

选区激光熔化 $\text{Ni}_{40}\text{Co}_{18}\text{Cr}_{18}\text{Fe}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ 高熵合金 低温力学性能研究

殷玉朕¹, 马博文¹, 宋 淼², 潘 杰¹, 柳 林¹

(1. 华中科技大学 材料成形与模具技术全国重点实验室, 湖北 武汉 430074)

(2. 中航西安飞机工业集团股份有限公司, 陕西 西安 710089)

摘 要: 增材制造技术为高熵合金复杂结构的成形与微观组织的精准调控提供了全新途径, 极大拓展了其在航空航天、深空探测等极端服役环境下的应用前景。然而, 目前关于增材制造高熵合金在低温条件下的力学行为, 特别是动态冲击响应及其微观变形机制, 仍然缺乏系统深入的认识。本工作采用选区激光熔化技术制备了 $\text{Ni}_{40}\text{Co}_{18}\text{Cr}_{18}\text{Fe}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ 高熵合金, 系统研究了其在77 K低温环境下的静态拉伸与动态冲击力学行为。研究结果表明, 该高熵合金在低温下表现出优异的强塑性匹配与冲击韧性, 其屈服强度达1083.4 MPa, 均匀延伸率为29.8%, 冲击功高达117.7 J。微观结构分析表明, 低温变形时高密度位错、层错及其与初始胞结构间的交互作用, 有效促进能量耗散, 从而赋予该高熵合金优异的低温冲击韧性。

关键词: 增材制造; 高熵合金; 夏比冲击; 低温力学性能

中图分类号: TG139

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)09-2282-09

1 引言

面向超低温服役环境对结构材料优异强韧性协同提升的迫切需求, 高熵合金 (high entropy alloys, HEAs) 作为一类新兴多主元合金体系, 因其多样化的变形机制^[1-7]及突破传统合金性能极限的潜力, 在航空航天、极地装备等前沿领域展现出广阔的应用前景^[8-12]。其中, 面心立方结构 (face-centered cubic, fcc) 高熵合金因无明显的韧脆转变行为^[13-14], 在低温条件下表现出优异的力学性能, 已成为低温结构材料研究的热点。Gali 等人^[15]研究发现, CoCrFeNi 高熵合金在液氮温度下的屈服强度可达430 MPa, 是室温条件下的2倍, 同时断裂延伸率也显著提升。Liu 等人^[16]研究了 CrMnFeCoNi 和 CrCoNi 高熵合金在20 K下的断裂韧性, 分别高达262和459 $\text{MPa}\cdot\text{m}^{1/2}$ 。变形机理分析表明, CrCoNi 高熵合金优异的低温韧性源于马氏体相变、堆垛层错、位错滑移及纳米孪晶结构的协同作用; 而 CrMnFeCoNi 高熵合金因密排六方 (hexagonal close-packed, hcp) 相转变不足, 其强度与断裂韧性略低于前者。

除静态性能外, 金属材料在低温冲击载荷下的动态响应行为对其在极端环境中的服役可靠性具有关键影响^[17-19]。Li 等人^[20]发现, 锻造态 $\text{Al}_{0.1}\text{CoCrFeNi}$ 高熵合金

在77 K时的冲击功可达289 J; 当铝含量提高至 $\text{Al}_{0.3}\text{CoCrFeNi}$ 后, 高熵合金的冲击功进一步提升至328 J, 其主要韧化机制归因于变形过程中纳米孪晶的大量激活。

相较于传统铸造/锻造工艺, 选区激光熔化 (selective laser melting, SLM) 等增材制造技术不仅具备近净成形优势, 适用于复杂构件的快速制备^[21-23], 更凭借其独特的快速凝固与循环热历史特征, 能在高熵合金中形成高密度位错、胞状结构等非平衡组织, 在保持合金良好塑性的同时显著提高强度^[24-25]。近年来, 增材制造高熵合金的低温性能研究已取得初步进展。Xie 等人^[26]利用激光粉末床熔融 (laser powder bed fusion, L-PBF) 技术制备的 $(\text{FeCoNi})_{86}\text{Al}_7\text{Ti}_7$ 高熵合金在77 K温度下屈服强度高达1000 MPa (相比室温提高了37%), 且延伸率保持42%, 其优异低温拉伸性能源于低温下层错能降低促进层错及L-C (Lomer-Cottrell) 锁形成。然而, Liu 等人^[19,27]研究发现, 由于少量脆性第二相及打印缺陷的存在, 该高熵合金的冲击功<10 J, 表明增材制造高熵合金在低温强韧性协同方面仍面临严峻挑战。

鉴于此, 开发在超低温下兼具高强度与高冲击韧性的增材制造高熵合金已成为重要研究方向。本研究采用SLM技术制备了 $\text{Ni}_{40}\text{Co}_{18}\text{Cr}_{18}\text{Fe}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ 高熵合金, 系统评

收稿日期: 2025-10-15

基金项目: 国家自然科学基金 (52371155)

作者简介: 殷玉朕, 男, 1999年生, 博士生, 华中科技大学材料成形与模具技术全国重点实验室, 湖北 武汉 430074, E-mail: yyz2214@163.com

价其在液氮温度(77 K)下的静态拉伸性能与动态冲击响应,并深入探讨其微观变形机制。本研究为面向超低温服役环境的高性能结构材料设计提供了结构设计思路与实验依据。

2 实验

本研究以气雾化制备的Ni₄₀Co₁₈Cr₁₈Fe₁₄Al₅Ti₅预合金粉末为原料,其粒径范围为15~53 μm。采用SLM(华曙高科FS273M)技术制备块体样品。为降低成形过程中的残余应力,打印前对基板进行预热处理。成形腔室先抽真空后通入高纯氩气作为保护气氛,确保腔室内氧含量低于1000 μL/L。所选SLM工艺参数如下:激光功率300 W,扫描速度800 mm/s,扫描间距0.08 mm,层厚40 μm。基于上述参数,成功制备出尺寸为60 mm×10.5 mm×10.5 mm的块体样品,用于后续性能测试与组织表征。

准静态单轴拉伸采用狗骨形试样,其截面尺寸为2.5 mm×1.5 mm,标距段长度为12 mm,如图1a。拉伸测试前,所有试样表面均经过机械抛光至镜面。拉伸实验在岛津AG-IC 100 kN力学试验机进行,应变速率为10⁻³ s⁻¹。夏比冲击试验依据ASTM E23-18a标准,在Zwick RKP450示波冲击试验机进行。冲击试样为标准V型缺口,尺寸为55 mm×10 mm×10 mm,缺口深度为2 mm,缺口角度为45°,如图1b所示。冲击试样表面依次经400#、800#、1000#、1500#、2000#砂纸逐级打磨,并最终机械抛光。每组试验至少重复3次以保证结果的可重复性。

