

# H13 钢表面 TiC/Co 基激光修复层的显微组织与力学性能

PHAM THI HONG NGA<sup>1,2</sup>, 张晓伟<sup>1</sup>, 王传琦<sup>1</sup>, 刘洪喜<sup>1</sup>, 蒋业华<sup>1</sup>

(1. 昆明理工大学 材料科学与工程学院, 昆明 650093;

2. 胡志明市技术师范大学 机械工程学院, 越南 胡志明市 720035)

**摘 要:** 采用激光熔覆技术在 H13 热作模具钢表面分别制备了 Co50 合金涂层和 TiC/Co 基复合涂层. 借助 XRD、SEM 与显微硬度计对比分析了涂层与基材的结合状态、涂层物相组成、截面组织形貌和显微硬度分布. 结果表明, Co50 合金涂层和 TiC/Co 基复合涂层均与 H13 钢基材呈良好冶金结合特征. Co50 合金涂层主要由初生  $\gamma$ -Co 枝晶及其间的共晶组织组成, 而 TiC/Co 基复合涂层主要由 TiC 颗粒、枝晶及细小的共晶组织组成. 其组成相除含有 TiC、TiCo<sub>3</sub> 和 Cr<sub>2</sub>Ni<sub>3</sub> 外, 还有 Cr-Ni-Fe-C 等相. 涂层截面显微硬度分布表明, TiC/Co 基复合涂层截面平均显微硬度明显高于 Co50 合金涂层, 分别为 5 520 MPa 和 4 990 MPa, 分别是 H13 钢基材的 2.7 和 2.4 倍.

**关键词:** 激光熔覆; 热作模具钢; 钴基合金; 复合涂层

**中图分类号:** TN249 **文献标识码:** A **文章编号:** 0253-360X(2013)11-0027-05



PHAM THI HONG NGA

## 0 序 言

H13 钢(4Cr5MoSiV1)因具有高淬透性、高韧性和优良的抗裂性,成为国际上广泛使用的热作模具钢,但其经淬火和回火后的硬度不足,加上恶劣的服役环境,在使用过程中表面常会因热磨损和热疲劳而失效,从而使模具报废<sup>[1]</sup>. 激光熔覆作为一种发展较快的现代表面改性技术,在大型贵重设备失效部位的表面修复方面具有潜在优势<sup>[2,3]</sup>. 已有研究<sup>[4]</sup>表明, H13 钢激光修复是一种十分有效的方法. 从修复层材料来看, 钴基涂层可获得较高的抗氧化性和高温强度、硬度及热疲劳抗力等特性<sup>[5-7]</sup>, 但涂层硬度和耐磨性相对较低. 从目前研究现状来看<sup>[8,9]</sup>, 钴基合金加入 WC、B<sub>4</sub>C、SiC、Cr<sub>2</sub>C<sub>3</sub> 等陶瓷颗粒后可改变其显微组织, 从而显著提高涂层性能.

TiC 陶瓷具有高硬度、高熔点、易呈弥散分布和良好抗高温氧化等性能, 在耐磨损及耐高温等领域得到广泛应用. 研究<sup>[10]</sup>已证明 TiC 作为增强相比 WC(一种最流行的碳化物)有更好的作用, 可获得更高的耐磨性. 鉴于此文中探讨了 H13 钢表面激光熔覆钴基合金涂层及 TiC/Co 基复合涂层的微观结

构与力学性能, 旨在为 H13 钢表面激光修复工艺提供一定的理论和工艺基础.

## 1 试验方法

试验用基体材料为 H13 热作模具钢, 其主要合金元素(质量分数, %) 为 C 0.43, Si 1.17, Mn 0.48, Cr 4.79, Mo 1.38, V 0.94, Fe 为余量. 试样尺寸为 100 mm × 30 mm × 10 mm. 试验前基材表面经金相砂纸打磨后用丙酮和无水乙醇清洗并置于干燥箱烘干待用. 预置层粉末材料为 Co50 自熔性合金粉末(C 0.6, W 3.0, Si 3.5, B 2.25, Cr 20.0, Mo 5.1, Fe 5.0, Ni 14.0, Co 为余量; 粒度为 53 μm) 和 TiC 粉末(纯度为 99.5%, 粒度为 1~10 μm). 采用浓度为 3% 的聚乙烯醇粘结剂. 预置层分别为 Co50 粉末和 10% TiC(质量分数, %) + Co50 粉末预置层, 预置层厚度约 1 mm. 激光熔覆试验前将预置试样置于干燥箱干燥 8 h 待用. 激光修复试验在 GS-TFL 6000 型多模横流 CO<sub>2</sub> 激光器上进行, 保护气氩气流量 8 L/h, 具体修复工艺参数及对应的试样编号如表 1 所示.

