

文章编号:1673-9469(2025)02-0094-07

DOI:10.3969/j.issn.1673-9469.2025.02.013

选区激光熔化成形 GH3536 拉伸力学性能分析

吴明春,张 镨,郑百林*

(同济大学 航空航天与力学学院,上海 200092)

摘要: 采用选区激光熔化技术成形了 GH3536 合金拉伸样件,测试了不同成形角度下的拉伸力学性能差异。水平方向成形件进行热等静压处理(1 175 °C,160 MPa,1 h 炉冷)后,对比未进行处理的试样(沉积态试样),分析了处理后材料性能变化的原因。采用晶体塑性有限元法对 GH3536 合金晶体取向随机分布时的拉伸曲线进行计算,结合 VRH 平均化方法对弹性模量的估算结果,发现热等静压处理后的材料性能接近各向同性。

关键词: 选区激光熔化;GH3536;拉伸力学性能;晶体塑性

中图分类号: TG333.17

文献标识码: A

Analysis of Tensile Mechanical Property of GH3536 Alloy Fabricated by Selective Laser Melting

WU Mingchun, ZHANG Kai, ZHENG Bailin*

(School of Aerospace Engineering and Applied Mechanics, Tongji University, Shanghai 200092, China)

Abstract: Utilizing Selective Laser Melting (SLM) technology, the GH3536 alloy specimens for tensile tests were fabricated by selective laser melting technology. The differences in tensile mechanical properties under different forming angles were tested. After the horizontal formed specimens were subjected to hot isostatic pressing treatment (1 175 °C, 160 MPa, and 1 h furnace cooling), the specimens without treatment (i. e., deposited state specimens) were compared. The reasons for the changes in material properties after the treatment were analyzed. The tensile curves of GH3536 alloy with randomly distributed crystal orientations were calculated by the crystal plasticity finite element method. Combined with the VRH averaging method for the estimation results of elastic modulus, it was found that the material properties after hot isostatic pressing treatment were close to isotropic.

Key words: selective laser melting; GH3536; tensile mechanical property; crystal plasticity

GH3536 合金是一种面心立方镍基高温合金,该合金在高温环境下力学性能优异,且具备良好的可焊性,被广泛应用于航空发动机热端部件中^[1-2]。随着航空发动机部件功能性需求的提升,热端散热结构、流道结构越来越复杂,传统制造工艺已经无法满足成形需求^[3]。增材制造(Additive Manufacturing, AM)技术得益于制造周期短、可成形任意复杂结构的优势,近年来在航空航天、汽车、医疗等领域快速发展^[4]。选区激光熔化(Selective Laser Melting, SLM)技术是 AM 技术的一

种,该技术以三维 CAD 模型为基础,通过高能激光束逐层熔化金属粉末,成形致密度高、力学性能优良,可用于各类高温合金的成形制造^[5]。美国通用电气公司于 2012 年采用 SLM 技术加工 GH3536 合金并成功制造出了新型的 LEAP 发动机燃油喷嘴,此后 SLM 技术在高温合金领域的应用逐年增加,在燃油喷嘴和发动机机匣等航空构件的制造过程中发挥着重要作用^[6-7]。

AM 技术逐层成形的特点使得该工艺具有传统制造工艺不具备的优势,但它也往往会导致成

收稿日期:2024-03-06

基金项目:上海市教育委员会联合创新计划资助项目(AR963);国家自然科学基金资助项目(12372173)

第一作者:吴明春(1996—),男,河南泌阳人,博士研究生,研究方向:金属增材制造的力学性能表征。

* 通信作者:郑百林(1966—),男,上海人,博士,教授,研究方向:航空发动机适航技术。

形试样产生明显的各向异性,影响成形件在复杂工况下的使用性能^[8]。通常为了消除 SLM 工艺带来的缺陷和孔隙,会对成形件进行热等静压(Hot Isostatic Pressing, HIP)处理,经过 HIP 处理后,沉积态材料中的柱状晶向等轴晶转变,同时晶粒平均尺寸有一定程度增大,晶粒取向偏向随机分布,这有效降低了材料成形后的各向异性^[7]。常逢春^[9]通过观察 HIP 处理后材料的极图和反极图,发现微观组织的取向特征并不明显,说明 HIP 消除了沉积态材料中的大部分各向异性。张梓涵^[10]研究了 HIP 处理和热处理对 GH3536 合金抗拉强度和延伸率的影响,发现处理后合金的综合性能显著提升。金属增材制造技术产生的独特微观结构与传统工艺差异明显,因此,传统的基于均匀各向同性的力学分析方法往往不能准确地描述其响应过程,晶体塑性有限元法(Crystal Plasticity Finite Element Method, CPFEM)综合考虑了材料的微观结构和宏观性能,扩展了金属增材制造成形性能的分析手段^[11]。周胜等^[12]基于 CPFEM 分析了带有晶粒尺寸梯度的镍基合金的强度和延展性。孔令宇等^[13]采用 CPFEM 研究了不同晶体取向和加载应变下的镍基单晶高温合金在高温环境下的拉伸性能。徐怀忠^[14]通过 CPFEM 研究了 TC4 合金材料的微观组织对其静、动态力学性能的影响。

