

DOI: 10.3901/JME.2021.02.097

# 基于纳米压痕的激光修复层晶体材料常数反演方法<sup>\*</sup>

李银银 蒋 玮

(大连理工大学机械工程学院 大连 116024)

**摘要:** 为了研究裂纹激光修复层的细观力学行为, 利用纳米压痕试验确定激光修复层晶体塑性材料常数。首先, 运用纳米压痕仪获得添加 304 不锈钢粉末及其质量分数为 5% 的纳米 WC 的激光修复层的载荷-位移曲线。然后, 运用纳米压痕的常规有限元模型对修复层材料的宏观弹塑性参数进行求解, 通过堆积/沉陷参数对试验载荷-位移曲线进行修正。最后运用拉伸试件的晶体塑性有限元模型对修复层材料的晶体塑性常数进行反演。结果表明, 通过堆积/沉陷参数对试验载荷-位移曲线进行修正, 能够有效地减小计算误差; 同时该方法能够以较小计算量和较高计算精度确定晶体塑性常数, 为通过纳米压痕试验获得晶体塑性材料常数提供了一种新的方法, 也为从细观尺度研究材料的力学行为提供了方便。

**关键词:** 纳米压痕; 晶体塑性; 激光修复; 堆积; 沉陷

**中图分类号:** TG142

## Extracting Crystal Parameters of Laser Repaired Layer by Nanoindentation

LI Yinyin JIANG Wei

(School of Mechanical Engineering, Dalian University of Technology, Dalian 116024)

**Abstract:** To study the meso-mechanical behavior of laser repaired layer, crystal plasticity material parameters of laser repaired layer are extracted by nanoindentation experiment. The load-displacement curves of laser repaired layers with addition of 304 stainless steel powder and 5% nano WC are first obtained by instrumented indentation tests. The conventional finite element model of nanoindentation is then established to obtain the macroscopic elastic-plastic parameters of the material, and the experimental load-displacement curves are modified by the pile-up/sink-in parameters. Finally, the crystal plasticity material parameters are reversed by crystal plastic finite element model of tensile specimen. The results show that the calculation error of material parameters can be effectively reduced by modifying the experimental load-displacement curve using the pile-up/sink-in parameters. This method can be used to extract crystal plasticity material parameters at small computational cost with high accuracy. It provides a new method for obtaining crystal plasticity material parameters through nanoindentation, and can be used to study the mechanical behavior of materials at mesoscopic scale conveniently.

**Key words:** nanoindentation; crystal plasticity; laser repair; pile-up; sink-in

## 0 前言

断裂是工程结构中常见的失效形式之一, 可能会带来很大的安全隐患, 并造成巨大的经济损失。

在早期对贵重、关键零部件上的裂纹进行修复, 可以有效地节省资源、能源, 具有显著的经济效益。激光修复技术可以利用高能激光束对裂纹进行修复<sup>[1-2]</sup>。裂纹激光修复过程中, 裂纹尖端处的材料发生快速熔凝, 组织结构发生巨大变化。裂纹尖端材料的变化会对构件的断裂性能产生巨大的影响。从细观尺度研究裂纹激光修复后修复区

<sup>\*</sup> 国家自然科学基金资助项目(51575076)。20200507 收到初稿, 20200901 收到修改稿

组织结构的力学行为,有助于深化对材料变形与损伤机理的认识,对提高激光修复止裂效果有重要意义<sup>[3]</sup>。

在细观力学中,晶体塑性材料常数的确定影响着晶体塑性模型计算的准确性。但是在很多情况下,材料力学常数很难用常规手段进行测量。

目前,确定晶体塑性材料常数主要有两种方法。一种是通过材料单向拉伸或压缩试验确定晶体塑性材料常数。HERRERA-SOLAZ 等<sup>[4]</sup>通过对比试验和模拟的单轴拉伸和压缩应力应变曲线反演得到了 AZ13 镁合金的单晶力学常数。LU 等<sup>[5]</sup>通过代表性体积单元模拟疲劳试验反演得到了 304 不锈钢的晶体塑性材料常数。但是通过拉伸和压缩试验很难对体积或尺寸微小的材料进行测试。另一种方法是运用纳米压痕试验确定晶体塑性材料常数。随着高分辨率测试设备的出现,压痕测试已成为表征各种材料,尤其是体积或尺寸微小的材料的力学性能最常用的技术之一<sup>[6-8]</sup>。运用纳米压痕技术能够对材料的力学性能参数,如弹性模量、加工硬化指数和屈服应力等进行评估<sup>[9-12]</sup>。LIU 等<sup>[13]</sup>建立纳米压痕的晶体塑性有限元模型,通过对比模拟和试验的载荷-位移曲线确定了单晶铜的细观塑性本构参数。

运用纳米压痕方法对材料的力学性能进行测试,需要准确了解压痕试样上接触力和接触深度之间的关系。在压痕试验过程中,被压材料的流动可能因其力学性能的不同而不同。压痕接触区域周围的材料可以沿施加荷载的方向向上(堆积)或向下(沉陷)变形。这种表面变形模式会影响压头与试样的真实接触面积,进而会影响测量精度<sup>[14-15]</sup>。由于堆积/沉陷现象的存在,在没有准确的载荷-位移曲线时,计算结果可能存在较大的误差,因而难以对材料本构参数进行快速准确的识别。