采用线切割方法自涂层表面沿垂直于激光束扫描方向切取后做成金相试样. 使用王水对 S<sub>0</sub> 涂层金相试样截面腐蚀 15 s, 用 FeCl<sub>3</sub> 的 HCl 饱和溶液

表 1 激光修复层工艺参数

Table 1 Experimental parameters used in laser cladding

涂层 编号	质量比 $r_m$ (TiC: Co50)	激光功率 $P/\text{kW}$	扫描速度 $v_s / (\text{mm} \cdot \text{min}^{-1})$
$S_0$	0:1	3.3	350
$S_1$	1:9	3.6	350

对  $S_1$  复合涂层试样截面腐蚀 2 min 后进行显微组织观察。

通过日本 D/MAX-3B X 射线衍射仪分析修复层物相组成,扫描角度范围为  $30^\circ \sim 90^\circ$ ,铜靶  $K_\alpha$  线波长为  $1.5406 \text{ \AA}$ ,管电压为 40 kV,管电流为 30 mA,扫描速度为  $10^\circ/\text{min}$ ;采用荷兰飞利浦 XL30ESEM-TMP 型扫描电子显微镜 (SEM) 及所附的 phoenix + OIM 能谱仪 (EDS) 研究涂层截面的组织和组成。利用 HMV-WIN 数显显微硬度计测量试样截面的显微硬度分布,载荷为 1.961 N,加载持续时间为 15 s,以基材与涂层结合面为原点,自上而下不同距离打点,结合面之上坐标值为正值,之下坐标值为负值。

## 2 试验结果与分析

### 2.1 XRD 物相分析

图 1 为激光修复层表面的 XRD 图谱。从图 1 中可以看出,  $S_0$  涂层主要由面心立方  $\gamma\text{-Co}$  和  $\text{Cr}_{1.12}\text{Ni}_{2.88}$  等相组成,其中  $\gamma\text{-Co}$  的衍射峰较强。众所周知,纯钴是一种同素异构金属,在  $417^\circ\text{C}$  以上为面心立方 (fcc) 结构  $\gamma\text{-Co}$ ,温度降低则转变为密排六方 (hcp) 结构  $\varepsilon\text{-Co}$ 。在 XRD 图谱上具有较强的  $\gamma\text{-Co}$  的衍射峰,这是由于 Co50 合金粉末中含有 fcc 结构稳定的镍与铁 (尤其镍的含量较高),且含有促使  $\gamma$  向  $\varepsilon$  转变温度降低的钨,加之快速凝固和冷却的共同作用,使高温状态的  $\gamma\text{-Co}$  来不及发生  $\gamma$  向

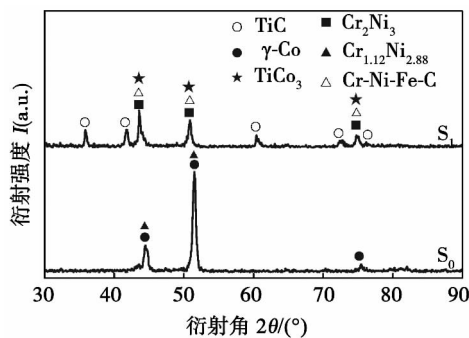


图 1 试样表面的 XRD 图谱

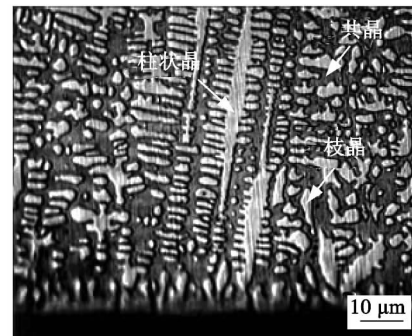
Fig. 1 XRD patterns of composite coatings

$\varepsilon$  相变,而保留至室温,故涂层中钴基固溶体为面心立方结构的亚稳相  $\gamma\text{-Co}$ 。这说明  $\gamma\text{-Co}$  为溶有多种合金元素的钴基固溶体<sup>[5]</sup>。 $\text{Cr}_{1.12}\text{Ni}_{2.88}$  为熔池快速凝固而形成的,溶有多种合金元素亚稳相。