目前已经有不少学者研究了热处理对材料性能的影响,以及 CPFEM 应用于材料性能分析时的准确性。但是 CPFEM 要考虑晶体层面的响应,能够分析的结构尺寸有限,而且计算量巨大,通常只能对代表性体积单元(Representative Volume Element, RVE)进行分析,这对于结构设计来讲缺乏经

济性及可行性。考虑到 HIP 处理后材料各向异性的减弱甚至消除,本研究通过试验验证 HIP 处理前后材料性能的变化,并对比 CPFEM 和传统力学分析方法的仿真结果,探究传统力学分析方法在金属增材制造领域的适用程度,为结构设计提供参考。

1 试验

1.1 试验材料及方法

试验材料为瑞典赫格纳斯生产的气雾化 GH3536 球形粉末,粉末粒度为 15~45 μm,粒度分布近似符合对数正态分布,测得粉末化学成分质量分数占比前十的元素如表 1 所示。

试件由德国 EOS M290 设备完成打印,试验设置的主要工艺参数为激光功率 285 W,扫描速度 960 mm/s,扫描间距 0.11 mm,铺粉厚度 40 μm,成形仓预热温度 80 °C。基板采用 304L 不锈钢,扫描策略为层间 67° 旋转。试件设计为 3 组成形方向(如图 1 所示,其中 P2H 表示水平方向成形件,P2S 表示倾斜 45° 成形件,P2V 表示竖直方向成形件),材料成形后,对部分水平方向的试样进行 HIP 处理。

成形的试样经过表面机加工去除多余材料后,采用 Zwick/Roell Z400E 电子万能试验机进行拉伸性能测试,试验标准参照《金属材料拉伸试验第一部分:室温试验方法》(GB/T 228.1—2021)来执行,加载速度为 5 mm/min,直至试样断裂,试样伸长量通过位移引伸计记录。测试后部分沉积态试样的断裂情况如图 2 所示。

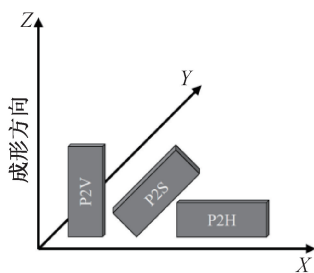
表 1 GH3536 合金化学成分(质量分数前十)

(单位:%)

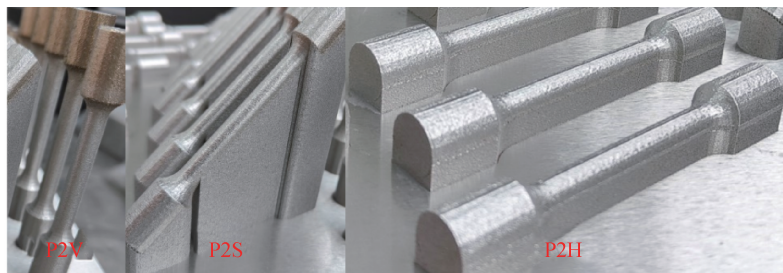
Tab. 1 Chemical composition of GH3536 alloy (top ten by mass fraction)

(unit: %)

Ni	Cr	Fe	Mo	Co	W	Si	Al	C	Ti
49.99	21.92	18.6	8.49	1.53	0.64	0.15	0.08	0.04	0.03



(a) 试样成形角度示意图



(b) 实际成形效果

图 1 试样成形说明

Fig. 1 Sample forming instruction

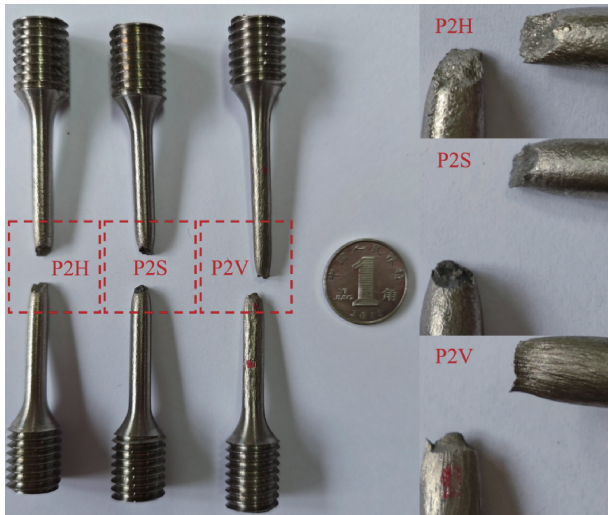


图2 试样拉伸断裂图(沉积态)

Fig. 2 Diagram of sample tensile fracture (as-deposited state)

