

高 Al、Ti 含量镍基高温合金激光、微弧火花表面熔焊处理 研究进展及解决熔焊裂纹的途径*

谢玉江, 王茂才, 王明生

(中国科学院金属研究所 金属腐蚀与防护国家重点实验室, 沈阳 110016)

摘 要: Al、Ti 是镍基高温合金主要沉淀强化元素, 随着 Al、Ti 含量的增加, 镍基高温合金 γ' -Ni₃(Al,Ti)相体积百分数增加, 高温强度增加, 但是热裂纹敏感性也随之增加, 如何利用熔焊工艺实现高 Al、Ti 镍基高温合金材料的表面无损伤熔焊处理一直是高 Al、Ti 镍基高温合金叶片与热端部件制造与再制造面临的难题。文中从高温合金表面熔焊修复与强化问题出发, 着重介绍了高温合金焊接冶金问题及焊接性改善途径、激光与微弧火花两种低热输入熔焊工艺在高温合金表面修复与强化领域的研究与应用进展。分析表明: 高 Al、Ti 镍基高温合金表面熔焊处理的主要难题是其高的热裂纹敏感性, 主要表现在焊接或焊后热处理过程中容易产生凝固裂纹、液化裂纹、应变时效裂纹, 采用惰性气体保护、改变基体组织状态、使用低强度的合金焊料、降低热输入等措施可有效改善其焊接性; 激光、微弧火花等低热输入焊接工艺在解决高 Al、Ti 镍基高温合金表面熔焊问题方面具有极大的潜力。

关键词: 高温合金; 激光熔敷; 微弧火花沉积

中图分类号: TG 174.44

文献标识码: A

文章编号: 1007-9289(2010)05-0001-16

Recent Status of Surface Treatment of Ni-based Superalloys with High Al and Ti Content by Laser and Electrospark Fusion Welding Process and the Way to Solve Welding Cracking

XIE Yu-jiang, WANG Mao-cai, WANG Ming-sheng

(State Key Laboratory for Corrosion and Protection, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016)

Abstract: Those nickel-based superalloys mainly precipitation-strengthened possess increasing high temperature strength whereas they suffer from an increasing susceptibility to hot cracking with increasing aluminum and titanium elements. The ability to achieve a crack-free weld and overlay on the thermally sensitive substrate with the fusion welding process has been the great challenge of manufacturing and remanufacturing hot section components. The paper triggers the necessity of repairing and strengthening of superalloy by fusion welding processes, and then introduces the recent investigations on welding metallurgy of the superalloys and the possible methods to improve the weldability of the superalloys, and finally reviews the recent status of surface treatment of the superalloy by laser and electrospark fusion welding process. The results show that the major difficulty of fusion welding of Ni-based superalloy is its high hot-susceptibility due to the occurrence of solidification cracking, liquid cracking and strain-age cracking during welding or post-welding heat-treatment. The weldability can be improved by the methods such as using inert protective gas, altering the substrate microstructure, using the low strength filler, reducing the welding heat input. The low heat-input welding process such as laser and electrospark technique shows the most potential in providing the solution for surface welding and repair of Ni-based superalloy components.

Key words: superalloy; laser cladding; electrospark deposition

0 引 言

Al、Ti 是高强度镍基高温合金的主要沉淀强化

收稿日期: 2010-07-26; 修回日期: 2010-08-24

基金项目: *国家自然科学基金资助项目 (50671116, 50901081)

作者简介: 谢玉江(1976—), 男(汉), 新疆奇台人, 副研究员, 博士。

元素, 随着 Al、Ti 含量增加, 合金中沉淀强化相 γ' -Ni₃(Al,Ti)体积百分数增加, 合金的高温强度相应增加^[1]。现代高性能航空发动机和燃气轮机热端部件制造主要采用高 Al、Ti 镍基高温合金。由于这些热端部件设计制造时选用了优良的合金、特殊

复杂的冷却结构及很好的防护涂层, 造价昂贵。另一方面, 这些部件工作在高温、高压、腐蚀性燃气环境中, 又是易损件, 常常产生各种早期损伤, 如磨损、裂纹和烧蚀等。如某进口航空发动机高压涡轮叶片工作 600 h 的裂纹故障率就高达 8%~9%, 严重影响发动机的正常使用。对于燃气轮机发电厂来说, 每年都有大量的叶片在使用过程中出现损伤, 如采用换件修理, 则成本很高。

很长时间以来, 人们就注意到修复技术所带来的巨大经济效益, 但由于受到技术发展水平的局限, 修复技术的发展较慢。近 30 年来, 随着航空事业和燃气发电事业的迅速发展, 叶片与热端部件的修复技术已有了长足的进步。以焊接技术为主导的相关工艺方法围绕着解决叶片与热端部件的修复问题形成了一个燃气轮机发动机修复技术的系统工程。例如, 70 年代末期, 在荷兰的 Elbar 就开始了一项为期 5 年的欧共体合作研究计划, 对叶片的修复焊接技术与高温合金的钎焊与扩散连接及其防护层技术进行了系统的基础研究。同期, 英、德、美、瑞典在军用和民用喷气发动机的叶片与热端部件的修复技术研究中也均投入了巨额资金, 取得了一批新的修复技术, 从而保证了叶片与热端部件的寿命与可靠性。同时, 随着民用燃气轮机事业的发展及对修复技术要求的提高, 航空发动机修复技术逐渐向民用领域拓展^[2-6]。

在我国, 燃气轮机叶片与热端部件的修复技术虽然有了一定的发展^[7], 但是基础研究与应用水平与西方发达国家相比还有很大差距。目前, 我国进口的发电与舰艇用燃气轮机和军用与民用航空发动机基本上都是返回给进口国或进口国在其他国的维修中心进行维修, 国内自主生产的燃气轮机的修复一般都是采用换件修理。修复技术水平的落后严重影响着军机的战备完好率、民航和燃气发电行业的技术经济效益。因此, 开展以燃气轮机热端部件修复为目的的熔焊、钎焊及防护涂层技术的基础研究, 发展先进实用的表面修复与强化技术, 获得与这些部件材料成分和基体组织结构相匹配的修复与强化层, 对于延长这些部件的使用寿命, 节省维修成本, 发展节能环保循环经济具有重要意义。

1 高温合金部件损伤失效及修复的基本途径

高性能涡轮叶片材料通常要求能够在 1 000 ℃

以上高温和 400 MPa 高压下持续工作 10 000 h 以上。在燃气轮机服役过程中, 由于高温、高压和腐蚀性的燃气作用, 涡轮叶片通常会出现各种形式的早期损伤和失效问题^[8-16], 主要可分为 3 类: 表面几何结构的缺损、内部组织损伤以及表面涂层脱落。常见的几何结构的缺损主要有热疲劳裂纹、表面磨损、氧化腐蚀、外物击伤及机械疲劳裂纹等。几何结构的缺损, 一般需要通过熔焊或钎焊等方法进行重建, 文献[4]介绍了热端部件修复常用的各种熔焊和钎焊方法。长期在高温、高应力状态下服役的叶片, 内部显微组织也会发生退化蜕变, 过时效 γ' 相粗化, 出现脆性相和晶界碳化物形态改变, 材料力学性能恶化。另外, 高温、高应力状态下所有的涡轮叶片都会发生蠕变伸长, 当累积的应变达到一定值, 叶片就会发生蠕变失效。大量研究^[17-21]表明: 组织蜕变和蠕变失效的叶片可以通过高温恢复性能热处理和热等静压来修复。叶片在长期使用过程中, 涂层会出现不同程度的缺损, 有时焊接修复部位也需进行涂层保护, 因此涂层修复是叶片修理的重要内容, 通常是将原涂层全部去除后重新涂层, 但也有局部修复或只去除热障涂层而保留扩散结合层的^[22-23]。

高温合金部件的修复是一个复杂的系统工程, 涉及到修复部件材料体系与涂层的分析及可修复性评价、在服役条件下损伤原因分析及对策、剩余寿命评价、组织恢复热处理、焊前固溶或过时效热处理、熔焊或钎焊重建、焊后热处理、重涂涂层、无损检测等^[24-26]。为了保证修复部件的安全性和可靠性, 在现代修复技术中采用了许多最新研究成果, 修复过程有时可达 100 多道工序, 其中主导的工艺方法是熔焊和钎焊^[4]。无论是哪一种钎焊, 焊前都需要对缺陷表面进行复杂的热化学工艺清理, 容易有污染物残留, 影响钎焊强度, 而一些大的缺陷损伤则不能进行钎焊。熔焊作为一种具有很好柔性的工艺方法, 通常比钎焊的适应性更强, 可以对一些大的缺陷进行修复, 因此在高温合金部件修复技术中占有很重要的地位。采用熔焊方法对部件修复的必要性是由以下因素所决定的: 待焊修复部位所承受的工作应力、工作温度、材料和壁厚以及损伤部位的材质等^[27]。但也正是因为熔焊时和熔焊后高温合金焊缝或热影响区常伴随着热裂纹的发生, 熔焊在高温合金部件修复中又受到很大的局限^[2]。

2 关于高温合金的熔焊冶金问题的认识

2.1 高温合金的熔焊裂纹

通常认为高温合金焊接基本都有热裂倾向, 其中, 沉淀强化合金比固溶强化合金的热裂倾向大, 铸造合金比变形合金的热裂倾向大。焊接过程中产生的热裂纹主要有焊缝凝固裂纹和热影响区液化裂纹两种, 焊后热处理过程中铝、钛含量高的沉淀强化高温合金和铸造高温合金还容易产生应变时效裂纹^[28-30]。认识和掌握各种热裂纹形成机理, 对于裂纹控制具有重要意义。