采用X射线衍射(Cu Kα, λ=0.15406 nm)进行相组成分析。显微组织观察与电子背散射衍射(electron

backscatter diffractometer, EBSD)在配备EDAX探头的JSM-IT800扫描电子显微镜上完成。EBSD样品经电解抛光制备,电解液为高氯酸、醋酸与甲醇的混合溶液(体积比为1:3:4),在-20℃、18 V电压下抛光90 s。EBSD数据采集步长设为0.15 μm。纳米尺度微观结构与成分在配备能谱仪(energy dispersive spectrometer, EDS)的FEI Talos F200X场发射透射电子显微镜(transmission electron microscope, TEM)上分析。TEM样品利用TenuPol-5电解双喷减薄仪进行制备,双喷液成分与电解抛光液相同。

3 结果与讨论

3.1 SLM成形Ni₄₀Co₁₈Cr₁₈Fe₁₄Al₅Ti₅高熵合金组织结构

图2a为SLM成形Ni₄₀Co₁₈Cr₁₈Fe₁₄Al₅Ti₅高熵合金的XRD图谱。该高熵合金仅出现fcc衍射峰,未检测到其他第二相衍射峰。图2b为经腐蚀后的显微组织形貌,呈现由熔池轨迹重叠形成的尺寸约100 μm的半圆形形貌,该合金组织均匀,未见孔洞等明显冶金缺陷,表明该样品具有较高的成形质量。

TEM结果(图2c)表明高熵合金内部形成了高密度的位错胞状亚结构,其平均尺寸约为560 nm。胞壁处大量位错缠结形成位错墙,胞内区域位错密度相对较低。相应的选区电子衍射(selected area electron diffraction, SAED)图谱呈现单一且清晰的衍射斑点,进一步确认其面心立方晶体结构。

图2d~2i为图2c对应的EDS元素面分布。分析发现,该高熵合金在位错胞壁处存在明显的元素偏聚。Ti元素在胞壁处显著富集,而Fe、Co、Cr元素在胞壁处的含量则略低于胞内。这种元素的微观偏析是SLM过程高冷却速率所导致的典型非平衡凝固特征。已有研究指出^[28],伴随有元素偏聚的位错胞结构能够有效阻碍位错运动,从而起到显著的强化作用。

3.2 SLM成形Ni₄₀Co₁₈Cr₁₈Fe₁₄Al₅Ti₅高熵合金拉伸性能

图3a为SLM成形Ni₄₀Co₁₈Cr₁₈Fe₁₄Al₅Ti₅高熵合金在293 K(室温)^[29]和77 K下单轴拉伸工程应力-应变曲线。随着温度由293 K降低至77 K,高熵合金的屈服强度(σ_y)由798.7 MPa提升至1083.4 MPa(增幅达35%),极限抗拉强度(σ_{UTS})也由1027.8 MPa增至1429.7 MPa。同时,均匀延伸率(ε_{UE})由23.8%增至29.8%,体现出低温条件下强度与塑性的协同提升。图3b为真应力-真应变曲线与加工硬化率曲线。在77 K下,该高熵合金的加工硬化率基本维持在2.5 GPa以上,明显高于室温条件,表明其在低温具有更持续且高效的加工硬化能力。

由材料的本征晶格摩擦力(σ_{Fr})、固溶强化(σ_{SS})、晶

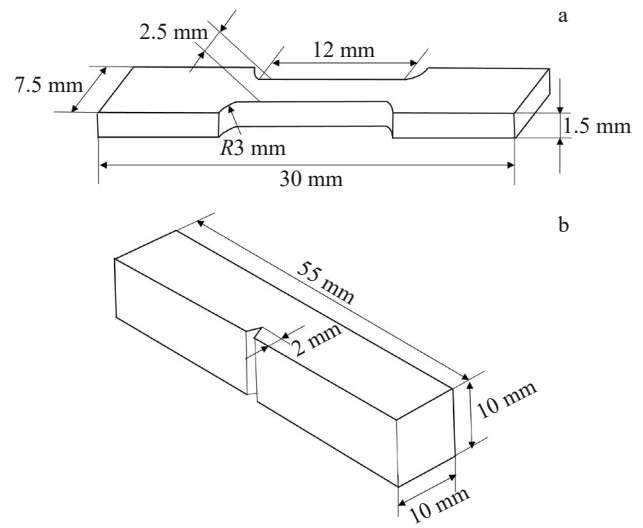


图1 SLM成形Ni₄₀Co₁₈Cr₁₈Fe₁₄Al₅Ti₅高熵合金拉伸试样及夏比冲击试样示意图
Fig.1 Schematic diagrams of tensile specimen (a) and Charpy impact specimen (b) of SLMed Ni₄₀Co₁₈Cr₁₈Fe₁₄Al₅Ti₅ HEA

