

引用格式: 刘涛, 李思悦, 雷经发, 等. 激光熔覆 Inconel 625 合金动态剪切响应及微观组织演变[J]. 航空材料学报, 2025, 45(2): 28-36.

LIU Tao, LI Siyue, LEI Jingfa, et al. Dynamic shear response and microstructural evolution of laser-cladding Inconel 625 alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2025, 45(2): 28-36.

激光熔覆 Inconel 625 合金动态剪切响应 及微观组织演变

刘 涛^{1,2*}, 李思悦¹, 雷经发^{1,2}, 王 璐^{1,2}, 沈朝阳¹

(1. 安徽建筑大学 机械与电气工程学院, 合肥 230601; 2. 工程机械智能制造安徽省教育厅重点实验室, 合肥 230601)

摘要: 开展激光熔覆 Inconel 625 (IN625) 合金动态剪切力学特性及微观结构演化规律的研究, 可以为材料力学性能优化提供理论指导。采用分离式霍普金森压杆 (SHPB) 对激光熔覆 IN625 合金开展不同环境温度 (20、600、800 °C 和 1000 °C) 和加载应变率 (40000、60000 s⁻¹ 和 80000 s⁻¹) 下动态剪切实验, 获得动态剪切应力-应变关系。结合扫描电镜 (SEM) 和电子背散射衍射 (EBSD) 对加载前后材料的微观形貌和晶体结构进行表征。结果表明: 激光熔覆 IN625 合金应变率强化效应和温度软化效应显著, 高温下温度软化效应主导材料力学行为。相比于未加载试样, 常温动态剪切实验使材料呈现明显的剪切织构, 位错密度升高, 平均晶粒尺寸减小, 小角度晶界占比由 29% 增至 85%。与常温加载相比, 高温动态剪切实验使材料晶体择优取向强度和位错密度均降低, 平均晶粒尺寸进一步减小, 小角度晶界占比由 85% 降至 73.5%。

关键词: 激光熔覆; IN625 合金; 动态剪切; 微观组织

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2024.000140

中图分类号: V252.2; O347.3

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2025)02-0028-09

Dynamic shear response and microstructural evolution of laser-cladding Inconel 625 alloy

LIU Tao^{1,2*}, LI Siyue¹, LEI Jingfa^{1,2}, WANG Lu^{1,2}, SHEN Zhaoyang¹

(1. School of Mechanical and Electrical Engineering, Anhui Jianzhu University, Hefei 230601, China; 2. Anhui Education Department Key Laboratory of Intelligent Manufacturing of Construction Machinery, Hefei 230601, China)

Abstract: It provides theoretical guidance for the optimization of mechanical properties to research the dynamic shear mechanical properties and microstructural evolution law of laser-cladding Inconel 625 (IN625) alloy. A series of dynamic shear experiments are conducted using the split Hopkinson pressure bar (SHPB) at varying ambient temperatures (20, 600, 800 °C and 1000 °C) and strain rates (40000, 60000 s⁻¹ and 80000 s⁻¹). These experiments aim to establish the dynamic shear stress-strain relationship. Pre- and post-loading morphologies and crystal structures of the alloy are characterized using scanning electron microscopy (SEM) and electron backscatter diffraction (EBSD). The results show that both the strain rate strengthening effect and temperature softening effect are pronounced in laser-cladding IN625 alloy, with temperature softening effect predominantly influencing its mechanical behavior at elevated temperatures. Compared to the unloaded sample, the dynamic shear test at room temperature lead to the development of a prominent shear texture, with an increase in dislocation density and a decrease in average grain size. Specially, the proportion of small-angle grain boundaries increases from 29% to 85%. Conversely, high-temperature dynamic shear experiments, compared to room temperature loading, weaken the preferred orientation and reduce the dislocation density of the crystals. These high-temperature conditions further decrease the average grain size and lower the proportion of small-angle grain boundaries from 85% to 73.5%.

Key words: laser cladding; IN625 alloy; dynamic shear; microstructure

Inconel 625(IN625)合金是一种典型的固溶强化镍基高温合金,高温下具有良好的力学性能和耐腐蚀性能^[1-2],广泛用于燃气轮机和航空发动机热端部件。激光熔覆具有热影响区小、组织致密、稀释率低等优点,工程中常通过表面激光熔覆实现镍基合金构件的尺寸恢复与性能提升^[3-5]。然而,激光熔覆镍基合金服役环境苛刻并常承受冲击载荷作用,发生动态损伤与失效的风险较高。相比于动态压缩或拉伸载荷,动态剪切过程加载应变率更高,对于材料或结构的破坏强度更大,是冲击损伤的主导因素。因此,了解激光熔覆 IN625 合金高温动态剪切行为对于提升材料的抗冲击性能和合金构件的稳定性意义重大。

在增材制造 IN625 合金力学性能和微观组织研究方面,国内外学者采用激光粉末床熔融(LPBF)、激光熔融沉积(LMD)、等离子熔覆等增材制造方法制备 IN625 合金,研究再结晶退火、固溶退火等多种热处理工艺对材料组织和准静态力学性能的影响^[6-7]。Nguejio 等^[8]利用扫描电镜(SEM)、电子背散射衍射(EBSD)等微观结构表征手段,对 LPBF 和 LMD 工艺制备的 IN625 合金表面微观形貌、晶粒取向、晶界分布等进行分析,揭示了不均匀柱状枝晶的生成机制并描述了晶粒取向特性。激光增材制备 IN625 合金过程中,由于快速冷却和外延生长导致合金内部产生平行于材料沉积方向的强织构细枝晶,通过热处理可使晶粒尺寸增大,位错密度和残余应力降低^[9-10]。上述研究表明,激光增材制造可以获得更为均匀细小的晶粒,在相同条件下,激光增材 IN625 合金屈服强度和抗拉强度均优于铸造 IN625 合金^[11]。此外,由于

