

特约专栏

电子束选区熔化(SEBM)增材制造高温合金研究进展

彭 徽^{1,2}, 陶 申¹, 陈 博³, 郭洪波^{2,4}

(1. 北京航空航天大学 前沿科学技术创新研究院, 北京 100191)

(2. 北京航空航天大学 高温结构材料与涂层技术工信部重点实验室, 北京 100191)

(3. 莱斯特大学工学院, 英国 莱斯特 LE1 7RH)

(4. 北京航空航天大学材料科学与工程学院, 北京 100191)

摘 要: 高温合金具有优异的抗氧化、耐腐蚀等性能, 被广泛应用于航空发动机热端部件。以激光、电子束等高能束流为热源的增材制造(additive manufacturing, AM)技术在制备复杂结构高温合金部件方面具有显著优势: 不仅能缩短生产制造周期、降低研发成本, 而且能够细化合金组织, 提高合金力学性能。但随着高温合金中铝、钛含量的增加, γ' 相体积占比增大, 合金高温力学性能提升的同时也造成其可焊性差, 给增材制造该类高温合金带来挑战。与激光选区熔化(selective laser melting, SLM)技术相比, 电子束选区熔化(selective electron beam melting, SEBM)技术可通过粉末床预热缓解合金凝固热应力, 有利于降低增材制造时的热裂倾向。针对近年来国内外SEBM技术制备镍基高温合金、钴基高温合金等合金所涉及的工艺参数、微观组织、力学性能及应用等方面进行了综述, 包括作者课题组新近的成果, 并指出该领域的未来发展方向。

关键词: 增材制造; 电子束选区熔化; 高温合金; 裂纹敏感性; 组织调控

中图分类号: TF124; TG146.1+5 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2022)04-0252-16

引用格式: 彭徽, 陶申, 陈博, 等. 电子束选区熔化(SEBM)增材制造高温合金研究进展[J]. 中国材料进展, 2022, 41(4): 252-267.

PENG H, TAO S, CHEN B, *et al.* Research Progress of Superalloys Fabricated by Selective Electron Beam Melting (SEBM) [J]. Materials China, 2022, 41(4): 252-267.

Research Progress of Superalloys Fabricated by Selective Electron Beam Melting (SEBM)

PENG Hui^{1,2}, TAO Shen¹, CHEN Bo³, GUO Hongbo^{2,4}

(1. Research Institute for Frontier Science, Beihang University, Beijing 100191, China)

(2. Key Laboratory of High-Temperature Structural Materials & Coatings Technology (Ministry of Industry and Information Technology), Beihang University, Beijing 100191, China)

(3. School of Engineering, University of Leicester, Leicester LE1 7RH, UK)

(4. School of Materials Science and Engineering, Beihang University, Beijing 100191, China)

Abstract: Superalloys are widely used in hot components of aero-engines, mainly due to their good oxidation/corrosion resistance and outstanding mechanical properties. Beam-based additive manufacturing (AM) technologies, particularly the laser and electron beam melting processes, exhibit great potential in producing superalloy components with complex geometries. It combines the advantages of both high flexibility and cost-effectiveness. Besides, the AM superalloys usually have a comparably higher tensile strength than the conventional cast, as a result of the yielded refined microstructure. However, with the increase of Al and Ti content, the superalloys with a higher volume fraction of γ' phase demonstrate high crack sensitivity. This brings challenges of applying AM to the aero industry. Compared with selective laser melting (SLM), the powder bed preheating featured by selective electron beam melting (SEBM) helps alleviating the thermal stress and the resultant hot cracks. In this review, the latest developments of Ni and Co-based superalloys fabricated by

收稿日期: 2021-09-30 修回日期: 2021-12-07

基金项目: 国家科技重大专项(2019-VII-0016-0157)

第一作者: 彭 徽, 男, 1982年生, 副教授, 博士生导师,

Email: penghui@buaa.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202109041

SEBM are reviewed. The SEBM processing parameters, microstructure and mechanical properties of weldable and non-weldable superalloys are compared and evaluated. Finally, several possible research directions are also suggested.

Key words: additive manufacturing; selective electron beam melting; superalloy; crack sensitivity; microstructure tailoring

1 前言

高温合金是指能够在 600 °C 以上高温条件下承受较大应力且保持组织结构稳定的高合金化金属材料^[1]。根据主要元素的种类, 高温合金可以划分为铁基高温合金、镍基高温合金和钴基高温合金等。由于具有良好的高温力学性能以及抗氧化、耐腐蚀等性能, 高温合金被广泛应用于航空发动机和工业燃气轮机的热端部件, 是航空发动机的关键结构材料, 也是核能、交通运输、石油化工、冶金矿山等领域不可或缺的重要材料^[2]。

增材制造(additive manufacturing, AM)技术为高温合金复杂部件的研制和生产开辟了新的道路。传统高温合金制造工序复杂、工艺周期长。与之相比, AM 技术成形过程不需要模具和原胚, 可直接根据设计的模型数据, 通过逐层累加的方式生成指定形状的块体, 从而简化制造程序、缩短产品研发周期、降低开发和制造成本^[3, 4]。此外, AM 高温合金具有组织细化、元素偏析小的特点, 较传统加工方式获得的高温合金表现出更为优异的综合力学性能, 具有巨大的应用潜力。目前, 诸多国内外企业已采用 AM 技术成功研制了多种复杂高温合金部件, 如: 美国 GE 公司于 2018 年采用激光选区熔化(selective laser melting, SLM)技术成功生产 30 000 件应用于 LEAP 型号发动机的燃油喷嘴并实现批量装机^[5]; 2017 年, 德国西门子公司与德国弗劳恩霍夫(Fraunhofer)激光技术研究所合作, 采用模块化的叶片设计思路, 将叶片的 2 个部分分别进行增材制造, 完成之后再行焊接, 生产出的叶片被安装在 13 MW 的西门子 SGT-400 工业燃气轮机的涡轮上, 并成功试车^[6]; 此外, 2019 年, 西门子公司在瑞典芬斯蓬(Finspång)工厂利用 AM 技术直接制造了燃烧室中的复杂燃烧器零部件, 并实现了对燃烧器的快速修复^[7]; 国内的北京航空航天大学、西北工业大学及多家相关企业同样采用增材制造技术, 实现了大尺寸高温合金构件研制技术的突破, 并率先在航天领域实现应用^[8, 9]。

然而, 高 Al, Ti 含量的高温合金在 AM 过程中极易出现裂纹, 对相关类型高温合金的 AM 制备提出了巨大的挑战。AM 技术的本质是高能束流焊接, 由高能束加工导致的凝固裂纹和液化裂纹是高温合金领域广泛研究的问题。与其他 AM 技术相比, 电子束选区熔化(selective electron beam melting, SEBM)技术通过快速扫描实现粉末预热, 能够显著降低成形件内部的残余应力水平,

从而降低高温合金的热裂倾向。诸多文献表明, SEBM 高温合金具有良好的高温力学性能^[10, 11], 近年来已经成为 AM 领域的研究热点。

基于此, 本文对近年来 SEBM 制备高温合金领域的研究进展进行综述, 并总结了作者课题组新近的研究成果。主要包括 SEBM 高温合金的成形参数、微观组织、力学性能、开裂机制、裂纹抑制方法及发展趋势等。

2 SEBM 高温合金材料

图 1 给出了国内外常见牌号镍基高温合金的可焊性图谱^[12-18], 涵盖了目前常见的铸造及变形镍基高温合金。根据 Al, Ti 含量的不同, 高温合金可以分为可焊合金和不可焊合金。以图中虚线为界, 虚线左下方区域为可焊合金; 虚线右上方区域为不可焊合金; 分界线附近的合金通常被定义为较难焊接合金。其中, 不可焊高温合金中的高 Al, Ti 元素含量, 导致其具有较高的裂纹敏感性, 所以在焊接、AM 等反复熔凝加工过程中极易产生裂纹。

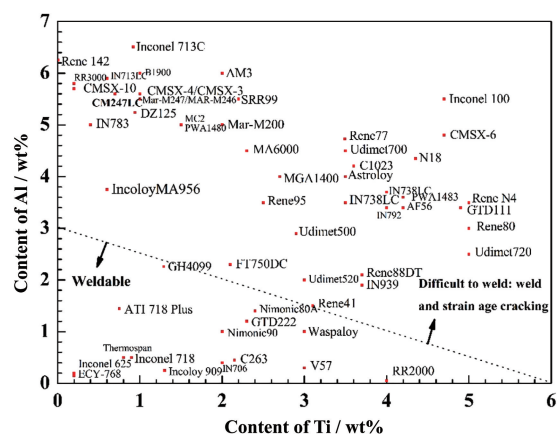


图 1 镍基高温合金焊接性能图谱^[12-18]

Fig. 1 Welding performance diagram of Ni-based superalloy^[12-18]

经过近 20 年的发展, SEBM 研究涉及的高温合金材料已经涵盖了从可焊接合金(如 Inconel 625^[19]、Inconel 718^[20]、Haynes 282^[11]等)到不可焊接合金(如 Ni-Co-Cr-Mo-Al-Ti-B^[21]、Inconel 738^[22]、René 142^[23]、CMSX-4^[24]、IC21^[25]等)的诸多品种; 合金种类包括钴基(如 SB-Co-Ni-10^[26])、镍基和铁基高温合金等; 合金微观组织调控实现了从等轴晶向柱状晶的转变^[27-30]; 在此基础上, SEBM 制备单晶高温合金的选晶理论也被提出并成功验证^[31, 32]。

