

异种材料扩散连接接头残余应力的分布特征及中间层的作用

何 鹏, 冯吉才, 钱乙余

(哈尔滨工业大学 现代焊接生产技术国家重点实验室, 哈尔滨 150001)

摘 要: 利用有限元方法, 模拟分析了异种材料扩散连接接头残余应力的分布特征。分析表明, 对接头有害的较大的残余应力区域分布在膨胀系数较小母材靠近焊缝附近的地带, 而残余应力的最大值出现在其界面脆性相及焊缝附近靠近接头边缘的微小区域, 降低连接温度、减少连接时间有利于减小接头残余应力, 优化接头的界面应力状态。提出了中间层残余应力因子 R_f 和中间层厚度因子 T_f 概念, 考虑到中间层的接触强化影响及被焊金属表面物理接触的形成要求, 当选择中间层时, 为降低接头的残余应力, 应尽量选择 $|R_f|$ 、 T_f 较小的中间层, 同时中间层厚度应在能保障形成充分物理接触的前提下取较小的厚度。

关键词: 扩散连接; 中间层残余应力因子; 中间层厚度因子

中图分类号: TG151.1 **文献标识码:** A **文章编号:** 0253-360X(2002)01-76-05



何 鹏

0 序 言

异种材料扩散连接时, 由于两端材料及界面生成物之间的物理、化学性能的差异, 特别是它们之间的热膨胀系数的不同, 将会直接导致接头中产生残余应力^[1], 虽然在一定条件下通过中间层的加入可以抑制界面处有害化学反应的产生, 但同时也会带来接头的力学不均匀性问题。因此, 进行带有中间层扩散连接接头的力学行为及应力缓和的研究, 对于合理地选择中间层, 进而获得高性能的接头, 有着十分重要的理论意义及现实意义^[2]。

有限元法是伴随计算机软件、硬件技术发展起来的结构分析方法, 在对异种材料接头残余应力的分析中, 有限元法已经得到广泛的应用, 因此本文采用有限元法, 并针对 TiAl/40Cr 钢扩散连接接头的力学行为进行分析^[2]。

1 有限元数值模拟环境及模型的建立

本文采用非线性有限元程序包 MARC7.2 作为有限元数值模拟的软件环境, 前后处理程序为 MENTAT3.2, 计算在 IBM-P II400 个人微机上运行。

扩散连接模拟试件的结构形式为圆柱体对接试

样, 以 TiAl/Ti/V/Cu/40Cr 接头为例, 当被焊材料为均匀体并材料参数各向同性时, 可采用轴对称结构形式对接头的力学行为进行非线性有限元分析。针对扩散连接接头的结构特点, 有限元网格的划分可采用国际上扩散连接研究所通用的 4 节点等参轴对称应力单元。

计算中所采用的材料力学参数见表 1^[3], 材料特性与温度等参数相关关系的定义通过 MARC 中的 MENTAT-TABLE 功能输入。

2 异种材料扩散连接接头残余应力的分布特征

异种材料扩散连接时, 往往会在界面处产生新的反应相, 新的界面反应相带来了更加严重的接头界面力学不均匀问题, 而以往人们在模拟扩散连接接头的残余应力时并没有考虑它们的影响。所以, 为了能更真实地反映接头的残余应力分布, 本文在模拟 TiAl/钢扩散连接接头的残余应力时, 考虑了工艺参数变化时脆性相的种类、厚度也将相应变化的条件^[4], 研究工艺参数及 TiC 等脆性相变化时接头界面残余应力分布的特征。

