

激光熔覆 H13-TiC 颗粒增强复合涂层的 弹塑性性能

顾盛挺¹ 侯义芳¹ 柴国钟¹ 吴化平¹ 姚建华^{1,2}

(¹特种装备制造与先进加工技术教育部/浙江省重点实验室(浙江工业大学), 浙江 杭州 310014)

²浙江工业大学激光加工技术工程研究中心, 浙江 杭州 310014

摘要 利用相同的激光熔覆工艺条件,在 H13 钢材上制备了不同 TiC 颗粒含量的 H13-TiC 复合涂层。采用准静态拉伸实验,获得了复合涂层的弹塑性应力应变曲线。实验结果显示,复合涂层达到屈服强度后,硬化效应明显;颗粒含量提高,其弹性模量和屈服强度相对增加,但抗拉强度变化不明显。利用扫描电镜(SEM)观测试样拉伸后的断口形貌,在 TiC 颗粒含量较低的情况下,断口分布有大量韧窝,呈韧性断裂,随着 TiC 颗粒的增多,断裂方式从韧性向脆性转变。基于 Mori-Tanaka 平均场理论,耦合 ABAQUS 子程序 UMAT,对颗粒增强复合涂层进行了弹塑性的数值模拟,在一定误差范围内,理论预测与实验结果基本吻合。

关键词 激光技术;激光熔覆;H13-TiC 复合涂层;准静态拉伸;弹塑性性能;Mori-Tanaka 平均场理论

中图分类号 TG665;TG333 **文献标识码** A **doi**: 10.3788/CJL201138.0603019

Laser Cladding of Elasto-Plastical Properties of Particle Reinforced H13-TiC Composite Coatings

Gu Shengting¹ Hou Yifang¹ Chai Guozhong¹ Wu Huaping¹ Yao Jianhua^{1,2}

¹Key Laboratory of Special Purpose Equipment and Advanced Processing Technology
(Zhejiang University of Technology), Ministry of Education & Zhejiang Province,
Hangzhou, Zhejiang 310014, China

²Reserch Center of Laser Processing Technology and Engineering, Zhejiang University of Technology,
Hangzhou, Zhejiang 310014, China

Abstract By the same laser cladding process, TiC reinforced H13 matrix composite coatings with different contents of TiC particles are fabricated on H13 substrate. The quasi-static tensile properties and stress/strain curves of composite coatings are obtained. The experimental results show that the hardening effect is obvious after stress reaches the yield stress. With higher particle content, the elastic modulus and yield stress increase significantly, but the tensile strength does not change much. With scanning electronic microscope (SEM) observation after tensile fracture, at low content of TiC particles, the fractography distributes a large number of dimples, showing the ductile fracture, but with the increase of particles, the fracture mode changes from ductile to brittle. Based on the Mori-Tanaka mean-field homogenization scheme, coupling with ABAQUS subroutine UMAT, elasto-plastical properties of composite coatings are studied. Theoretical prediction agrees with the experimental results in a certain range of error.

Key words laser technique; laser cladding; H13-TiC composite coating; quasi-static tensile; elasto-plastical property; Mori-Tanaka mean-field homogenization scheme

OCIS codes 140.2020; 140.3390; 160.0160; 350.3850

收稿日期: 2010-12-14; 收到修改稿日期: 2011-03-15

基金项目: 国家自然科学基金(50675205)和浙江省自然科学基金(Y4090451)资助课题。

作者简介: 顾盛挺(1984—),男,博士研究生,主要从事激光熔覆涂层的强度分析等方面的研究。

E-mail: gust1984@126.com

导师简介: 柴国钟(1957—),男,博士,教授,主要从事机械强度及计算机辅助设计等方面的研究。

E-mail: chaigz@zjut.edu.cn(通信联系人)

1 引言

将硬质陶瓷颗粒作为增强相,通过激光熔覆等制备工艺直接弥散到基体中,从而获得高致密颗粒增强复合涂层。该类涂层较非颗粒增强涂层具有更高的显微硬度、强度和良好的耐磨性能,并具有独特的机械性能^[1,2]。

