

适用于激光增材制造 γ' 相强化镍基高温合金的裂纹控制与成分设计研究进展

史淑静¹, 李卓^{1,2*}, 杨晨², 曾子恒², 程序^{1,2}, 汤海波^{1,2}, 王华明^{1,2}

¹北京航空航天大学宁波创新研究院, 浙江 宁波 315800;

²北京航空航天大学大型金属构件增材制造国家工程实验室, 北京 100191

摘要 γ' 相强化镍基高温合金以其良好的高温组织与性能稳定性被广泛应用于航空航天、石油化工、汽车能源等领域,激光增材制造可满足现代工程领域对零部件内部结构优化与自身轻量化的要求,成为镍基高温合金复杂结构零部件制造与修复的新兴技术。然而,传统牌号的高强镍基高温合金的成分及强化机制与激光增材制造快速非平衡凝固及固态相变过程不匹配,较宽的凝固温度区间和失衡的高温强韧性易引起微裂纹缺陷,难以保证合金的组织完整性和力学性能,严重制约了激光增材制造技术在高性能高温合金中的应用推广。基于此,本文综述了激光增材制造 γ' 相强化镍基高温合金裂纹的形成原因和影响因素,根据开裂机理从成分修正、成形工艺参数优化、后处理制度调控等方面总结了裂纹控制相关研究进展,探讨了当前能从根源上抑制裂纹的专用合金成分开发策略,并对激光增材制造 γ' 相强化镍基高温合金的未来发展方向进行了展望。

关键词 激光技术; 增材制造; 高温合金; 裂纹; 优化与设计

中图分类号 TN249; TG146.1 **文献标志码** A

DOI: 10.3788/CJL231577

1 引言

增材制造(AM)是一种基于“零散+堆积”思路的自下而上、从无到有的零件制备技术,由3D数字模型直接驱动,逐层切片并生成扫描路径,再通过激光、电子束、电弧等高能束流热源将连续添加的丝材、粉末等逐点熔化,熔化后的材料逐层堆积,如此反复循环直至完成实体零部件的加工。AM与信息网络技术、新材料技术、新设计理念的深度融合对传统制造业产生了变革性影响,目前已成为航空航天、汽车工业、生物医学工程等领域高端设备制造及修复的重要技术手段,是实现“中国制造”向“中国智造”转变的时代选择,也是力争抢占未来科技和产业制高点的必然选择^[1-3]。

在众多的能量源中,激光以其能量密度高、单色性和方向性好、光束聚集度高等优点使得激光增材制造(LAM)技术在难熔金属加工及微纳制造等领域占有重要地位,成为支撑智能制造的关键基础技术。随着应用需求的不断升级,各类金属零部件的使用性能和结构复杂程度不断提高,铸造、锻造等工艺的实施难度、成本和周期迅速增加,而兼具技术先进性和资源经

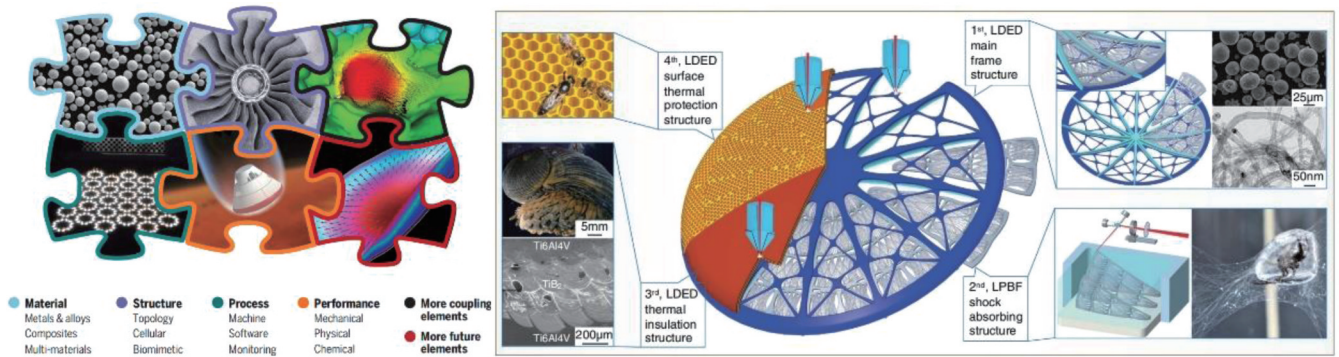
济性的LAM技术为高性能、复杂结构的制造提供了新型解决方案,促进了拓扑优化结构、点阵结构、复杂内部流道结构、梯度结构的实现,以及结构功能一体化、轻量化、超强韧、耐极端载荷、超强散热等新型结构的应用^[4-6]。此外,LAM可在一个构件内同时实现材料的灵活设计和结构创新,并行集成材料、结构、工艺和性能等核心要素以及大量其他耦合要素和潜在要素,从而提高打印件的多功能性以及AM技术的成熟性和可持续性^[7],如图1所示。LAM可分为以粉末床铺粉为特征的激光粉末床熔融(LPBF)和以同步送粉为特征的激光直接能量沉积(LDED)两类。LPBF工艺具有热输入小、成形尺寸精度高的特点,适合制造航空发动机喷嘴、涡流器、空心叶片等复杂结构零部件以及拓扑点阵等新型结构;LDED工艺具有成形效率高、成形件力学性能较好等特点,但其制造精度相对较低,适合制造涡轮盘、轮轴、实心叶片等重要承力结构^[8-9]。

镍基高温合金的优异性能主要源于FCC(面心立方)- γ 基体本身的固溶强化以及 $L1_2$ - γ' - $Ni_3(Al, Ti)$ 或 $D0_{22}$ - γ'' - Ni_3Nb 有序相的沉淀强化作用。传统沉淀强化镍基高温合金的成分设计大多是基于铸造或锻造工

收稿日期: 2023-12-26; 修回日期: 2024-02-18; 录用日期: 2024-03-04; 网络首发日期: 2024-03-13

基金项目: 国家重点研发计划(2023YFB4603304, 2023YFB4603300, 2018YFB0703400)、国家自然科学基金(51905023, 52090044)、国家科技重大专项(Y2019-VII-0011-0151)

通信作者: *lizhuo@buaa.edu.cn

图 1 用于多功能设计与制造的材料-结构-性能集成的 LAM 技术^[7]Fig. 1 Material-structure-performance integrated LAM technology in multifunctional design and manufacturing^[7]

艺进行的,多种合金元素和高的 Al+Ti 总量可以促使二次相形成。高温下, L_{12} 结构的 γ' 相通过形成反畴界并将位错锁定来阻碍位错运动,特别是当 γ' 相的体积分数大于 60% 时,合金及其零部件整体的高温蠕变性能可得到显著提升。因此,具有良好力学性能、高温性能、耐蚀性和抗氧化性的 γ' 相强化镍基高温合金已被广泛应用于航空航天、海洋、核工业和化工等行业^[10-11]。近年来, LAM 凭借其独特的超高温、强对流、瞬时、小熔池等超常冶金条件以及超高温梯度及极快冷却速率的非平衡快速凝固条件,为突破传统制备技术在多元合金化、结构尺寸和复杂程度等方面对镍基高温合金的制约开辟了新途径;然而,高比例金属间化合物产生的高温强度以及赋予性能所需的高合金化程度产生的宽凝固温度区间 ΔT (液相线和固相线之间的温度差, $\Delta T = T_{\text{liquidus}} - T_{\text{solidus}}$) 给 LAM γ' 相强化镍基高温合金的制备带来了巨大挑战^[12-14]。在 LAM 镍基高温合金快速凝固过程中,液相中局部富集的 Al、Ti、Ta 等元素发生微观偏析,在枝晶间产生富含溶质的液膜,冷却时液膜在熔池中以不同的速率收缩,易引起拉应力和开裂。在熔点以下时,应力可通过对强化相出现温度非常敏感的固相塑性变形进行调整,不过,高体积分数的 γ' 相镍基高温合金的强化相热力学稳定温度和 T_{solidus} 之间的窗口较窄,在凝固末期和处于固态时裂纹敏感性较高^[15]。此外,在沉淀强化镍基高温合金 LAM 热循环过程中,残余应力的松弛比 γ' 相的进一步析出与长大要慢,因而在增大合金强度的同时降低了其延展性。当残余应力和相变收缩应力的叠加所引起的应变超过合金塑性应变的极限时,在晶界处发生开裂,严重影响可成形性。

与焊接相比, LAM 的冷却速率更快,最高可达 10^6 °C/s。焊接中常见的裂纹现象在 LAM 中同样可见,因此,激光焊接领域高强镍基高温合金的裂纹敏感性可作为解释其 LAM 成形性的依据。为了充分理解 LAM 高强镍基高温合金缺陷形成的潜在机制,从而基于 LAM 技术的特殊性拓展可成形性问题理论,必须从以下几点出发进行研究: 1) 镍基高温合金的复杂冶金过程和导致裂纹形成的因素,以及单个元素对冶金

性能影响的普适性规律,如表 1 所示; 2) 引起多次再加热循环和高应力的分层制造本质,以及使材料远离平衡的快速动力学过程; 3) 激光束和金属粉末之间的复杂相互作用,以及金属零件成功制备的关键输入变量^[16]。良好的可成形性意味着可以获得内部高致密的打印件,并且能保证合金完全发挥其性能优势,这也是进行新型镍基高温合金成分设计与开发的重要标准^[17]。

表 1 元素对 γ' 相强化镍基高温合金冶金性能的影响^[16]Table 1 Effects of elements on the metallurgical performance of γ' phase strengthened nickel-based superalloys^[16]

Metallurgical performance	Alloy element	
Solid-solution strengthener	Co, Cr, Fe, Mo, W, Ta, Re	
	MC	W, Ta, Ti, Mo, Nb, Hf
Carbide form	M_7C_3	Cr
	$M_{23}C_6$	Cr, Mo, W
	M_6C	Mo, W, Nb
Carbonitrides: M(CN)	C, N	
γ' -Ni ₃ (Al, Ti) phase	Al, Ti	
Solvus temperature of γ' phase	Co	
Intermetallics	Al, Ti, Nb, Ta	
Oxidation resistance	Al, Cr, Y, La, Ce	
Hot corrosion resistance	La, Th	
Sulfidation	Cr, Co, Si	
Creep resistance	B, Ta	
Rupture strength	B	
Grain refinement	B, C, Zr, Hf	
Retard γ' coarsening	Re	

通常来说,可成形镍基高温合金中 Al 元素的含量较低,并且大部分是变形高温合金以及以 γ'' 相为主要强化相的铸造高温合金,而难成形合金中的 Al 含量则较高,基本上是以 γ' 相为主要强化相的铸造合金,甚至是单晶高温合金^[18-19]。为了提高可成形性,需要严格控制强化元素的种类和含量,不过低的合金化势必会牺牲部分力学性能,即难成形镍基高温合金的 LAM 加工兼容性和力学性能之间存在矛盾。另外,增材成

形高强镍基高温合金的开裂敏感性随着 γ' 相含量的增加而增大,低 γ' 相含量的镍基高温合金虽然能实现无裂纹制备,但其强度和耐高温性能却无法同时满足高强、高温稳定性的应用需求。相关研究表明,高 γ' 相含量镍基高温合金的裂纹形成倾向可通过成分改性^[20]、添加第二相^[21]、工艺参数优化^[22]等方式降低,不过,开发适用于 LAM 的新合金成分更能从根源上解决裂纹问题^[15]。本文从 LAM γ' 相强化镍基高温合金的开裂行为、抗开裂途径以及专用镍基高温合金的开发策略出发,综述了高强镍基高温合金的裂纹调控与成分设计研究现状,并针对当前存在的问题,对其未来发展趋势进行了展望,以期为高性能 γ' 相强化镍基高温合金及其复杂构件的高质量快速成形提供参考和借鉴。

2 LAM γ' 相强化镍基高温合金的开裂行为

从铸造、焊接到如今飞速发展的 LAM 技术,裂纹一直是高温合金制备最具挑战的问题之一,相比其他缺陷对合金及其构件可靠性的影响更为显著。 γ' 相强化镍基高温合金的 LAM 过程是强非平衡凝固过程,大温度梯度、高冷却速率和循环加热冷却特征易引起元素偏析、相变和残余应力累积,从而导致打印件开裂^[23]。裂纹是由成形过程中不同位置和阶段的残余应力导致的,根据其出现的凝固阶段差异可将其分为热裂纹和固态裂纹两类。

2.1 热裂纹

热裂纹发生在凝固过程的液固两相区,包括凝固裂纹和液化裂纹,都与晶间液膜有关,并且大角度晶界处的液膜开裂敏感性更高。图 2(a)、(b)展示了凝固裂纹的开裂机理^[24-25]。枝晶间缩孔是凝固开裂的起源。凝固初期,枝晶间区域形成的脆而硬的高熔点碳化物钉扎在充液通道中,并在填充过程中阻碍液相流动,导致液膜容易撕裂从而引发凝固裂纹;凝固末期,当熔池内糊状的液固两相区承受拉伸热应力且固相分数较高(0.7~0.9)时,液态金属的流动受大尺寸枝晶阻碍而难以回填长液相通道,枝晶间液相补缩不足,产生凝固裂纹。由图 2(c)、(d)可知,凝固裂纹的裂纹面之间存在较大的形状不规则的间隙,平均宽度约为十几微米,胞状或树枝状形貌明显^[24]。 γ' 相强化镍基高温合金的凝固裂纹与微量元素或杂质有关,如 Zr 的添加虽能稳定晶界、提高蠕变抗力,但其在液相中偏析形成的覆盖晶界处枝晶的低熔点液膜会使晶界脆化,这意味着晶界不能传递残余拉伸应力或者说不能传递冷却熔体引起的收缩,促使相邻晶粒分离,从而形成凝固裂纹。此外,Zr、B、Si、P 元素都会降低 T_{solidus} ,是调节凝固开裂敏感性需要重点关注的对象^[26-27]。最常用的凝固开裂敏感性评估指标为 ΔT , ΔT 的跨度越大,凝固末期液相补缩能力越差,越易导致液相无法填充的枝晶封闭区形成缩孔,并在热应力作用下演变成凝固裂纹。因此,小的 ΔT 有助于合金快速跨越高裂纹敏感性微观结构^[15,26]。

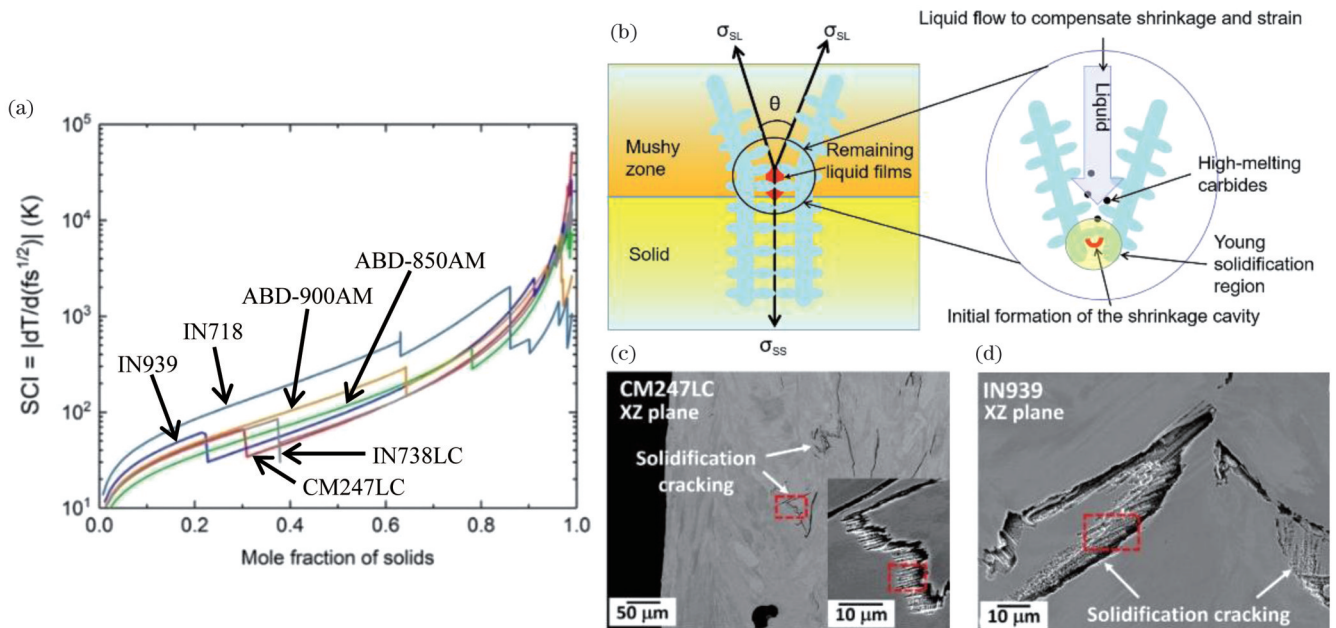


图 2 LAM 镍基高温合金的凝固裂纹形貌与开裂机理。(a)固相分数与凝固裂纹指数 (SCI) 的相关性^[24]; (b)开裂机理示意图^[25]; (c)CM247LC 合金的凝固裂纹^[24]; (d)IN939 合金的凝固裂纹^[24]