3 SEBM 高温合金成形参数及微观组织

3.1 SEBM 成形策略

SEBM 技术采用的“点-线-面”三维累积成形策略, 导致成形合金具有复杂的热历史, 合金的微观组织也受到多个加工参数的影响。SEBM 的主要工艺参数包括: 电子束束流(I)、电子束功率(P)、电子束扫描速度(v)、相邻扫描线间返回时间(t_{return})、扫描线间距(L_{off})、扫描线顺序(line order)、扫描层间距(hatch step)、粉末层厚度(h)等。SEBM 通常采用典型的蛇形扫描(cross snake, CS)加工, 并可以用面能量密度 E_A 与线能量密度 E_L 来对比评价不同工艺条件下的成形参数。 E_A 表示单位面积粉床内所输入的能量, 计算公式如下:

$$E_A = \frac{UI}{vL_{\text{off}}} \quad (1)$$

E_L 为 SEBM 选区熔化过程中电子束的线能量密度, 计算公式如下:

$$E_L = \frac{UI}{v} \quad (2)$$

通过调整 E_A 或 E_L 可以实现对 SEBM 过程能量输入的控制, 获得致密组织的成形窗口, 进而实现微观组织调控^[25, 33]。作者课题组前期利用 E_A 对比研究了不同制备高温合金粉末方法, 包括氩气雾化法(argon gas atomization, GA)和等离子旋转电极雾化法(plasma rotating electrode-comminuting process, PREP)制备得到的粉末对 SEBM 加工 GH4099 合金参数“窗口值”的影响, 并根据成形样块的表面成形质量绘制出了成形窗口, 如图 2 所示。结果表明, 在相同 E_A 条件下, 扫描速度过高或过低会导致合金出现孔洞、熔合不良或表面膨胀鼓包等缺陷; 相比于 GA 粉末的 SEBM 成形窗口, 由于 PREP 粉末需要更高的粉末床预热温度(GA: 980 °C, PREP: 1100 °C), 导致其成形窗口向着更高电子束扫描速度与更小 E_A 方向偏移; 在一定 E_A 条件下, 适当的扫描速度可以获得组织致密的成形样块。

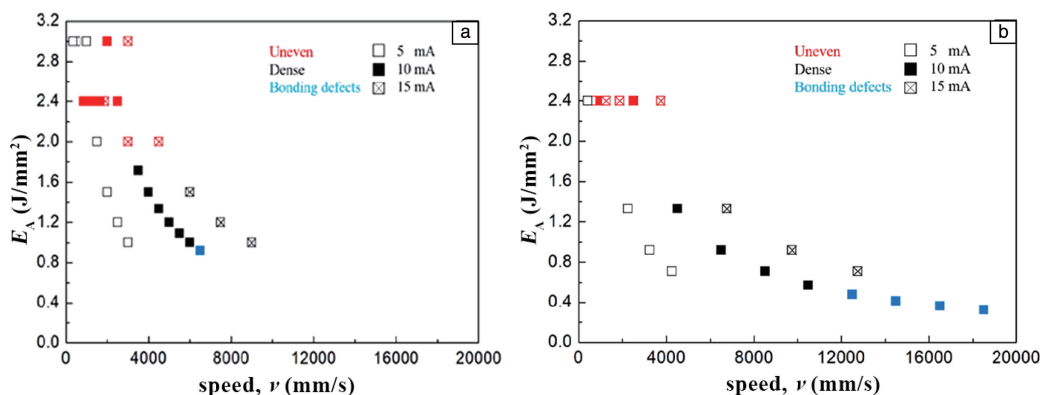


图 2 GH4099 合金 SEBM 成形窗口: (a) 氩气雾化粉末; (b) 等离子旋转电极雾化粉末

Fig. 2 SEBM processing window for GH4099 superalloy: (a) argon gas atomization powder; (b) plasma rotating electrode-comminuting process powder

虽然 E_A 、 E_L 等可作为 SEBM 参数的有效评价手段, 但无法实现不同工艺及材料的横向对比。Thomas 等^[34]进一步提出归一化能量密度(normalised equivalent energy density, E^*)的评价方式: 在归一化工艺窗口图中, 横坐标为归一化后的无量纲能量输入, 纵坐标为无量纲扫描线间距的倒数(束斑大小除以扫描线间距), 并根据数据特征作图。当无量纲扫描线间距的倒数 $1/h^*$ 较小时(此时扫描线间距较大), 熔化单位体积材料所需的能量 E_{min}^* 较大; 反之, 扫描线间距较小时, E_{min}^* 较低。这是因为扫描线间距越大, 相邻两道熔池的重叠部分就越小, 原位重熔的程度就越低, 导致需要更高的能量输入才能使材料充分熔化; 而扫描间距越小, 相邻两道熔池的重叠部分越大, 原位重熔的程度就越高, 需要更低的能量输入就能较充分地熔化材料。将单位体积材料的温度提升至熔点 T_m 所需的能量 E^* 为:

$$E^* = q^* / (v^* l^*) \\ = [Aq / (2v l r_b)] [1 / 0.67 \rho C_p (T_m - T_0)] \quad (3)$$

其中, q^* 、 v^* 和 l^* 分别代表无量纲的能量束能量、扫描速度和铺层厚度; A 是材料表面能量吸收率; q 、 v 和 r_b 分别为能量束能量、扫描速度和能量束半径; l 为铺粉厚度; ρ 和 C_p 表示加工材料的密度和热容; $T_m - T_0$ 代表熔点与室温的温度差。

此外, 利用 SEBM 电子束的高速扫描能力, Karimi 等^[35]和 Zhao 等^[36]提出了点扫描策略(spot melting)。通过与线扫描策略(linear melting)获得的合金组织进行对比, 发现由于材料局部的快速凝固, 采用点扫描策略制备出的试样的晶粒结构主要是细柱状和等轴晶的混合物。这主要是由于点扫描策略条件下, 熔池内部较高的温度梯度和冷却速率为细柱状晶形成提供了驱动力^[37]。采用点扫描策略将更有助于在复杂结构件中调控出均匀组织。

3.2 SEBM 高温合金的微观组织

3.2.1 晶粒形态调控

同其他高能束增材制造技术相似, SEBM 能够实现高温合金的微观组织调控。遵循传统凝固理论, 熔池内温度梯度和凝固速率的比值决定了枝晶的生长形态, 据此可用 SEBM 技术实现柱状晶向等轴晶的转变(columnar to equiaxed transition, CET)^[29]。但与传统铸造方式不同, SEBM 的逐点扫描可实现更加灵活的调控策略。如 Körner 等^[38]采用蛇形扫描策略, 对比研究了逐层旋转 90°扫描方向与每 10 层旋转 90°扫描方向获得的镍基合金 Inconel 718 组织差异, 发现逐层改变扫描方向的加工方式更容易获得等轴晶组织; 反之将有利于柱状晶组织生长。利用这一特点, 可获得具有 zig-zag 结构的柱状晶结构, 如图 3 所示。

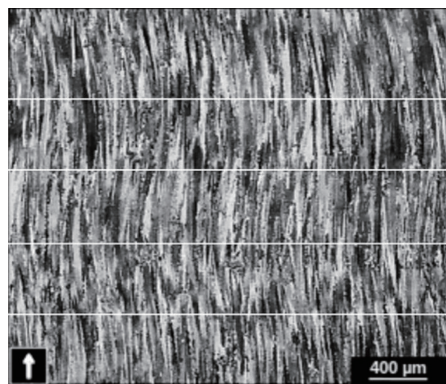


图3 通过调控 SEBM 扫描策略获得的具有 zig-zag 结构的柱状晶的 SEM 照片^[38]

Fig. 3 SEM image of the columnar crystal with zig-zag structure tailored by SEBM^[38]

作者课题组前期也研究了不同成形参数对 IC21 合金组织形态及裂纹产生情况的影响, 如图 4 所示^[25]。发现扫描速度从 3800 降低至 200 mm/s 时, 随着 E_L 的增加, 晶粒尺寸呈现先增加再减小的趋势。通过比较试样的晶粒形貌和裂纹形貌, 发现在 v 值为 1300~3800 mm/s 的高

扫描速度区间时, 随着扫描速度的降低, 热输入增加, 试样中柱状晶变大, 晶界处裂纹变长变宽。说明 SEBM 制备 IC21 镍基高温合金中产生的裂纹形貌与试样中的晶粒形貌有关, 当晶粒粗大时产生的裂纹长且宽, 当晶粒细小时, 产生的裂纹短小。然而在 v 值为 200~1300 mm/s 的低扫描速度区间时, 随着能量输入的增加, 存在较高的温度及温度梯度, 熔体更加剧烈的运动会导致枝晶破碎, 产生新晶粒形核, 使组织得到细化^[25]。