HILL 等<sup>[16]</sup>引入一个单调递增的因子  $c^2$ , 基于塑性形变理论定量计算堆积或沉陷程度。当  $c^2 > 1$  表示材料发生堆积,  $c^2 < 1$  表示材料发生沉陷。HERNOT 等<sup>[14]</sup>研究了弹塑性材料的弹性模量、屈服强度、塑性硬化指数以及压入深度等对球压痕接触半径的影响,提出了一种确定堆积发生的判别准则。COLLIN 等<sup>[17]</sup>基于赫兹接触理论提出了一种测定球形压痕试验中接触半径变化的试验方法。这些研究对弹塑性材料连续压痕试验中接触面积与压痕位移之间的关系的确定有很大作用。

此外运用纳米压痕方法对晶体塑性本构参数进行识别需要建立纳米压痕的晶体塑性有限元模型,其计算量大,计算所需时间长。

为克服上述现有方法的缺陷,本文提出一种基于纳米压痕试验反演标定金属材料晶体塑性常数的方法。首先运用纳米压痕的常规有限元模型对材料的宏观弹塑性参数进行求解。通过堆积/沉陷参数对试验载荷-位移曲线进行修正,提高宏观弹塑性参数求解的准确性。然后运用拉伸试件的晶体塑性有限元模型对材料的晶体塑性常数进行反演,达到以较小计算量和较高计算精度确定裂纹激光修复层晶体塑性材料常数的目的。

## 1 试验过程

### 1.1 试验材料

裂纹激光修复试验采用 304 不锈钢(304 stainless steel, 304SS)紧凑拉伸(Compact tension, CT)试件为基体,其化学成分见表 1。CT 试件根据美国材料与试验协会的标准 ASTM E647-12 设计和加工,具体尺寸见图 1。试件中的裂纹是由电火花加工而成,加工长度为 2 mm,宽度为 0.2 mm。

表 1 304 不锈钢基体和粉末的化学成分(质量分数) %

成分	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo	Fe
基体	0.06	0.480	1.95	0.028	0.011	18.27	8.93	0.313	余量
粉末	0.08	0.50	1.46	0.03	0.005	19.00	9.50	0.5	余量

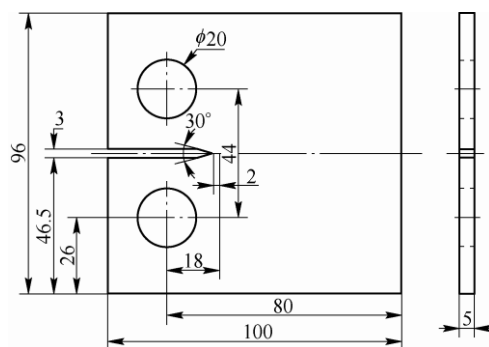


图 1 CT 试件的尺寸(mm)

裂纹激光修复试验中所用的预置合金粉末为不同比例的纳米碳化钨(Tungsten carbide, WC)和 304 不锈钢粉末混合而成。其中, 304 不锈钢粉末的颗粒尺寸为 30~50  $\mu\text{m}$ , WC 粉末的颗粒尺寸为 40~50 nm。合金粉末中 304 不锈钢的化学成分见表 1。本次试验中一组仅用 304 不锈钢粉末进行修复, 另一组在 304 不锈钢粉末中添加质量分数为 5%(以下均为质量分数)的纳米 WC。

## 1.2 纳米压痕试验

裂纹激光修复试验具体过程与文献[1]一致。裂纹激光修复完成后,根据 GB/T 21838.1—2008《金属材料硬度和材料参数的仪器化压痕试验 第 1 部分: 试验方法》,将两组激光修复试件修复区域的材料进行切割,然后进行机械抛光和振动抛光,得到符合要求的纳米压痕试件。纳米压痕仪和压痕试件的宏微观形貌如图 2 所示。运用带有金刚石 Berkovich 压头的纳米压痕仪对待测试件进行纳米压痕试验。压痕试验在室温下进行,采用 CSM 技术,施加振幅为 2 nm、频率为 45 Hz 的附加谐波运动,以  $0.05 \text{ s}^{-1}$  的应变速率压入试件  $2 \mu\text{m}$  左右。在最大压入深度保持 10 s,然后完全卸载。在测试中,保证每个试件上至少有 5 个有效的测试点,每个点之间间隔  $50 \mu\text{m}$ 。同时运用同样的方法对 304 不锈钢基体进行测试。

