、扩展裂纹和穿透裂纹的萌生与扩展^[59-61],当这些裂纹联通时将导致涂层剥落失效。由于边缘效应的存在,失效多从边缘萌生并向内部发展,但不同的涂层应力状态会导致不同的失效形式,残余压应力会引起涂层翘曲,最终导致涂层剥离;残余拉应力则会促进涂层内部裂纹萌生和扩展,最终使涂层沿界面剥落。图 4 为热喷涂 YSZ TBCs 失效的典型形式^[59]。

TBCs 的过早剥落随航空发动机推重比的不断增大而越发严重,研究证明,激光重熔可有效提高热喷涂 YSZ TBCs 的热震寿命,改善涂层的服役可靠性和耐久性。

Zhang 等^[62]的报道中,激光重熔使等离子喷涂(plasma spraying, PSP)8YSZ TBCs 在 1000 °C 条件下的热循环寿命由 32 次升高到 94 次,作者认为这是因为激光重熔形成的柱状结构比喷涂态涂层中的层状结构具有更好的抗热震性能,同时重熔涂层中的垂直裂纹可以释放热循环中

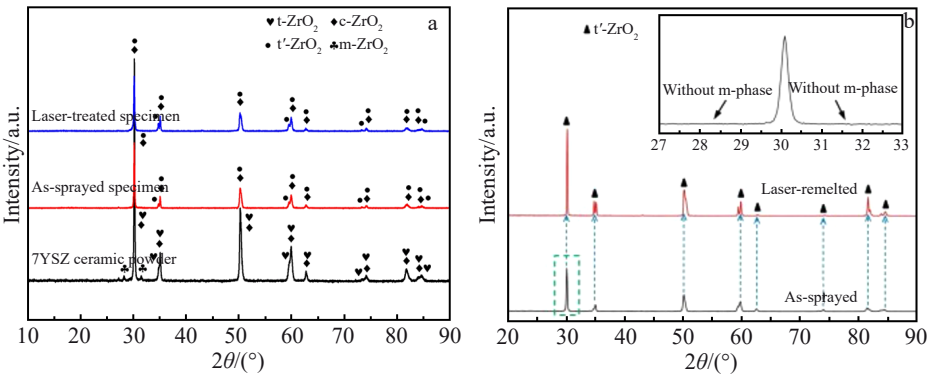


图3 APS YSZ TBCs 和激光重熔涂层的相组成

Fig.3 XRD patterns of APS YSZ TBCs^[55] (a) and laser remelted coatings^[35] (b)

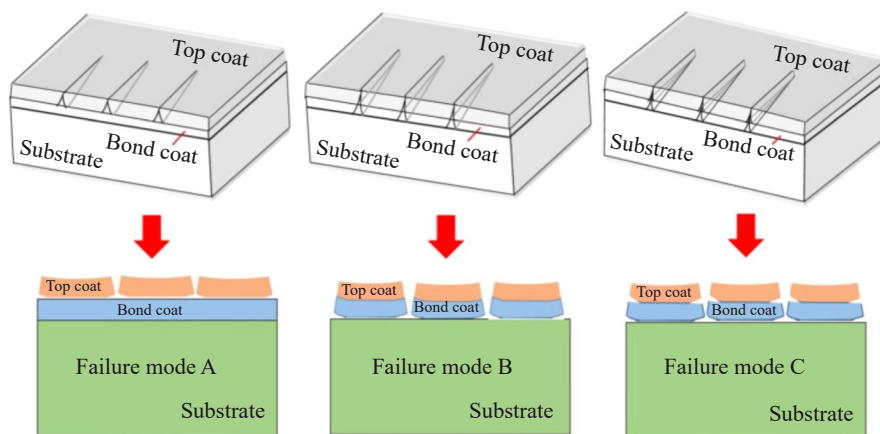


图4 热喷涂YSZ TBCs典型的热冲击失效形式

Fig.4 Typical thermal shock failure modes of thermal-sprayed YSZ TBCs^[59]

累积的部分应力。Ghasemi等^[50]研究表明,激光重熔APS YSZ涂层中存在大量柱状晶和垂直于涂层表面的网格状裂纹,这对降低涂层内部热失配应力有利,因此涂层在1000℃环境中的热震寿命由246次提高到563次。Ahmadi等^[63]的研究表明,PSP Al₂O₃/YSZ多层热障涂层在1000℃条件下的热冲击实验中,经65次循环时萌生裂纹,经232次循环后失效,激光重熔处理后,这两项数据分别升高到160次和325次,激光重熔产生的垂直于涂层表面的分段裂纹对应变适应性的改善是涂层热冲击寿命提升的主要原因,Ahmadi-Pidani等^[51]报道了类似的实验现象与结论。Zhang等^[3]发现对APS 7YSZ涂层进行点状激光重熔可使涂层的热冲击寿命由470次提高到960次,作者分析认为,具有柱状晶结构和分段裂纹的点状重熔单元具有更高的应变容限,而重熔单元缺陷的消除和硬度的提高可抵抗裂纹的扩展,这共同提升了涂层的耐久性。

综上所述,应力是导致TBCs失效的根本原因,激光重熔产生的柱状晶结构和垂直裂纹是使YSZ TBCs耐久性提升的主要原因,因为这提高了TBCs的应变容限并增加了应变释放率。在这些研究的基础上,诸多学者还构建了不同的理论模型以解释TBCs的失效机理或预测其耐久性。

Hasselmann^[64]提出了抗热震损伤参数 R_{st} ,并构建了 R_{st} 和表面断裂能 E_f 、热膨胀系数 α 以及杨氏模量 Y 之间的关系式:

$$R_{st} = \left(\frac{E_f}{\alpha^2 Y} \right)^{\frac{1}{2}} \quad (1)$$

由于微裂纹的存在会使脆性材料的杨氏模量降低,所以对于激光重熔热喷涂YSZ涂层而言,其 R_{st} 值将增大,即抗开裂能力增强,热震寿命得以改善。

Feng等^[65]构建了涂层应变能释放率 G 的数学模型,即:

$$G = \frac{\sigma_d^2 h_l}{2E_d} \left(1 + \frac{h_l}{H} \cdot \frac{E_d}{E_s} \right) \quad (2)$$

式中, σ_d 为涂层应力, h_l 和 H 分别是涂层和基材的厚度, E_d 和 E_s 分别是涂层和基材的弹性模量。由于激光重熔的致密化效果,重熔层厚度减薄,加之重熔使TBCs弹性模量增大,所以 G 值减小,涂层的层裂倾向降低,耐久性得以增强。

Wang等^[66]的报道中以热应力为评价指标,将TBCs在热冲击过程中的热应力用公式(3)进行描述,即:

$$\sigma_t = \Delta\alpha\Delta TE_d / (1 - \mu) \quad (3)$$

式中, σ_t 表示涂层热应力; $\Delta\alpha$ 表示陶瓷面层与基体材料之间的热膨胀系数差; ΔT 表示温差; E_d 表示涂层弹性模量; μ 表示泊松比。可见涂层热应力将随弹性模量增大而增大,而热应力越大涂层越容易失效。

上述模型对热喷涂YSZ涂层和激光重熔热喷涂YSZ涂层抗热冲击性能的分析 and 预测均起到了良好的指导和参考作用,但也存在一定局限性,如公式(1)并未考虑粘接层的影响、公式(2)中并未考虑涂层应力 σ_d 随时间的变化且涂层厚度 h_l 难以准确测量、公式(3)并不能解释YSZ涂层在整个表面激光重熔处理后热震寿命得以提升的原因,因此仍需要进行更加深入的研究,以构建更加准确、完善的模型。但上述模型表明,TBCs的耐久性受到涂层杨氏模量、弹性模量和泊松比等力学性能的影响,激光重熔TBCs的力学性能受涂层的组织结构影响,而重熔层的组织结构由激光重熔参数和重熔路径共同决定,因此激光重熔参数和重熔路径是YSZ TBCs耐久性的决定性因素。