3.2.2 强化相特征

SEBM 成形时的高温可以促进强化相析出。对于如 Inconel 718、Inconel 625 等可焊高温合金, 组织中会有 γ 相析出^[39]; 对于如 CMSX-4、René N5 等不可焊高温合金, 还会有 γ' 相析出。近来, Murray 等^[26]制备出高强度、抗缺陷、可打印的三元 Co-Al-W 高温合金 SB-CoNi-10, 并对比了 SEBM 和 SLM 所制备合金的微观结构特征, 如图 5 所示。SEBM 使用高的预热温度(1000 °C)降低了凝固过程中产生的热应力, 但同时也促进了 γ' 相的粗化与筏排化; 相较之下, SLM 使用较低的预热温度(200 °C), 不会像 SEBM 制备过程那样促进 γ' 的粗化与筏排化, 但晶粒内的取向梯度差异明显高于 SEBM。

此外, SEBM 制备态合金具有典型的梯度结构特征。由于长时间高温保温, 试样顶部与底部析出相的形貌及尺寸具有较为明显的差异。作者课题组前期对 SEBM 制备的 DD5 合金在不同成形高度(Z)处的 γ' 相进行观察后发现, 在 1050 °C 高温预热条件中, 合金受到热影响导致底部($Z=5$ mm)的 γ' 相发生长大、连通(即筏排化), 这种粗化程度随着试样高度的增加、受热影响时间的缩短而减轻。随着成形高度的增加, 合金中上部($Z=25$ mm)处的 γ' 相受热影响时间缩短, γ' 相筏排化的程度明显降低, γ' 相能保持较好立方形貌。相比之下, 近表面($Z=30$ mm)处, 即合金组织未受到复杂热历史的影响的区域, γ' 相呈现细小的立方形貌, 如图 6 所示。Chauvet 等^[21]通过 SEBM 制备了成分为 Ni-Co-Cr-Mo-Al-Ti-B($w_{Ti} +$

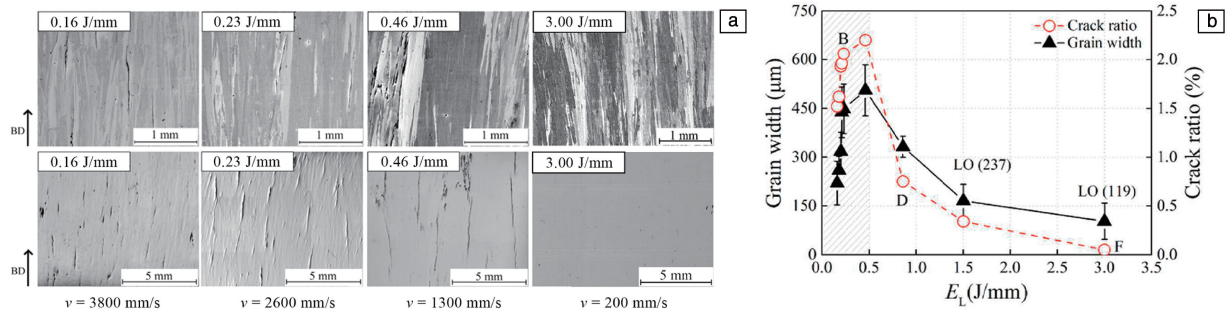


图4 SEBM 扫描参数对 IC21 合金组织及裂纹情况的影响^[25]: (a) 不同 E_L 下合金的 SEM 显微组织照片, (b) E_L 对裂纹数量及柱状晶宽度的影响曲线

Fig. 4 Effect of SEBM scanning parameters on microstructure and crack in IC21 alloy^[25]: (a) optical micrographs of IC21 alloy fabricated with different scanning speed v to achieve a range of line energy E_L , (b) the relationship between columnar grain width and crack ratio

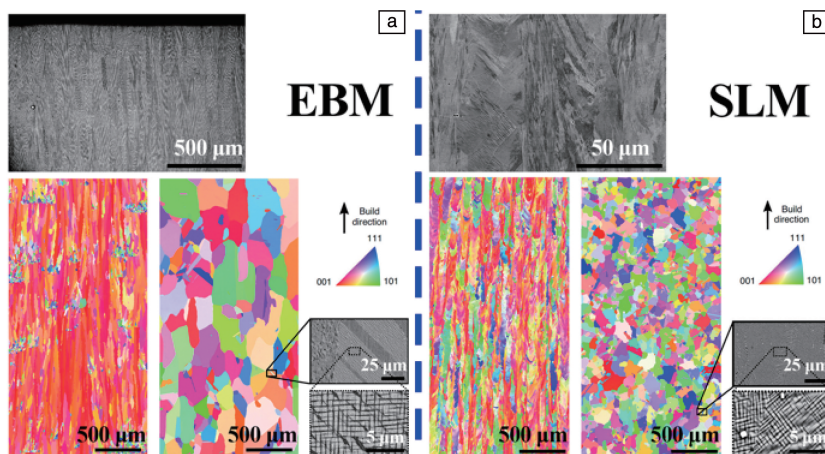


图 5 使用 SEBM(a) 和 SLM(b) 方法制备的 SB-CoNi-10 合金的微观组织差异对比^[26]

Fig. 5 Microstructure comparison of SB-CoNi-10 alloy prepared by SEBM (a) and SLM (b)^[26]

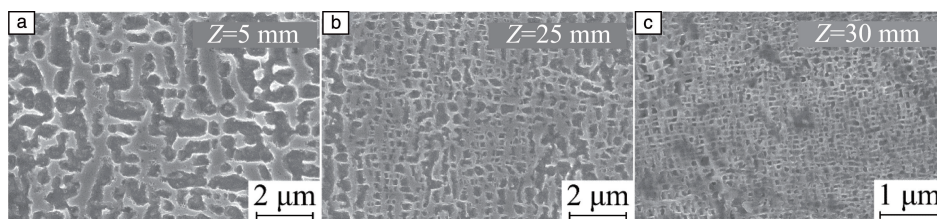


图 6 SEBM 制备 DD5 合金的 γ' 相形貌: (a) 成形高度 $Z=5$ mm, (b) 成形高度 $Z=25$ mm, (c) 成形高度 $Z=30$ mm

Fig. 6 SEM images of SEBM DD5 superalloy showing the γ' precipitates: (a) build height $Z=16$ mm, (b) build height $Z=19$ mm, (c) build height $Z=30$ mm

$w_{Al}=8.6\%$) 的不可焊镍基高温合金, 同样在不同成形高度观察到 γ' 相形态的梯度变化趋势, 如图 7 所示。

SEBM 高温合金强化相热处理调控与传统铸态合金也存在较大差异。文献[40]指出, 由于 SEBM 技术制备的高温合金具有非常细小的微观组织, 枝晶间距比铸造态的小近两个数量级^[41], 因此所需要的均匀化处理时间大大缩减^[42]。对于 SEBM 制备的 CMSX-4 合金, 只需在 1315 °C 下进行 35 min 的固溶处理就可以基本实现合金均匀化。作者课题组^[33]前期对 SEBM 制备的 DZ125 合金经过热等静压(hot isostatic pressing, HIP)后再进行热处理后的 γ' 相形貌进行了观察与分析。经过 HIP 处理后, 合金中 γ' 相的形貌有了明显变化: 尺寸明显细化且分布更为均匀。与 SEBM 制备态合金中的 γ' 相比, 经过热处理后的 γ' 相立方度更好、尺寸细化明显, 且难以分辨枝晶内和枝晶间的 γ' 相, 说明 HIP 处理会对 SEBM 制备态合金起到细化晶粒和均匀组织的作用, 且 γ' 相尺寸和体积分数与铸造合金相当^[33]。

3.2.3 TCP 析出相

SEBM 的高预热温度及其保温条件会促进合金中 TCP(topologically close-packed) 相的析出。镍基高温合金中大量的难熔元素可以提高合金的高温力学性能, 但高温下难熔元素的过饱和也容易导致 TCP 相(如 σ 、 μ 、 P 和 R 相)的析出^[43, 44], 极大地损害合金的力学性能^[45, 46]。

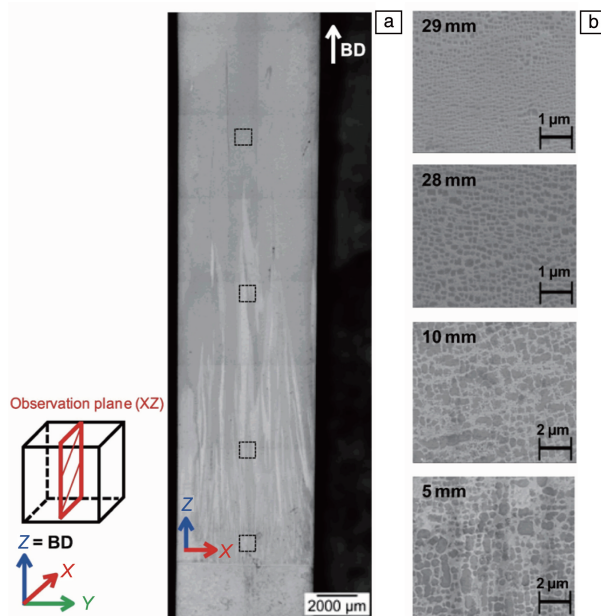


图 7 制备态 Ni-Co-Cr-Mo-Al-Ti-B ($w_{Ti}+w_{Al}=8.6\%$) 试样在 XZ 横截面的中心部分的典型微观结构^[21]: (a) 光学显微镜下的宏观组织, (b) 沿制备方向不同位置的 γ' 析出相尺寸的 BSE-SEM 照片