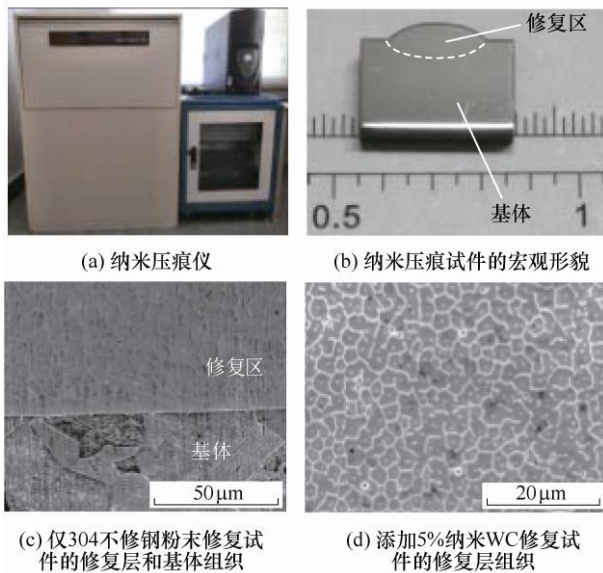


图 2 纳米压痕试验机及试件宏微观形貌

## 2 材料参数的计算

纳米压痕试验过程中,被压材料通常会发生塑性变形。卸载过程中,被压材料由于塑性变形不能完全恢复原来的状态。但是由于弹性变形的存在,卸载时,被压材料上的压痕深度也会有一定程度的减小。因此卸载曲线经常被用来计算被压材料的弹性材料常数,而加载曲线用来计算塑性材料常数。由于反演问题解的唯一性很难保证,需要反演的参数越少,越容易得到准确解。运用纳米压痕求解弹性参数的技术已经非常成熟,因此本文首先求解出

材料的弹性参数,然后再反演出运用 Hollomon 硬化准则描述的塑性材料参数<sup>[18]</sup>,最后通过拉伸试件的晶体塑性有限元模型反演出激光修复层材料的晶体塑性材料常数。在压头压入被压材料的过程中,被压材料会出现堆积/沉陷现象,实际压痕深度可能与预定的压痕深度不同,如图 3 所示。其中堆积/沉陷高度  $s$  在发生堆积时为正,沉陷时为负。 $s/h$  能够方便地描述堆积/沉陷的幅度和计算压头的实际压入深度  $h_c$ 。其中  $h$  是压头相对初始未变形表面的位移。

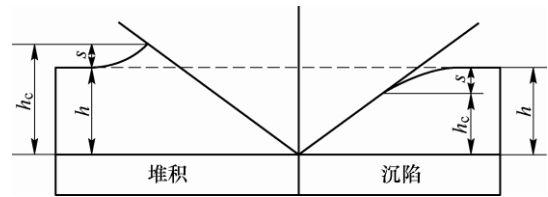


图 3 纳米压痕堆积/沉陷示意图

Hollomon 硬化准则描述材料的应力-应变关系如下

$$\varepsilon = \begin{cases} \sigma / E & \sigma < \sigma_y \\ \sigma_y^{(n-1)/n} \sigma^{1/n} / E & \text{其他} \end{cases} \quad (1)$$

式中,  $\varepsilon$  为总应变,  $\sigma$  为应力,  $E$  为弹性模量,  $\sigma_y$  为屈服强度,  $n$  为应变硬化指数。

### 2.1 弹性模量的计算

材料的弹性常数通常运用 OLIVER 等<sup>[9]</sup>方法进行求解。纳米压痕试验过程中,压头和被压材料均发生变形,定义等效弹性模量  $E^*$  来描述两者的弹性变形。等效弹性模量  $E^*$  可以由最大压入深度  $h_m$  处的卸载刚度 and 此时的接触面积  $A$  得出<sup>[9]</sup>

$$E^* = \frac{\sqrt{\pi}}{2} \frac{S}{\sqrt{A}} \quad (2)$$

式中,  $S = \frac{dP}{dh}$  是弹性卸载刚度,  $P$  是加载的载荷。

等效压痕模量  $E^*$  与压头和被压材料的弹性模量关系如下<sup>[9]</sup>

$$\frac{1}{E^*} = \frac{1 - \nu_i^2}{E_i} + \frac{1 - \nu_s^2}{E_s} \quad (3)$$

式中,  $E_i$  和  $\nu_i$  为压头的弹性模量和泊松比,  $E_s$  和  $\nu_s$  为被压材料的弹性模量和泊松比。

### 2.2 金属材料常数的量纲函数公式

DAO 等<sup>[19]</sup>基于 76 种金属材料的有限元模拟,建立了求解金属材料常数的量纲函数公式如式(4)所示

$$\Pi_1 = \frac{C}{\sigma_{0.033}} = -1.131 \left[ \ln \left( \frac{E^*}{\sigma_{0.033}} \right) \right]^3 + 13.635 \left[ \ln \left( \frac{E^*}{\sigma_{0.033}} \right) \right]^2 - 30.594 \ln \left( \frac{E^*}{\sigma_{0.033}} \right) + 29.267 \quad (4)$$

$$\Pi_2 \left( \frac{E^*}{\sigma_r}, n \right) = \frac{S}{E^* h_m} = (-1.405 57 n^3 + 0.775 26 n^2 + 0.158 30 n - 0.068 31) \left[ \ln \left( \frac{E^*}{\sigma_{0.033}} \right) \right]^3 + (17.930 06 n^3 - 9.220 91 n^2 - 2.337 733 n + 0.862 95) \left[ \ln \left( \frac{E^*}{\sigma_{0.033}} \right) \right]^2 - (-79.997 15 n^3 + 40.556 2 n^2 + 9.001 57 n - 2.515 43) \ln \left( \frac{E^*}{\sigma_{0.033}} \right) + (122.650 69 n^3 - 63.884 18 n^2 - 9.589 36 n + 6.200 45) \quad (5)$$

$$\sigma_{0.033} = \sigma_y \left( 1 + \frac{E}{\sigma_y} 0.033 \right)^n \quad (6)$$