H13 铸造模具钢具有良好的抗热裂能力、很高的耐磨性以及抗腐蚀性。然而在恶劣条件下,模具首先从表面开始失效。最近有人将 TiC 陶瓷作为增强相,利用激光熔覆工艺在表面制备 H13-TiC 复合涂层,从而有效改善模具表面性能,提高铸造模具的使用率并延长其寿命^[3~5]。Jiang 等^[3]指出激光熔覆工艺相比于其他传统制备涂层工艺方法,例如物理气相沉积(PVD)和化学气相沉积(CVD)等,最大的优点是涂层与基材在激光束的照射下都处于熔融状态又迅速凝固,其间有一冶金结合过渡的明显界面,从而更好地防止涂层从界面处破坏。

目前,对激光熔覆颗粒增强涂层材料的研究大多局限在硬度和耐磨性上^[6~8],而对于其力学性能研究却很少涉及^[9]。涂层材料力学性能的特征一直是材料科学界和力学界研究的热点。为了避免基底和材料微观结构对涂层力学性能的影响,本文采用相同的激光能量密度和作用时间,在 H13 钢基材上熔覆不同 TiC 颗粒含量的 H13-TiC 复合涂层,除去基底材料,制备涂层微拉伸试样,对涂层的拉伸弹塑性性能进行了实验和数值研究。

2 实验材料、方法及拉伸试样加工

实验所用基体材料为 H13 热作模具钢,试样尺寸为 80 mm×50 mm×30 mm,表面经抛光并用丙酮清洗,熔覆材料选用 H13 粉末和 TiC 粉末。H13 粉末粒度为 70 μm ,其化学成分(质量分数,%)为 0.42C,5.19Cr,0.42Mn,1.64Mo,0.99Si,1.01V,余量为 Fe;TiC 粉末粒度为 1~2 μm 。实验采用 LFD2000 半导体激光器,为对预置粉末进行逐行单道扫描的激光熔覆工艺,实际熔覆功率为 1620 kW,扫描速度为 300 mm/min。预置粉末厚度为 0.7 mm,光斑直径为 4 mm,用纯度为 99.9%的氩气侧向保护,流量 25 L/min。按照试样的标准,熔覆 3 层,每层熔覆过后,进行表面处理,去除表面生成的氧化物。熔覆层形貌如图 1 所示。

拉伸试样经过线切割及两面抛光处理,设计尺寸参照 GB/T228-2002,如图 2 所示。之后经过



图 1 复合涂层熔覆层形貌

Fig. 1 Morphology of laser cladding composite coating
300 $^{\circ}\text{C}$ 的回火处理,消除其熔覆及加工形成的残余应力。试样在 RG4100 型微机控制电子万能试验机上进行实验,拉伸速率为 1 mm/s。对 TiC 体积分数为 0、8%、15%、22% 这 4 种试样进行 5 次重复性试验,对 3 次重复性较好的实验数据取平均值。

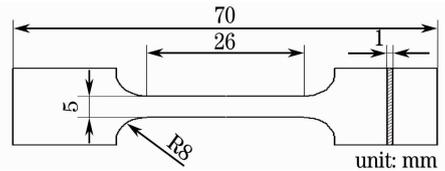


图 2 拉伸试样尺寸

Fig. 2 Dimension of tensile sample

3 实验结果与讨论

3.1 复合涂层截面形貌

图 3 显示了不同含量下复合涂层截面的显微组织形貌。当 TiC 体积分数小于 15% 时,熔覆层致密性较好,没有明显的气孔、微裂纹等微观缺陷。总体来说,TiC 增强颗粒呈圆形、菱形等规则形状,分布相对均匀。当 TiC 体积分数为 15% 时,颗粒出现一些棒状、枝晶状等形状,并出现少量团簇形态。由于在激光熔覆快速升温 and 快速冷却过程中,熔池内存在较大的过热区,使局部区域温度过高,部分 TiC 颗粒在高温下熔化又快速凝固,形成了如图 3(c)所示的棒状或枝晶状形态^[5]。在同一激光能量密度以及相同作用时间下,陶瓷颗粒比金属有更强的吸收能力,颗粒含量越高,其单位体积吸收能量越低,从而导致增强颗粒在熔池中的熔化行为有所不同,这就解释了当体积分数为 8% 与 22% 时,TiC 增强颗粒呈现棒状并不明显^[4]。当体积分数为 22% 时,团簇现象更加明显,熔覆层有蜂窝状空洞或离散型空洞产生。激光熔覆过程中,熔池存在时间较短,TiC 粉末中的自由碳与氧气生成的 CO 或 CO₂ 气体难以释放,形成了如图 3(d)所示的气孔^[10]。复合涂层