Fig. 7 Typical microstructure of an as-built Ni-Co-Cr-Mo-Al-Ti-B ($w_{Ti}+w_{Al}=8.6\%$) specimen observed in the central part on a XZ cross section^[21]: (a) optical micrograph showing the macrostructure, (b) BSE-SEM micrographs illustrating the size of the γ' precipitates at different positions along the build direction

在 SEBM 制备的 CMSX-4^[47]、DZ125^[33]、IC21^[25] 等高温合金中, 在其枝晶间均发现了 TCP 相。同强化相相似, TCP 相也具有梯度分布的特征。作者课题组前期在对 SEBM 制备的 IC21 合金(难熔元素总质量分数 $w_{\text{Mo}} + w_{\text{Re}} + w_{\text{Ta}} > 14\%$) 的微观组织进行分析时发现(图 8), 富 Re 和 Mo 的白色析出相(图 8f)和富 Cr 和 Ta 的黑色析出相(图 8d 和 8e)均为 TCP 相^[25], 这与 Karunaratne 等^[44] 和 Acharya 等^[46] 的研究结果一致。随成形高度 Z 由 1 mm 增加至 29 mm, TCP 相的析出量减少。

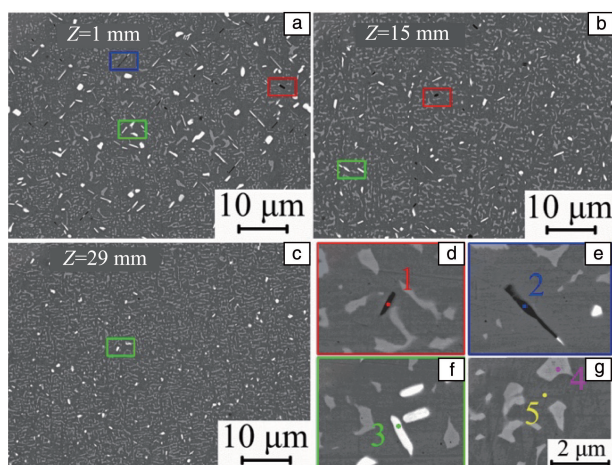


图 8 SEBM 制备 IC21 合金不同成形高度处的 BSE 照片^[25]: (a) 1 mm, (b) 15 mm, (c) 29 mm; (d~g) 高倍照片

Fig. 8 Back-scattered electron BSE-SEM images of IC21 superalloy showing the secondary solidification constituents at $Z = 1$ mm (a), 15 mm (b) and 29 mm (c); representative SEM images in high resolution (d~g)^[25]

4 SEBM 高温合金力学性能

SEBM 技术制备的高温合金显微组织与 SLM 技术相比存在显著差异。由于长时间保温促进了合金内部的元素扩散及位错的消除, SEBM 合金较 SLM 合金室温拉伸

性能有所降低^[26], 但通常表现出更优异的抗蠕变性能^[10]。下面主要对可焊合金和不可焊合金的力学性能进行介绍。

4.1 可焊高温合金力学性能

SEBM 技术制备可焊合金的拉伸性能水平同铸造态/锻造态相当, 但在生长方向上存在梯度差异^[48]。Unocic 等^[11] 对 SEBM Haynes 282 镍基高温合金以 10^{-3} s^{-1} 的应变率在 20~900 °C 之间进行拉伸试验, 结果如图 9 所示, 对比了制备态 SEBM 和锻造态合金在平行和垂直于生长方向上的拉伸性能。结果表明: SEBM Haynes 282 的屈服强度和极限拉伸强度在两个方向上相当, 略低于锻造退火态; 在 600 °C 以下, 与锻造态相比, SEBM 态在两个方向上都表现出了优越的延展性; 然而, 在测试温度 800 和 900 °C 下, SEBM 态合金沿生长方向观察到的断裂变形比在水平方向上要高得多。SEBM 态合金表现出的较低拉伸强度可能与未进行热处理的 γ/γ' 微结构有关。Pike^[49] 对 Haynes 282 合金的 γ' 相含量进行了热处理优化, 以求达到强度与加工性能的最佳平衡, 并通过对比 R-41、Waspaloy、Haynes 263 等合金的拉伸性能、低周疲劳性能和热稳定性, 得出了 Haynes 282 合金具有更优力学性能的结论。Dehoff 等^[48] 对 SEBM Inconel 718 的拉伸性能进行了研究, 发现在 20 °C (室温拉伸) 和 650 °C (高温拉伸) 条件下, 合金的屈服强度、极限抗拉强度和断裂伸长率均表现出随制备高度增加而增加的总体趋势。同时, Dehoff 等^[50] 还在 SEBM 制备过程中引入长时间原位保温, 发现试样的拉伸性能有明显的提升。

SEBM 技术制备的可焊高温合金在不同成形高度上的力学性能差异在显微硬度测量上也有明显体现。Goel 等^[51] 通过探究 SEBM Inconel 718 合金在不同成形高度上硬度值的差异, 发现随着试样成形高度的增加, 硬度值有逐渐增大的趋势。由于 γ'' 相是 Inconel 718 的主要强化相, 制备态试样的显微硬度随着生长高度的显著变化可

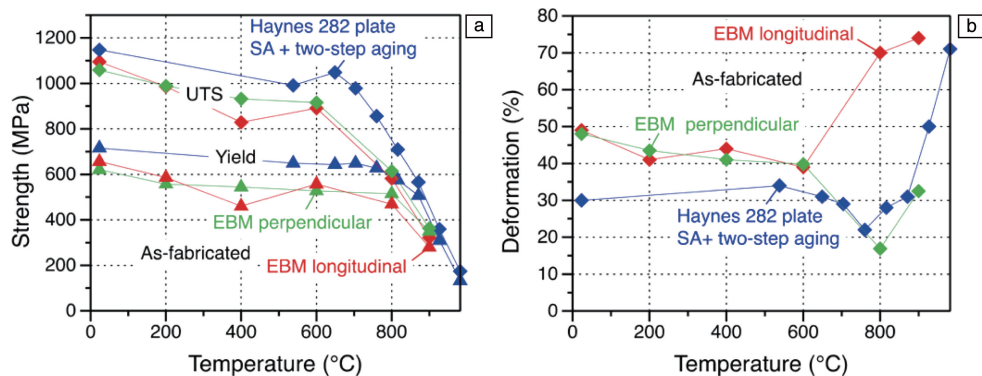


图 9 SEBM Haynes 282 合金在 20~900 °C 条件下平行和垂直于制备方向的拉伸性能^[11]: (a) 屈服和极限拉伸强度, (b) 塑性变形

Fig. 9 Tensile properties of SEBM Haynes 282 alloy along and perpendicular to the build direction at 20~900 °C^[11]: (a) yield and ultimate tensile strength, (b) plastic deformation

归因于 γ'' 相的析出含量差异^[52]。据文献[53]报道, δ -Ni₃Nb 相对 Inconel 718 的强度没有显著影响, 但 δ 相的存在会消耗 Nb 元素。Nb 是强化相形成元素, Nb 含量的降低将会导致材料中 γ'' -Ni₃Nb 相含量降低, 从而导致合金硬度值减小。通过观察分析发现, δ 相的含量随着试样生长高度的增加而逐渐减小, 从而使硬度值在高度方向上形成梯度。这种差异通过 HIP 结合后续热处理可以有效消除^[54]。

4.2 不可焊高温合金力学性能

同铸造态合金相比, SEBM 不可焊高温合金的力学

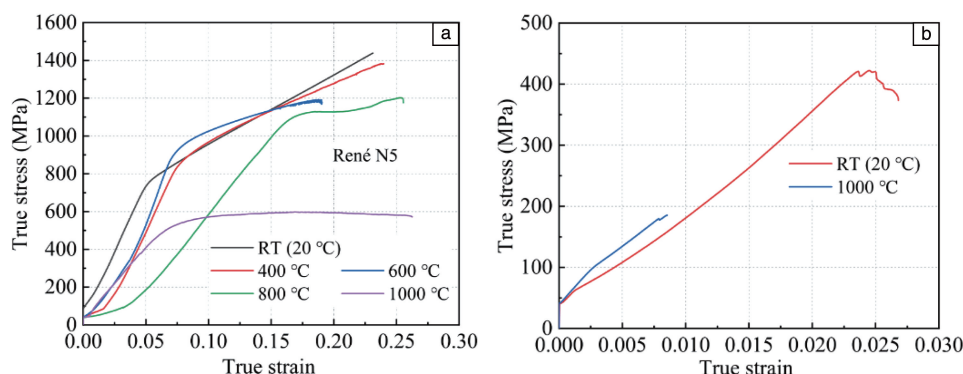


图 10 SEBM DD5 合金在不同测试温度下拉伸试验的真应力-真应变曲线: (a) 生长方向, (b) 水平方向

Fig. 10 True stress-true strain curves of SEBM DD5 superalloy at different temperatures: (a) build direction, (b) horizontal direction