在Zhang等^[55]的研究中,点状激光重熔提高了APS 7YSZ TBCs的耐久性,但条状重熔和网状重熔却使TBCs的耐久性分别降低了56.4%和72.3%,这是因为相比于点状重熔,条纹和网状重熔具有更高的重熔面积占比和致密度,这会导致弹性模量增大,热应力随之增大,

故抗热冲击性能降低。此外当点状重熔的点间距为 3 mm 时,重熔层具有最佳耐久性^[55]。Chang 等^[67]的研究则表明在进行点状重熔时,激光脉冲宽度为 2.5 ms 比脉冲宽度为 2.0 ms 时具有更高的热震寿命。Fan 等^[47]的研究表明,激光扫描速度为 30 mm/s 时,重熔 TBCs 的耐久性优于激光扫描速度为 10、20、40 和 50 mm/s 时的重熔层,作者同时指出,柱状晶尺寸较小时可更好地顺应或释放应力,比大尺寸柱状晶具有更好的耐久性强化效果。因此适宜的激光重熔参数和路径选取是获得高耐久性重熔 TBCs 的关键。

3.2 抗高温氧化性能

高温氧化是导致 YSZ TBCs 破坏失效的重要诱因之一,也是 TBCs 耐久性的重要影响因素。热生长氧化物 (thermally grown oxide, TGO) 是评价 YSZ TBCs 抗高温氧化性能的关键指标,其形成与生长是导致 TBCs 因高温氧化破坏失效的主因。

热喷涂 YSZ TBCs 在遭受高温氧化时,粘接层表面将首先形成一层 Al_2O_3 层,均匀致密且生长缓慢的 Al_2O_3 层可为涂层提供良好的保护,延缓高温氧化破坏。但随着高温氧化的进行,当 Al^{3+} 离子浓度降低到临界值以下时, Ni^{2+} 、 Cr^{3+} 、 Co^{2+} 等离子将扩散穿过 Al_2O_3 层形成 NiO 、 Cr_2O_3 和 CoO 等氧化物,这些高温下不稳定的氧化物会与 Al_2O_3 自发反应生成 $(\text{Co},\text{Ni})\text{Cr}_2\text{O}_4$ 和 $(\text{Ni},\text{Co})\text{Al}_2\text{O}_4$ 等尖晶石氧化物,随着这些不连续混合氧化物的出现,TGO 将发生分层并产生大量孔隙,界面韧性因此降低,层间弹性模量和热膨胀系数不匹配加剧,陶瓷面层因此发生严重

开裂和剥落。因此,高温氧化导致的 TGO 的形成与生长是造成 TBCs 耐久性降低的重要原因。激光重熔被证明可有效提高热喷涂 YSZ TBCs 的抗高温氧化性能,减缓其因高温氧化造成破坏失效。

Feng 等^[43]研究发现,在 1100 °C 环境下经历 100 h 高温氧化后,APS YSZ TBCs 的 TGO 厚度为 22 μm ,且 TGO 发生明显分层,形成了 $(\text{Cr},\text{Al})_2\text{O}_3$ 和 $(\text{Co},\text{Ni})(\text{Cr},\text{Al})_2\text{O}_4$ 构成的连续 Cr_2O_3 和尖晶石的混合氧化物 (mixed oxide of chromium oxide and spinel, CS) 层,此外还存在较多孔隙,TGO 完全丧失了保护性能。激光重熔后,不仅使 TGO 厚度降低到 20.6 μm ,还显著减少了 TGO 内部的孔隙,且未形成连续的 CS 层,TGO 仍具有一定的保护性 (如图 5 所示)。作者分析认为,由于激光重熔使 APS YSZ TBCs 致密性增加,抑制了外部 O 向涂层内部扩散,这减缓了 TGO 的生长速度和 TGO 中 Al_2O_3 薄膜的破裂与 CS 层的形成,提高了涂层的高温耐久性,该机理如图 6 所示^[65]。Li 等^[68]在对 APS LZ ($\text{La}_2\text{Zr}_2\text{O}_7$)/YSZ TBCs 的高温氧化研究中得到了类似的结论。

Zhu 等^[69]研究发现激光重熔使 APS 8YSZ TBCs 经 1200 °C/200 h 高温氧化后的 TGO 厚度由 7.6 μm 降低到 5.6 μm (0.67 J/ mm^2) 和 7.5 μm (4 J/ mm^2),低激光能量密度下,涂层抗高温氧化性能显著提高。作者指出,使用低能量密度激光时,致密的重熔层减少了氧气的扩散通道是 TGO 厚度变薄的主要原因;在高激光能量密度下,尽管并未观察到显著的裂纹数量增多和尺寸增大,但重熔层中会引入较大的压应力,这可能会促进氧离子通过 YSZ

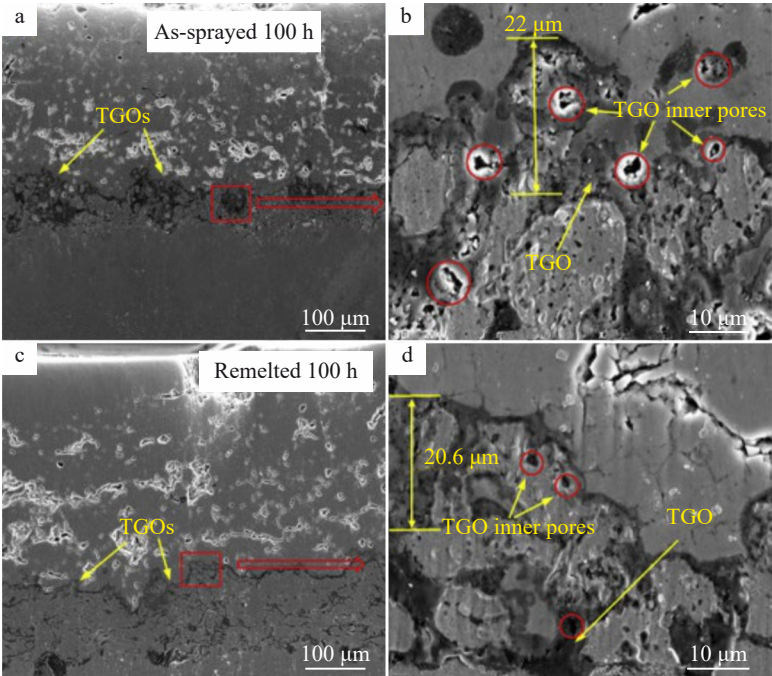


图5 1100 °C/100 h 高温氧化后 TBCs 截面形貌

Fig.5 Cross-sectional morphologies of YSZ TBCs after high-temperature oxidation at 1100 °C for 100 h^[43]: (a–b) as-sprayed coating; (c–d) laser-remelted coating