式中,  $C$  为与加载曲线有关的常数,  $\sigma_r$  为表征应力,  $\sigma_{0.033}$  为表征应变为 0.033 时的表征应力。运用上述公式, 可以计算金属材料的宏观塑性材料参数。此方法中设定 Berkovich 压头的表征应变为 0.033。这种设定缺乏物理基础, 适用范围小<sup>[20]</sup>。同时此方法也存在参数计算不十分准确的问题<sup>[21]</sup>。但是运用此方法得到的宏观塑性材料参数可以为有限元反演求解材料参数的参数范围选取提供参考, 减小有限元反演求解材料参数的计算量。

### 2.3 宏观塑性材料常数的有限元反演

运用纳米压痕试验中加载曲线结合纳米压痕的常规有限元模型对材料的宏观塑性常数进行反演。在压痕计算中, 角锥压头通常被处理为具有相同面积-深度关系的圆锥压头, 这样就能够将三维问题简化为二维轴对称问题<sup>[22]</sup>。运用 ABAQUS 建立纳米压痕的二维轴对称有限元模型如图 4 所示。其中纳米压痕仪的金刚石压头的等效压头锥角为  $70.3^\circ$ , 弹性模量为 1 040 GPa, 泊松比 0.07。压头直径在使用的过程中通常会增加到 200 nm 左右, 故模型的压头半径假定为 100 nm。假定被压材料的应力应变关系遵循 Hollomon 硬化准则, 具体的宏观塑性常数(屈服应力和应变硬化指数)抽样后赋予。模型由 4 800 个 4 节点线性单元(CAX4)建立。被压材料在与压头接触的区域使用规则细密的网格来保证计算精度, 网格为正方形, 其边长为  $0.175 \mu\text{m}$ 。远离接触区域运用较粗的网格来减少计算时间。假定压头与被压材料之间无摩擦。在计算的过程中, 固定被

压材料底部  $z$  方向的自由度,  $r$  方向保持自由; 运用压头沿对称轴  $z$  向下的运动模拟压头的压入过程。采用位移控制加载的方式计算得到压头沿压入方向的接触反力和位移, 得到模拟的实际载荷-位移曲线。通过试验载荷-位移曲线和模拟载荷-位移曲线的对比, 得到材料宏观塑性常数。具体过程如下。

(1) 在 Matlab 中运用拉丁超立方抽样抽取 Hollomon 硬化准则描述的塑性材料参数, 修改上述纳米压痕有限元模型输入文件中的材料参数, 计算得到各组抽样参数下的压痕的载荷-位移曲线。

(2) 计算出模拟载荷-位移曲线与试验载荷-位移曲线的均方差, 利用 Matlab 建立本构参数与均方差的 Kriging 代理模型, 然后运用遗传算法, 以两组数据的均方差最小为目标进行单目标寻优, 计算出试验材料的 Hollomon 硬化准则描述的塑性材料参数, 记为  $C_0$ ; 同时运用材料参数  $C_0$  计算压痕堆积/沉陷参数  $s/h$ 。

(3) 运用(2)计算得到的堆积/沉陷参数修正试验载荷-位移曲线, 得到修正的载荷-位移曲线, 然后再利用(1)中的模拟载荷-位移曲线计算其与修正的载荷-位移曲线的均方差, 重复单目标寻优过程, 计算出修正后材料 Hollomon 硬化准则描述的塑性材料参数, 记为  $C_1$ 。

(4) 计算  $C_0$  与  $C_1$  之间的误差, 如果误差在允许范围之内, 则  $C_1$  即为材料的宏观塑性本构参数; 如果误差超过允许范围, 运用材料参数  $C_1$  计算压痕堆积/沉陷参数  $s/h$ , 修正试验载荷-位移曲线。重复(2)和(3)中的步骤, 直至误差在允许范围之内。

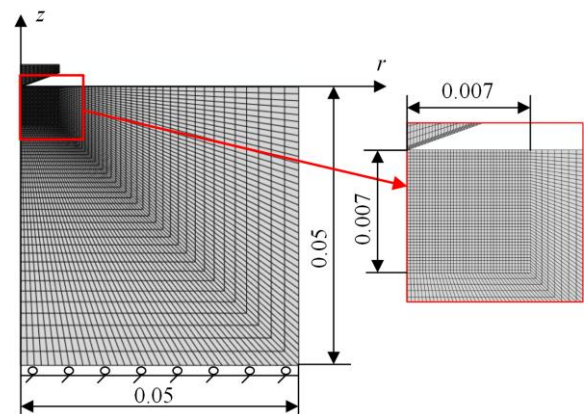


图 4 纳米压痕的有限元模型

### 2.4 晶体塑性材料常数反演

在 ABAQUS 中运用 8 节点二次单元(CAX8R)建立标准拉伸试件的晶体塑性有限元模型。拉伸试件的一端固定, 另一端加载拉伸载荷。晶体塑性材料模型



通过 ABAQUS 的 UMAT 接口实现<sup>[23]</sup>。其中晶体滑移硬化模量采用了 PEIRCE 等<sup>[24]</sup>提出的简单形式