材料的弹塑性性能与颗粒含量、形状、分布、增强颗粒的断裂强度以及颗粒与基体界面特性等微观特征密切相关。Kouzeli 等^[11]指出棱角形颗粒比球形颗

粒更容易造成材料损伤破坏。另外，颗粒的团簇及空洞很容易形成应力集中^[12,13]，不仅加大颗粒的破坏率，而且会加速微裂纹局部联带，形成宏观裂纹。

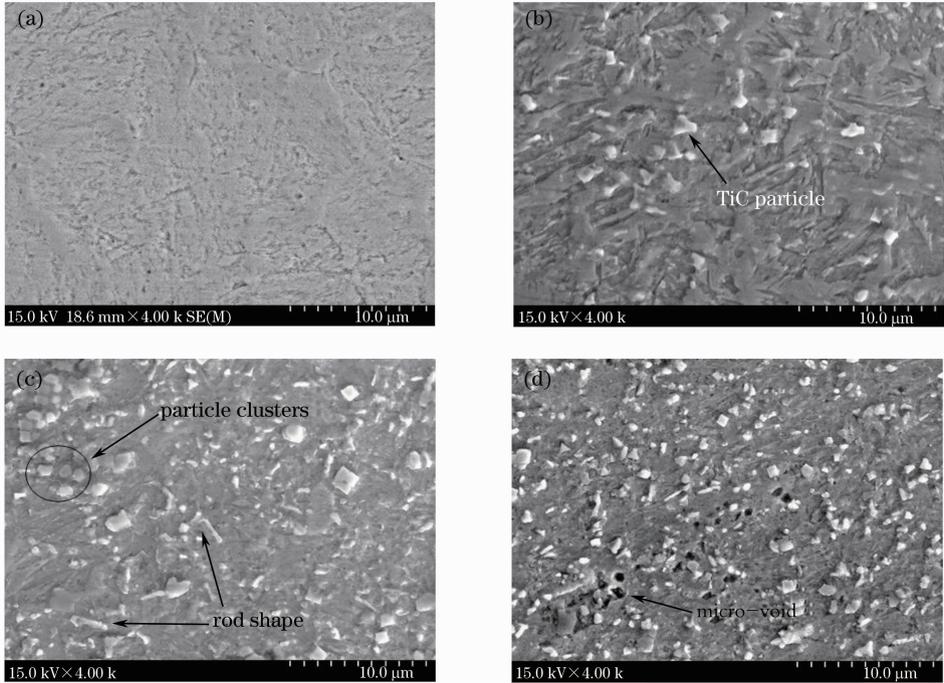


图 3 不同 TiC 体积分数下的截面形貌。(a)纯 H13,(b)8%TiC,(c)15%TiC,(d)22%TiC

Fig.3 Cross-section morphology with different TiC volume fractions. (a) pure H13, (b) 8%TiC, (c) 15%TiC, (d) 22%TiC

3.2 拉伸性能

H13-TiC 复合涂层在静态拉伸下，试样均匀延伸，直到断裂仍没有出现缩颈现象。图 4 为不同含量 TiC 增强涂层的实测应力应变曲线，从图中看出，涂层达到屈服点之后，其非线性硬化效应非常明显。表 1 为实测力学性能参数，当 TiC 颗粒体积分数从 0 增加到 22%时，涂层的弹性模量及屈服强度明显提高，但涂层延伸率却从 9.4%降低到2.3%。TiC 颗粒体积分数从 0 提高到 8%时，复合涂层抗拉强度相应从 1300 MPa 增加到 1449 MPa。然而继续增加 TiC 颗粒时，涂层抗拉强度反而降低。在 TiC 体积分数为 22%时，其抗拉强度为1160 MPa，低于纯 H13 的抗拉强度。颗粒增强复合材料，由于第二相粒子的存在，在颗粒和基体界面处的不均匀变形引起阻碍变形的应力场，使基体得到强化^[14,15]，从而提高了弹性模量及屈服强度。然而 TiC 含量的提高使涂层内部颗粒承受的应力相对提高，加大了复合材料颗粒的破坏率，导致材料提早进入断裂阶段，一定程度上降低了材料的延伸率与抗拉强度^[12]。所以从保证力学性能的角度出发，TiC 的含量应控制在一定范围内。