Fig. 2 Morphology and cracking mechanism of solidification crack in LAM nickel-based superalloys. (a) Correlation between solid phase fraction and solidification cracking index (SCI)^[24]; (b) schematic diagram of cracking mechanism^[25]; (c) solidification crack in CM247LC alloy^[24]; (d) solidification crack in IN939 alloy^[24]

液化裂纹主要发生在热循环过程中的温度峰值阶段,包括组分液化和低熔点相直接熔化两类。图 3 为液化开裂机理示意图及裂纹形貌。组分液化通常出现在合金的平衡 T_{solidus} 以下。快速加热时,沉淀-基体界面附近的溶质浓度随沉淀相的溶解而升高,在不低于沉淀-基体共晶的平衡反应温度下,如果溶质浓度超过了合金成分,就会在界面处形成富含溶质的亚稳态液膜,相邻的液化区逐渐连接成大块薄膜;晶界处的二次相,如 γ - γ' 共晶相、 γ -Laves 共晶相、碳化物等,因共晶点和熔点较低在后续热循环过程中直接熔化形成液膜。上述两种液膜最终都会在残余拉应力的作用下破裂形成液化裂纹,并且裂纹扩展路径较为曲折,具有明显的沿晶开裂特征^[1,24,28-30]。在焊接的 γ' 相强化镍基高温合金中, γ - γ' 共晶相普遍存在于凝固枝晶间区域,

并且共晶相的固相线温度低于合金的整体 T_{solidus} ,极易发生液化开裂;然而,LAM 的高冷速使得合金中几乎观察不到 γ - γ' 共晶相,沉积态组织更接近过饱和固溶体。由此可知, γ - γ' 共晶相不是 γ' 相强化镍基高温合金液化开裂的主要原因^[31]。不过,溶质在枝晶间的显著富集会降低局部 T_{solidus} ,发生“偏析诱导液化”;热循环过程中,部分溶解的金属间碳化物(如 MC、 M_6C)和第二相(如 Laves 相、 σ 相)会降低熔点,增加热影响区开裂敏感性^[32-33]。LAM 镍基高温合金的液化敏感性可由加热-冷却过程中的相变情况反映(图 4),明确的 T_{solidus} 值说明即使在最后凝固区域胞晶/枝晶内也具有相对均匀的成分,显著减少的纳米偏析以及晶界碳化物、缺失的 γ - γ' 共晶相表明合金在循环加热过程中形成液膜的能力较低^[24]。

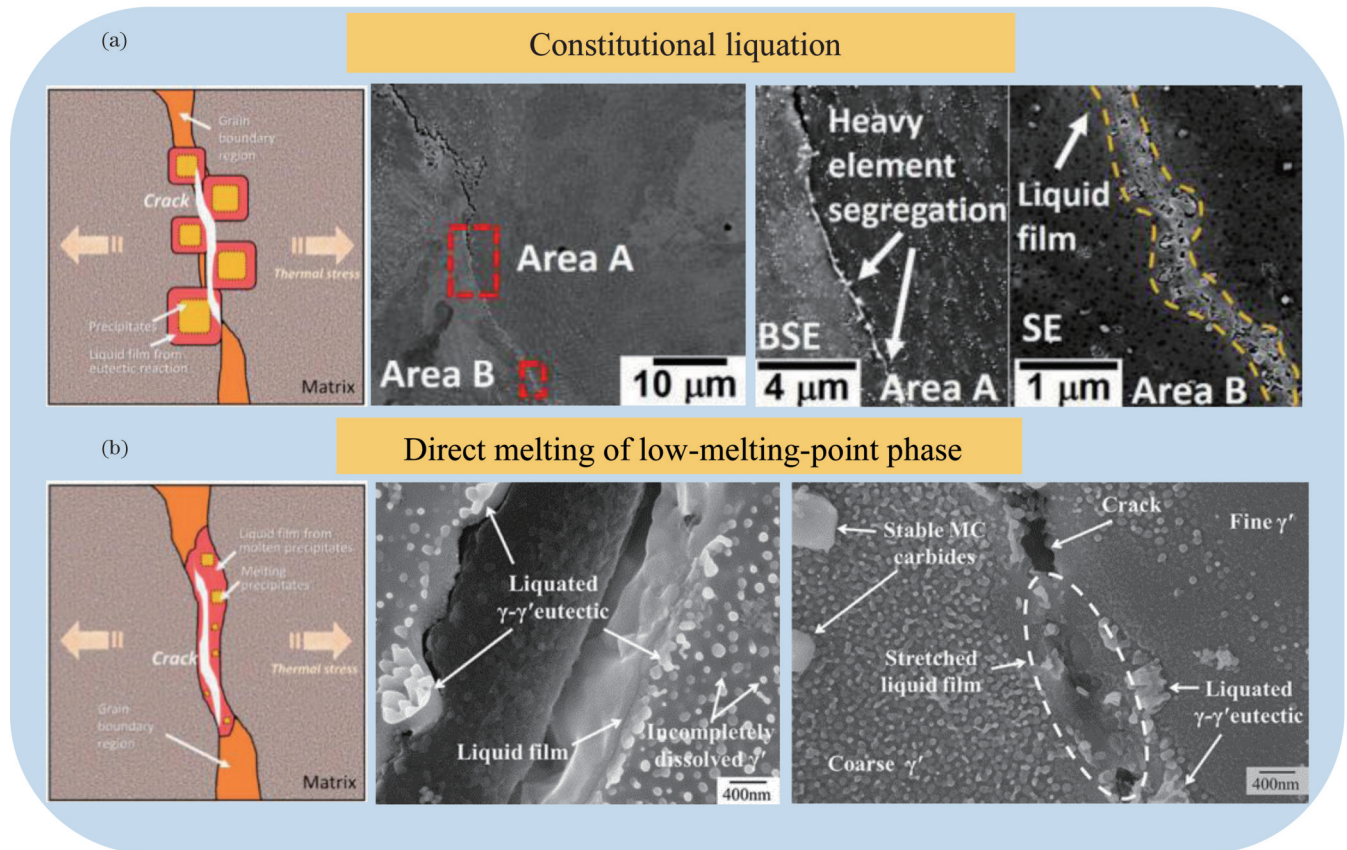


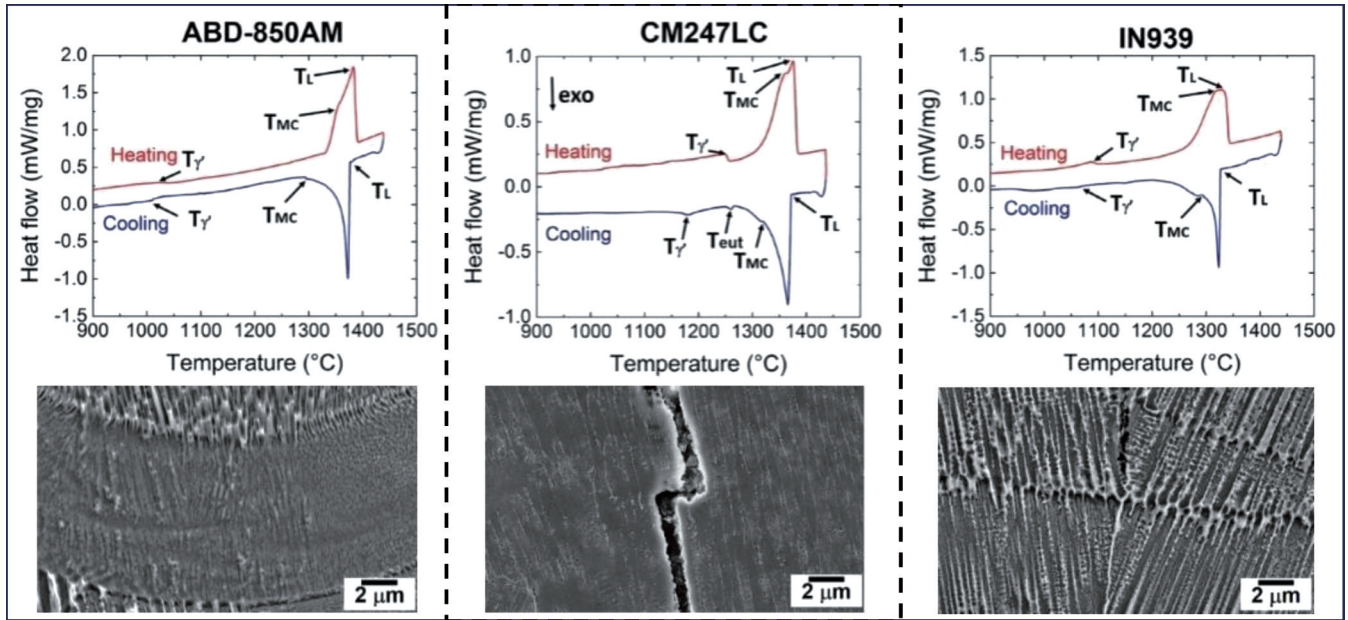
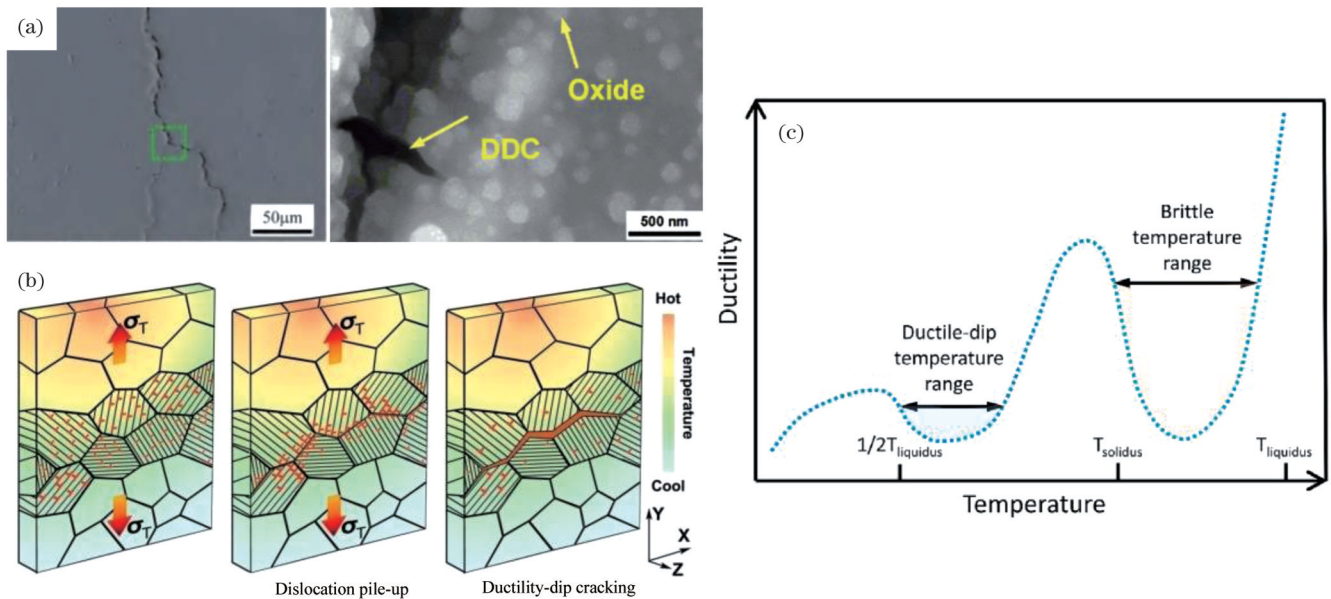
图 3 LAM 镍基高温合金的液化裂纹形貌与开裂机理。(a)组分液化^[1,24]; (b)低熔点相直接熔化^[1,28]

Fig. 3 Morphology and cracking mechanism of liquation crack in LAM nickel-based superalloys. (a) Constitutional liquation^[1,24]; (b) direct melting of low-melting-point phase^[1,28]

2.2 固态裂纹

与热裂纹不同,固态裂纹主要发生在固相阶段,不具有暴露的枝晶或液膜形貌。其由 LAM 周期性的冷热循环对先沉积层中局部微结构产生的热效应导致,根据成因可进一步划分为高温失塑裂纹(DDC)和应变时效裂纹(SAC)。后续热循环使先沉积层经历一段高温,此阶段内晶界塑性显著下降,晶界在残余应力和相变收缩应力作用下发生滑动形成沿晶裂纹——DDC。DDC 主要位于三叉晶界位置或者液化裂纹底

部,裂纹尖端呈楔形,周围分布着很多纳米尺度的氧化物颗粒。典型的 DDC 形貌及其在热应力下的形成机理如图 5(a)、(b)所示^[34-36]。DDC 被认为是由于材料“延展性耗尽”而使裂纹沿着晶界通过类蠕变机制产生的。由图 5(c)可知:在 LAM 快速冷却过程中,合金延展性随着温度下降呈波动式变化而不是单调衰减,第一个波谷出现在峰值加热温度($\approx T_{\text{liquidus}}$)和延展性恢复温度($\approx T_{\text{solidus}}$)之间,被称为“脆性温度区间”,此时合金处于“糊状”状态,大量熔融金属易导致凝固开裂;

图 4 ABD-850AM、CM247LC 和 IN939 合金的差示扫描量热法曲线与微观形貌^[24]Fig. 4 Differential scanning calorimetry curves and morphology of ABD-850AM, CM247LC and IN939 alloys^[24]图 5 LAM 镍基高温合金的 DDC 及其与温度的关系。(a) IN738 合金的 DDC 形貌^[34]; (b) DDC 开裂机理^[36]; (c) 合金延展性随温度的变化^[1]Fig. 5 DDC and its relationship with temperature in LAM nickel-based superalloys. (a) Morphology of DDC in IN738 alloy^[34]; (b) cracking mechanism of DDC^[36]; (c) change of alloy ductility with temperature^[1]

第二个波谷处于 T_{solidus} 和 $T_{\text{liquidus}}/2$ 之间, 被称为“高温失塑温度区间”, 此时合金延展性进一步降低, 从而引发 DDC^[1]。 γ' 相强化镍基高温合金的延展性损失通常发生在低于 T_{solidus} 的临界中间温度范围内 ($0.5 T_{\text{solidus}} \sim 0.9 T_{\text{solidus}}$)。 由于晶界的三角连接区更易发生应力集中, 因而 LAM 获得的柱状晶结构特征使合金对 DDC 更加敏感。

SAC 是 γ' 相强化镍基高温合金特有的开裂现象。 后续热循环使先沉积层处于时效温度区间或者沉积后的热处理使 γ' 相不断析出, 进而使得合金强度升高、塑

性降低, 当相变收缩应力与未释放的残余应力叠加引起的应变超过合金的塑性时形成沿晶裂纹, 此即为 SAC。 SAC 的裂纹面比较光滑, 路径曲折并伴有尖锐的扭结, 同时, SAC 贯穿多个沉积层、长达数百微米, 而且扩展方向几乎与构建方向、晶粒生长方向一致^[37-38]。 与 γ' 相强化合金不同, γ'' 相强化镍基高温合金由于沉淀析出较为缓慢, 保证了更大的残余应力松弛窗口, 因而极少出现 SAC。 从本质上来看, γ' 相形成元素主导了 SAC, Al+Ti 总量较高的合金比那些 Al+Ti 总量较低的合金对 SAC 更敏感^[39]。 图 6(a) 是镍基高温合金中

Al 和 Ti+Nb+Ta 含量与 SAC 风险的关系, SAC 性能指数与 γ' 相物质的量分数、合金蠕变性能的关系见图 6(c)、(d), γ' 相含量的增加虽然提高了合金的蠕变寿命但也导致了裂纹敏感性增加^[24]。鉴于 γ' 相在增强沉

淀强化镍基高温合金高温力学性能和服役稳定性中的突出贡献(如图 6(b)所示),以及高体积分数 γ' 相合金的难成形性,对 SAC 敏感性进行有效调控是保障 LAM γ' 相强化镍基高温合金及其构件成形质量的关键^[40-41]。