$$h_{\alpha\alpha} = h(\lambda) = h_0 \operatorname{sech}^2 \left| \frac{h_0 \lambda}{\tau_s - \tau_0} \right| \quad (7)$$

$$h_{\alpha\beta} = qh(\lambda) \quad \alpha \neq \beta \quad (8)$$

式中,  $h_{\alpha\beta}$  为滑移硬化模量, 分为自硬化模量  $h_{\alpha\alpha}$  和潜硬化模量  $h_{\alpha\beta} (\alpha \neq \beta)$ ,  $\gamma$  为所有滑移系上泰勒累积剪切应变,  $h_0$  为初始硬化模量,  $\tau_s$  为阶段 I 的应力,  $\tau_0$  为初始屈服应力,  $q$  为常数。其中初始硬化模量  $h_0$ 、阶段 I 的应力  $\tau_s$  和初始屈服应力  $\tau_0$  这三个晶体塑性材料常数是需要通过反演确定的<sup>[23-25]</sup>。

晶体塑性材料常数反演流程如图 5 所示。拉伸试件的晶体塑性有限元模型建立之后, 在 Matlab 中运用拉丁超立方抽样抽取晶体塑性材料参数, 修改拉伸试件的晶体塑性有限元模型输入文件中的材料参数, 计算得到各组抽样参数下的应力应变曲线, 并计算出模拟的应力应变曲线与第 2.3 节中宏观材料参数下的应力应变曲线的均方差。然后利用 Matlab 建立晶体塑性材料参数与均方差的 Kriging 代理模型。运用遗传算法, 以两组数据的均方差最小为目标进行单目标寻优, 计算出激光修复层的晶体塑性材料参数。

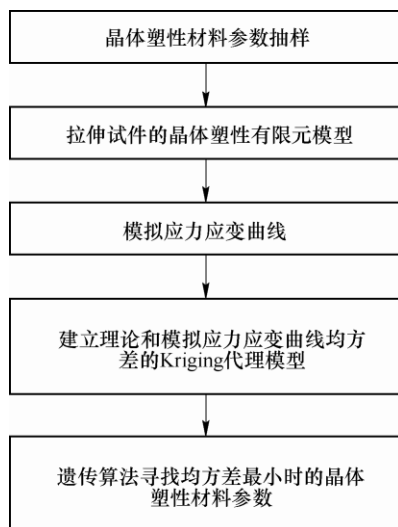


图 5 晶体塑性材料常数反演流程

### 3 结果与讨论

#### 3.1 纳米压痕堆积/沉陷的影响

图 6 为基体材料在压头压入过程中堆积/沉陷参数  $s/h$  随压入深度变化情况。从图 6 中可以看出, 当压头压入深度到达一定深度后堆积/沉陷参数  $s/h$  保持为恒定值。这是因为此时被压材料进入完全塑

性主导阶段, 接触压力与载荷无关, 只取决于材料的响应<sup>[22]</sup>。当材料力学参数一定时, 堆积/沉陷参数也保持恒定。而在压入深度较小时, 一方面被压材料没有处于完全塑性主导阶段, 堆积/沉陷参数随载荷变化; 另一方面由于数值计算的误差, 堆积/沉陷参数的计算不能完全准确。为了计算的方便和准确, 在计算宏观塑性材料参数时, 选择压入深度为  $0.5 \sim 1.85 \mu\text{m}$  范围内的数据进行计算。

表 2 为通过堆积/沉陷参数  $s/h$  修正试验载荷-位移曲线迭代计算得到的宏观塑性材料常数。第一次计算结果是未通过堆积/沉陷参数  $s/h$  修正计算得到的材料参数, 第 4 次计算结果是修正 3 次后得到的参数。从表 2 中可以看出, 通过 3 次修正后屈服强度前后两次计算误差从 8% 降低到 1% 以下, 硬化指数前后两次计算误差也在 1% 以下。因此通过堆积/沉陷参数  $s/h$  对试验载荷-位移曲线进行修正, 能够有效地减小计算的误差。

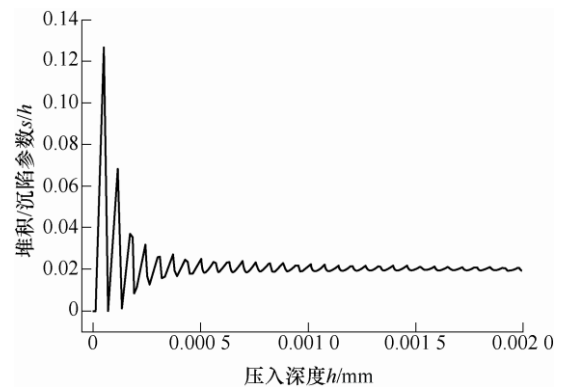


图 6 堆积/沉陷参数  $s/h$  随压入深度变化曲线

表 2 不同计算次数的宏观塑性材料常数

参数	计算次数			
	1	2	3	4
屈服强度 $\sigma_y/\text{MPa}$	296.28	272.35	261.07	258.83
硬化指数 $n$	0.258 55	0.265 87	0.277 99	0.277 65