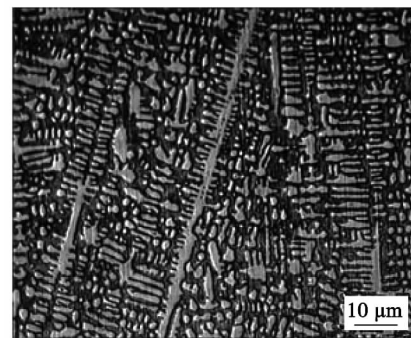
从图 1 中还可看出,复合涂层中含有 TiC、 $\text{TiCo}_3$  和  $\text{Cr}_2\text{Ni}_3$  相,其中  $\text{TiCo}_3$  可能是由于预置层粉末在激光束作用下,部分 TiC 颗粒溶解,分解出 Ti 原子和 C 原子,该原子与 Co50 粉末中的钴发生化学反应而生成, $\text{Cr}_2\text{Ni}_3$  则是由 Co50 中的铬和镍结合生成。除此之外,复合涂层中可能含有 Cr-Ni-Fe-C 相。

### 2.2 涂层显微组织

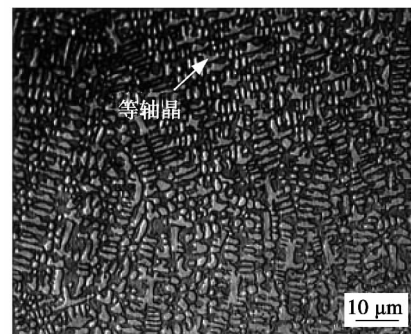
图 2 为激光修复  $S_0$  涂层截面显微组织形貌,其中图 2a、b、c 分别为结合区、中部和涂层表层组织形貌。从图 2a 可看出  $S_0$  涂层与基材界面处出现一条



(a) 结合区



(b) 中部



(c) 涂层表层

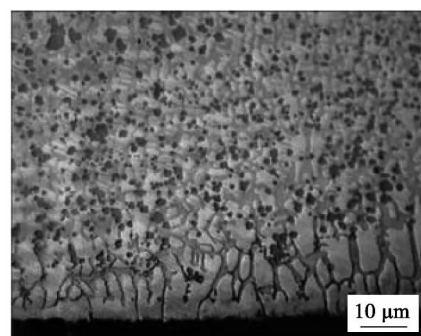
图 2 激光修复  $S_0$  涂层的 OM 组织形貌Fig. 2 OM microstructure of laser repair  $S_0$  coating

很窄的“白亮带”,这说明在激光熔覆过程中界面处的元素发生了一定程度的扩散,从而使得  $S_0$  涂层与 H13 钢基材之间形成了良好的冶金结合。另外涂层截面显微组织形貌自底部至表面枝晶组织逐渐消失,在涂层近表面处已转变为大量致密的细小组织。 $S_0$  涂层的结合区边缘,具有明显的柱状枝晶和等轴晶生长特征,并垂直于结合区向涂层表面凝固发展。从图 2b 可以看出,涂层中部主要为柱状树枝晶和其间的共晶组织,而图 2c 中,涂层底部则主要为大量致密等轴晶、枝晶和细小共晶组织<sup>[6]</sup>。图 2a、b、c 中,涂层不同部位组织的共同特征是初生组织均为  $\gamma$ -Co 枝晶和枝晶间的共晶组织;不同之处是枝晶和共晶尺寸不同,且距结合面距离越远,枝晶组织越细小,共晶组织间距越小<sup>[5]</sup>。再者,涂层中的枝晶生长方向相对紊乱,这是激光修复钴基合金涂层的典型组织特征<sup>[7,8]</sup>。