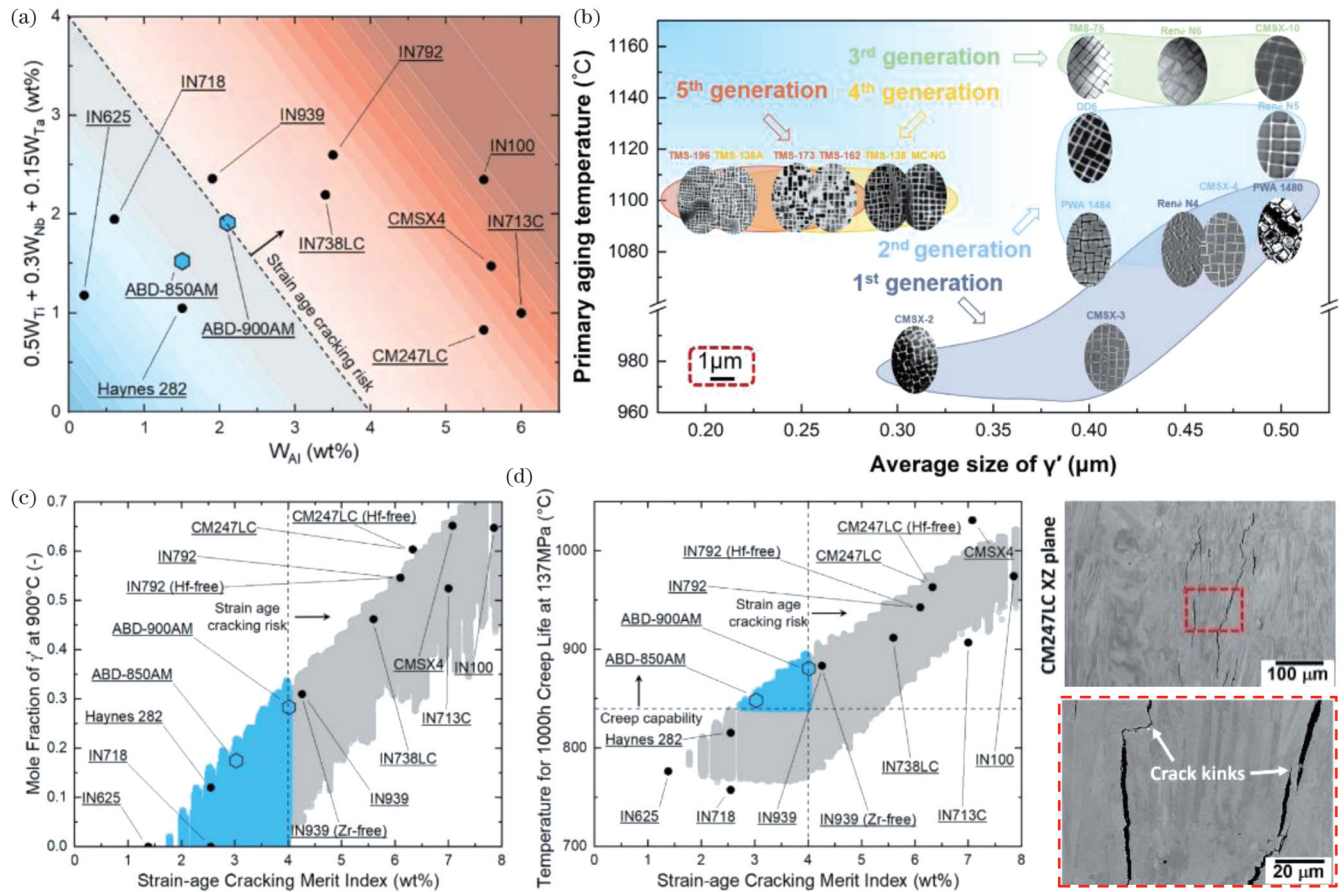


图 6 可成形的新型 γ' 相强化镍基高温合金的计算与设计。(a) SAC 风险与 Al、Ti+Nb+Ta 含量的关系^[24]; (b) 不同代次镍基单晶高温合金中 γ' 相的形貌与尺寸^[40]; (c) γ' 相物质的量分数与 SAC 性能指数的关系^[24]; (d) 蠕变寿命与 SAC 性能指数的关系^[24]

Fig. 6 Calculation and design of formable new γ' phase strengthened nickel-based superalloys. (a) Relationship between SAC risk and Al, Ti+Nb+Ta contents^[24]; (b) γ' phase morphology and size in different generations of nickel-based single crystal superalloys^[40]; (c) relationship between mole fraction of γ' phase and SAC merit index^[24]; (d) relationship between creep life and SAC merit index^[24]

3 LAM γ' 相强化镍基高温合金的抗开裂途径

LAM γ' 相强化镍基高温合金可成形性的控制因素主要包括工艺和成分两方面。控制激光热输入、扫描策略以及对基材进行预热处理均可有效减小沉积层内的热应力,进而减少裂纹形成;但降低能量输入可能会导致气孔、熔合不良等其他类型的缺陷出现,也就是说仅通过调节本就较窄的加工工艺窗口很难避免缺陷的产生,必要的成分优化有助于彻底消除裂纹缺陷^[42]。Clare 等^[9]认为 LAM 构件的完整性是工艺参数和合金成分的函数,两者不兼容时将表现出开裂或相分离等有害特性,通过合金成分适用性修正能有效拓宽工艺窗口,增强材料与工艺的兼容性,如图 7 所示。 γ' 相强化镍基高温合金的抗开裂研究已引起广泛关注,一些

探索性工作包括成分改性、添加第二相、工艺参数优化以及后处理等在裂纹抑制上取得了显著成效,深入认识合金成分、工艺参数与开裂敏感性之间的关系对于开发可成形的高性能新合金具有重要的理论参考意义。

3.1 成分改性

开发适用于 LAM 工艺特性的新型镍基高温合金往往需要大量的实验和计算,所需周期较长,成本也较高,因此当前许多研究人员着眼于向现有商业镍基高温合金中添加新元素或调整已使用元素的含量,以获得具有改性特征、LAM 无裂纹的新合金。由于凝固裂纹与 ΔT 关联密切,而宽的 ΔT 会使凝固时枝晶间液相补缩不足进而引发裂纹,因而对新添加元素的要求是能改变合金的本征属性如 T_{liquidus} 或 T_{solidus} , 减小 ΔT , 从而降低开裂风险。高温合金中的元素偏析会增大 ΔT

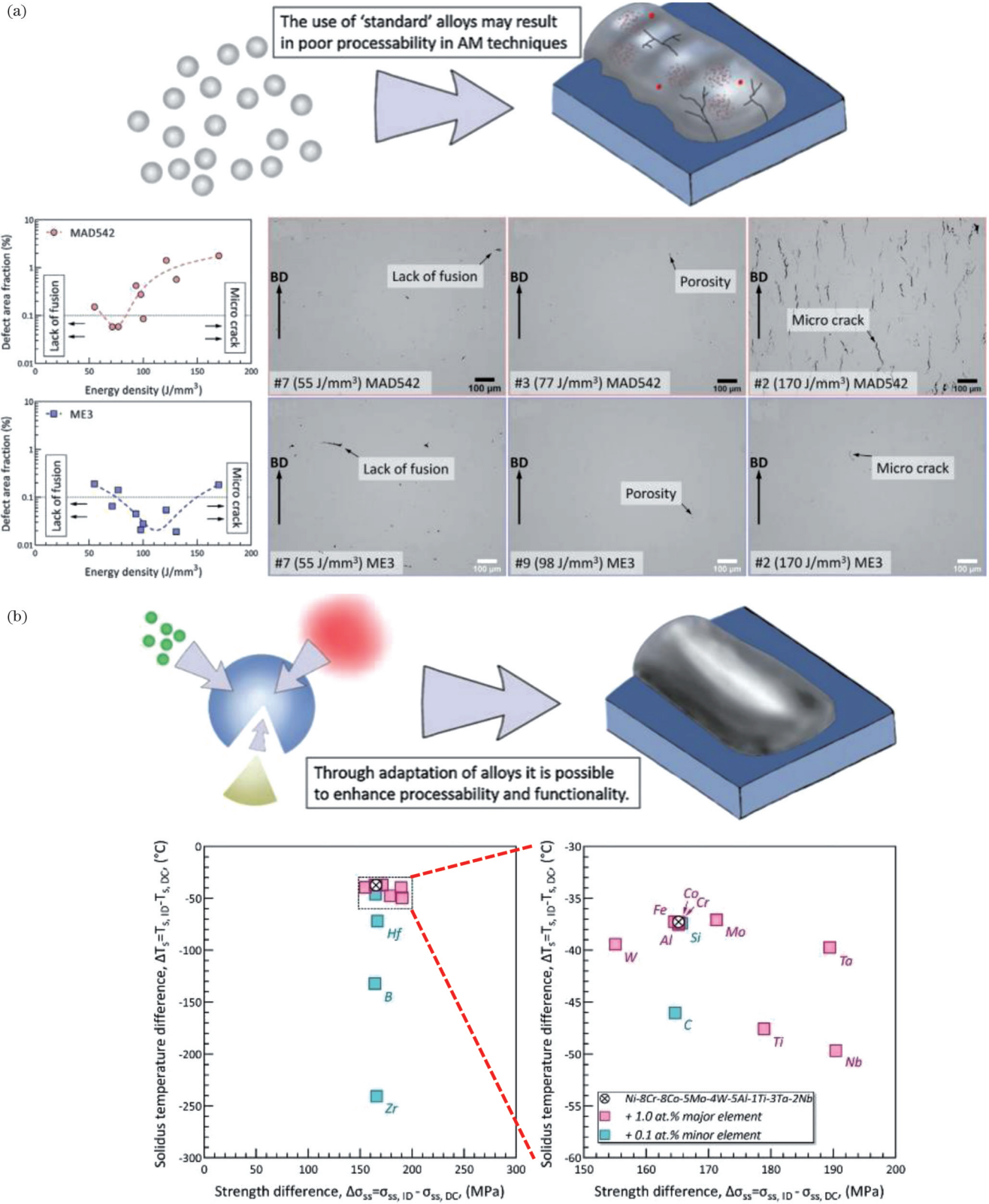


图7 LAM 构件完整性与工艺参数、合金成分的关系^[9,37]。(a)激光工艺参数和合金成分不兼容引起的缺陷；(b)成分优化对合金凝固特性和可成形性的影响

Fig. 7 Relationship between the integrity of LAM component and process parameters and alloy composition^[9,37]. (a) Defects caused by incompatibility between laser process parameters and alloy composition; (b) influence of composition optimization on solidification characteristics and formability of alloys

并促使低熔点相形成,在晶界处引发凝固裂纹或液化裂纹,可以通过去除或减少某些元素的含量来减轻晶

界处的元素偏析,实现裂纹数量的减少^[26,43-44]。

通常采用两种方法来适当地调整某些元素的含量

同时不改变合金的具体组成,一是提高固溶强化元素的含量,二是减少低熔点相形成元素的含量。Xu等^[41]通过提高Mo、Nb、Ta含量成功制备了LAM可成形的新型 γ' 相强化MAD542合金($w_{\text{Mo}}=5\%$, $w_{\text{Nb}}=2\%$, $w_{\text{Ta}}=3\%$, $w_{\text{Al+Ti}}=6\%$)。Mo、Nb、Ta偏析到枝晶间区域可以补偿凝固收缩,缓解了凝固开裂,如图8(a)所示。另外,Mo、Nb还可以降低合金的层错能,促进退火孪晶的形成,退火孪晶能够提供足够的界面来容纳位错,从而提高了材料的延展性,降低了处理过程中的

DDC和SAC敏感性。由图8(b)可知:IN738LC合金的裂纹密度随着原始粉末中Zr含量的减少而降低,连续分布在晶界上约100 nm大小的近球形碳化物颗粒在低Zr含量合金中的粒径更小、数量更少,低熔点块状碳化物的减少降低了开裂趋势;降低Zr含量可以提高 T_{solidus} ,减小 ΔT 可以促使裂纹敏感性降低^[45]。由于Hf在焊接镍基高温合金时常被用作降低熔点的元素,Yu等^[46]研究了质量分数为1.0%和2.0%的Hf对IN738LC合金凝固裂纹的影响,结果显示:Hf与

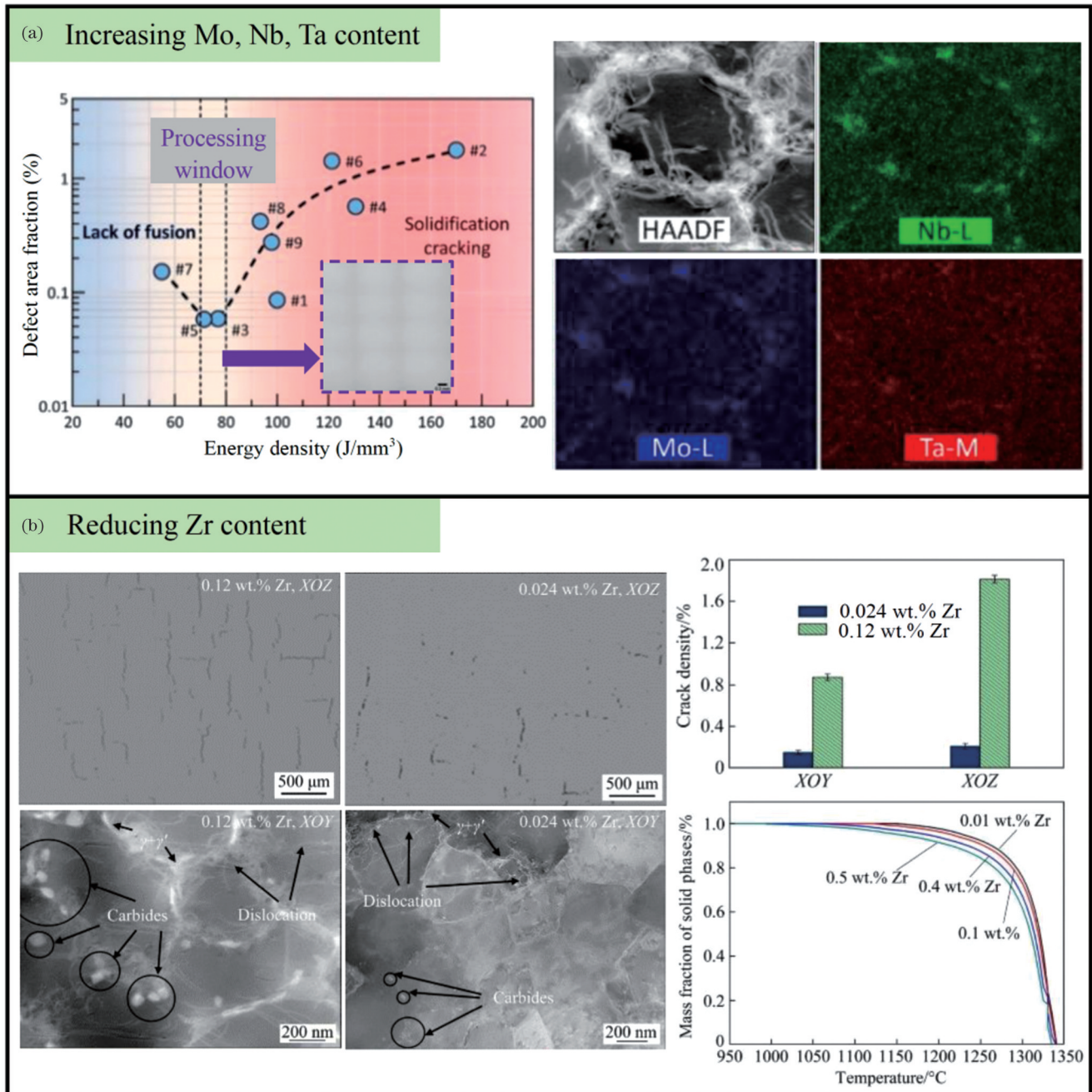


图8 成分改性对镍基高温合金裂纹的抑制作用。(a)新型 γ' 相强化MAD542合金开裂敏感性降低的机理^[41]; (b)Zr含量对IN738LC合金裂纹密度、碳化物尺寸和数量以及 ΔT 的影响^[45]

Fig. 8 Inhibitory effect of composition modification on crack in nickel-based superalloys. (a) Mechanism of reduced cracking sensitivity in new γ' phase strengthened MAD542 alloy^[41]; (b) influence of Zr content on crack density, size and quantity of carbide and ΔT of IN738LC alloy^[45]

IN738LC 的互扩散降低了熔点,增大 Hf 含量可以扩大高液相分数范围并减小液相分数范围,足够多的液相体积有效保障了合金熔体的良好流动性和再填充裂纹能力,从而减少了裂纹的形成。总体而言,对 γ' 相强化镍基高温合金进行成分改性主要是从调整合金的凝固特性以及减少和避免低熔点相的形成出发进行裂纹控制的,这有利于拓宽激光工艺窗口,是制备高致密镍基高温合金行之有效的办法。

3.2 添加第二相

高温合金 LAM 的热条件倾向于产生沿沉积方向的柱状晶组织,这种组织在工业部件中可诱导各向异性的材料性能。以涡轮叶片为例,其采用的镍基高温合金一般为柱状晶甚至是单晶组织,具有优异的耐冲击性、长的疲劳寿命、高的蠕变抗力和高温塑性,不仅可以提高叶片的服役温度,还可以延长其使用寿命。然而,LAM 过程中产生的横向应力通常垂直作用于打印件的晶界,易引起开裂。细等轴晶组织可以缓解应力集中的程度,使合金表现出极好的疲劳寿命和延展性;同时,均匀和等轴组织比非均匀、非等轴组织更容易适应应力,可以提高合金的抗裂性^[47-48]。鉴于此,人们通常通过球磨或粉末混合技术将纳米颗粒直接引入到商业合金粉末中,然后用激光照射粉末使之熔化,促使纳米颗粒扩散至熔体中并充当异质形核剂,降低形核势垒,使晶粒由柱状晶转变为等轴晶(CET),以此

