● 金属增材制造材料与控制 Materials and Control for Metal Additive Manufacturing ● 特邀专栏
DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2024.4173

激光增材制造中裂纹萌生机理及抑制方法研究

刘 冠,赵 凯,刘德福,蔺永诚
(中南大学 机电工程学院,湖南 长沙 410083)

摘 要:激光增材制造是一种通过激光熔化或烧结材料逐层构建物体的先进制造技术。尽管它具有显著的优点,如复杂几何形状构件的制造能力和材料利用率高,但裂纹问题依然是影响其性能和工程应用的重要因素。本文综述了激光增材制造中裂纹的类型、萌生机制及裂纹抑制方法,从工艺参数优化、光束整形以及材料改性等方面对激光增材制造无裂纹产品的发展趋势进行了分析和探究,指出激光增材制造在精密医用植入物制造方面的应用可能为该领域重要的发展方向之一。

关键词:激光增材制造;裂纹萌生;抑制措施;精密制造
中图分类号:TG249 **文献标识码**:A **文章编号**:1000-8365(2024)09-0803-19

Study of the Crack Initiation Mechanism and Suppression Methods in Laser Additive Manufacturing

LIU Guan, ZHAO Kai, LIU Defu, LIN Yongcheng
(School of Mechanical and Electrical Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: Laser additive manufacturing is an advanced manufacturing technology that constructs objects layer by layer through laser melting or sintering materials. Despite their significant advantages, such as the ability to manufacture components with complex geometric shapes and high material utilization rates, cracking issues remain a critical factor affecting their performance and engineering applications. This paper reviews the types of cracks in laser additive manufacturing, their initiation mechanisms, and methods for crack suppression. It analyses and explores the development trends of producing crack-free products in laser additive manufacturing from aspects such as process parameter optimization, beam shaping, and material modification. This study highlights that the application of laser additive manufacturing in the production of precision medical implants may be an important development direction in this field.

Key words: laser additive manufacturing; crack initiation; crack suppression method; precision manufacturing

增材制造(additive manufacturing, AM),俗称3D打印,是一种先进的制造技术,它通过逐层堆积材料来构建三维实体[1]。这种技术融合了计算机辅助设计、材料加工与成型技术,以数字模型文件为基础,利用软件与数控系统控制,将金属材料、非金属材料或医用生物材料等按照特定方式(如挤压、烧结、熔融、光固化、喷射等)逐层堆积,最终制造出实体物品。根据热源类型的不同,其可分为以下几种:电子束增材制造、电弧增材制造以及激光增材制造等[2]。激光因其高能量密度、高加工精度、广泛的材料适用性和灵活的使用方式,成为金属增材制造领域最具代表性的热源之一。激光增材制造主要包括两种代表性技术:激光粉末床融合(laser powder bed fusion, L-PBF)和激光金属沉积(laser metal deposition, LMD)[3]。在L-PBF技术中,激光束按照预定路径扫描铺设的粉末层,使粉末熔化后凝固,逐层堆积形成三维结构。与之不同的是,LMD技术通过喷嘴将粉末或者丝材输送到基材上,在高能激光束的作用下,粉末/丝材

收稿日期:2024-09-10
基金项目:国家自然科学基金(52305440);长沙市自然科学基金(kq2208272, kq2208274);高端装备界面科学与技术全国重点实验室(SKLTKF22B09);国家重点研发计划(2022YFB3706902)
作者简介:刘冠,1990年生,博士,讲师.研究方向为凝固科学与技术.Email: liuguan19@csu.edu.cn
通讯作者:刘德福,博士,教授.研究方向为激光加工工艺与装备.Email: liudefu@csu.edu.cn
蔺永诚,博士,教授.研究方向为智能加工工艺与装备.Email: yclin@csu.edu.cn
引用格式:刘冠,赵凯,刘德福,蔺永诚.激光增材制造中裂纹萌生机理及抑制方法研究[J].铸造技术,2024, 45(9): 803-821.
LIU G, ZHAO K, LIU D F, LIN Y C. Study of the crack initiation mechanism and suppression methods in laser additive manufacturing [J]. Foundry Technology, 2024, 45(9): 803-821.

中国知网 https://www.cnki.net

熔化并逐层堆积，这种方法特别适用于局部损伤区域的修复，如磨损、裂纹等[4-8]。

然而，在 L-PBF 制造过程中，熔池处于极端热力学条件下，冷却速率可达 10^6 K/s，温度梯度可达 10^3 K/mm[9]。制造过程中涉及到的诸多高动态、瞬态的热力耦合现象[10]，极易导致打印构件中出现裂纹、气孔以及较大的残余应力等缺陷[11]，这将导致生产出的构件在服役过程中失效的可能性大大增加，严重制约了激光增材制造工艺的应用推广。因此，深入研究构件内部缺陷形成机理，对提升构件性能、解决激光增材制造实际生产问题，进而推动激光增材制造的应用发展具有重要意义[12]。本文探讨了激光增材制造中的裂纹萌生机理，总结了现有的裂纹抑制思路和措施，并对其未来发展提出了展望。

1 裂纹萌生机理

在高能束增材制造中容易出现裂纹缺陷，这些裂纹缺陷可以细分为凝固裂纹、液化裂纹、应变时效裂纹、失塑裂纹和冷裂纹[13-15]。以激光增材制造制备镍基高温合金为例，如图 1 所示。这些裂纹缺陷中，前 2 种为液态裂纹，后 3 种为固态裂纹。

1.1 凝固裂纹

凝固裂纹，也被称为“热撕裂”，主要发生在半固态的凝固熔池(或糊状区)中[16]。在凝固过程中，枝晶组织的形成抑制了枝晶间残余液体的流动，残余液体凝固形成液膜[17]；同时，凝固应力集中在薄弱的枝晶间液膜，导致液膜撕裂，形成凝固裂纹[18]。图 2 为 L-PBF 制备的 Hastelloy X 试样的凝固裂纹形貌特征。从图中可知，凝固裂纹周围具有不同凝固特征的晶粒(图 2a 和 b)。Han 等[19]进一步指出，这些裂纹一般在晶粒之间萌生，并沿预固化层扩展。电子背散射衍射(EBSD)显微图也显示，裂纹沿大取向路径分布，即大于 15°的大角度晶界(high angle grain boundary, HAGB)(图 2c 和 d)。镍基高温合金的凝固行为与其液相和固相温度范围密切相关，并以临界温度范围(critical temperature region, CTR)对凝固开裂的趋势进行描述，如图 2g 所示。

在激光增材制造过程中，随着固相温度的降低，合金元素在临界温度范围内的分布变得不均匀，这种不均匀性导致在新形成的晶粒周围形成了低熔点的液膜。Marchese 等[20]观察到沿裂纹方向分布富含 Mo 的相，表明晶界处形成了富 Mo 碳化物和溶质的局部富集(图 2e 和 f)。这些低熔点的液膜可以降低固液界面能，在凝固的最后阶段通过广泛润湿固体枝晶促进裂纹产生。由于脆性晶界不能传递残余拉伸应力或由于冷却熔体引起的收缩，相邻的两个晶粒会发生分离，形成凝固裂纹(图 2g 中的裂纹类型 Ⅰ)。此外，已存在的凝固裂纹在部分重熔时可作为裂纹继续扩展的核心(图 2g 中的裂纹类型 Ⅱ)[21]。由于凝固裂纹也与液体填充有关，当液体填充不足以补偿凝固收缩和变形，将导致枝晶根部的液体压力下降(图 2h)[22]。当温度达到 CTR 时，二次枝晶臂之间发

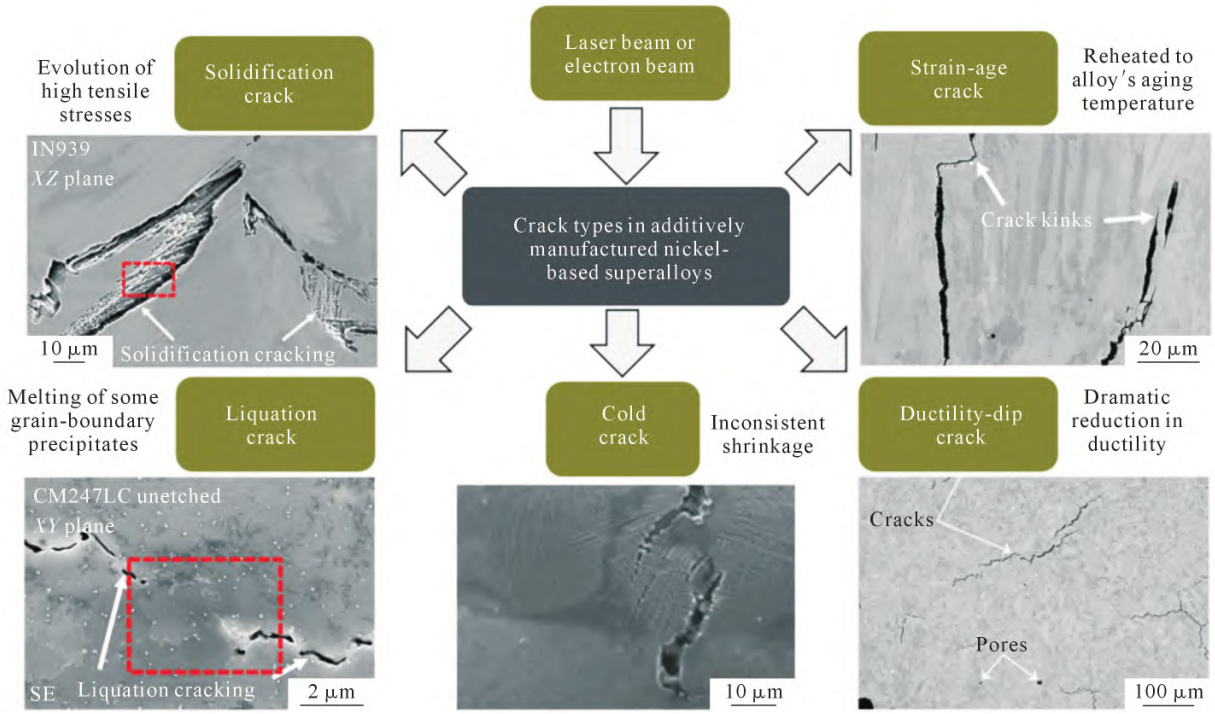

图 1 高能束增材制造镍基高温合金的主要裂纹类型[15]
Fig.1 Main crack types in HEB-AM printed nickel-based superalloys[15]

中国知网 https://www.cnki.net

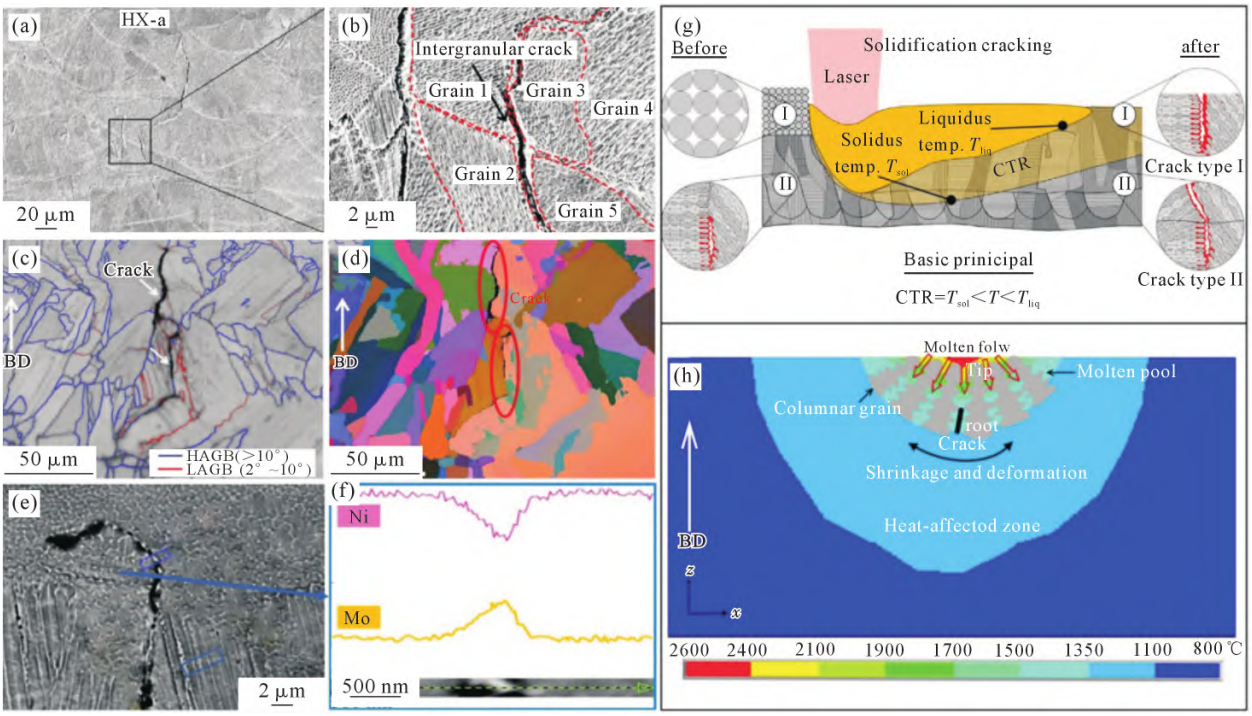

图 2　固化裂纹特征及开裂机理示意图：(a~d) L-PBF 制备的 Hastelloy X 试样的裂纹 SEM 图及 EBSD 图；(e, f) L-PBF 制备的 Hastelloy X 样品裂纹的 BSE 图和 EDS 结果；(g) L-PBF 制备的 Inconel 738 凝固裂纹萌生机理；(h) L-PBF 处理 Hastelloy X 试样的开裂机理[19-22]

Fig.2　Characteristics of solidification cracks and schematic diagram of the cracking mechanism: (a~d) SEM images and EBSD images of cracks in a PBF-L-fabricated Hastelloy X sample; (e, f) BSE image and EDS results of a crack in PBF-L-fabricated Hastelloy X samples; (g) solidification crack initiation mechanism in PBF-L-fabricated Inconel 738 samples; (h) cracking mechanism in a PBF-L-processed Hastelloy X sample[19-22]

生桥接，进一步阻碍了液体的回填，导致凝固裂纹的形成。

Ali 等[23]在激光熔覆 Inconel 713LC 高温合金时，发现凝固裂纹主要在熔覆区中部出现，并探究了其形成的机理，如图 3 所示。由于高温度梯度和快速凝固导致的高冷却速度，首先凝固的镍固溶体(γ 相)形成了薄柱状组织。随着凝固的进行，高温度梯度和凝固速率降低，导致细柱状 γ 相的增多，同时分配系数较低的元素向枝晶间的液相集中，形成了液膜。当局部热应力超过液膜能够承受的张力极限时，凝固裂纹出现。