1.2 试验结果分析

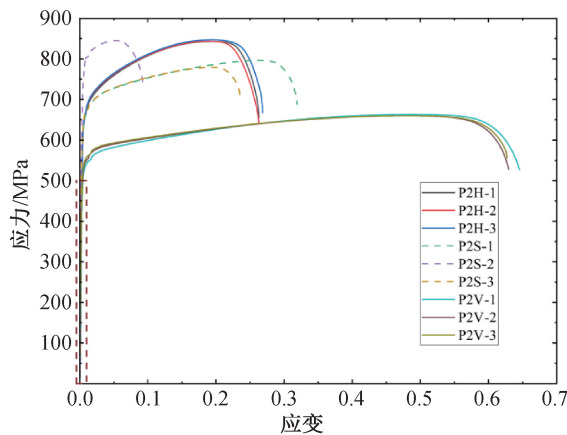
从图2可以看出,P2H和P2S拉伸试样断口处呈现出近30°~45°的斜角,而且有韧窝,说明试样破坏既有拉伸作用也有剪切作用,为混合型断裂

模式,而P2V拉伸试样断裂后伸长量更大,有明显的颈缩,接近纯拉伸破坏。3组试样对应着不同的破坏模式,这表明随着加载方向的改变,材料的力学性能发生了较大的改变,即产生了各向异性特征。

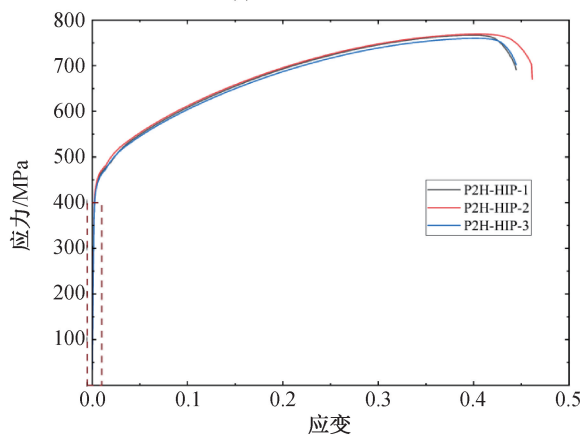
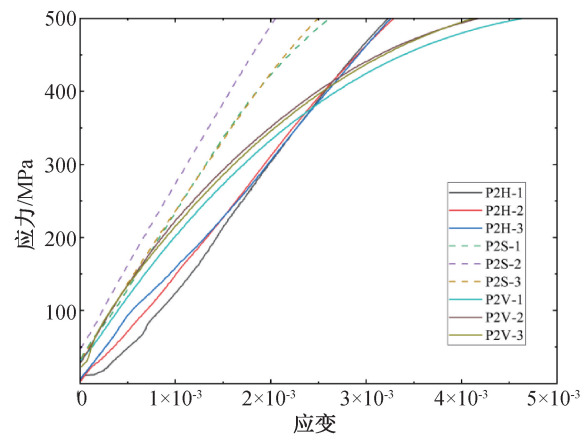
测得3组不同方向沉积态试样的应力-应变曲线,如图3(a)所示,经过HIP处理后的水平方向试样的应力-应变曲线如图3(b)所示。

由于材料没有表现出明显的屈服平台,根据材料弹性段的表现,沉积态材料应变为0.0025时对应的割线模量记为弹性模量,应变为0.002时对应的应力记为屈服强度;HIP处理后的材料应变为0.0015时对应的割线模量记为弹性模量,应变为0.002时对应的应力记为屈服强度,材料拉伸曲线上的最大应力记为抗拉强度,断裂时的应变记为断裂延伸率。对每组测量值取平均值得到结果如表2所示。

从图3(a)的应力-应变曲线以及表2中的具体指标可以看出:水平方向成形试样相比竖直方向的试样具有较高的屈服强度,而延展性较低。



(a) 3组不同成形方向沉积态试样(右侧曲线为左侧虚线框中曲线的放大图)



(b) HIP处理后的水平方向试样(右侧曲线为左侧虚线框中曲线的放大图)

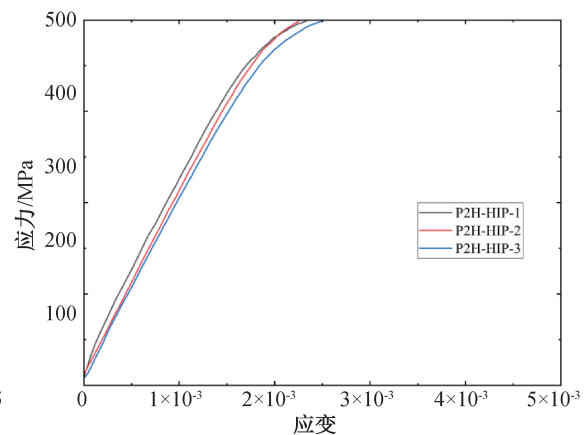


图3 试样拉伸应力-应变曲线

Fig. 3 Tensile stress-strain curve of samples

表 2 测试样件关键力学指标平均值
Tab. 2 Average values for key mechanical indicators of samples

试样 编组	弹性 模量/GPa	屈服 强度/MPa	抗拉 强度/MPa	断裂 延伸率
P2H	155	307	845	0.265
P2S	197	423	787	0.277
P2V	157	343	661	0.634
P2H-HIP	188	376	765	0.450