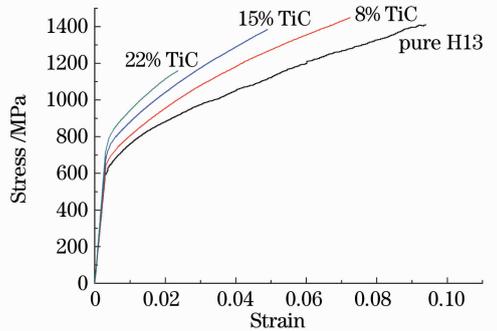


图 4 不同 TiC 颗粒体积分数的应力应变曲线
Fig.4 Stress/strain curves with different volume fractions of TiC particles

表 1 H13-TiC 复合涂层力学性能参数

Table 1 Mechanical parameters of H13-TiC composite coatings

Sample	Elastic modulus E /GPa	Fracture strain ϵ_p /%	Yield stress $\sigma_{0.2}$ /MPa	Ultimate tensile stress σ_b /MPa
Pure H13	192	9.4	642	1300
8%TiC	205	7.3	708	1449
15%TiC	220	4.9	790	1380
22%TiC	239	2.3	845	1160

3.3 拉伸损伤及断口形貌分析

Liu 等^[9,16]认为颗粒增强材料的整个损伤破坏过程为:增强颗粒断裂或从界面开裂,形成材料的空洞萌生,此时破坏的颗粒失去承载能力,导致其他颗粒承载更多的应力,颗粒破坏随着塑性应变的增大而增多,同时萌生的空洞也会随之扩展,最后微空洞之间形成联带,出现宏观裂纹。图 5 显示了复合涂层内部颗粒的破坏情况。从图中可以看出,空洞萌生的原因很大程度上是由于增强颗粒的断裂。由于激光熔覆时 TiC 颗粒是在熔融状态或部分熔融状态下与 H13 基体结合,结合强度高,当增强颗粒应力达到断裂应力时,颗粒就会发生断裂。另外,颗粒内部的裂纹方向近似垂直于宏观拉伸方向,表明开裂是通过拉伸应力造成的。

图 6 为不同 TiC 含量下的拉伸断口形貌,在 TiC 体积分数小于 15% 的情况下,其上分布有韧窝,显现韧性断裂特征^[9]。随着 TiC 含量提高,韧窝不断变浅[如图 6(a)~(c)所示],说明在复合涂层达到断裂前,基体产生更少的塑性变形。复合涂

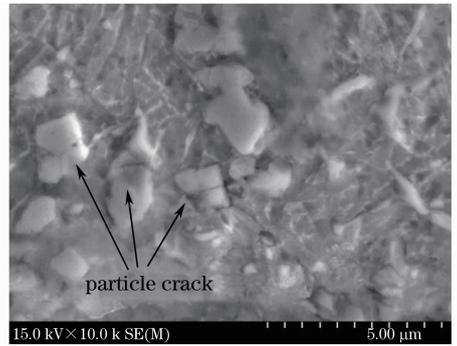


图 5 TiC-H13 复合涂层的颗粒破坏

Fig. 5 Particle damage of TiC-H13 composite coating layer in far-field stress action, the existence of the particles inhibited the local plastic deformation of the matrix, thus making the expansion of the voids resistant^[17]. When the TiC volume fraction reached 22%, the brittle fracture characteristics of the "small plane" appeared, showing the characteristics of brittle fracture [Fig. 6(d)]. Chai 等^[18]指出,激光熔覆过程中,材料引入不同的杂质有害元素,如氧、氮等,使材料有变脆的倾向。另外,激光熔覆工艺制备过程中产生的微空洞缺陷^[19,20]以及高含量的 TiC 颗粒增加了空洞汇聚的机会,导致复合涂层断裂方式从韧性向脆性转变^[21]。