#### 3.2 基于纳米压痕的材料常数反演准确性验证

图 7 为运用 OLIVER-PHARR 方法求解得到的不同压痕点的弹性模量。5 个压痕点的弹性模量平均值为  $196 \text{ GPa}$ , 与文献[1]中 304 不锈钢弹性模量值  $195 \text{ GPa}$  比较接近。

运用纳米压痕反演得到的宏观塑性材料常数与 DAO 等<sup>[19]</sup>的量纲函数公式计算得出的 304 不锈钢基体宏观塑性材料常数列于表 3。从表 3 中可以看出, 两种计算方法得到的宏观塑性材料参数接近, 且运用纳米压痕反演得到的屈服强度与文献[1]中 304 不锈钢屈服强度值  $250 \text{ MPa}$  更接近。因此, 运用纳米压

痕反演能够得到比较准确的宏观塑性材料参数。

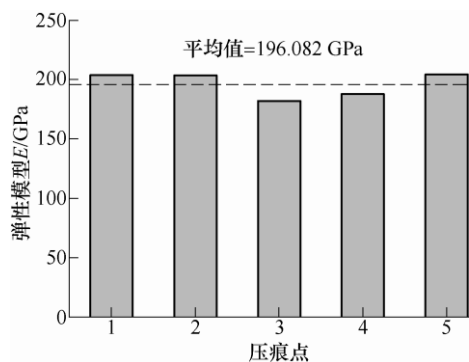


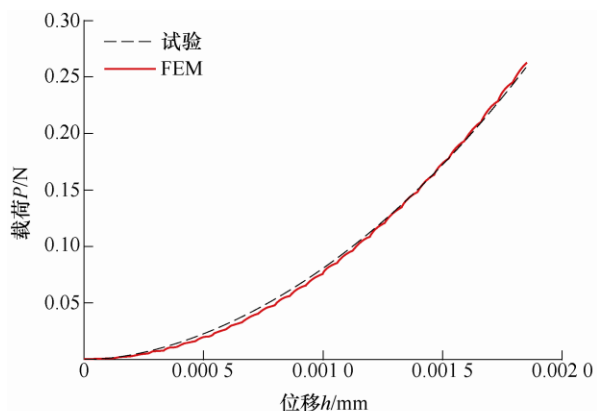
图 7 不同压痕点的弹性模量

表 3 304 不锈钢基体宏观塑性材料参数

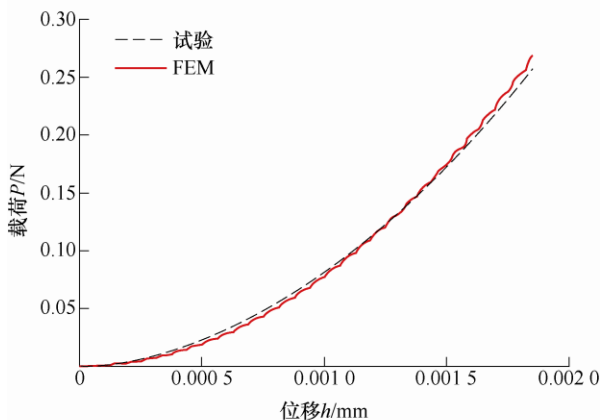
计算方法	屈服强度 $\sigma_y$ /MPa	硬化指数 $n$
纳米压痕反演	261.07	0.277 98
量纲函数公式	269.47	0.292 06

### 3.3 修复层宏观塑性材料常数

图 8 为激光修复层试验和模拟的加载阶段的载荷-位移曲线。其中图 8a 中修复层所用合金粉末仅为 304 不锈钢粉末, 图 8b 中修复层所用合金粉末中



(a) 仅304不锈钢粉末



(b) 304不锈钢粉末+5%纳米WC

图 8 激光修复层试验和模拟的加载阶段的载荷-位移曲线

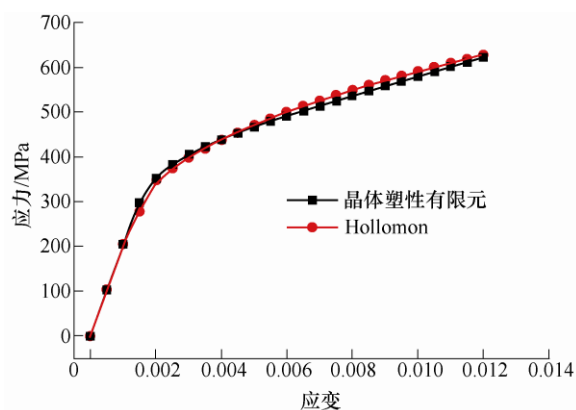
添加了 5% 纳米 WC。从图 8 中可以看出, 两组激光修复试件通过试验和模拟的载荷-位移曲线都很吻合, 修复层宏观力学常数如表 4 所示。