注: P2S 试样取平均值时并未考虑明显离群的 P2S-AB-2。

图 3(a) 中 45° 方向成形试样的应力-应变曲线表现出了较高的离散性, 这表明随着成形角度的变化, 力学性能并非线性变化, 而是呈现出较高的非线性特征。从应力-应变曲线起始段的放大图可以看出 3 组试样的模量也并非保持恒定的大小关系, 虽然表 2 结果表明水平方向试样与竖直方向试样的弹性模量差异不大, 但是两者的拉伸曲线在形态上却具有明显差异, 这可能与不同方向上的微观组织特征差异以及晶体滑移机制有关。3 组试样的拉伸性能差异也表现出沉积态材料在不同成形方向上的各向异性, 主要体现为屈服强度和延展性的差异以及弹性模量的变化。图 3(b) 中 HIP 处理后的试样拉伸曲线相比沉积态试样表现为较低的屈服强度和较高的延展性, 而且在拉伸变形的初始阶段具有较高的线性度, 弹性性能稳定。

2 理论计算

GH3536 合金是一种面心立方晶体材料, 属于立方晶系, 只有 3 个弹性常数, 其应力-应变关系可以表示为^[15]

$$\begin{bmatrix} \sigma_{11} \\ \sigma_{22} \\ \sigma_{33} \\ \sigma_{23} \\ \sigma_{13} \\ \sigma_{12} \end{bmatrix} = \begin{bmatrix} C_{11} & C_{12} & C_{12} & & & \\ C_{12} & C_{11} & C_{12} & & & \\ C_{12} & C_{12} & C_{11} & & & \\ & & & C_{44} & & \\ & & & & C_{44} & \\ & & & & & C_{44} \end{bmatrix} \begin{bmatrix} \varepsilon_{11} \\ \varepsilon_{22} \\ \varepsilon_{33} \\ 2\varepsilon_{23} \\ 2\varepsilon_{13} \\ 2\varepsilon_{12} \end{bmatrix} \quad (1)$$

式中, σ_{ij} 表示晶体材料的应力, MPa; ε_{ij} 表示晶体材料的应变; C_{11} 、 C_{12} 、 C_{44} 为独立的弹性常数, 取值分别为 230.40、156.12、121.77 GPa^[16]。

根据 Voigt-Reuss-Hill (VRH) 近似模型^[17-18], 立方晶系可以由以下公式得到各向同性的弹性模量和泊松比:

$$E = \frac{9BG}{3B + G} \quad (2)$$

$$\nu = \frac{3B - 2G}{2(3B + G)} \quad (3)$$

式中, E 为弹性模量, GPa; ν 为泊松比; B 为体积模量, GPa; G 为剪切模量, GPa。

Voigt 平均:

$$G_V = \frac{1}{5} [(C_{11} - C_{12}) + 3C_{44}] \quad (4)$$

$$B_V = \frac{1}{3} (C_{11} + 2C_{12}) \quad (5)$$

Reuss 平均:

$$G_R = \frac{5C_{44}(C_{11} - C_{12})}{3(C_{11} - C_{12}) + 4C_{44}} \quad (6)$$

$$B_R = \frac{1}{3} (C_{11} + 2C_{12}) \quad (7)$$

Hill 平均:

$$G = \frac{1}{2} (G_V + G_R) \quad (8)$$

$$B = \frac{1}{2} (B_V + B_R) \quad (9)$$

代入晶体弹性常数可得 $E = 193.17$ GPa, $\nu = 0.27$ 。

对图 3(b) 中应力-应变曲线初始弹性段拟合可得 3 条曲线的斜率, 对应试样的弹性模量为 193、199、181 GPa, 平均结果为 191 GPa, 与 VRH 方法估算得到的弹性模量误差约为 1.2%。对比可知, 经过 HIP 处理后的材料, 其力学特征接近理论上的各向同性值, 在一定程度上可以认为是各向同性的。

3 仿真验证

为了分析沉积态材料的各向异性, 以及 HIP 处理后材料各向异性减弱的原因, 本文分别建立多晶 RVE 模型以及单晶 RVE 模型进行晶体塑性有限元仿真。

3.1 多晶 RVE 模型

考虑到 HIP 处理后材料内部的晶体指向趋于随机, 因此, 在多晶 RVE 模型建模中假设: (1) 材料由单一相组成; (2) 微观上晶粒指向随机分布; (3) 不考虑晶界对材料性能的影响; (4) 不考虑材料的力学损伤。在 ABAQUS 软件中生成边长为 1 mm 的立方体, 并划分为边长 0.1 mm 的六面体网格, 单元类型设置为 C3D20R。在有限元网格基础上, 通过体素法对不同单元集合分配不同的材料指向来实现晶体划分, 共划分为 100 个晶粒, 每个晶粒的局部材料坐标系随机分布, 如图 4(a) 所