1.2　液化裂纹

液化裂纹通常出现在糊状区下方的热影响区，主要由于热影响区晶界上出现了局部液膜以及较大拉应力[24]。液化裂纹的形成机理为：激光增材制造过程中，热影响区中枝晶间或晶界处的一些低熔点共晶相在高温下熔化，导致液膜被撕裂，最终形成液化裂纹[25-26]。由于液膜主要由枝晶间低熔点共晶相形成，因此液化裂纹通常以沿晶界的形式出现[27-28]。

液化裂纹的特征如图 4 所示，其主要特征之一是液膜的存在。在激光增材制造过程中，液膜倾向于在热影响区枝晶间或沿晶界形成[29]。李秋歌等[30]采用激光增材制造技术修复了损坏的 K465 镍基高温合金航空发动机涡轮叶片，研究了激光增材修复 K465 高温合金的裂纹特征，并在激光熔化沉积 K465 合金中验证了液膜的存在和液化裂纹的扩展行为。研究发现，具有一定宽度的裂纹始于热影响区，并沿着晶界或枝晶生长方向延伸到修复区(图 4a 和 d)。与凝固裂纹类似，液化裂纹也容易沿着大角度晶界扩展(图 4e 和 f)。

Xu 等[28]在研究定向能量沉积技术制备的 Inconel 738 合金时，验证了凝固裂纹和液化裂纹之间的关系。研究发现，分布在晶界的碳化物不仅引起了应力集中，还阻碍了凝固过程中液体的流动。从图 5 中可以观察到，靠近重熔区的热影响区内，只有 γ 基体和稳定的 MC 碳化物；裂纹形态则呈不规则的之字形，这属于典型的液化裂纹。因此，在碳化物附近形成了液化裂纹，并逐渐沿晶界扩展。在沉积下一层时，柱状晶从前一层开始沿枝晶生长。前一层中产生的裂纹尖端仍然是应力集中的地方。结果表明，如果在完全凝固之前没有足够的液体供应，凝固裂纹就会与液化裂纹相连。这些凝固裂纹随着柱状枝晶在沉积过程中沿晶生长而“沿晶”扩展到下一层。

李金祺等[33]在研究激光增材制造 Mar-M247 和 CM247LC 高温合金开裂行为中分析了液化裂纹的形成机制。图 6 展示了通过激光定向能量沉积的

中国知网　https://www.cnki.net

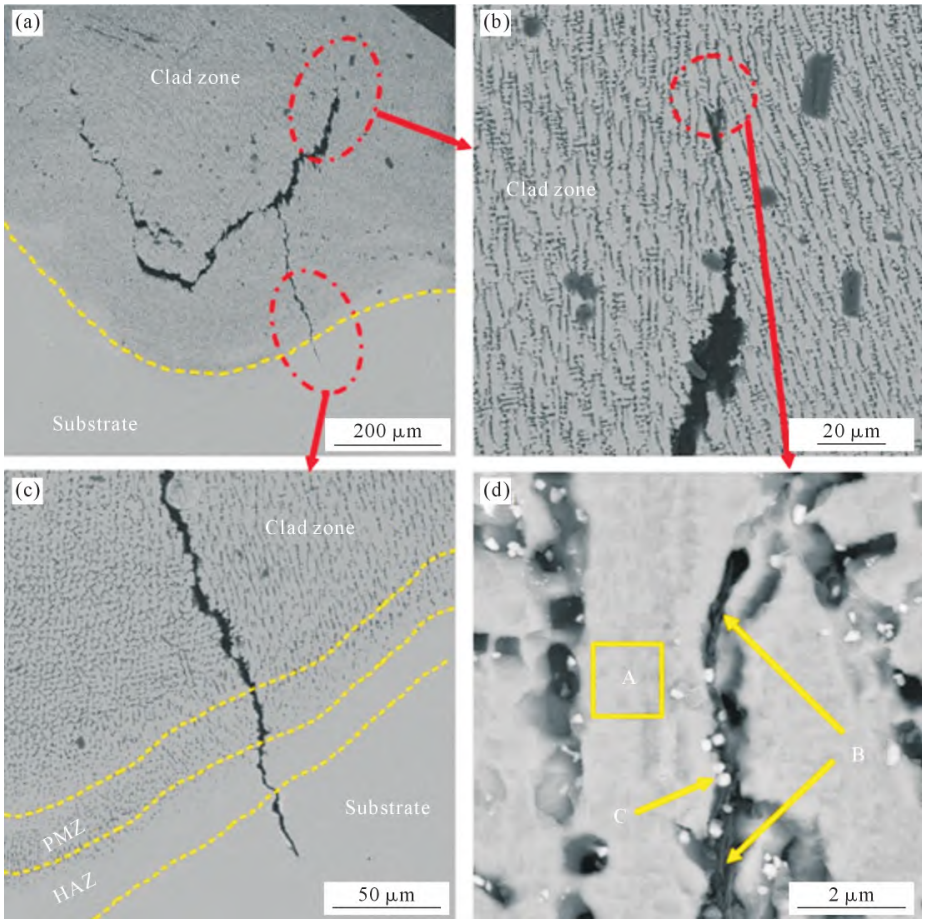

图 3 样品裂纹处 SEM 图像：(a) 裂纹整体形态；(b) 熔覆层裂纹尖端周围区域；(c) 基体中裂纹尖端周围区域；(d) 熔覆层裂纹尖端周围的不同相[23]

Fig.3 SEM images of the crack in the sample: (a) the whole crack morphology; (b) the area around the crack tip in the clad zone; (c) the area around the crack tip in the substrate; (d) different phases around the crack tip in the clad zone[23]

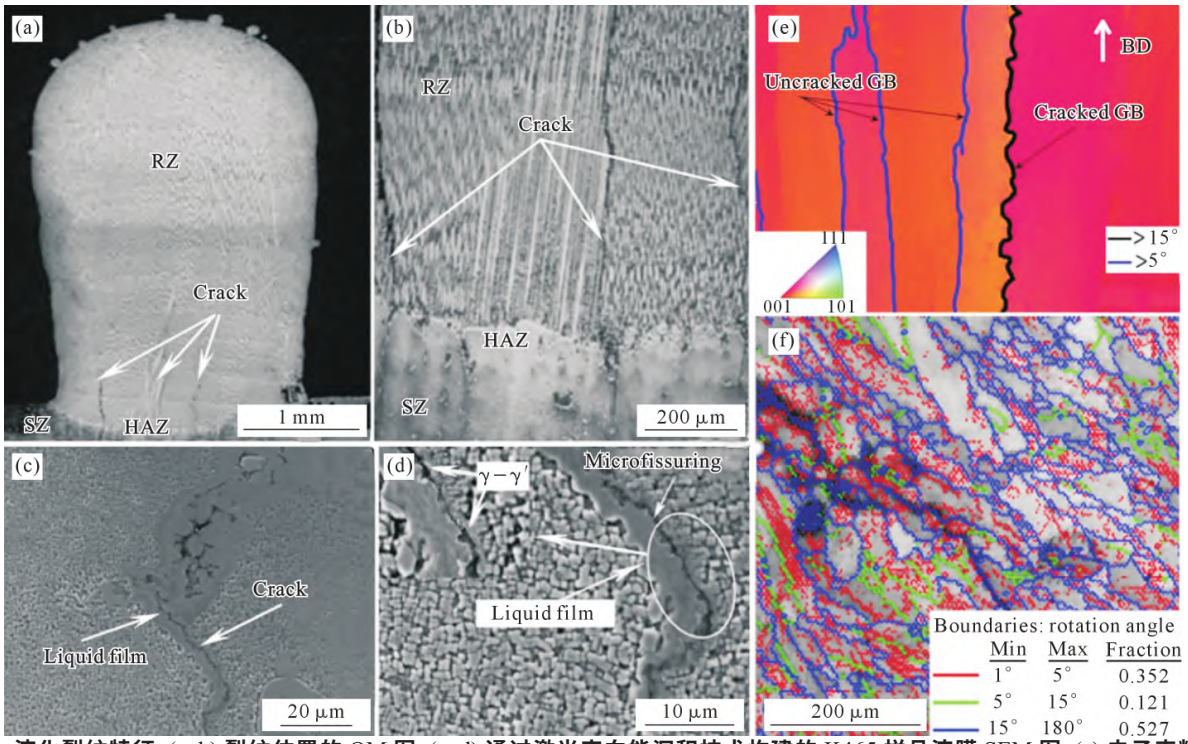

图 4 液化裂纹特征：(a, b) 裂纹位置的 OM 图；(c, d) 通过激光定向能沉积技术构建的 K465 样品液膜 SEM 图；(e) 电子束粉末床熔化技术制备不可焊镍基高温合金样品的 EBSD 图；(f) 电子束粉末床熔化技术制备的 Mar-M247 试样裂纹区 EBSD 图[30-32]

Fig.4 Characteristics of liquation cracks: (a, b) OM images of the crack location; (c, d) SEM images of liquid films of DED-built K465 samples; (e) EBSD orientation color map of an unweldable nickel-based superalloy sample produced by PBF-EB; (f) EBSD grain-boundary map at the cracked region of PBF-EB fabricated Mar-M247 samples[30-32]

中国知网 https://www.cnki.net

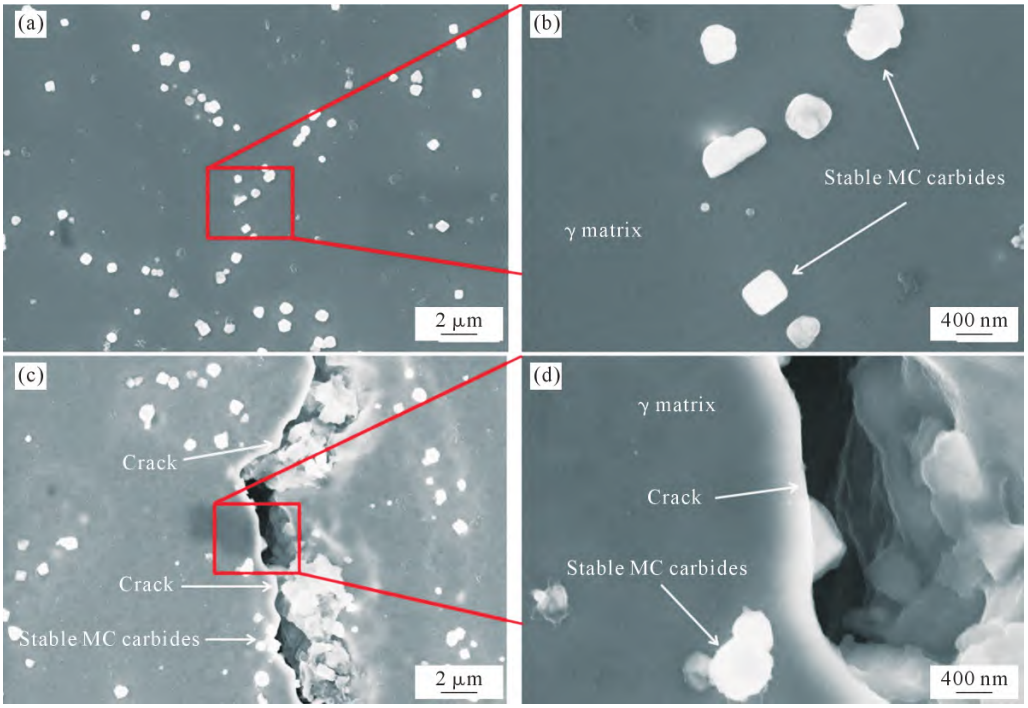

图 5　重熔区附近热影响区内的激光重熔组织：(a, c) 低倍；(b, d) 高倍[28]

Fig.5　SEM micrographs showing the microstructure of the laser remelting in the HAZ close to the RZ: (a, c) low magnification; (b, d) high magnification[28]

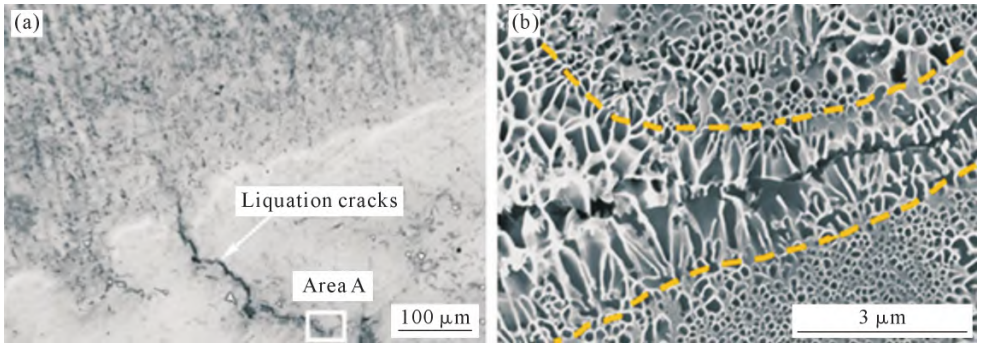

图 6　L-DED 制备 Mar-M247 合金中的液化裂纹：(a) 液化裂纹形貌；(b) 区域 A 放大[33]

Fig.6　Liquation cracks in the L-DED manufactured Mar-M247 alloy: (a) liquation crack morphology; (b) enlarged image of area A[33]

Mar-M247 合金中观察到的液化裂纹，这些裂纹呈现出明显的沿晶开裂特征，并且扩展路径呈曲折状。液化裂纹的形成通常与严重的元素偏析有关，其主要成因是在二次再热过程中，热影响区的晶界上低熔点相被溶解，形成了液膜。当这些液膜所受的残余应力超过了它们开裂的临界应力时，就会发生开裂现象，并沿着晶界扩展，导致在晶界处形成低熔点的 γ-γ′共晶相、碳化物和硼化物。这一过程揭示了液化裂纹在增材制造过程中的形成机制。

1.3　其他类型裂纹

应变时效裂纹(strain age cracking, SAC)是沉淀强化镍基高温合金在焊接和随后的热处理或高温服役过程中特有的一种裂纹[34]。这种裂纹通常发生在焊接热影响区或熔合区的晶界处，尤其是在含有较高铝(Al)和钛(Ti)含量的合金中更为常见[35]。在时效处理过程中，由于 Al 和 Ti 的高含量促进了 γ′强化相的快速析出，引起局部应力增加和塑性降低，导致晶界处形成裂纹并沿晶界扩展[36]。应变时效裂纹不仅可能在焊后热处理阶段形成，也可能在多道焊接过程中的重新加热阶段出现，对合金的完整性和性能构成威胁[37]。Cloots 等[38]发现 L-PBF 制备的 CM247LC 合金的应变时效裂纹具有明显的方向性，裂纹的扩展方向与构建方向和晶粒生长方向基本一致(图 7a)。

目前，对失塑裂纹的描述仍然不清晰。虽然将失塑裂纹归为一种独特的裂纹类型，但学者们仍倾向于用“再热裂纹”这一广义术语，将其与应变时效裂纹相提并论[39-40]。普遍认为，这类裂纹与镍基高温合金在中等温度下塑性显著降低的特征紧密相关[41]。部分研究指出，失塑裂纹是由蠕变引起的，通常在引发晶界滑移和不引发动态再结晶的温度内形成[42-43]。因此，这种裂纹更倾向于在合金熔点的 0.7~0.5 倍这一