(1) 凝固裂纹 (Solidification cracking) 通常发生在新形成的焊缝上, 当糊状固-液两相区承受拉应力, 高的固相体积百分数 ($f_s > 0.9$) 限制了液态金属流动, 使其无法回填枝晶间区, 随着焊缝的增长, 之后产生的热拉应力就将枝晶拉断, 典型的凝固裂纹^[31]如图 1 所示。凝固裂纹的形成和许多因素^[30,32]有关, 如焊道上产生的热应力和应变, 糊状区高的固相体积百分数, 凝固和偏析, 液态金属粘滞流, 裂纹形核和扩展效应等。合金凝固温度范围越大, 越容易形成凝固裂纹, 共晶合金发生凝固裂纹的倾向很小^[32]。焊接移动速度慢, 由于焊缝周围固体的收缩产生拉应力, 也容易产生凝固裂纹^[33]。对双晶和单晶高温合金的凝固裂纹研究^[34]发现, 凝固裂纹还与晶界角度有关, 大角度晶界很容易产生裂纹, 而小角度或单晶则能避免裂纹的产生。高温合金的凝固裂纹是可以通过工艺优化来避免的, 许多研究者^[31,32]已经通过模拟来预测凝固裂纹, 以确定最佳的焊接参数。

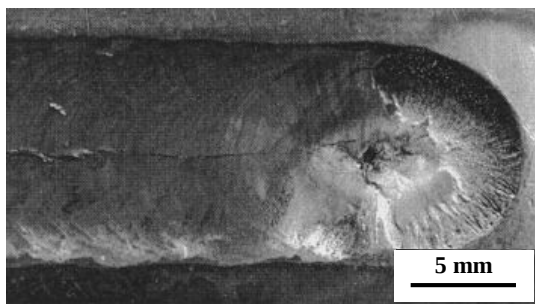


图 1 凝固裂纹^[31]

Fig.1 Solidification cracking^[31]

(2) 液化裂纹^[35-40] (Liquation cracking) 是高温合金在焊接过程中主要发生在热影响区的一种常见的裂纹, 也称为热影响区 (HAZ) 裂纹。这种裂纹具有沿晶开裂, 从熔合线向母材扩展的特征, 典

型的液化裂纹^[35]如图 2 所示。焊缝热影响区相成分液化的概念是由 Pepe^[36]等人提出的, 后来 Duval^[37]等人发现了镍基高温合金中碳化物的液化反应。液化裂纹是由晶间局部熔化产生的液态薄膜和热应力诱发的焊接应变过大造成的, 与凝固裂纹不同的是液化裂纹主要是与母材有关。研究表明: 液化裂纹的形成主要是由合金晶界上的碳化物相液化^[37,38]及 γ' 相液化^[35,39,40]引起的。当焊接加热温度达到一定值时, MC 或 γ' 相趋向分解并向基体扩散溶解, 但由于加热速度快, 扩散不充分, 造成在原 MC 或 γ' 相周围有高浓度的 MC 或 γ' 相形成元素存在, 从而能在晶界形成由低熔点共晶物组成的液态薄膜, 于是造成晶界液化。晶界液化的液膜承受不住拘束应力的作用, 则被拉裂形成液化裂纹。Al 和 Ti 等 γ' 相形成元素和 C 含量越高, 液化裂纹倾向越严重。

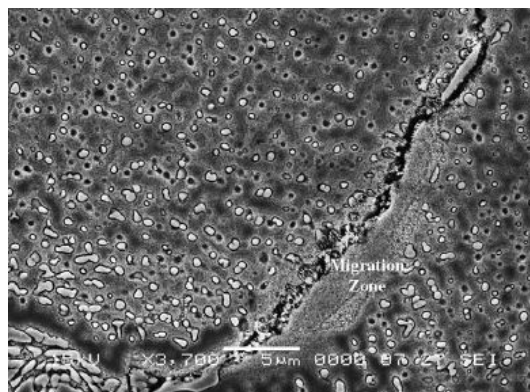


图 2 液化裂纹^[35]

Fig.2 Liquation cracking^[35]

(3) 应变时效裂纹^[41-45] (Strain age cracking) 是 γ' 强化高温合金采用焊后热处理释放残余应力和优化组织性能时容易产生的一种裂纹, 也称为再热裂纹 (Reheat cracking) 或焊后热处理裂纹 (Post-weld heat treatment cracking)。图所示为两种常见的高温合金 Rene80 和 Mar-M200 的应变时效裂纹, 这种裂纹一般是宏观裂纹, 具有沿晶特征, 裂纹通常发生在热影响区, 并向非热影响区扩展^[43]。应变时效开裂现象是 Hughes^[42-43]等人最早在变形合金 Rene41 上发现的, 随后推广到其它铸态合金。研究认为应变时效裂纹与热影响区 γ' 相的时效反应有关。焊接完成后留下了很高的残余应力, 当重新加热到固溶温度时, 首先残余应力释放, γ' 相快速析出, 由于强化效应使总体韧性减少, 其次 γ' 相析出消耗了 γ 基体周围的 Al、Ti, 导致基体点阵

常数减少出现净收缩。在约束情况下,这种收缩导致出现高应力,进一步加剧了材料应力/应变集中。应变集中在过热区的晶粒之间的边界上,当晶界的变形能力不足以承受金属内部产生的应变时,就会产生应变时效裂纹。L.C.Lim^[41]等人认为应变时效裂纹的形成除了与焊后热处理过程中 γ' 相时效反应有关外,还应考虑焊接过程中产生的局部成分液化和热影响区晶界位置 γ' 相的完全溶解等的因素,并建议通过工艺自动化来控制热输入和焊前热处理来使基体材料软化来减小裂纹倾向。

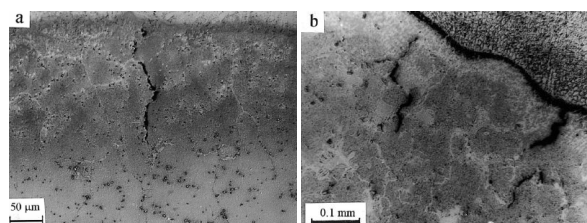


图 3 应变时效裂纹^[41] (a) Rene 80 (b) M-Mar200

Fig.3 Strain age cracking^[41] (a) Rene 80 (b) M-Mar200

2.2 高温合金可焊性的主要影响因素及改善

沉淀强化合金元素使高温合金具有了高的强度,但是也造成了高温合金焊接的困难。当某一种能量束流(如 TIG、MIG、Laser、PTAW)作用在此种合金上熔焊时,便会发生如图 4 所示的冶金过程^[46]。从图中可得出,影响高温合金可焊性的主要因素为:①保护气氛;②基体材料状态;③焊料;④焊接工艺。

(1) 保护气氛对可焊性的影响

γ' 强化相通过多步热处理在 γ 基体中析出,获得最优的强度,对每种合金,热处理制度都是不一样的。在上世纪五六十年代,大部分镍基高温合金都被认为是不可焊的,主要是因为镍基高温合金在 760~870 °C 温度区间内拉伸韧性降低。高温合金焊接时,熔池凝固收缩形成很高的拉应力。这种应力足以产生局部变形,当温度通过脆性温度区间时产生局部裂纹(应变时效裂纹)。

镍基高温合金 760~870 °C 温度区间内的脆性在 50~60 年代很受关注,当时主要认为和晶界碳化物析出或 γ' 强化相本身析出有关。在 60 年代末,逐渐认识到这种脆化现象和环境有关,例如,它发生在空气存在的情况下,在惰性气体中不会发生。根据 Prager and Sines^[47]在合金 Rene41 上得到的数据,850~900 °C 温度范围的平均拉伸韧性,在空气

中约为 2%,在氩气中可以达到 18%(图 5)。这个发现表明高温合金焊接需在惰性气体室中进行,导致所谓的高温合金焊接中时代的开始。Edward^[48]认为获得高温合金无裂纹焊缝最重要的因素是能够在惰性气体保护下进行,而且高温合金惰性气体保护焊接应该是强制性的。

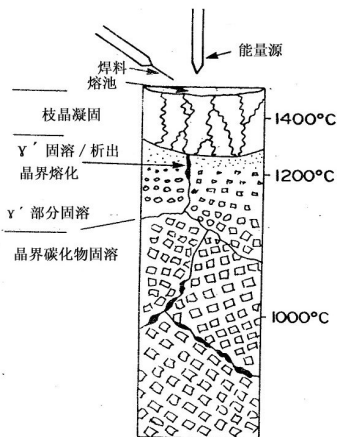


图 4 高温合金焊缝热影响区相变示意图^[46]

Fig.4 Schematic diagram illustrating phase transformations occurring in the HAZ of superalloy weldments^[46]

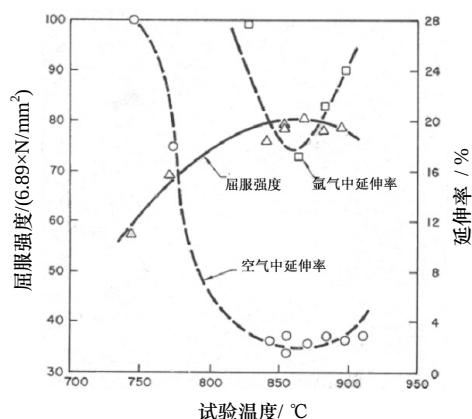


图 5 空气、氩气中拉伸韧性和屈服强度随温度的变化^[48]

Fig.5 Variation with temperature of tensile ductility and yield strength in air and argon^[48]

(2) 基体状态对可焊性的影响

基体材料强化元素的含量对合金焊接性有重要影响。Al 和 Ti 是主要的沉淀强化元素。这些合金凝固形成的 γ 奥氏体结构形成基体相,通过合金热处理时发生的固态析出原理,Al、Ti 在基体中形成二次强化相 γ' 来实现对合金整体的强化。当析出时,合金基体产生收缩。随着 Al、Ti 含量的提高, γ' 相体积分数的增加,合金的熔焊性变差,以致不可焊^[49],如图 6 所示(A—易焊、B—可焊、C—难焊)。通常认为: $w(\text{Al}, \text{Ti}) \geq 6\%$ 为不可焊材料。