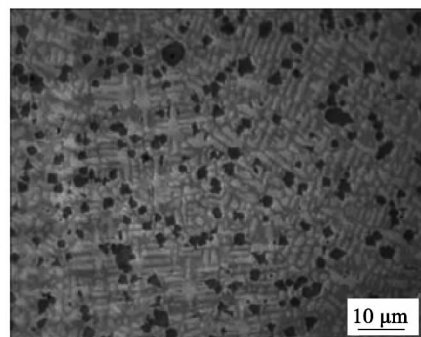
图 3 为激光修复  $S_1$  涂层截面显微组织形貌,其中图 3a、b、c 分别为结合区、中部和涂层表层组织形貌。由图 3a 可见,  $S_1$  涂层与基材界面处表现为一条明显的“白亮带”,显示出  $S_1$  涂层与 H13 钢基材之间能达到良好的冶金结合。从图 3 中可看出,  $S_1$  涂层组织由白亮枝晶、枝晶间共晶和黑色的 TiC 颗粒组成,呈弥散分布的 TiC 颗粒可起到硬质增强作用。 $S_1$  涂层中 TiC 形态因其在熔池内部位置不同,成分、温度分布和冷却速度也不同。涂层中部和表层的 TiC 为较大的块状组织,而涂层底部由于温度较低、熔化不很充分,并且加上基材的快速传热作用,其冷却速度较大, TiC 来不及长大就形成了细小的颗粒状组织。此外与  $S_0$  涂层相比,  $S_1$  涂层不再由整齐的柱状枝晶组成,没有明显的枝晶生长方向,而有少量的树枝晶和等轴晶,且有更多的枝晶间共晶组织存在。

图 4 为  $S_0$  涂层和  $S_1$  涂层截面结合区和中部的 SEM 形貌。从图 4a、c 可以看出,  $S_0$  涂层具有明显的网状共晶组织,结合 EDS 分析可知,枝晶组织为钴、铬、铁和镍等的初生树枝晶,而“鱼骨状”共晶为富含钴、铬、钨、铁和镍等的共晶组织。图 4b、d 存在 TiC 颗粒(边缘亮中心暗)、枝晶以及大量杆状与块状(或短杆、片层状)的共晶组织。同时  $S_1$  涂层底部大量原位析出的细小白色 TiC 颗粒弥散分布于枝晶内或枝晶间。

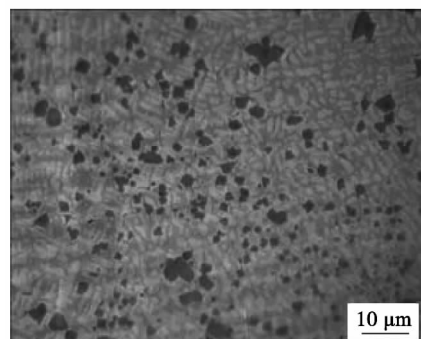
$S_1$  涂层中的枝晶和共晶比  $S_0$  涂层明显细小,这是由于 TiC 熔点比钴基合金高,激光熔覆时钴基粉末比 TiC 粉末优先熔化,在激光熔覆快速加热快速凝固过程中, TiC 粉末熔化处合金成分浓度高,温度却相对低,这就提供了结晶所需的成分起伏和温度起伏条件,导致结晶核心增多,从而有利于共晶、枝