中国知网　https://www.cnki.net

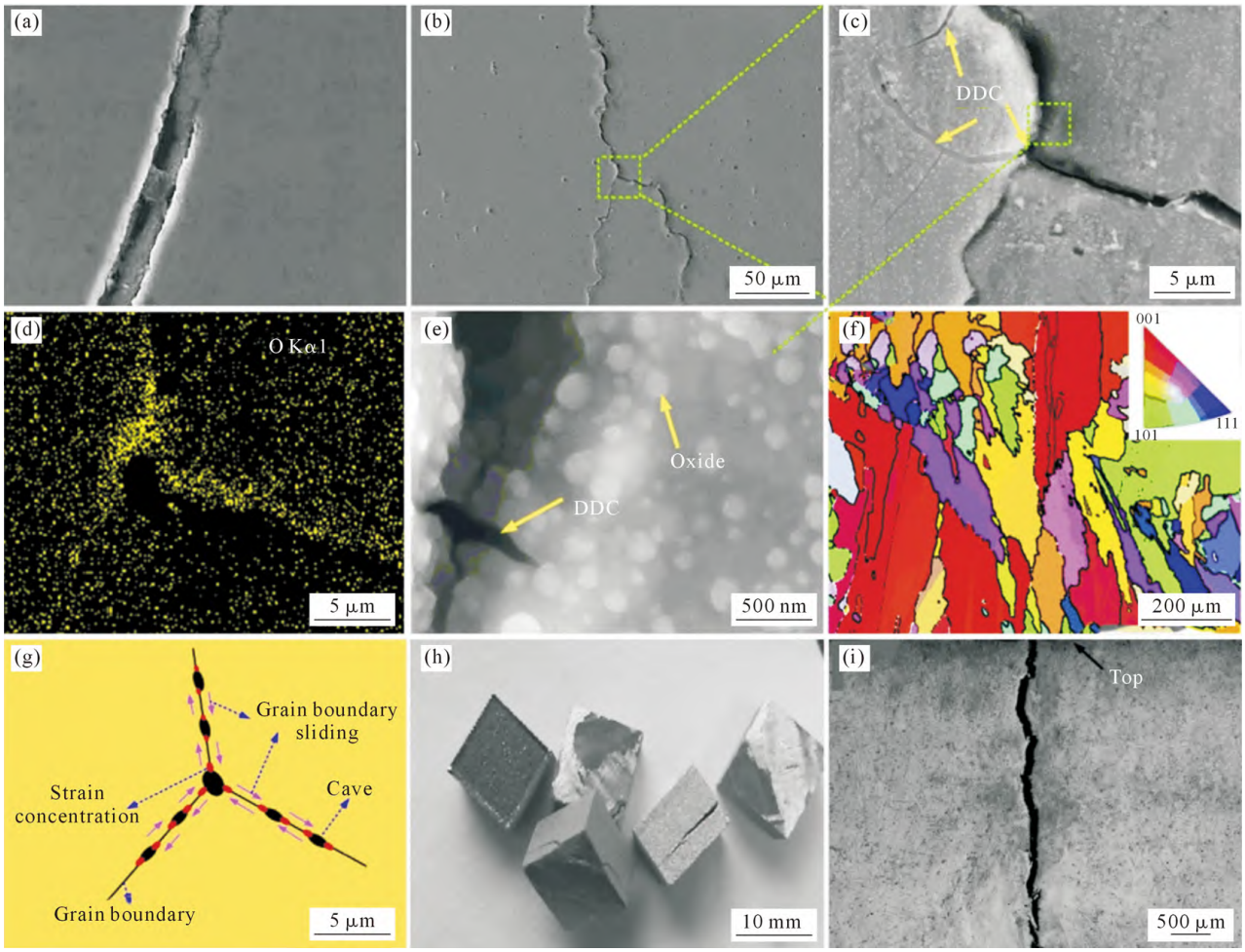

图 7 固态裂纹特征：(a) L-PBF 制备的 CM247LC 试样应变时效裂纹的 SEM 图像；(b, c, e) 三连接点处失塑裂纹的 SEM 图像及局部放大图；(d, f) 失塑裂纹的 EDS 结果和 EBSD 图；(g) 晶界滑动示意图；(h) L-PBF 制备的 Inconel718 试样的冷裂纹；(i) 激光定向能沉积制备 Inconel738 样品冷裂纹的 OM 图像[38, 43-44]

Fig.7 Characteristics of solid-state cracks: (a) SEM image of strain-age cracks in the PBF-L-fabricated CM247LC samples; (b, c, e) SEM images of ductility-dip cracks occurring at the triple junction point and partially enlarged details; (d, f) EDS result and EBSD maps of ductility-dip cracks; (g) sketch diagram of grain-boundary sliding; (h) cold cracks in PBF-L-built Inconel 718 samples; (i) OM images of a cold crack in a DED-deposited Inconel 738 sample[38, 43-44]

温度区间内形成，这个区间正是合金的塑性急剧降低的区域。Zhang 等[43]在对 Inconel738 合金进行激光定向能量沉积处理后观察到，失塑裂纹的尖端通常呈楔形，并且位于晶界交汇的三叉点(图 7b 和 c)。此外，裂纹周围密集分布着纳米级氧化物(图 7d 和 e)，裂纹的扩展路径通常沿着晶界发展(图 7f)。结果表明，裂纹是由应变集中和晶界滑移形成的(图 7g)。

冷裂纹多在工件冷却至环境温度的过程中形成，这种裂纹的产生可能与氢的作用有关，因而有时也被称作“氢致裂纹”[45]。这类裂纹的形成通常是由于冷却速率非线性导致材料收缩不均匀所致，它们往往尺寸较长且有可能穿透整个工件[46]。通常情况下，通过调整加工过程中的参数可以有效防止冷裂纹的产生。在采用高能束增材制造的镍基高温合金中，冷裂纹的出现较为罕见[47]。如图 7h 和图 7i，在激光增材制造 Inconel 718 合金[44]和 Inconel 738 合金[42]的某些区域中，可以观察到这些裂纹贯穿了整个工件，但通过改进工艺参数，最终可以成功消除冷裂纹。

2 裂纹抑制方法

2.1 工艺参数优化

在激光增材制造技术中，关键的工艺参数主要包括激光功率、扫描速率、粉末颗粒大小和扫描路径等。通过调整这些工艺参数以降低制造过程中的应力集中，是预防裂纹形成的一个普遍且有效的策略。

Adegoke 等[48]通过改变激光粉末床熔融工艺参数制备了镍基高温合金 CM247LC，并深入分析了工艺参数对增材制造合金晶粒尺寸、织构以及再结晶行为的影响。研究发现，激光功率是影响晶粒尺寸的关键因素(图 8)，而大的加热速率(约 85 ℃/s)有助于抑制应变时效开裂(图 9)。在 JMatPro 中模拟的 γ′相沉淀的时间–温度转变图显示，当体积分数为 15%，绿色曲线指示在 1 120 ℃时，γ′相沉淀的最短时间仅为 4.41 s。为了避免 γ′相的析出，建议采用快

中国知网 https://www.cnki.net

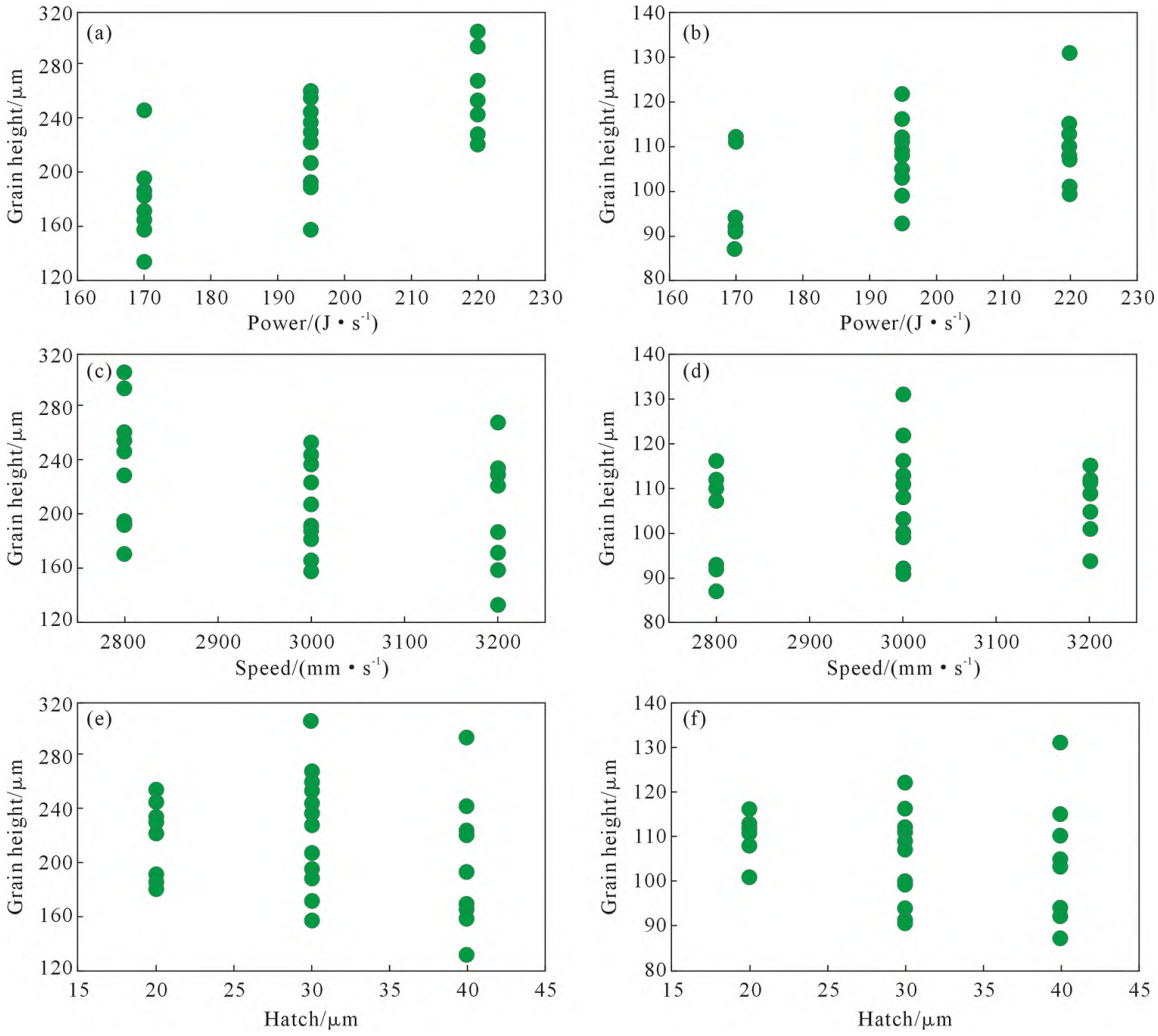

图 8　激光功率、扫描速度和间距对晶粒高度和宽度的影响：(a, b) 激光功率；(c, d) 扫描速度；(e, f) 间距[48]

Fig.8　Effects of the laser power, scanning speed, and hatch distance on the height and width of the grains: (a, b) laser power; (c, d) scanning speed; (e, f) hatch distance[48]

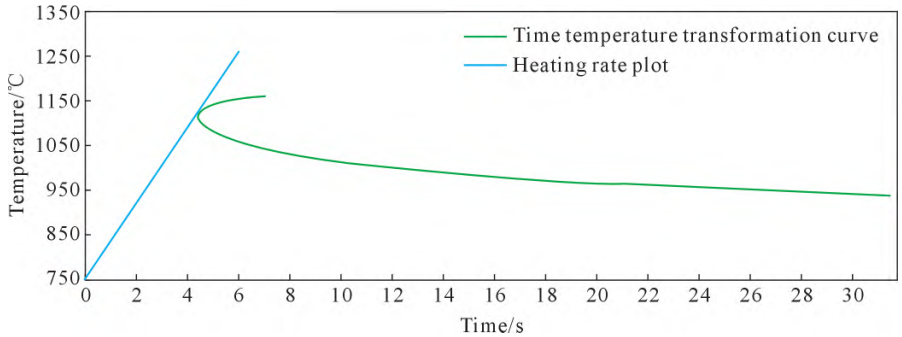

图 9　在 JMatPro 中模拟的 γ′相析出(15%体积分数)时间-温度变换(蓝色线表示避免 γ′相形成的最小加热速率)[48]

Fig.9　TTT diagram for the γ′ precipitate (15 vol. %) modelled in JMatPro. The blue plot denotes the minimum heating rate required to avoid the precipitation of the γ′ precipitate[48]

速加热策略，以减少与 TTT 曲线的交集。此外，蓝色曲线揭示，为了防止开裂，样品需要以大约 85 ℃/s 的速率从 750 ℃加热至 1 260 ℃。但是，如果低体积分数的 γ′沉淀(小于 15%)时发生开裂，就需要更高的加热速率，因为此时绿色曲线会向左偏移，表明在较低的 γ′沉淀体积分数下，沉淀开始的时间更早。在此研究中采用的 5 ℃/min 的加热速率过低，既无法有效避开 TTT 曲线，也不足以抵抗应变时效裂纹的形成。热处理后，合金中出现了再结晶现象。此外，具有较大晶粒的样品展现出更好的抗蠕变性能。尽管 L-PBF 工艺参数对 γ′相的强化作用不大，但这些发现为优化 L-PBF 工艺提供了重要指导。

Yao 等[49]采用激光原位再扫描策略，通过激光粉末床熔融工艺成功制备了 Nd-Fe-B 磁体。该策略有效减轻了磁体内部残余应力，降低了开裂风险，并通过实验与模拟全面分析了其对磁体微观结构和

中国知网　https://www.cnki.net

开裂行为的影响，如图 10 所示。结果表明，优化后的策略显著降低了裂纹密度并提升了磁镀层的磁性能，这主要是由于磁体中温度梯度和热应力的降低。此外，该策略还促进了硬磁相 $Nd_2Fe_{14}B$ 尺寸的均一性，增强了磁体的矫顽力，同时避免了不良相的形成。