近期的研究表明, SEBM 不可焊高温合金表现出与铸造态合金相当的蠕变性能。Körner 等^[31]对 SEBM CMSX-4 合金开展了微小试样的蠕变性能试验, 对比了 SEBM 和铸造试样在高温低应力和低温高应力条件下的蠕变性能。实验发现, 在低温高应力(850 °C/600 MPa)测试条件下, SEBM 制备态试样和经固溶+时效热处理的 SEBM 制备态试样的蠕变性能存在较大差异。SEBM 制备态试样的断裂应变(接近 20%)大于铸造态试样(接近 15%)。在高温低应力(1050 °C/160 MPa)测试条件下, SEBM 合金表现出与铸造态相似的断裂行为(应变值接近 20%)。

SEBM 不可焊合金的蠕变性能同样存在生长方向的梯度差异。对此 Bürger 等^[55]对 SEBM CMSX-4 单晶合金的蠕变性能开展了大量研究。图 11 对比了中部和顶部取样(试样总高度约为 60 mm)在高温低应力和低温高应力条件下的蠕变性能差异。在高温低应力(1050 °C/160 MPa)条件下, 中部试样比顶部试样具有更高的蠕变速率, 蠕变断裂时间为 130 h(顶部试样为 160 h)。固溶时效处理可以显著提升合金的抗蠕变性能, 且能够减小不同取样部位合金蠕变性能的差异。相比于顶部试样, 中部试样虽然仍具有较高的蠕变速率, 但蠕变寿命相当。在低温高应力(850 °C/600 MPa)条件下, 热处理对蠕变寿命的影响更加明显。未热处理的 SEBM 试样在约 100 h 时发

性能具有更加明显的各向异性。这是由于随着 Al, Ti 元素含量增加, 合金热裂倾向增强, 制备态组织中裂纹密度增加, 成为合金的薄弱区域。作者课题组对 SEBM DD5 合金在生长方向及水平方向进行了拉伸对比试验, 结果如图 10 所示。从图 10 可以看出, 合金生长方向的拉伸性能明显优于水平方向, 极限抗拉强度约为水平方向的 3 倍, 应变值高出一个数量级。同铸造态 DD5 合金相对比, 试验温度在 800 °C 以下时, SEBM DD5 合金生长方向的拉伸性能优于铸造态。随着测试温度上升, SEBM DD5 合金的拉伸强度降低。

生断裂, 而热处理后的 SEBM 试样约 250 h 才会达到失效状态。

此外, 作者课题组研究了不同扫描速度及成形高度下试样不同部位的显微硬度差异, 如图 12 所示。可以看出, 扫描速度增加, 试样的显微硬度也随之增加。这是由于增加扫描速度, 柱状晶的晶粒尺寸逐渐减小, 能够起到晶粒细化的作用。此外, 试样的显微硬度不仅与试样的晶粒尺寸相关, 还与试样中存在的缺陷(裂纹、孔洞等)相关。显微硬度测试产生的压痕的大小反映了试样受测试位置抵抗外力变形的能力。当测试硬度的压头打在柱状晶内部或枝晶核处时, 硬度测量值普遍增加; 当测试硬度的压头打在柱状晶晶界或枝晶间区域时, 硬度测量值普遍降低。又因为裂纹、孔洞等缺陷常常发生在柱状晶晶界, 所以此处的显微硬度下降更为明显。从单个试样来看, 随着成形高度的增加, 试样的显微硬度也呈现出增加的趋势, 即 $HV_{Top} > HV_{Middle} > HV_{Bottom}$, 这是由于沿制备方向 γ' 的尺寸减小、筏排化程度减小所导致的。

5 SEBM 高温合金开裂行为

高温合金在 AM 过程中具有热裂倾向。Al, Ti 元素是镍基高温合金的主要沉淀强化元素, 随着 Al, Ti 元素含量的增加, γ' -Ni₃(Al, Ti)相体积百分数增加, 合金高

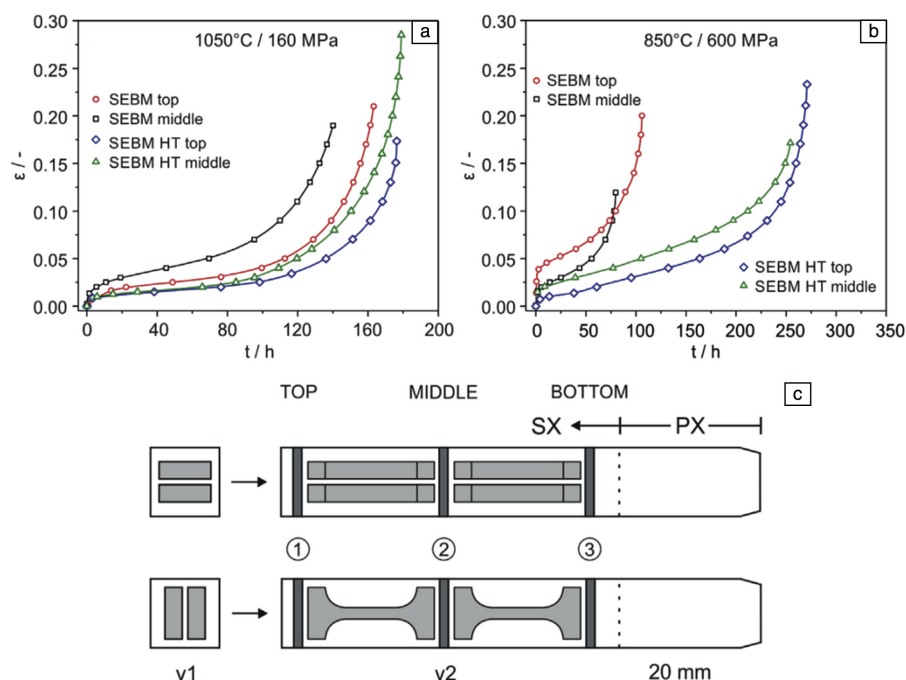


图 11 从不同位置获取的 SEBM 制备态及热处理态的蠕变试样的蠕变行为曲线^[55]: (a) 高温低应力 (1050 °C/160 MPa) 蠕变状态的蠕变数据, (b) 低温高应力 (850 °C/600 MPa) 蠕变状态的蠕变数据, (c) SEBM 试样的剖面图和微型蠕变试样取样位置示意图

Fig. 11 Creep behavior of as-built and heat treated SEBM specimens which were taken from different bar positions^[55]: (a) creep data from the high temperature low stress creep regime (1050 °C/160 MPa), (b) creep data from the low temperature and high stress creep regime (850 °C/600 MPa), (c) schematic cut up plans of SEBM bars and position of miniature creep specimens in different view directions

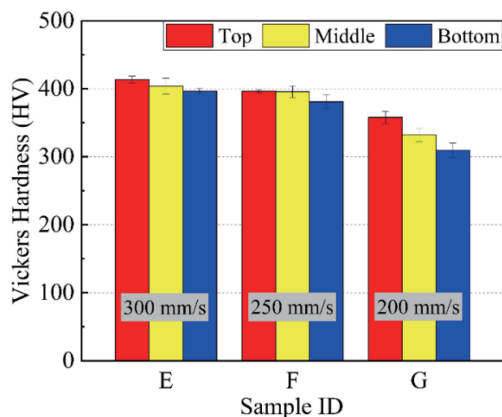


图 12 扫描速度及成形高度对合金显微硬度的影响

Fig. 12 Effect of the scanning speed and build height on microhardness

温强度增加, 但是热裂纹敏感性也随之增加。热裂纹是 AM 高温合金应用的主要障碍, 因此, 了解裂纹的开裂机制和寻找裂纹的抑制方法至关重要^[56-58]。

5.1 开裂机制

高 Al, Ti 含量的高温合金在 SEBM 制备过程容易产生裂纹, 裂纹主要类型分为凝固裂纹、液化裂纹、时效应变裂纹和失塑裂纹。

目前研究人员普遍认为, SEBM 制备的不可焊高温合金的主要开裂机制为液化裂纹, 而液化裂纹主要与元素在晶界处的偏析有关, 对此研究者已通过多种手段证实。Chauvet 等^[21]对裂纹尖端主要合金元素进行了 EDX 衍射, 发现在晶界处存在大量 Cr 和 Mo 元素的局部偏析。由 EDX 观察到的 Cr 和 Mo 富集的第二相粒子经原子探针层析成像 (atom probe tomography, APT) 确定主要为晶间硼化物。Zhou 等^[59]通过对激光沉积 CSU-B1 合金 (一种通过成分优化设计的不含 Re 元素的镍基单晶高温合金) 的开裂行为进行研究, 发现组织中的析出相为富含 Ta 和 Hf 的碳化物, 且在裂纹附近有 Si, C 及 O 元素偏析。Kontis 等^[29]在近原子尺度上研究了晶界析出相, 发现在连续凝固重熔的晶界处有 Cr, Mo, B 等元素富集, 并且提出高角度晶界处 Cr, Mo, B 等元素的含量水平可作为判断合金是否可焊的标准之一。此外, 作者课题组^[25]也采用 X 射线光电子能谱 (XPS) 方法对 SEBM IC21 合金的裂纹进行表征评价, 发现在裂纹断面处 Si 元素会发生偏析, 如图 13 所示。因此可以证实, 合金中的 B, Si 等形成共晶熔点低的元素在晶界处的偏析是产生裂纹的主要原因。