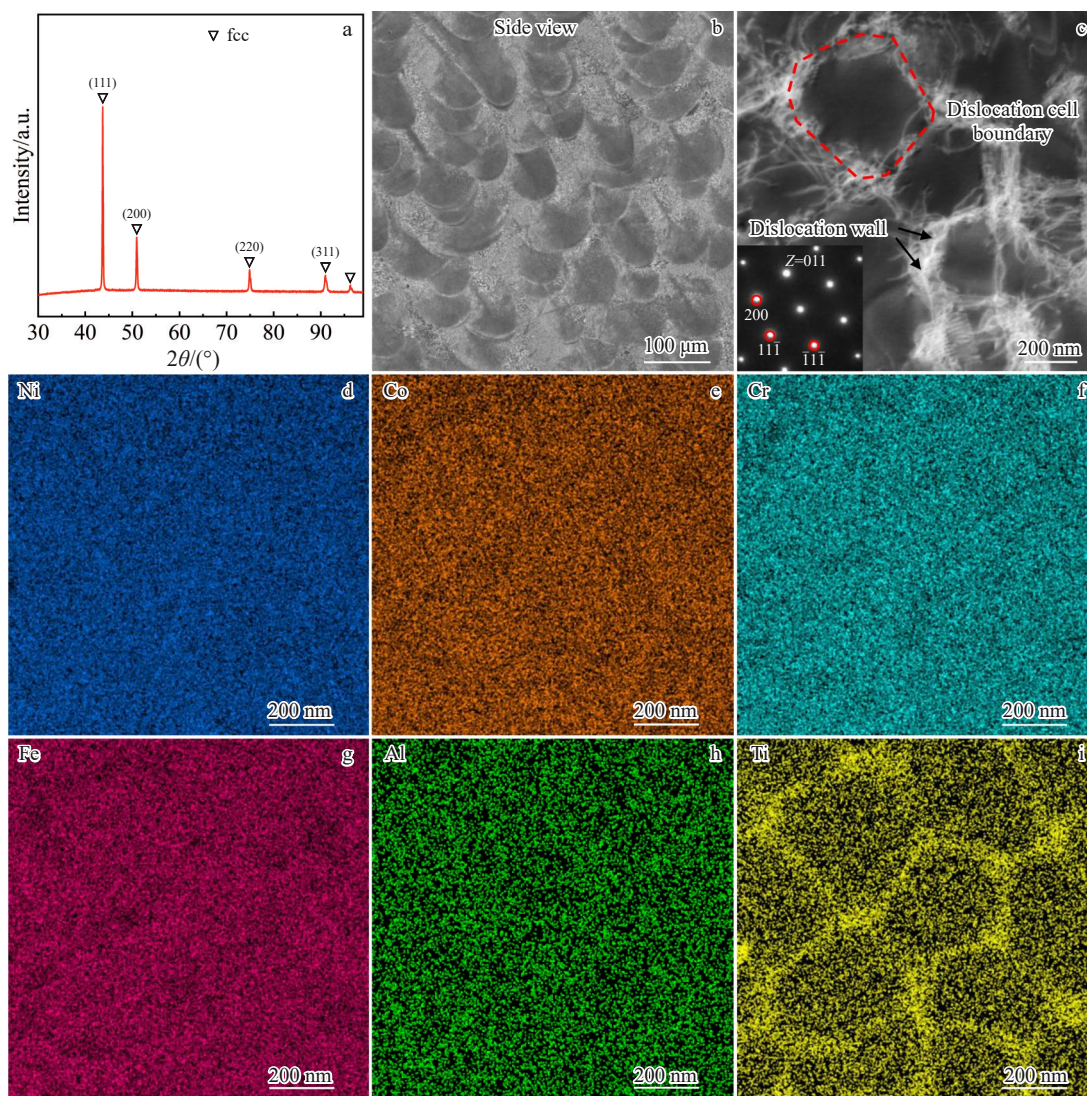


图2 SLM成形 $\text{Ni}_{40}\text{Co}_{18}\text{Cr}_{18}\text{Fe}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ 高熵合金XRD图谱、形貌及元素面分布

Fig.2 XRD pattern (a) and microstructures of SLMed $\text{Ni}_{40}\text{Co}_{18}\text{Cr}_{18}\text{Fe}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ HEA: (b) SEM image, (c) TEM image, and (d–i) EDS element mappings corresponding to Fig.2c

界强化(σ_{Gb})、位错强化(σ_{D})4个方面估算SLM- $\text{Ni}_{40}\text{Co}_{18}\text{Cr}_{18}\text{Fe}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ 材料的室温屈服强度($\sigma_{0.2}$),得到估算值约为870.4 MPa,与实际798.7 MPa的屈服强度值相吻合,其计算公式如下:

$$\sigma_{0.2} = \sigma_{\text{Fr}} + \sigma_{\text{SS}} + \sigma_{\text{Gb}} + \sigma_{\text{D}} \quad (1)$$

Hall-Petch强化理论以及Bailey-Hirsch公式表明^[2],位错胞(平均尺寸 d 约560 nm)在材料强化中起到了重要作用,其主导的晶界强化($\sigma_{\text{Gb}} = k_y/d^{0.5}$,其中 k_y 取226 $\text{MPa} \cdot \mu\text{m}^{1/2}$)和位错强化($\sigma_{\text{D}} = M\alpha G b \rho^{0.5}$, M 为泰勒因子取3.06, fcc材料 α 取0.2,剪切模量 G 取81.5 GPa,位错伯氏矢量 $b=0.254$ nm,位错密度 ρ 通过EBSD-KAM进行计算值为 $8.9 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$)分别贡献了302.0和378.0 MPa的强度,而晶格摩擦力及固溶强化则共同贡献了190.4 MPa的强度^[2]。

为深入探究其低温拉伸时微观结构演变,利用

EBSD对拉伸前后组织进行了对比分析。图4a~4d为拉伸变形前的初始结构特征。从图4a所示的反极图(inverse pole figure, IPF)与图像质量(image quality, IQ)叠加图可见,该高熵合金由取向随机分布的等轴晶构成,无明显织构,初始平均晶粒尺寸约为52.2 μm (图4d)。通过对77 K低温拉伸断口附近区域进行EBSD分析(图4e~4h)表明:变形后晶粒明显细化,平均尺寸由52.2 μm 降至14.6 μm ,并伴随着大量滑移带的形成。同时,KAM值由变形前的0.39°显著增加至1.14°,表明塑性变形过程中产生了高密度的几何必需位错。对比不同区域的KAM值可发现,晶粒细化区域KAM值提升尤为突出,表明该类区域是塑性应变集中与协同变形的载体,其通过剧烈的晶粒碎化与滑移带演化有效协调宏观塑性变形,从而贡献于较高的均匀延伸率与加工硬化能力。

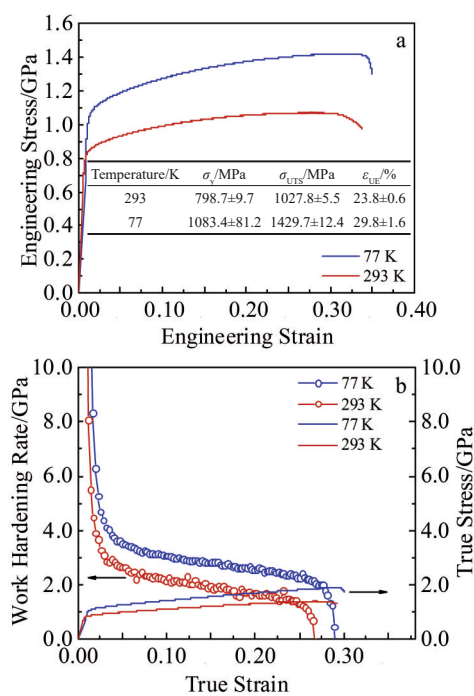


图3 SLM成形Ni₄₀Co₁₈Cr₁₈Fe₁₄Al₅Ti₅高熵合金在293和77 K的拉伸性能

Fig.3 Tensile properties of SLMed Ni₄₀Co₁₈Cr₁₈Fe₁₄Al₅Ti₅ HEA at 293 K (room temperature) and 77 K: (a) engineering stress-engineering strain curves; (b) true stress-true strain and work hardening rate curves