示(不同颜色代表不同晶粒)。

晶体塑性有限元计算采用 Huang^[19]的子程序实现,材料的硬化模型参数通过拟合得到。晶体塑性理论建立过程的描述及晶体塑性参数参考 Pilgar 等^[16]的研究,其中,饱和屈服应力 τ_s 、初始硬化模量 h_0 和相对初始临界剪切应力 τ_0 的关系并未采用原文献中的关系。根据王姝予等^[20]估算高熵合金 τ_0 的方法,取图 3(b) 中线性段结束点,即应变为 0.002 处应力值作为屈服强度值,约为 380 MPa,本研究中多晶 RVE 模型 Taylor 因子约为 2.6,材料的屈服强度除以 Taylor 因子可以得到临界剪切应力 τ_0 ,即 146 MPa。结合何宽^[21]对面心立方晶体材料塑性参数确定过程的研究,可以快速实现与试验曲线的参数拟合,拟合结果如表 3 所示。

表 3 GH3536 晶体塑性参数^[16]

Tab. 3 Crystal plastic parameters of GH3536

率敏感指数 m	参考应变率 $\dot{\gamma}_0 / s^{-1}$	临界剪切应力 τ_0 / MPa	饱和屈服应力 τ_s / MPa	初始硬化模量 h_0 / MPa
0.017	2.42×10^{-3}	τ_0	$1.75\tau_0$	$2.65\tau_0$

拉伸仿真采取对称面位移加载的方式。如,在多晶 RVE 模型 X 法向的 2 个外表面分别施加参考点约束,将 YOZ 面外自由度耦合到 RP-1、RP-2,见图 4(b);如图 4(c)所示,RP-2 设置为固定边界条件,RP-1 设置为 0.3 mm 的位移,对应于 0.3 的应变。多晶 RVE 模型拉伸后的变形情况如图 4(d)所示,提取拉伸过程中加载面上的平均应力-应变结果并与图 3(b)中的试验曲线进行对比,结果见图 5。仿真得到的应力-应变曲线可以和试验曲线较好地吻合在一起,这说明晶粒随机指向的多晶 RVE 模型可以反映 HIP 处理后材料的拉伸性能,这也从另一个角度证明了 HIP 处理后的结果偏向于各向同性。

同样地,对线弹性段拟合可以得到多晶 RVE 模型仿真的弹性模量为 208 GPa,而试验结果对应的模量为 191 GPa,仿真结果与试验值相差约 8.9%。差异较大的原因可能是仿真计算时施加在 2 个加载面的对称约束限制了面外位移,从而提高了模型刚度,导致应力响应过大。