(a) 结合区



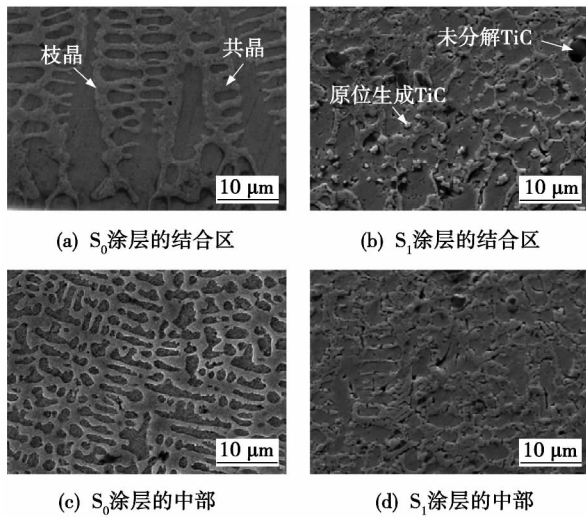
(b) 中部



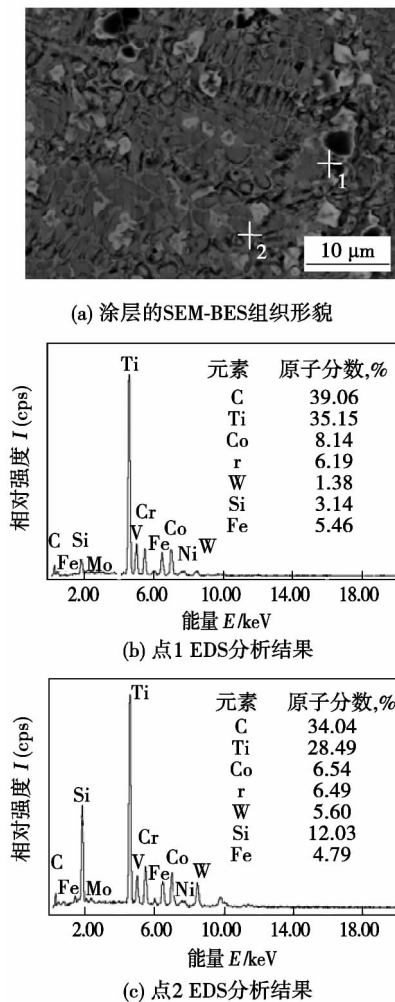
(c) 涂层表层

图 3 激光修复  $S_1$  涂层的 OM 组织形貌Fig. 3 OM microstructure of laser repair  $S_1$  coating

晶细化。原位析出 TiC 则是由于 TiC 对激光吸收率较钴基合金高得多,导致 TiC 在激光熔池中溶解度更大,尤其是粒度较小的 TiC 或处于较高温度的涂层表面的 TiC 颗粒可能全部被溶掉,大的 TiC 颗粒也在其边缘或凸起部位出现部分溶解,致使钴合金熔体含有大量过饱和的钛与碳。固态碳颗粒迅速扩散并被液态钛包围。随着激光束的移动,熔池温度迅速下降,这些过饱和的钛和碳便从熔体中重新析出。进一步冷却中,未熔 TiC 及原位自生 TiC 间形成了细小枝晶及共晶组织。涂层表层组织比中部细密得多,原因是密度较小的未熔或半熔 TiC 上浮,同时新生的  $TiCo_3$  和  $Cr_2Ni_3$  高熔点硬质相阻碍树枝晶和等轴晶的生长,从而使熔体局部热流方向紊乱,造成枝晶生长方向混乱,使表层得到细密组织。

图 4 激光修复  $S_0$  及  $S_1$  涂层的 SEM 组织形貌Fig. 4 SEM microstructure of laser repair  $S_0$  and  $S_1$  coatings

为了对 TiC 颗粒形貌进一步确认,对  $S_1$  涂层表层块状颗粒进行了能谱分析,结果如图 5 所示.可

图 5 块状颗粒在  $S_1$  涂层表层中的 EDS 分析Fig. 5 EDS spectrum of particles in  $S_1$  surface coating

以看出  $S_1$  试样截面黑色块状颗粒(点 1)和白色颗粒(点 2)主要成分为钛和碳,颗粒中 Ti 和 C 原子比均接近 1:1. 这表明黑色块状颗粒和白色块状颗粒均为 TiC,其中黑色块状颗粒为未熔或半熔 TiC,而白色块状颗粒为原位析出 TiC,其尺寸比未熔或半熔 TiC 颗粒小得多. 综上分析可知,图 4b,d 中的大量颗粒状物相为 TiC,因此图 3 黑色颗粒为 TiC 颗粒. 同时在  $S_1$  涂层中,距“白亮带”分别 35,70,140  $\mu\text{m}$  也进行了能谱分析. 表 2 为  $S_1$  涂层中 Co, Cr, Ni, W 和 Fe 主要组成元素的分布. 从表 2 可以看出,在恒定功率下,随着距“白亮带”愈远,涂层中合金元素钴、铬、镍和钨含量的增多,而铁含量下降. 说明在激光熔覆过程中,涂层与基材表层的元素相互扩散,使涂层与 H13 热作模具钢基材之间形成了良好的冶金结合,这对涂层与基材的结合特征的改善和 H13 模具钢力学性能的提高都极为有利.

表 2 Co, Cr, Ni, W 和 Fe 元素能谱分析(质量分数,%)

Table 2 EDS analysis for Co, Cr, Ni, W and Fe of  $S_1$ 

距涂层表面距离 $s/\mu\text{m}$	Cr	Co	Ni	W	Fe
35	18.52	25.75	3.32	6.08	38.34
70	24.03	34.96	4.92	6.70	22.13
140	24.69	36.67	5.26	8.38	14.88

### 2.3 激光修复层的显微硬度

图 6 为激光修复层的显微硬度分布曲线. 可以看出,显微硬度值自基体至涂层逐渐升高,这对改善 H13 钢基材表面的耐磨性将起到有利作用. 可计算出,基材平均显微硬度为 2 080 MPa,  $S_0$  涂层和  $S_1$  涂层分别为 4 990 MPa 和 5 520 MPa,分别为基材的 2.4 倍和 2.7 倍. 这说明 H13 钢经激光熔覆处理后,表面硬度得到了显著提高. 结合区硬度低于涂层原因是 Fe 元素扩散到涂层起到稀释作用,使靠近界面处的涂层硬度下降. 热影响区硬度略高于基体,一