表 4 修复层宏观力学常数

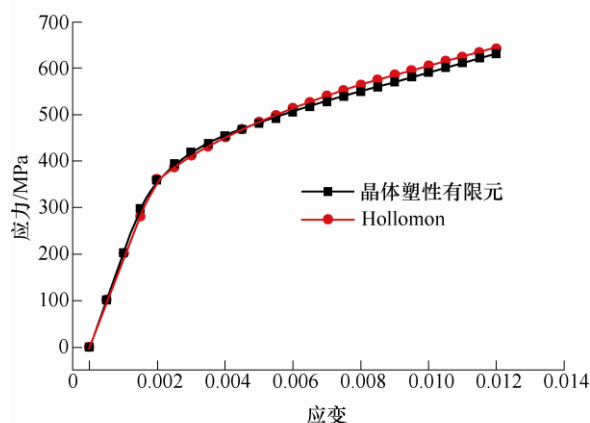
修复层所用粉末	弹性模量 $E$ /GPa	屈服强度 $\sigma_y$ /MPa	硬化指数 $n$
304SS+5% WC	201.51	343.72	0.320 72
304SS	204.72	323.14	0.327 42

### 3.4 晶体塑性材料常数

运用拉伸试件晶体塑性有限元模型反演得到的激光修复层的应力应变曲线和 Hollomon 硬化准则描述的材料的应力-应变曲线如图 9 所示。图 9a 中修复层所用合金粉末仅为 304 不锈钢粉末, 图 9b 中修复层所用合金粉末中添加了 5% 纳米 WC。从图 9 中可以看出, 运用拉伸试件晶体塑性有限元模型能够模拟出与 Hollomon 硬化准则描述的本构模型一致的宏观力学响应。因此运用拉伸试件晶体塑性有限元模型能够反演出运用 Hollomon 硬化准则描述的材料晶体塑性常数。激光修复层材料晶体塑性常数如表 5 所示。



(a) 仅304不锈钢粉末



(b) 304不锈钢粉末+5%纳米WC

图 9 激光修复层的应力-应变曲线

表 5 激光修复层材料晶体塑性常数

修复层所用粉末	初始硬化 模量 $h_0$ /MPa	阶段 I 的 应力 $\tau_s$ /MPa	初始屈服 应力 $\tau_0$ /MPa
304SS+5% WC	3 561.45	605.91	216.24
304SS	3 599.39	540.75	204.42

晶体材料初始硬化模量  $h_0$  决定了小载荷时材料的硬化程度。阶段 I 的应力  $\tau_s$  是大塑性流动出现时的突破应力，决定了大载荷时材料的塑性流动。初始硬化模量  $h_0$  和阶段 I 的应力  $\tau_s$  共同决定了晶体材料屈服后的塑性流动<sup>[25]</sup>。从图 9 和表 5 可以看出，添加 5% 纳米 WC 后，修复层初始屈服应力和流变应力增加。这是因为纳米 WC 熔点高于 304 不锈钢粉末，在激光修复过程中有一部分纳米 WC 未熔化。当未熔化的纳米 WC 颗粒分布于晶粒内时，颗粒与基体结合良好，弥散分布的 WC 粒子阻碍位错移动，引起 Orowan 强化，使材料的强度提高；当颗粒分布于晶界时，颗粒在熔池凝固的过程中成为异质形核的核心，增加了形核的数量，加快了熔池的凝固，有效地阻碍了晶粒的长大，在修复层中起到细晶强化的作用。晶粒细化之后，单位体积内的晶界数量增多，位错滑移的屏障也就越多。晶界的阻碍作用和晶粒间滑移的复杂性使材料的强度提高，晶界对位错运动的阻碍作用会使材料的应变硬化增大<sup>[26]</sup>。

## 4 结论

本文运用纳米压痕试验反演确定了裂纹激光修复层的晶体塑性材料常数。在确定裂纹激光修复层的晶体塑性材料常数的过程中，首先运用纳米压痕的常规有限元模型对材料的宏观弹塑性参数进行求解。通过堆积/沉陷参数对试验载荷-位移曲线进行修正，提高了宏观弹塑性参数求解的准确性。然后运用拉伸试件的晶体塑性有限元模型对材料的晶体塑性常数进行反演，达到以较小计算量和较高计算精度确定裂纹激光修复层晶体塑性材料常数的目的。

## 参 考 文 献

- [1] JIANG Wei, JIANG Xianfeng. Laser repair with addition of nano-WC on microstructure and fracture behavior of 304 stainless steel[J]. Journal of Engineering Materials and Technology-Transactions of the ASME, 2017, 139(4): 041002.
- [2] LI Yinyin, JIANG Xianfeng, FANG Guanglei, et al.

Microstructure and fracture performance of 304 stainless steel laser repairs with  $\text{Al}_2\text{O}_3$  nano-particles[J]. Materials Testing, 2019, 61(2): 125-130.