降低合金的裂纹敏感性^[49-50]。

合理选择纳米颗粒的类型和含量对于高温合金的成形质量至关重要。LPBF 的快速冷却特点促使形成柱状晶组织,沿沉积方向长达数百微米的晶界使裂纹的扩展更加容易。由图 9(a)可知:在 IN738LC 合金中引入质量分数为 2.5% 的 TiC 颗粒后,大部分晶界变为曲折的锯齿状形态,相邻晶粒间黏结力的提高延缓了裂纹的生长与扩展;晶粒的细化和长宽比的大幅降低抑制了沿晶界的应力集中和溶质富集以及液膜形成的可能性,从而在减小裂纹密度的同时改善了合金的强韧性^[51]。类似地,向难成形 CM247LC 合金中加入 TiC 颗粒后,低裂纹缺陷的工艺参数组合能很快得以确定,且平均晶粒尺寸下降了 9.1%,更多晶界分担热应力引起的应变,降低了局部应变水平;在晶界处均匀分布的纳米颗粒也能强化晶界,进一步阻碍裂纹的形成与扩展^[21]。Chen 等^[52]成功制备了石墨烯纳米片(GNPs)增强的 K418 镍基高温合金,并且认为:添加质量分数为 0.1% 的 GNPs 可以促使凝固组织变成等轴晶,防止凝固开裂;激光作用下部分 C—C 键断裂形成的解离 C 促进了沿晶界分布的 MC 型碳化物的形成,大部分 GNPs 均匀地分布在基体内并与基体产生较强的界面结合,有利于储存位错而不引发裂纹,从而提高了合金的强度和延展性,如图 9(b)所示。第二相颗粒的添加是一种可行的抗开裂途径,其本质在于通过形

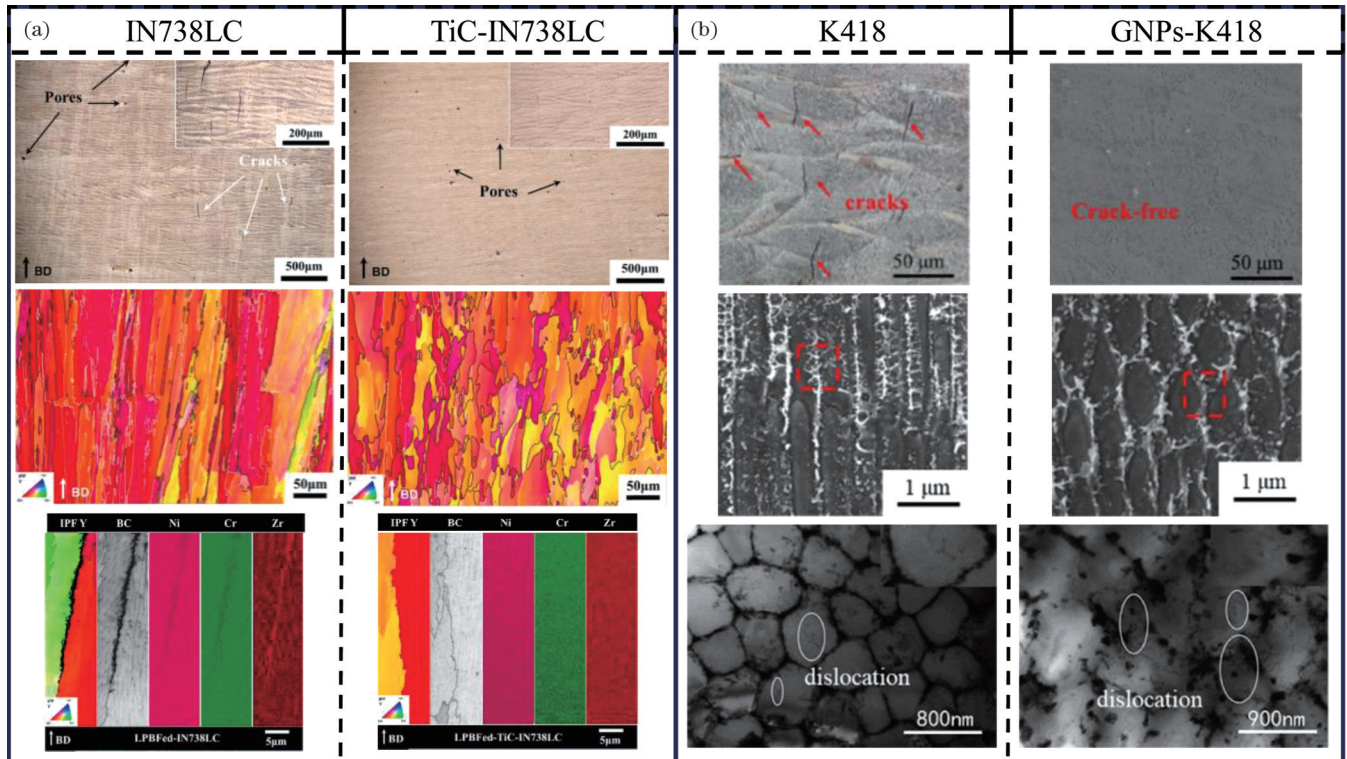


图9 添加纳米颗粒对镍基高温合金裂纹的抑制作用。(a) 2.5% TiC 对 IN738LC 合金晶粒形态和溶质富集的影响^[51]; (b) 0.1% GNPs 对 K418 合金晶粒形态和位错分布的影响^[52]

Fig. 9 Inhibitory effect of adding nanoparticles on crack in nickel-based superalloys. (a) Influence of 2.5% TiC on grain morphology and solute enrichment in IN738LC alloy^[51]; (b) influence of 0.1% GNPs on grain morphology and dislocation distribution in K418 alloy^[52]

成等轴晶来改变晶界位置处残余应力的分布,并强化晶界或基体,从而实现有效抑制。

3.3 工艺参数优化

作为复杂的非平衡短时冶金过程,LAM过程中存在着较强的热质交互作用,成形时瞬态温度场、流场、质量场和应力场以及成形质量都与激光工艺参数密切相关。LAM镍基高温合金的关键工艺参数包括激光功率、扫描速度、扫描策略等,这些参数直接决定了凝固条件和温度梯度,进而影响着微观组织和成形质量^[53]。激光功率和扫描速度主要决定熔池的形状、尺寸和残余应力的分布,扫描策略则主要影响打印件的内部组织和形状精度。因此,工艺参数优化是控制LAM开裂行为最直接便捷的方法。Yang等^[54]的研究表明,开裂敏感性与热输入直接相关,随着体能量密度从 827 J/mm^3 降低到 429 J/mm^3 ,长方体Rene 104

合金试样XOZ和XOY截面上的裂纹数量和密度均有所减小,然而仅通过工艺参数优化无法实现无裂纹高致密度Rene 104零部件的制造。Wang等^[18]总结了实现IN738LC合金试样无裂纹、高致密(相对密度约为99.76%)成形的工艺窗口,提出了沿对角线分布的工艺参数,即高激光功率与高扫描速度组合或低激光功率与低扫描速度组合,有利于形成具有很少裂纹或接近全致密的合金,如图10(a)和图10(b)所示。然后,他们结合粉末预处理和热等静压(HIP)、分级热处理的后处理方法成功制备了无缺陷、性能优异的IN738LC合金拉伸试样及复杂结构叶片,如图10(c)和图10(d)所示。不可否认,高致密度 γ' 相强化镍基高温合金LAM的工艺窗口十分狭窄,甚至可以说没有,只有在相对稳定的中间能量区域才有希望获得稳定的熔池和理想的组织。

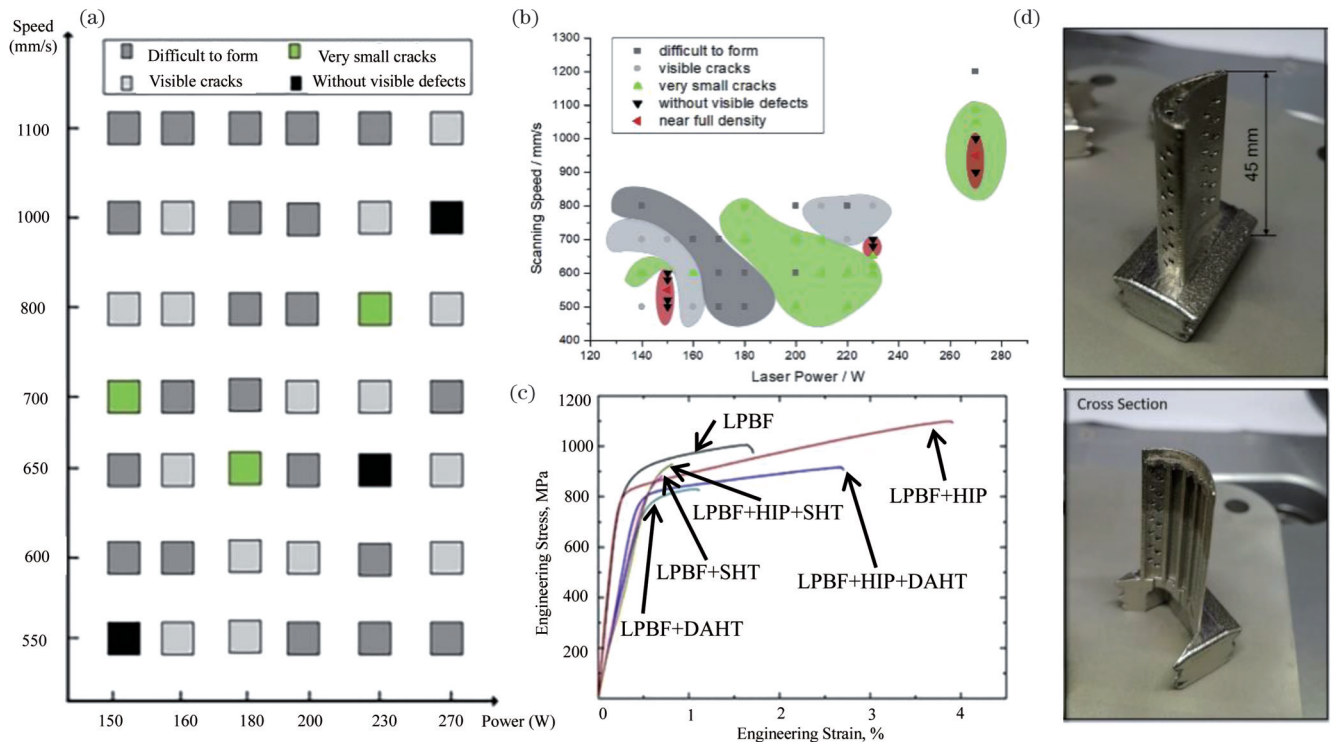


图10 LAM IN738LC合金的缺陷控制与力学性能^[18]。(a)不同激光功率和扫描速度下IN738LC合金的成形情况;(b)IN738LC合金的LPBF工艺图;(c)后处理对打印件室温拉伸性能的影响;(d)LPBF制备的喷气式涡轮叶片

Fig. 10 Defect control and mechanical properties of LAM IN738LC alloy^[18]. (a) Formability of IN738LC alloy under different laser powers and scanning speeds; (b) LPBF process map of IN738LC alloy; (c) influence of post-processing on tensile properties of as-printed samples at room temperature; (d) jet turbine blade fabricated by LPBF

扫描策略决定了热输入和热累积情况,对凝固过程和残余应力有显著影响,因而可在晶粒结构和开裂行为控制方面发挥重要作用。常用的扫描策略包括单向、双向、正交和棋盘策略等,此外相邻沉积层间旋转某一角度(0° 、 90° 、 67°)的方式在获得等轴晶和消除裂纹上也有积极作用。动态再结晶产生的局部等轴晶可以使残余应力得以释放,细化的晶粒和消减的残余应力能很好地抑制裂纹萌生与扩展^[55-56]。鉴于温度梯度是影响残余应力的关键因素,降低温度梯度成为可靠的消

除裂纹的方法。基材预热在降低热应力和抑制裂纹方面效果显著,这是因为:基材预热一方面可以促使一些晶粒形成等轴晶,等轴晶的增多有助于消除裂纹并降低打印件的各项异性;另一方面可以减小基材层和打印层之间的温差,降低温度梯度和残余应力,从而抑制开裂^[57]。由于在 γ' 相固溶温度或 T_{solidus} 以上保持一定时间可以降低液相的凝固速率,改善其在凝固末期的填充能力和应力释放能力,因此选择高于 γ' 相固溶温度的基材预热温度可以完全抑制热裂纹现象^[58-59]。

LAM γ' 相强化镍基高温合金需要通过热处理来提高力学性能,不过,适当的工艺也可以缓解开裂现象^[35,60]。兼具高达 2200 °C 高温和 500 MPa 压力的 HIP 技术已被广泛应用于 LAM 镍基高温合金的制备中,其中高压可以促使裂纹面压合,裂纹附近增大的原子扩散速率可以使分离表面愈合^[61]。HIP 会引起位错密度减小以及再结晶晶粒长大,从而在一定程度上降低了合金的力学性能,通常需要结合热处理制度来平衡合金的塑性和强度^[18,62]。需要注意的是,大部分 γ' 相强化镍基高温合金的开裂问题仍未得到妥善解决,普适性的抗开裂策略仍是研究的重点与难点。

4 LAM 专用镍基高温合金的开发策略

基于平衡凝固过程设计的传统合金成分难以满足 LAM 的非平衡冶金动力学特点,往往面临高裂纹敏感性、低韧低疲劳、各向异性等共性问题。高温合金的裂纹抗性与成分、凝固特性、强度相关,其中凝固特性的优化涉及 4 个抗裂因子: ΔT 、临界温度区间凝固速度、凝固末期凝固收缩总应变和最大应变速率^[63-64]。镍基高温合金中 γ' 相形成元素降低了合金的塑性变形能力和抗裂性,极易引发 SAC;可贡献固溶强化效果的难熔元素则会导致合金 ΔT 扩大和大量低熔点共晶形成,进而引起凝固裂纹和液化裂纹。较小的 ΔT 意味着高温熔池在凝固过程中可以保持良好的流动性,提高了合金的可成形性。DuPont 等^[65]指出完全抗热裂合金的凝固温度区间标准为 $\Delta T \leq 100$ °C。从本质上看,合金元素的种类及含量是可成形性的决定性因素,提高可成形性的关键在于控制 Al、Ti、Nb、Ta、Co、Cr、Mo、W 等强化元素的含量,进而通过减小 ΔT 值和抑制低熔点相的形成来降低合金的裂纹敏感性,同时提高固溶强化效果(以补偿沉淀强化损失)^[66]。因此,开展面向 LAM 的新型沉淀强化镍基高温合金研究时需要着重考虑 ΔT 和 SAC 敏感性两大因素,针对缺陷形成机制和微观组织的特点开发具有良好可成形性的高强镍基高温合金专用成分和专属体系,充分挖掘 LAM 非平衡凝固特性的潜在优势与价值,进而提升 LAM 技术在航空航天领域的应用潜力。

4.1 热力学计算指导的成分设计

“材料基因组计划”主张把材料的成分-组织-性能关系与热动力学数据库、计算模拟结合起来,达到“将先进材料的发现、开发、制造和使用的速度提高一倍”的总目标^[67]。热力学计算不仅能获得合金在不同条件下的相组成、相转变等信息,还可以计算凝固过程中的 $T_{\text{solidus}}/T_{\text{liquidus}}$ 、凝固路径和元素偏析情况等,这对于成分设计与制备工艺优化来说具有重要的理论指导意义^[68-69]。相图计算是目前广泛应用的一种结合相图热力学及扩散动力学的计算方法,其基于可靠的热力学数据库通过相图计算辅助合金设计,促进了材料研究由经验设计向科学理性设计转变。

不同于经典 Scheil 模型所描述的非平衡凝固过程,LAM 高温合金固相和液相之间的热力学、动力学存在明显差异,快速的固/液界面移动速率使得缓慢扩散的元素在分配到液相之前被困在固相内,这种效应被称为“溶质捕获”;此外,已分配到液相中的溶质没有足够的时间扩散出去,凝固前沿溶质堆积将产生成分过冷。这两种效应共同作用,降低了经典 Scheil 模型预测的 ΔT 精度,不利于热裂敏感性的预测^[70-71]。热力学和动力学对高冷却速率的响应提供了适用于 LAM 的合金设计依据,经非平衡溶质分配特征修正的经典 Scheil 模型成为解决 γ' 相强化镍基高温合金热裂问题的重要途径。Sun 等^[72]提出了一种热力学指导的 LAM 高温合金设计方法,整个过程如图 11 所示:首先,由原子探针层析成像(APT)精确量化枝晶-枝晶间区域近原子尺度的化学成分和元素分配系数;然后,将所测成分信息代入 Scheil 模型,获得较为精确的各元素 T_{solidus} ,从而得到跨枝晶-枝晶间区域的凝固间隔;最后,模拟枝晶间各相形成的热力学驱动力,评估各元素分配对相选择和偏析的影响以及对热裂纹的抑制作用。Sun 等还以难成形 IN738LC 合金为例验证了上述方法的可行性,他们在带有 TTNI8 数据库的 ThermoCalc 软件控制台模式中执行自编 Python 代码,获得了所有 APT 数据点的 T_{solidus} ,建立了各元素与裂纹敏感性、相稳定性的关系,为无热裂纹合金设计时元素类型和含量的确定提供了一般性理论平台。