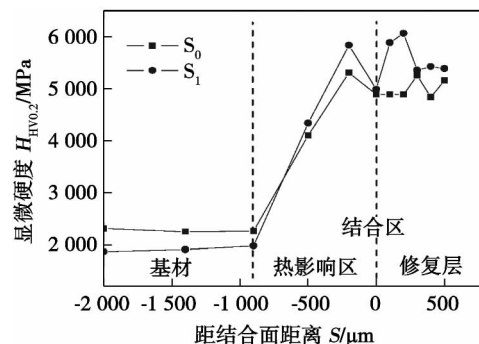


图 6 激光修复层截面显微硬度分布曲线

Fig. 6 Micro-hardness distribution curves of coatings

是由于涂层的硬质合金元素如钴、钼等在高温下扩散到铁基材中,形成固溶强化;二是由于热影响区在激光照射时温度高于临界点  $A_{C_3}$ ,相当于经历了淬火作用,使该区域硬度较高<sup>[6]</sup>。

$S_0$  涂层截面显微硬度的提高,一方面是由于高硬度、高熔点的  $Cr_{1.12}Ni_{2.88}$  相弥散分布在  $\gamma$ -Co 基体中,形成较硬超细共晶组织,从而有效阻止晶粒的长大,起到了细晶强化作用;另一方面是因为 Co50 合金粉末中的 Cr、Ni、Fe 和 C 等合金元素,在激光熔池后续快速凝固过程中固溶于  $\gamma$ -Co 晶格中,起到固溶强化作用。 $S_1$  复合涂层的平均显微硬度高于  $S_0$  涂层的主要原因是 TiC 熔化析出与钴基粉末中的元素生成新的高熔点硬质相,同时造成原位析出 TiC 以及未熔和半熔 TiC 颗粒,在涂层中弥散分布,起到了硬质增强作用,从而使  $S_1$  涂层的显微硬度明显提高。但  $S_1$  涂层硬度变化及分布不均匀,这是由于涂层中存在大量的未完全溶解的原始 TiC 颗粒和原位析出的 TiC 颗粒。原始 TiC 颗粒在激光熔覆过程中颗粒被烧损、界面污染、增强相熔化解等缺陷,而原位析出 TiC 颗粒通过原位反应生成,因此解决了增强相热稳定性和界面问题。在测试硬度时,原位析出 TiC 颗粒硬度值比其它区域高,这是导致涂层显微硬度分布不均匀的主要原因。

### 3 结 论

(1) 采用激光熔覆技术在 H13 模具钢表面制备了钴基涂层和 TiC/Co 基复合涂层,涂层与 H13 钢基材呈良好冶金结合特征,说明激光熔覆技术在模具修复领域具有可行性。

(2) 激光熔覆 Co50 涂层主要由  $\gamma$ -Co 固溶体和  $Cr_{1.12}Ni_{2.88}$  相组成,但 TiC/Co 基复合涂层中除 TiC 外还含有  $TiCo_3$ 、 $Cr_2Ni_3$  和 Cr-Ni-Fe-C 相。

(3) 经激光熔覆处理后,由于固溶强化、弥散强化和细晶强化的作用,H13 模具钢的硬度得到明显改善。TiC/Co 基复合涂层截面平均显微硬度明显高于 Co50 涂层,分别为 5 520 MPa 和 4 990 MPa,分别是 H13 钢基材的 2.7 倍和 2.4 倍。

#### 参考文献:

- [1] 张春华,张松,李春彦,等. 热作模具钢表面激光熔覆 Stellite X-40 钴基合金[J]. 焊接学报,2005,26(1): 17-20.
- Zhang Chunhua, Zhang Song, Li Chunyan, et al. Laser clad-

ding Stellite X-40 cobalt-based alloys on hot die steel[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2005, 26(1): 17-20.