3.3 SLM成形Ni₄₀Co₁₈Cr₁₈Fe₁₄Al₅Ti₅高熵合金冲击能

图5a为SLM成形Ni₄₀Co₁₈Cr₁₈Fe₁₄Al₅Ti₅高熵合金在室温和77 K下的夏比冲击载荷-位移曲线。在77 K下，该高熵合金的冲击功高达117.7 J，与室温约128 J^[30]基本相当，表明其在低温下仍然保持优异的冲击韧性。为深

入探究该合金的冲击行为，依据ISO标准评价方法^[13]，将载荷-位移曲线划分为4个特征阶段：裂纹萌生、稳态扩展、失稳扩展和最终失效阶段。通过识别弹塑性转变点、柔度变化率转变点及载荷位移快速下降点，可获取屈服载荷(P_{gy})、裂纹萌生载荷(P_{in})、裂纹失稳载荷(P_{iu})以及失稳终止载荷(P_a)，并据此计算出各阶段所吸收的能量，即裂纹萌生能(W_{in})、裂纹稳定扩展能(W_{stable})、裂纹失稳扩展能($W_{unstable}$)和破坏失效能(W_r)，具体结果如图5b和表1所示，表1中 P_m 为峰值载荷。

对比分析表明，低温显著提升了该高熵合金的承载能力。77 K冲击下，屈服载荷 P_{gy} 由室温的17.4 kN大幅提升至22.6 kN，而对应裂纹萌生时的位移保持在约0.54 mm；峰值载荷 P_m 由室温的23.2 kN提高至26.8 kN，对应的裂纹扩展时的位移为2.31 mm(293 K)与2.24 mm(77 K)。上述现象与低温拉伸时观测到的更高屈服强度和加工硬化能力相一致：更高强度和加工硬化能力有效延缓了裂纹的萌生与稳态扩展，使材料在进入失稳阶段前可承受更高载荷。换言之，低温赋予材料更高的裂纹形核与扩展阻力。需要指出的是，当载荷达到峰值后，低温下裂纹扩展速率明显高于室温，表现为载荷-位移曲线在失稳阶段的斜率更为陡峭。也解释了尽管起始抗力与承载能力提高，但总的冲击功未明显超过室温。

77 K冲击断口(图6a)由明显的剪切唇与纤维区构成，在裂纹起始区和裂纹扩展区均可见尺寸约20 μm的韧窝，呈现出典型的韧性断裂特征，表明低温冲击载荷作用下仍能实现充分的能量耗散。

为进一步阐明低温韧化来源，对冲击断口半剖面进行分析(取样位置示意图如图5a)。样品表面预先镀覆Ni层以确保原始断口形貌的完整性。背散射电子(BSE)

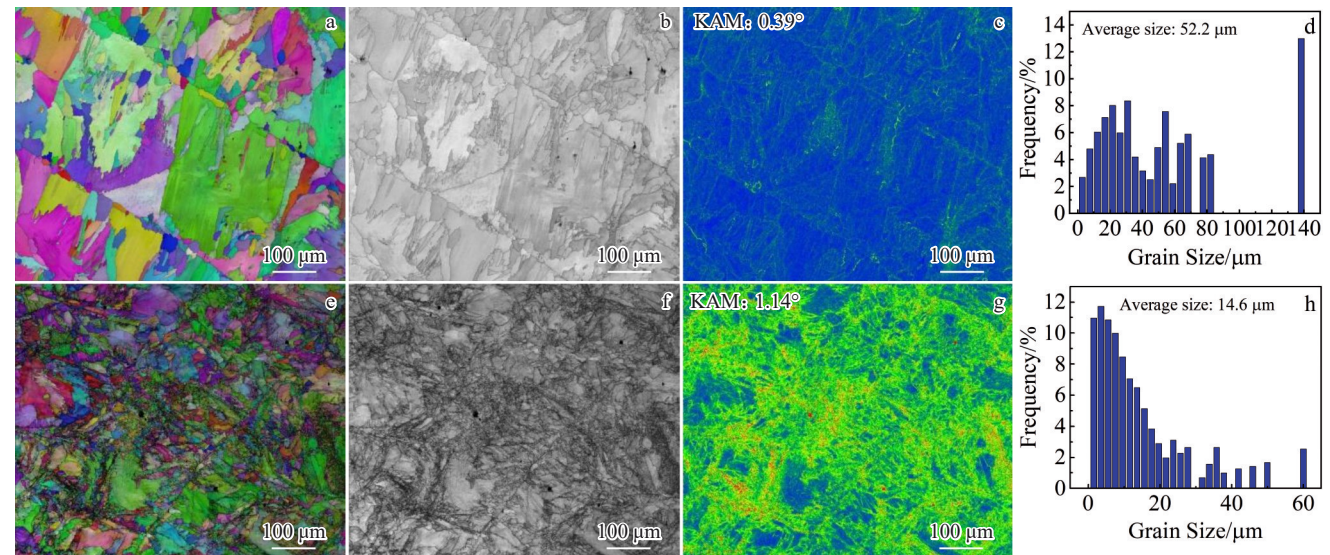


图4 SLM成形Ni₄₀Co₁₈Cr₁₈Fe₁₄Al₅Ti₅ HEA 77 K拉伸前后的EBSD分析

Fig.4 EBSD analyses of SLMed Ni₄₀Co₁₈Cr₁₈Fe₁₄Al₅Ti₅ HEA before (a–d) and after (e–h) tensile deformation at 77 K: (a, e) IPF+IQ maps, (b, f) IQ maps, (c, g) KAM maps, and (d, h) grain size distributions

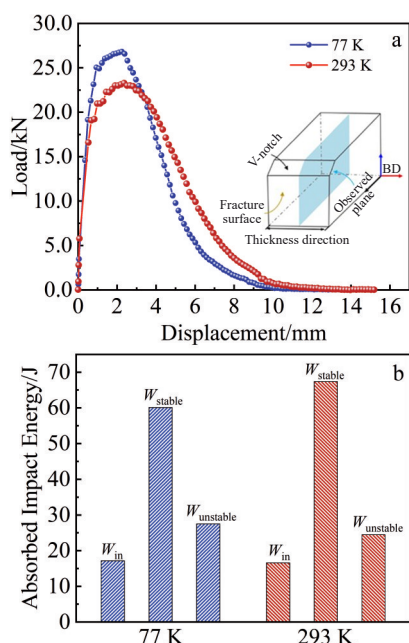


图5 冲击载荷下SLM成形 $\text{Ni}_{40}\text{Co}_{18}\text{Cr}_{18}\text{Fe}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ 高熵合金夏比冲击曲线与冲击功