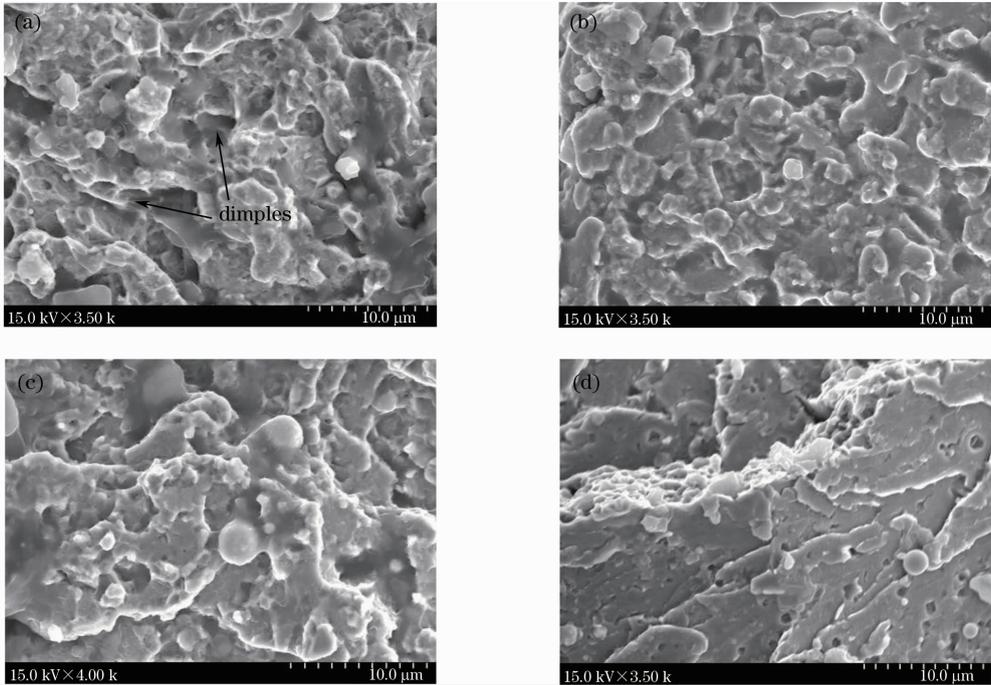


图 6 不同 TiC 体积分数下的拉伸断面形貌。(a)纯 H13,(b)8%TiC,(c)15%TiC,(d)22%TiC

Fig. 6 Tensile fractographies with different TiC volume fractions. (a) pure H13, (b) 8%TiC, (c) 15%TiC, (d) 22%TiC

4 涂层材料的弹塑性性能数值模拟

4.1 理论模型的建立

基于 Mori-Tanaka (M-T) 平均场理论^[22] 耦合 ABAQUS 子程序,对不同颗粒含量的复合涂层进

行弹塑性性能分析。M-T 均匀场理论是考虑了颗粒相互作用,在远场的均匀边界条件下求得其内部颗粒与基体的均匀应力应变的细观理论。假设基体 (H13) 与颗粒 (TiC) 均为各向同性材料,增强颗粒仅

产生弹性变形,基体产生弹塑性变形,且满足 Mises 屈服准则和等向强化准则^[23]。

基体弹塑性本构关系为

$$\boldsymbol{\sigma} = \mathbf{C}^M(\boldsymbol{\varepsilon} - \boldsymbol{\varepsilon}^p), f = \sigma_{\text{eq}} - \sigma_Y \leq 0, \quad (1)$$

式中 \mathbf{C}^M 为基体弹性刚度矩阵, f 为屈服函数, σ_{eq} 为 Mises 等效应力, σ_Y 为屈服应力。

根据 J_2 弹塑性理论推得其基体弹塑性切线刚度矩阵为

$$\mathbf{C}_{\text{ep}}^M = \mathbf{C}^M - \frac{4\mu^2}{3\mu + h} \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}} \frac{\partial f}{\partial \boldsymbol{\sigma}}, \quad (2)$$

式中 μ 为切变模量, h 为硬化切向模量。

结合 M-T 均匀场理论,可以得出其涂层材料的宏观弹塑性切线刚度矩阵表达式为

$$\mathbf{C}_{\text{ep}} = [\nu^i \mathbf{C}^i : \mathbf{A}^i + (1 - \nu^i) \mathbf{C}_{\text{ep}}^M] : [\nu^i \mathbf{A}^i + (1 - \nu^i) \mathbf{I}]^{-1}, \quad (3)$$