Tang 等^[24]提出了“设计驱动合金开发”(ABD)理念,借助高通量集成计算工具,在综合考虑了基于非平衡凝固 Scheil 模型的 ΔT 、SAC 指数、屈服强度和蠕变抗力的条件下,获得了可平衡开裂敏感性与蠕变性能的新型高温合金设计窗口,开发出了适用于 LAM 的 γ' 相强化 ABD-850AM 和 ABD-900AM 合金。与 LPBF 制备的 IN939 和 CM247LC 合金进行比较后发现,相比于传统合金中观察到的凝固裂纹、液化裂纹和固态裂纹,新合金由于较窄的 ΔT 、低熔点共晶相的缺失和充足的高温延展性而几乎没有裂纹。这充分证明了新合金优越的可成形性。Ghoussoub 等^[13]采用 ABD 方法调控了 CM247LC 合金中 Nb+Ta 与 Al 的原子比,并结合低于 γ' 相固溶温度的热处理策略,获得了具有优异抗氧化性与综合力学性能、可高致密成形的长蠕变寿命 γ' 相强化新型镍基高温合金。Murray 等^[15]在考虑了 1100 °C 以上高温条件下 γ' 相的体积分数和热稳定性以及 T_{solidus} 和 T_{liquidus} 大于 1300 °C 时狭窄的 ΔT 内凝固行为的前提下,采用密度泛函理论计算了不同溶质元素影响下超晶格内禀层错能或反相界面能,结果表明,Ti、Ta、Nb 和 Ni 在提高蠕变强度上效果显著。同时,他们还基于统计力学的集群方法评估了高温下 γ' 相的热力学稳定性、层错能和平面层错处的偏析驱动力;根据热力学计算调整了 Ni 含量(以提升 γ' 相固溶温度),预测了相组成和凝固路径及其对可成形

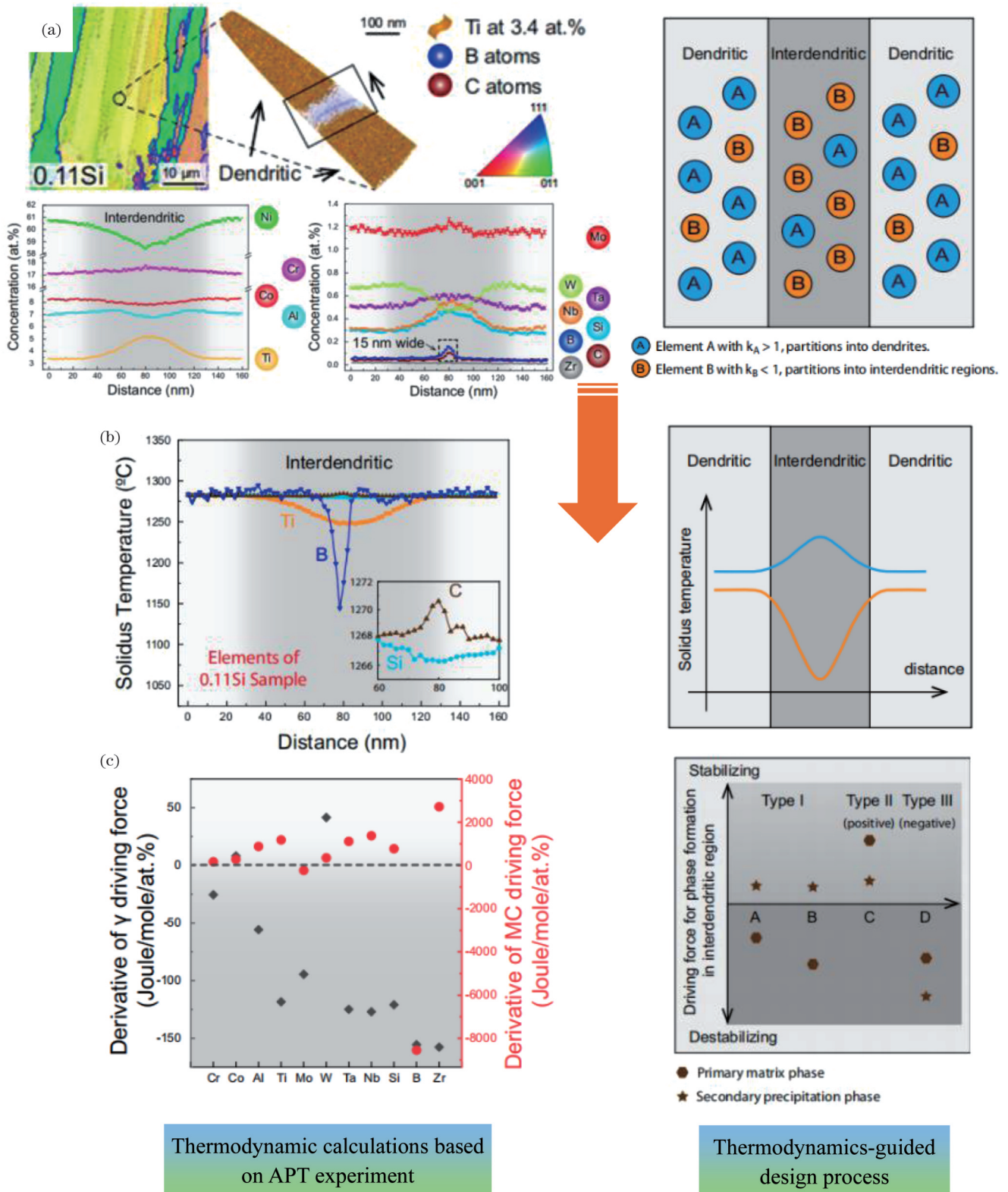


图 11 热力学指导的 LAM 高温合金设计过程^[72]。(a) APT 测量的枝晶间成分偏析；(b) 合金元素分配行为对 T_{solidus} 的影响；(c) 合金元素对相形成驱动力的影响以及整个设计过程示意图

Fig. 11 Thermodynamics-guided LAM superalloy design process^[72]. (a) Inter-dendritic composition segregation measured by APT; (b) influence of partitioning behavior of alloy element on T_{solidus} ; (c) influence of alloy element on driving forces of phase formation, and a schematic diagram of the whole design process

性的影响；结合抗氧化性能提出了 γ' 相强化 SB-CoNi-10 合金，并通过 LPBF 技术验证了其成形质量 ($\Delta T =$

52 °C)。这种以热力学计算为基础，综合考虑多种因素设计适用于 LAM 的新合金成分的方法为 γ' 相强化

镍基高温合金的进一步开发提供了借鉴,而面向服役性能需求和可成形性的成分设计准则是实现无裂纹、高性能 LAM 镍基高温合金开发的关键。

4.2 机器学习加速的成分设计

随着人工智能和计算机科学技术的发展,高通量数据驱动的机器学习(ML)以其高效的计算和预测能力逐渐被用于材料科学研究领域。基于已有的、充分的实验研究和理论计算,机器学习可以快速完成数据挖掘,建立描述材料成分、工艺、组织、性能间定量关系的数学模型,准确预测材料性能进而筛选目标材料,最大限度地减少对资源密集型实验或模拟的需要,为新材料的设计提供科学指导^[73-75]。将机器学习引入到新型高温合金的研发中,可以有效缩短开发周期,实现复杂合金体系的多目标优化^[69]。

裂纹敏感性系数是评价合金 LAM 可成形性的关键参数之一,建立裂纹敏感性评价标准可为寻找和设计低开裂倾向的高温合金提供直接指导。穆亚航等^[76]基于实验数据和热力学计算的多种裂纹敏感性系数建立了高温合金机器学习裂纹预测模型,包括 LAM 实验与缺陷统计、热力学计算、数据库建立、机器学习模型训练、模型评估及裂纹敏感性预测,具体流程如图 12(a)所示。由图 12(b)可知,模型预测值与热力学计算值数据点都靠近 45° 对角线分布,这表明机器学习模型在训练集上对裂纹敏感性具有良好的预测效果。热裂纹是 LAM 高强镍基高温合金的主要开裂形式,沉淀强化元素 Ti、Al 和微量元素 C、B 对裂纹敏感性的影响较大,其余元素对裂纹敏感性的综合影响按从大到小排序为 Re、W、Cr、Mo、Ta、Co,如图 12(c)所示。熊强等^[77]

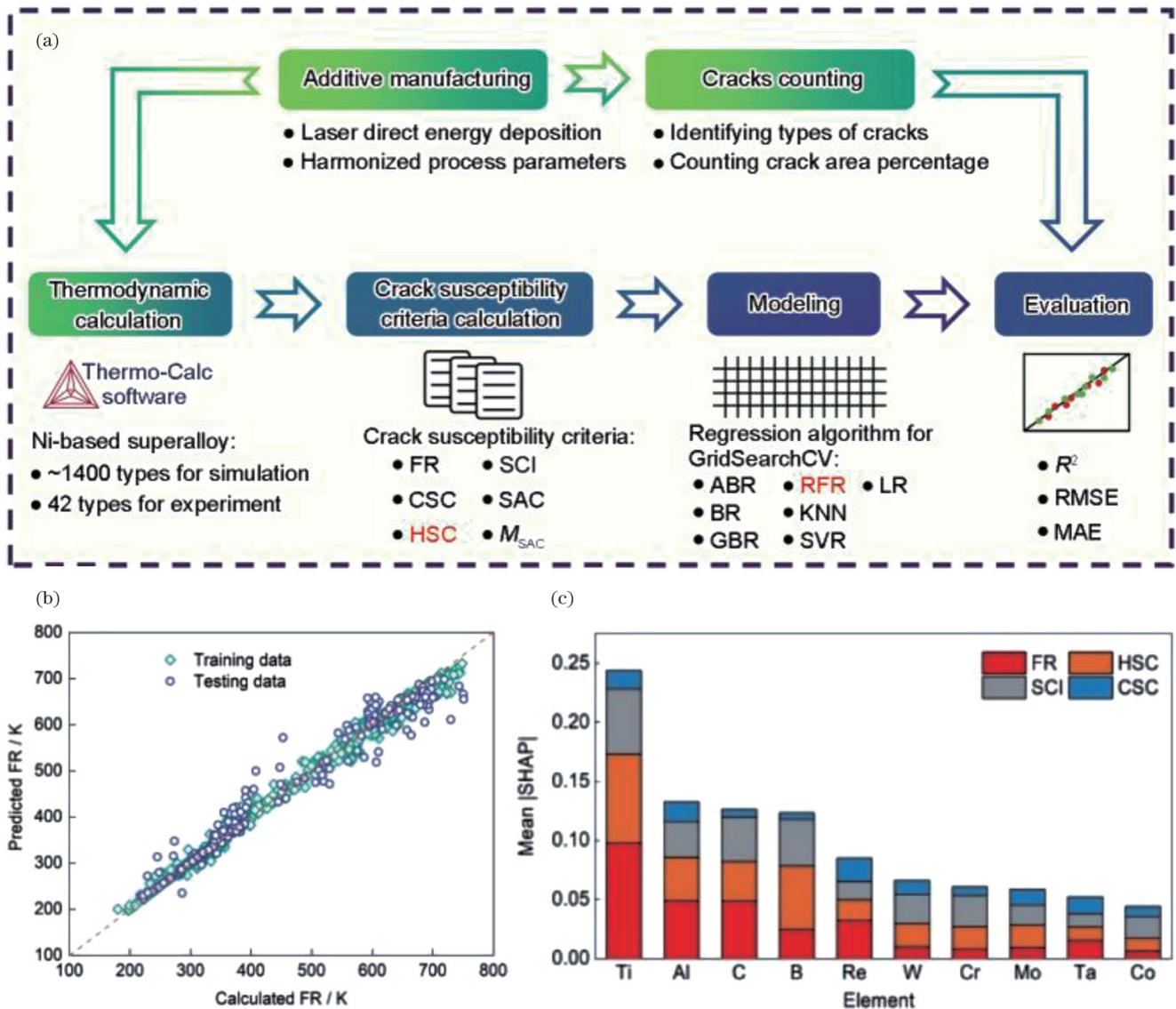


图 12 LAM 镍基高温合金的裂纹敏感性预测^[76]。(a)机器学习模型的构建流程;(b)机器学习模型在训练集中的拟合效果;(c)机器学习预测模型评估元素对裂纹敏感性的综合影响

Fig. 12 Prediction of crack susceptibility in LAM nickel-based superalloy^[76]. (a) Construction process of ML model; (b) fitting performance of ML models on training sets; (c) comprehensive influence of elements on crack susceptibility evaluated by ML prediction model

采用机器学习和抗裂因子筛选相结合的综合设计策略开发了新型镍基高温合金 SCU-800AM。他们先基于 Thermo-Calc 的 TCNI9 数据库, 批量计算了 57560 组成分空间内各合金的 γ' 相体积分数、TCP 相体积分数、 γ' 相固溶温度和 T_{solidus} 这 4 个关键热力学参数; 然后通过 BP(反向传播)神经网络模型评判各合金的力学性能、组织稳定性以及热处理温度窗口, 给出候选合金成分; 接着根据非平衡凝固计算结果提取与候选合金凝固特性优化相关的抗裂因子, 由抗裂因子水平筛选出目标合金, 并采用 LPBF 技术和热处理实验验证了新合金的抗裂能力和力学性能。Yu 等^[78] 借助遗传算法在多参数和多目标优化中的有效性设计了一种裂纹敏感性低、使用性能好的新型镍基高温合金。他们先定量捕获一系列具有广泛成分变化的合金试样的裂纹行为, 然后选择 ΔT 准则和 SAC 准则作为设计过程中的优化指标, 利用遗传算法对成分搜索域进行探测, 结合两种优化路径的结果建立连接热裂纹和 SAC 的 Pareto 前沿, 最终确定了具有最佳抗裂性和良好微观结构特征的新合金 Alloy Pareto (γ' 相体积分数为 49.8%, $\Delta T=90.29^\circ\text{C}$, SAC 指数为 5.34×10^{-4}), 其在承温能力、抗蠕变性能和氧化抗力等方面都优于现有的可成形合金。因此, 新型 γ' 相强化镍基高温合金开发时首先应充分考虑的 LAM 可成形性由裂纹敏感性决定, 集成数据挖掘和机器学习成为推进工艺性优良的高性能高温合金成分设计的高效且更具成本效益的方法, 有助于实现可成形高温合金设计的智能化, 从“增材”走向“创材”。

4.3 团簇结构模型驱动的成分设计

合金在服役时大多表现为复杂的多相组织, 但不难发现广泛应用的成熟合金都有着简单的原始结

构, 如镍基高温合金在高温下呈单相 FCC- γ 固溶体, 钢在高温下呈单相奥氏体组织, 这说明存在与成分、组织和性能对应的“成分基因”^[79]。类似于 DNA 在生命体内发挥重要作用, 合金的成分基因决定了其组织性能演化及服役稳定性。由 Dong 等^[80-81] 提出的“团簇加连接原子”模型可以有效表征固溶体合金的化学近程序结构。该模型认为任何合金相的化学结构单元均可简化为团簇和连接原子两部分, 可写作 [团簇](连接原子)_x, 涵盖了近程序结构与成分信息, 在成分基因探究方面有着天然的优势。镍基高温合金团簇结构模型中具体的原子占位由组元 M 与基体元素 Ni 之间混合焓 $\Delta H_{\text{M-Ni}}$ 的大小决定, 类 Ni 元素 ($\overline{\text{Ni}}$, $\Delta H_{\text{M-Ni}}=-2\sim+2\text{ kJ/mol}$), 如 Ni、Fe、Co、Re、Ru 等, 占据团簇壳层原子位置, 作为基体元素加入可起到固溶强化与提升组织稳定性的作用; 类 Al 元素 ($\overline{\text{Al}}$, $\Delta H_{\text{M-Ni}}=-35\sim-18\text{ kJ/mol}$), 如 Al、Ti、Nb、Ta、V 等, 优先占据团簇中心位置, 主要偏聚在 γ' 与 γ'' 相中起沉淀强化作用; 类 Cr 元素 ($\overline{\text{Cr}}$, $\Delta H_{\text{M-Ni}}=-7\sim-3\text{ kJ/mol}$), 如 Cr、Mo、W 等, 主要占据连接原子位置, 在基体中有较大的溶解度并主要起固溶强化作用; 晶界强化元素 C、B、Si、Hf、Zr 的含量较低, 形成的化合物与基体不共格, 而且熔点较高难以通过高温固溶的方式溶入基体, 因此不考虑其进入团簇结构模型^[82-83]。