Fig.5 Dynamic fracture behavior of SLMed $\text{Ni}_{40}\text{Co}_{18}\text{Cr}_{18}\text{Fe}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ HEA under impact loading: (a) load-displacement curves and (b) absorbed impact energies at crack initiation (W_{in}), stable growth (W_{stable}), and unstable growth ($W_{unstable}$) stages

图(图7a)显示出曲折的裂纹扩展路径,这种持续的偏转行为可以在宏观层面有效延长扩展路径,进而消耗更多能量,是材料维持高冲击韧性的宏观机制之一。图7b~7c分别对应裂纹扩展区域的IPF+IQ图、IQ图以及KAM图。冲击变形后高熵合金内形成了高密度滑移带和变形孪晶,这些微纳尺度的变形结构作为有效的能量耗散载体,显著提升了材料的损伤容限。同时,断口邻近区域的平均KAM值由 0.39° 升高至 1.14° ,表明几何必需位错密度显著增加。此外,剧烈塑性变形导致晶粒细化,平均晶粒尺寸由 $52.2\ \mu\text{m}$ 减小至 $38.1\ \mu\text{m}$ 。值得指出的是,由于冲击变形具有高应变率及不均匀的特性,导致整体晶粒细化程度低于准静态拉伸条件($14.6\ \mu\text{m}$)。

图8为该高熵合金在77 K夏比冲击后断口邻近区的TEM图像。可以看到,低温冲击变形在材料内部激活并产生了高密度位错。尤为关键的是,SLM技术形成的初始位错胞结构在变形过程中发挥了关键作用:这些胞结

构可作为软屏障^[25-26],在较低应力下即可有效阻碍位错运动,诱发位错缠结与塞积;当应力进一步提高时,部分位错又能穿过位错胞继续滑移。这种位错与胞结构间持续的交互作用,成为冲击过程中重要的能量耗散机制。进一步观察发现,低温冲击变形组织呈现出显著的平面滑移特征。图8c中可见大量层错以及L-C锁。

3.4 分析与讨论

为客观评价SLM成形 $\text{Ni}_{40}\text{Co}_{18}\text{Cr}_{18}\text{Fe}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ 高熵合金的综合力学性能,图9对比了典型增材制造金属材料的冲击韧性与屈服强度。与已报道增材制造钢铁材料^[31-44]、Ni合金^[45-48]、Al合金^[49-52]、Zr基非晶合金(bulk metallic glasses, BMGs)^[53]、Ti合金^[54-59]、高熵合金^[19,60-62]相比,本研究开发的 $\text{Ni}_{40}\text{Co}_{18}\text{Cr}_{18}\text{Fe}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ 高熵合金在77 K低温下展现出更优异的强韧性匹配:其屈服强度高达1083.4 MPa,冲击韧性达 $1471.3\ \text{kJ/m}^2$ (冲击力除以截面积所得)。这种强韧性协同的突破表明,通过组织调控实现了低温环境下材料优化,为新型低温结构材料的开发提供了新的技术路径。

SLM成形 $\text{Ni}_{40}\text{Co}_{18}\text{Cr}_{18}\text{Fe}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ 高熵合金在77 K低温下仍保持优异冲击韧性的机理可归结为以下方面:(1)通过SLM工艺参数的调控和优化,成功实现了高达99.94%的致密度,基本消除了未熔颗粒和孔洞等增材制造缺陷^[29]。更为重要的是,高冷却速率有效抑制了脆性金属间化合物(例如 L_{12} 或 L_2 相)的析出,形成了成分均匀的单相fcc固溶体。该微观结构不仅减少了孔洞/第二相界面处的应力集中和裂纹萌生风险,其多滑移特性更保证了在低温环境下仍能维持以位错滑移为主导的塑性变形模式,从而规避了材料的韧脆转变倾向。(2)SLM工艺特有的超快冷却过程诱导形成了尺寸约为500 nm蜂窝状位错胞结构。该结构实现了强度与韧性的理想协同。一方面,该结构通过两种机制实现强韧协同:胞壁可以作为有效的位错阻碍,通过位错强化机制实现高屈服强度;同时,这些非平衡态胞壁在冲击载荷下可作为位错倍增源,促进位错的快速增殖与重组。特别值得注意的是,纳米尺度的胞单元促使位错在胞内多次积累与交互作用,引发显著的背景应力强化效应,从而实现能量的高效耗散与裂纹萌生的有效延缓。(3)低温环境显著降低合金层错能,促使全位错分解为Shockley不全位错,进而形成高密度的层错网络和L-C锁。这些平面缺陷通过两种途

表1 77和293 K时SLM成形 $\text{Ni}_{40}\text{Co}_{18}\text{Cr}_{18}\text{Fe}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ 示波冲击的载荷-位移曲线分析数据

Table 1 In-depth analysis of load-displacement curves of SLMed $\text{Ni}_{40}\text{Co}_{18}\text{Cr}_{18}\text{Fe}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ HEA after instrumental impact testing at 77 and 293 K

Temperature/ K	$P_{gy}/\text{kN},$ Displacement/mm	$P_{in}/\text{kN},$ Displacement/mm	$P_m/\text{kN},$ Displacement/mm	$P_u/\text{kN},$ Displacement/mm	$P_a/\text{kN},$ Displacement/mm	$W_{in}/$ J	$W_{stable}/$ J	$W_{unstable}/$ J	$W_t/$ J
77	22.6, 0.54	25.3, 0.95	26.8, 2.24	22.3, 3.26	8.06, 5.29	17.2	60.1	27.5	12.9
293	17.4, 0.55	21.0, 1.03	23.2, 2.31	19.6, 4.01	10.4, 5.86	16.6	67.4	24.5	19.7