图 1 为 TiAl/钢扩散连接接头残余应力分布的有限元数值模拟结果。从图 1a 中可以看出, 就 TiAl/钢接头而言, 对接头强度有害的轴向拉应力

表 1 有限元计算中所采用的材料参数
Table 1 Material parameters used in FEM calculation

Materials	Temperature <i>T</i> /K	Elastic modulus <i>E</i> / GPa	Poisson ratio μ	Thermal expansion coefficient $\alpha/(10^{-6}\cdot\text{K}^{-1})$	Yield strength $\sigma_{0.2}$ / MPa	Work hardening index <i>w</i> / GPa
TiAl	293	176	0.30	11.6	450	3.4
40Cr	293	211	0.28	13.0	789	3.3
	473	202	0.28	13.2	706	3.0
	573	195	0.29	13.4	681	2.7
	673	186	0.29	13.9	613	2.0
	773	177	0.28	14.2	390	1.5
	873	165	0.25	14.4	431	1.2
Ti	293	94	0.40	8.4	450	1.9
	473	95	—	8.6	200	—
	573	83	—	9.1	150	—
	673	77	—	9.3	100	—
	773	72	—	9.4	85	—
	873	63	—	9.8	70	—
Cu	293	108	0.35	17.1	69	1.5
	473	—	—	17.2	—	1.4
	573	—	—	17.8	—	1.3
	673	—	—	18.1	—	1.2
	773	—	—	18.3	—	1.1
	873	—	—	20.3	—	0.9
V	293	132	0.30	8.3	452	2.8
W	293	410	0.30	4.5	450	3.2
Mo	293	327	0.30	5.2	450	3.5
Nb	293	104	0.30	7.2	410	2.4

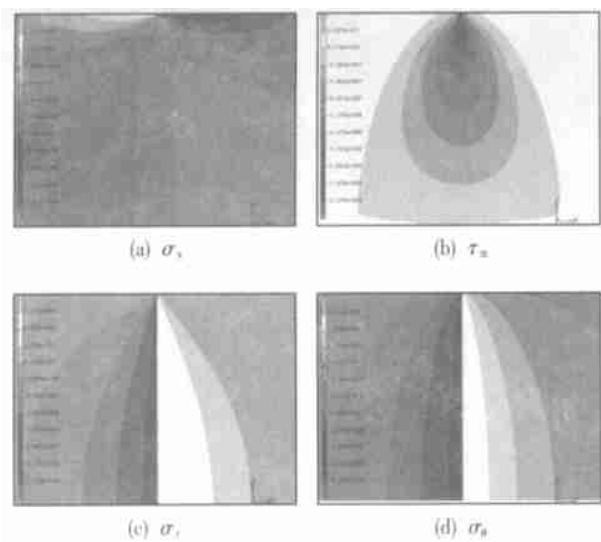


图 1 TiAl/钢扩散连接接头残余应力的分布
($T=1\,073\text{ K}$, $P=20\text{ MPa}$, $t=30\text{ min}$)
Fig. 1 Residual stress distribution in the
TiAl/ steel diffusion bond

σ_x 的最大值出现在靠近接头边缘的界面脆性相上及焊缝 TiAl 侧的狭小区域内, 此区域尺寸较小, $\Delta r/r<0.05$, $\Delta h/h<0.1$, 且拉应力 σ_x 随着向中心

轴的靠近而迅速减小并逐渐转为压应力; 由此可知在靠近接头边缘的界面脆性相及焊缝 TiAl 侧的狭小区域是接头的薄弱区, 裂纹将在此位置萌生, 并且萌生方式为 I 型裂纹。

剪应力 τ_{xz} 的分布也在靠近接头边缘焊缝的狭小区域取得较大值(图 1b), 并随着向轴心的靠近而逐渐减小。由此可以推断, 当裂纹以 I 型方式在界面脆性相或靠近焊缝 TiAl 侧的接头边缘产生后, 由于其扩展过程中遇到轴向压应力 σ_x 的作用而 I 型裂纹扩展受到抑制, 同时由于在裂纹扩展区域内存在剪应力 τ_{xz} 的作用, 由此可以判断裂纹萌生后将以 II 型方式扩展, τ_{xz} 的大小将决定着裂纹扩展的能力。

图 1c 为径向应力 σ_r 的分布特征, 从中可以看出, 径向应力 σ_r 在靠近焊缝的中心轴附近存在较大值, 且在 TiAl 侧为压应力, 在钢侧为拉应力; 而在靠近试件边缘的区域, 径向应力 σ_r 则较小。周向应力 σ_θ 与径向应力 σ_r 有相似的分布特征(图 1d)。有限元数值模拟计算结果也同时表明, 当扩散连接工艺参数发生改变时, 接头残余应力的分布特征基本不

变,只是应力数值的大小有些不同。

综上所述,对异种材料扩散连接接头而言,对接头有害的较大的残余应力区域分布在膨胀系数较小母材靠近焊缝附近的地带,而残余应力的最大值则出现在其界面脆性相及焊缝附近靠近接头边缘的微小区域。由此可以看到,膨胀系数较小母材靠近焊缝附近的微小区域及界面脆性相上的残余应力的分布特征是影响接头性能的最重要因素,因此在分析接头残余应力时,应重点关注此区域内的应力分布。