- [2] Wu Xiaolei, Hong Youshi. Microstructure and mechanical properties at TiCp/Ni-alloy interfaces in laser-synthesized coatings[J]. Materials Science and Engineering, 2001, 318(1/2): 15-21.
- [3] Li Yuxin, Bai Peikang, Wang Yaomin, et al. Effect of TiC content on Ni/TiC composites by direct laser fabrication[J]. Materials & Design, 2009, 30(4): 1409-1412.
- [4] Hardro J P. Development of materials for the rapid manufacture of die cast tooling[D]. United States-Newport: University of Rhode Island, 2001.
- [5] 李明喜,何宜柱,孙国雄. Co 基合金激光熔覆层组织及近表面结晶方向[J]. 东南大学学报(自然科学版),2002,32(6): 1-4.
- Li Mingxi, He Yizhu, Sun Guoxiong. Microstructure and crystallization direction of laser cladding Co-based alloy[J]. Journal of Southeast University (Natural Science Edition), 2002, 32(6): 1-4.
- [6] 钱星月,童和强,张丹莉,等. H13 模具钢表面激光熔覆 Co 基合金涂层的组织和性能[J]. 冶金丛刊,2011(5): 1-3.
- Qian Xingyue, Tong Heqiang, Zhang Danli, et al. Microstructure and performance of laser-cladding Co-based alloy coating on the surface of H13 mold steel[J]. Metallurgical Collections, 2011(5): 1-3.
- [7] 朱蓓蓓,彭英姿,陶曾毅,等. H13 模具钢表面激光熔覆钴基合金的研究[J]. 特殊钢,1994,15(5): 38-40.
- Zhu Beibei, Peng Yingzi, Tao Zengyi, et al. Study on Co-based alloy laser-cladding of die steel H13[J]. Special Steel, 1994, 15(5): 38-40.
- [8] 斯松华,徐 钨,刘月龙,等. 激光熔覆 Co +  $Cr_3C_2$  复合涂层的组织与性能[J]. 焊接学报,2006,27(4): 45-48.
- Si Songhua, Xu Kun, Liu Yuelong, et al. Microstructure and performance of laser cladding Co +  $Cr_3C_2$  composite coating[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2006, 27(4): 45-48.
- [9] 斯松华,袁晓敏,徐 钨,等.  $B_4C$  对激光熔覆钴基合金涂层组织与耐磨性的影响[J]. 焊接学报,2004,25(3): 61-64.
- Si Songhua, Yuan Xiaomin, Xu Kun, et al. Effect of  $B_4C$  particles on microstructure and wear resistance of Co-based alloy laser cladding[J]. Transactions of the China Welding Institution, 2004, 25(3): 61-64.
- [10] Emamian A, Corbin F S, Khajepour A. Tribology characteristics of in-situ laser deposition of Fe-TiC[J]. Surface and Coatings Technology, 2012, 206(22): 4495-4501.

作者简介: PHAM THI HONG NGHA(范氏红娥),女,1983 年出生,博士研究生. 主要从事激光表面改性方面的研究. 发表论文 3 篇. Email: hongnga20082008@yahoo.com

通讯作者: 蒋业华,男,教授. Email: jiangyehua@kmust.edu.cn.

of welded joint.

**Key words:** magnetic field; formability; AZ31 magnesium alloy; A-TIG welding

#### Effects of HAZ on limit loads for mismatched welded joints

LING Kun , WANG Zhengdong , XUAN Fuzhen ( School of Mechanical and Power Engineering , East China University of Science and Technology , Shanghai 200237 , China) . pp 17 – 21

**Abstract:** A tri-material model was proposed to investigate the effects of HAZ on the limit loads of mismatched welded joint. Some assumptions of materials and geometries of welded joint were given in the finite element limit analysis. The finite element analysis were carried out on the welded joint with a series of configurations of different materials properties , different widths of HAZ and different groove angles. The results show a significant influence of mismatched materials , especially the HAZ of welded joint , on the limit load ratio. The results also illustrate the changing trend of the limit load ratio with the various groove angles and widths of the HAZ of the mismatched welded joint. Numerical simulation results show that the limit load of mismatched welded joint is determined by the yield strength of HAZ. The regression equation in this paper can calculate the limit loads of mismatched welded joint.