这两种 IN625 合金晶界中沉淀相和碳化物的差异,激光增材 IN625 合金疲劳强度也显著高于铸造合金^[12]。为进一步了解温度和应变率对高温合金力学性能的影响,近年来,多项研究结合 GH5188、 $\text{Ti}_{0.5}\text{Zr}_{1.5}\text{NbTa}_{0.5}\text{Sn}_{0.2}$ 、CrMnFeCoNi 等合金材料的动态力学性能测试,验证了材料对温度和应变率敏感性,揭示了高温和高应变率耦合作用下位错与孪晶界特征及其损伤机制^[13-15]。

综上所述,研究增材制造 IN625 合金静动态力学行为及其微观组织演化规律,可为材料力学性能优化提供指导,然而对于高温高速冲击下的激光熔覆 IN625 合金,力学性能和微观结构受温度和应变率耦合作用,材料动态剪切响应及微观组织演变规律仍不明确,这也限制了合金在能源和航空领域的推广应用。本工作制备了激光熔覆 IN625 合金,开展高温动态剪切力学性能测试和动态剪切响应分析,揭示动态剪切变形过程材料微观组织演化规律,为合金构件的抗冲击性能优化及微观结构调控提供基础数据和方法支撑。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

本工作选取气雾化成型 IN625 高温合金粉末在轧制 IN625 合金基板上进行激光熔覆。粉末形貌如图 1(a)所示,粉末颗粒呈球形,表面较光滑。使用激光粒度分析仪(型号为 Mastersizer 3000)测量粉末粒径,测试前对粉末进行超声处理,消除气泡和颗粒团聚,测量时用无水乙醇作为分散剂。粉末粒径分布如图 1(b)所示,粒径范围在 30~180 μm ,

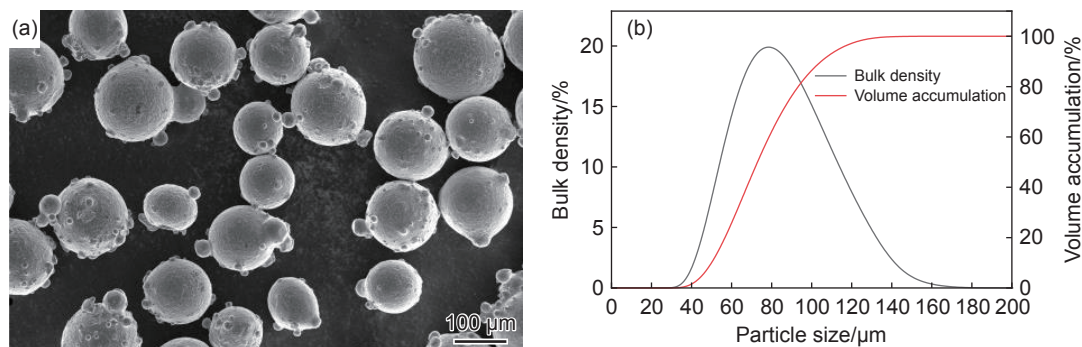


图1 IN625 高温合金粉末形貌及粒径分布 (a)粉末形貌;(b)粒径分布

Fig. 1 Morphology and particle size distribution of IN625 high-temperature alloy powder
(a) powder morphology; (b) particle size distribution

粒径为 $76\text{ }\mu\text{m}$ 时,粉末体积密度最大。粉末的化学成分见表1。

采用光纤激光加工系统(型号为 MFSC 6000),以上述激光熔覆 IN625 高温合金粉末为原料,沿着往复交叉光栅式扫描路径,以同轴送粉方式制备激光熔覆 IN625 合金样块(图2(a))。激光熔覆工艺参数为:激光功率 2600 W ,光斑直径 4 mm ,

扫描速度 400 mm/min ,送粉速度 3 g/min ,采取连续多道搭接,搭接率 50% 。通过线切割将激光熔覆样块加工成帽形试样,切割方式如图2(a)所示, X 方向为激光扫描方向, Z 方向为沉积方向, Y 方向垂直于扫描方向和沉积方向组成的平面。试样尺寸见图2(b),厚度为 3 mm ,其中红色区域为强制剪切区。

表1 IN625 高温合金粉末化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of IN625 high-temperature alloy powder (mass fraction/%)

Cr	Mo	Nb	Fe	Mn	C	Ti	Al	Ni
21.75	9.17	3.80	0.32	0.042	0.037	0.034	0.025	Bal.

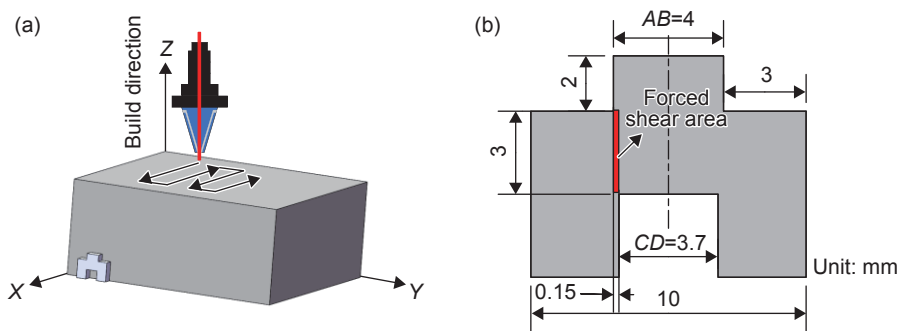


图2 激光熔覆成型示意图(a)及帽形试样尺寸(b)

Fig. 2 Schematic diagram of laser cladding (a) and sizes of the hat-shaped specimen (b)