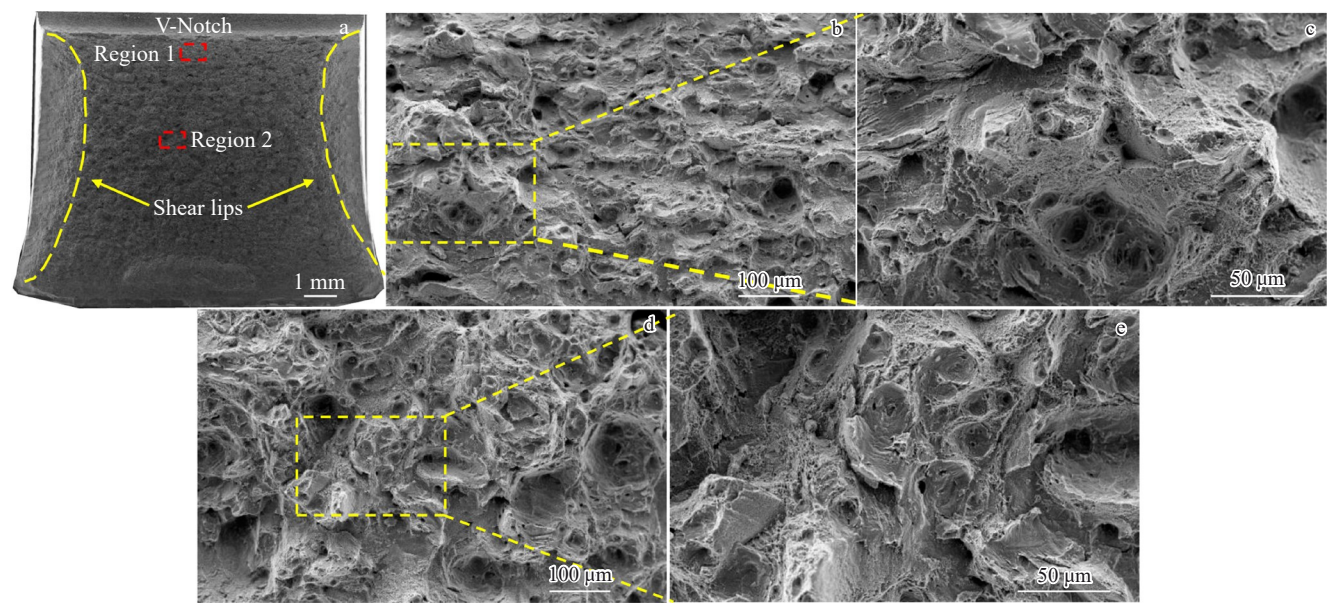


图6 SLM成形Ni₄₀Co₁₈Cr₁₈Fe₁₄Al₅Ti₅高熵合金在77 K冲击断裂后的断口特征
Fig.6 Fractographic characteristics of SLMed Ni₄₀Co₁₈Cr₁₈Fe₁₄Al₅Ti₅ HEA after impact fracture at 77 K: (a) impact fracture morphology, (b–c) magnified images of region 1, and (d–e) magnified images of region 2

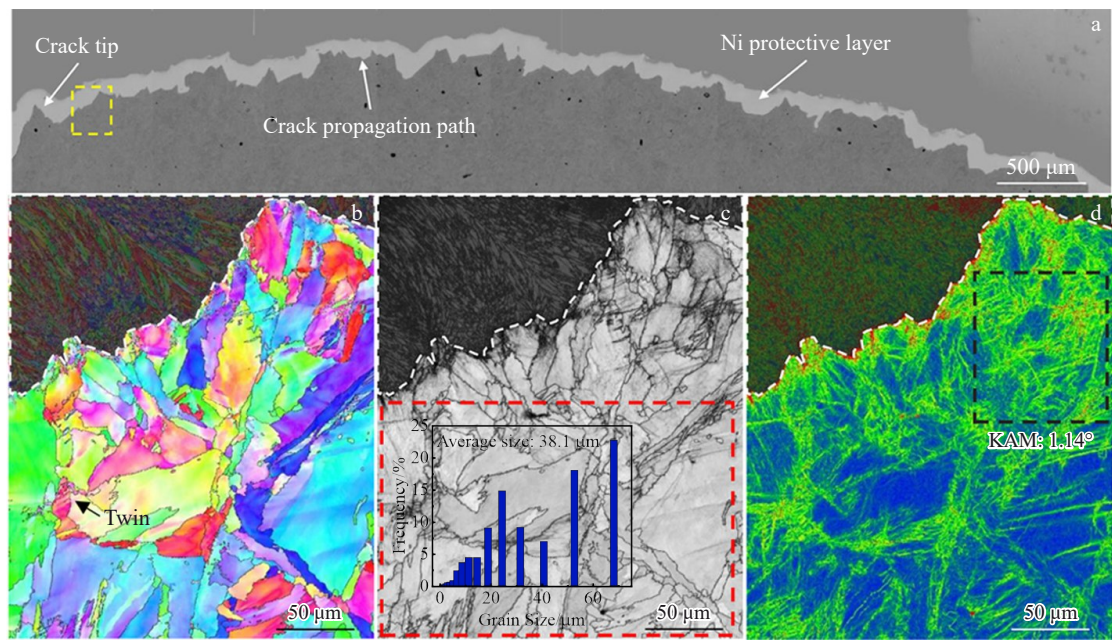


图7 77 K冲击断裂后SLM成形Ni₄₀Co₁₈Cr₁₈Fe₁₄Al₅Ti₅高熵合金裂纹扩展路径及EBSD分析
Fig.7 Crack propagation path and EBSD analyses of SLMed Ni₄₀Co₁₈Cr₁₈Fe₁₄Al₅Ti₅ HEA after impact fracture at 77 K: (a) SEM image, (b) IPF+ IQ map, (c) IQ map, and (d) KAM map

径提升韧性：一方面通过缩短位错平均自由程显著增强加工硬化能力；另一方面与位错胞结构产生协同交互，通过促进裂纹分支和偏转等方式有效耗散裂尖能量。这种多尺度的能量耗散机制确保了材料在冲击载荷下仍能保持稳定的裂纹扩展阻力。

温度与应变速率耦合作用的分析表明，SLM成形Ni₄₀Co₁₈Cr₁₈Fe₁₄Al₅Ti₅高熵合金的变形机制表现出加载路径依赖性。在准静态拉伸(应变速率约为10⁻³ s⁻¹)条件

下，充分的变形时间允许位错完成滑移-重组过程，使得高熵合金通过多滑移系开动和晶粒细化实现强塑性同步提升。而在冲击载荷下(应变速率为10²~10⁴ s⁻¹)，尽管位错形核密度显著增加，但其运动受到动态拖曳效应的强烈抑制，导致塑性协调能力略有下降。这种应变速率敏感性具体表现为冲击后的晶粒细化程度(38.1 μm)明显低于准静态拉伸条件(14.6 μm)，是冲击功在低温下略有降低的主要原因之一。