为了解决高强铝合金激光焊接中“高强度”与“无裂纹”难以兼得的挑战，Jin 等[50]开发了激光焊接过程枝晶生长相场模型，阐释了枝晶结构和晶间相形貌对凝固裂纹的影响，并揭示了超细等轴晶组织对裂纹的抑制作用。通过设计一种“锆芯铝壳”新型绞股焊丝(图 11)，并发展一种新型焊丝的后置激光摆动–电弧复合焊接工艺，通过电弧热源熔化焊丝和激光搅拌熔池来促进合金元素的均匀分布，从而调控微观组织并抑制凝固裂纹。利用多种微观表征技术，发现焊缝内部形成了均匀细小的等轴晶组织，平均晶粒尺寸仅 4 μm，这种组织有效地抑制了凝固裂纹。进一步的研究表明，含锆形核相(Al_3Zr)与母相(α-Al)的晶体学匹配关系促进了超细等轴晶的异质形核。通过相场模型分析，细化的等轴组织减少了枝晶间液相通道的长度和曲折度，降低了溶质偏析，从而提高了抗凝固裂纹的能力。根据 Kou 准则[51]的定量预测，这种枝晶网络结构显著降低了凝固末期的裂纹敏感性。此外，焊接接头在无需热处理的情况下，其平均抗拉强度达到 349 MPa，是目前文献报道的 2024-T4 高强铝合金熔化焊接的最佳水平。细晶强化、第二相强化、位错强化和固溶强化的综合作用提升了力学性能，其中细晶强化是最主要的贡献因素，为接头强度贡献了约 47%。

2.2 激光光束整形

在激光增材制造中，激光束的形状对零件质量和性能有着决定性的影响[52]。传统的高斯光束因其能量在中心处集中，可能导致粉末蒸发、飞溅和局部过热，从而影响工艺稳定性并引发缺陷[53]。相对而言，非高斯光束如环形和平顶光束，尤其对平顶光束而言，其能量分布均匀(图 12)，能有效减少飞溅，促进熔池的稳定形成和晶粒的外延生长[54-55]。可变环形光束通过重新分配能量至外环，降低了高热梯度，而贝塞尔光束则通过中心高强度和外部低强度环的组合，有助于形成更深的熔池并抑制飞溅[56]。光束整形技术，包括静态和动态方法[57]，通过优化能量分布，不仅提升了 L-PBF 的工艺稳定性，还增加了舱口空间和扫描速度，从而提高了生产率。这些技术的应用，使得 L-PBF 工艺在制造高精度和高性能零件方

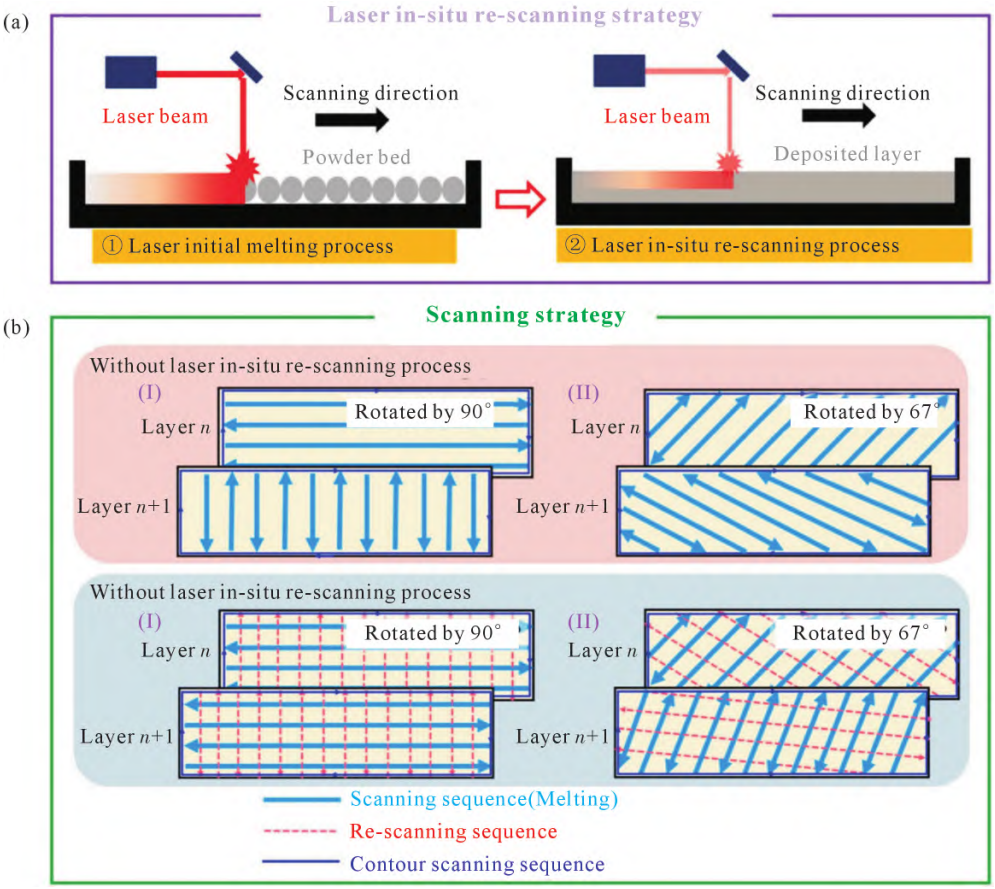

图 10 激光原位再扫描策略：(a) 过程示意图；(b) 扫描策略[49]

Fig.10 Laser in situ rescanning strategy: (a) schematic diagram of the process; (b) scanning strategy[49]

中国知网 https://www.cnki.net

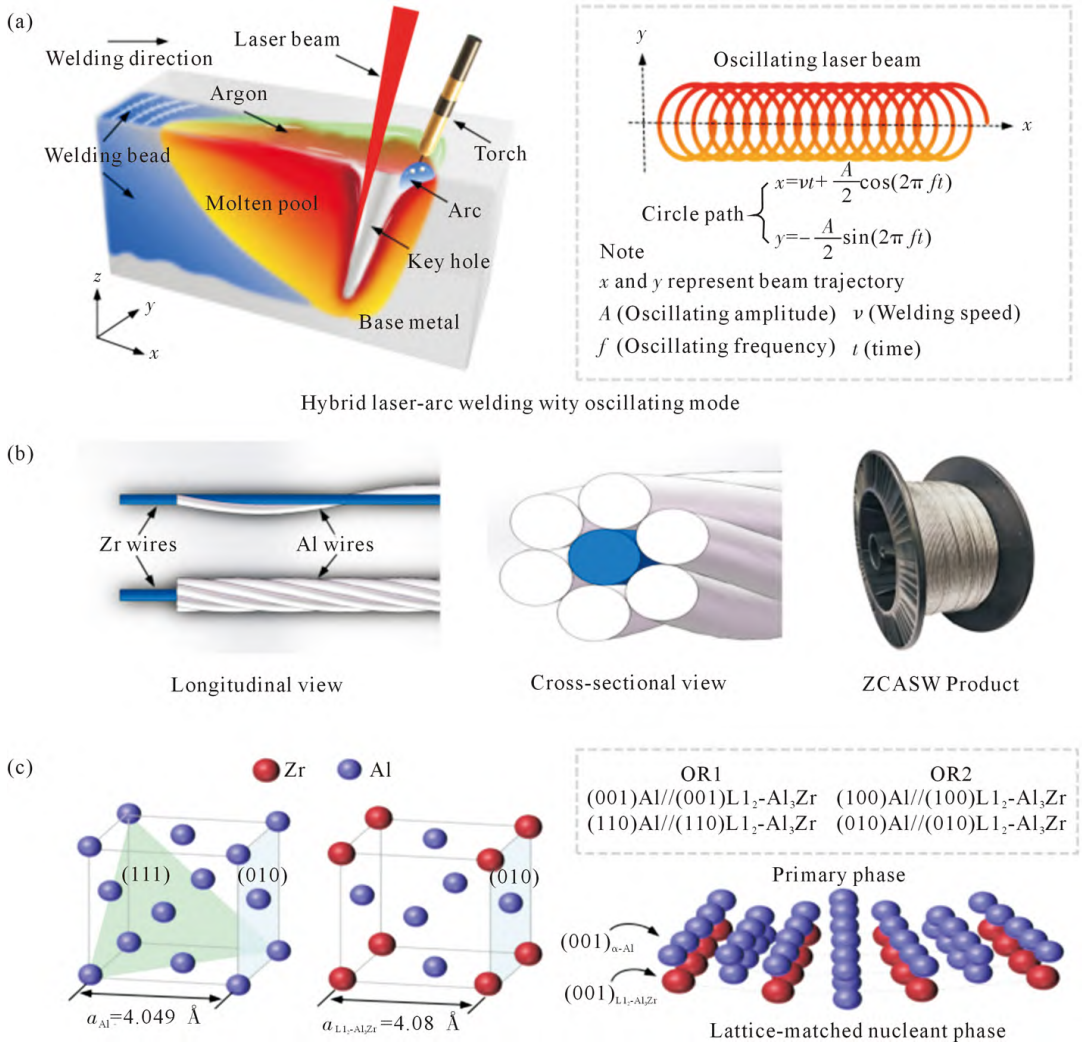

图 11　2024 铝合金与锆芯铝壳焊丝的焊接工艺:(a) 焊接过程示意;(b) 锆芯铝壳焊丝的纵向和截面示意图及产品;(c) α-Al 和 $L1_2$-Al_3Zr 的晶体学数据示意图,说明了晶格匹配的 Al_3Zr 相如何诱导 α-Al 的低能垒外延生长(OR1 表示取向关系 1,OR2 表示取向关系 2)[50]

Fig.11　Welding process of AA2024 and the ZCASW filler material: (a) schematic diagram of the welding process; (b) longitudinal and cross-sectional schematic diagram and product of the ZCASW filler; (c) schematic representation of the crystallographic data of α-Al and $L1_2$-Al_3Zr, illustrating how the lattice-matched Al_3Zr phase could induce low-energy-barrier epitaxial growth of α-Al (OR1 represents orientation relationship 1 and OR2 represents orientation relationship 2)[50]

面具有更大的潜力。

Yang 等[57]研究了不同激光束模式对涂层晶粒形态、晶粒尺寸和应力分布的影响,并揭示了光束模式抑制裂纹的机制,如图 13 所示。研究发现,由高斯和平顶激光束熔覆的涂层均包含柱状和等轴晶体,但平顶光束涂层的晶粒尺寸较大,表明其熔池冷却速率较低。与高斯光束熔覆涂层相比,平顶光束涂层展现出更低的应力集中,这归因于其更均匀的能量分布,减少了冷却速率和温度梯度。此外,通过将晶界角分为 3 个区间,还发现平顶光束熔覆涂层中高角度晶界的比例较高斯光束熔覆涂层降低了约 10%,这可能是由于平顶光束形成的熔池更稳定,减轻了熔池内流体流动的剧烈程度,从而抑制了裂纹的形成[58-59]。

2.3　材料改性

在激光增材制造领域,一个突出的挑战在于当前使用的高温合金成分主要针对传统制造工艺而设计,并未充分适应增材制造技术特有的高温度梯度、快速冷却速率和周期性的加热–冷却循环。这种不匹配导致合金成分与增材制造工艺之间的脱节,阻碍了增材制造技术优势的完全发挥。特别是对于那些含有较高铝和钛元素的镍基高温合金,由于其较差的可焊性,它们在增材制造过程中更容易出现裂纹。因此,开发新的合金设计和成分调整策略,以实现无裂纹的高性能合金部件的制备,已成为该领域研究的新方向。

Niu 等[60]研究发现,在高熵合金中掺杂少量 Al(约 2.4%,原子分数)可以有效降低堆垛层错能(stack

中国知网　https://www.cnki.net

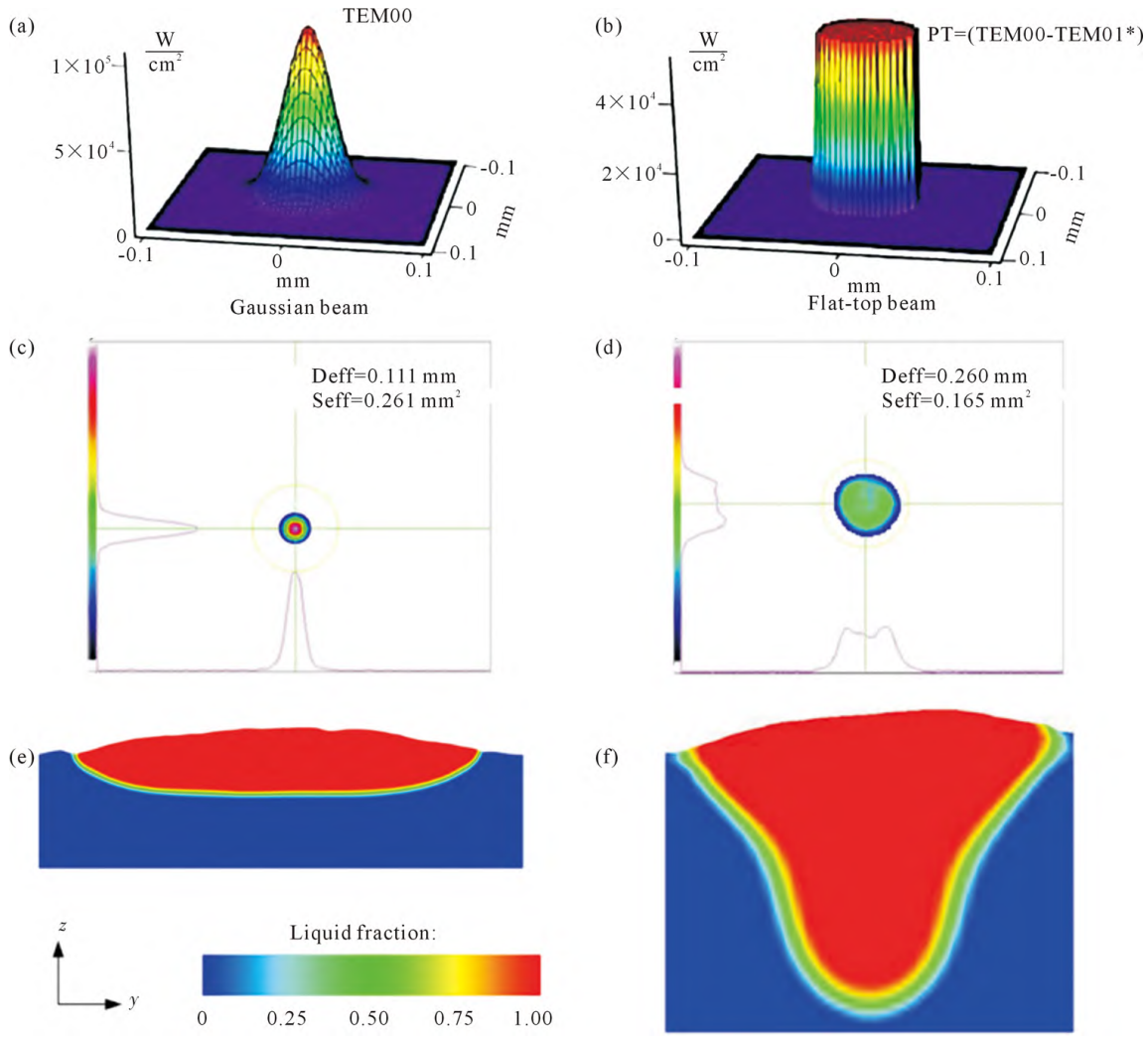

图 12 高斯光束与平顶光束：(a, b) 高斯光束和平顶光束的强度分布；(c, d) 高斯光束和平顶光束的 CCD 相机图像；(e, f) 高斯光束和平顶光束的横截面温度场[55]