**Key words:** heat affected zone ( HAZ ) ; mismatched welded joint; limit load function

#### Numerical simulation on welding stress and deformation of box structure based on similarity principles

TANG Xiaohong<sup>1,2</sup> , YANG Yue<sup>1</sup> , ZHANG Shanying<sup>3</sup> ( 1. School of Traffic and Transportation Engineering , Central South University , Changsha 410075 , China; 2. School of Electrical and Mechanical Engineering , Central South University of Forestry and Technology , Changsha 410004 , China; 3. Jiangling Motors Co. , Ltd. , Nanchang 330001 , China) . pp 22 – 26 , 108

**Abstract:** Based on similarity criteria of the temperature field , the similar conditions in the HGEN heat source model were set up and deduced. By use of the conditions , the temperature field , displacement field and stress field of the butt welding and fillet welding were simulated and analyzed , comparatively. Numerical results show that the errors in temperature , displacement and stress field in the similarity model are quite small with those of original model , which are only 3.7% , 4.7% , 3.8% . Besides , the welding residual stress and deformation of box structure were simulated , and the welding residual stress variation and deformation change curve with distance of the similar box structure was obtained. The error between the simulated deformation and experimental measurement is only 9.8% , which furthermore certifies the correction of similar conditions of the HGEN heat source model.

**Key words:** similarity principles; stress and deformation; numerical simulation; box structure

#### Microstructure and mechanical properties of TiC/Co composite coating by laser cladding on H13 steel surface

PHAM THI HONG NG<sup>1,2</sup> , ZHANG Xiaowei<sup>1</sup> , WANG Chuan-

qi<sup>1</sup> , LIU Hongxi<sup>1</sup> , JIANG Yehua<sup>1</sup> ( 1. College of Materials Science and Engineering , Kunming University of Science and Technology , Kunming 650093 , China; 2. College of Mechanical Engineering , University of Technical Education Ho Chi Minh City , Ho Chi Minh 720035 , Vietnam) . pp 27 – 31

**Abstract:** TiC/Co composite coating and Co50 alloy coating were prepared by laser cladding of on the AISI H13 hot work tool steel surface. The bonding characteristics , phase constitution , microstructure and micro-hardness distribution of the coatings were analyzed and tested by XRD , SEM and micro-hardness tester. The results indicate that Co50 alloy coating as well as TiC/Co composite coating show good metallurgical bonding with the H13 steel substrate surface. Co50 alloy coating was mainly composed of  $\gamma$ -Co dendrite and eutectic between  $\gamma$ -Co dendrites , while TiC/Co composite coating which contained TiC particles , dendrite and fine eutectic , was consisted of TiC ,  $\text{TiCo}_3$  ,  $\text{Cr}_2\text{Ni}_3$  as well as Cr-Ni-Fe-C , and so on. The average micro-hardness of cross-section of TiC/Co-based composite coating and Co50 alloy coating are 5 520 MPa and 4 990 MPa , about 2.7 times and 2.4 times higher than that of the H13 steel substrate.

**Key words:** laser cladding; AISI H13 steel; Co-based alloy; composite coating

#### Numerical simulation of radial friction welding temperature field of steel

ZHANG Lei<sup>1</sup> , QIN Guoliang<sup>2</sup> , ZHANG Chunbo<sup>1</sup> , ZHAO Yushan<sup>1</sup> , ZHOU Jun<sup>1</sup> ( 1. Harbin Welding Institute , China Academy of Machinery Science and Technology , Harbin 150080 , China; 2. Institute for Materials Joining , Shandong University , Jinan 250061 , China) . pp 32 – 36

**Abstract:** By applying ABAQUS software , a two-dimensional axisymmetric model of radial friction welding was established based on heat transfer theory , elastic-plastic mechanics and finite element method. The radial friction welding temperature field was simulated by remeshing technology. In the secondary stage of friction welding , the dynamic balance between heat generated by friction on the friction interface and heat loss with flash and heat conduction is achieved and the interface temperature is not higher than 1 320 °C. In the third stage of friction welding , as the metal layer at high temperature being squeezed out , the temperature on the interface decreases rapidly. By analyzing the metallographic microstructure , the thermal cycle process in the joint was obtained. The simulated temperature distribution in joint accords well with the test results.

**Key words:** radial friction welding; temperature field; numerical simulation

#### FVM-CA simulation of grain growth during solidification using 'node-based-correction' method

ZHAO Jingyi<sup>1</sup> , LI Zili<sup>2</sup> , WANG Guilan<sup>1</sup> , ZHAN Haiou<sup>3</sup> ( 1. School of Materials Science and Engineering , Huazhong University of Science and Technology , Wuhan 430074 , China; 2. School of Software Engineering , Huazhong University of Science and Technology , Wuhan 430074 , China; 3. School of Mechanical Science and Engineering , Huazhong University of Science and Technology , Wuhan 430074 , China) . pp 37 – 40