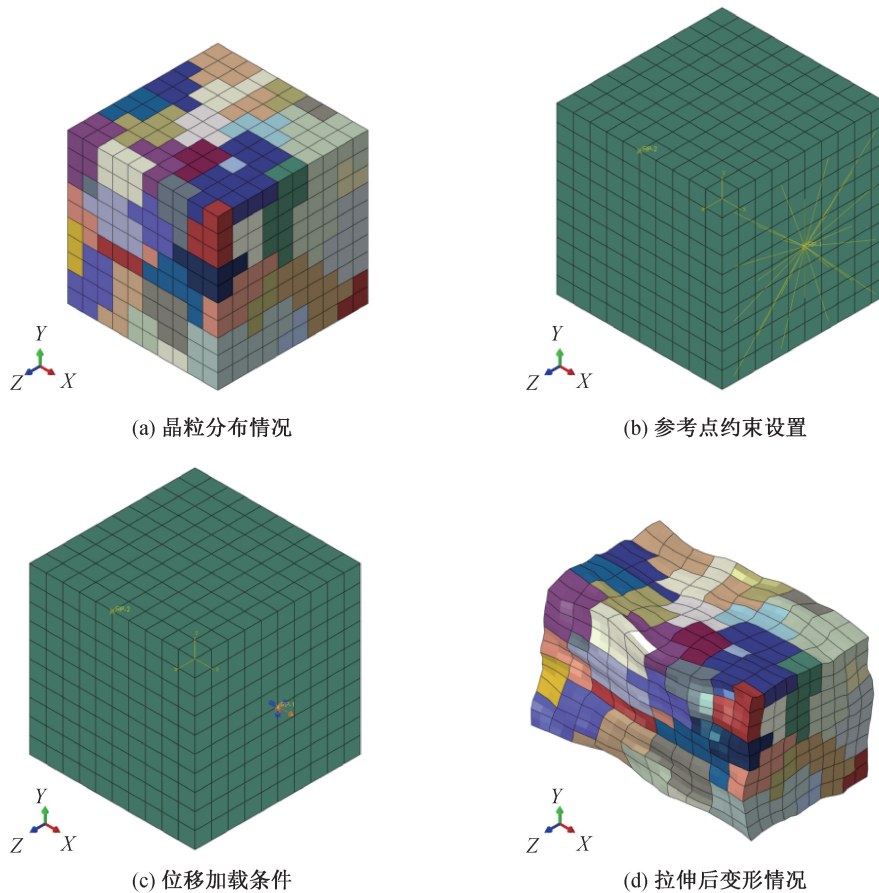


图 4 GH3536 多晶仿真模型

Fig. 4 Polycrystalline simulation model of GH3536

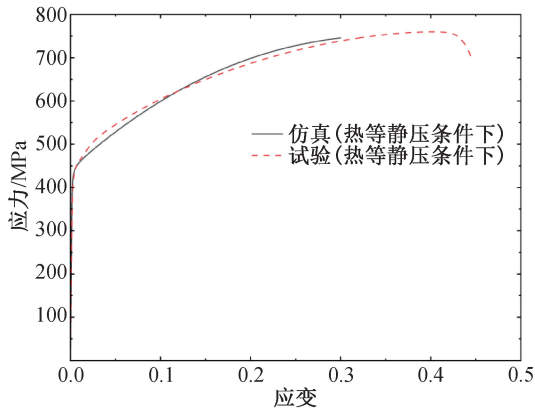


图 5 多晶模型仿真应力-应变曲线与试验曲线对比结果
Fig. 5 Comparison between simulated stress-strain curves obtained from polycrystalline models and experimental curves

3.2 单晶 RVE 模型

根据相关学者^[4]的研究可知,SLM 成形的材料会产生特殊的晶体偏向,为了分析这种偏向对力学性能的影响,从单晶模型的角度,分析材料在不同加载方向时的响应特点。单晶模型的 RVE 尺寸与多晶模型相同,均设置为 1 mm,网格划分为 0.1 mm 的六面体,网格类型设置为 C3D20R,不再

为单元分配局部材料坐标系。

由于立方晶系有 3 个独立的弹性常数,因此,取 3 个常见的晶面进行加载分析,晶面指数分别取 $\{111\}$ 、 $\{110\}$ 和 $\{100\}$ 。晶面指向以及加载单元截取方式如图 6(a)~(c)所示,外部立方体为全局坐标系下的材料块,内部小立方体为带有平行所需加载晶面特征的裁剪立方体。仿真时通过参考点约束加载面的法向位移(与多晶模型相同),并在活动端施加 0.5 mm 的位移,对应于 0.5 的应变,如图 6(d)所示。

仿真结果如图 7 所示。从晶体角度来看,不同加载方向对应着不同的施密特因子,在变形过程中会激发不同的滑移系,从而导致变形模式的差异。仿真结果表明 $\{111\}$ 晶面受拉时会产生扭转, $\{110\}$ 晶面受拉时垂向会产生不同的收缩效果,而 $\{100\}$ 晶面受拉时则接近均匀变形。

提取参考点的位移和反力并转换为晶体的平均应力-应变关系,见图 8,在初始加载阶段,材料呈现出良好的线弹性,但是 3 组晶面的弹性模量差异较大,其中 $E_{\{111\}} = 171 \text{ GPa}$, $E_{\{110\}} = 132 \text{ GPa}$, $E_{\{100\}} = 104 \text{ GPa}$,这与不同方向上激活的滑移系数数量相关。