Fig.12 Gaussian beam and flat-top beam: (a, b) the intensity modes of Gaussian beam and flat-top beam; (c, d) the CCD-camera images of Gaussian beam and flat-top beam; (e, f) transverse sectional temperature fields of Gaussian laser beam and flat top laser beam[55]

ing fault energy, SFE)，获得多尺度微观结构，有效降低L-PBF 过程中的热应力。即使在最佳激光打印参数下，微裂纹和孔隙仍然存在，但与无 Al 的 HEA 相比，掺 Al 的 HEA 中孔隙率最小。在无 Al 的 HEA 中，出现了以密集位错墙为界的胞状结构区域，而在掺 Al 的 HEA 中，这些胞状结构消失，取而代之的是大量分散的直线位错线段。通过放大后的 STEM 图像观察到一些堆叠层错，EDS 分析显示所有元素在基体内均匀分散，表明 Al 掺杂显著抑制了位错交叉滑移，但引入了平面滑移，如图 14 所示。推测 FeCoCrNi 基 HEA 中没有胞状结构可能归因于 Al 掺杂导致的较低层错能。无 Al 合金的位错密度明显高于 Al 掺杂合金，这导致了更大的应力积累和更大的微塑性变形。对于层错能较高的无 Al 合金，微塑性变形更容易形成位错胞，而在低层错能的掺 Al 合金中，这种形成被抑制。Al 掺杂到 L-PBF 打印的 FeCoCrNi 高熵合金中，通过促进位错的平面滑移和晶体缺陷的产生，有效减少了热应力，抑制了微裂纹，并最大限度地降低了金属零件中残余应力引起的翘曲变形。

Yu 等[61]的研究表明，向 Inconel738LC 合金中添加 1.0%和 2.0%(质量分数)的铪(Hf)能够显著影响凝固裂纹的形成。研究发现，铪与 Inconel738LC 合金的互扩散作用降低了熔点，并且随着铪含量的增加，合金的高液相分数范围扩大，而低液相分数范围缩小。这种变化确保了在凝固过程中有足够的液相体积，从而提高了合金熔体的流动性和填充裂纹的能力，有效减少了裂纹的产生。总体来看，通过成分改性来调整 γ′相，强化镍基高温合金的凝固特性，并减少低熔点相的形成，是控制裂纹和提高激光工艺窗口的有效方法，这对于制备高致密性的镍基高温合金具有重要意义。

Martin 等[62]通过机械互混的方法在铝合金粉末表面涂覆上一层 ZrH_2 纳米级细化剂，该技术可以显

中国知网 https://www.cnki.net

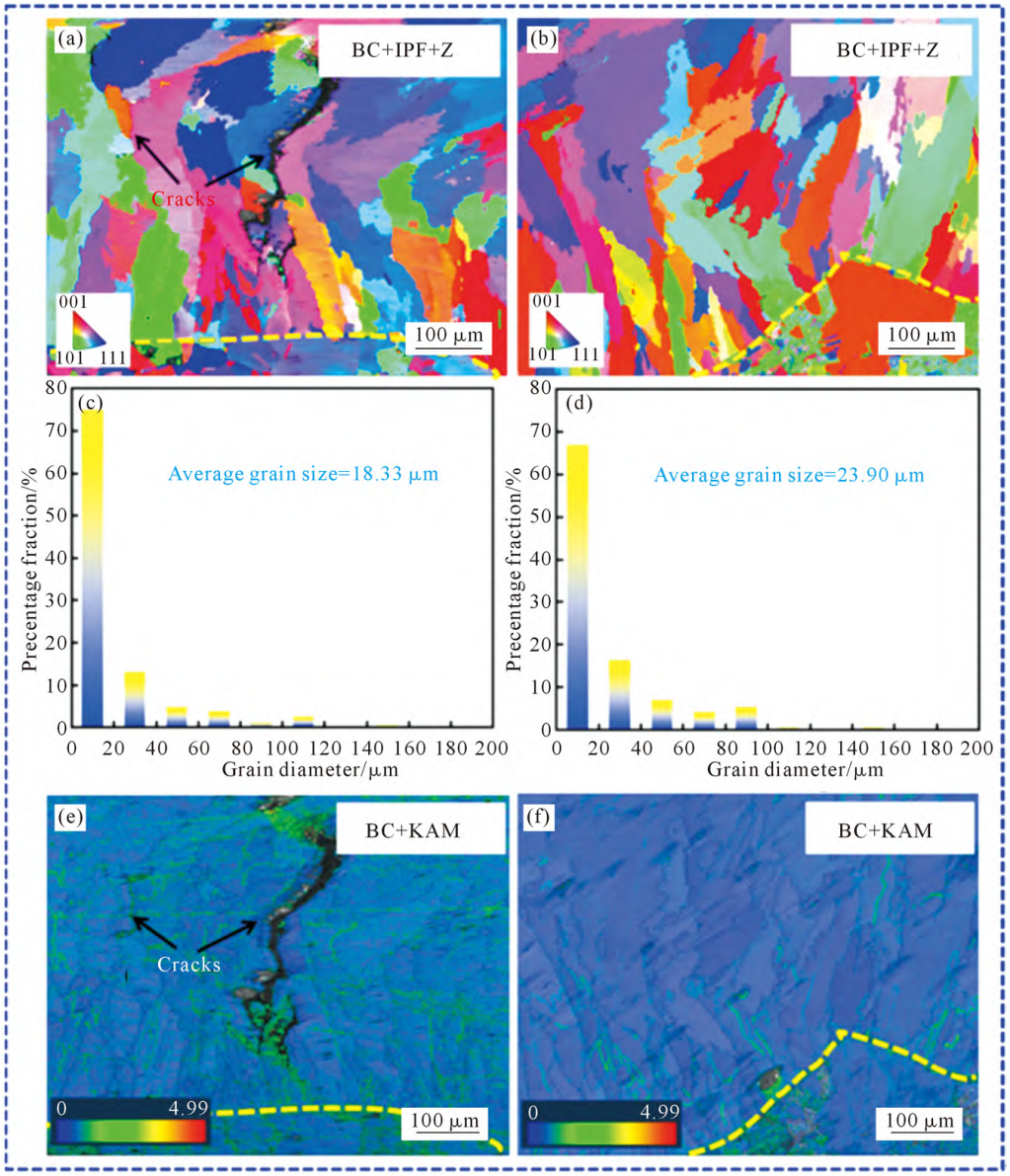

图 13　不同光束模式下涂层的 IPF 图、粒径图和 KAM 图：(a, c, e) 高斯光束(1 100 W, 8 mm/s, 6 g/min, 41%)；(b, d, f) 平顶激光束(700 W, 7 mm/s, 6 g/min, 60%)[57]

Fig.13　IPF map, grain diameter, and KAM map of the coatings with different laser beam patterns: (a, c, e) Gaussian laser beam (1 100 W, 8 mm/s, 6 g/min, 41%); (b, d, f) flat-top laser beam (700 W, 7 mm/s, 6 g/min, 60%)[57]

著提升高强铝合金的抗裂性能，且使得其力学强度与锻造件相媲美。研究表明，纳米颗粒作为异质形核点，在合金的凝固过程中降低了形核的能垒，诱导晶粒由柱状向等轴晶形态转变，有效抑制了裂纹的萌生与发展，如图 15 所示。这种表面纳米改性策略为高强铝合金的增材制造提供了一种有效的微观结构调控手段。

2.4　热等静压处理

热等静压(hot isostatic pressing, HIP)处理是一种高效的后处理技术，广泛应用于消除材料中的微孔洞和微裂纹，它的工作原理是利用高温和高压环境，促使裂纹界面之间的接触和压合并通过高温固溶扩散作用，实现裂纹和孔洞的修复与愈合[63]。在热等静压过程中，材料被封装于高压容器中，通过均匀施加压力，使得材料内部的缺陷得到有效闭合，从而恢复其结构完整性和性能。这一过程不仅增强了材料的致密性，还提升了其整体的力学性能[64]。

Han 等[65]对 L-PBF 制备的 Hastelloy X 合金进行了热等静压处理，以探究其对合金开裂行为和力学性能的影响。研究结果表明，在 1 155 ℃、100 MPa 的压力下进行 3 h 的热等静压处理后，可以有效消除 L-PBF 合金中的裂纹和微孔洞。尽管处理过程中合金内部发生了再结晶，导致晶粒显著长大，使得屈服强度下降至约 130 MPa，但热等静压处理通过消除裂纹和释放残余应力，显著提升了合金部件的高周疲劳寿命。

王继浩等[66]研究了热等静压处理对 L-PBF 制备的 GH3230 高温合金微裂纹、组织结构和拉伸性能

中国知网　https://www.cnki.net

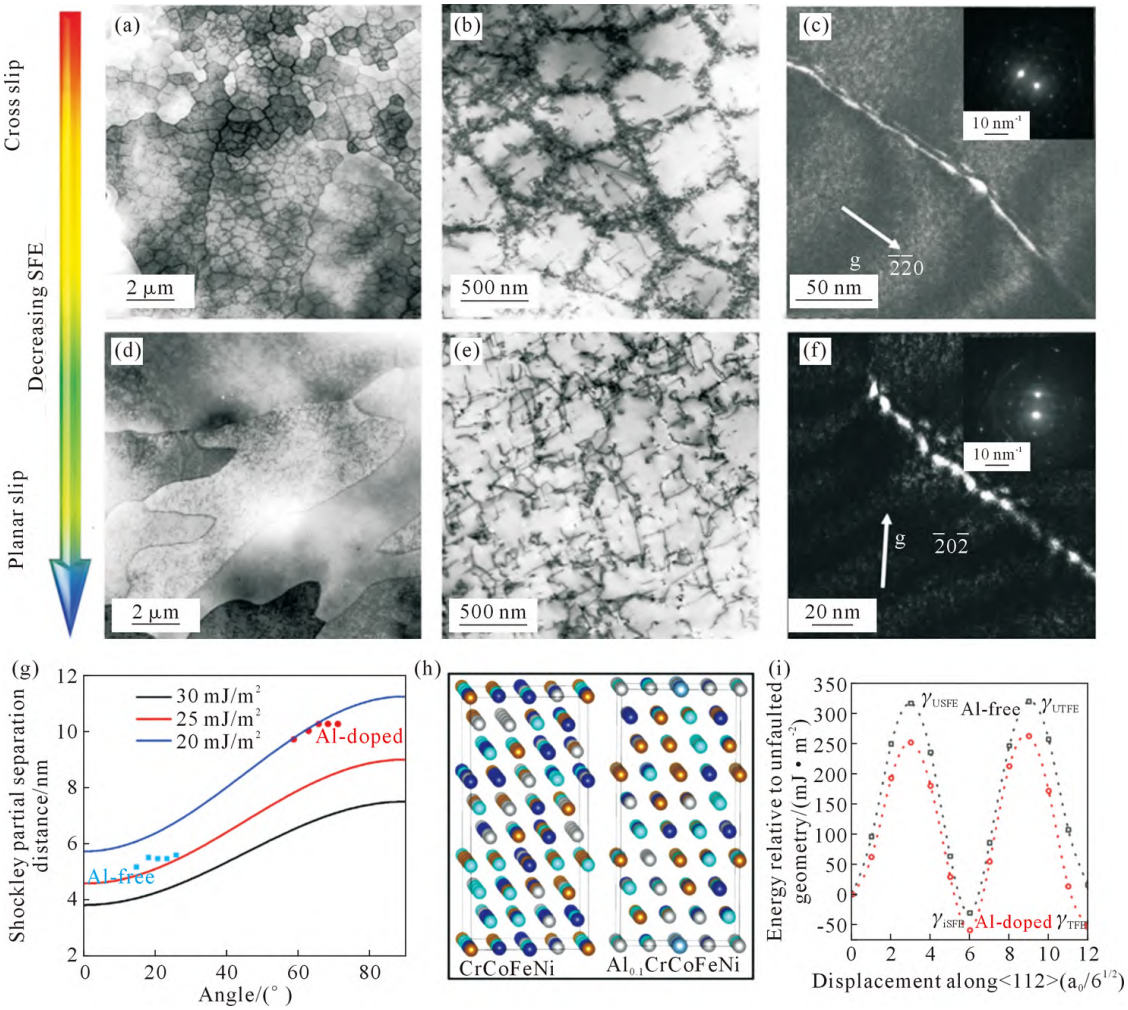

图 14 L-PBF 打印的无 Al 和掺 Al HEAs 的微观结构和 SFE 计算：(a, b, d, e) [110]轴整齐区 BF-STEM 图像分别显示了无 Al 和掺 Al HEA 中的大量位错；(c, f) 1.5%应变下无 Al 和掺 Al HEAs 样品中解离位错的 WBDF 图像；(g) 解离位的实测部分分离距离，以及不同值对应的理论层错能曲线；(h) FeCoCrNi 和 $Al_{0.1}CoCrFeNi$ HEAs 的 FCC 超级电池用于 DFT 计算；(i) FeCoCrNi 和 $Al_{0.1}CoCrFeNi$ HEAs 基面沿[112]方向的 GSFE 曲线[60]

Fig.14 Microstructures and SFE calculations of the LPBF-printed Al-free and Al-doped HEAs: (a, b, d, e) BF-STEM images at the neat zone of the [110] axis revealing many dislocations in the Al-free and Al-doped HEAs, respectively; (c, f) WBDF images of dissociated dislocations in the Al-free and Al-doped HEA samples at a strain of 1.5%; (g) measured partial separation distances of dissociated dislocations, as well as the theoretical stacking fault energy curves corresponding to different values; (h) FCC supercells of FeCoCrNi and $Al_{0.1}CoCrFeNi$ HEAs for DFT calculations; (i) GSFE curves for the basal plane along the [112] direction for FeCoCrNi and $Al_{0.1}CoCrFeNi$ HEAs[60]

的影响。研究发现，L-PBF 制备的 GH3230 合金存在凝固微裂纹，这些裂纹在 *XOY* 截面呈现龟裂特征，在 *ZOY* 截面呈现线状。HIP 处理能够消除小尺寸微裂纹和气孔，减小大尺寸微裂纹，同时在晶界附近析出大量的含 Mo、W、Cr 碳化物，而晶内析出数量多且尺寸较小的含 Mo、W、Cr 碳化物，如图 16 所示。这些变化显著提高了合金在 *XY* 方向的抗拉强度和伸长率，但屈服强度有所降低。