- [3] 陈少华. 在材料研制中的连续介质细观力学有限元建模现状评论[J]. 力学进展, 2002(3): 444-466.
- CHEN Shaohua. Continuum mesomechanical finite element modeling in materials development: A state-of-the-art review[J]. Advances in Mechanics, 2002(3): 444-466.
- [4] HERRERA-SOLAZ V, LLORCA J, DOGAN E, et al. An inverse optimization strategy to determine single crystal mechanical behavior from polycrystal tests: Application to AZ31 Mg alloy[J]. International Journal of Plasticity, 2014, 57: 1-15.
- [5] LU Jiawa, SUN Wei, BECKER A. Material characterisation and finite element modelling of cyclic plasticity behaviour for 304 stainless steel using a crystal plasticity model[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2016, 105: 315-329.
- [6] PATHAK S, KALIDINDI S R. Spherical nanoindentation stress-strain curves[J]. Materials Science and Engineering: R: Reports, 2015, 91: 1-36.
- [7] 靳巧玲, 王海斗, 李国禄, 等. 基于纳米压痕和纳米冲击技术研究溅射功率对 Ti 薄膜力学性能的影响[J]. 机械工程学报, 2018, 54(2): 117-124.
- JIN Qiaoling, WANG Haidou, LI Guolu, et al. Effect of sputtering power on the mechanical properties of Ti film based on the nano indentation method and nano impact method[J]. Journal of Mechanical Engineering, 2018, 54(2): 117-124.
- [8] YIN Jingfei, BAI Qian, ZHANG Bi. Methods for detection of subsurface damage: A review[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2018, 31(1): 41.
- [9] OLIVER W C, PHARR G M. An improved technique for determining hardness and elastic modulus using load and displacement sensing indentation experiments[J]. Journal of Materials Research, 1992, 7(6): 1564-1583.
- [10] TALJAT B, ZACHARIA T, KOSEL F. New analytical procedure to determine stress-strain curve from spherical indentation data[J]. International Journal of Solids and Structures, 1998, 35(33): 4411-4426.
- [11] KUCHARSKI S, MRÓZ Z. Identification of plastic hardening parameters of metals from spherical indentation tests[J]. Materials Science & Engineering A, 2001, 318(1): 65-76.

- [12] MA Xiangdong, GUAN Yingping, YANG Liu. Determination of elastoplastic mechanical properties of the weld and heat affected zone metals in tailor-welded blanks by nanoindentation test[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering, 2015, 28(5): 911-918.
- [13] LIU Y, WANG B, YOSHINO M, et al. Combined numerical simulation and nanoindentation for determining mechanical properties of single crystal copper at mesoscale[J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 2005, 53(12): 2718-2741.
- [14] HERNOT X, BARTIER O, BEKOUCE Y, et al. Influence of penetration depth and mechanical properties on contact radius determination for spherical indentation[J]. International Journal of Solids and Structures, 2006, 43(14-15): 4136-4153.
- [15] BOLSHAKOV A, PHARR G M. Influences of pileup on the measurement of mechanical properties by load and depth sensing indentation techniques[J]. Journal of Materials Research, 1998, 13(4): 1049-1058.
- [16] HILL R, STORAKERS B, ZDUNEK A B. A theoretical-study of the Brinell hardness test[J]. Proceedings of the Royal Society of London Series A-Mathematical Physical and Engineering Sciences, 1989, 423(1865): 301-330.
- [17] COLLIN J M, MAUVOISIN G, EL ABDI R. An experimental method to determine the contact radius changes during a spherical instrumented indentation[J]. Mechanics of Materials, 2008, 40(4): 401-406.
- [18] DE BONO D M, LONDON T, BAKER M, et al. A robust inverse analysis method to estimate the local tensile properties of heterogeneous materials from nano-indentation data[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2017, 123: 162-176.
- [19] DAO M, CHOLLACOOPE N, VAN VLIET K J, et al. Computational modeling of the forward and reverse problems in instrumented sharp indentation[J]. Acta Materialia, 2001, 49(19): 3899-3918.
- [20] YUAN Zhanwei, WANG Chunwei, LI Fuguo, et al. Investigation on behavior of elastoplastic deformation for Ti-48Al-2Cr-2Nb alloy by micro-indentation and FEM-reverse algorithm[J]. Advanced Engineering Materials, 2017, 19(8): 1700097.
- [21] KANG J J, BECKER A A, SUN W. A combined dimensional analysis and optimization approach for determining elastic-plastic properties from indentation tests[J]. Journal of Strain Analysis for Engineering Design, 2011, 46(8): 749-759.
- [22] FISCHER-CRIPPS A C. Nanoindentation[M]. 3rd ed. New York: Springer, 2004.
- [23] LI Yinyin, JIANG Wei. Multiscale finite element based trans-scale calculation method for polycrystalline materials[J]. Materials Research Express, 2019, 6(3): 036507.
- [24] PEIRCE D, ASARO R J, NEEDLEMAN A. Material rate dependence and localized deformation in crystalline solids[J]. Acta Metallurgica, 1983, 31(12): 1951-1976.
- [25] YAO W Z, KRILL C E, ALBINSKI B, et al. Plastic material parameters and plastic anisotropy of tungsten single crystal: A spherical micro-indentation study[J]. Journal of Materials Science, 2014, 49(10): 3705-3715.
- [26] 何广进, 李文珍. 纳米颗粒分布对镁基复合材料强化机制的影响[J]. 复合材料学报, 2013, 30(2): 105-110.
- HE Guangjin, LI Wenzhen. Influence of nano particle distribution on the strengthening mechanisms of magnesium matrix composites[J]. Acta Materialiae Compositae Sinica, 2013, 30(2): 105-110.

作者简介: 李银银, 男, 1989 年出生, 博士研究生。主要研究方向为机械结构强度与失效。

E-mail: liyyhbsy@163.com

蒋玮(通信作者), 女, 1966 年出生, 博士, 教授, 博士研究生导师。主要研究方向为计算机辅助设计、制造及工程分析(CAD/CAM/CAE)、机械结构强度与失效。

E-mail: jiangwei@dlut.edu.cn