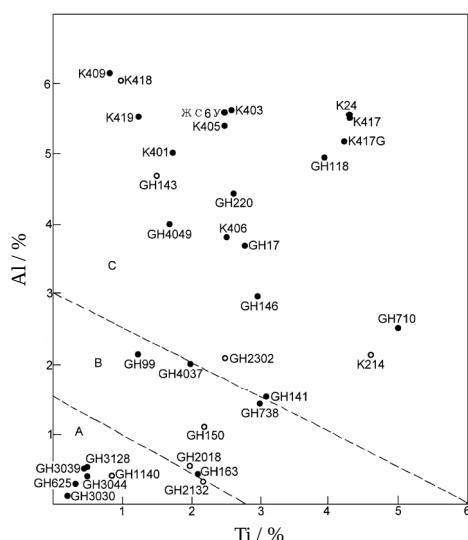


图6 高温合金焊接难易程度与Al、Ti含量的关系^[49]

Fig. 6 The dependence of weldability of superalloy on Al and Ti content^[49]

基体材料中主要强化相 γ' 和碳化物的数量、大小、位置、成分和结构对焊接裂纹敏感性有重要影响。工作服役和焊前热处理都会改变析出相的形貌,从而影响焊接性。

长时间的高温服役会使材料的可焊性恶化^[50]。燃气轮机正常的工作温度足以造成材料的组织改变,长期工作对材料组织的改变更大,最初对高温合金强度没有明显影响的碳化物,分解退化形成脆性相,使合金的裂纹敏感性大大增加。高温蠕变在组织中形成的孔洞在焊接时会成为裂纹源。另外,长时间在高温腐蚀环境下工作,材料表面形成的腐蚀坑和晶界脆性相也使材料的裂纹敏感性增加。

沉淀硬化的镍基高温合金晶格强而硬,在完全硬化条件下甚至难以在惰性气体保护室中焊接。通过合适的焊前热处理循环能够提高合金的可焊性。首先是固溶热处理^[29,44],使基体中的 γ' 相在高温下部分溶解。这是可能的,因为 γ' 相在基体中的固溶度随着温度的增加而增加,当合金从固溶态快速凝固时, γ' 的再析出将受到抑制并且保留在固体中,从而限制了 γ' 的强化效应,这可以明显提高材料的焊接性。第二种能更有效的提高合金焊接性的热处理是所谓的“过时效”,主要是通过多次中温时效处理,使基体中细小的弥散分布的 γ' 相合并长大,从而减少 γ' 相的硬化效应,使它变软增韧,可焊性提高。L.C.Lim^[51-52]等采用循环过时效改善了 Rene80 合金的焊接性,消除了应变时效裂纹。过时效处理

比固溶处理更能增加可焊性,因为 γ' 的形成元素Al在固溶态强化效果更好。有时,也将这两种热处理一起使用。在一定的工作条件下,高温合金能额外形成许多有害相,比如所有合金在一定条件下都能形成晶界碳化物。一些Cr含量比较高的合金,在服役过程中形成脆性的TCP相。所有这些相都在晶界或沿晶界形核,对合金的韧性产生了比较大的影响。在这种情况下,因为晶界脆性相的存在,只溶解或只合并 γ' 相就显得不够了,焊前热处理首先必须包括溶解脆性相的热处理,然后采用或者固溶或者过时效处理。

合适的焊后热处理可以有效避免裂纹产生^[48]。直接对焊缝进行时效热处理多数情况下会导致裂纹发生,这是因为 γ' 单元晶格比基体略小,当材料直接时效时,高应力状态的晶格收缩,造成裂纹。正确的工艺应该是在焊后对叶片进行固溶处理,这释放了内应力,也使焊接过程中合并或析出的 γ' 和其它相重新溶解。固溶处理通常在真空炉内进行,防止氧化。固溶过程中加热速率也很重要。如果焊缝加热速度很慢,当焊接叶片加热通过C曲线的鼻温时, γ' 开始快速析出,因此,在固溶热处理过程中以最快的速度加热到固溶温度是非常重要的。在固溶热处理后,对部件进行时效,经过适当的固溶处理的部件在时效期间通常不会再发生裂纹。

另外,对常见的铸态等轴晶合金,通常晶粒越小,抗裂能力越强。晶粒细化,晶界面积增大,增强了吸收应变的能力。

(3) 焊料对可焊性的影响

焊料成分的选择对焊缝的性能有显著影响。在理想情况下,焊缝应该和基体等强度,这就要求焊料和基体等强度,但是这对高度合金化的具有高 γ' 含量的高温合金是相当困难的。焊缝热裂纹是限制采用与基体材料相同或相近的高 γ' 合金材料作为焊料的主要因素。主要有两个原因^[50]:

① 当采用时效强化合金作为焊料时, γ' 相析出产生的收缩应变增加了熔池凝固产生的拉应力。

② 高 γ' 合金本身低的韧性几乎不允许裂纹发生前材料所发生的塑性变形。

通常选用固溶强化的合金或仅有少量 γ' 强化的合金作为焊料,典型的有IN625、Hastelloy X、Waspaloy和IN718。使用固溶强化合金焊料使高 γ'

合金的弧焊修复能为可能,解决了上面的问题。

① 固溶强化合金焊料 Al、Ti 含量很少,在凝固冷却过程中不会析出 γ' 相,由于焊料凝固收缩产生的应力几乎被消除了。

② 固溶强化合金比 γ' 强化合金的韧性好,基体材料在熔合线和热影响区产生的收缩应变可以被韧性相对好的焊料容纳。

使用低强度的固溶强化的合金焊料使合金焊区产生的应变减小,裂纹敏感性也相应降低。较软焊料优先吸收了应变,而在基体材料,特别是在热裂纹敏感性高的热影响区需吸收的应变则相应减少。

使用固溶强化的焊料主要问题是高温强度不足,在使用时造成失效。使用少量 γ' 强化的合金作为焊料的主要问题是与基体的热处理制度不匹配。如果基体时效温度和焊料时效温度差别很大,焊料就不能产生时效强化。例如使用 IN718 作为焊料焊接 IN738 时,IN718 最优的时效温度是 620 $^{\circ}\text{C}$,然而 IN738 的最优时效温度是 845 $^{\circ}\text{C}$,当采用 IN738 合金的时效温度 845 $^{\circ}\text{C}$ 进行热处理时,焊料的强度退化至根本无法用于结构修复。如采用 620 $^{\circ}\text{C}$ 进行时效,IN738 的性能根本无法发挥。由于低强度焊料的局限性,目前国内外除了想方设法采用本体焊接外,都在积极发展强度高、焊接性好的焊料^[53-55]。

不同形式的焊料(粉末或线材)也可能影响焊接性^[4]。粉末灵活性最大,可以根据不同情况进行成分调整。与线材相比,粉末吸热效率更高,熔化所需的热输入少,这使焊接区的总热输入减少,有利于减少裂纹的发生。

(4) 焊接工艺对可焊性的影响

在焊接工艺给定的情况下,许多因素是固定的,但是焊接热输入的变化对裂纹敏感性有极大影响。文献[56]研究了不同焊接热输入对 IN738 合金裂纹敏感性的影响,结果表明在一定的低热输入条件下,可以获得无裂纹的焊缝。文献[44]指出,高温合金焊接工艺制订的标准是:在保证高质量的焊缝的前提下,使用最小的热输入。由于高温合金热裂纹敏感性主要与焊接热输入和热影响区的反应有关,因此控制和减少焊接热输入成为提高焊接性的重要途径。低热输入焊接工艺降低了焊接残余应力,减小了热影响区的大小和组织改变,有利于减少焊接和焊后裂纹的发生。目前高温合金常用的熔焊修复工艺方法主要有3种:氩弧焊(GTAW)、

等离子弧焊(PAW)和激光焊,文献[57]对3种熔焊工艺的焊缝宽度进行了比较,氩弧焊为1.58~12.7 mm,等离子弧焊为0.50~1.52 mm,激光焊为0.127~2.54 mm,激光焊对基体的热影响是最小的。为了实现高温合金近、等强度熔焊连接,激光这样的低热输入焊接工艺越来越受到关注。另外,除激光焊以外,人们还在积极发展其它低热输入焊接工艺。文献[58]列举了五种常见的低热输入焊接工艺:微氩弧焊(μGTAW),微等离子弧焊(μPAW),微等离子转弧焊(μPTA),微激光焊(μLBW)和微弧火花沉积(ESD),并比较了几种焊接工艺对 IN718 合金低周疲劳性能的影响,如图7。

自动焊接技术不但提供了更小的热输入,而且保证了焊接工艺的稳定性,尤其对于修复叶片上的一些小区域,使用焊接机器人、视觉反馈的闭环系统更利于适应不同情况的焊接。另外,脉冲电流并辅以同轴送粉焊接能够提高焊接质量和可靠性。



图7 几种低热输入熔焊工艺的低周疲劳试验比较^[58]

Fig.7 LCF test results of five micro welding repair methods^[58]

3 高温合金激光表面熔焊处理

3.1 高温合金激光表面熔焊处理研究进展

激光焊接与传统焊接相比有着一系列优点,目前它作为一种先进的高温合金熔焊修复工艺而受到广泛关注。美国电力研究所一份有关叶片与热端部件的修复方法的综述报告^[4]指出:“像激光焊接这样的低能焊接工艺在解决高强度高温合金焊接问题上具有最大的潜力”。中国电机工程学会燃气轮机发电专业委员会的燃气轮机维修技术考察报告^[59]甚至指出:大型的燃气轮机叶片,如9E以上叶片的维修必须配备激光焊接技术。这充分说明激光表面熔焊技术在现代高温合金部件修复上的重要地位。

高温合金的激光表面熔焊处理主要指采用激光粉末熔焊方法在高温合金表面获得冶金结合的

熔敷或成形层,也包括高温合金激光表面重熔处理。目前国内外关于高温合金激光熔敷及激光成形的研究报导很多,主要用于提高高温合金表面的耐磨性、耐蚀性、抗氧化性、表面损伤及缺陷修复或高性能合金的直接成形制造。激光表面重熔处理则通常用于研究高温合金的裂纹敏感性及激光处理对组织演化的影响。文中重点介绍高温合金的表面熔敷或成形的研究情况。