2.5 其他处理方法

除了工艺参数的优化、激光光束的整形、材料成分的调整以及热等静压处理等技术外，在激光增材制造中，裂纹抑制的策略还包括液体诱导愈合后处理、电脉冲处理以及粘合剂修复等方法。液体诱导愈合(liquid-induced healing, LIH)后处理技术通过在增材制造部件的裂纹区域注入额外的液态金属，借助材料的表面张力和毛细作用力来填充和修复裂纹。而电脉冲处理则是一种通过施加电场来改善材料微观结构的技术，它通过在材料内部激发高密度的电脉冲，促进晶粒细化、相变和缺陷的愈合过程。通过粘合剂修复激光增材制造中的裂纹是一种表面处理技术，主要用于修复增材制造过程中可能出现的微小裂纹或缺陷。这种方法通常适用于裂纹的快速修复，尤其是在裂纹扩展到表面或裂纹尺寸较小的情况下。这些先进的处理方法为提高激光增材制造部件的完整性和性能提供了有效的途径。

Hu 等[67]开发了一种液体诱导愈合后处理方法，专门用于修复增材制造中金属部件的裂纹缺陷。该方法通过在裂纹区域诱导固液/相转变，实现了裂纹

中国知网 https://www.cnki.net

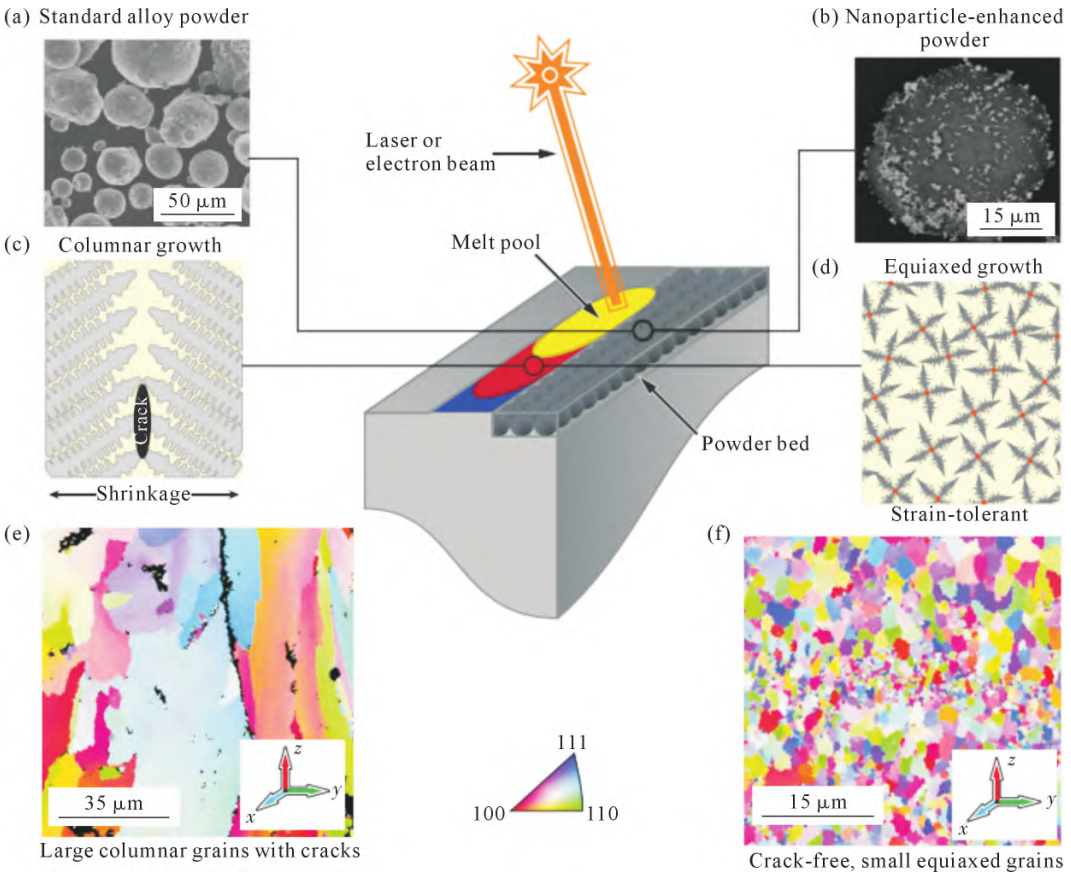

图 15　选择性激光熔化增材制造金属合金：(a) 常规 Al7075 粉料；(b) 纳米颗粒功能化的 Al7075 粉末；(c) 包括 Al7075 在内的许多合金倾向于通过枝晶的柱状生长而凝固，由于凝固收缩而产生裂纹；(d) 合适的纳米颗粒可以诱导非均相形核，促进晶粒等轴生长，从而降低凝固应变的影响；(e) 当使用传统方法进行 3d 打印时，许多合金表现出难以忍受的微观结构，如反极图所示，具有大晶粒和周期性裂纹；(f) 用纳米颗粒功能化粉末原料可产生细小的等轴晶粒生长并消除热裂。中央示意图代表了增材制造过程的概述，即直接能量源(激光或电子束)熔化一层金属粉末(黄色)，其固化(红色到蓝色)，将其融合到前一层(底层)金属(灰色)[62]

Fig.15　Additive manufacturing of metal alloys via selective laser melting: (a) conventional Al7075 powder feedstock; (b) Al7075 powder functionalized with nanoparticles; (c) alloys including Al7075 tend to solidify by columnar growth of dendrites, resulting in cracks due to solidification shrinkage; (d) suitable nanoparticles can induce heterogeneous nucleation and facilitate equiaxed grain growth, thereby reducing the effect of solidification strain; (e) alloys exhibiting intolerable microstructures with large grains and periodic cracks when 3D printed via conventional approaches, as illustrated by the inverse pole figure; (f) functionalizing the powder feedstock with nanoparticles produces fine equiaxed grain growth and eliminates hot cracking. The central schematic represents an overview of the additive manufacturing process, whereby a direct energy source (laser or electron beam) melts a layer of metal powder (yellow), which solidifies (red to blue), fusing it to the previous (underlying) layer of metal (grey)[62]

的完全愈合，显著提升了材料的机械性能，以激光增材制造技术制备的 Inconel738LC 合金为例，展示了 LIH 处理对合金力学性能和微观组织的影响，如图 17 所示。LIH 处理包括 3 个步骤：首先在真空中将材料加热至边界重熔温度，使晶界处微重熔并填充裂纹；其次，在材料部分熔化后施加轻微的等静压，以恢复材料至裂纹形成前的近似状态；最后，在等静压下控制冷却速率，以防止二次裂纹和收缩孔隙的形成。与现有的裂纹消除技术相比，LIH 在裂纹愈合效果、操作复杂性和成本方面均展现出优势。此外，LIH 处理后的拉伸性能与热等静压状态相当，而其高温蠕变性能甚至与铸态相媲美。LIH 工艺不仅简化了设备结构，降低了成本，还避免了额外的表面加工，释放了加工复杂部件的潜力，有望成为金属增材制造中的一种常规致密化后处理方法。此外，LIH 的机制也适用于处理铸件中的裂纹和缩孔，具有广泛的应用前景。

Cai 等[68]通过基于激光定向能量沉积技术制备了 TiC/316L 不锈钢复合材料，通过电脉冲处理(electropulsing treatment, EPT)成功修复了宽度小于 200 μm 的裂纹，结果如图 18 所示。EPT 利用电流在裂纹周围产生温度场和压缩应力，使 316L 基体在达到熔点时熔化，同时裂纹被闭合。在单次脉冲后，最大平均温升达到 241 ℃，大块脆性 TiC 颗粒在瞬间压缩中断裂成小颗粒，随后与熔化的 316L 基体混合并快速凝固，形成细小的奥氏体晶粒。随着裂纹面积的减少，需要增加电流强度以进行进一步的 EPT 修复。此外，激光定向能量沉积过程中的高冷

中国知网　https://www.cnki.net

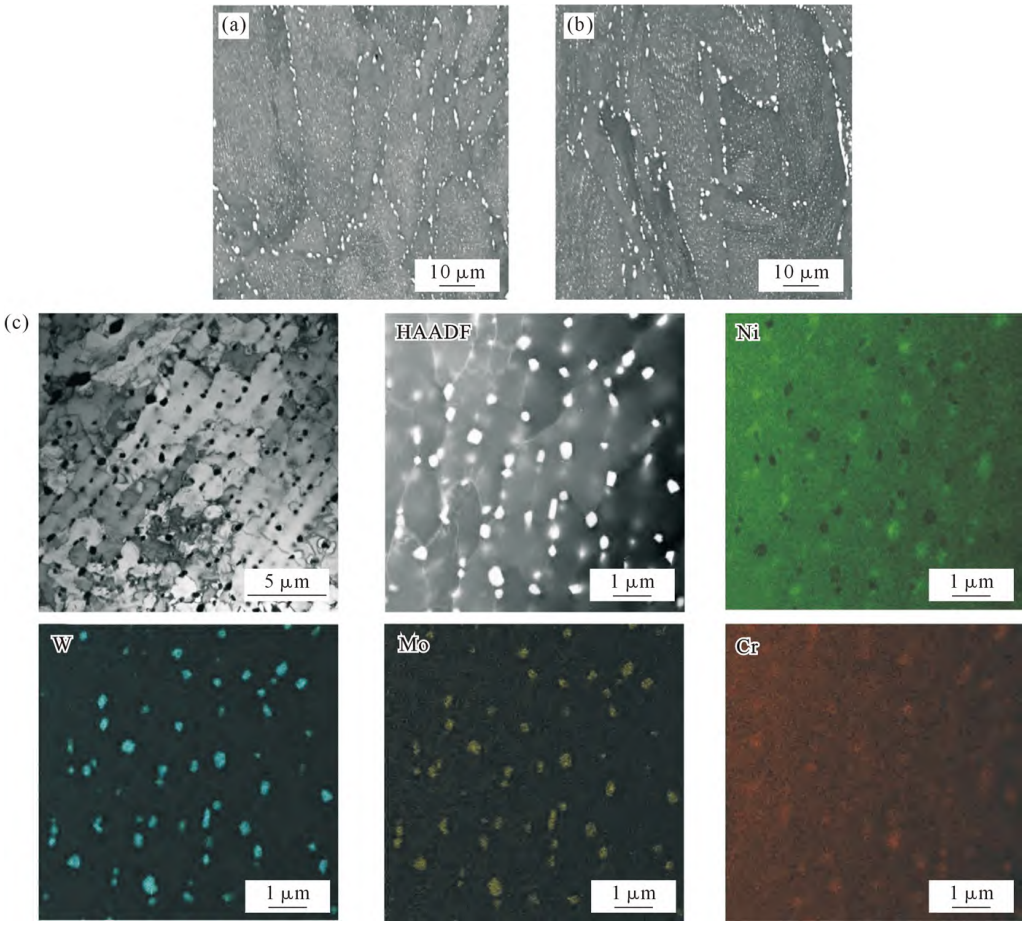

图 16 SLM 制备的 GH3230 高温合金经过热等静压处理后的组织及合金元素分布:(a) *XOY* **截面组织特征**;(b) *ZOY* **截面组织特征**;(c) TEM **图及元素分布**[66]

Fig.16 HIPed microstructure and alloying element distribution of the GH3230 superalloy fabricated via SLM: (a) microstructure characteristic in the *XOY* planes; (b) microstructure characteristic in the *ZOY* planes; (c) TEM image and elemental distributions[66]

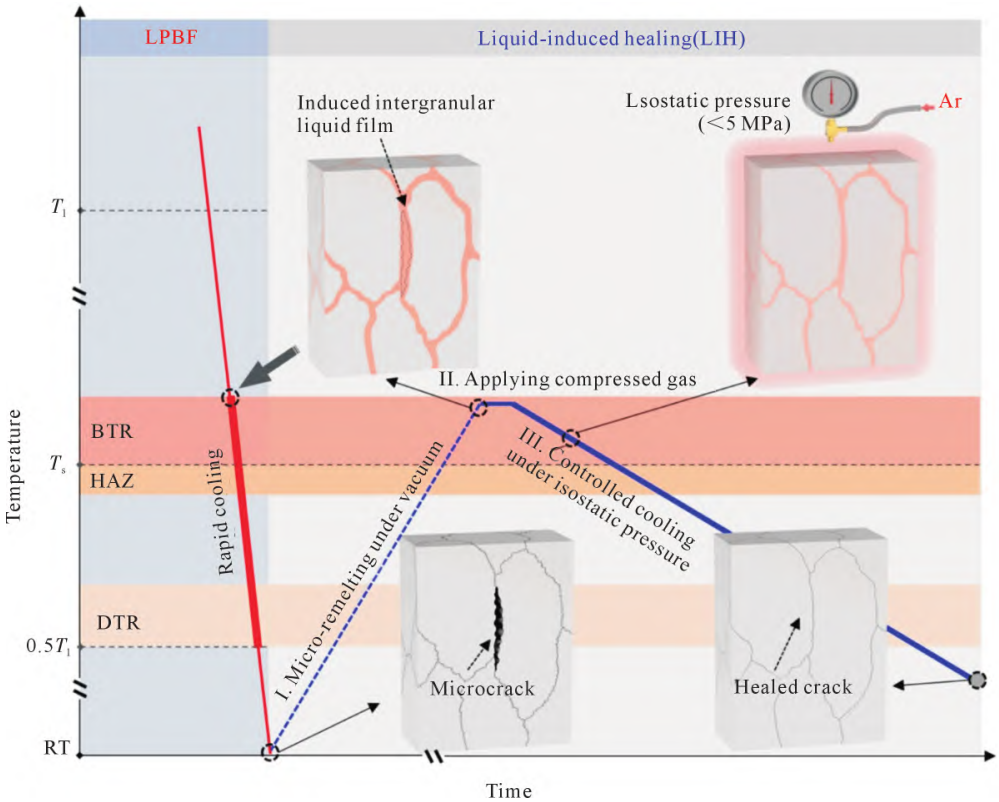

图 17 LIH 工艺示意图[67]

Fig.17 Schematic illustration of the LIH process[67]