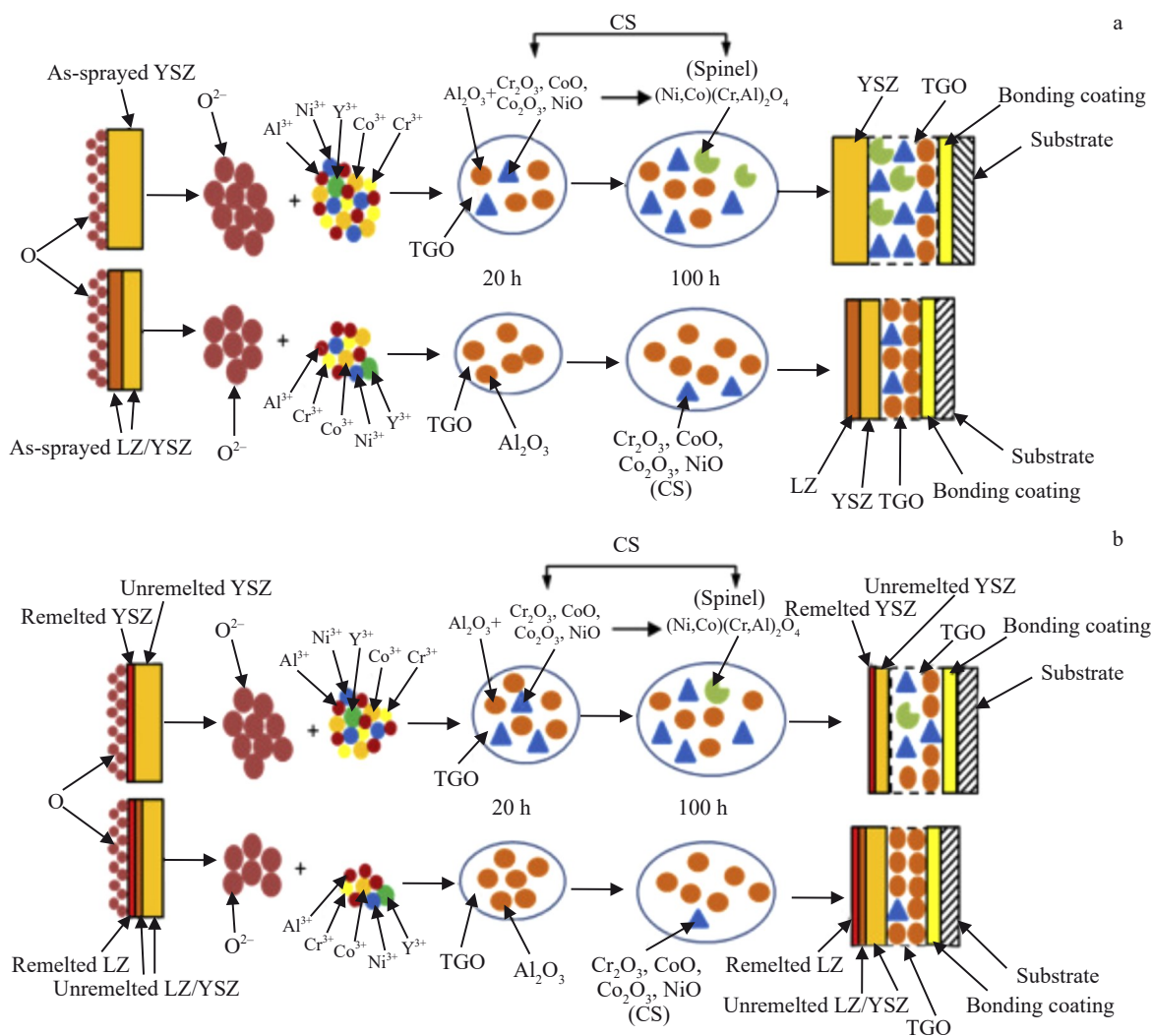


图 6 APS 和激光重熔 YSZ TBCs 高温氧化过程中 TGO 的形成和生长机理示意图

Fig.6 Schematic diagrams of the formation and growth mechanism of TGO during high-temperature oxidation process^[65]: (a) APS YSZ TBCs; (b) laser-remelted YSZ TBCs

晶格的离散跳跃迁移过程,即促进氧向涂层内部扩散,TGO 因此显著增厚。Xu 等^[57]同样指出激光功率过高时,重熔层中将形成大量大尺寸的垂直裂纹,这会为氧扩散提供快速通道,促进 TGO 的形成和生长,加速 TBCs 的破坏失效。Park^[70]等的研究也得到了相同的规律和结论。

Zhao 等^[37]的报道中,激光重熔使 APS 7YSZ TBCs 的 TGO 生长速率降低了 14%,由 $0.0503 \pm 0.0117 \mu\text{m/h}$ 减小到 $0.0434 \pm 0.0073 \mu\text{m/h}$,作者分析认为这源于激光重熔的致密化效果。此外作者还指出,在重熔前进行预热处理可进一步降低重熔层的裂纹率,使 TGO 生长速率降低到 $0.0370 \pm 0.0072 \mu\text{m/h}$ 。

综上所述,激光重熔对热喷涂 TBCs 的致密化效果是提高其抗高温氧化性能的主因。事实上,TGO 的形成和生长受 O 的扩散控制,而激光重熔可有效消除热喷涂 TBCs 中的结构缺陷,显著提高涂层的致密性,因此激光重熔后的 TBCs 可有效阻挡外部 O 向内部扩散,使 TBCs

中的氧分压降低,粘接层中 Cr 3p、Co 2p、Ni 2p 的活性因此下降,最终延缓 Al_2O_3 薄膜的破裂,抑制 CS 和 Cr_2O_3 、尖晶石和 NiO 的混合氧化物 (mixed oxide of Cr_2O_3 , spinel and NiO, CSN) 的形成,减缓高温氧化对 TBCs 的破坏。但激光重熔 YSZ TBCs 的抗高温氧化性能受重熔层孔隙率、裂纹数量与尺寸以及应力状态的影响,因此适宜的激光重熔工艺参数是获得良好高温氧化抗性的关键。

3.3 抗 CMAS 腐蚀性能

YSZ TBCs 会因沙子、灰尘、火山灰等沉积物沉降而引起降解,由于这些沉积物主要以 CaO 、 MgO 、 Al_2O_3 和 SiO_2 为主,因此该现象通常被称为 CMAS 腐蚀^[60,71-72]。高温下,熔融的 CMAS 将附着在 YSZ TBCs 表面,通过气孔和裂纹等缺陷渗入到涂层中并与之发生反应,破坏涂层成分和结构,加速涂层失效^[60,73-77]。CMAS 对 YSZ TBCs 的破坏机制主要包括如下 3 个方面:其一,渗入 TBCs 内部并填充在各孔隙中的 CMAS 会使涂层的整体弹性模

量增大,进而降低应变容限;其二,熔融的CMAS会消耗YSZ中作为稳定剂的 Y_2O_3 ,加速 $t'-ZrO_2$ 向 $m-ZrO_2$ 转变,产生相变应力并诱发裂纹;其三,熔融CMAS还会与TGO反应生成尖晶石氧化物,增加TBCs的层间应力^[78-80]。随着TBCs应变容限降低和内部应力增大,TBCs在粘结层(bonding coating,BC)上方与CMAS渗透底部发生分层^[81-82],导致涂层失效。图7为CMAS腐蚀加速TBCs失效的机理示意图^[83]。因此CMAS腐蚀是威胁TBCs耐久性的重要因素之一,也是当前TBCs领域的研究热点和难点。激光重熔被认为是一种可提升TBCs抗CMAS腐蚀能力的有前途的方法。

目前激光重熔热喷涂TBCs的CMAS腐蚀报道较少,更多报道集中在 Na_2SO_4 、 $NaCl$ 和 V_2O_5 等熔盐的热腐蚀研究。由于这些熔盐对TBCs的腐蚀也包含沉降吸附、渗入和腐蚀破坏3个阶段,且与CMAS具有相似的腐蚀机理,因此相关研究可以作为参考借鉴。