综上所述, 镍基高温合金团簇的通式可以写成 $[(\overline{\text{Al}}, \overline{\text{Cr}})-\overline{\text{Ni}}_{12}](\overline{\text{Al}}, \overline{\text{Cr}})_x$, 其中 $x=1\sim 5$ 。图 13(a) 为镍基高温合金可成形性与相关元素含量之间的关系^[38], 图 13(b) 和表 2 为合金成分及其团簇式解析结果^[44, 82, 84-86], 可成形及难成形镍基高温合金的成分通式分别为 $[(\overline{\text{Al}}, \overline{\text{Cr}})-\overline{\text{Ni}}_{12}]\overline{\text{Cr}}_{3-5}$ 和 $[\overline{\text{Al}}-\overline{\text{Ni}}_{12}]\overline{\text{Al}}_{1-2}\overline{\text{Cr}}_{2-4}$ 。

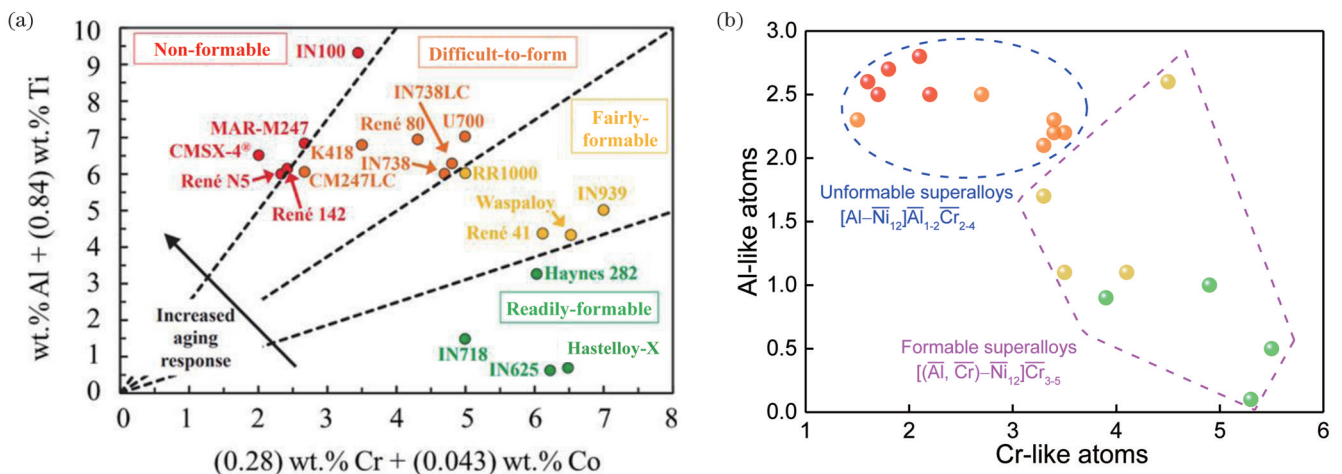


图 13 镍基高温合金的成分与可成形性之间的关系。(a)由 Al+Ti 与 Cr+Co 含量表示的镍基高温合金的可成形性^[38]; (b) $\overline{\text{Cr}}-\overline{\text{Al}}$ 系统中可成形和难成形高温合金的成分分布

Fig. 13 Relationship between composition and formability of nickel-based superalloys. (a) Formability of nickel-based superalloys represented by the contents of Al+Ti and Cr+Co^[38]; (b) composition distribution of formable/unformable superalloys in $\overline{\text{Cr}}-\overline{\text{Al}}$

表 2 镍基高温合金成分及其团簇式解析结果^[44,82,84-86]Table 2 Composition and cluster formula analysis of nickel-based superalloys^[44,82,84-86]

Alloy	Composition	Cluster formula
IN100	Ni _{57.6} Co _{12.6} Al _{11.1} Ti _{5.1} V _{1.1} Cr _{10.3} Mo ₂	[Al-Ni ₁₂] _{1.8} Al _{1.8} Cr _{2.1}
MAR-M247	Ni ₆₂ Co _{10.1} Al _{12.3} Ti _{1.2} Ta ₁ Cr _{9.8} Mo _{0.4} W _{3.2}	[Al-Ni ₁₂] _{1.5} Al _{1.5} Cr _{2.2}
CMSX-4	Ni _{63.6} Co _{9.3} Re ₁ Al _{12.6} Ti _{1.3} Ta _{2.2} Cr _{7.6} Mo _{0.4} W ₂	[Al-Ni ₁₂] _{1.6} Al _{1.6} Cr _{1.6}
René N5	Ni _{63.3} Co _{8.4} Re _{1.1} Al _{13.9} Ta _{2.3} Cr _{8.1} Mo _{1.2} W _{1.7}	[Al-Ni ₁₂] _{1.7} Al _{1.7} Cr _{1.8}
René 142	Ni _{60.7} Co _{12.2} Re _{0.9} Al _{13.8} Ta _{2.1} Cr _{7.8} Mo _{0.9} W _{1.6}	[Al-Ni ₁₂] _{1.5} Al _{1.5} Cr _{1.7}
IN738LC	Ni _{59.1} Co _{8.3} Fe _{0.2} Al _{7.6} Ti _{4.1} Nb _{0.6} Ta _{0.6} Cr _{17.5} Mo _{1.1} W _{0.9}	[Al-Ni ₁₂] _{1.2} Al _{1.2} Cr _{3.5}
U700	Ni _{49.6} Co _{17.4} Fe ₁ Al _{8.9} Ti _{4.1} Cr ₁₆ Mo ₃	[Al-Ni ₁₂] _{1.3} Al _{1.3} Cr _{3.4}
René 80	Ni _{59.5} Co _{8.9} Al _{6.4} Ti _{6.1} Cr _{15.3} Mo _{2.5} W _{1.3}	[Al-Ni ₁₂] _{1.1} Al _{1.1} Cr _{3.3}
IN738	Ni _{60.2} Co _{8.2} Al _{7.2} Ti ₄ Nb _{0.6} Ta _{0.5} Cr _{17.5} Mo ₁ W _{0.8}	[Al-Ni ₁₂] _{1.2} Al _{1.2} Cr _{3.4}
K418	Ni _{68.7} Fe ₁ Al _{12.6} Ti _{0.8} Nb _{1.2} Cr _{13.2} Mo _{2.5}	[Al-Ni ₁₂] _{1.5} Al _{1.5} Cr _{2.7}
CM247LC	Ni ₆₇ Co ₉ Al _{12.4} Ti _{0.9} Ta ₁ Cr _{6.8} Mo _{0.3} W _{2.6}	[Al-Ni ₁₂] _{1.3} Al _{1.3} Cr _{1.5}
IN939	Ni _{48.2} Co _{17.9} Al ₄ Ti _{4.4} Nb _{0.6} Cr _{24.4} W _{0.5}	[Al-Ni ₁₂] _{0.6} Al _{0.6} Cr _{4.5}
RR1000	Ni _{52.6} Co _{17.8} Al _{5.5} Ti _{4.1} Ta _{0.6} Cr _{16.4} Mo ₃	[Al-Ni ₁₂] _{0.7} Al _{0.7} Cr _{3.3}
Waspaloy	Ni _{56.5} Co _{13.3} Al _{2.7} Ti _{3.6} Cr _{21.3} Mo _{2.6}	[Al-Ni ₁₂] _{0.1} Al _{0.1} Cr _{4.1}
René 41	Ni _{61.4} Co _{10.8} Al _{3.1} Ti _{3.6} Cr _{20.5} Mo _{0.6}	[Al-Ni ₁₂] _{0.1} Al _{0.1} Cr _{3.5}
Haynes 282	Ni _{55.6} Co _{9.8} Fe _{1.6} Al _{3.2} Ti _{2.5} Cr _{22.2} Mo _{5.1}	[Al-Ni ₁₂] _{4.9} Cr _{4.9}
IN718	Ni _{52.3} Fe _{19.3} Al _{1.1} Ti _{1.1} Nb _{3.2} Cr _{21.2} Mo _{1.8}	[(Al _{0.9} Cr _{0.1})-Ni ₁₂] _{3.8} Cr _{3.8}
IN625	Ni ₆₄ Fe _{2.7} Al _{0.4} Ti _{0.3} Nb _{2.3} Cr _{24.8} Mo _{5.5}	[(Al _{0.5} Cr _{0.5})-Ni ₁₂] ₅ Cr ₅
Hastelloy-X	Ni _{48.3} Co _{1.4} Fe _{19.3} Al _{0.5} Cr _{24.7} Mo _{5.5} W _{0.3}	[(Al _{0.1} Cr _{0.9})-Ni ₁₂] _{4.4} Cr _{4.4}

以具有良好可成形性的高温合金成分通式作为进一步合金设计的成分基因,继续揭示各元素含量与可成形性、组织演变、力学性能之间的关联,可实现更精确的新合金成分设计。于群等^[82,87]通过逐步分析 Al 含量、类 Cr 元素和铬钼原子比值对合金可成形性、凝固偏析、组织演变及力学性能和抗氧化性能的影响开发了可成形新合金。他们先在 NiCr 合金的基础上利用团簇通式设计了 5 种 Al 含量不同的 NiCrAl 合金,将具有单相且均一沉积态组织和最小 ΔT 的 Ni₇₅Cr_{18.75}Al_{6.25} 合金确定为基准成分;考虑到低成本可成形 IN718 和 IN625 合金的成分以及类 Cr 元素添加带来的变化,将合金成分进一步确定为具有最低 Laves 相体积分数、最小 ΔT 、高于 IN718 合金塑性以及良好抗氧化性能的 Ni_{54.8}Fe_{20.3}Cr_{17.3}Mo_{1.5}Al_{1.56}Nb_{3.47}Ti_{1.22};当铬钼原子比为 14:2 时, Ni_{56.3}Fe_{18.8}Cr_{16.4}Mo_{2.34}Al_{1.56}Nb_{3.13}Ti_{1.56} 合金的最小 $\Delta T=73$ °C 和最高塑性 40.3% 代表了最佳可成形性,热处理后强化相为 γ' 相,合金的综合性能良好。实际上,目前团簇结构模型在 LAM 专用镍基高温合金成分设计上的应用不多,但成效比较明显,而且这种方法在其他高温结构材料的开发上也展现出了一定的潜力。Wu 等^[88]基于团簇结构模型设计了两种新型 DO₁₉

相强化高熵合金 $[\overline{\text{Nb}}-(\text{FeCoNi})_{12}]\text{Cr}_3$ ($\overline{\text{Nb}}=\text{Nb}, \text{V}$), 并采用 LAM 技术成功制备了无缺陷薄壁件,其枝晶间开裂倾向的消失得益于 V 原子部分取代 Nb 原子后 C14-Laves 相的尺寸和体积分数的减小,同时合金的延展性也得以明显提高。

对于 γ' 相强化镍基高温合金来说,其在高温和长期服役条件下的组织稳定性和力学性能是重要的考察指标。因此,利用团簇结构模型进行 γ' 相强化镍基高温合金设计时,需要以难成形的传统合金成分作为参照,并考虑 γ' 相形成元素(类 Al 元素)对可成形性、凝固偏析和高温性能的影响。与具有 LAM 可成形性合金成分相匹配的激光加工工艺参数和热处理规范也是获得综合性能优异的新合金的必要前提,在 LAM 专用镍基高温合金开发中同样不容忽视。

4.4 多主元理念激励的成分设计

高温结构材料的开裂行为是限制其 LAM 推广和工程应用的关键,缓解开裂的大多数策略,如晶粒细化、等轴晶转变、成分改性等,都不可避免地牺牲了合金的室温或高温强度^[33,89]。由多个近等原子比的主元组成的高熵合金可在较大的成分空间内协调力学性能进而实现适用于 LAM 的合金设计。研究发现,沉淀强化高

熵合金表现出了良好的 LAM 可成形性,而且具有比传统方法制备的合金更高的强度,因而打破传统冶金原理的高熵合金设计理念也成为了平衡 LAM 沉淀强化镍基高温合金裂纹抗力与强度的潜在解决方案^[90-91]。

目前,兼顾镍基高温合金沉淀强化效应和高熵合金设计思路开发富 Ni 多主元合金取得了一些进展。考虑到 Ni 作为 FCC 稳定元素可诱导和拓宽单相区,并且足量 Nb 有利于保证沉淀强化效应,Zhou 等^[91]基于 CoCrFeNiNb_x 合金的可成形性,结合相图计算开发了 γ' 相强化 Ni_{2.1}CoCrFeNb_{0.2} 高熵合金,其 LDED 试样无缺陷,沉积态合金表现出了较好的强韧性组合,热处理态合金的室温抗拉强度高达 1127 MPa,伸长率为 17%。Wang 等^[92]以 CoCrNi 中熵合金为基础通过添加 Nb 元素形成纳米尺度的 γ' 相来改善屈服强度,并根据相图和价电子浓度计算结果将合金成分确定为 Ni₂CoCrNb_{0.20}。

该新合金在高温区为单一 FCC 相,在低温区为 FCC + γ' 相,LDED 试样无孔洞和裂纹,沉积态和热处理态合金的室温屈服强度分别为 439 MPa 和 1180 MPa。Wu 等^[93-94]基于各元素对组织性能的影响和相图计算筛选出 Ni_{46.23}Co₂₃Cr₁₀Fe₅Al_{8.5}Ti₄W₂Mo₁C_{0.15}B_{0.1}Zr_{0.02} 目标合金(简称为“MNiHEA 合金”),其具有如下显著特性:1) ΔT 仅为 50 °C;2) T_{solidus} 与 γ' 相固溶温度间的温差高达 170 °C;3) 高温下强度和韧性达到平衡;4) 热处理后无晶界脆性 TCP 相析出。以上特性有利于获得无裂纹 LPBF 试样。此外,该合金还具有较高的 Al+Ti 含量和充足的晶界强化元素,这可确保高熵合金的超高强度。以上特性使得 MNiHEA 合金实现了内在热裂纹抗性和强度的协同效应,如图 14 所示。总的来说,沉淀强化富 Ni 多主元合金 FCC 基体的良好韧性和强化相的有效增强作用使其展现出了优异的可

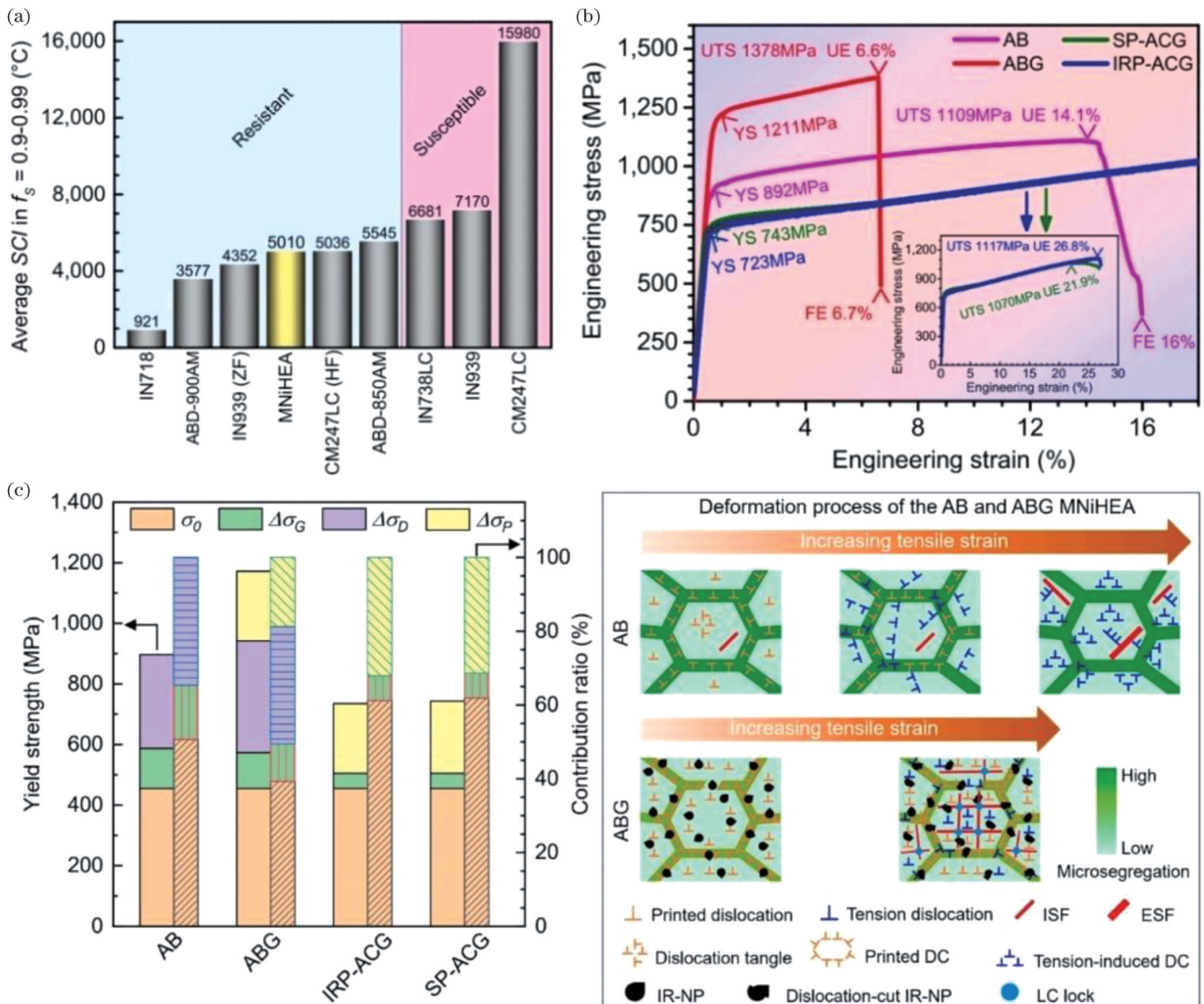


图 14 MNiHEA 合金的裂纹抗力与力学性能^[93]。(a)最后凝固阶段平均 SCI 值与凝固开裂之间的关系;(b)单轴拉伸工程应力-应变曲线;(c)沉积态和时效态合金的强化和增韧机制