由于高温合金的裂纹敏感性比较高,激光表面熔敷材料一般选用焊接性较好的钴基合金粉末或强度较低的固溶强化的镍基合金粉末作为改性材料。钴基合金的激光熔敷层主要用于提高镍基高温合金表面的耐磨性。L.Shepeleva^[60]等人对IN713合金叶片阻尼面激光熔敷和等离子熔敷钴基合金涂层进行了对比研究,结果表明:激光熔敷层的显微硬度(650~820 HV)明显高于等离子熔敷层(420~440 HV),激光熔敷层组织细小且无孔洞裂纹。徐志刚^[61]等人在铸造镍基高温合金K417上激光熔敷3种不同的钴基合金粉末,研究了3种合金的组织、显微硬度分布及裂纹敏感性,结果表明:激光熔敷钴基粉末对K417合金有改性作用,降低了K417材料的裂纹敏感性,涂层与基体能够实现很好的冶金结合而且涂层硬度较高。另外,徐志刚^[62]等人还研究了K417合金表面预处理状态对激光熔敷裂纹敏感性的影响,结果表明:合金表面状态对激光表面熔敷处理有极大影响,降低合金表面的Al含量、增加Ni含量可降低激光处理时合金的裂纹敏感性。朱维东^[63]等人研究了稀土含量对高温合金表面激光熔铸钴基合金涂层组织的影响,结果表明:加入一定量的稀土元素可以细化晶粒。李晓莉^[64]等人进行了K403合金的激光熔敷研究,发现高温合金上熔敷无硼、硅元素合金更易于消除熔敷层裂纹,加入稀土氧化物有助于减少或消除裂纹,熔敷工艺参数对裂纹产生的影响较大,存在一个无裂纹参数选择范围。固溶强化合金的激光熔敷或成形主要用于高温合金部件低应力区如叶尖的修复。文献[65-66]对激光堆焊成形的IN625合金的组织、性能进行了研究,结果表明:可以获得无裂纹定向凝固的沉积层,室温拉伸性能($\sigma_b=928$ MPa, $\sigma_{0.2}=632$ MPa)超过变形合金($\sigma_b=832$ MPa, $\sigma_{0.2}=398$ MPa)。M.C.Van Beek^[67]等人报道了G.E公司6B燃气轮机一级叶片采用IN625合金焊料激光焊接修复后的彩虹试验(相当

于我国的长期台架试车考核)结果,与氩弧焊修复的叶片的对比试验表明:激光焊接修复的叶片的叶尖温度更低,但具体原因尚待进一步研究。

对于涡轮转子叶片这样高 γ' 含量的镍基高温合金部件的修复,使用低强度的合金焊料使叶片的可修复区限制在叶身高度的80%以上的低应力区。为了提高焊接强度,扩大高温合金部件的修复极限,使用高 γ' 含量合金作为焊接填料已成为一种迫切要求,研究实现高 γ' 含量合金的无裂纹直接沉积成为高温合金焊接研究的重要目标。国内外许多研究者都将激光焊接作为重要的方法,进行高 γ' 含量高温合金的熔敷和成形研究工作,取得了很多积极的结果^[50,53,68-71]。

爱尔兰L.Sexton^[69]等人在Rene125合金表面激光熔敷了Rene142合金,与氩弧焊对比研究发现,激光熔敷可以获得无裂纹、稀释小、组织均匀的熔敷层。意大利Ettore Grandini^[70]等人研究了采用激光焊接和本体焊料对U-520合金叶片修复的可行性,802℃/345MPa条件下持久试验表明激光制备的U-520材料的持久寿命为118 h,达到基体材料寿命的94%。加拿大J.Y.Chen和L.Xue^[65,71]等人在经过固溶处理的铸态IN738合金基体上激光堆焊成形(Laser consolidation)IN738,对组织研究表明:在不预热的条件下,激光堆焊成形工艺可以获得与基体冶金结合,界面和沉积层无裂纹和孔洞的堆焊层。沉积层组织为细小的柱状枝晶组织,未观察到 γ' 相,在标准热处理(1120℃×2 h空冷、845℃×24 h空冷)后,堆焊层内析出大量近方形的 γ' 相, γ' 相中33%为0.35 μm粗颗粒,24%为0.08 μm的细颗粒。经长时间高温处理,枝晶结构消失,但是LC IN738的择优取向仍然保持。对力学性能研究表明:激光堆焊LC IN738层凝固态和热处理态硬度分别为440 HV₅₀₀和493 HV₅₀,小于铸态IN738合金热处理后的硬度500 HV₂₀₀。热处理状态的LC IN738垂直堆焊方向室温抗拉强度达1 270 MPa,延伸率达到17%,而热处理铸态合金IN738的室温抗拉强度为1 100 MPa,延伸率为5%。LC IN738和铸态IN738合金在凝固态和热处理态的结合强度分别为1 000 MPa和900 MPa。持久断裂寿命试验(1 010℃,55 MPa)表明:LC IN738的平均持久寿命达423 h,铸态IN738合金持久寿命为170 h。美国电力研究所也在积极研究发展适用

于激光熔焊的高强度高温合金焊料,用于修复 IN738 和 GTD111 合金^[50,53],在研究中他们使用了 3 种焊料 IN738、IN625、IN939 合金。在这三种合金当中,IN625 和 IN939 合金获得了稳定满意的结果,IN738 焊料虽然也能获得无裂纹的焊缝,但是结果不稳定,使用 IN625 焊料作为比较说明激光加工可以用于高强度高温合金的焊接,IN939 焊料可在 IN738 合金上得到稳定可靠的焊缝,持久强度达到了母材的 80% 以上。

随着定向凝固和单晶叶片在生产上的广泛应用,发展定向凝固、单晶合金的熔焊处理技术也成为高温合金熔焊研究的重要课题。这些特殊结构的合金对熔焊工艺提出了新的要求,既要实现无裂纹,又要实现组织的控制性生长。目前已经报道能够实现定向凝固、单晶高温合金的外延生长熔焊方法很多,主要有激光焊、电子束焊和等离子弧焊,其中激光焊几乎占着统治地位^[72]。

激光熔焊产生的熔池具有温度梯度高(可以达到 10^6 K/s)和凝固速度可以控制(与扫描速度密切相关)的特点,通过控制适当的工艺参数,建立起定向凝固的外部条件,可以得到定向凝固的组织,因而激光是一种很有潜力的定向凝固热源^[73]。激光外延金属成形(Epitaxial-laser metal forming, E-LMF)技术^[74]正是结合激光定向凝固和激光近成形技术的特点,用于快速制备定向凝固合金部件以及对损伤失效的定向凝固或单晶合金进行外延修复。该技术的原理是利用激光堆焊熔池中温度梯度高、凝固显微组织从基材上外延生长的特性,在定向凝固柱晶或单晶的基底上逐层堆积,在沉积层中获得外延生长的定向凝固柱晶或单晶组织(这里基材扮演了籽晶的角色)。

瑞士联邦技术学院的研究者采用 CMSX-4 合金在激光外延金属成形方面做了大量的研究工作^[74-78]。M. Gaumann^[74]等人在 1999 年最先提出了激光外延金属成形的概念,他们利用激光外延金属成形工艺在单晶 CMSX-4 合金表面获得了 CMSX-4 单晶沉积层,对激光外延金属成形的凝固组织形成进行了研究,利用柱状晶向等轴晶转化的理论,对该生长现象进行了解释。另外,对激光外延成形显微组织与工艺参数的关系进行了系统的研究^[75],表明可以利用 $G^{3.4}/V$ 值作为获得柱状晶还是等轴晶沉积层的判据,并作出了不同工艺参数组合下,凝固

组织选择的显微图谱。依据这样的凝固组织随工艺参数变化的图谱,可以根据需要指定适当的工艺,实现对涂层中的凝固显微组织的任意控制,作者认为激光外延沉积制备单晶的必要条件是:基体温度应尽可能低(应避免预热),减少激光功率以提高温度梯度,减少光斑直径以保证外延生长所需的足够重熔。S. Mokadem^[76]等人研究了激光外延金属成形过程的组织控制,特别研究了沉积层中非外延的定向凝固组织,提出了一个新的标准,将柱状生长程度表征为重要的凝固参数(G, V)和枝晶轴与等温线法线夹角 ψ 之间的函数,根据这个标准,外延缺失(Loss of epitaxy)最可能发生在两个 $\langle 100 \rangle$ 生长方向相互转变区,随着 ψ 角增大,等轴晶形成的风险增大。Jean-Marie Drezet^[77]等人研究模拟了激光外延金属成形过程中 Marangoni 对流及对晶粒碎裂的影响,建立了简单的标准来评价激光处理条件下晶粒的碎裂。L. Felberbaum^[78]等人的研究表明:在 200~1100℃实验条件下,激光沉积的单晶 CMSX-4 合金的热疲劳寿命与铸造 CMSX-4 合金相当。此外,美国犹他州立大学的 Leijun Li^[79]等人用激光近成形系统在定向凝固的合金 GTD111 表面获得了定向凝固的 Rene80 沉积层,对沉积层内存在的缺陷如孔洞、微裂纹和非外延组织的形成及控制进行了讨论,作者认为基体的晶界对微裂纹和非外延组织形成有很大的影响。美国 Oak Ridge National Laboratory 在定向凝固、单晶合金的激光焊接和重建方面也做了许多研究工作^[80-82],主要探讨了组织演化、裂纹敏感性及非外延组织的形成等问题。