1.2 实验方法

1.2.1 动态剪切实验方法

采用分离式霍普金森压杆(SHPB)实验装置开展动态剪切实验,图3为实验装置图。该装置由冲击杆、入射杆、透射杆、吸收杆和温度箱组成,其中,温度箱型号为 ZDHT-800,采用铁铬铝炉丝加热,图3中自左至右各杆杆长分别为 300 、 1000 、 1000 mm 和 600 mm ,杆径均为 16 mm ,帽形试样装

夹于止动环内并置于入射杆与透射杆之间,每次测试前,保证试样处于规定测试温度,保持 10 min ,以使试样内部温度分布均匀。在测试过程中,通过控制气压使冲击杆以预定速度撞击入射杆,入射杆获得入射脉冲。当脉冲传输到入射杆与帽形试样的接触面时,一部分脉冲被回传到入射杆形成反射脉冲,另一部分脉冲通过试样传递到透射杆,形成透射脉冲。脉冲持续时间等于波在冲击杆中的往返

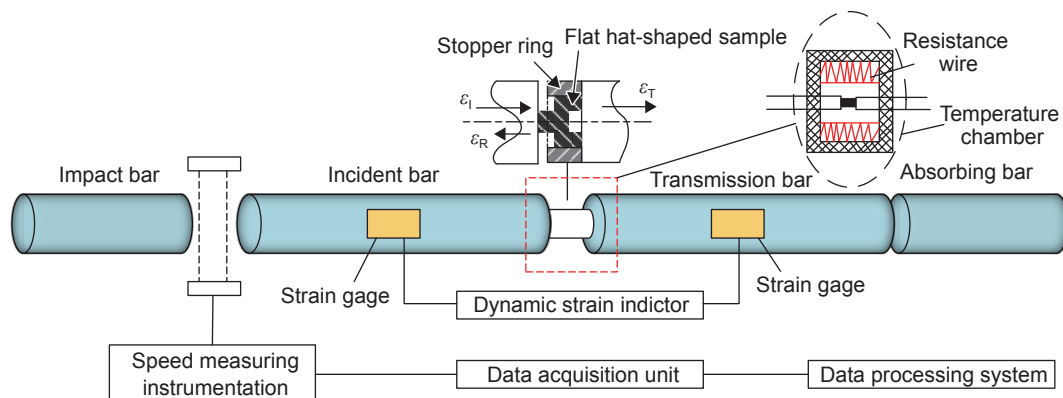


图3 SHPB 实验装置图

Fig. 3 SHPB experimental setup diagram

传播时间。应变片粘贴在入射杆和透射杆中间位置,以便捕获杆中的应力脉冲。

基于一维应力波假定^[16],考虑帽形试样的结构特点,剪切应力计算如下:

$$\tau = E \left(\frac{A_b}{A_s} \right) \varepsilon_T \quad (1)$$

$$A_b = \frac{\pi d_0^2}{4} \quad (2)$$

$$A_s = 2hd \quad (3)$$

式中: E 为加载杆的弹性模量; A_b 为加载杆的横截面积; A_s 为强制剪切区面积; ε_T 为透射应变脉冲; d_0 为 SHPB 直径; h 为强制剪切区高度; d 为试样厚度。剪切位移按式(4)计算:

$$U = 2C_0 \int_0^t (\varepsilon_I - \varepsilon_T) dt \quad (4)$$

式中: C_0 为波速; t 为波的传播时间; ε_I 为入射应变脉冲。剪切应变计算如下:

$$\gamma = U/l_s \quad (5)$$

$$l_s = \frac{AB - CD}{2} \quad (6)$$

式中: l_s 为强制剪切区宽度; $AB=4$ mm, $CD=3.7$ mm (如图2(b)所示)。剪切应变率按式(7)计算:

$$\dot{\gamma} = \frac{2C_0}{l_s} (\varepsilon_I - \varepsilon_T) \quad (7)$$

1.2.2 微观结构表征方法

IN625 合金枝晶形貌能够在 1000 °C 以下保持稳定^[17], 在高温环境中, 该材料耐高温极限约为 800 °C。本工作采用上述动态剪切实验方法对激光熔覆 IN625 帽形试样开展常温 (20 °C) 和高温 (600、800 °C 和 1000 °C) 动态剪切实验, 加载应变率分别为 40000、60000 s⁻¹ 和 80000 s⁻¹。为进行帽形试样强制剪切区的 SEM 观测, 将动态剪切加载后的帽形试样沿纵向剖分, 然后加工成用于 SEM 观测的试样。对试样进行镶嵌, 使用一系列粒度不等的砂纸 (300~2000 目) 逐步研磨, 然后用 0.3 μm 金刚石抛光液抛光至镜面。抛光完成后, 用浓硝酸与浓盐酸体积比为 1:3 的混合溶液蚀刻试样 3~5 s, 最终完成样品制备。采用配备 EBSD 探头 (型号为 oxford) 的 SEM (型号为 sigma 300) 对抛光腐蚀后的试样进行 SEM 观测。对机械抛光后的试样进行电解抛光, 去除表面残余应力, 采用 EBSD 技术对试样进行晶体结构表征。

2 力学性能分析

2.1 动态剪切应力-应变关系

试样在 4 种环境温度 3 种应变率下的动态剪切应力-应变曲线如图 4 所示。动态剪切应力-应变曲线分为 3 个阶段, 第 1 阶段为弹性阶段, 应力随着应变的增加呈线性增加。第 2 阶段为塑性阶段, 包含屈服、应变硬化和热软化过程。塑性阶段流动应力总体随着应变的增加缓慢增加, 相比于常温环境, 高温下材料应变硬化趋势不明显, 曲线发生波动, 直至峰值应力点。在各环境温度下, 材料塑性流动过程也随着应变率的增加而延长。第 3 阶段为失效阶段, 该阶段应力随应变的增加急剧降低。