Fig. 14 Cracking resistance and mechanical properties of MNiHEA alloy^[93]. (a) Relationship between average SCI value and solidification cracking in the last solidification stage; (b) uniaxial tensile engineering stress-strain curves; (c) strengthening and toughening mechanisms of as-built and aged alloys

成形性。多主元理念可显著扩大合金成分选择区间,为成分、结构、性能、强韧化机制间关系的灵活调整提供了便捷途径,为开发具有 LAM 可成形性的高性能新型结构材料开辟了新道路。

图 15(a)全面总结了 LAM γ' 相强化镍基高温合金的裂纹成因及调控方法。开裂的内部原因主要是某些元素在枝晶间和晶界处偏析形成低熔点相及液膜,

外部原因则是高能激光束移动产生的快速熔化和凝固引起的热应力。进行裂纹调控时,工艺优化和后处理的目的是降低温度梯度、减小应力,成分修正和新合金设计主要是为了调整合金的凝固特性,尤其是减少和避免低熔点相的形成^[66]。从图 15(b)可以清楚地看到工艺优化、添加第二相和成分设计对镍基高温合金室温力学性能的影响,难成形 IN738LC 合金在裂纹控制

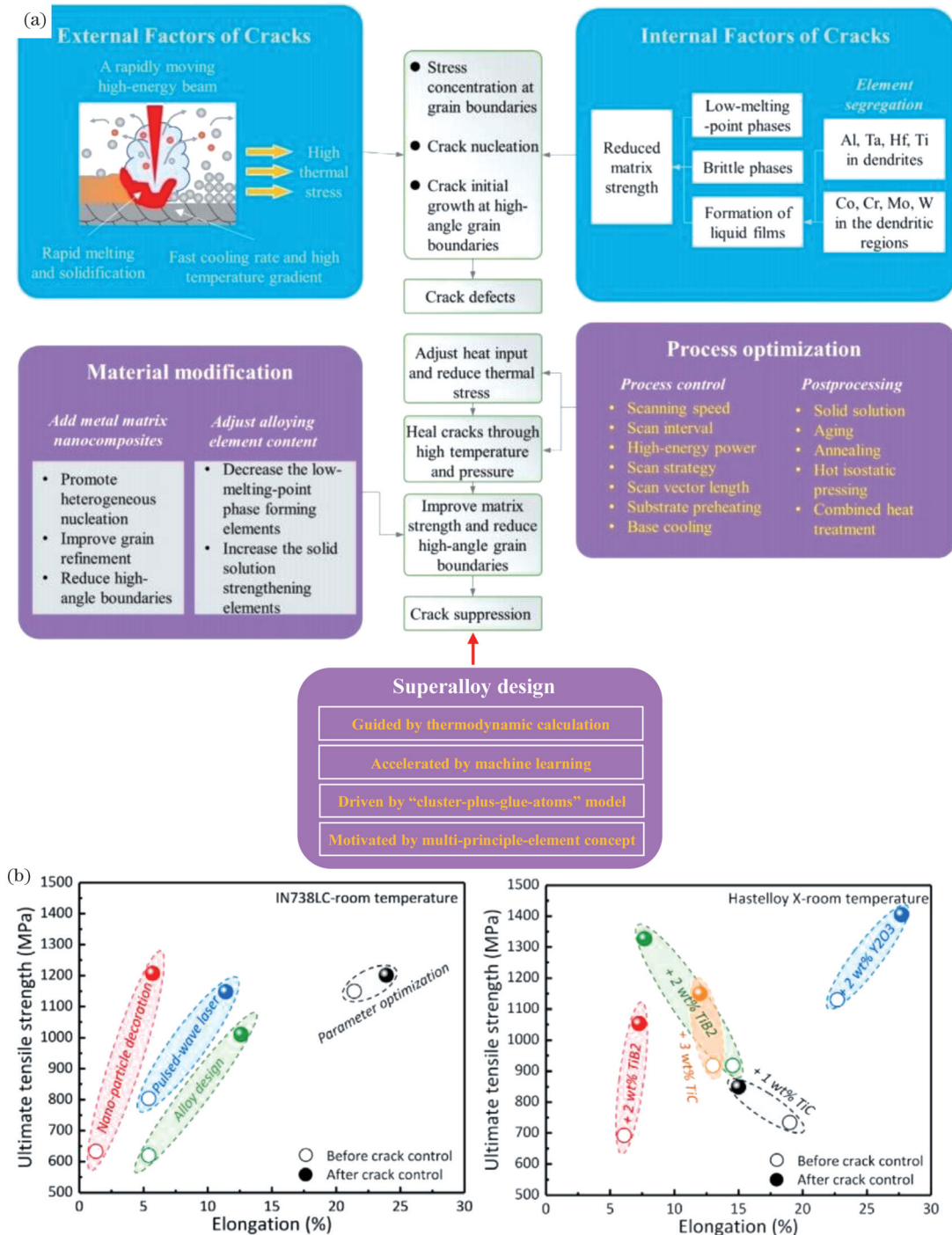


图 15 LAM γ' 相强化镍基高温合金的开裂行为研究。(a) 裂纹成因及控制方法汇总^[66]; (b) 代表性可成形和难成形高温合金裂纹控制前后的室温拉伸性能比较^[1]

Fig. 15 Research on cracking behavior of LAM γ' phase strengthened nickel-based superalloys. (a) Summary of cracks causes and control methods^[66]; (b) comparison of room-temperature tensile properties of representative formable and unformable superalloys before and after crack control^[1]

后的综合性能比裂纹控制前显著提高^[1]。

5 结束语

目前,研究人员已在 LAM γ' 相强化镍基高温合金的裂纹调控上取得了一系列进展和成果,成分改性、添加第二相、工艺参数优化和后处理等可以通过调整凝固特性、缓解晶界应力集中、减小温度梯度等方式降低裂纹敏感性。同时,人们基于 ΔT 、SAC 敏感性和强韧性关系采用热力学计算、机器学习、团簇结构模型和多主元理念成功设计出了可成形的合金成分,为高温、高强、稳定服役的新型镍基高温合金成分开发与激光加工制备提供了理论和方法依据。不过,获得无裂纹、高致密度、高温力学性能优于传统铸造合金的 LAM 高强镍基高温合金还需要进一步深入研究。今后的研究要重点关注以下 4 个方面:

1) 提出的裂纹抑制方法是根据特定合金的具体开裂情况确定的,尚缺乏普适性的抗开裂策略。须厘清不同合金开裂机理之间存在明显差异的原因,建立 γ' 相强化元素的种类、含量以及元素间交互作用与裂纹敏感性的内在关系,形成同类型合金可共用的裂纹防控措施。

2) 采用人工智能、计算材料科学、材料设计软件和高通量方法等进行可成形新合金开发已取得显著成效,但尚未形成独立成熟的体系。有必要开拓兼具目标性能和良好成形性的合金成分快速设计准则,形成适用于 LAM 的 γ' 相强化镍基高温合金的专属体系。

3) 除了硬度和拉伸性能以外,亟须提高抗蠕变、抗疲劳、耐腐蚀、耐热冲击性能以及长期高温服役环境下的组织性能稳定性,推动 LAM γ' 相强化镍基高温合金及其复杂结构工程构件在航空航天、核电工业等领域的广泛应用。

4) 充分发挥 LAM 技术在成形定向组织合金上的优势,制备具有无裂纹、综合性能优异的镍基单晶高温合金,并进行大尺寸、高精度复杂结构零部件的一体化无模制造,以满足更高温度和更恶劣服役环境下航空发动机的使用要求。

参 考 文 献

- [1] Guo C, Li G, Li S, et al. Additive manufacturing of Ni-based superalloys: residual stress, mechanisms of crack formation and strategies for crack inhibition[J]. *Nano Materials Science*, 2023, 5(1): 53-77.
- [2] Zhang C H, Li Z, Zhang J K, et al. Additive manufacturing of magnesium matrix composites: comprehensive review of recent progress and research perspectives[J]. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2023, 11(2): 425-461.
- [3] 王磊, 卢秉恒. 我国增材制造技术与产业发展研究[J]. *中国工程科学*, 2022, 24(4): 202-211.
Wang L, Lu B H. Development of additive manufacturing technology and industry in China[J]. *Strategic Study of CAE*, 2022, 24(4): 202-211.
- [4] Álvarez-Trejo A, Cuan-Urquiza E, Bhate D, et al. Mechanical metamaterials with topologies based on curved elements: an overview of design, additive manufacturing and mechanical properties[J]. *Materials & Design*, 2023, 233: 112190.
- [5] 王天元, 黄帅, 周标, 等. 航空装备激光增材制造技术发展及路线图[J]. *航空材料学报*, 2023, 43(1): 1-17.
Wang T Y, Huang S, Zhou B, et al. Development and roadmap of laser additive manufacturing technology for aviation equipment[J]. *Journal of Aeronautical Materials*, 2023, 43(1): 1-17.
- [6] 董鹏, 梁晓康, 赵衍华, 等. 激光增材制造技术在航天构件整体轻量化制造中的应用现状与展望[J]. *航天制造技术*, 2018(1): 7-11.
Dong P, Liang X K, Zhao Y H, et al. Research status of laser additive manufacturing in integrity and lightweight[J]. *Aerospace Manufacturing Technology*, 2018(1): 7-11.
- [7] Gu D D, Shi X Y, Poprawe R, et al. Material-structure-performance integrated laser-metal additive manufacturing[J]. *Science*, 2021, 372(6545): eabg1487.
- [8] Bi J, Wu L K, Li S D, et al. Beam shaping technology and its application in metal laser additive manufacturing: a review[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2023, 26: 4606-4628.
- [9] Clare A T, Mishra R S, Merklein M, et al. Alloy design and adaptation for additive manufacture[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2022, 299: 117358.
- [10] Lü P S, Liu L R, Yang Y H, et al. Role of microstructural stability and superdislocation shearing on creep behavior of two low-cost Ni-based single crystal superalloys at 1100 °C/130 MPa[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 888: 145796.
- [11] Murakumo T, Kobayashi T, Koizumi Y, et al. Creep behaviour of Ni-base single-crystal superalloys with various γ' volume fraction[J]. *Acta Materialia*, 2004, 52(12): 3737-3744.
- [12] Mostafaei A, Ghiaasiaan R, Ho I T, et al. Additive manufacturing of nickel-based superalloys: a state-of-the-art review on process-structure-defect-property relationship[J]. *Progress in Materials Science*, 2023, 136: 101108.
- [13] Ghousoub J N, Klupš P, Dick-Cleland W J B, et al. A new class of alumina-forming superalloy for 3D printing[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 52: 102608.
- [14] 陈娇, 罗桦, 贺戩, 等. 航天用镍基高温合金及其激光增材制造研究现状[J]. *精密成形工程*, 2023, 15(1): 156-169.
Chen J, Luo H, He J, et al. Research status of nickel-based superalloy for aerospace field and its laser additive manufacturing technology[J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2023, 15(1): 156-169.
- [15] Murray S P, Pusch K M, Polonsky A T, et al. A defect-resistant Co-Ni superalloy for 3D printing[J]. *Nature Communications*, 2020, 11: 4975.
- [16] Minet K, Saharan A, Loesser A, et al. Superalloys, powders, process monitoring in additive manufacturing[M]//Froes F, Boyer R. *Additive manufacturing for the aerospace industry*. Amsterdam: Elsevier, 2019: 163-185.
- [17] DebRoy T, Wei H L, Zuback J S, et al. Additive manufacturing of metallic components: process, structure and properties[J]. *Progress in Materials Science*, 2018, 92: 112-224.
- [18] Wang H, Zhang X, Wang G B, et al. Selective laser melting of the hard-to-weld IN738LC superalloy: efforts to mitigate defects and the resultant microstructural and mechanical properties[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 807: 151662.
- [19] Wang Y C, Roy S, Choi H, et al. Cracking suppression in additive manufacturing of hard-to-weld nickel-based superalloy through layer-wise ultrasonic impact peening[J]. *Journal of Manufacturing Processes*, 2022, 80: 320-327.
- [20] Zhou W Z, Tian Y S, Tan Q B, et al. Effect of carbon content on the microstructure, tensile properties and cracking susceptibility of IN738 superalloy processed by laser powder bed fusion[J]. *Additive Manufacturing*, 2022, 58: 103016.
- [21] Lü Y T, Zhang Z, Zhang Q, et al. Cracking inhibition behavior and the strengthening effect of TiC particles on the CM247LC

- superalloy prepared by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2022, 858: 144119.
- [22] Adegoke O, Andersson J, Brodin H, et al. Influence of laser powder bed fusion process parameters on the microstructure and cracking susceptibility of nickel-based superalloy Alloy 247LC[J]. *Results in Materials*, 2022, 13: 100256.
- [23] 万宏远, 刘壮壮, 韩泉泉, 等. 激光增材制造高温合金抗开裂行为研究进展[J]. *航空科学技术*, 2022, 33(9): 26-42.
Wan H Y, Liu Z Z, Han Q Q, et al. Laser additive manufacturing of cracking-resistant superalloys[J]. *Aeronautical Science & Technology*, 2022, 33(9): 26-42.
- [24] Tang Y T, Panwisawas C, Ghossoub J N, et al. Alloys-by-design: application to new superalloys for additive manufacturing[J]. *Acta Materialia*, 2021, 202: 417-436.
- [25] Zhou Z P, Huang L, Shang Y J, et al. Causes analysis on cracks in nickel-based single crystal superalloy fabricated by laser powder deposition additive manufacturing[J]. *Materials & Design*, 2018, 160: 1238-1249.
- [26] Chauvet E, Kontis P, Jäggle E A, et al. Hot cracking mechanism affecting a non-weldable Ni-based superalloy produced by selective electron beam melting[J]. *Acta Materialia*, 2018, 142: 82-94.
- [27] 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.
- [28] Xu J J, Lin X, Zhao Y F, et al. 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] Wang Y, Guo W, Zheng H, et al. Microstructure, crack formation and improvement on nickel-based superalloy fabricated by powder bed fusion[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 962: 171151.
- [30] Jeong S G, Ahn S Y, Kim E S, et al. Liquation cracking in laser powder bed fusion-fabricated Inconel718 of as-built, stress-relieved, and hot isostatic pressed conditions[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2023, 888: 145797.
- [31] Tang Y T, Ghossoub J N, Panwisawas C, et al. The effect of heat treatment on tensile yielding response of the new superalloy ABD-900AM for additive manufacturing[M]//Tin S, Hardy M, Clews J, et al. *Superalloys 2020. The minerals, metals & materials series*. Cham: Springer, 2020: 1055-1065.
- [32] Wei B, Liu Z M, Nong B Z, et al. Microstructure, cracking behavior and mechanical properties of René104 superalloy fabricated by selective laser melting[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 867: 158377.
- [33] Kontis P, Chauvet E, Peng Z R, et al. Atomic-scale grain boundary engineering to overcome hot-cracking in additively-manufactured superalloys[J]. *Acta Materialia*, 2019, 177: 209-221.
- [34] Zhang X Q, Chen H B, Xu L M, et al. Cracking mechanism and susceptibility of laser melting deposited Inconel 738 superalloy[J]. *Materials & Design*, 2019, 183: 108105.
- [35] Boswell J H, Clark D, Li W, et al. Cracking during thermal post-processing of laser powder bed fabricated CM247LC Ni-superalloy[J]. *Materials & Design*, 2019, 174: 107793.
- [36] Qian D, Xue J W, Zhang A F, et al. Statistical study of ductility-dip cracking induced plastic deformation in polycrystalline laser 3D printed Ni-based superalloy[J]. *Scientific Reports*, 2017, 7: 2859.
- [37] Xu J H, Kontis P, Peng R L, et al. Modelling of additive manufacturability of nickel-based superalloys for laser powder bed fusion[J]. *Acta Materialia*, 2022, 240: 118307.
- [38] Basak A. Additive manufacturing of high-gamma prime nickel-based superalloys through selective laser melting (SLM)[C]//Solid Freeform Fabrication 2019, August 12-14, 2019, Austin, USA. [S.l.: s.n.], 2019: 554-575.
- [39] 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.
- [40] Xu J, Zhao X, Yue Q, et al. A morphological control strategy of γ' precipitates in nickel-based single-crystal superalloys: an aging design, fundamental principle, and evolutionary simulation[J]. *Materials Today Nano*, 2023, 22: 100335.
- [41] Xu J H, Gruber H, Peng R L, et al. A novel γ' -strengthened nickel-based superalloy for laser powder bed fusion[J]. *Materials*, 2020, 13(21): 4930.
- [42] Benoit M J, Mazur M, Easton M A, et al. Effect of alloy composition and laser powder bed fusion parameters on the defect formation and mechanical properties of Inconel 625[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2021, 114(3): 915-927.
- [43] Hu Y L, Lin X, Yu X B, et al. Effect of Ti addition on cracking and microhardness of Inconel 625 during the laser solid forming processing[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 711: 267-277.
- [44] Griffiths S, Tabasi H G, Ivas T, et al. Combining alloy and process modification for micro-crack mitigation in an additively manufactured Ni-base superalloy[J]. *Additive Manufacturing*, 2020, 36: 101443.
- [45] Hu Y, Yang X K, Kang W J, et al. Effect of Zr content on crack formation and mechanical properties of IN738LC processed by selective laser melting[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2021, 31(5): 1350-1362.
- [46] Yu Z R, Guo C, Han S, et al. The effect of Hf on solidification cracking inhibition of IN738LC processed by selective laser melting[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2021, 804: 140733.
- [47] Li X W, Li G, Zhang M X, et al. Novel approach to additively manufacture high-strength Al alloys by laser powder bed fusion through addition of hybrid grain refiners[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 48: 102400.
- [48] Martin J H, Yahata B, Mayer J, et al. Grain refinement mechanisms in additively manufactured nano-functionalized aluminum[J]. *Acta Materialia*, 2020, 200: 1022-1037.
- [49] Gu D D, Zhang H M, Dai D H, et al. Laser additive manufacturing of nano-TiC reinforced Ni-based nanocomposites with tailored microstructure and performance[J]. *Composites Part B: Engineering*, 2019, 163: 585-597.
- [50] Martin J H, Yahata B D, Hundley J M, et al. 3D printing of high-strength aluminium alloys[J]. *Nature*, 2017, 549(7672): 365-369.
- [51] Zhou W Z, Zhu G L, Wang R, et al. Inhibition of cracking by grain boundary modification in a non-weldable nickel-based superalloy processed by laser powder bed fusion[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 791: 139745.
- [52] Chen Z, Wei P, Zhang S Z, et al. Graphene reinforced nickel-based superalloy composites fabricated by additive manufacturing[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2020, 769: 138484.
- [53] 孙晓峰, 宋巍, 梁静静, 等. 激光增材制造高温合金材料与工艺研究进展[J]. *金属学报*, 2021, 57(11): 1471-1483.
Sun X F, Song W, Liang J J, et al. Research and development in materials and processes of superalloy fabricated by laser additive manufacturing[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2021, 57(11): 1471-1483.
- [54] Yang J J, Li F Z, Wang Z M, et al. Cracking behavior and control of Rene 104 superalloy produced by direct laser fabrication[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2015, 225: 229-239.
- [55] Xu J Y, Ding Y T, Gao Y B, et al. Grain refinement and crack inhibition of hard-to-weld Inconel 738 alloy by altering the scanning strategy during selective laser melting[J]. *Materials & Design*, 2021, 209: 109940.
- [56] Liu X X, Hu R, Zou H, et al. Investigation of cracking mechanism and yield strength associated with scanning strategy for an additively manufactured nickel-based superalloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2023, 938: 168532.
- [57] Xu J J, Lin X, Guo P F, et al. The effect of preheating on