图2为延长连接时间对TiAl侧靠近焊缝附近区域残余应力的影响,从中可以看出,随着连接时间的延长,残余应力的分布特征基本不变,但残余应力的数值则相应增大。分析表明,延长连接时间,TiC等界面脆性相增厚,而界面脆性反应层越厚,所造成的界面力学不均匀性越严重,从而导致残余应力数值增大,这对接头性能是有害的。因此,从减小有害残余应力角度出发,连接时间越短越好。

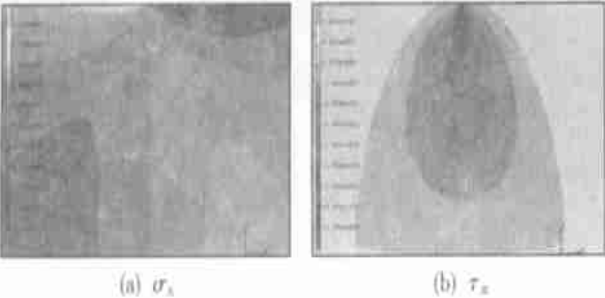


图2 延长连接时间对TiAl/钢接头残余应力的影响
($T=1\,073\text{ K}$ $P=20\text{ MPa}$ $t=120\text{ min}$)

Fig. 2 Effect of bond time on residual stress distribution in the TiAl/ steel joint

图3为提高连接温度对TiAl侧靠近焊缝附近区域残余应力的影响,从中可以看出,随着连接温度的提高,残余应力的分布特征也基本不变,但残余应力的数值增大,且增大更为显著。分析表明,提高连接温度,不但使TiC等界面脆性相增厚而增加了界面力学不均匀性,而且还由于温度变化区间增大,而

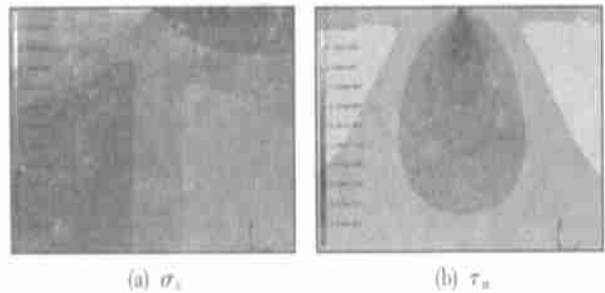


图3 提高连接温度对TiAl/钢接头残余应力的影响
($T=1\,273\text{ K}$ $P=20\text{ MPa}$ $t=30\text{ min}$)

Fig. 3 Effect of bond temperature on residual stress distribution in the TiAl/ steel joint

导致由异种材料及界面脆性相之间热膨胀系数差所引起的残余应力的数值增大。因此,降低连接温度有利于优化异种材料接头的界面应力状态。有限元分析也表明,连接压力对TiAl侧靠近焊缝附近区域残余应力的分布及数值大小影响不大。

3 中间层对扩散连接接头残余应力分布特征的影响

本文在不考虑中间层与基体材料反应的条件下列出了采用不同中间层的接头残余应力分布特征。模拟的结果表明,采用W、Mo作中间层材料时,接头的残余应力值较大;当采用Nb、Ti、Ni作中间层材料时,接头的残余应力值相应减小,而当采用Cu、Al作为中间层材料时,所得接头的残余应力最小。分析表明,影响接头中残余应力的主要因素是材料本身的物理、力学性能,即 α 、 E 、 $\sigma_{0.2}$ 、 w 。 α 是材料的热膨胀系数,在异种材料扩散连接中,它是接头残余应力生成的主要因素。中间层材料与热膨胀系数较小母材间的热膨胀系数差 $\Delta\alpha$ 越大,接头界面处产生的残余应力越大。 E 为材料的弹性模量, $\sigma_{0.2}$ 为材料的屈服极限, w 为材料的加工硬化系数。中间层材料的 E 、 $\sigma_{0.2}$ 、 w 较大,说明中间层材料不易变形,残余应力得不到释放,接头中残余应力就大。因此,采用热膨胀系数与母材热膨胀系数接近、弹性模量低的软性中间层材料,对降低扩散连接接头中残余应力,提高接头强度是十分有利的。因此 $\Delta\alpha \cdot E \cdot \sigma_{0.2} \cdot w$ 的大小能定性地反映异种材料扩散连接接头中残余应力的大小。在此,本文提出中间层的残余应力因子 R_f 概念,其定义为 $R_f = \Delta\alpha \cdot E \cdot \sigma_{0.2} \cdot w$, $|R_f|$ 越小,则接头中的残余应力越小,接头强度越高。表2列举了采用不同中间层材料时的残余应力因子的计算结果及其接头最大拉伸残余应力 σ_{\max} 、最大剪切残余应力 τ_{\max} 的有限元模拟结果,从中可以看出,残余应力因子 R_f 与 σ_{\max} 、 τ_{\max} 吻合较好。