中国知网 https://www.cnki.net

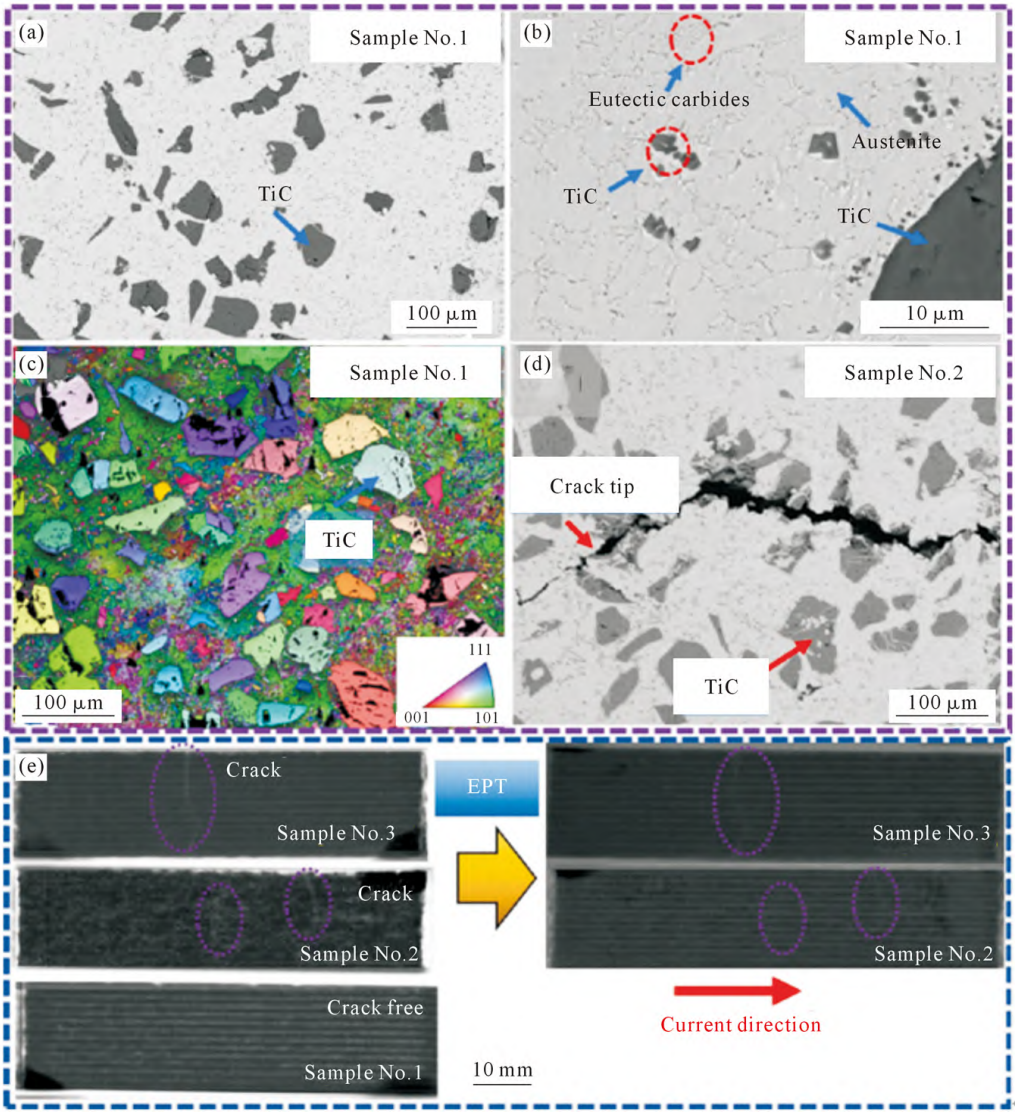

图 18　EPT 处理与未 EPT 处理试样显微图像：(a, b) 低倍和高倍下样品中 TiC/316L 不锈钢复合材料 BSE 图像；(c) 未 EPT 处理的试样与裂纹的 IPF + IQ；(d) EPT 处理前试样裂纹尖端区域；(e)EPT 前后样品的 X 射线图像[68]

Fig.18　Microscopy images of the samples treated with and without EPT: (a, b) BSE images of the as-printed TiC/316 L stainless steel composites under low and high magnification; (c) IPF + IQ map of the sample without EPT and crack; (d) crack tip region in the sample before EPT; (e) X-ray macro-CT images of the samples before and after EPT[68]

却速率和大温度梯度产生的高应变在多次 EPT 处理后得到消除，这主要是由于 EPT 的热效应和非热效应共同作用。EPT 在修复增材制造金属基复合材料中的缺陷或裂纹方面显示出巨大潜力，其效果在修复后的微观结构中得到体现，包括细化的 TiC 颗粒和重新凝固的 316L 基体。

为了解决在增材制造技术中凝固开裂这一问题，Kang 等[69]采用选择性激光熔化技术制备了易于产生裂纹的 $Co_{34}Cr_{32}Ni_{27}Al_4Ti_3$ 高熵合金，并观察到了明显的宏观裂缝。通过在合金中引入一定比例的铁基金属玻璃(metallic glass, MG)粉末作为黏合剂，他们成功地解决了 SLM 过程中的裂纹问题。其研究结果显示，随着 MG 粉末质量分数的增加，HEA 中的裂纹缺陷逐渐转变为熔合不良(LOF)缺陷，并随着 MG 含量的进一步增加而逐渐减少，直至消失。如图 19 所示当添加 5%(质量分数)的铁基 MG 时，HEA-AM5 样品的凝固裂纹显著减少，甚至完全消失。在铁基 MG 含量达到 20%时，HEA-AM20 样品中仅观察到极少数孔隙。MG 粉末的添加倾向于在熔池边界分布，促进了从粗大的柱状晶向细小的等轴晶的转变，有效抑制了裂纹的形成，并为材料提供了额外的晶界强化。此外，MG 的添加还在细胞结构边界处促成了多个沉淀的形成，这对材料的强化起到了关键作用。与脆性的 SLM 加工$Co_{34}Cr_{32}Ni_{27}Al_4Ti_3$ 高熵合金相比，添加 MG 的 SLM 加工 HEA 复合材料不仅展现出超过 1.4 Ga 的极限拉伸强度，而且具有更高的伸长率。这项研究证实，在 SLM 加工的 HEA 中添加铁基 MG 粉末作为黏合剂，不仅能有效

中国知网　https://www.cnki.net

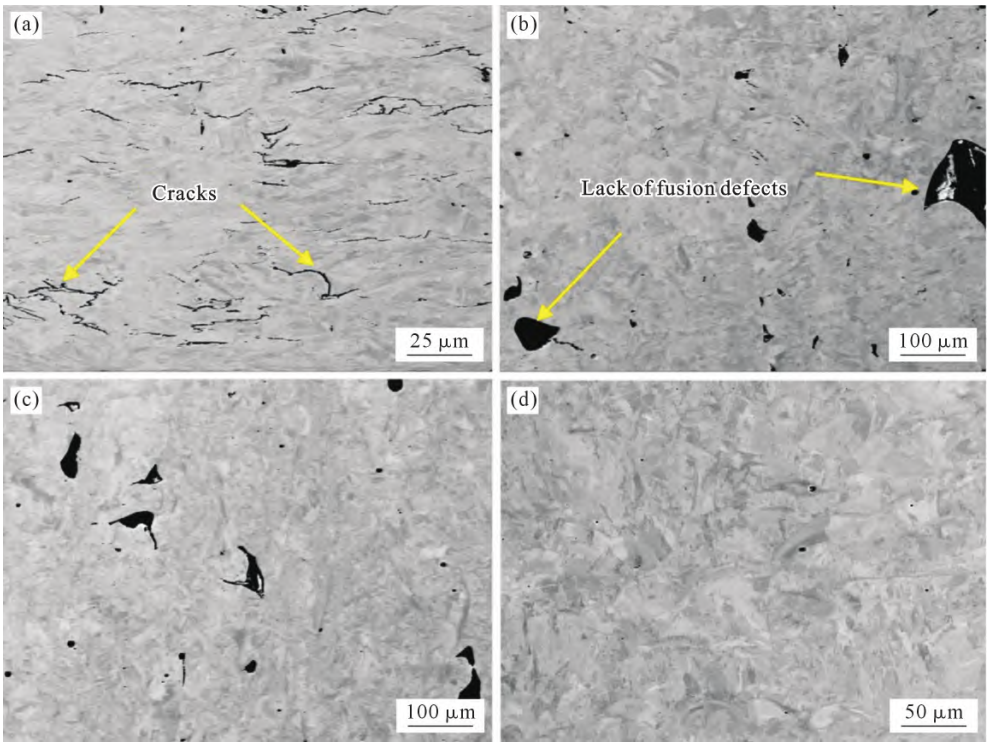

图 19 SLM 处理样品的缺陷形态和分布 SEM 图：(a) HEA-AM0; (b) HEA-AM5; (c) HEA-AM10; (d) HEA-AM20[69]
Fig.19 SEM images of the defect modality and distribution of the SLM-processed samples: (a) HEA-AM0; (b) HEA-AM5; (c) HEA-AM10; (d) HEA-AM20[69]

修复裂纹，还能显著提升增材制造产品的力学性能，是一种充满潜力的裂纹修复和性能增强策略。

3 总结与展望

激光增材制造技术，凭借其高能量密度、精确定位和快速成形等优势，在金属材料的冶金处理工艺和技术方面取得了显著进展。这一技术的应用不仅推动了制造业的发展，而且随着市场对无缺陷激光增材制造产品需求的快速增长，也极大地促进了相关研究与技术开发。随着材料适用范围的扩大和对金属产品质量要求的提高，激光增材制造技术有望在金属制造领域引发一场革命。然而，尽管该技术具有巨大的潜力，但在实际工程化应用中，仍然存在一些挑战，尤其是裂纹和孔隙等宏观缺陷的消除问题。这些缺陷不仅影响零件的机械性能，还可能降低其耐久性和可靠性。本文综述了激光增材制造中裂纹的类型、萌生机制以及裂纹抑制方法的研究现状，总结了一系列裂纹抑制方法，如工艺参数优化、光束整形、材料改性、LIH 后处理以及电脉冲处理。其中，工艺参数优化、光束整形以及材料改性可能是未来在激光增材制造中抑制裂纹形成最直接有效的方法。

在未来，激光增材制造技术在医用植入物领域将拥有广阔的应用前景，特别是在制造无裂纹的精密医用植入物方面显示出巨大潜力。通过优化工艺参数、改进光束整形技术以及材料改性等手段，可以有效抑制裂纹的产生，提高植入物的质量和可靠性。此外，激光增材制造技术在可降解金属医用植入物的制造中也展现出了独特的优势。通过增材制造技术，可以赋予医用金属植入物定制化的宏观与微观结构，实现更好的生物力学适配，满足临床治疗个性化方案的需求。例如，镁基、锌基、铁基可降解金属的增材制造工艺流程及影响因素、力学性能、降解行为、生物相容性等相关研究，为医用可降解金属植入物领域的发展提供了重要的科学依据。

总之，激光增材制造技术在医用植入物领域的应用，特别是在无裂纹精密植入物的制造上，正朝着高质量、高性能、高效率的方向发展。随着技术的不断进步和新材料的开发，未来有望实现更广泛的临床应用。

参考文献：

[1] 龚来凤，帅三三，李雅莉，黎姗姗，陈超越，王江，任忠鸣. X 射线超快成像原位表征激光增材制造过程研究进展[J]. 中国有色金属学报，2024, 34(4): 1405-1427.
GONG L F, SHUAI S S, LI Y L, LI S S, CHEN C Y, WANG J, REN Z M. X-ray ultrafast imaging in-situ characterization of laser additive manufacturing processes: A review[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2024, 34(4): 1405-1427.

[2] DEBROY T, WEI H L, ZUBACK J S, MUKHERJEE T, ELMER J W, MILEWSKI J O, BEESE A M, WILSON-HEID A, DE A, ZHANG W. Additive manufacturing of metallic components - Process, structure and properties [J]. Progress in Materials Science,

中国知网 https://www.cnki.net

2018, 92: 112-224.

[3] SAMES W J, LIST F A, PANNALA S, DEHOFF R R, BABU S S. The metallurgy and processing science of metal additive manufacturing[J]. International Materials Reviews, 2016, 61(5), 315-360.

[4] JTHOMPSON S M, BIAN L K, SHAMSAEI N, YADOLLAHI A. An overview of direct laser deposition for additive manufacturing; Part I: Transport phenomena, modeling and diagnostics[J]. Additive Manufacturing, 2015, 8: 36-62.

[5] SU Y G, LIU G, PI X Y, WEN D X, LIU D F, LIN Y C. Enhanced wear resistance of LDED 316L stainless steel fabricated by in-situ ultrasonic rolling[J]. China Foundry, 2024, 9. https://doi.org/10.1007/s41230-024-4138-y

[6] LIU G, SU Y G, XIN S W, LI C Y, DENG Z X, LIU D F, LIN Y C. Enhanced wear resistance of Ti reinforced Inconel 718 superalloy manufactured by laser directed energy deposition[J]. Materials Characterization, 2024, 209: 113736.

[7] LIU G, DU D, WANG K M, PU Z, ZHANG D Q, CHANG B H. High-temperature oxidation behavior of a directionally solidified superalloy repaired by directed energy deposition[J]. Corrosion Science, 2021, 193: 109918.

[8] LIU G, DU D, WANG K M, PU Z, ZHANG D Q, CHANG B H. Microstructure and wear behavior of IC10 directionally solidified superalloy repaired by directed energy deposition[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 93: 71-78.

[9] WANG R X, STANDFIELD B, DOU C R, LAW A C, KONG Z Y J. Real-time process monitoring and closed-loop control on laser power via a customized laser powder bed fusion platform[J]. Additive Manufacturing, 2023, 66: 103449.

[10] 吴正凯，张杰，吴圣川，谢成，宋哲. 同步辐射 X 射线原位三维成像在金属增材制件缺陷评价中的应用 [J]. 无损检测，2020, 42(7): 46-50.
WU Z K, ZHANG J, WU S C, XIE C, SONG Z. Application of in-situ three-dimensional synchrotron radiation X-ray tomography for defects evaluation of metal additive manufactured components[J]. Nondestructive Testing, 2020, 42(7): 46-50.

[11] SANAEI N, FATEMI A. Defects in additive manufactured metals and their effect on fatigue performance: A state-of-the-art review [J]. Progress in Materials Science, 2021, 117: 100724.

[12] LIU G, SU Y G, PI X Y, XIN S W, LI K, LIU D F, LIN Y C. Achieving high strength 316L stainless steel by laser directed energy deposition-ultrasonic rolling hybrid process[J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 903: 146665.

[13] TANG Y B T, PANWISAWAS C, GHOUSSOUB J N, GONG Y L, CLARK J W G, NÉMETH A A N, MCCARTNEY D G, REED R C. Alloys-by-design: Application to new superalloys for additive manufacturing[J]. Acta Materialia, 2021, 202: 417-436.

[14] DIVYA V D, MUÑOZ-MORENO R, MESSÉ O M D M, BARNARD J S, BAKER S, ILLSTON T, STONE H J. Microstructure of selective laser melted CM247LC nickel-based superalloy and its evolution through heat treatment[J]. Materials Characterization, 2016, 114: 62-74.

[15] WEI Q S, XIE Y, TENG Q, SHEN M Y, SUN S S, CAI C. Crack types, mechanisms, and suppression methods during high-energy beam additive manufacturing of nickel-based superalloys: A review[J]. Chinese Journal of Mechanical Engineering: Additive Manufacturing Frontiers, 2022, 1(4): 100055.

[16] DONACHIE M J, DONACHIE S J. Superalloys: A technical guide (Second edition)[M]. Almere: ASM International, 2002.

[17] LIU G, DU D, WANG K M, PU Z, CHANG B H. Epitaxial growth behavior and stray grains formation mechanism during laser surface re-melting of directionally solidified nickel-based superalloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 853: 157325.

[18] DYE D, HUNZIKER O, REED R C. Numerical analysis of the weldability of superalloys[J]. Acta Materialia, 2001, 49(4): 683-697.