国内清华大学、西北工业大学等都在进行高温合金激光外延金属成形的研究工作。清华大学钟敏霖等人^[83-84]针对定向凝固镍基高温合金叶片的强化与修复需求,研究了在定向凝固镍基高温合金基体上激光熔覆 IN738 的裂纹敏感性问题。结果表明:在定向凝固镍基高温合金基体上激光熔覆 IN738 合金对裂纹非常敏感,所产生的裂纹为热裂纹,由定向凝固基体晶界处引发并穿过界面向熔覆层发展;多层熔覆过程中熔覆层间也会产生热裂纹,热裂纹沿晶界纵向扩展,定向凝固高温合金基体晶界处的低熔共晶成为主要的裂纹源,严格控制激光熔覆过程中的热输入量可以显著降低裂纹敏感性;选择适当的熔覆工艺方法和参数可以在定向凝固镍基合金基体上形成良好冶金结合且无裂纹的基本保持

定向凝固特性的熔覆层组织。西北工业大学冯莉萍等^[85-89]利用 Rene95 合金粉末在 DD3 单晶基材和定向凝固镍基高温合金的择优晶面上进行激光多层熔敷实验,得到了从基材外延生长的熔敷涂层。研究表明:涂层由细小柱状枝晶组织组成,枝晶一次间距约为 10 μm ,二次臂退化;由于局部凝固条件的不同,枝晶干区域的 γ' 相为球形、枝晶间区的 γ' 相为立方体形态,尺度均小于 0.1 μm ;激光熔敷层中的主要元素 Cr 和 Co 的偏析比基材铸态组织中的偏析大大减轻;在标准热处理 (1 140 $^{\circ}\text{C} \times 1.5 \text{ h}$, 600 $^{\circ}\text{C}$ 盐淬、870 $^{\circ}\text{C} \times 1.5 \text{ h}$ 空冷、650 $^{\circ}\text{C} \times 24 \text{ h}$ 空冷) 后,试样中的 γ' 相主要为方形,且尺度均匀,涂层中各元素的显微偏析比热处理之前有明显减轻。将定向凝固基材上沿 Z 轴定向凝固多层熔敷制备片状试样,热处理后沿状晶生长方向进行拉伸, $\sigma_b=1\ 400 \text{ MPa}$, $\sigma_{0.2}=1\ 204 \text{ MPa}$, $\delta=18\%$, 与 FGH95 粉末冶金试样的力学性能 ($\sigma_b=1\ 430 \text{ MPa}$, $\sigma_{0.2}=1\ 145 \text{ MPa}$, $\delta=10\%$) 相比,强度达到其 97.9%,另两项指标均超过了粉末冶金的试样的相应值。断口分析表明, Rene95 合金的断裂机制为塑性断裂。另外,冯莉萍等利用 Rene95 合金在 DD3 单晶基材的(001)面、(100)面和与(001)面夹角分别为 45°和 22.5°的晶面上进行激光多层涂覆,研究了基材晶体取向对单晶显微组织的影响规律。研究表明:当实验在基材的择优晶面{001}上进行,涂层的组织为定向凝固柱状晶,晶体取向与基材的晶体取向相一致,一次间距约为 10 μm ,二次臂退化。当实验在基材的非择优晶面(与(001)面的夹角 θ 分别为 45°和 22.5°的晶面)上进行,涂层的晶体取向仍然与基材的晶体取向一致,但枝晶二次臂出现, θ 为 45°的晶面与 22.5°的晶面相比,枝晶二次臂的发展不平衡性大。

高温合金激光表面熔焊处理的另外一个重要研究方向是制备抗氧化涂层。MCrAlY (其中, M 代表 Fe、Co、Ni 或其组合) 合金涂层是高温合金的重要防护涂层,通常制备方法主要有热喷涂、磁控溅射、低压等离子喷涂等,这些涂层方法获得的涂层存在孔隙多、致密性差、与基体结合力差、需要高温扩散处理等缺点,使涂层对基体的保护作用受到一定的影响。激光熔敷技术能产生致密的冶金结合的涂层,涂层的抗氧化性能可以得到改善。许多研究者报导在多晶高温合金基体上获得了抗氧化

性能良好的 MCrAlY 涂层^[90-92],分析认为:涂层的冶金结合、完全致密及稀土元素的弥散分布对其抗氧化性都起了有益作用。尽管单晶高温合金的氧化性能已较多晶材料有所提高,但是仍然需要 MCrAlY 涂层的保护,但是传统的热喷涂工艺在单晶合金表面产生的仍是多晶涂层。由于同一材料在 $\langle 001 \rangle$ 凝固方向柱状晶的弹性模量比等轴晶弹性模量小 30%~40%,多晶涂层与单晶基体之间必然存在着弹性模量的差异。根据热应力公式 $\varepsilon=E \cdot \alpha \cdot \Delta T$,弹性模量的差异必然在温度剧烈变化时产生很大的热应力,这就给遭受频繁热循环的发动机热部件带来损伤。研究已经证明:多晶涂层的单晶叶片的热机械疲劳寿命比叶片本身寿命大大降低^[93]。在单晶合金基体表面制备单晶 MCrAlY 抗氧化涂层是提高单晶部件热疲劳寿命有效方法,另外,单晶 MCrAlY 涂层能够消除氧沿晶界的短路扩散,对抗氧化性的改善有积极的作用^[94]。外延激光沉积技术已经被用于制备外延生长的 MCrAlY 涂层^[95-96]。C. Bezencon^[97]在单晶 CMSX-4 合金表面成功地制备了单晶 MCrAlY 涂层,并且研究了 MCrAlY 不同的合金相结构对外延或非外延生长过程的影响,结果表明:只有在主要凝固相为 γ 时才能获得外延生长的 MCrAlY 涂层。另外,他们还对预热对 NiCrAlY 外延生长的影响进行了研究^[98],表明 750 $^{\circ}\text{C}$ 预热条件下,温度梯度减少,有利于柱状晶向等轴晶的转变,而且 CMSX-4 合金的转变倾向比 NiCrAlY 合金大,在基体的重熔区晶粒无确定取向,涂层晶粒仍然定向生长。P. N. Ferreira^[94]等人研究了单晶 MCrAlY 涂层的结构。

3.2 高温合金部件激光表面熔焊修复与强化的应用现状

激光表面熔焊技术在航空发动机修复上的应用研究在美、欧早在 70 年代末期就开始了,到 80 年代中期就已经用在叶片锯齿冠部阻尼面的强化与磨损修复上,使用激光同轴送粉方法熔敷钴基耐磨合金。英国 Rolls Royce 公司将激光表面熔敷技术用在 RB211 发动机上^[99]。这种叶片是镍基合金铸造的,工作温度高达 1 327 $^{\circ}\text{C}$,叶片根部用于装配的锁口部位容易磨损,需在该部位熔焊一层耐高温磨蚀的钴基合金。该公司用激光熔敷法代替氩弧焊堆焊工艺,加工时间由原来的 14 min 减少到 1.25 min,并节省钴基材料 50%,涡轮叶片阻尼面

进行激光硬面敷层取代等离子喷涂工艺。美国 Pratt and Whitney 公司报道在发动机的阻尼面施加了钴基合金耐磨涂层^[99], 采用 6 000 W CO₂ 激光将合金片熔焊到强化表面, 提高了焊接质量。另外, 据联邦航空局 (FAA) 管理的一个独立的发动机修理商报告, 到 1991 年中期他们使用 600 W 至 8 kW CO₂ 激光熔焊对约 10 300 片航空叶片的阻尼面进行了强化, 合格率 98.7 %, 热影响区在 0.5 mm^[6]。自 1994 年开始, 许多电力燃气轮机的修理商如 Chromalloy, Elbar, GE, Wood Group 也采用了激光熔焊技术对叶片进行修复强化。

在 90 年代初期, GE 公司报导采用激光熔焊对叶片叶尖磨短进行了接长修复。该公司采用 5 kW CO₂ 激光层层堆焊技术接长修复了 F16 发动机高压涡轮一级工作叶片叶尖 1 mm 左右, 并声称该公司本年度十大新技术之一^[7]。新近的专利文献表明, 叶片叶尖的激光接长修复技术还在不断的改进发展, 接长修复的精度、接长修复层与叶片基体的原位性和对叶片基体材料匹配性 (诸如高 Al、Ti 合金, 定向单晶组织结构) 都取得了很大的发展。ALSTOM 能源技术中心已经采用激光外延金属成形技术对 GT29 单晶叶片叶尖进行了外延接长, 接长高度达 2~3 mm^[30]。Liburid 公司也报导对 LT101 单晶叶片进行了激光外延接长^[100]。

进入 90 年代以来, 随着以激光快速成型为主的诸多种技术和激光修复材料的发展, 以及高性能发动机发展的需求, 航空发动机零部件的修复由叶片的叶尖接长和叶冠阻尼面磨损重建形式的修复向叶片和热端部件之类关键要件的各种形式的裂纹、腐蚀损伤以及叶片、部件的制造生产方向发展。目前世界各国都在积极发展高温合金的近、等强度修复方法, 努力将叶片的可修复区域从低应力区扩展到高应力区^[4,72], 但是还未见有成功的工业应用。在我国, 高功率激光设备与激光加工技术发展较晚。关于航空叶片与部件激光强化与修复技术属专有性技术, 公开报道的文献资料稀少。我国目前激光加工技术在航空发动机制造/维修上的运用落后于美欧。中国科学院金属研究所 1991 年在我国首次采用激光技术接长修复了某验证机高压涡轮一级转子叶片, 并获得成功应用, 并将此技术推广应用到某型涡扇发动机涡轮叶片与压气机叶片、某涡喷系列发动机低压涡轮转子叶片的叶尖磨短后的

接长修复上; 随后又相继研究发展了叶片冠部阻尼面的激光敷层强化与修复技术, 并成功的运用到某涡扇发动机、众多涡喷等发动机叶片冠部阻尼面的强化处理上, 同时成功应用到涡扇、斯贝和涡喷等型发动机的叶片冠部阻尼面磨蚀的重建修复上^[9]。就叶片叶尖与叶冠磨损损伤修复的单元技术水平与 G.E.、MTU 可以齐平并有特长。近几年来针对发动机涡轮工作叶片叶尖裂纹修复需求, 发展了叶片叶尖裂纹三维损伤区的激光-微弧火花复合重建工艺, 并通过 360 h 的长期试车考核。