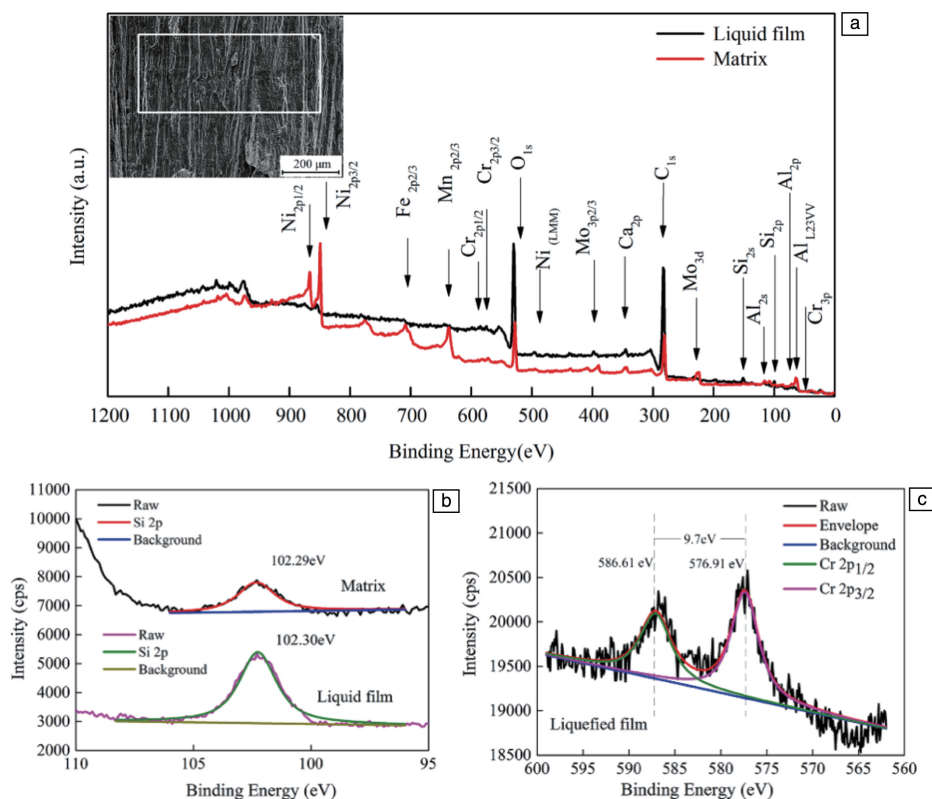


图 13 SEBM IC21 合金断口的 XPS 测试结果^[25]: (a) XPS 测试全谱图, (b) Si 元素窄谱图, (c) Cr 元素窄谱图

Fig. 13 XPS spectra collected from IC21 superalloy^[25]: wide-range survey spectra of the selected liquid-film analysis area (a); narrow-range spectra of Si (b) and Cr (c)

导致高温合金在 SEBM 制备过程中开裂的另一个因素是内部应力。对于热影响区内的液化裂纹来说, 仅液膜的存在不足以引发合金开裂。SEBM 过程中局部熔池的快速熔化/凝固、合金基体的加热/冷却形成的凝固收缩及温度梯度会在合金中引入形变应力; 此外, 如 5.2.1 节中图 14 所述, 成形及后续热处理过程中固态相变引入的微区应力也是导致合金开裂的重要原因。

5.2 裂纹抑制方法

5.2.1 后处理消除裂纹

HIP 是消除 AM 合金内部裂纹、孔洞等缺陷的主要手段。Rutttert 等^[60]通过 HIP 使 SEBM CMSX-4 合金的致密度达到了 99.9%, 极大地提高了合金的蠕变强度和疲劳性能; Kirka 等^[61]研究发现通过 HIP 可消除 SEBM Inconel 718 合金中的微小孔洞; Carter 等^[62]通过显微计算机断层扫描技术 (Micro CT) 对 SLM 成形的 CM247LC 合金进行分析发现, 经 HIP 处理后, 试样内部裂纹大量减少, 表明通过 HIP 基本可以消除合金中的微小裂纹; Wang 等^[63]通过 HIP 结合后续热处理消除了 SLM 制备 IN738LC 合金的内部缺陷, 获得了具有良好力学性能的试样。

值得注意的是, HIP 虽然可以治愈合金内部的微观缺陷, 但并不能完全消除裂纹和孔洞^[64]。Rutttert 等^[60]的

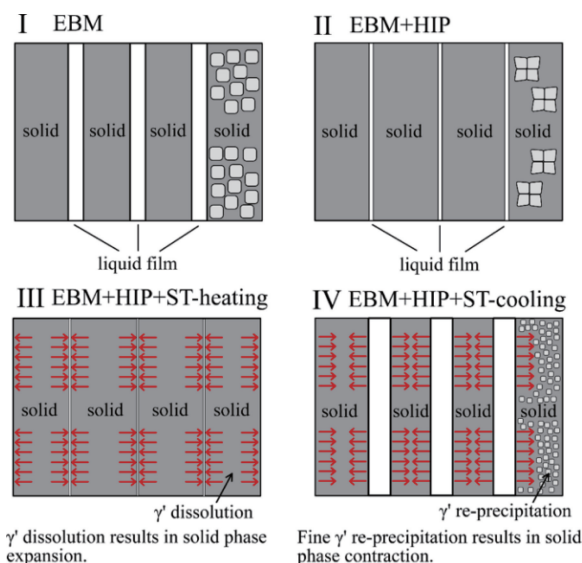


图 14 SEBM 制备的 DZ125 合金经 HIP 及后续热处理时的裂纹演变机理示意图^[33]

Fig. 14 Schematic diagram showing the crack reappearance process due to the solution treating^[33]

研究表明, SEBM 镍基高温合金在经过 HIP 及热处理后液化裂纹数量可能会增加。此外, 作者课题组^[33]前期的

工作也表明, SEBM 制备的 DZ125 合金经 HIP 后虽然可消除晶间裂纹, 但固溶和时效热处理引发的 γ' 相析出会使合金重新发生开裂, 机理如图 14 所示。这些结果均表明直接制备出致密无裂纹的合金组织至关重要。

5.2.2 扫描策略优化

(1) 通过优化扫描策略可以降低裂纹率甚至抑制裂纹产生。Ramsperger 等^[24] 通过设计实验参数研究了

SEBM 制备 CMSX-4 合金的开裂行为。结果表明, 在高扫描速度、低电子束功率(低 E_A 能量输入) 参数下获得了无裂纹但有高结合缺陷(binding faults) 的样品, 对应图 15a。而图 15b 表明提高预热温度有助于降低合金裂纹密度; 当在适当的预热温度条件下, 低扫描速度、高功率输入参数下可获得无裂纹、无结合缺陷的试样, 对应图 15b 中的区域 3。

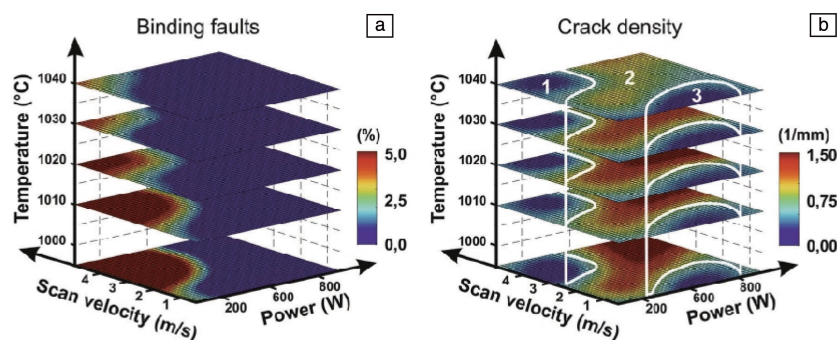


图 15 SEBM 成形参数对成形件缺陷及裂纹数量的影响^[24]: (a) 成形参数对结合缺陷的影响, (b) 成形参数对裂纹密度的影响

Fig. 15 Influence of process parameters on the solidification defects and crack density of SEBM CMSX-4 superalloy^[24]: (a) effect of process parameters on the bonding defects, (b) effect of process parameters on crack density

(2) 获得单晶组织可有效抑制晶间开裂。Chauvet 等^[65] 以 Ni-Co-Cr-Mo-Al-Ti-B (质量分数 $w_{Ti}+w_{Al}=8.6\%$) 成分合金在较高线能量密度(E_L) 条件下利用 SEBM 在逐层生长过程中得到了致密无裂纹的单晶试样。如图 16 所示, XZ 截面的 EBSD 结果表明, 试样中上部没有观察到晶界存在, 证实了单晶组织的获得。Chauvet 等同时指出, 抑制高角度晶界的形成是防止晶间裂纹的有效方法。Körner 等^[31] 采用类似的扫描参数, 制备出了无裂纹的

SEBM 单晶 CMSX-4 合金, 通过与铸造态合金比较, 发现 SEBM 合金凝固组织中枝晶尺寸比铸造态样品小约 2 个数量级, 并且枝晶间距也低得多。SEBM 单晶通过进一步热处理可以实现均匀化, 消除成分偏析, 综合性能略优于经热处理后的铸造态试样。