式中“:”为张量缩并符号, \mathbf{C}_{ep} 为复合涂层的宏观弹塑性模量, ν^i 为颗粒的体积分数, \mathbf{C}_{ep}^M 和 \mathbf{C}^i 分别为基体弹塑性切线刚度矩阵和粒子的弹性刚度张量, \mathbf{I} 是四阶单位张量, \mathbf{A}^i 是应变集中因子, 可表示为

$$\mathbf{A}^i = [\mathbf{I} + \mathbf{E} : (\mathbf{C}_{\text{ep}}^M)^{-1} : \mathbf{C}^i - \mathbf{I}]^{-1}, \quad (4)$$

式中 \mathbf{E} 为 Eshelby 张量^[24]。

ABAQUS 在计算中提供基体的弹塑性切线刚度矩阵 \mathbf{C}_{ep}^M , \mathbf{E} 张量不仅与颗粒的形状有关^[22], 而且取决于基体弹塑性刚度矩阵 \mathbf{C}_{ep}^M , Doghri 等^[25]认为对于弹性变形的颗粒和弹塑性变形的基体, 取 \mathbf{C}_{ep}^M 各向同性部分 $(\mathbf{C}_{\text{ep}}^M)^{\text{iso}}$ 能够很好地解决过高估计复合涂层宏观弹塑性模量的问题。在此使用 $(\mathbf{C}_{\text{ep}}^M)^{\text{iso}}$ 来计算

\mathbf{E} 张量:

$$(\mathbf{C}_{\text{ep}}^M)^{\text{iso}} = (\mathbf{I}^{\text{vol}} :: \mathbf{C}_{\text{ep}}^M) \mathbf{I}^{\text{vol}} + \frac{1}{5} (\mathbf{I}^{\text{dev}} :: \mathbf{C}_{\text{ep}}^M) \mathbf{I}^{\text{dev}}, \quad (5)$$

式中“::”为张量缩并符号, \mathbf{I}^{vol} 和 \mathbf{I}^{dev} 分别为四阶单位张量的球形和偏斜部分。

4.2 数值模拟与结果比较

首先把纯 H13 拉伸实验得到的应力应变关系以指数形式描述为

$$\sigma_Y = \sigma_0 + h(\varepsilon_p)^n, \quad (6)$$

式中 σ_0 为初始屈服应力, $h(\varepsilon_p)^n$ 为硬化部分。

材料参数如下: 基体弹性模量 $E_M = 192.4$ GPa, 泊松比 $\nu_M = 0.3$ 。基体初始屈服应力为 610 MPa, 设指数硬化率 $h(\varepsilon_p)^n = K\varepsilon_p^n$, 此处 $K = 3.74$ GPa, $n = 0.6$ 。颗粒弹性模量 $E_i = 460$ GPa, 泊松比 $\nu_i = 0.22$ 。

考虑 TiC 颗粒为球形, 呈均匀分布。对 TiC 体积分数为 15% 与 22% 的试样分别进行单轴拉伸数值模拟, 然后与实验得到的曲线进行比较。结果如图 7 所示, M-T 均匀场模拟的曲线过高地估计了实验结果, 这是因为 M-T 平均场理论未考虑初始微空洞缺陷以及变形过程中复合涂层的损伤破坏行为^[26]。以初始屈服应力为基准, TiC 体积分数为 15% 与 22%, 其模拟与实验结果最大误差分别约为 10.2% 与 15.6%, 可以看出, 颗粒含量越高, 复合涂层弹塑性性能模拟的误差越大。