2.2 应变率敏感性和温度敏感性分析

图 5 为 3 种应变率下激光熔覆 IN625 合金试样动态剪切屈服强度和峰值应力随温度的变化曲线。图中可见, 在各环境温度下, 材料屈服强度 (图 5(a)) 和峰值应力 (图 5(b)) 均随应变率的增加而增加, 体现出应变率强化效应。以 20 °C 为例, 应变率由 40000 s⁻¹ 增加到 80000 s⁻¹ 时, 材料的屈服强度由 344 MPa 增加至 380 MPa, 峰值应力由 477 MPa 增至 662 MPa。

图中还可以看出, 在各加载应变率下, 材料屈服强度和峰值应力随温度的升高而降低, 体现出温度软化效应。以加载应变率 40000 s⁻¹ 为例, 温度由 20 °C 增加到 1000 °C 时, 材料的屈服强度由 344 MPa 降至 172 MPa, 峰值应力由 477 MPa 降至 214 MPa。

上述分析可知, 激光熔覆 IN625 合金是一种对应变率和温度敏感的材料, 应变率敏感性与高应变率下位错快速增殖和运动受限有关^[18], 温度敏感性则与高温导致的材料内部位错迁移率增加和晶粒滑移阻力降低有关^[19]。

此外, 高温下材料的动态剪切响应过程伴随着应变硬化和温度软化现象, 而材料塑性阶段的应力应变曲线波动归因于两者之间竞争^[20]。在较高环境温度下 (800 °C 和 1000 °C), 由于温度软化效应主导材料力学行为, 应变硬化趋势不明显, 材料变形抗力降低, 塑性增加^[13]。

3 微观结构表征

3.1 高温高应变率下激光熔覆 IN625 合金微观形貌

图 6 为激光熔覆 IN625 合金帽形试样强制剪

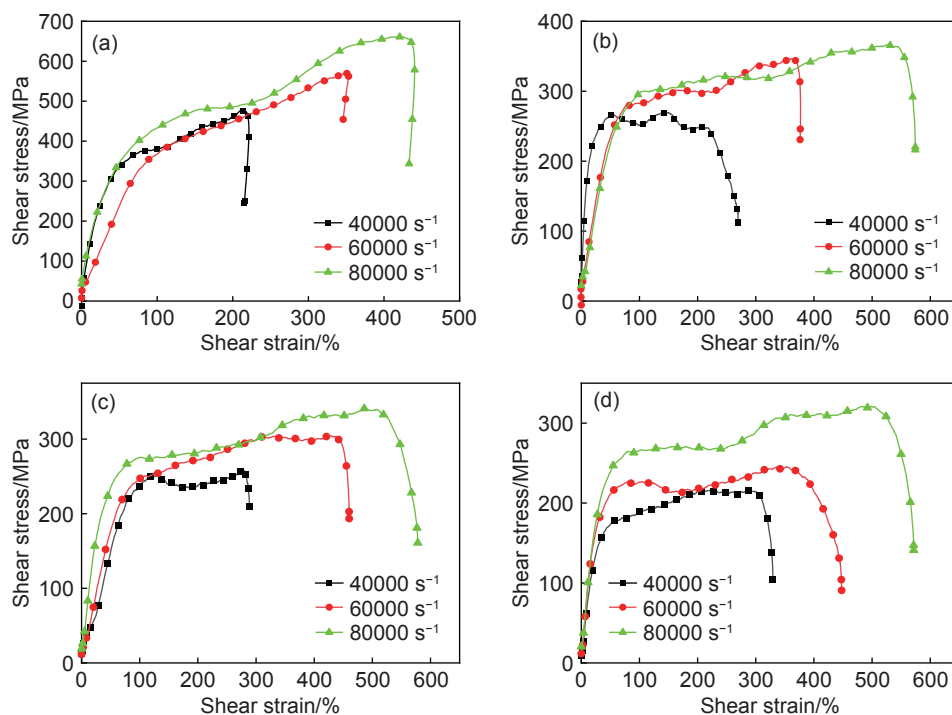


图4 不同环境温度下动态剪切应力-应变曲线随应变率的变化 (a)20 °C; (b)600 °C; (c)800 °C; (d)1000 °C

Fig. 4 The variation of dynamic shear stress-strain curve with strain rate at varying temperatures (a)20 °C; (b)600 °C; (c)800 °C; (d)1000 °C

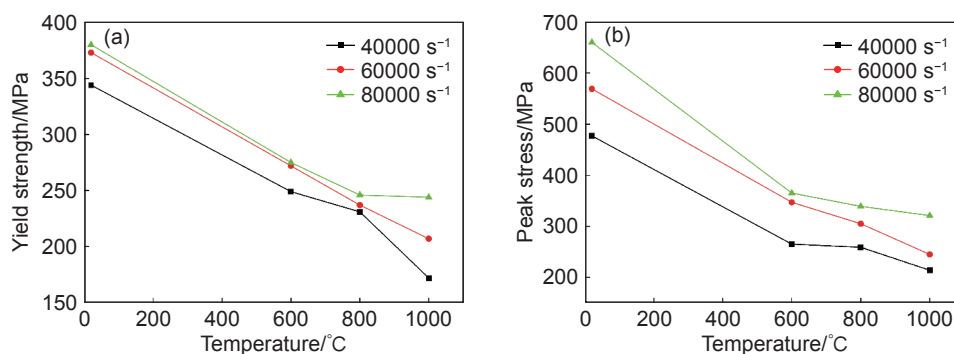


图5 3种应变率下动态剪切屈服强度和峰值应力随温度的变化 (a)屈服强度; (b)峰值应力

Fig. 5 The variations of dynamic shear yield strength and peak stress with temperature at three strain rates (a)yield strength; (b)peak stress