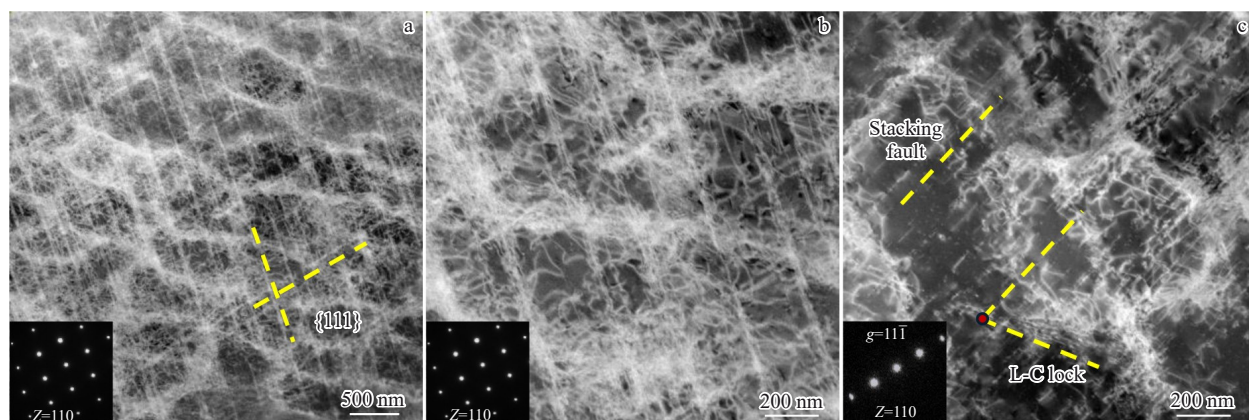


图8 77 K冲击断裂后SLM成形 $\text{Ni}_{40}\text{Co}_{18}\text{Cr}_{18}\text{Fe}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ 高熵合金TEM照片

Fig.8 TEM images of SLMed $\text{Ni}_{40}\text{Co}_{18}\text{Cr}_{18}\text{Fe}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ HEA after impact fracture at 77 K: (a–b) slip band and dislocation cell, and (c) stacking fault and L-C lock

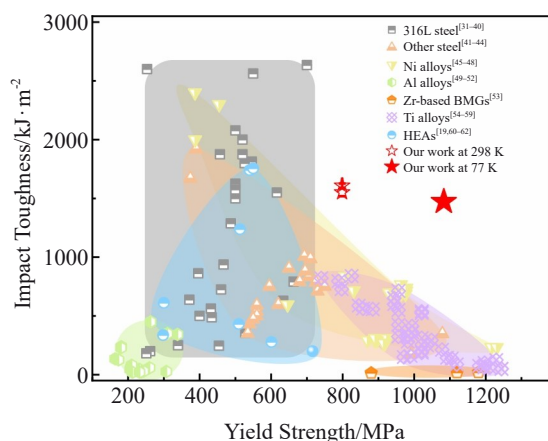


图9 典型增材制造金属材料的冲击韧性与屈服强度统计

Fig.9 Impact toughness versus yield strength of various metallic material systems prepared by additive manufacturing

4 结论

1) 利用 SLM 高冷却速度的优势成形 $\text{Ni}_{40}\text{Co}_{18}\text{Cr}_{18}\text{Fe}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ 高熵合金, 抑制了大尺寸脆性金属间化合物的产生, 实现了 77 K 低温条件下优异的强塑性匹配。其屈服强度达到 1083.4 MPa, 均匀延伸率达到 29.8%。在动态冲击载荷下, 该合金仍保持 117.7 J 的高冲击功, 显示出良好的低温冲击韧性。

2) 低温冲击变形过程中激活的高密度层错、位错及其与初始位错胞结构之间强烈的相互作用, 是实现能量高效耗散、维持高强韧匹配的关键。位错胞结构有效阻碍了位错的长程运动, 显著提升了材料的屈服强度; 高密度层错及位错的生成则有助于分散局部应力集中, 从而维持材料的高冲击韧性。

3) 与现有增材制造金属材料体系相比, 本研究开发的 SLM 成形 $\text{Ni}_{40}\text{Co}_{18}\text{Cr}_{18}\text{Fe}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ 高熵合金在低温强度-韧性综合性能方面具有显著优势, 能够在维持较高屈服

强度的同时, 保持优异的冲击韧性。为面向极端服役环境的新型高强韧材料设计与制备提供了重要依据。

参考文献 References

- [1] Naeem M, He H Y, Zhang F *et al.* *Science Advances*[J], 2020, 6(13): eaax4002
- [2] He J Y, Wang H, Huang H L *et al.* *Acta Materialia*[J], 2016, 102: 187
- [3] Wang S B, Shu D, Shi P Y *et al.* *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, 187: 72
- [4] Wyatt B C, Yang Y, Michalowski P P *et al.* *Science*[J], 2025, 389(6764): 1054
- [5] Moniri S, Yang Y, Ding J *et al.* *Nature*[J], 2023, 624: 564
- [6] He Q F, Wang J G, Chen H A *et al.* *Nature*[J], 2022, 602: 251
- [7] Chen Kaixuan(陈凯旋), Xiong Zhiping(熊志平). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(7): 2083
- [8] Liu Junpeng(刘俊鹏), Chen Hao(陈浩), Zhang Chi(张驰) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2023, 59(6): 727
- [9] Miracle D B, Senkov O N. *Acta Materialia*[J], 2017, 122: 448
- [10] Toor Z S, Wu R H, Hashmi M R *et al.* *Progress in Materials Science*[J], 2026, 155: 101534
- [11] George E P, Curtin W A, Tazan C C. *Acta Materialia*[J], 2020, 188: 435
- [12] Sun L F, He Z F, Jia N *et al.* *Science Advances*[J], 2024, 10(48): eadq6398
- [13] Mompou F, Legros M, Sedlmayr A *et al.* *Acta Materialia*[J], 2012, 60(3): 977
- [14] Zhang Y H, Han W Z. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2025, 229: 173
- [15] Gali A, George E P. *Intermetallics*[J], 2013, 39: 74
- [16] Liu D, Yu Q, Kabra S *et al.* *Science*[J], 2022, 378(6623): 978
- [17] Xu X N, Kumar P, Cao R Q *et al.* *Acta Materialia*[J], 2024, 274: 120019
- [18] Sun J J, Wang H, Xu B *et al.* *Acta Materialia*[J], 2022, 227:

- 117701
- [19] Liu L X, Pan J, Zhang P C *et al. Materials & Design*[J], 2024, 242: 113020
- [20] Li D Y, Zhang Y. *Intermetallics*[J], 2016, 70: 24
- [21] Zhao Y C, Song H Z, Wang X Y *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2024, 53(1): 102
- [22] Gu D D, Shi X Y, Poprawe R *et al. Science*[J], 2021, 372(6545): eabg1487
- [23] Lei Yang(雷 杨), Wang Pei(王 沛), Deng Liang(邓 亮) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(4): 1497
- [24] Guo B J, Cui D C, Wu Q F *et al. Nature Communications*[J], 2025, 16: 1475
- [25] Bertsch K M, Bellefon M D, Kuehl B *et al. Acta Materialia*[J], 2020, 199: 19
- [26] Xie K Q, Fang Y C, Ma P *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2025, 34: 819
- [27] Liu L X, Pan J, Zhang C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 843: 143106
- [28] Fan J M, Wang W Y, Zhu Y Y *et al. Acta Materialia*[J], 2025, 296: 121271
- [29] Song M, Ma B W, Huang H Q *et al. Materials & Design*[J], 2024, 239: 112754
- [30] Lin Y, Yin Y Z, Zheng W Y *et al. Materials Research Letters*[J], 2025, 13(3): 282
- [31] Wang X L, Sanchez-Mata O, Atabay S E *et al. Additive Manufacturing*[J], 2021, 46: 102104
- [32] Afkhami S, Dabiri M, Piili H *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 802: 140660
- [33] Zhong Y, Rännar L E, Liu L F *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2017, 486: 234
- [34] Montero-Sistiaga M L, Nardone S, Hautfenne C *et al. Solid Freeform Fabrication Symposium*[C]. Austin: The University of Texas at Austin, 2016: 558
- [35] Tolosa I, Garciandía F, Zubiri F *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2010, 51: 639
- [36] Davies C M, Garg P, Hooper P A. *Proceedings of the ASME 2017 Pressure Vessels and Piping Conference*[C]. Waikoloa: ASME, 2017: V06AT06A008
- [37] Montero-Sistiaga M L, Godino-Martinez M, Boschmans K *et al. Additive Manufacturing*[J], 2018, 23: 402
- [38] Eriksson P. *Evaluation of Mechanical and Microstructural Properties for Laser Powder-Bed Fusion 316L*[D]. Uppsala: Uppsala University, 2018
- [39] Deng P. *The Origins of Nanoscale Oxide Inclusion and Its Evolution in Additively Manufactured Austenitic Stainless Steel During Laser Powder Bed Fusion and Post Heat Treatment*[D]. Auburn: Auburn University, 2020
- [40] Zhong Y, Liu L F, Wikman S *et al. Journal of Nuclear Materials*[J], 2016, 470: 170
- [41] Seede R, Zhang B, Whitt A *et al. Additive Manufacturing*[J], 2021, 47: 102255
- [42] Dağyikan K, Gürol U, Koçak M. *Welding in the World*[J], 2023, 67(4): 1009
- [43] Gao C, Chen X Z, Chen X *et al. Materials Science and Technology*[J], 2019, 35(18): 2234
- [44] Müller J, Hensel J, Dilger K. *Welding in the World*[J], 2022, 66(3): 395
- [45] Komarasamy M, Shukla S, Williams S *et al. International Journal of Powder Metallurgy*[J], 2019, 54: 150626
- [46] Sufiiarov V S, Popovich A A, Borisov E V *et al. Procedia Engineering*[J], 2017, 174: 126
- [47] Komarasamy M, Shukla S, Williams S *et al. Additive Manufacturing*[J], 2019, 28: 661
- [48] Morcos P, Shoukr D, Sundermann T *et al. Additive Manufacturing*[J], 2023, 78: 103828
- [49] Wang Z H, Lin X, Wang J F *et al. Additive Manufacturing*[J], 2022, 59: 103093
- [50] Giovagnoli M, Tocci M, Fortini A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 802: 140671
- [51] Kan W H, Nadot Y, Foley M *et al. Additive Manufacturing*[J], 2019, 29: 100805
- [52] Kreethi R, Sohn Y, Lee K A. *Progress in Additive Manufacturing*[J], 2024, 9(2): 543
- [53] Sohrabi N, Parrilli A, Jhabvala J *et al. Materials*[J], 2021, 14(19): 5627
- [54] An F P, Zhang L J, Ning J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 860: 144255
- [55] An F P, Zhang B B, Yan Y Y *et al. Materials Transactions*[J], 2021, 62(8): 1071
- [56] Kazachenok M, Panin A, Panin S *et al. AIP Conference Proceedings*[J], 2019, 2167: 020153
- [57] Soundarapandiyan G, Johnston C, Khan R H U *et al. Additive Manufacturing*[J], 2021, 46: 102101
- [58] Wu M W, Lai P H. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 658: 429
- [59] Grell W A, Solis-Ramos E, Clark E *et al. Additive Manufacturing*[J], 2017, 17: 123
- [60] Bi G J, Chew Y X, Weng F *et al. Advanced Laser Processing and Manufacturing II*[C]. Beijing: SPIE, 2018: 108130V
- [61] Atabay S E, Sarafan S, Islam A *et al. High Entropy Alloys & Materials*[J], 2024, 2: 129
- [62] Savinov R, Shi J. *Materials Science in Additive Manufacturing*[J], 2023, 2(1): 42

Cryogenic Mechanical Properties of $\text{Ni}_{40}\text{Co}_{18}\text{Cr}_{18}\text{Fe}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ High-Entropy Alloy Fabricated by Selective Laser Melting

Yin Yuzhen¹, Ma Bowen¹, Song Miao², Pan Jie¹, Liu Lin¹

(1. State Key Laboratory of Material Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

(2. AVIC Xi'an Aircraft Industry Group Company Ltd, Xi'an 710089, China)

Abstract: Additive manufacturing technique provides a new approach for the fabrication of complex structures and precise control of the microstructure in high-entropy alloys (HEAs), greatly expanding their application prospects in extreme service environments such as aerospace and deep-space exploration. However, there is still a lack of systematic and in-depth understanding of the mechanical behavior of additively manufactured HEAs under cryogenic conditions, particularly regarding their dynamic impact response and underlying microstructural deformation mechanisms. In this study, a $\text{Ni}_{40}\text{Co}_{18}\text{Cr}_{18}\text{Fe}_{14}\text{Al}_5\text{Ti}_5$ HEA was prepared using selective laser melting (SLM), and its static tensile and dynamic impact mechanical behaviours at 77 K were investigated. The results show that this HEA exhibits excellent strength-ductility synergy and impact toughness at cryogenic temperature, with a yield strength of 1083.4 MPa, a uniform elongation of 29.8%, and an impact energy as high as 117.7 J. Microstructural analysis reveals that the high-density dislocations, stacking faults, and their interactions between the initial cellular structures during cryogenic deformation effectively facilitate energy dissipation, thereby endowing this HEA with excellent cryogenic impact toughness.

Key words: additive manufacturing; high-entropy alloy; Charpy impact; cryogenic mechanical properties

Corresponding author: Pan Jie, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Material Processing and Die & Mould Technology, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, P. R. China, E-mail: jpan@hust.edu.cn