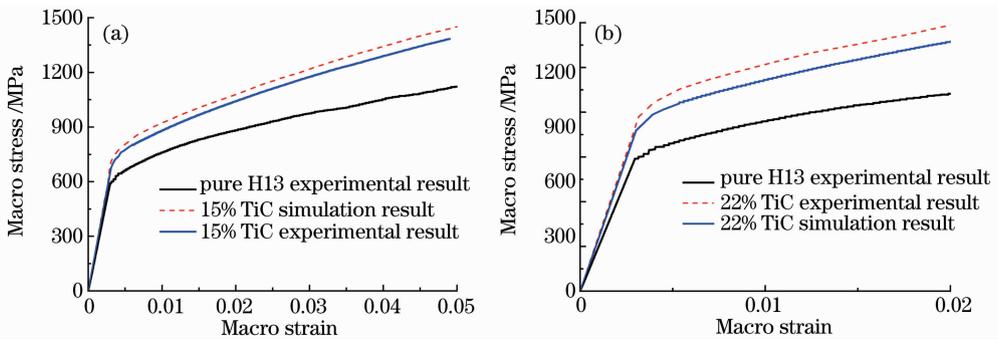


图 7 数值模拟与实验对比

Fig. 7 Comparison between simulation and experimental results

5 结 论

激光熔覆 TiC/H13 颗粒增强复合涂层, 随着 TiC 含量的增加, 其屈服强度和弹性模量相对提高, 但最大塑性应变却降低, 抗拉强度没有明显提高。涂层在准静态拉伸下, 当超过屈服强度后, 应变硬化

效应明显。试样均匀延伸, 直到断裂没有出现缩颈现象; 随着颗粒含量的提高, 材料断裂方式从韧性向脆性转变。基于 M-T 平均场理论预测了 TiC 增强材料的弹塑性性能, 在一定误差范围内理论预测与实验结果基本吻合。