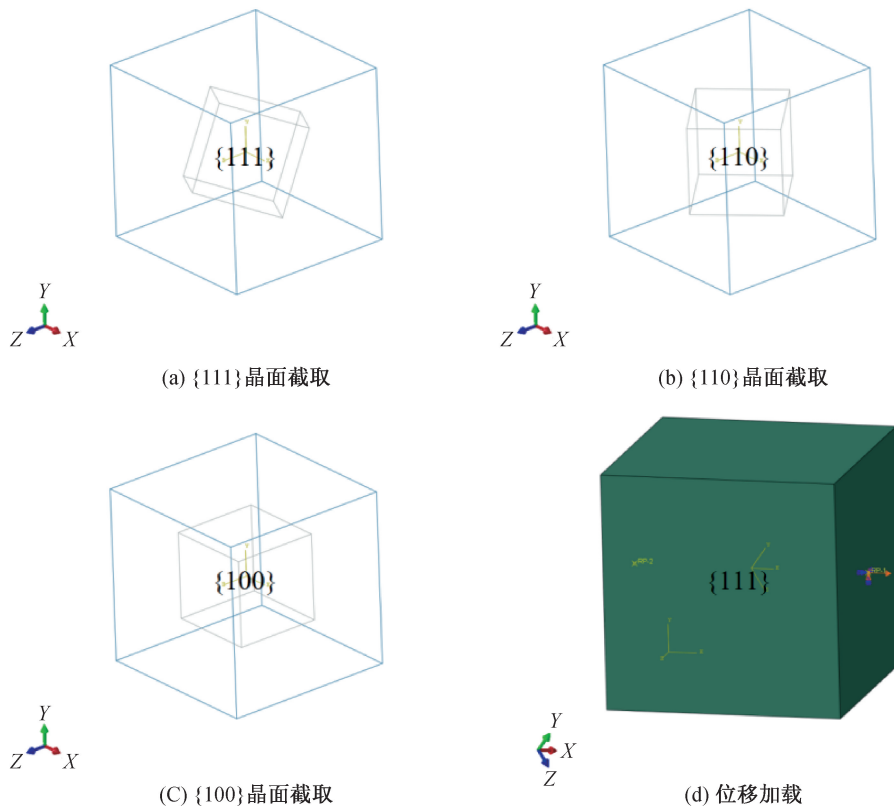


图 6 不同晶面加载单元截取方式和位移加载方式

Fig. 6 Different loading unit interception methods and displacement loading methods for different crystal planes

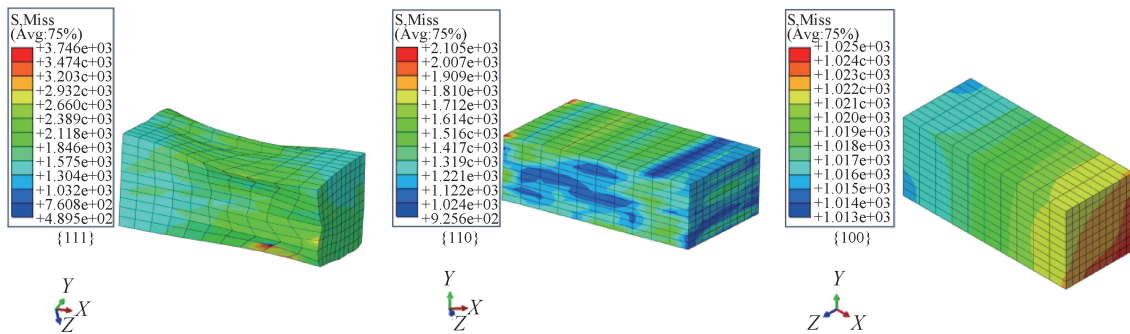


图7 不同晶面加载方式变形结果

Fig. 7 Deformation results of different crystal plane loading methods

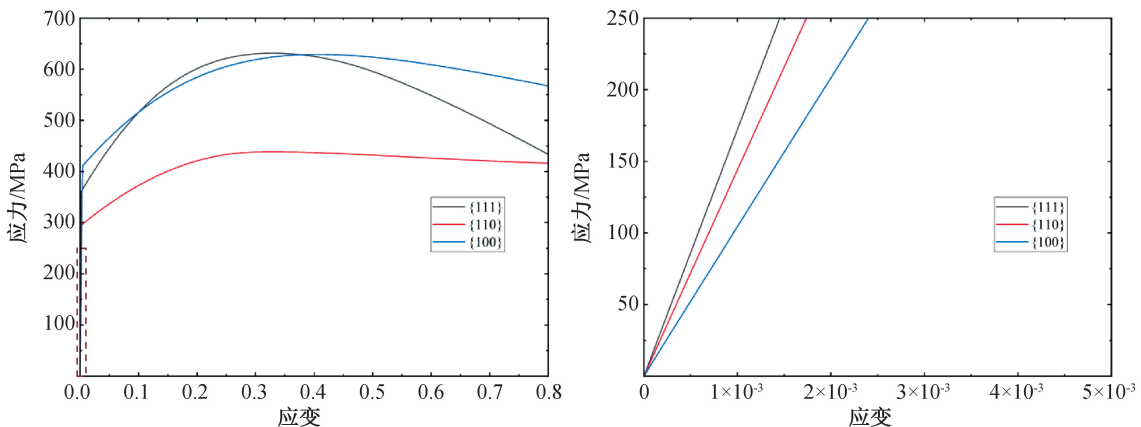


图8 GH3536单晶模型不同晶面拉伸曲线(右侧曲线为左侧虚线框中曲线的放大图)

Fig. 8 Tensile curves of different crystal planes of the GH3536 single crystal model

(the curve on the right is the enlarged view of the area enclosed by the dashed line on the left)

根据白洁等^[4]的研究,沉积态时横截面晶粒主要为 $\{111\}$ 和 $\{001\}$ 晶面,而热处理后则主要为 $\{110\}$ 晶面,这对应于仿真结果中 $\{110\}$ 晶面加载时屈服点的下移,而在试验结果中,HIP处理后的试样屈服强度也是降低的,仿真和试验得到了一致的结论。综合单晶RVE模型和多晶RVE模型的仿真结果,由于不同晶面在受载时变形情况不同,表现出的轴向刚度也不同,这表明多晶材料在变形过程中必然要在晶界处发生变形协调和应力集中,而整体的变形特征取决于不同晶体指向的占比。