然而, 从图 16a 中同时可以看出, 受到工艺特性的限制, 通过逐层选晶获得的单晶合金组织仅局限于试样的中上部区域, 轮廓边缘和下方仍为多晶结构。

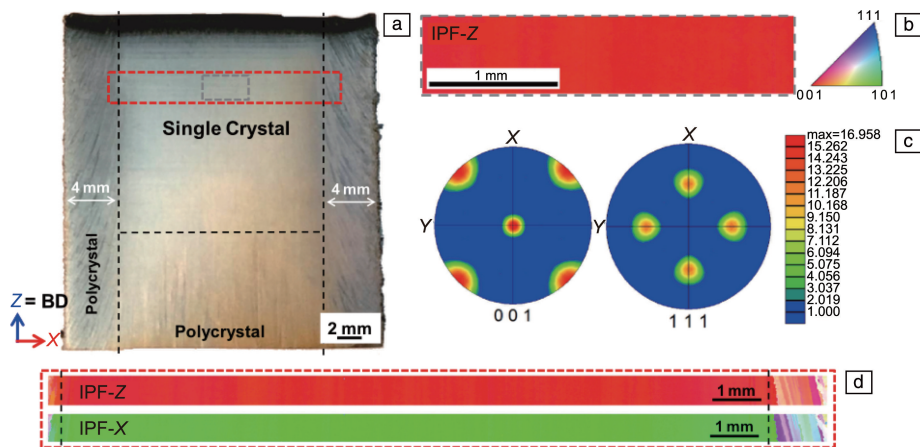


图 16 SEBM 获得的镍基单晶高温合金^[65]: (a) 试样中心区域为单晶; (b) 在单晶区域中部获得的 IPF-Z 图; (c) (001) 和 (111) 极射图; (d) 整个横截面 IPF 图, 表明存在宽度大于 15 mm 的单晶

Fig. 16 Ni-based single crystal superalloy fabricated by SEBM^[65]: (a) sample exhibiting a monocrystalline central region; (b) IPF-Z map acquired in the central part; (c) (001) and (111) pole figures; (d) IPF maps of the whole transverse section, demonstrating the presence of a single crystal over a width > 15 mm

(3) 通过获得细小柱状晶或等轴晶以增加晶界面积, 可以起到分散应力的作用, 从而抑制裂纹产生。Rappaz 等^[66]发现, 裂纹通常只发生在高角度晶界或柱状晶宽度大于 $100\ \mu\text{m}$ 的部分, 由位错群组成的低角度晶界通常没有裂纹存在。对此, Kontis 等^[29]通过扫描策略及 SEBM 参数调控, 制备出了无裂纹的等轴晶试样, 微观组织如图 17 所示。这些等轴晶粒的微观结构均匀, 且具有随机的晶体织构, 其最大取向密度仅为 $\{001\}$ 极射投影图中随机取向分布的 1.8 倍。相较于晶粒粗大的柱状晶试样, 对具有细小等轴晶试样的拉伸测试结果表明, 由于没有裂纹缺陷, 试样拉伸性能大大提升, 工程应变也从 $\sim 5.0\%$ (存在裂纹的柱状晶试样) 提升到 $20.0\% \sim 27.0\%$ 。

与此类似, 作者课题组^[25]的前期研究结果表明, 通过调控电子束扫描参数, 随着 SEBM 线能量密度 (E_L) 的增加 ($0.16 \sim 3\ \text{J/mm}$), 晶粒尺寸逐渐减小, 合金中裂纹率逐渐降低。当 E_L 增加到 $3\ \text{J/mm}$ 时, 获得了如图 18 所示的具有细小柱状晶组织、致密无裂纹的 IC21 镍基高温合金。

(4) 在单晶基板上外延生长获得单晶组织也是抑制合金晶间开裂的方法。研究结果表明, 外延生长较上文 (3) 部分的单晶选晶具有更宽的工艺窗口, 降低了参数调控难度。诸多研究团队对不同工艺参数下的单晶外延生长组织进行了研究。Santos 等^[67]在 CMSX-4 单晶基板上通过激光沉积技术获得了单晶 René N4 合金; Amrita 等^[23]采用激光外延技术在 René N5 基体上实现了 René 142 单晶的单道沉积。

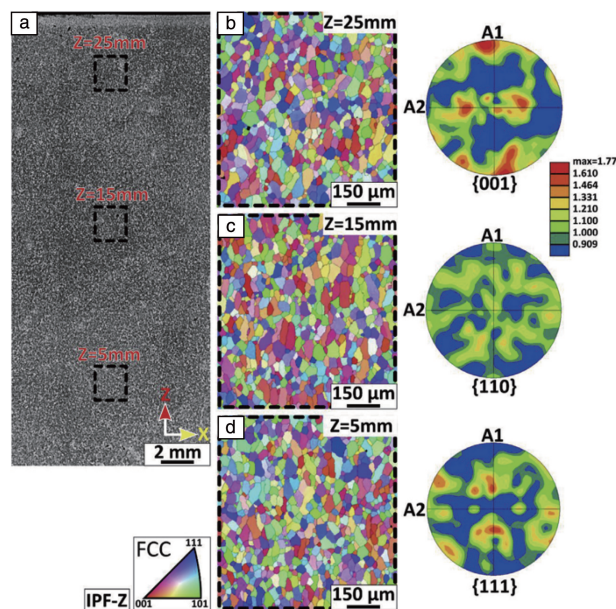


图 17 SEBM 制备的无裂纹等轴晶高温合金微观组织^[29]: (a) 整体高度的光学显微照片, 表现出均匀的微观结构; (b~d) EBSD IPF-Z 图, 表明具有等轴晶结构, A1 和 A2 分别为制备过程电子束的 X 和 Y 扫描方向

Fig. 17 Microstructure of crack-free equiaxed superalloy obtained by SEBM^[29]: (a) optical micrograph of the entire height showing a homogeneous microstructure; (b~d) EBSD IPF-Z (building direction) maps illustrating grains with equiaxed structure, A1 and A2 are the X and Y scanning direction of the electron beam during the deposition

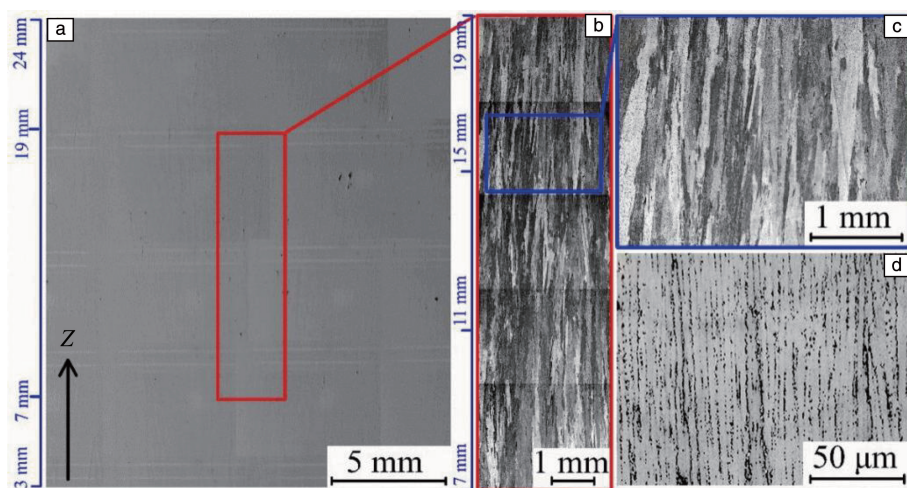


图 18 SEBM 制备的 IC21 高温合金: (a) 致密无裂纹组织, (b, c) 细柱状晶粒的光学显微照片, (d) 细小柱状枝晶结构的 SEM 照片^[25]

Fig. 18 Optical micrographs of IC21 superalloy showing the crack-free microstructure (a) and fine columnar grains (b), an enlarged view of

Fig. 18b showing the grain structure (c), SEM micrograph showing the fine dendritic structure (d)^[25]

相较于 SLM 技术, SEBM 技术可通过粉末床预热 ($>1000\ ^\circ\text{C}$) 降低凝固应力, 从而降低合金外延生长过程中的开裂倾向, 提高外延生长稳定性。作者课题组近