切区域的 SEM 图, 图中箭头表示剪切力方向, 动态剪切加载应变率为 80000 s^{-1} 。图 6(a) 可见, 剪切加载前, 激光熔覆 IN625 合金晶粒呈网状分布, 且存在典型的柱状晶。常温 (20 °C) 加载时位错滑移是主要塑性变形机制, 高应变率下材料原始网状结构被破坏, 晶粒组织发生旋转且被拉长 (图 6(b))。600 °C 动态剪切加载时材料位错运动加速, 强化了位错的交叉滑移和缠结特征, 使晶粒组织发生断裂、弯曲和重新排列 (图 6(c))。800 °C 动态剪切加载时材料内部产生了大量细小均匀的晶粒 (图 6(d)), 这与高温高应变率下材料微观组织的动态再结晶现象^[21] 有关。可见, 高应变率增加位错缠结,

为动态再结晶提供驱动力, 且高温下晶粒的滑移和扩散促进再结晶成核^[22-23]。环境温度为 1000 °C 时, 晶粒变得粗大且分布均匀性降低 (图 6(e))。这是由于环境温度接近材料完全再结晶温度, 晶界迁移加快导致晶粒尺寸增加^[24]。

3.2 高温高应变率下激光熔覆 IN625 合金塑性变形行为

选取未加载试样 (简称原始试样)、常温 (20 °C) 高应变率 (80000 s^{-1}) 剪切加载后的试样 (简称常温冲击试样) 和高温 (800 °C) 高应变率 (80000 s^{-1}) 剪切加载后的试样 (简称高温冲击试样), 从晶体结构角度对激光熔覆 IN625 合金变形行为进行描述和

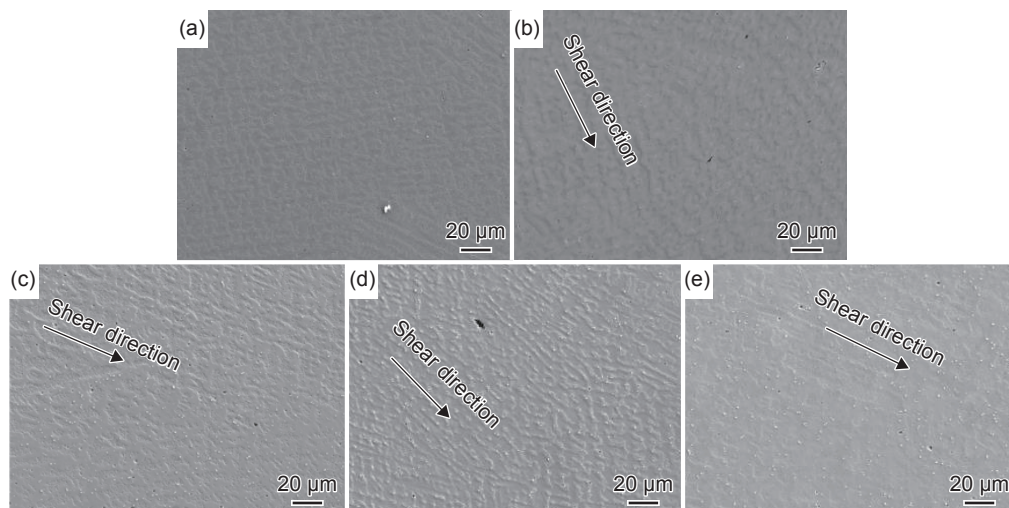


图 6 不同环境温度下动态剪切应变率为 80000 s^{-1} 加载后帽形试样强制剪切区域 SEM 图
(a)原始试样; (b)20 °C; (c)600 °C; (d)800 °C; (e)1000 °C

Fig. 6 SEM image of the forced shear area of the hat-shaped specimen with dynamic shear strain rate of 80000 s^{-1} at varying temperatures (a)initial specimen; (b)20 °C; (c)600 °C; (d)800 °C; (e)1000 °C

对比分析。

图 7 为原始试样的 EBSD 图, 由晶体取向图 (图 7(a)) 可知, 试样由多个不同取向的晶粒组织组成, 各晶粒形状和尺寸差异较大。在特征晶面 $\{100\}$ 内存在取向强度较高的分布点, 最大极密度为 9.07, 晶体取向有较强择优性。采用核平均取向位错 (KAM) 图对试样塑性变形均匀化程度进行定性分析, 图中蓝色代表低位错密度, 绿色和黄色代表中位错密度, 红色代表高位错密度。由图 7(b) 可知, 原始试样中低位错密度区域占据观测截面大

部分区域。图 7(c) 为原始试样的晶粒尺寸统计结果, 分析可知, 试样平均晶粒尺寸约为 $29.46 \mu\text{m}$, 60% 的晶粒尺寸超过 $10 \mu\text{m}$ 。图 7(d) 为原始试样的晶界分布情况, 图中晶面位向差大于 15° 为大角度晶界 (HAGB, 以绿色表示), 晶面位向差在 $2^\circ \sim 15^\circ$ 为小角度晶界 (LAGB, 以红色表示), 由图 7(e) 可知, 原始试样的 LAGBs 和 HAGBs 占比分别为 29% 和 71%。