Yang等^[53]研究表明,APS 7YSZ TBCs在950℃条件下经50 h热腐蚀即发生剥落,失去保护作用,而经激光重熔处理后,涂层在腐蚀100 h后仍具有良好的保护效果。作者分析认为,激光重熔使重熔区致密化,可以显著减少熔盐的穿透,降低了涂层的热腐蚀速率,Zhong^[84]、Tsai^[85]等也有类似的结论报道。Ghasemi^[50]、Ahmadi^[63]、Batista^[86]和Ahmadi-Pidani^[51]等则认为重熔层中垂直裂纹的存在使熔盐渗入无法有效避免,因此重熔层表面粗糙

度降低导致涂层与熔盐反应的比表面积减小是耐热腐蚀性能提升的主要原因。因此激光重熔对热喷涂TBCs抗热腐蚀性能的提升源于重熔的致密化效果和重熔层表面粗糙度降低的共同作用^[87],而这也是激光重熔改善热喷涂TBCs的CMAS抗腐蚀性的主要机制。

图8为Wu等^[88]的报道中等离子喷涂YSZ TBCs和激光重熔YSZ TBCs在1250℃条件下经10 h的CMAS腐蚀后的截面元素分布,可见激光重熔处理显著降低了熔融CMAS的渗入量,进而提高了热喷涂YSZ TBCs在1250℃条件下抗CMAS腐蚀能力。作者分析指出,一方面,激光重熔大大消除了喷涂态YSZ TBCs的缺陷,致密柱状结构的形成抑制了CMAS的渗透;另一方面,激光重熔增加了 Y_2O_3 与YSZ晶格的结合强度,使 Y_2O_3 不易被熔融的CMAS溶解,进而提高了重熔TBCs的相稳定性。这2个因素共同提高了YSZ TBCs的CMAS腐蚀抗性。

Yan等^[83]发现,经相同时长的CMAS腐蚀后,重熔YSZ TBCs中 $m-ZrO_2$ 含量远远低于原始喷涂涂层,说明激光重熔处理提高了涂层在CMAS作用下的相稳定性,即大大增强了涂层的CMAS腐蚀抗性。虽然激光重熔也会导致如垂直裂纹、柱状晶晶间间隙等结构缺陷,但相对于喷涂涂层,缺陷总量仍显著降低,这可减少CMAS向涂层内部渗透,与此同时,重熔涂层表面更加光滑,熔融CMAS难以停留附着,因此重熔YSZ涂层抗CMAS腐

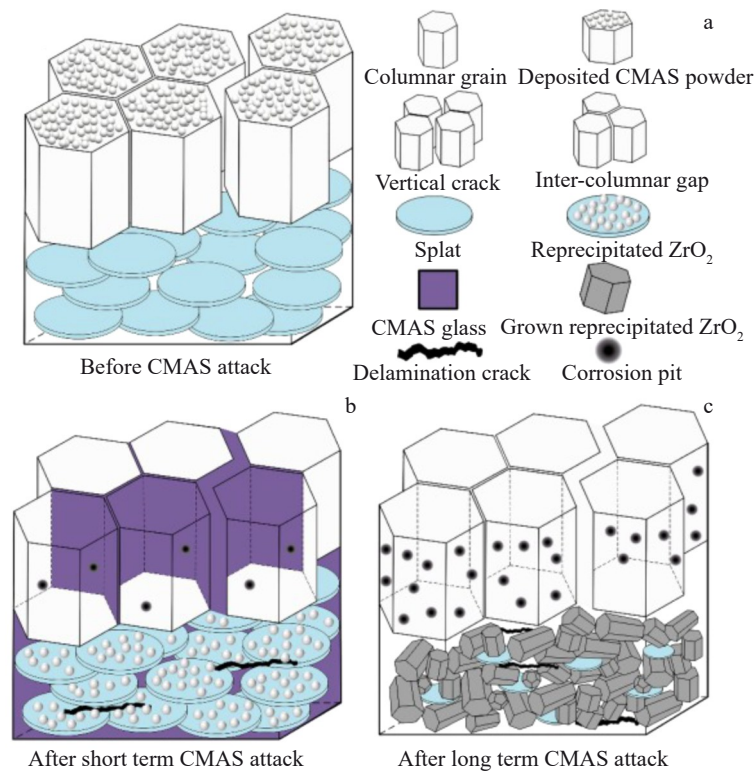


图7 CMAS腐蚀机理示意图

Fig.7 Schematic diagrams of the CMAS corrosion mechanism^[83]

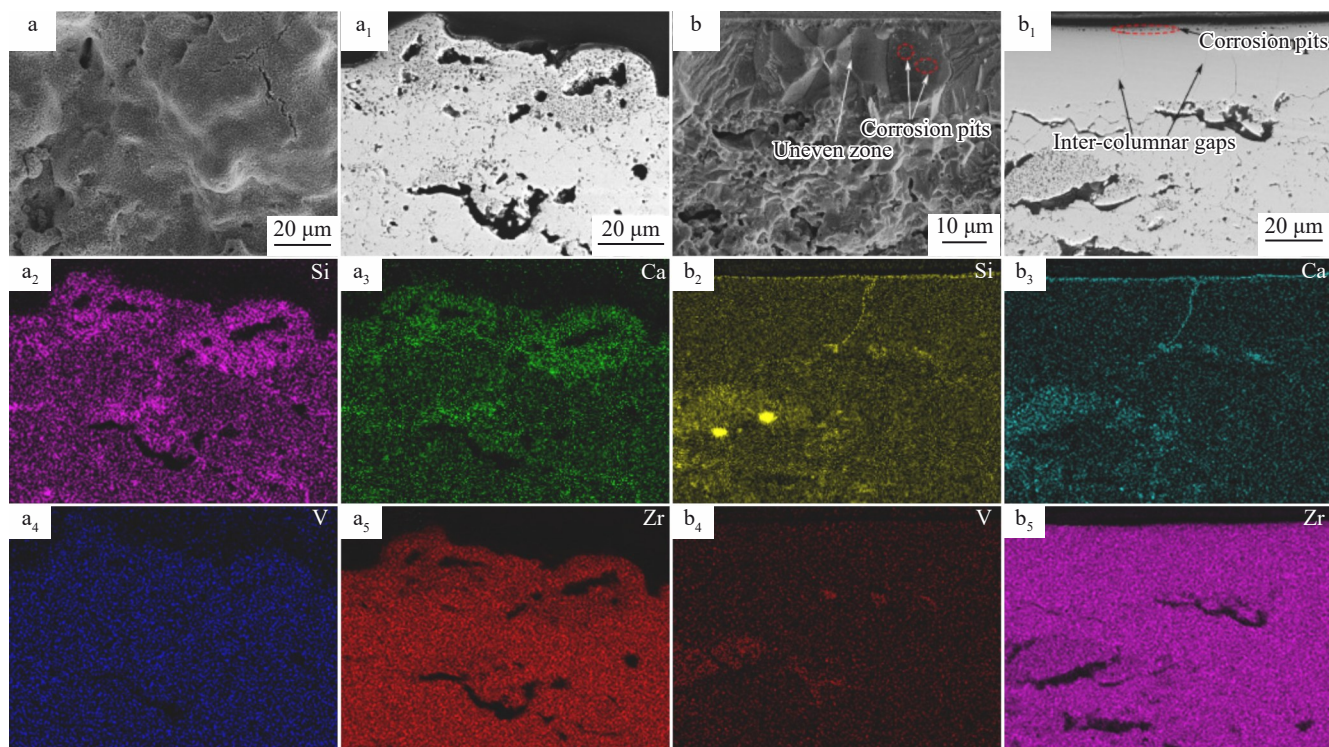


图8 1250 °C条件下经10 h CMAS腐蚀后的TBCs表面和截面形貌及截面元素分布

Fig.8 Surface morphologies (a, b), cross sectional microstructures (a₁, b₁) and elemental distribution on the cross-section (a₂–a₅, b₂–b₅) of TBCs after CMAS corrosion at 1250 °C for 10 h^[88]: (a) as-sprayed coating; (b) laser-remelted coating