4 结论

1) 沉积态材料具有明显的各向异性,通过热等静压处理虽然降低了屈服强度,但是从延展性以及内部缺陷等方面综合考虑,材料综合性能得到了提升,而且各向异性基本消除。

2) 晶体塑性有限元方法在分析晶体随机指向的多晶材料时,对应于热等静压处理后的材料,仿真分析结果与试验结果贴合度更高,而且从单晶

角度可以解释沉积态材料各向异性的原因。

3) 对比材料拉伸试验曲线以及晶体塑性有限元仿真结果可以发现,材料基本符合简单塑性硬化模型。由于沉积态材料的各向异性,各向同性的力学模型无法描述其力学特征,但是热等静压处理后的材料可以考虑采用各向同性力学模型进行描述。

4) 热等静压处理后的材料性能与VRH方法估算的结果基本一致,这说明通过建立标准的热等静压处理工艺,材料性能的稳定是可以保证的。

参考文献:

- [1] ROWLEY M A, THORNTON E A. Constitutive modeling of the visco-plastic response of Hastelloy-X and aluminum alloy 8009 [J]. Journal of Engineering Materials and Technology, 1996, 118(1): 19-27.
- [2] 刘浩,王心美,刘大顺,等. 缺口对GH3536镍基高温合金蠕变性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(10): 2473-2478.

(下转第112页)

- ces,2016,1369(1):172-194.
- [19] GOODFELLOW I. Deep learning[M]. Cambridge:MIT Press,2016:196.
- [20] GARETH J,DANIELA W,TREVOR H,et al. An introduction to statistical learning: With applications in R[M]. New York:Springer,2013.
- (责任编辑 张爱丽)
-
- (上接第 100 页)
- [3] 计震,楚瑞坤,陈志茹,等. 激光选区熔化 GH3536 高温合金的成形工艺及组织性能[J]. 金属热处理,2020,45(11):205-210.
- [4] 白洁,马瑞,王亚军,等. 热处理对选区激光熔化制备 GH3536 镍基高温合金组织性能的影响研究[J]. 河北工程大学学报(自然科学版),2023,40(3):106-112.
- [5] 赵志国,柏林,李黎,等. 激光选区熔化成形技术的发展现状及研究进展[J]. 航空制造技术,2014(19):46-49.
- [6] 刘晓娟. 高温合金薄壁机匣焊接应力变形控制及加工工艺优化[D]. 哈尔滨:哈尔滨工业大学,2018.
- [7] 林可欣,刘秀国,龚宝明,等. 热等静压处理对选区激光熔化 GH3536 微观结构及拉伸性能的影响[J]. 中国激光,2023,50(4):49-58.
- [8] 闵师领,侯娟,张恺,等. 激光粉末床技术制造 GH3536 合金研究现状[J]. 激光与光电子学进展,2021,58(17):106-117.
- [9] 常逢春. 后处理对选区激光熔化 GH3536 合金微观组织和力学性能的影响[D]. 西安:长安大学,2022.
- [10] 张梓涵. 基于 SLM 工艺制备的 GH3536 高温合金拉伸性能及损伤机理研究[D]. 西安:长安大学,2023.
- [11] 冯振宇,张宏宇,马佳威,等. 晶体塑性有限元方法在增材制造金属材料力学性能研究中的应用[J]. 材料导报,2024,38(1):181-190.
- [12] 周胜,曾鑫,黄文科,等. 考虑第二相粒子的晶粒尺寸梯度镍基合金晶体塑性有限元分析[J]. 机电工程技术,2024,53(3):1-8.
- [13] 孔令宇,武建国,武雷刚,等. 基于晶体塑性的镍基单晶合金横向高温力学性能研究[J]. 特种铸造及有色合金,2021,41(9):1097-1102.
- [14] 徐怀忠. 激光增材制造钛合金的静/动态力学性能及组织演化多尺度研究[D]. 宁波:宁波大学,2023.
- [15] ASARO R, LUBARDA V. Mechanics of solids and materials[M]. New York:Cambridge University Press,2006.
- [16] PILGAR C M, FERNANDEZ A M, LUCARINI S, et al. Effect of printing direction and thickness on the mechanical behavior of SLM fabricated Hastelloy-X[J]. International Journal of Plasticity,2022,153:103250.
- [17] HILL R. The elastic behaviour of a crystalline aggregate[J]. Proceedings of the Physical Society. Section A, 1952,65(5):349.
- [18] HOU Z F. Elastic properties and electronic structures of antiperovskite-type InNiCo_3 and InNi_3 [J]. Solid State Communications,2010,150(39):1874-1879.
- [19] HUANG Y. A user-material subroutine incorporating single crystal plasticity in the ABAQUS finite element program[D]. Massachusetts:Harvard University,1991.
- [20] 王姝予,宋世杰,陆晓翀,等. CrMnFeCoNi 高熵合金拉伸断裂的晶体塑性有限元模拟[J]. 机械工程学报,2021,57(22):43-51.
- [21] 何宽. 基于 BP 神经网络的晶体塑性本构参数预测方法研究[D]. 秦皇岛:燕山大学,2023.
- (责任编辑 张爱丽)