[19] HAN Q Q, GU Y C, SOE S, LACAN F, SETCHI R. Effect of hot cracking on the mechanical properties of Hastelloy X superalloy fabricated by laser powder bed fusion additive manufacturing[J]. Optics & Laser Technology, 2020, 124: 105984.

[20] MARCHESE G, BASILE G, BASSINI E, AVERSA A, LOMBARDI M, UGUES D, FINO P, BIAMINO S. Study of the microstructure and cracking mechanisms of Hastelloy X produced by laser powder bed fusion[J]. Materials, 2018, 11(1):106.

[21] CLOOTS M, UGGOWITZER P J, WEGENER K. Investigations on the microstructure and crack formation of IN738LC samples processed by selective laser melting using Gaussian and doughnut profiles[J]. Materials & Design, 2016, 89: 770-784.

[22] HAN Q Q, MERTENS R, MONTERO-SISTIAGA M L, YANG S F, SETCHI R, VANMEENSEL K, VAN HOOREWEDER B, EVANS S L, FAN H Y. Laser powder bed fusion of Hastelloy X: Effects of hot isostatic pressing and the hot cracking mechanism[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 732: 228-239.

[23] KHORRAM A, JAMALOEI A D, SEPEHRNIA R. Analysis of solidification crack behavior for Amdry 997 coating on Inconel 713 LC superalloy by laser cladding process[J]. Optik, 2022, 264: 169407.

[24] 张秉刚，彭飞，王厚勤，韩柯. 沉淀强化镍基高温合金熔化焊液化裂纹研究进展[J]. 焊接，2019, (9): 26-31, 66.
ZHANG B G, PENG F, WANG H Q, HAN K. Research progress on liquation cracking of precipitation hardened nickel-based superalloys in fusion welding [J]. Welding, 2019(9): 26-31, 66.

[25] HU Y L, LIN X, SONG K, JIANG X Y, YANG H O, HUANG W D. Effect of heat input on cracking in laser solid formed DZ4125 superalloy[J]. Optics & Laser Technology, 2016, 86: 1-7.

[26] LIU G, DU D, WANG K M, PU Z, CHANG B H. Hot cracking behavior and mechanism of the IC10 directionally solidified superalloy during laser re-melting[J]. Vacuum, 2020, 181: 109563.

[27] REN W J, LU F G, YANG R J, LIU X, LI Z G. Liquation cracking in fiber laser welded joints of inconel 617[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 226: 214-220.

[28] XU J J, LIN X, ZHAO Y F, GUO P F, WEN X L, LI Q G, YANG H O, DONG H B, XUE L, HUANG W D. HAZ liquation cracking mechanism of IN-738LC superalloy prepared by laser solid forming[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, 49(10): 5118-5136.

[29] LIU G, DU D, WANG K M, PU Z, CHANG B H. Elimination of hot cracking in the laser surface re-melting of the IC10 superalloy by controlling the heat input[J]. Journal of Manufacturing Process-

中国知网 https://www.cnki.net

es, 2021, 72: 126-137.

[30] 李秋歌，林鑫，王杏华，张强，黄卫东. 激光增材修复 K465 高温合金裂纹控制研究[J]. 稀有金属材料与工程，2017, 46(4): 955-960.
LI Q G, LIN X, WANG X H, ZHANG Q, HUANG W D. Research on the cracking control of laser additive repaired K465 superalloy [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2017, 46(4): 955-960.

[31] CHAUVET E, KONTIS P, JÄGLE E A, GAULT B, RAABE D, TASSIN C, BLANDIN J J, DENDIEVEL R, VAYRE B, ABED S, MARTIN G. Hot cracking mechanism affecting a non-weldable Ni-based superalloy produced by selective electron Beam Melting [J]. Acta Materialia, 2018, 142: 82-94.

[32] LEE Y S, KIRKA M M, KIM S, SRIDHARAN N, OKELLO A, DEHOFF R R, BABU S S. Asymmetric cracking in Mar-M247 alloy builds during electron beam powder bed fusion additive manufacturing[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, 49: 5065-5079.

[33] 李金祺，裴玉冰，陈泽勇，聂丽萍，高振桓，吴东亭，隆彬，杨乐馨. 激光增材制造 Mar-M247 和 CM247LC 高温合金抗开裂行为研究进展[J]. 特种铸造及有色合金，2024, 44(8): 1077-1083.
LI J Q, PEI Y B, CHEN Z Y, NIE L P, GAO Z H, WU D T, LONG B, YANG L X. Research progress in cracking-resistance of laser additive manufactured Mar-M247 and CM247LC superalloys [J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2024, 44(8): 1077-1083.

[34] HHENDERSON M B, ARRELL D, LARSSON R, HEOBEL M, MARCHANT G. Nickel based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications [J]. Science and Technology of Welding and Joining, 2004, 9(1): 13-21.

[35] 杜则裕. 材料连接原理[M]. 北京：机械工业出版社，2011.
DU Z Y. Material Connection Principle [M]. Beijing: China Machine Press, 2011.

[36] 孙元，秦鑫冬，王诗洋，侯星宇，张洪宇，谢君，于金江. 高温合金熔化焊的研究现状及发展趋势[J]. 工程科学学报，2024, 46(6): 1065-1076.
SUN Y, QIN X D, WANG S Y, HOU X Y, ZHANG H Y, XIE J, YU J J. Research status and future perspectives on superalloy fusion welding [J]. Chinese Journal of Engineering, 2024, 46 (6): 1065-1076.

[37] 余磊，曹睿. 镍基合金焊接裂纹研究现状[J]. 金属学报，2021, 57 (1): 16-28.
YU L, CAO R. Welding crack of Ni-based alloys: A review[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2021, 57(1): 16-28.

[38] CLOOTS M, UGGOWITZER P J, WEGENER K. Investigations on the microstructure and crack formation of IN738LC samples processed by selective laser melting using Gaussian and doughnut profiles[J]. Materials & Design, 2016, 89: 770-784.

[39] DUPONT J N, LIPPOLD J C, KISER S D. Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys [M]. New Jersey: John Wiley& Sons Inc., 2009.

[40] HENDERSON M B, ARRELL D, LARSSON R, HEOBEL M, MARCHANT G. Nickel based superalloy welding practices for industrial gas turbine applications [J]. Science and Technology of Weld Joining, 2004, 9(1): 13-21.

[41] COLLINS M, LIPPOLD J. An investigation of ductility dip cracking in nickel-based filler materials - Part I[J]. Weld Journal, 2003, 82: 288-295.

[42] RAMIREZ A J, LIPPOLD J C. High temperature behavior of Ni-base weld metal: Part II - Insight into the mechanism for ductility dip cracking[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 380(1-2): 245-258.

[43] ZHANG X Q, CHEN H B, XU L M, XU J J, REN X K, CHEN X Q. Cracking mechanism and susceptibility of laser melting deposited Inconel 738 superalloy[J]. Materials & Design, 2019, 183: 108105.

[44] LU Y J, WU S Q, GAN Y L, HUANG T T, YANG C G, LIN J J, LIN J X. Study on the mi crostructure, mechanical property and residual stress of SLM Inconel-718 alloy manufactured by differing island scanning strategy[J]. Optics & Laser Technology, 2015, 75: 197-206.

[45] 李杰，万杰，李金山，王军. 金属激光粉末床熔融成形缺陷及其原位表征研究进展[J]. 铸造技术，2024, 45(3): 228-248.
LI J, WAN J, LI J S, WANG J. Research progress on defects in metals fabricated via laser powder bed fusion and their in situ characterization[J]. Foundry Technology, 2024, 45(3): 228-248.

[46] LEE M J, KANG N H. The effects of microstructure on cold crack in highstrength weld metals [J]. Journal of Welding and Joining, 2014, 32(1): 22-27.

[47] BRAUN J, KASERER L, STAJKOVIC J, LEITZ K H, TABERNIG B, SINGER P, LEIBENGUTH P, GSPAN C, KESTLER H, LEICHTFRIED G. Molybdenum and tungsten manufactured by selective laser melting: Analysis of defect structure and solidification mechanisms [J]. International Journal of Refractory Metals and Hard Materials, 2019, 84: 104999.

[48] OADEGOKE O, POLISETTI S R, XU J H, ANDERSSON J, BRODIN H, PEDERSON R, HARLIN P. Influence of laser powder bed fusion process parameters on the microstructure of solution heat-treated nickel-based superalloy alloy 247LC [J]. Materials Characterization, 2022, 183: 111612.

[49] YAO B, LIN X, LU X F, LI Z, LI X Y, YANG H O. An effective laser in-situ re-scanning strategy in laser powder bed fusion of Nd-Fe-B permanent magnets: Crack reduction and magnetic properties enhancement[J]. Additive Manufacturing, 2024, 90: 104311.

[50] JIN J, GEN S N, SHU L S, JIANG P, SHAO X Y, HAN C, REN L Y, LI Y T, YANG L, WANG X Q. High-strength and crack-free welding of 2024 aluminium alloy via Zr-core-Al-shell wire[J]. Nature Communications, 2024, 15: 1748.

[51] KOU S. A criterion for cracking during solidification[J]. Acta Materialia, 2015, 88: 366-374.

[52] BI J, WU L K, LI S D, YANG Z Y, JIA X D, STAROSTENKOV M D, DONG G J. Beam shaping technology and its application in metal laser additive manufacturing: A review[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2023, 26: 4606-4628.

[53] TUMKUR T U, VOISIN T, SHI R P, DEPOND P J, ROEHLING T T, WU S, CRUMB M F, ROEHLING J D, GUSS G, KHAIRALLAH S A, MATTHEWS M J. Nondiffractive beam shaping for enhanced optothermal control in metal additive manufacturing [J]. Science Advance, 2021, 38(7): eabg9358.

[54] LOH L E, LIU Z H, ZHANG D Q, MAPAR M, SING S L, CHUA

中国知网 https://www.cnki.net

C K, YEONG W Y. Selective laser melting of aluminium alloy using a uniform beam profile: The paper analyzes the results of laser scanning in selective laser melting using a uniform laser beam[J]. Virtual and Physical Prototyping, 2014, 9(1): 11-16.

[55] METEL A S, STEBULYANIN M M, FEDOROV S V, OKUNKOVA A A. Power density distribution for laser additive manufacturing (SLM): Potential, fundamentals and advanced applications[J]. Technologies, 2018, 7(1): 5.

[56] BAKHTARI A R, SEZER H K, CANYURT O E, EREN O, SHAH M, MARIMUTHU S. A review on laser beam shaping application in laser-powder bed fusion[J]. Advanced Engineering Materials, 2024, 26(14): 2302013.

[57] YANG P F, LU N N, LIANG J J, GUO Y M, ZHANG G R, SONG X, ZHOU Y Z, SUN X F, LI J G. Hot crack formation mechanism and inhibition of a novel cobalt-based alloy coating during laser cladding[J]. Materials, 2024, 17(16): 3914.

[58] YUAN W H, CHEN H, LI S, HENG Y H, YIN S, WEI Q S. Under standing of adopting flat-top laser in laser powder bed fusion processed Inconel 718 alloy: Simulation of single-track scanning and experiment[J]. Journal of Materials Research and Technology, 2022, 16: 1388-1401.

[59] WANG R, WANG J, CAO T W, ZHAO R X, LU X F, GUAN W, TAO H, SHUAI S S, XU S Z, XUAN W D, PANWISAWAS C, CHEN C Y, REN Z M. Microstructure characteristics of a René N5 Ni-based single-crystal superalloy prepared by laser-directed energy deposition[J]. Additive Manufacturing, 2023, 61: 103363.

[60] NIU P D, LI R D, GAN K F, FAN Z Q, YUAN T C, HAN C J. Manipulating stacking fault energy to achieve crack inhibition and superior strength-Ductility synergy in an additively manufactured high-entropy alloy[J]. Advanced Materials, 2024, 36(34): 2310160.

[61] YU Z R, GUO C, HAN S, HU X G, CAO L J, XU Z, DING H, ZHU Q. The effect of Hf on solidification cracking inhibition of IN738LC processed by Selective Laser Melting[J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 804: 140733.

[62] MARTIN J H, YAHATA B D, HUNDLEY J M, MAYER J A, SCHAEDLE T A, POLLOCK T M. 3D printing of high-strength aluminium alloys[J]. Nature, 2017, 549: 365-369.

[63] WANG H, CHEN L, DOVGYY B, XU W Y, SHA A, LI X W, TANG H P, LIU Y, WU H, PHAM M S. Micro-cracking, microstructure and mechanical properties of Hastelloy-X alloy printed by laser powder bed fusion: As-built, annealed and hot-isostatic pressed[J]. Additive Manufacturing, 2021, 39: 101853.

[64] **江剑,孟凡昕,王海涛,冉文静,权国政. 热等静压工艺提升铸件致密度的研究**[J]. **中国铸造装备与技术**,2024, 59(3): 33-37.
JIANG J, MENG F X, WANG H T, RAN W J, QUAN G Z. Research on hot isostatic pressing process to improve the density of castings[J]. China Foundry Machinery & Technology, 2024, 59(3): 33-37.

[65] HAN Q Q, MERTENS R, MONTERO-SISTIAGA M L, YANG S F, SETCHI R, VANMEENSEL K, VAN HOOREWEDER B, EVANS S L, FAN H Y. Laser powder bed fusion of Hastelloy X: Effects of hot isostatic pressing and the hot cracking mechanism[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 732: 228-239.

[66] **王继浩,刘凯歌,张雪峰,谢印开,李怀学. 热等静压对激光选区熔化增材制造** GH3230 **高温合金微裂纹与组织的影响**[J]. **航空制造技术**,2024, 67(3): 55-61.
WANG J H, LIU K G, ZHANG X F, XIE Y K, LI H X. Effect of hot isostatic pressing on micro-cracks and microstructure of GH3230 superalloy fabricated by selective laser melting[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(3): 55-61.

[67] HU X G, GUO C, HUANG Y H, XU Z, SHI Z F, ZHOU F, LI G, ZHOU Y, LI Y, LI Z Y, LI Z, LU H X, DING H, DONG H B, ZHU Q. Liquid-induced healing of cracks in nickel-based superalloy fabricated by laser powder bed fusion[J]. Acta Materialia, 2024, 267: 119731.

[68] CAI Q, RODRIGUEZ P R, SANTOS S C, CASTRO G, MENDIS C L, CHANG I T H, ASSADI H. Crack healing via electropulsing treatment applied to additive-manufactured TiC/316L stainless steel composites[J]. Materials Letters, 2024, 365: 136410.

[69] KANG H, SONG K K, LI L L, LIU X M, JIA Y D, WANG G, WANG Y C, LAN S, LIN X, ZHANG L C, CAO C D. Simultaneously healing cracks and strengthening additively manufactured $Co_{34}Cr_{32}Ni_{27}Al_4Ti_3$ high-entropy alloy by utilizing Fe-based metallic glasses as a glue[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2024, 179: 125-137.

中国知网　https://www.cnki.net