蚀性能得以提升。需要注意的是,随着涂层表面粗糙度的改善,腐蚀形貌也会发生明显变化:喷涂态 YSZ TBCs 表面被大量的球状腐蚀产物和 CMAS 覆盖,而激光重熔层表面未见明显的 CMAS 附着,如图 9 所示^[84]。Bakkar 等^[89]也指出,激光重熔可有效减少 CMAS 在多孔 YSZ TBCs 中的渗透。此外有文献报道,激光重熔可使 YSZ 涂层中的稳定剂 Y₂O₃ 重新分布^[90],由于重熔涂层中 Y₂O₃ 分布更加均匀,这在提高重熔层相稳定性的同时,也可能提高重熔层的抗 CMAS 腐蚀性能。考虑到重熔产生的垂直裂纹会为熔融 CMAS 提供快速扩散通道,郭磊等^[91]提出了多层激光重熔,旨在通过多次的激光改性方法,获

得纵向裂纹不连贯的涂层,以延缓或阻止熔融 CMAS 渗入,Wu 等^[75]证明了该思路的有效性。

事实上,熔融 CMAS 在 TBCs 表面的粘附润湿是腐蚀发生的先决条件,因为只有首先粘附并润湿 TBCs 表面才能进一步发生扩展和渗透。由于激光重熔可降低热喷涂 YSZ TBCs 的表面粗糙度,并提高涂层的致密性,因此可有效减少熔融 CMAS 和其它熔盐的附着和渗透,加之激光重熔还可提高 YSZ TBCs 的相稳定性,这共同提高了涂层的抗 CMAS 腐蚀性能。需要注意的是,虽然重熔产生的垂直裂纹在腐蚀初期为熔盐渗入提供了快速通道,但同时可以释放内部腐蚀反应引起的体积膨胀应力,

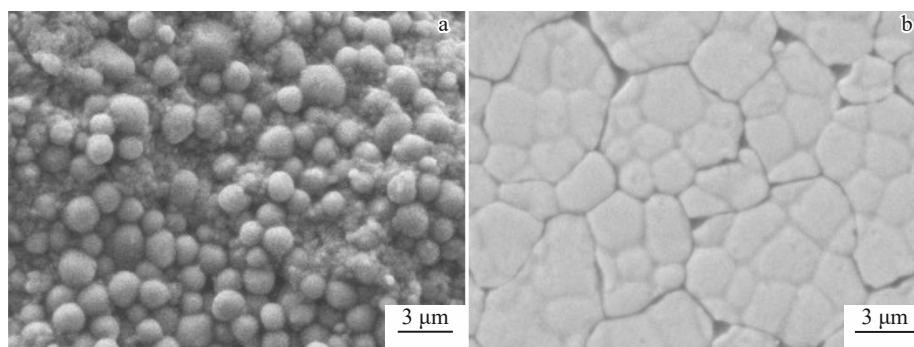


图9 1250 °C条件下经4 h CMAS腐蚀后的YSZ TBCs表面形貌

Fig.9 Surface morphologies of YSZ TBCs after CMAS corrosion at 1250 °C for 4 h^[84]: (a) as-sprayed coating; (b) laser-remelted coating

避免或减缓形成新的裂纹为熔盐渗入提供额外通道,这对提高涂层在中后期的CMAS腐蚀抗性有利。

3.4 抗冲蚀性能

发动机在服役过程中,会随进气吸入外来固体颗粒,在高温燃气作用下冲刷撞击热端部件表面,这将导致TBCs变薄,降低其隔热性能,加速TGO的生长^[92],促进涂层开裂和剥落。冲蚀是TBCs过早失效的主要原因之一^[80,93-94],提升TBCs的抗冲蚀性能对延长其服役可靠性和寿命至关重要。

Tsai等^[85]研究表明,尽管在冲蚀角为90°时,激光重熔未能明显改善APS YSZ TBCs的抗外界粒子侵蚀性能,但当冲蚀角在30°~75°范围内时,重熔层的抗侵蚀性能提高了1.5~3倍。作者同时指出,APS YSZ TBCs的冲蚀破坏主要是冲蚀粒子对涂层表面凸起物等组织的破坏,重熔层的失效主要源于重熔层的剥落,且失效发生在重熔层和喷涂层的层间界面,图10为喷涂态YSZ TBCs与激光重熔YSZ TBCs被侵蚀破坏的表面微观形貌。图中S代表晶间,SA(spalling areas)代表剥落区域。在Ahmaniemi等^[95]的报道中,APS YSZ TBCs经激光重熔后,抗冲蚀性能提高了35%。Chwa等^[96]等研究发现,激光重熔处理后,等离子喷涂YSZ TBCs经冲蚀质量损失显著减少,尤其在冲蚀初期尤为明显,作者认为这与重熔形成的致密层有关。

在Wang等^[97]的报道中,激光重熔使热喷涂7YSZ TBCs在30°、60°和90°下的固体粒子冲蚀质量损失分别减少了35%、63%和82%,作者分析指出,其强化机理主要包含如下2个方面:一方面重熔降低了涂层表面粗糙

度,减小了侵蚀颗粒与涂层的有效接触面积;另一方面,重熔降低了涂层的孔隙率,提高了涂层的硬度和粘接强度。此外激光重熔使涂层的冲蚀损伤机制由喷涂态时的剥落和脆性断裂转变为近表面开裂和微切削失效。

可见激光重熔的致密化效果以及重熔层表面粗糙度的降低是TBCs抗外界粒子侵蚀性能提高的主要原因。还有研究指出柱状结构的TBCs比喷涂态的层片状TBCs具有更好的抗侵蚀性能,而激光重熔可产生具有明显柱状结构的重熔层,这也是激光重熔YSZ TBCs抗冲蚀性能得以提升的重要原因。

4 总结与展望

4.1 总结

结合前文所述,热喷涂YSZ TBCs具有典型的层状堆积结构,层间多以机械结合为主,结合强度较差,且涂层体积孔隙率高、表面粗糙度高,这影响了涂层在恶劣条件下的服役可靠性和耐久性,激光重熔可以有效地消除这些问题。首先,激光重熔的高温可以使热喷涂YSZ TBCs二次熔化,这可以改善热喷涂工艺特点导致的不均匀熔化、层状堆叠结构和高孔隙率,进而改善涂层的表面粗糙度、结合强度和致密度;其次,激光的高过冷度可以使涂层晶粒细化并形成垂直裂纹;最后,涂层中元素可在激光的搅拌作用下重分布,使重熔层成分更加均匀并提高相的稳定性。重熔层的这些变化改善了热喷涂YSZ TBCs的抗热冲击、抗高温氧化、抗CMAS腐蚀和抗侵蚀等性能,现简要总结如下:

1)抗热冲击性能。激光重熔形成的柱状结构和垂直

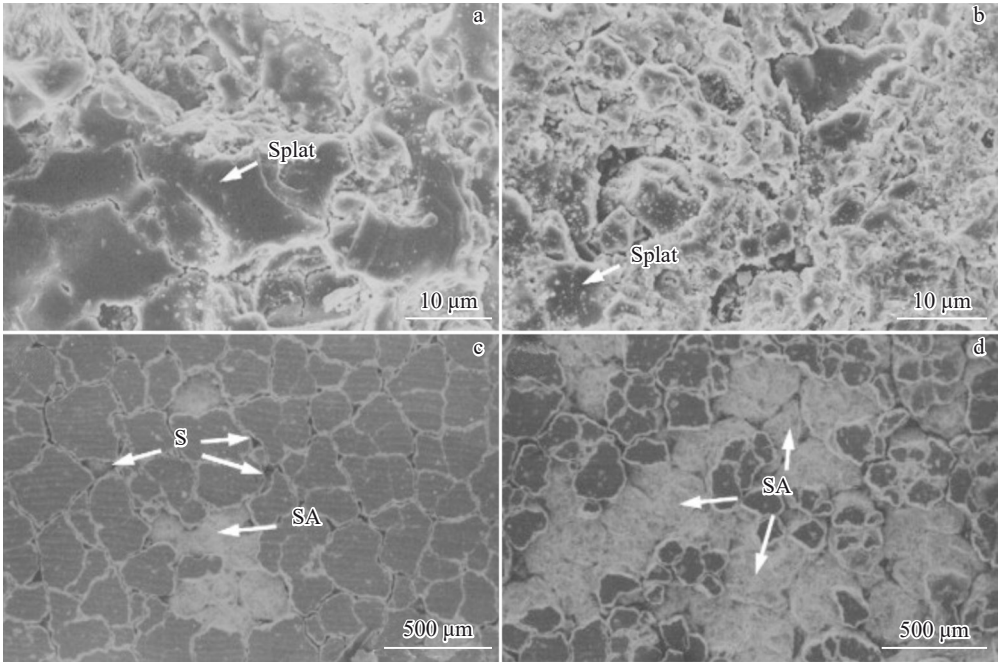


图10 YSZ TBCs被冲蚀破坏后的表面形貌
Fig.10 Surface morphologies of YSZ TBCs after erosion^[83]: (a–b) as-sprayed coating; (c–d) laser-remelted coating

裂纹提高了 TBCs 的应变容限并增加了应变释放率,这是重熔层抗热冲击性能得以提升的主要原因。此外,激光消除了热喷涂 YSZ TBCs 中的孔隙等缺陷,致密且具有更高硬度的重熔层可有效抑制裂纹的扩展,这是另一个重要因素。

2) 抗高温氧化性能。激光重熔的致密化效果是提高热喷涂 YSZ TBCs 抗高温氧化性能的关键,因为致密的重熔层有效阻挡了氧向涂层内部扩散,抑制了 TGO 的形成和生长,同时减缓了 CS 和 CSN 层的形成。

3) 抗 CMAS 腐蚀性能。激光重熔一方面降低了热喷涂 YSZ TBCs 的表面粗糙度,提高了涂层的致密性,这有效减少了熔融 CMAS 和其它熔盐的附着和渗透,降低了腐蚀反应的比表面积,另一方面提高了 YSZ TBCs 的相稳定性,这共同提高了涂层的抗 CMAS 腐蚀性能。

4) 抗冲蚀性能。激光重熔对热喷涂 YSZ TBCs 表面粗糙度的降低和致密性的提高是涂层抗冲蚀性能提升的主要原因。涂层表面粗糙度降低减小了冲蚀颗粒与涂层的有效接触面积,而致密化提高了涂层的硬度和层间结合强度,抑制了涂层的剥落。

综上所述,激光重熔会对热喷涂 YSZ TBCs 结构产生显著影响,其中重熔层的致密化、柱状结构和垂直裂纹的形成、表面粗糙度的降低、晶粒细化和元素重分布等因素是使重熔层综合性能得以改善的主要原因。激光重熔对热喷涂 YSZ TBCs 综合性能提升机理示意图如图 11 所示。

4.2 展望

虽然激光重熔可有效提高热喷涂 YSZ TBCs 的综合性能,但仍然存在诸多问题亟需解决,下面将基于这些问

题对激光重熔热喷涂 YSZ TBCs 的发展作出展望。

1) 加强激光重熔 TBCs 的气孔和裂纹控制。激光重熔技术仍处于发展阶段,截至目前,重熔层的开裂和气孔问题并没有有效的解决方案,这不仅对涂层性能带来不利影响,同时也是限制激光重熔技术工业化应用的主要原因,因此如何控制和减少激光重熔 TBCs 中的气孔和裂纹仍是目前面临的难题。现阶段,主要通过激光重熔工艺参数实现重熔层裂纹的初步调控,预热、缓冷、超声辅助等则被证明对进一步减少重熔层的裂纹有利,因此要进一步实现对激光重熔 TBCs 裂纹和气孔的控制,需要将预热、缓冷、超声辅助等工艺与激光重熔有机结合,并辅以在线监控和激光重熔参数即时调整等措施。

2) 构建重熔 TBCs 结构和性能之间的关系模型并探索新的激光重熔路径。激光重熔对 YSZ TBCs 高温性能的影响是复杂的,如致密化可减少 O 和熔盐的扩散和渗入,但也会降低涂层的隔热性能,而垂直裂纹在增加涂层应变容限的同时会为 O 和熔盐等提供快速扩散路径,因此构建重熔 TBCs 结构和性能之间的关系模型非常必要,这可对激光重熔工艺参数选取和重熔 TBCs 的结构设计提供指导。一方面,目前关于 TBCs 激光重熔的报道多采用往复式整体重熔,其他形式的重熔相对较少,仅离散的点状重熔、条状重熔和网格重熔有少数报道,因此需要对更多的重熔路径或方式进行探索,如多层裂纹不连续结构和新型仿生结构等。另一方面,目前缺乏重熔层厚度占比、面积占比、裂纹数量、尺寸及其分布等对 TBCs 性能的影响研究,相关研究亟须展开。

3) 加强近真实服役环境的涂层失效研究。目前,激光重熔热喷涂 YSZ TBCs 高温性能的报道多集中于单一

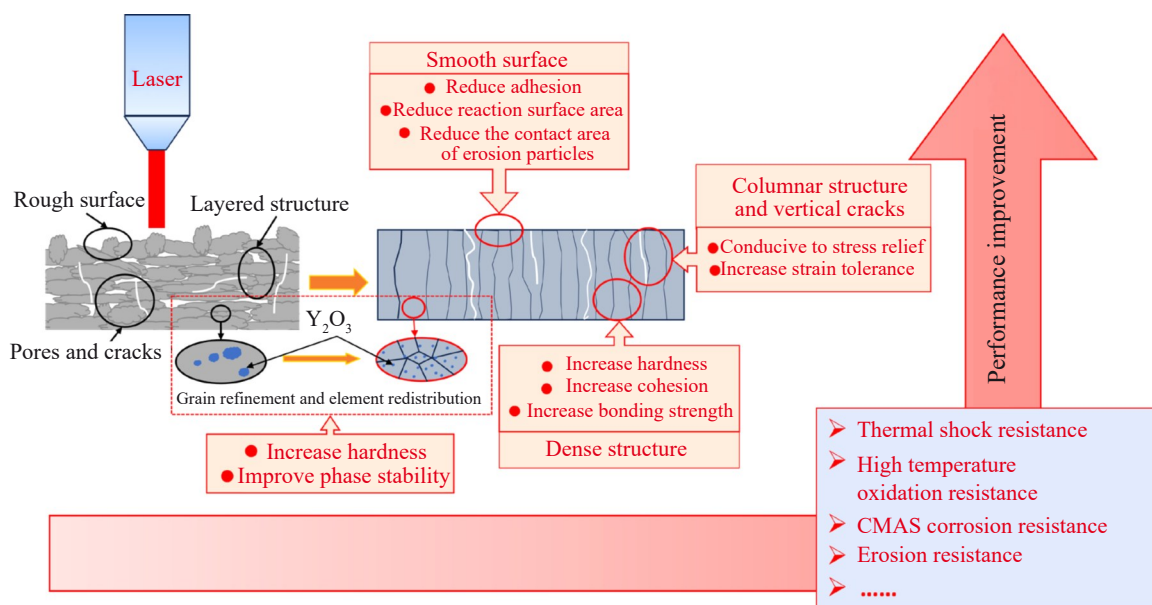


图 11 激光重熔对热喷涂 YSZ TBCs 的性能强化机理示意图

Fig.11 Schematic diagram of the performance enhancement mechanism of laser remelting on thermal sprayed YSZ TBCs