中间层的相对厚度 X 对接头残余应力的大小也有影响($X=h/d$, h 为中间层厚度值, d 为试件的直径)。图4为本文的模拟结果,从中可以看出,无论采用何种中间层材料,当 X 增加时,接头拉伸残余应力 σ_{\max} 的数值都有所增大,但剪切残余应力 τ_{\max} 的数值则先减小,并且当 X 达到一定的数值后随 X 的增大而缓慢增大。这说明中间层相对厚度的减小有利于抑制接头处裂纹的萌生,提高接头的

表 2 残余应力因子 R_f 、厚度因子 T_f 及接头最大拉伸残余应力 σ_{\max} 、最大剪切残余应力 τ_{\max}

Table 2 Residual stress factor R_f thickness factor T_f						
tensile residual stress σ_{\max}			shear residual stress τ_{\max}			
Interlayer	W	Mo	V	Nb	Ti	Cu
Thermal expansion coefficient $\alpha/(10^{-6} \cdot K^{-1})$	4.5	5.2	8.3	7.2	8.4	17.1
Elastic modulus E/GPa	410	327	132	104	94	108
Yield strength $\sigma_{0.2}/MPa$	450	450	452	410	450	69
Work hardening index w/GPa	3.2	3.5	2.8	2.4	1.9	1.2
Thick factor $T_f/(10^{22} Pa^3 \cdot K^{-1})$	484.2	386.4	71.4	56.4	33.8	3.7
Residual stress factor $ R_f /(10^2 Pa^3 \cdot K^{-1})$	419.2	329.6	55.1	45.0	25.6	4.9
Maximum tensile residual stress σ_{\max}/MPa	436	349	275	221	188	86
Maximum shear residual stress τ_{\max}/MPa	333	288	271	257	208	57

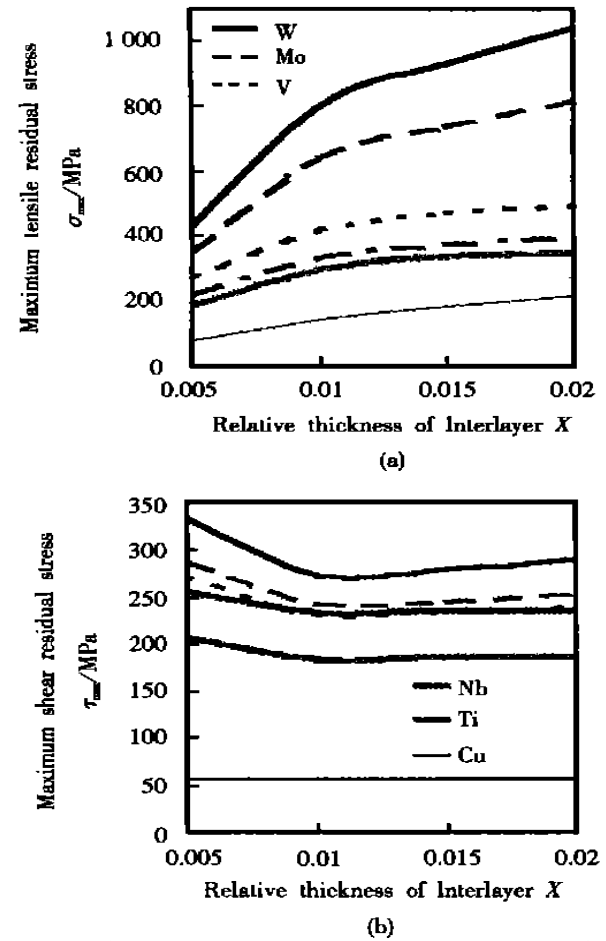


图 4 中间层的相对厚度对 TiAl/ 钢接头残余应力的影响
($T=1073\text{ K}$ $P=20\text{ MPa}$ $t=30\text{ min}$)