4 高温合金微弧火花表面熔焊处理研究进展

微弧火花沉积是一种脉冲弧显微焊接工艺, 它是一种电容放电、微弧熔焊方法, 利用可控的能量放电所形成的短时电脉冲产生冶金结合的表面改性或成形。待沉积材料制成棒状为正极, 工件为负极。在高脉冲强能量流作用下, 阴、阳极间通过离子弧与微弧火花发生冶金反应, 电极棒自耗式转移到与基材接触区。与激光表面熔焊相比, 微弧火花表面熔焊对基体的热影响更小, 基本不会引起工件变形和基体材料的组织改变, 许多用常规熔焊方法不可熔焊的材料常常可以用微弧火花进行熔焊, 如一般认为 Al 含量超过 10 % 的 FeAl 合金不能实现无裂纹熔焊, 但是微弧火花熔焊却使 Al 质量分数超过 40 % 的 FeAl 合金实现了无裂纹沉积^[101]。对于高温合金这样的热裂纹敏感性材料, 采用微弧火花沉积进行表面强化和修复具有很大的吸引力。但是关于高温合金及其部件表面微弧火花处理方面的研究, 国内迄今为止鲜有报道, 国外相关的研究报道也很少, 只是在一些有关微弧火花沉积的综述文章或互联网上能看到一些零星应用报道。

R.N.Johnson 早在 1988 年就在综述^[102]中介绍了微弧火花沉积在燃气轮机部件上的一些应用情况: ① 沉积镍基高温合金修复有铸造缺陷或误加工的部件; ② 在涡轮叶片的指定区域预置 Pt 以便进行 Pt、Al 扩散涂层; ③ 涡轮叶片叶尖硬面强化; ④ 修复扩散涂层; ⑤ 在润湿性差的涡轮材料表面预置钎焊料; ⑥ 涡轮叶片的抗腐蚀和冲蚀保护。文献[103]报道, 英国 Rolls Royce 公司将微弧火花沉积用于燃气轮机部件的表面强化, 但是不用在疲劳敏感部件上, 因为几乎所有微弧火花制备的硬涂层都有裂纹存在, 这可能成为裂纹源。从上面的应

用报道看,早期微弧火花沉积还主要作为一种高温合金表面涂层工艺使用,对沉积层的质量和力学性能要求不高。近年来,随着微弧火花设备的发展和工艺的改进,微弧火花沉积层厚度和冶金质量不断提高,使它作为一种堆焊成形工艺成为可能,目前国外一些研究单位正在对采用微弧火花沉积对高温合金部件进行结构性深度修理的可行性进行研究。美国 Advanced Surface And Processes (ASAP) 公司报道采用微弧火花沉积修复了两种燃气轮机导向器的热疲劳裂纹^[103],而且还修复了 CMSX-4 单晶叶片的叶尖热疲劳裂纹^[101]。2004 年美国 ASAP 公司报道^[102]采用微弧火花沉积了 IN625、IN718、Haynes 188、Hastelloy X 等固溶强化高温合金,主要评价其在工程上用于燃气轮机部件修复的可行性。英国 The Welding Institute (TWI) 也在进行类似的工作^[101]。最近公开的 Rolls Royce 公司的专利^[104]声称,微弧火花沉积工艺可实现如 IN738、Rene142、CMSX-3 等难焊高温合金的无裂纹直接沉积,但是目前尚无进一步的研究报道。

在国内中国科学院金属研究所多年来一直围绕高 Al、Ti 含量镍基高温合金叶片焊接修复与强化问题在进行不懈地研究和探索,在采用激光熔焊工艺成功解决涡轮叶片叶尖接长、叶片阻尼面强化以及叶尖裂纹修复问题的同时,又积极研究开发高温合金焊接修复新工艺。近年来先后研制开发了 800、1500、3000 W 手动加工和 5000 W 全自动化加工的脉冲火花放电、等离子弧显微熔焊、旋转式电极自耗转移微弧火花沉积设备,微弧火花单脉冲能量最大可达 7 J。在探索高 Al、Ti 含量镍基高温合金表面无损熔焊过程中,我们尝试将微弧火花沉积显微焊接工艺用于难焊高 Al、Ti 含量镍基高温合金不预热直接沉积,结果获得了某些高 Al、Ti 含量镍基高温合金的无裂纹沉积层,厚度可达数毫米^[105,106]。组织与力学性能的初步研究表明:微弧火花厚沉积层由许多微薄层(厚度通常在 5~30 μm)冶金连接而成,组织为间距不到 1 μm 的微细胞状柱晶组成,微弧火花沉积显微焊完全连接的高温合金试样室温拉伸强度可达 990 MPa(达到 K24 合金基材的 98%)。采用微弧火花沉积显微焊接工艺修复的某航空发动机 K24 合金调节片(上有长 10 mm 的穿透性热机械疲劳裂纹)成功通过了 360 h 的发动机台架试车考核,这充分说明在优化

的工艺参数下采用微弧火花沉积显微焊工艺完全可以获得可靠的连接。采用微弧火花沉积显微焊接工艺可实现高 Al、Ti 含量镍基高温合金无裂纹直接沉积这一新的实验发现,无疑将为高 Al、Ti 含量镍基高温合金叶片表面裂纹等缺陷的高强度填料熔焊连接修复提供了一条新的途径。针对高温合金表面涂层需求,采用微弧火花沉积工艺制备了 MCrAlY 涂层并对其抗氧化性进行了研究^[107]。结果表明:利用微弧火花沉积可在镍基高温合金表面获得致密、与基体冶金结合的 MCrAlY 涂层,涂层具有很好的抗氧化性。而且,基于微弧火花放电在一定条件下产生的微小熔体温度梯度高,组织从基体外延生长的特性和凝固特征参数的计算分析,将微弧火花沉积作为一种定向凝固工艺使用,在定向凝固高温合金表面获得超细的胞状柱晶结构、外延生长的 MCrAlY 涂层^[108]。与激光外延生长涂层相比^[109],微弧火花外延涂层能够保持完全的柱状晶结构,而激光外延涂层表层通常会形成等轴晶层;同时在组织均匀性、组织粗细、界面熔合区大小等方面微弧火花涂层都具有明显的优势。激光涂层中主要缺陷为热裂纹,微弧火花涂层的主要缺陷为孔洞和层间的不连续。

5 结 语

(1) 高 Al、Ti 镍基高温合金表面熔焊处理的主要难题是其高的热裂纹敏感性,主要表现在焊接或焊后热处理过程中容易产生凝固裂纹、液化裂纹、应变时效裂纹,采用惰性气体保护、改变基体组织状态、使用低强度的合金焊料、降低热输入等措施可有效改善其焊接性。

(2) 激光、微弧火花等低热输入表面熔焊处理工艺在解决高 Al、Ti 镍基高温合金修复与强化问题上展现出巨大的潜力,但就目前发展水平来看,激光表面熔焊处理已发展多年相对成熟,工业应用也较多,而微弧火花表面熔焊处理则刚刚兴起,尚需更多深入系统研究才能走向工业化应用。

参考文献

- [1] 黄乾尧,李汉康,等. 高温合金 [M]. 第一版. 北京:冶金工业出版社,2002: 28.
- [2] 关 桥. 发动机叶片与部件修复工程中的焊接技术 (上) [J]. 航空工艺技术,1993(2):2-12.

- [3] 关 桥. 发动机叶片与部件修复工程中的焊接技术(下) [J]. 航空工艺技术, 1993(3):2-9.
- [4] Gandy D W, Frederick G, Viswanathan R, et al. Overview of hot section component repair methods [C]. ASM Utilities and Energy Sector Conference on Gas Turbine Materials Technologies, St. Louis, Missouri, October 9-12, 2000: 1-36.
- [5] Chaturvedi M C, Richards N L. Repair and overhaul of hot end gas turbine components [C]. 41st Annual Conference of Metallurgists of CIM International Symposium on Aerospace Materials: Developments, Durability, Testing and Life Cycle Issues. Montreal, Quebec, Canada, Aug 11-14, 2002: 5-20
- [6] Antony K C, Gowar d G W. Aircraft gas turbine blade and vane repair [C]. Superalloys 1988, Edited by S. Reichman, D.N. Duhi, G. Maurer, S. Antolovich and C. Lund, The Metallurgical Society, 1988: 745-754.
- [7] 王茂才, 吴 维. 先进的燃气轮机叶片激光修复技术 [J]. 燃气轮机技术, 2001, 14(4): 53-56.
- [8] Barbosa C, Nascimento J L, Caminha I M V, Abud I C. Microstructural aspects of the failure analysis of nickel base superalloys components [J]. Engineering Failure Analysis, 2005 (12): 348-361.
- [9] Ejaz N, Tauqir A. Failure due to structural degradation in turbine blades [J]. Engineering Failure Analysis, 2006 (13): 452-463.
- [10] Salam I, Tauqir A, Khan A Q. Creep-fatigue failure of an aero engine turbine blade [J]. Engineering Failure Analysis, 2002 (9): 335-347.
- [11] M. Naeem, R. Singh, D. Probert. Implications of engine's deterioration upon an aero-engine HP turbine blade's thermal fatigue life [J]. International Journal of Fatigue, 2000 (22): 147-160.
- [12] Tim J Carter. Common failures in gas turbine blades [J]. Engineering Failure Analysis, 2005 (12): 237-247.
- [13] Mazur Z, Luna-Ramirez A, Juarez-Islas J A. Failure analysis of a gas turbine blade made of Inconel 738LC alloy [J]. Engineering Failure Analysis, 2005 (12): 474-486.
- [14] Viswanathan R. An investigation of blade failures in combustion turbines [J]. Engineering Failure Analysis, 2001 (8): 493-511.
- [15] Eliaz N, Shemesh G, Latanision R M. Hot corrosion in gas turbine components [J]. Engineering Failure Analysis, 2002, (9): 31-43.
- [16] Chang Jung-Chel, Yun Young-Hoon, Chel Choi. Failure analysis of gas turbine buckets [J]. Engineering Failure Analysis, 2003 (10): 559-567
- [17] Persson C, Persson P O. Evaluation of service induced damage and restoration of cast turbine blades [C]. Superalloys 1992. Edited by S.D.Antolovich, R.W.Stusrud., R.A.Mackay, D.L.Anton, T.Khan, R.D.Kissinger, D.L.Klarstrom, The Metallurgical Society: 867-876.
- [18] Koul A K, Immarrigeon J P, Castillo R, et al. Rejuvenation of Service exposed IN 738 Turbine blades [J]. Superalloys 1988, Edited by S. Reichman, D.N. Duhi, G. Maurer, S. Antolovich and C. Lund, The Metallurgical Society: 755-764.
- [19] Warren M Miglietti, Rich Curtis, John Helm. Rejuvenation heat treatments and their role in the repair of IN738 turbine components [C]. ASME Turbo Expo, Amsterdam, the Netherlands, Jun 3-6, 2002: 1197-1212.
- [20] Akihiro Ito, Yukio Kagiya, Hirotaka Watanabe, Hagime Takagi, Daizo Saito, Yomei Yoshioka, Hiroyuki Ito and Junji Ishii. Recovery of material properties in service degraded gas turbine blades [C]. Proceedings of the International Gas Turbine Congress, Tokyo November 2-7, 2003: 1-8.
- [21] James A. Review of rejuvenation process for nickel base superalloys [J]. Materials Science and Technology, 2001 (17): 481-486.
- [22] Abdus Suttar Khan, Thomas Duda, Matthias Hoebel Alexander Schnell. Method of depositing a local MCrAlY-coating [P]. US Patent No. 2004/0163583 A1.
- [23] Jeffrey A, Conner, Michael J, et al. Coating rejuvenation: new repair technology for high pressure turbine blades [C]. The International Gas turbine & Aeroengine Congress & Exhibition, Munich, Germany, May 8-11, 2000: 1-7.
- [24] Richard Curtis, Warren Miglietti and Michael Pelle. Development and implementation of repair processes