参 考 文 献

- 1 Zhai Yufeng, Wang Xinhong, Huang Jian. Microstructure and properties of TiC-Mo₂C particles reinforced Fe-based composite coatings produced by laser cladding[J]. *Chinese J. Lasers*, 2009, **36**(12): 3287~3292
翟玉峰, 王新洪, 黄 坚. 激光熔覆 TiC-Mo₂C 颗粒增强 Fe 基涂层的组织与性能[J]. *中国激光*, 2009, **36**(12): 3287~3292
- 2 Cao Huaihua, Chen Chuanzhong, Sun Yiwang. Laser cladding of TiC-Co metal ceramics on the W18Cr4V steel[J]. *Appl. Laser Technol.*, 1999, **19**(3): 103~106
- 3 W. P. Jiang, P. Mollan. Nanocrystalline TiC powder alloying and glazing of H13 steel using a CO₂ laser for improved life of die-casting dies [J]. *Surf. Coat. Technol.*, 2001, **135** (2-3): 139~149
- 4 W. H. Jiang, R. Kovacevic. Laser deposited TiC/H13 tool steel composite coatings and their erosion resistance[J]. *J. Mater. Process. Technol.*, 2007, **186**(1-3): 331~338
- 5 Tang Xiaodan, Yao Jianhua, Kong Fanzhi *et al.*. Influence of TiC on microstructure and performance of H13-TiC composite layer prepared by laser cladding[J]. *Hot Working Technology*, 2009, **38**(14): 92~96
汤晓丹, 姚建华, 孔凡志 等. TiC 对激光熔覆 H13-TiC 复合涂层组织和性能的影响[J]. *热加工工艺*, 2009, **38**(14): 92~96
- 6 P. H. Chong, H. C. Man, T. M. Yue. Microstructure and wear properties of laser surface-cladded Mo-WC MMC on AA6061 aluminum alloy [J]. *Surf. Coat. Technol.*, 2001, **145**(1-3): 51~59
- 7 K. Van Acker, D. Vanhoyweghen, R. Persoons *et al.*. Influence of tungsten carbide particle size and distribution on the wear resistance of laser clad WC/Ni coatings[J]. *Wear*, 2005, **258**(1-4): 194~202
- 8 C. Tassin, F. Laroudie, M. Pons *et al.*. Carbide-reinforced coatings on AISI 316L stainless steel by laser surface alloying[J]. *Surf. Coat. Technol.*, 1995, **77**(1-3): 450~455
- 9 D. Liu, S. Q. Zhang, A. Li *et al.*. Microstructure and tensile properties of laser melting deposited TiC/TA15 titanium matrix composites[J]. *J. Alloys and Compounds*, 2009, **485** (1-2): 156~162
- 10 R. L. Sun, D. Z. Yang, L. X. Gu. Laser cladding of Ti-6Al-4V alloy with TiC and TiC+NiCrBS powders[J]. *Surf. Coat. Technol.*, 2001, **135**(2-3): 307~312
- 11 M. Kouzeli, L. Weber, C. San Marchi *et al.*. Influence of damage on the tensile behaviour of pure aluminium reinforced with ≥ 40 vol. pct alumina particles[J]. *Acta Materialia*, 2001, **49**(18): 3699~3709
- 12 Q. G. Wang. Microstructural effects on the tensile and fracture behavior of aluminum casting alloys A356/357[J]. *Chem. Mater. Sci.*, 2003, **34**(12): 2887~2899
- 13 Tae-Won Kim. Heterogeneous void distribution in aluminum metal matrix composites and its effect on deformation-failure processes[J]. *Scripta Materialia*, 2006, **55**(12): 1115~1118
- 14 Mao Xiaonan, Zhang Tingjie, Zhang Xiaoming. The deformation of TiC particle reinforced titanium matrix composite[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2001, **35**(4): 245~248
毛小南, 张廷杰, 张小明. TiC 颗粒增强钛基复合材料的形变[J]. *稀有金属材料与工程*, 2001, **35**(4): 245~248
- 15 C. S. Ramesha, R. Keshavamurthy, B. H. Channabasappab *et al.*. Microstructure and mechanical properties of Ni-P coated Si₃N₄ reinforced Al6061 composites[J]. *Mater. Sci. Engng.*, 2009, **502**(1-2): 99~106
- 16 Antonio A. M. da Silva, Axel Meyer, Jorge F. dos Santos. Mechanical and metallurgical properties of friction-welded TiC particulate reinforced Ti-6Al-4V[J]. *Composites Sci. Technol.*, 2004, **64**(10-11): 1495~1501
- 17 T. S. Srivatsan, Meslet Al-Hajri, C. Smith *et al.*. The tensile response and fracture behavior of 2009 aluminum alloy metal matrix composite[J]. *Mater. Sci. Engng.*, 2003, **346** (1-2): 91~100
- 18 Tsongi Chai, Chia Kai Chou. Mechanical properties of laser-welded cast titanium joints under different conditions[J]. *J. Prosthetic Dentistry*, 1998, **79**(4): 477~483
- 19 Dongdong Gu, Yifu Shen. Influence of reinforcement weight fraction on microstructure and properties of submicron WC-Co/Cu bulk MMCs prepared by direct laser sintering[J]. *J. Alloys and Compounds*, 2007, **431**(1-2): 112~120
- 20 P. J. Maziasz, E. A. Payzant, M. E. Schlienger *et al.*. Residual stresses and microstructure of H13 steel formed by combining two different direct fabrication methods[J]. *Scripta Materialia*, 1998, **39**(10): 1471~1476
- 21 Aude Hauert, Andreas Rossoll, Andreas Mortensen. Ductile-to-brittle transition in tensile failure of particle-reinforced metals[J]. *J. Mech. Phys. Solids*, 2009, **57**(3): 473~499
- 22 Y. Benveniste. A new approach to the application of Mori-Tanaka's theory in composite materials[J]. *Mech. Mater.*, 1987, **6**(2): 147~157
- 23 Jiang Fang, Ning Jianguo. Elastoplastic behavior of particle reinforced metal matrix composites considering the interfacial debonding [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2006, **96**(S1): 366~369
姜 芳, 宁建国. 有界面脱粘时颗粒增强金属基复合材料的弹塑性性能分析[J]. *材料工程*, 2006, **96**(S1): 366~369
- 24 J. D. Eshelby. The determination of the elastic field of an ellipsoidal inclusion and related problems[J]. *Proc. R. Soc. Lond. A*, 1957, **241**(1226): 376~396
- 25 I. Doghri, A. Ouair. Homogenization of two-phase elastoplastic composite materials and structures-study of tangent operators, cyclic plasticity and numerical algorithms [J]. *Internat. J. Solids and Structures*, 2003, **40**(7): 1681~1712
- 26 I. Doghri, L. Tinel. Micromechanical modeling and computation of elasto-plastic materials reinforced with distributed-orientation fibers[J]. *Internat. J. Plasticity*, 2005, **21**(10): 1919~1940