- microstructure and mechanical properties of laser solid forming IN-738LC alloy[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2017, 691: 71-80.
- [58] Abdelwahed M, Puchades J R B, Grinán L P, et al. Cracking mechanisms and effect of extensive preheating in CM247LC and IN713LC Ni-base superalloy processed by laser powder bed fusion [J]. *Materials Today Communications*, 2023, 37: 107644.
- [59] Bidron G, Doghri A, Malot T, et al. Reduction of the hot cracking sensitivity of CM-247LC superalloy processed by laser cladding using induction preheating[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2020, 277: 116461.
- [60] Wu H Y, Zhang D, Yang B B, et al. Microstructural evolution and defect formation in a powder metallurgy nickel-based superalloy processed by selective laser melting[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2020, 36: 7-17.
- [61] Vilanova M, Garcíandia F, Sainz S, et al. The limit of hot isostatic pressing for healing cracks present in an additively manufactured nickel superalloy[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2022, 300: 117398.
- [62] Han Q Q, Mertens R, Montero-Sistiaga M L, et al. 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.
- [63] Kou S. A criterion for cracking during solidification[J]. *Acta Materialia*, 2015, 88: 366-374.
- [64] Shukla A, Sarkar S, Durga A, et al. Computational design of additively printable nickel superalloys[M]//Tin S, Hardy M, Clews J, et al. *Superalloys 2020. The minerals, metals & materials series*. Cham: Springer, 2020: 1066-1074.
- [65] DuPont J N, Lippold J C, Kiser S D. *Welding metallurgy and weldability of nickel-base alloys*[M]. New Jersey: Wiley, 2009.
- [66] Wei Q S, Xie Y, Teng Q, et al. 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.
- [67] 赵继成. 材料基因组计划简介[J]. *自然杂志*, 2014, 36(2): 89-104. Zhao J C. A perspective on the materials genome initiative[J]. *Chinese Journal of Nature*, 2014, 36(2): 89-104.
- [68] Ventura K, Beaudry D, Aviles A, et al. γ' thermodynamic simulation and experimental validation of phase stability in Ni-based superalloys[M]//Tin S, Hardy M, Clews J, et al. *Superalloys 2020. The minerals, metals & materials series*. Cham: Springer, 2020: 103-111.
- [69] 刘兴军, 陈悦超, 卢勇, 等. 新型钴基高温合金多尺度设计的研究现状与展望[J]. *金属学报*, 2020, 56(1): 1-20. Liu X J, Chen Y C, Lu Y, et al. Present research situation and prospect of multi-scale design in novel co-based superalloys: a review[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2020, 56(1): 1-20.
- [70] Zhao Y F, Bian H K, Wang H, et al. Non-equilibrium solidification behavior associated with powder characteristics during electron beam additive manufacturing[J]. *Materials & Design*, 2022, 221: 110915.
- [71] Liang Y J, Cheng X, Wang H M. A new microsegregation model for rapid solidification multicomponent alloys and its application to single-crystal nickel-base superalloys of laser rapid directional solidification[J]. *Acta Materialia*, 2016, 118: 17-27.
- [72] Sun Z J, Ma Y, Ponge D, et al. Thermodynamics-guided alloy and process design for additive manufacturing[J]. *Nature Communications*, 2022, 13: 4361.
- [73] 张聪, 刘杰, 解树一, 等. 高通量计算与机器学习驱动高熵合金的研究进展[J]. *材料工程*, 2023, 51(3): 1-16. Zhang C, Liu J, Xie S Y, et al. Research progress in high-entropy alloys driven by high throughput computation and machine learning [J]. *Journal of Materials Engineering*, 2023, 51(3): 1-16.
- [74] 苏金龙, 陈乐群, 谭超林, 等. 基于机器学习的增材制造过程优化与新材料研发进展[J]. *中国激光*, 2022, 49(14): 1402101. Su J L, Chen L Q, Tan C L, et al. Progress in machine-learning-assisted process optimization and novel material development in additive manufacturing[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2022, 49(14): 1402101.
- [75] DebRoy T, Mukherjee T, Wei H L, et al. Metallurgy, mechanistic models and machine learning in metal printing[J]. *Nature Reviews Materials*, 2021, 6: 48-68.
- [76] 穆亚航, 张雪, 陈梓名, 等. 基于热力学计算与机器学习的增材制造镍基高温合金裂纹敏感性预测模型[J]. *金属学报*, 2023, 59(8): 1075-1086. Mu Y H, Zhang X, Chen Z M, et al. Modeling of crack susceptibility of Ni-based superalloy for additive manufacturing via thermodynamic calculation and machine learning[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2023, 59(8): 1075-1086.
- [77] 熊强, 连利仙, 胡旺, 等. 增材制造用新型镍基高温合金的设计与开发[J]. *铸造技术*, 2023, 44(8): 748-755. Xiong Q, Lian L X, Hu W, et al. Design and development of novel Ni-based superalloys for additive manufacturing[J]. *Foundry Technology*, 2023, 44(8): 748-755.
- [78] Yu H, Liang J J, Bi Z N, et al. Computational design of novel Ni superalloys with low crack susceptibility for additive manufacturing [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2022, 53(6): 1945-1954.
- [79] Zhang S, Wang Q, Dong C. Composition genes in materials[J]. *Journal of Materials Informatics*, 2021(1): 8.
- [80] Chen C, Wang Q, Dong C, et al. Composition rules of Ni-base single crystal superalloys and its influence on creep properties via a cluster formula approach[J]. *Scientific Reports*, 2020, 10: 21621.
- [81] Dong C, Wang Q, Qiang J B, et al. From clusters to phase diagrams: composition rules of quasicrystals and bulk metallic glasses[J]. *Journal of Physics D: Applied Physics*, 2007, 40(15): R273-R291.
- [82] 于群. 激光增材制造用镍基高温合金的成分设计与组织性能分析[D]. 大连: 大连理工大学, 2022. Yu Q. Composition design, microstructure and properties of Ni-based superalloys for laser additive manufacturing[D]. Dalian: Dalian University of Technology, 2022.
- [83] 于群, 王存山, 董闯. 激光增材制造 Ni-Cr-Al 基础合金系组织与性能研究[J]. *中国激光*, 2022, 49(14): 1402104. Yu Q, Wang C S, Dong C. Microstructure and properties of Ni-Cr-Al basic alloys fabricated by laser additive manufacturing[J]. *Chinese Journal of Lasers*, 2022, 49(14): 1402104.
- [84] Li Y, Kan W B, Zhang Y M, et al. Microstructure, mechanical properties and strengthening mechanisms of IN738LC alloy produced by electron beam selective melting[J]. *Additive Manufacturing*, 2021, 47: 102371.
- [85] Deng R, Liu F, Tan L M, et al. Effects of scandium on microstructure and mechanical properties of RR1000[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 785: 634-641.
- [86] Chen Z, Chen S G, Wei Z Y, et al. Anisotropy of nickel-based superalloy K418 fabricated by selective laser melting[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2018, 28(4): 496-504.
- [87] Yu Q, Wang C S, Zhao Z S, et al. New Ni-based superalloys designed for laser additive manufacturing[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 861: 157979.
- [88] Wu J W, Guo Y X, Wang F P, et al. A D019 precipitate strengthened laser additively manufactured V and Nb bearing CoCrFeNi based high entropy alloys[J]. *Materials & Design*, 2023, 235: 112464.
- [89] Kang H, Song K K, Li L L, et al. Simultaneously healing cracks and strengthening additively manufactured $\text{Co}_{34}\text{Cr}_{32}\text{Ni}_{17}\text{Al}_4\text{Ti}_3$ high-entropy alloy by utilizing Fe-based metallic glasses as a glue[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2024, 179: 125-137.
- [90] Yao N, Lu T W, Feng K, et al. Ultrastrong and ductile additively manufactured precipitation-hardening medium-entropy alloy at ambient and cryogenic temperatures[J]. *Acta Materialia*, 2022, 236: 118142.

- [91] Zhou K X, Wang Z J, He F, et al. A precipitation-strengthened high-entropy alloy for additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2020, 35: 101410.
- [92] Wang F P, Guo Y X, Liu Q B, et al. Nanoparticle-strengthened Ni₂CoCrNb_{0.2} medium-entropy alloy with an ultrastrong cryogenic yield strength fabricated by additive manufacturing[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2023, 163: 17-31.
- [93] Wu S W, Chia H Y, Zhang T L, et al. A precipitation strengthened high entropy alloy with high (Al+Ti) content for laser powder bed fusion: synergizing in intrinsic hot cracking resistance and ultrahigh strength[J]. Acta Materialia, 2023, 258: 119193.
- [94] Wu S W, Yang T, Cao B X, et al. Multicomponent Ni-rich high-entropy alloy toughened with irregular-shaped precipitates and serrated grain boundaries[J]. Scripta Materialia, 2021, 204: 114066.

Research Progress on Crack Control and Composition Design of γ' Phase Strengthened Nickel-Based Superalloys Suitable for Laser Additive Manufacturing

Shi Shujing¹, Li Zhuo^{1,2*}, Yang Chen², Zeng Ziheng², Cheng Xu^{1,2}, Tang Haibo^{1,2}, Wang Huaming^{1,2}

¹Ningbo Institute of Technology, Beihang University, Ningbo 315800, Zhejiang, China;

²National Engineering Laboratory of Additive Manufacturing for Large Metallic Components, Beihang University, Beijing 100191, China

Abstract

Significance Laser additive manufacturing technology merges design and production, incorporating crucial elements such as materials, structure, process, and performance. This integration offers an efficient and cost-effective way to create prototypes and test new designs. It plays a vital role in manufacturing and repairing complex parts comprising nickel-based superalloys. However, this technology faces challenges with traditional high-strength nickel-based superalloys. The differences in composition and strengthening mechanisms, along with the rapid solidification and phase transitions unique to laser additive manufacturing, can lead to issues. The high alloying degree causes a wide solidification temperature range, while the abundance of intermetallic compounds leads to varying strength and ductility at high temperatures. This in turn increases the risk of microcrack defects. These defects can degrade the quality and mechanical properties of γ' phase strengthened nickel-based superalloys produced through this method. Therefore, understanding the characteristics, formation mechanisms, and influencing factors of cracks, as well as recognizing the crack control methods and related achievements, can lay a theoretical foundation for exploring universal crack resistance pathway and composition design of superalloy matching additive forming characteristics.

Progress This paper offers an in-depth exploration of various crack types in γ' phase strengthened nickel-based superalloys used in laser additive manufacturing, including the morphology and mechanisms of solidification cracks (Fig. 2), liquation cracks (Fig. 3), ductility-dip cracks (Fig. 5), and strain aging cracks (Fig. 6). It elucidates the connections between the solid phase fraction and index for solidification cracking susceptibility, the differential scanning calorimetry curve and liquation sensitivity, the relationship between alloy ductility and the temperature range for ductility dip, as well as the link between γ' phase forming elements and the risk of strain aging cracking. The discussion includes common strategies for enhancing crack resistance, such as modifying the composition to alter solidification characteristics and minimize or eliminate the formation of low-melting-point phases (Fig. 8), introducing second-phase particles to encourage the shift from columnar to equiaxed crystal growth, thereby altering the residual stress state (Fig. 9), and optimizing laser processing parameters to directly improve microstructure and forming quality (Fig. 10). Furthermore, post-treatment methods significantly contribute to reducing cracking tendencies and enhancing the mechanical properties of superalloys. The ultimate approach to addressing the cracking issue involves developing nickel-based superalloys with specific compositions tailored for laser additive manufacturing. Recent successes in designing crack-free new alloys have leveraged tools such as thermodynamic calculations (Fig. 11), machine learning (Fig. 12), the cluster structure model (Fig. 13 and Table 2), and the multi-principle-element concept (Fig. 14). The shift from empirical to scientific and rational design in material research is being advanced by the use of phase diagram calculations for alloy design, supported by reliable thermodynamic databases. Machine learning facilitates the rapid development of mathematical models that quantitatively link material composition, processes, structure, and properties, enabling precise screening of target materials. The cluster structure model offers insights into how alloy elements' type and amount affect formability. Meanwhile, the multi-principle-element concept emerges as an efficient strategy for simultaneously enhancing crack resistance and the strength-ductility balance. In summary, this paper's overview of advancements in crack control and composition design for γ' phase strengthened nickel-based superalloys in laser additive manufacturing offers practical insights for the future creation of printable, high-temperature, high-strength nickel-based superalloys and their components (Fig. 15).

Conclusions and Prospects Significant progress has been made in controlling cracks in γ' phase strengthened nickel-based

superalloys for laser additive manufacturing, laying a theoretical and methodological foundation for creating crack-free superalloys through laser processing. Despite these advancements, developing precipitation-strengthened nickel-based superalloys and their components that maintain high-density forming, along with stable microstructure and performance in high-temperature environments, remains challenging. Future research should focus on several key areas. First, it is crucial to understand the fundamental differences in cracking mechanisms between different alloys. Establishing a clear link between the types and contents of γ' strengthening elements, their interactions, and their impact on crack sensitivity will aid in developing universal crack prevention and control strategies for similar alloys. Second, it is vital to develop swift design criteria for alloy compositions that align with desired performance and printability, establishing a distinct system of γ' phase strengthened nickel-based superalloys tailored for laser additive manufacturing. Third, enhancing the understanding of the alloys' resistance to creep, fatigue, corrosion, thermal shocks, and the long-term stability of their microstructure and performance at high temperatures will further promote their adoption in critical sectors such as aerospace and nuclear power, among others. Finally, achieving mold-free manufacturing of crack-free nickel-based single crystal superalloys with superior overall performance, alongside the production of large, precise, and complex structural components, is essential. This advancement aims to fulfill the demanding conditions of aircraft engines operating at higher temperatures and in more severe environments.

Key words laser technique; additive manufacturing; superalloys; crack; optimization and design