性能之间的独立研究,但事实上,涂层的失效往往是热冲击、高温氧化、热腐蚀、CMAS 腐蚀和侵蚀等共同作用的结果,此外实验采用的环境与实际服役环境存在较大差距。因此,需要加强多因素耦合以及近真实服役环境下的涂层性能和失效研究,以更好地理解涂层的失效行为和机制,并采取针对性强化措施。

4)将激光重熔与数值模拟更加深入紧密的结合。激光重熔工艺参数是决定重熔层质量的关键,但激光重熔工艺参数繁多,如激光功率、扫描速度、搭接率、激光光斑直径等均影响着重熔层结构和质量。将数值模拟技术和激光重熔相结合,一方面可以降低激光重熔工艺参数优化的成本,简化工艺参数选取流程,另一方面可获得温度、应力等信息,有助于更加深入地理解激光重熔过程中复杂的演化过程,此外还可基于真实服役环境对 TBCs 的失效行为进行仿真,帮助理解涂层的失效机理并进行寿命预测。

参考文献 References

- [1] Li G R, Yang G J, Li C X *et al.* *Journal of the American Ceramic Society*[J], 2018, 101(8): 3636
- [2] Yaşınıyüz B A, Kamutski F, Gurlo A *et al.* *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2023, 32: 2636
- [3] Zhang P P, Sun Y H, Wang Y L *et al.* *Journal of the American Ceramic Society*[J], 2022, 105(10): 6345
- [4] Mehboob G, Liu M J, Xu T *et al.* *Ceramics International*[J], 2020, 46(7): 8497
- [5] Jiang J S, Wu D, Wang W Z *et al.* *Ceramics International*[J], 2020, 46(3): 3644
- [6] Cheng B, Yang N, Zhang Q *et al.* *Ceramics International*[J], 2017, 43(17): 15459
- [7] Li G R, Yang G J, Li C X *et al.* *Ceramics International*[J], 2020, 46(3): 4039
- [8] Dong H, Liang X H, Bai J C *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2023, 467: 129694
- [9] Darolia R. *International Materials Reviews*[J], 2013, 58(6): 315
- [10] Chen D Y, Dambra C, Dorfman M. *Surface and Coatings Technology*[J], 2020, 404: 126467
- [11] Xu R, Fan X L, Wang T J. *Applied Surface Science*[J], 2016, 370: 394
- [12] Padture N P, Gell M, Jordan E H. *Science*[J], 2002, 296(5566): 280
- [13] Ganvir A, Joshi S, Markocsan N *et al.* *Materials & Design*[J], 2018, 144: 192
- [14] Gao Minghao(高明浩), Luan Shengjia(栾胜家), Xu Na(徐娜) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(2): 719
- [15] Cheng B, Wang Y, Zhang X *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2021, 428: 127910
- [16] Wang Junzhe(王俊哲), Gao Minghao(高明浩), Xu Na(徐娜) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(12): 4355
- [17] Cheng Bo, Li Jianjun, An Guosheng *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(5): 1660
- [18] Liu Q M, Huang S Z, He A J. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(12): 2814
- [19] Shen Z, Liu Z, Mu R *et al.* *Materials Today Communications*[J], 2021, 26: 101810
- [20] Sun Fuzhen(孙福臻), Li Yan(李岩), Zhang Xiaohan(张啸寒) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(5): 1685
- [21] Liu Tao, He Qing, Li Dan *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(11): 3981
- [22] Chang Ying, Liu Bei, Dong Shijie *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2017, 46(3): 601
- [23] Zhang X F, Zhou K S, Chen H T *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2015, 44(6): 1301
- [24] Xue Wenli(薛文利), Lu Tao(陆涛), Huang Jiahua(黄佳华) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(7): 2667
- [25] Huang Y L, Shen Y T, Zeng Y *et al.* *Ceramics International*[J], 2021, 47(4): 5559
- [26] Gildersleeve E J, Sampath S. *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2020, 29: 560
- [27] Cao Yupeng(曹毓鹏), Liu Yi(刘义), Li Wenhui(李文辉) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(2): 593
- [28] Hu Z C, Liu B, Wang L *et al.* *Coatings*[J], 2020, 10(8): 732
- [29] Wang L, Ming C, Zhong X H *et al.* *Applied Surface Science*[J], 2019, 488: 246
- [30] Li Canfeng(李灿锋), Zhang Panpan(张盼盼), Yao Jianhua(姚建华) *et al.* *Materials Research and Application*(材料研究与应用)[J], 2022, 16(1): 48
- [31] Das B, Nath A K, Bandyopadhyay P P. *Ceramics International*[J], 2018, 44(7): 7524
- [32] Sova A, Doubenskaia M, Trofimov E *et al.* *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2022, 31: 1112
- [33] Fals H C, Roca A S, Fogagnolo J B *et al.* *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2020, 29: 319
- [34] Park J H, Kim J S, Lee K H *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2008, 201(1–3): 331
- [35] Varghese P, Vetrivendan E, Krupa B R V *et al.* *Corrosion Science*[J], 2021, 191: 109740
- [36] Chang K C, Wei W J, Chen C. *Surface and Coatings Technology*[J], 1998, 102(3): 197
- [37] Zhao C H, Zhao M, Shahid M *et al.* *Surface and Coatings Technology*[J], 2017, 309: 1119
- [38] Fan Z J, Wang R J, Mei X S *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 810: 151898
- [39] Suzuki M, Sodeoka S, Inoue T *et al.* *Materials Transactions*[J], 2005, 46(3): 669
- [40] Ghafouri-Azar R, Mostaghimi J, Chandra S *et al.*