Fig. 4 Effect of relative thickness of interlayer on residual stress distribution in the TiAl/ steel joint

强度;但从图中也可以看出,从抑制裂纹扩展的角度出发,中间层的相对厚度又不宜选得过小。另外,中间层不同,其相对厚度对接头残余应力的影响程度不同;中间层的弹性模量与两端母材的热膨胀系数相差越大, E 、 $\sigma_{0.2}$ 、 w 的数值越高,则其相对厚度变化所引起的残余应力的变化也越明显。因此本文定义中间层厚度因子 T_f , $T_f=E\sigma_{0.2}w\sqrt{\Delta\alpha_1\Delta\alpha_2}$,式中 $\Delta\alpha_1$ 、 $\Delta\alpha_2$ 分别为中间层与两端母材的热膨胀系数差,计算结果如表 2 所示。由表 2 及图 4 可知,当采用 T_f 较小的 Cu 作为中间层时,其相对厚度的变化对接头残余应力影响较小,尤其是对 τ_{\max} 的影响微乎其微。

综上所述,当选择中间层时,为降低接头的残余应力,应选择 $|R_f|$ 、 T_f 较小的中间层,同时中间层的相对厚度应越小越好。但在实际应用中发现并不是软性中间层的厚度越小,接头强度就越高。本文认为,这是由于中间层在受力过程中,不能自由变形,而受到工件的限制,在扩散连接过程中,又有母材的合金元素向中间层扩散,引起中间层强化;同时如果是面心立方金属其在受力变形过程中又有冷作硬化现象。这些原因都会造成扩散连接时接头性能与中间层受力过程中的行为有关,就是说接头性能与中间层的相对厚度有关,中间层有一定的强化系数,即

$$\sigma_s=\sigma_{is}\cdot K_{\alpha}, \tag{1}$$

$$\sigma_b=\sigma_{ib}\cdot K_{\alpha}, \tag{2}$$

式中: σ_s 为在接头中中间层的剪切强度; σ_b 为中间层的剪切强度; σ_{ib} 为在接头中中间层的拉伸强度; σ_{ib} 为中间层的拉伸强度; K_{α} 为强化系数。

$$K_{\alpha}=\pi/4+1/(3^{3/2}\cdot X)。 \tag{3}$$

由上述公式可以看出,中间层相对厚度值 X 越小,则强化系数值越大。因此本文认为,扩散连接时使用软质中间层,中间层的相对厚度对接头性能有两方面的影响。一方面,根据接头残余应力模拟结果及接触强化的原理,软质中间层相对厚度越小,接触强化的作用越大,接头的残余应力越小,接头的强度越高。另一方面,软质中间层的相对厚度对被焊金属表面物理接触的形成也有影响。软质中间层的相对厚度越小,变形时的蠕变速度越慢,在连接规范参数不变的条件下,被焊金属表面间的物理接触形成的越不充分,因而焊合率越低,导致接头的强度降低。因此,软质中间层的厚度存在一个最佳值,其选择应在能保障形成充分物理接触的前提下取较小的厚度。

4 结 论

(1)利用有限元方法,模拟分析了异种材料扩散连接接头残余应力的分布特征。分析表明,对接头有害的较大的残余应力区域分布在膨胀系数较小母材靠近焊缝附近的地带,而残余应力的最大值出现在其界面脆性相及焊缝附近靠近接头边缘的微小区域,降低连接温度、减少连接时间有利于减小接头残余应力,优化接头的界面应力状态。

(2)提出了中间层残余应力因子 R_f 和中间层厚度因子 T_f 的概念,其中 $R_f = \Delta\alpha \cdot E \cdot \sigma_{0.2} \cdot w$, $T_f = E\sigma_{0.2}w \sqrt{\Delta\alpha_1 \Delta\alpha_2}$ 。考虑到中间层的接触强化影响及被焊金属表面物理接触的形成要求,当选择中间层时,为降低接头的残余应力,应尽量选择 $|R_f|$ 、 T_f 较小的中间层,同时中间层厚度应在能保障

形成充分物理接触的前提下取较小的厚度。

参考文献:

[1] Munz D, Sekuhr M A, Yang Y Y. Thermal stresses in ceramic—metal joints with an interlayer[J] . Journal of the American Ceramic Society, 1995, 78(2): 285 ~ 290.
[2] Yu H Y, Sanday S C, Rath B B. Residual stresses in ceramic—interlayer—metal joints[J] . Journal of the American Ceramic Society, 1993, 76(7): 1661 ~ 1664.
[3] 日本金属学会. 金属データブック[M] . 日本: 丸善株式会社, 1993.
[4] 何 鹏, 冯吉才, 张秉刚, 等. TiAl 基合金与 40Cr 钢扩散连接的界面结构及结合强度[J] . 焊接, 2000, (12): 15 ~ 19.