图 8 为常温冲击试样的 EBSD 图, 由晶体取向图 (图 8(a)) 可知, 剪切加载后, 晶粒被拉长并发生

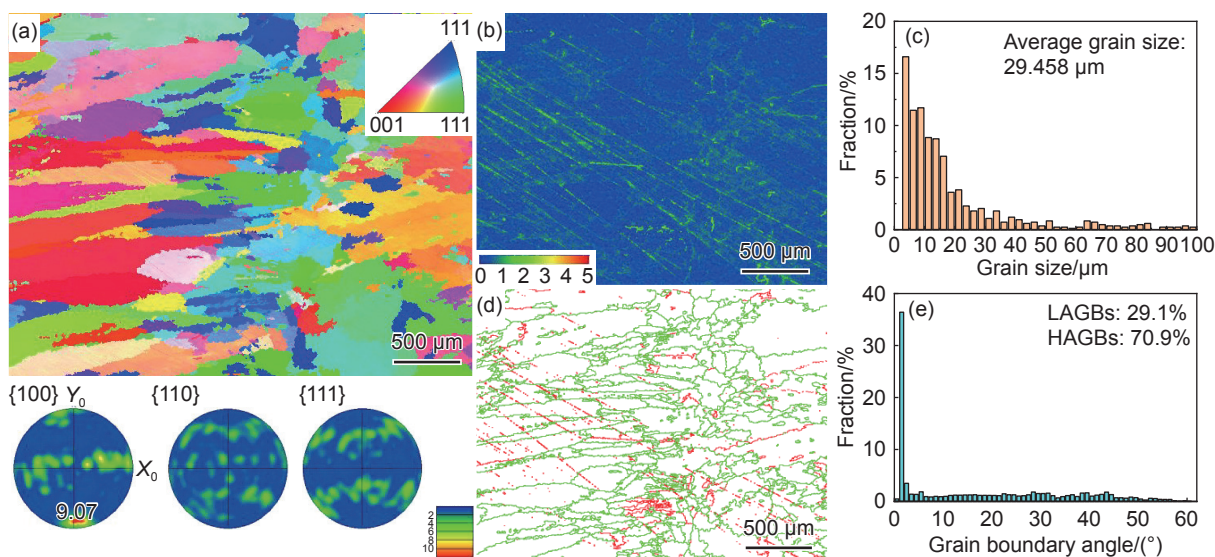


图 7 原始试样 EBSD 分析结果 (a)晶体取向图及极图; (b)KAM 图; (c)晶粒尺寸统计; (d)晶界分布;
(e)大、小角度晶界统计

Fig. 7 EBSD analysis results of the initial specimen (a)crystal orientation map and pole map; (b)KAM diagram; (c)statistics of grain size; (d)grain boundary distribution; (e)statistics of large and small angle grain boundaries

转动,在特征晶面 $\{100\}$ 内存在取向强度较高的分布点,最大极密度增至12.45。冲击加载使晶体择优取向强度升高,形成明显的剪切织构。图8(b)为常温冲击试样的KAM图,与原始试样相比,常温冲击试样位错密度变化较大,中位错密度区域大幅增加,并出现离散分布于中位错密度区域的高位错密度点,表明强制剪切区发生严重的塑性变形,高应变率下位错没有充分的时间攀移和湮灭,导致累积位错量增加,局部应变能较高。进一步统计晶

粒尺寸发现,冲击加载过程中剧烈的塑性变形能够促进晶粒细化,如图8(c)所示,试样平均晶粒尺寸为 $18.15\mu\text{m}$,相比于原始试样平均晶粒尺寸大幅减小,45%的晶粒尺寸超过 $10\mu\text{m}$ 。由图8(d)和(e)可知,常温冲击加载后LAGBs占比由未加载时29%增至85%,这与动态塑性变形过程位错大量累积并重新排列,晶粒内部或相邻晶粒间产生局部取向差有关。同时,新增的小角度晶界也会阻碍位错运动,呈现出交织缠绕现象。

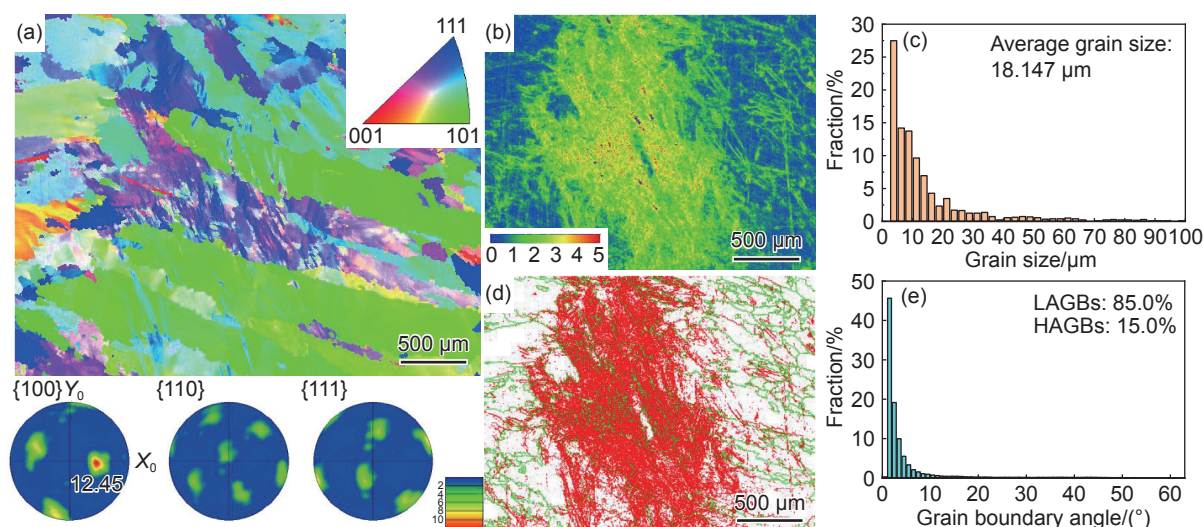


图8 常温冲击试样 EBSD 分析结果 (a)晶体取向图及极图;(b)KAM图;(c)晶粒尺寸统计;(d)晶界分布;(e)大、小角度晶界统计

Fig. 8 EBSD analysis results of the room temperature impact specimen (a)crystal orientation map and pole map;(b)KAM diagram;(c)statistics of grain size;(d)grain boundary distribution;(e)statistics of large and small angle grain boundaries