- Computational Materials Science*[J], 2006, 35(1): 13
- [41] Durá O J, Bauer E, Vázquez L *et al. Journal of Physics D: Applied Physics*[J], 2010, 43(10): 105407
- [42] Mahade S, Li R, Curry N *et al. International Journal of Applied Ceramic Technology*[J], 2016, 13(3): 443
- [43] Feng Y, Dong T S, Li G L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 828: 154266
- [44] Habeeb M A, Kadhim M J, Hashim F A *et al. Engineering and Technology Journal*[J], 2021, 39: 180
- [45] Ahmadi-Pidani R, Shoja-Razavi R, Mozafarinia R *et al. Ceramics International*[J], 2013, 39(3): 2473
- [46] Zhou H, Li F, Wang J *et al. Key Engineering Materials*[J], 2016, 723: 247
- [47] Fan Z J, Wang K D, Dong X *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2015, 277: 188
- [48] Zhu C, Li P, Javed A *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2012, 206(18): 3739
- [49] Antou G, Montavon G, Hlawka F *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2003, 172(2–3): 279
- [50] Ghasemi R, Shoja-Razavi R, Mozafarinia R *et al. Journal of the European Ceramic Society*[J], 2014, 34(8): 2013
- [51] Ahmadi-Pidani R, Shoja-Razavi R, Mozafarinia R *et al. Materials & Design*[J], 2014, 57: 336
- [52] Gok M G, Goller G. *Surface and Coatings Technology*[J], 2015, 276: 202
- [53] Yang Z G, Liang W P, Miao Q *et al. Matéria (Rio de Janeiro)*[J], 2022, 27(3): e20220052
- [54] Fan Z J, Wang R J, Mei X S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 810: 151898
- [55] Zhang P P, Li F H, Zhang X F *et al. Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2019, 28: 417
- [56] Ghasemi R, Shoja-Razavi R, Mozafarinia R *et al. Ceramics International*[J], 2013, 39(8): 9483
- [57] Xu S Q, Zhu C, Zhang Y. *Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2018, 27: 412
- [58] Li M H, Sun X F, Hu W Y *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2007, 201(16–17): 7387
- [59] Pakseresht A, Sharifianjazi F, Esmailkhanian A *et al. Materials & Design*[J], 2022, 222: 111044
- [60] Zhou X, Chen T, Yuan J Y *et al. Journal of the American Ceramic Society*[J], 2019, 102(10): 6357
- [61] An Dongyang, Liu Chenfei, Zhao Shuang *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(11): 3974
- [62] Zhang F, Sun D Y, Xie J M *et al. International Journal of Heat and Technology*[J], 2017, 35(4): 765
- [63] Ahmadi M S, Shoja-Razavi R, Valefi Z *et al. Optics & Laser Technology*[J], 2019, 111: 687
- [64] Hasselman D P H. *Journal of the American Ceramic Society*[J], 1969, 52(11): 600
- [65] Feng Y, Dong T S, Li G L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 828: 154417
- [66] Wang J S, Sun J B, Yuan J Y *et al. Ceramics International*[J], 2018, 44(8): 9353
- [67] Chang F, Zhou K S, Tong X *et al. Applied Surface Science*[J], 2014, 317: 598
- [68] Li W S, Li Z Y, An G S *et al. Coatings*[J], 2022, 12: 107
- [69] Zhu C, Wang Y G, An L N *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2015, 272: 121
- [70] Park K Y, Yang B, Jeon S *et al. Journal of Thermal Spray Technology*[J], 2018, 27: 1436
- [71] Han Zhiyong(韩志勇), Li Xuexiao(李雪晓), Lu Bowen(卢博文) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(6): 2147
- [72] Wang Lulu, Liu Yankuan, Fei Yujie *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 52(2): 470
- [73] Yang S J, Song W J, Dingwell D B *et al. Rare Metals*[J], 2022, 41: 469
- [74] Zhang X F, Zhuo X S, Fan Z J *et al. npj Materials Degradation*[J], 2022, 6(1): 89
- [75] Wu J, Guo H B, Gao Y Z *et al. Journal of the European Ceramic Society*[J], 2011, 31(10): 1881
- [76] Levi C G, Hutchinson J W, Vidal-Sétif M H *et al. MRS Bulletin*[J], 2012, 37: 932
- [77] Wang R, Dong T S, Wang H D *et al. Ceramics International*[J], 2019, 45(14): 17409
- [78] Stott F H, de Wet D J, Taylor R. *MRS Bulletin*[J], 1994, 19: 46
- [79] Borom M P, Johnson C A, Peluso L A. *Surface and Coatings Technology*[J], 1996, 86–87: 116
- [80] Evans A G, Fleck N A, Faulhaber S *et al. Wear*[J], 2006, 260(7–8): 886
- [81] Mercer C, Faulhaber S, Evans A G *et al. Acta Materials*[J], 2005, 53(4): 1029
- [82] Krämer S, Faulhaber S, Chambers M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 490(1–2): 26
- [83] Yan Z, Guo L, Li Z H *et al. Corrosion Science*[J], 2019, 157: 450
- [84] Zhong X H, Wang Y M, Xu Z H *et al. Journal of the European Ceramic Society*[J], 2010, 30(6): 1401
- [85] Tsai P C, Lee J H, Chang C L. *Surface and Coatings Technology*[J], 2007, 202(4–7): 719
- [86] Batista C, Portinha A, Ribeiro R M *et al. Surface and Coatings Technology*[J], 2006, 200(24): 6783
- [87] Guo L, Xin H, Zhang Z *et al. Journal of Advanced Ceramics*[J], 2020, 9: 232
- [88] Wu J, Gao Y, Guo C *et al. Ceramics International*[J], 2023, 49(19): 32282
- [89] Bakkar S, Pantawane M V, Gu J J *et al. Ceramics International*[J], 2020, 46(5): 6038
- [90] Huo K, Qian W, Cai J *et al. Corrosion Science*[J], 2023, 222: 111435
- [91] Guo Lei(郭磊), Gao Yuan(高远), Xin Hui(辛会). *Acta Aeronautica et Astronautica Sinica*(航空学报)[J], 2021, 42(7): 424114

- [92] Wellman R G, Nicholls J R. *Tribology International*[J], 2008, 41(7): 657
- [93] Yang Li(杨 丽), Zhou Yichun(周益春), Qi Shasha(齐莎莎). *Advances in Mechanics*(力学进展)[J], 2012, 42(6): 704
- [94] Wellman R G, Nicholls J R, Murphy K. *Wear*[J], 2009, 267(11): 1927
- [95] Ahmaniemi S, Vuoristo P, Mäntylä T. *Materials Science and Engineering A*[J], 2004, 366(1): 175
- [96] Chwa S O, Ohmori A. *Thin Solid Films*[J], 2002, 415(1–2): 160
- [97] Wang D S, Tian Z J, Shen L D et al. *Ceramics International*[J], 2014, 40(6): 8791

Research Progress and Prospects of Laser Remelting of Thermal Sprayed YSZ TBCs

Li Lang¹, Xie Faqin¹, Wu Xiangqing¹, He Jiayu¹, Li Guojiao¹, Zhang Tao¹, Zhou Kai², Wang Shaoqing³

(1. School of Civil Aviation, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Northwest Institute for Nonferrous Metal Research, Xi'an 710016, China)

(3. Xi'an Technological University, Xi'an 710021, China)

Abstract: Thermal barrier coatings (TBCs) can effectively reduce the actual operating temperature of hot-end components of advanced turbines and engines and improve their service reliability and durability. Yttria-stabilized zirconia (YSZ) TBCs are currently the most mainstream thermal barrier coating system, but as the thrust-to-weight ratio continues to increase, higher requirements have been placed on the performance of YSZ TBCs. As an important surface strengthening technique, laser remelting has been proven by many researchers to be used to strengthen YSZ TBCs and improve their overall performance. In this paper, the effects of laser remelting on the microstructure and properties of thermal sprayed YSZ TBCs and the strengthening mechanism are reviewed, including their microstructure, phase composition, thermal shock resistance, high-temperature oxidation resistance, calcium-magnesium-aluminum-silicon (CMAS) corrosion resistance and foreign-particle erosion resistance. Finally, the future development of this technique is discussed, which provides valuable reference for the research and application of thermal sprayed YSZ TBCs by laser remelting.

Key words: YSZ TBCs; laser remelting; thermal shock; high temperature oxidation; CMAS corrosion

Corresponding author: Wu Xiangqing, Ph. D., Associate Professor, School of Civil Aviation, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88460206, E-mail: wxqwsy@nwpu.edu.cn