作者简介: 何 鹏, 男, 1972 年出生, 哈尔滨工业大学博士后。现从事钎焊及扩散焊研究工作, 发表论文 20 余篇。

Email: hlx[111] @163.com

(编辑: 王 亚)

[上接第 72 页]

的富铁相由于激光熔覆具有加热快冷却快的特点, 并且由于溶于富铁相中少量铜提高钢的淬透性的作用, 富铁相冷却时转变为高硬度的马氏体组织, 使熔覆层与磨轮间的摩擦系数有所降低, 尤其是二者间的硬度差减小了, 铜基合金熔覆层抵抗变形的能力提高, 使磨损量减小。改变扫描速度的试验结果与改变激光功率时类似。

4 结 论

在研究工艺参数(激光功率、扫描速度)对铜基合金熔覆层的成分和组织、熔覆层耐摩擦磨损性能的影响规律试验中得到了如下结论。

(1)随着激光功率的增加或扫描速度的下降, 熔覆层中铜与锡的含量减少, 铁含量增加, 熔覆层中出现了形态不同, 数量不等的富铁相。这是由于钢基体受热熔化进入熔覆层造成的。

(2)富铁相形态分为球状和枝晶状两种。球状富铁相一般出现在熔覆层中上部, 是由于液态铁水在铜熔池中团聚上浮形成的; 枝晶状富铁相一般出现在熔覆层底部, 是由于溶于铜溶液中的铁降温时溶解度下降结晶析出形成的。富铁相中一般含有少量的铜和锡, 有的富铁相冷却时转变为马氏体组织。

(3)铜基合金熔覆层与 40Cr 磨轮干摩擦磨损时, 随着激光功率的增加或扫描速度的下降, 由于熔覆层中的富铁相增多, 使得摩擦系数和失重量均增加, 耐磨性下降。此时, 在保证熔合良好的前提下, 应

降低激光功率或提高扫描速度, 减少基体的熔化量。

(4)铜基合金熔覆层与硬质合金磨轮干摩擦磨损时, 随着激光功率的增加, 摩擦系数和失重量的变化规律与 40Cr 磨轮时相反。这是由于富铁相使熔覆层硬度升高, 抵抗变形的能力增强产生的效果。在这种条件下, 可以适当增加热输入量, 使基体少量熔化, 既保证耐磨性, 又有利于提高生产率。

参考文献:

[1] Sudarshan T S. 表面改性技术——工程师指南[M] . 范玉殿译. 北京: 清华大学出版社, 1992. 388 ~ 443.
[2] Tomlinson W J, Bransden A S. Laser surface alloying grey iron with Cr, Ni, Co and Co—Cr coatings[J] . Surface Engineering, 1990, 6(4): 281 ~ 286.
[3] Mridha S, Baker T N. Composite layer formation on Ti—6Al—4V surfaces by laser treatment using preplaced SiC powder[J] . Surface Engineering, 1997, 13(3): 233 ~ 237.
[4] 张思玉, 郑克全. 扫描速度对激光熔覆 WC—B₄C—Co 涂层显微组织和性能的影响[J] . 中国激光, 1993, 20(12): 940 ~ 944.
[5] 邵德春. 激光表面合金化提高钛合金高温抗氧化性能的研究[J] . 中国激光, 1997, A24(3): 281 ~ 285.
[6] 杨洗陈. 铜合金的激光熔覆[J] . 中国激光, 1994, A21 (2): 152 ~ 156.

作者简介: 任振安, 男, 1954 年出生, 工学博士, 副教授。主要从事铸铁焊接、堆焊与材料表面改性方面的教学与科研工作, 发表论文 20 余篇。

Email: renzhenan@yahoo.CO.UK

(编辑: 王 亚)