图9为高温冲击试样的EBSD图,由晶体取向图(图9(a))可知,剪切加载后,晶粒变形显著,且由于高温下原子迁移率的增加,晶体取向发生明显转变。相比于原始试样和常温冲击试样,高温冲击试样在特征晶面 $\{100\}$ 内最大极密度降至5.6,各特征晶面均未表现出较强择优取向,这与环境温度升高,动态再结晶进程加速导致晶体取向随机性增加有关^[25]。图9(b)为高温冲击试样的KAM图,相比于图8(b),位错强度点密集程度有所降低,中位错密度区域进一步扩散,这是因为在高温高应变率下,动态再结晶的发生消耗大量能量并形成新的无畸变晶核,使得高温冲击试样位错密度小于常温冲击试样。图9(c)可见,试样平均晶粒尺寸进一步减小至 $16.85\mu\text{m}$,44%的晶粒尺寸超过 $10\mu\text{m}$,可见高温冲击进一步细化晶粒。由图9(d)和(e)可知,相比于常温冲击加载,高温冲击后LAGBs由85%降低至73.5%。平均晶粒尺寸减小和LAGBs占比降低,与高温下位错运动加剧并进一步湮灭或

重排使位错密度降低有关^[26]。

4 结论

(1)激光熔覆IN625合金试样具有显著的应变率强化效应和温度软化效应,且在较高环境温度下($800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $1000\text{ }^{\circ}\text{C}$),温度软化效应主导材料力学行为,材料变形抗力降低,塑性增加。

(2)在常温动态剪切过程中,激光熔覆IN625合金呈现明显的剪切织构,平均晶粒尺寸减小,LAGBs占比大幅增加,由未加载时29%增至85%。强制剪切区发生严重的塑性变形,累积位错量增加,局部应变能较高。

(3)在高温动态剪切过程中,激光熔覆IN625合金各特征晶面均未表现出较强的择优取向。相比于常温动态剪切,平均晶粒尺寸进一步减小,LAGBs占比由85%降低至73.5%,位错密度降低。

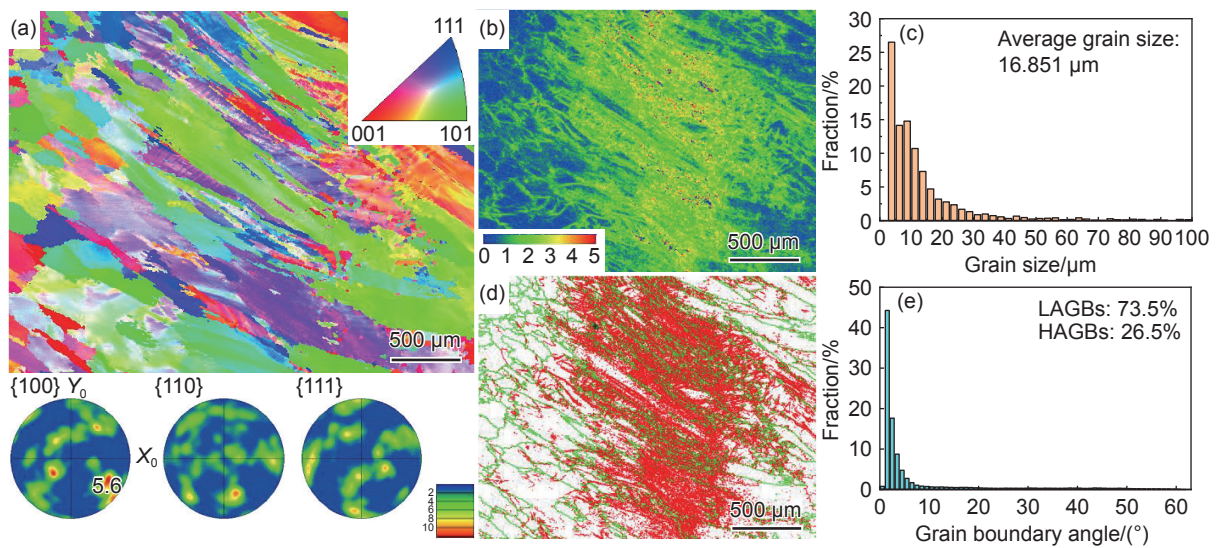


图9 高温冲击试样 EBSD 分析结果 (a)晶体取向图及极图; (b)KAM 图; (c)晶粒尺寸统计; (d)晶界分布; (e)大、小角度晶界统计

Fig. 9 EBSD analysis results of the high-temperature impact specimen (a)crystal orientation map and pole map; (b)KAM diagram; (c)statistics of grain size; (d)grain boundary distribution; (e)statistics of large and small angle grain boundaries

参考文献:

- [1] RAMKUMAR K D, ABRAHAM W S, VIYASH V, et al. Investigations on the microstructure, tensile strength and high temperature corrosion behaviour of Inconel 625 and Inconel 718 dissimilar joints[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2017, 25: 306-322.
- [2] SILVA C C, ALBUQUERQUE V H C, MINÁ E M, et al. Mechanical properties and microstructural characterization of aged nickel-based alloy 625 weld metal[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2018, 49: 1653-1673.
- [3] CHAI L, WANG C, XIANG K, et al. Phase constitution, microstructure and properties of pulsed laser-clad ternary CrNiTi medium-entropy alloy coating on pure titanium[J]. *Surface and Coatings Technology*, 2020, 402: 126503.
- [4] GUAN H, CHAI L, WU J, et al. Laser-clad Nb (Ta) TiZr medium-entropy alloy coatings on pure Zr sheet: microstructural characteristics, hardness and wear resistance[J]. *Intermetallics*, 2022, 143: 107498.
- [5] 李亚焱, 谭诚香, 李梦瑶, 等. 激光熔覆铁基合金涂层的研究进展[J]. *表面技术*, 2024(6): 11-27.
LI Y H, TAN C X, LI M Y, et al. Research progress of laser-cladding Fe-based alloy coating[J]. *Surface Technology*, 2024(6): 11-27.
- [6] MARCHESE G, PARIZIA S, RASHIDI M, et al. The role of texturing and microstructure evolution on the tensile behavior of heat-treated Inconel 625 produced via laser powder bed fusion[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 769: 138500.
- [7] 袁晓静, 邱贺方, 曾繁琦, 等. 固溶处理对脉冲微弧等离子增材制造 Inconel 625 构件力学性能的影响[J]. *稀有金属材料与工程*, 2022, 51(11): 4297-4305.
YUAN X J, QIU H F, ZENG F Q, et al. Effect of solution treatment on mechanical properties of Inconel 625 fabricated by pulsed micro-arc plasma additive manufacturing[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2022, 51(11): 4297-4305.
- [8] NGUEJIO J, SZMYTKA F, HALLAIS S, et al. Comparison of microstructure features and mechanical properties for additive manufactured and wrought nickel alloys 625[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 764: 138214.
- [9] LI C, WHITE R, FANG X Y, et al. Microstructure evolution characteristics of Inconel 625 alloy from selective laser melting to heat treatment[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 705: 20-31.
- [10] 郝志博, 葛昌纯, 黎兴刚, 等. 热处理对选区激光熔化镍基粉末高温合金组织与力学性能的影响[J]. *金属学报*, 2020, 56(8): 1133-1143.
HAO Z B, GE C C, LI X G, et al. Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of nickel-based powder metallurgy superalloy processed by selective laser melting[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, 56(8): 1133-1143.
- [11] FEI Y, HOU J, WANG C, et al. Effects of solution treatment on microstructure and tensile properties of as-cast alloy 625[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2021, 31(2): 426-437.

- [12] KARMUHILAN M, KUMANAN S. A review on additive manufacturing processes of Inconel 625[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022, 31(4): 2583-2592.
- [13] WANG X, LUO G, SUN Y, et al. Effect of strain rate and high temperature on quasi-static and dynamic compressive behavior of forged GH5188 superalloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 886: 145391.
- [14] 韩林至, 牟娟, 周永康, 等. 热处理温度对 $\text{Ti}_{0.5}\text{Zr}_{1.5}\text{NbTa}_{0.5}\text{Sn}_{0.2}$ 高熵合金组织结构与力学性能的影响[J]. *金属学报*, 2022, 58(9): 1159-1168.
- HAN L Z, MU J, ZHOU Y K, et al. Effect of heat treatment temperature on microstructure and mechanical properties of $\text{Ti}_{0.5}\text{Zr}_{1.5}\text{NbTa}_{0.5}\text{Sn}_{0.2}$ high-entropy alloy[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2022, 58(9): 1159-1168.
- [15] SUN J, ZHAO W, YAN P, et al. Dynamic shear behavior of forged CrMnFeCoNi high entropy alloy using hat-shaped specimens over a wide range of temperatures and strain rates[J]. *International Journal of Plasticity*, 2023, 170: 103761.
- [16] 卢玉斌, 宋丹路, 李庆明, 等. 分离式霍普金森压杆试验中工程材料端面摩擦模型的确定[J]. *振动与冲击*, 2012, 31(3): 18-22.
- LU Y B, SONG D L, LI Q M, et al. Interface friction model in split Hopkinson pressure bar tests for engineering materials[J]. *Vibration and Shock*, 2012, 31(3): 18-22.
- [17] QIN L, CHEN C, ZHANG M, et al. The microstructure and mechanical properties of deposited-IN625 by laser additive manufacturing[J]. *Rapid Prototyping Journal*, 2017, 23(6): 1119-1129.
- [18] LIANG C, WANG N, CHEN Y, et al. Transition of low and high-angle grain boundaries during strain rate-induced dislocation storage and annihilation[J]. *Materials Characterization*, 2023, 205: 113284.
- [19] LYPCHANSKYI O, CHIU C C, QAYYUM F, et al. Temperature dependent deformation behavior and texture evolution in AA6082 aluminum alloy: an integrated experimental and crystal plasticity simulation approach[J]. *International Journal of Plasticity*, 2024, 176: 103942.
- [20] FU A, LIU B, LI Z, et al. Dynamic deformation behavior of a FeCrNi medium entropy alloy[J]. *Journal of Materials Science and Technology*, 2022, 100: 120-128.
- [21] SANI S A, ARABI H, EBRAHIMI G R. Hot deformation behavior and DRX mechanism in a γ - γ' cobalt-based superalloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 764: 138165.
- [22] PEI Y, YUAN M, WEI E, et al. Effect of strain rate on dynamic recrystallization mechanism of Mg-Gd-Y-Sm-Zr alloy during hot compression[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 25: 5038-5050.
- [23] ZHANG D, DONG X, XU Y, et al. Dynamic recrystallization mechanism of Ti-6554 alloy during high-temperature deformation[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 959: 170534.
- [24] HU Y L, LIN X, ZHANG S Y, et al. Effect of solution heat treatment on the microstructure and mechanical properties of Inconel 625 superalloy fabricated by laser solid forming[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 767: 330-344.
- [25] HUANG F, SONG Y, LI Y, et al. Microstructure evolution of high-temperature deformation behavior of nickel based alloys for advanced ultra-supercritical applications[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2024, 314: 128862.
- [26] QI Y, ZHANG J, YI M, et al. Study on the grain refinement mechanism of the machined surface of Inconel 718[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2024, 29: 1729-1743.

收稿日期: 2024-09-09; 录用日期: 2024-12-19

基金项目: 安徽省高等学校自然科学研究重大项目(2023AH040036); 安徽高校协同创新项目(GXXT-2023-025); 合肥市自然科学基金资助项目(HZR2432)

通讯作者: 刘涛(1984—), 男, 博士, 副教授, 研究方向为无损检测、可持续设计与制造, 联系地址: 合肥市经开区紫云路292号安徽建筑大学南校区(230601), E-mail: tao.liu@ahjzu.edu.cn

(本文责编: 陈 卉)