- for refurbishment of W501F, row 1 turbine blades [C]. The International Gas Turbine & Aeroengine Congress & Exhibition, New Orleans, LA, June 4-7, 2001: 1-14.
- [25] Lloyd A, Cooke, Eng P. Life extending advanced component repairs—field operating experience [C]. The International Gas turbine & Aeroengine Congress & Exhibition, Munich, Germany, May 8-11, 2000.
- [26] Liburdi J, Lowden P. Repair standards for aero and industrial turbine blades [C]. The International Gas turbine & Aeroengine Congress & Exhibition, Toronto, Canada, June 4-8, 1989, 1-6.
- [27] Haafkens M H, Matthey J H G. A new approach to the weldability of nickel-base as-cast and powder metallurgy superalloys [J]. Welding Journal, November 1982: 25-30.
- [28] Kelly T J. Welding metallurgy of investment cast nickel-based superalloy [C]. Proceedings from Weldability of Materials Conference, ed. R. A. Patterson and K. W. Mahin, ASM International 1990: 151-157.
- [29] Lingenfelter A C. Welding metallurgy of nickel alloys in gas turbine components [C]. Proceedings from Materials Solutions '97 on Joining and Repair of Gas Turbine Components, Indianapolis, Indiana, 15-18 September 1997: 3-6.
- [30] Henderson MB, Arrell D, Larsson R, Heobel M, Marchant G. Nickel based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications [J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2004, 9 (1): 13-21.
- [31] Dye D, Hunziker O, Reed R C. Numerical analysis of the weldability of superalloys [J]. Acta Materialia, 2001, 49(4): 683-697.
- [32] Hunziker O, Dye D, Roberts S M, et al. A coupled approach for the prediction of solidification cracking during the welding of superalloys [C]. 5th International Seminar on the Numerical Analysis of Weldability. Graz, Austria, 1999: 299-319.
- [33] 熊建刚, 胡乾午, 等. 镍基高温合金激光焊接接头组织及裂纹形成原因 [J]. 应用激光, 2001, 21(5): 309-312.
- [34] Wang N, Mokadem S, Rappaz M. et al. Solidification cracking of superalloy single- and bi-crystals [J]. Acta Materialia 2004, 52 (11): 3173-3182.
- [35] Ojo O A, Chaturvedi M C. On the role of liquated γ' precipitates in weld heat affected zone microfissuring of a nickel-based superalloy [J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 403(1-2): 77-86.
- [36] Pepe J J, Savage W F. Effects of constitution liquation in 18Ni maraging steel weldments [J]. Welding Journal, 1967, 46(9): 411-422.
- [37] Duvail D S, Owenzarski W A. Further heat-affected zone studies in heat-resistant nickel alloys [J]. Welding Journal, 1967, 46(9): 423-432.
- [38] Owczarski W A, Duvall D S, Sullivan C P. A model for heat-affected zone cracking in nickel-base superalloys [J]. Welding Journal. 1966, 45(4): 145-155.
- [39] Ojo O A, Richards N L, Chaturvedi M C. Liquation of various phases in HAZ during welding of cast Inconel 738LC [J]. Materials Science and Technology 2004, 20 (8): 1027-1034.
- [40] Ojo O A, Richards N L, Chaturvedi M C. Contribution of constitutional liquation of gamma prime precipitate to weld HAZ cracking of cast Inconel 738 superalloy [J]. Scripta Materialia 2004, 50 (5): 641-646.
- [41] Lim L C, Yi J Z, Liu N, et al. Mechanism of post-weld heat treatment cracking in Rene 80 nickel based superalloy [J]. Materials Science and Technology, 2002(18): 407-412.
- [42] Hughes W P, Berry T F. A study of the strain-age cracking characteristics in welded Rene 41—phase I [J]. Welding Journal, 1967(46): 361-370.
- [43] Hughes W P, Berry T F. A study of the strain-age cracking characteristics in welded Rene 41—phase II [J]. Welding Journal, 1969(48): 505-513.
- [44] Prager M, Shira C S. Welding of precipitation-hardening nickel-based alloy [J]. Welding Research Council Bulletin No.128, 1968: 1-55.
- [45] Kayacan R, Varol R, Kimilli O. The effects of pre- and post-weld heat treatment variables on the strain-age cracking in welded Rene 41 components

- [J]. Materials Research Bulletin, 2004, 39 (14-15): 2171-2186.
- [46] Lowden P, Pilcher C, Liburdi J. Integrated weld automation for gas turbine blades [C]. The International Gas Turbine & Aeroengine Congress & Exhibition, Orlando, FL, June 3-6, 1991: 1-7.
- [47] Prager M, Sines G, Mechanism for cracking during postwelding heat treatment of nickel-base alloys [J], Welding Research Council Bulletins, May, 1970: 24-32.
- [48] Edward R, Buchanan Roy, G Gullberg Jr. A summary of factors affecting weldability of nickel base turbine blades [J]. Turbomachinery International, October 1984: 33-36.
- [49] 焊接手册 (第二卷) [M]. 北京: 机械工业出版社, 1992:42.
- [50] Greg Frederick; David Gandy; J.T. Stover. Laser weld repair of service exposed IN738 and GTD111 buckets [A]. Turbo Expo [C], Amsterdam, the Netherlands, Jun 3-6, 2002: 885-899.
- [51] Lim L C, Yi J Z, Liu N, et al. Cyclic overaging heat treatment for ductility and weldability improvement of nickel-based superalloys [J]. Materials Science and Technology, 2002, 18 (4): 413-419.
- [52] Lim L C, Yi J Z, Liu N, et al. Cyclic overaging preweld heat treatment of Rene 80: effect of solution treatment and end aging temperatures [J]. Materials Science and Technology, 2002, 18 (4): 420-428.
- [53] Stover J, Gandy D., Frederick G, et al. Viswanathan. Development of a Laser-based/high strength weld filler process to extend repair limits on IN-738 gas turbine blades [C]. Proceedings of the Fourth RRAC International Welding and Repair Technology for Power Plants Conference, Marco Island, FL June 2000.
- [54] Nishimoto K, Mori H. Kawauchi S, et al. Development of filler metal for welding of nickel-base superalloy IN738LC by mathematical programming method [J]. Welding in the World, 2002, 46(9): 37-46.
- [55] David B Allen, Gregg P Wagner, Brijj B Seth. Superalloy material with improved weldability [P]. US Patent No. 6696176, 2004.
- [56] Kim D Y, Hwang J H, Kim K S, et al. A study on fusion repair process for a precipitation hardened IN738 Ni-based superalloy [J]. Journal of Engineering for Gas Turbines and Power, 2000, 122 (3): 457-461.
- [57] Bob Tollett. Welding with laser powder fusion and plasma wire feed systems [J]. Engine Yearbook, 2003: 84-89.
- [58] Lin Wangen, Brandon Shinn, James Reynolds, et al. Advances in Materials Joining Technologies for Aerospace Applications [C]. 航空航天焊接国际论坛, 北京, 2004.
- [59] 考察燃气轮机维修技术总结报告 [R]. 中国电机工程学会燃气轮机发电专业委员会, 2001 年.
- [60] Shepeleva L, Medres B, Kaplan W D, et al. A. Weisheit. Laser cladding of turbine blades [J]. Surface and Coatings Technology, 2000 (125): 45-48.
- [61] 徐志刚, 张宗林, 吴 维, 等. 镍基高温合金 K17 的激光熔覆处理热裂纹敏感性研究 [J]. 腐蚀科学与防护技术, 1996, 18(1): 54-58.
- [62] 徐志刚, 张宗林, 吴 维, 等. 合金表面预处理状态对激光熔覆裂纹敏感行为的影响 [J]. 激光与光电子学进展, 1996(12): 12-15.
- [63] 朱维东. 稀土含量对激光表面熔铸涂层组织的影响 [J]. 贵州工业大学学报(自然科学版), 1999, 28 (5): 45-48.
- [64] 李晓莉, 刘文今, 钟敏霖. 高温合金 K403 的激光熔覆研究 [J]. 应用激光, 2002, 22(3): 283-286.
- [65] Chen J Y, Xue L. The effects of heat treatment on microstructural characteristics of laser-consolidated IN-625 and IN-738 superalloys [C]. Processing and Fabrication of Advanced Materials X, Indianapolis, Indiana, 5-8 November 2001: 394-407.
- [66] John E Smugeresky, David M. Keicher, Richard Grylls. Model based materials processing for in-space fabrication [C]. In-space Fabrication and Repair Research: An industry-NASA-Academia Technical Forum, July 8-10, 2003:1-40.
- [67] van Beek M C; Hendriks M G H M; Wilms D C M. Rainbow test of laser reconditioned frame 6 buckets [C]. 20 Turbo Expo. Atlanta, Georgia, Jun 16-19, 2003:

- 603-608.
- [68] Williams A D, Humphries J L. Latest gas turbine repair techniques using laser welding technology [C]. Proceedings of the 15th International Thermal Spray Conference, Nice, France 1998: 1431-1435.
- [69] Sexton L, Lavin S, Byrne G, et al. Laser cladding of aerospace materials [J]. Journal of Materials Processing Technology 2002 (122): 63-68.
- [70] Ettore Grandini, Franco Agnestone, Federal Tariccol, et al. Advances in turbine blades repair by laser welding [C]. The International Gas turbine & Aeroengine Congress & Exhibition, Orlando, Florida, June 2-5, 1997: 1-6.
- [71] Xue L, Chen J Y, Islam M U, et al. Laser consolidation of Ni-base IN-738 superalloy for repairing gas turbine blades [C]. D-ICALEO, 2000: 30-39.
- [72] Prakash C, Patnaik, Ali Merati. Advanced technologies for repair of single crystal turbine blades [C]. 43rd Annual Conference of Metallurgists of CIM International Symposium on Aerospace Materials and Manufacturing: Developments, Testing and Life Cycle Issues, Hamilton, Ontario, Canada, 2004, Aug 22-25: 413-428.
- [73] 杨森, 黄卫东, 刘文今, 等. 激光超高温梯度快速定向凝固研究[J]. 中国激光, 2002, 29(5): 475-479.
- [74] Gäumann M, Cléton F, Wagnière J.-D, Kurz W. Epitaxial laser metal forming: analysis of microstructure formation [J]. Materials Science and Engineering A, 1999 (A271): 232-241.
- [75] Gäumann M, Bezencon C, Canalis P, Kurz W. Single-crystal laser deposition of superalloys processing microstructure maps [J]. Acta Materialia, 2001(49): 1051-1062.
- [76] Mokadem S, Bezençon C, Drezet J M, et al. Kurz. Microstructure control during single crystal laser welding and deposition of Ni-base superalloys [C]. Solidification Processes and Microstructure: A symposium in honor of W. Kurz, 2004: 67-75.
- [77] Drezet J M, Mokadem S. Marangoni convection and fragmentation in laser treatment [J]. Materials Science Forum, 2006 (508): 257-262.
- [78] Felberbaum L, Voisey K, Gäumann M, et al. Thermal fatigue of single-crystalline superalloy CMSX-4: a comparison of epitaxial laser-deposited material with the base single crystal [J]. Materials Science and Engineering A, 2001(299): 152-156.
- [79] Li Leijun, Michael Harrison, Tian Tang. Microstructure of laser deposited superalloy Rene80 on GTD-111 [C]. Proceedings from Joining of Advanced and Specialty Materials, October 18~20, 2004, Columbus, Ohio: 113-118.
- [80] Vitek J M. The effect of welding conditions on stray grain formation in single crystal welds-theoretical analysis [J]. Acta Materialia, 2005(53): 53-67.
- [81] Babu S S, David S A, J W Park, et al. Joining of nickel base superalloy single crystals [J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2004, 9(1): 1-12.
- [82] Park J W, Babu S S, Vitek J M, et al. Stray grain formation in single crystal Ni-base superalloy welds [J]. Journal of Applied Physics 2003, 94 (6): 4203-4209.
- [83] Zhong Minlin, Sun Hongqing, Liu Wenjin, et al. Boundary liquation and interface cracking characterization in laser deposition of Inconel 738 on directionally solidified Ni-based superalloy [J]. Scripta Materialia, 2005(53): 159-164.
- [84] 孙鸿卿, 钟敏霖, 刘文今, 等. 定向凝固镍基高温合金上激光熔覆 Inconel 738 的裂纹敏感性研究 [J]. 航空材料学报, 2005, 25(2): 26-31.
- [85] 冯莉萍, 黄卫东, 李延民, 等. 激光金属成形定向凝固显微组织及成分偏析研究 [J]. 金属学报, 2002, 38(5): 501-506.
- [86] 冯莉萍, 黄卫东, 林鑫, 等. FGH95 合金激光成形定向凝固显微组织与性能 [J]. 中国有色金属学报, 2003, 13(1): 181-187.
- [87] 冯莉萍. 激光多层涂覆定向凝固研究 [D]. 博士学位论文, 西北工业大学, 2002.
- [88] Feng Li-ping, et al. Laser multi-layer cladding experiment on the DD3 single crystal using FGH95 powder. Investigation on the microstructure of the single crystal cladding layer [J]. Chinese Journal of Aeronautics, 2002, 15(2): 121-127.
- [89] Feng L P, Huang W D, Chen D R, et al. Fabrication of

- directional solidification components of nickel-base superalloys by laser metal forming [J]. Journal of University of Science and Technology Beijing 2004, 11 (2): 169-172.
- [90] Singh J, Mazumder J. Microstructure of laser clad Ni-Cr-Al-Hf alloy on a gamma prime strengthened Ni-based superalloy [J]. Metallurgical Transactions A, 1988 (19A): 1981-1990.
- [91] Iwamoto H, Sumikawa T, Nishida K, et al. Araki. High temperature oxidation behavior of laser clad NiCrAlY [J]. Materials Science and Engineering A, 1998, 241(1-2): 251-258.
- [92] Ribaud C R, Mazumder J, Hetzner D W. Laser-clad NiCrAlHf alloys with improved alumina scale retention [J]. Metallurgical Transactions B. 1992 (23B): 513-522.
- [93] Czech N, Stamm W, Thermal cycle fatigue properties of coated and uncoated single crystal superalloy [J]. Surface and Coatings Technology. 1996 (86-87): 15-21.
- [94] Ferreira P N, Vilar R, Pina J P, et al. structure of MCrAlY laser cladding coatings deposited on the single crystal alloy turbine blade [C]. Powder Materials: Current Research and Industrial Practices: III, TMS, 2003: 247-258.
- [95] Schnell A, Bezencon C, Konter M., Kurz W.. Method of growing a MCrAlY-coating and an article coated with the MCrAlY-coating [P]. US Patent No.0244676, 2004.
- [96] Konter M. Kurz W, Gäumann M. Gas turbine component [P]. US Patent No.6277500, 2001.
- [97] Bezencon C, Schnell A, Kurz W. Epitaxial deposition of MCrAlY coatings on a Ni-base superalloy by laser cladding [J]. Scripta Materialia, 2003 (49), 705-709.
- [98] Bezencon C, Höbel M., et al. Single crystal laser cladding of superalloy [A]. Surface engineering: In Materials Science II [C]. TMS, 2003: 133-140.
- [99] 刘家福. 激光加工在发动机零件修复中的应用 [J]. 航空制造工程, 1993(10):32-34.
- [100] Pilcher C, Liburdi J, Berger C, et al. Laser and micro-plasma welding of single crystal blades [A]. The International Gas turbine & Aeroengine Congress & Exhibition [C], Cincinnati, Ohio, May 24-27, 1993: 1-6.
- [101] Johnson R N. Electrosark deposition: principle and application, Society of Vacuum Coaters 45th Annual Technical Conference. Apr 13-18, Lake Buena Vista, Florida, 2002: 87-92.
- [102] Price Norma, Engineered applications of electro-spark deposition for component repair [A], AESF/EPA Conference for Environmental and Process Excellence [C], Lake Buena Vista, FL: 2004: 323-335.
- [103] Keith Legg. Field repair of chrome and cadmium replacements [R]. Roman Group Technology Report, 2001: 1-75.
- [104] Lawrence E. Brown, Stephen N. Hammond, Mark C. Nordin. Method and application for electrosark alloying [P], US Patent No.6417477, 2002.
- [105] Xie Yujiang, Wang Maocai. Microstructural morphology of electrosark deposition layer of a high gamma prime superalloy [J]. Surface & Coatings Technology, 2006, 201(3-4): 691-698.
- [106] Xie Yujiang, Wang Maocai. Unweldable superalloy component repair using electro-spark deposition with high strength filler material [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2005, 5 S(3): 359-364.
- [107] Xie Yujiang, Wang Maocai. Isothermal oxidation behavior of electrosark deposited MCrAlX-type coatings on a Ni-based superalloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 480(2): 454-461.
- [108] Xie Yujiang, Wang Maocai. Epitaxial MCrAlY coating on a Ni-base superalloy produced by electrosark deposition [J]. Surface & Coatings Technology, 2006, 201(6): 3564-3570.
- [109] Xie Yujiang, Wang Maocai, Huang Dawei. Comparative study of microstructural characteristic of electrosark and Nd: YAG laser epitaxially growing coatings [J]. Applied Surface Science, 2007, 253(14): 6149-6156.
-
- 作者地址: 中国科学院金属研究所 (南区) 110016
金属腐蚀与防护国家重点实验室
Tel: (024) 2391 5863
E-mail: yjxie@imr.ac.cn