期采用 SEBM 技术在 CMSX-4 单晶基板上制备出了致密无裂纹的外延生长 DD5 单晶合金。此方法有望为单晶合金部件的损伤修复提供一种备选的工业化方法。如

图 19 所示, 采用 SEBM 在具有叶片轮廓形状的单晶试样表面外延生长出了厚度约为 10 mm 的合金, 同时保证

了其单晶组织和外形尺寸, 表明 SEBM 外延生长单晶合金具有良好的可重复性。

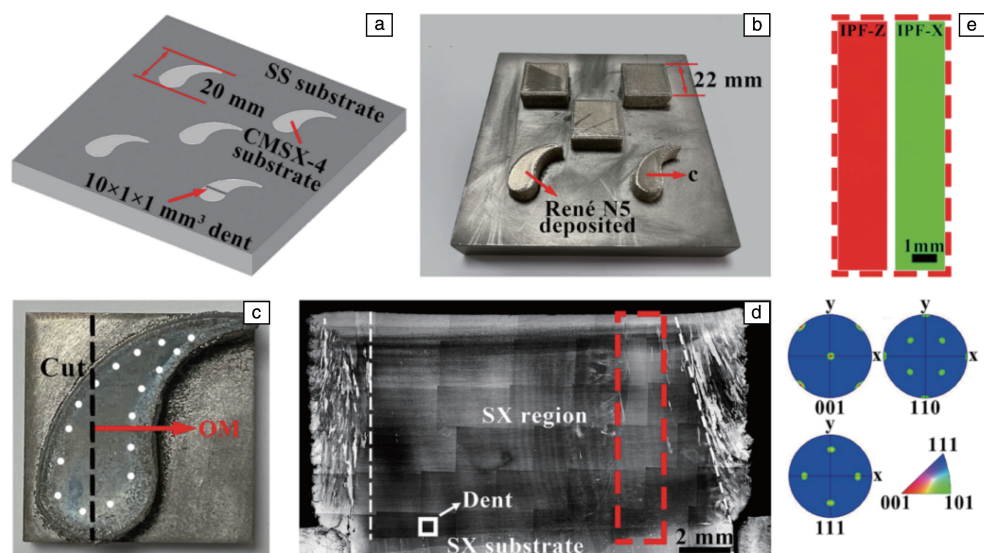


图 19 用于叶片制备和叶片修复试样的制备态形貌: (a) CMSX-4 单晶基板相对于不锈钢起始板位置的示意图, (b) 外延生长制备态试样的宏观照片, (c) 叶片修复试样的制备态宏观照片, (d) 图 19c 中沿切割线切开观察到的微观形貌的光学显微照片, (e) 图 19d 所示红色线框位置 EBSD 测试获得的 IPF 图和极图

Fig. 19 Microstructure of as-built samples for blade preparation and repair: (a) schematic diagram of the position of CMSX-4 single crystal substrate to the stainless steel starting plate, (b) macro photo of epitaxial growth as-built sample, (c) macro photograph of prepared blade repair sample, (d) microstructure of cutting along the cut line in Fig. 19c, (e) IPF and pole figures obtained from Fig. 19d

6 发展趋势

6.1 机器学习和高通量合金成分设计

开展适配于 AM 工艺的新型高温合金成分研究是目前国际上的研究热点。但由于高温合金中存在 10 种以上的合金元素, 传统的通过实验设计合金的方法周期长、成本高。采用机器学习方式设计 AM 专用合金是目前的主流研究思路。主要采用 3 种设计方法: 数学模型计算、热力学相图计算 (calculation of phase diagram, CALPHAD) 和神经网络预测 (artificial neural networks, ANN)。

在数学模型计算方法方面, 美国加州大学圣巴巴拉分校的 Murray 等^[26]利用 DFT (density functional theory)、VASP (Vienna ab initio simulation package)、SQSs (special quasirandom structures)、ANNI (axial next-nearest neighbor Ising)、DMLF (diffuse multi-layer fault) 等模型计算了高温合金溶质元素对层错能的影响, 发现 Ti, Ta, Nb, Ni 是良好的合金化添加元素, 由此开发出了组分为 Co-32.4Ni-11.7Al-4.4W-3.3Cr-1.5Ta (%) (原子百分数) 的 Co-Ni 基高温合金 SB-CoNi-10, 在化学偏析的层面对布里奇曼 (Bridgman) 铸造态、SEBM 和 SLM 制备态的上述合金进行组织及性能研究。结果表明, 与现有高 γ' 相含量镍基高温合金相比, 设计出的 Co-Ni 基高温合金在打

印过程中形成缺陷的可能性更低, 具有出色的延展性和较高的极限拉伸强度。

在 CALPHAD 方面, 英国牛津大学 Tang 等^[68]设计出一种具有适当强度和抗蠕变性能, 并具有足够加工性能的镍基高温合金: ABD-850AM 和 ABD-900AM, 合金设计技术空间如图 20 所示。该合金设计方法强调了对凝固范围和应变时效开裂指数的估计。在 0.5 K 的温度步长下, 使用 Thermo-Calc 软件的 Scheil 凝固模块和 TTNi8 数据库计算凝固路径。利用 Kou^[69] 给出的凝固裂纹指数 (solidification cracking index, SCI) 对 IN718、IN738LC 和 ABD-900AM 这 3 种镍基高温合金的开裂敏感性进行分析研究, 指出若合金固相分数在临界范围 ($0.9 < f_s < 0.99$) 时的 SCI 值显著降低, 则表明合金抗热裂纹能力得到改善:

$$SCI = |dT/d(f_s^{1/2})| \quad (4)$$

其中, f_s 是固相分数, T 是凝固温度。

ANN 方法与相计算 (phase computation, PHACOMP) 结合, 也被逐渐应用于高温合金成分设计。通过预测蠕变断裂时间, 再将蠕变断裂时间与成分、 γ' 体积分、TCP 相形成、温度和应力等进行关联^[70]; 然后可以从设计空间选取实验合金成分, 利用 CALPHAD 软件对合金的凝固行为进行研究。预测高温合金性能的 3 种方法总结如表 1^[71]。目前, 由于能够直接关联微观组织与力

学性能之间的材料计算软件仍处于初级阶段, 因此 ANN 模型是目前构建合金成分、组织与性能之间关系的有力工具。ANN 的应用有助于缩短材料开发周期, 也可为计算材料工程开辟了新的研究方法。

6.2 凝固过程的数值模拟和组织调控

针对 AM 过程的数值模拟主要包括宏观尺度的热应力模拟和微观尺度的熔池凝固组织模拟。魏雷等^[72]对此进行了较为详尽的综述。同激光加工相比, SEBM 加工部件尺寸仅局限于数百毫米范围, 且由于 SEBM 粉床预热降低了成形件的宏观应力, 因此 SEBM 领域涉及的

数值模拟主要围绕微观尺度开展。

开展电子束与金属材料相互作用的数值模拟, 有助于加深对 SEBM 过程中熔体凝固行为的认知。Körner 等^[73, 74]建立了 SEBM 过程中的二维耦合 Cellular Automaton (CA)-Lattice Boltzmann (LB) 模型, 并将其成功应用于模拟 SEBM 过程中电子束与粉末床的交互作用, 以及温度场和流场对获得晶粒结构的影响; Yan 等^[75]使用粉末扩散的离散元模型和粉末熔化的计算流体动力学模型, 开发出了可用于 SEBM 过程的多尺度多物理场耦合模型。

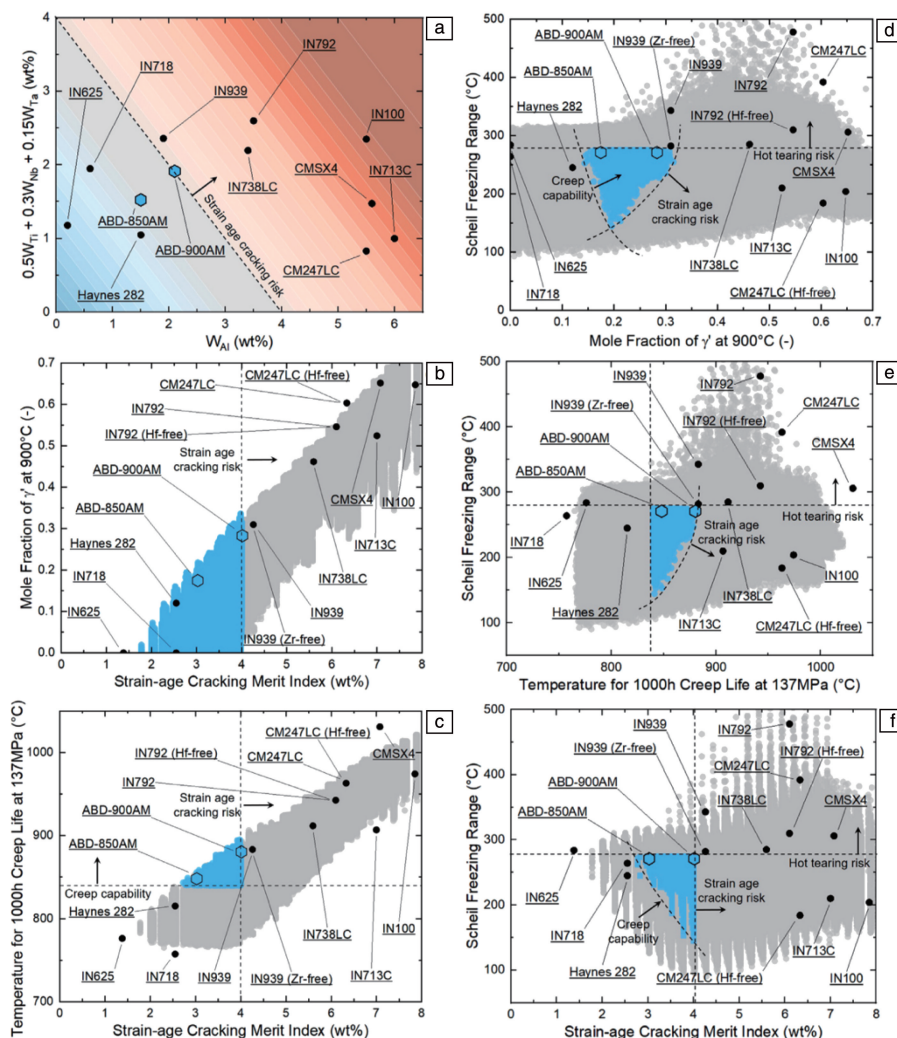


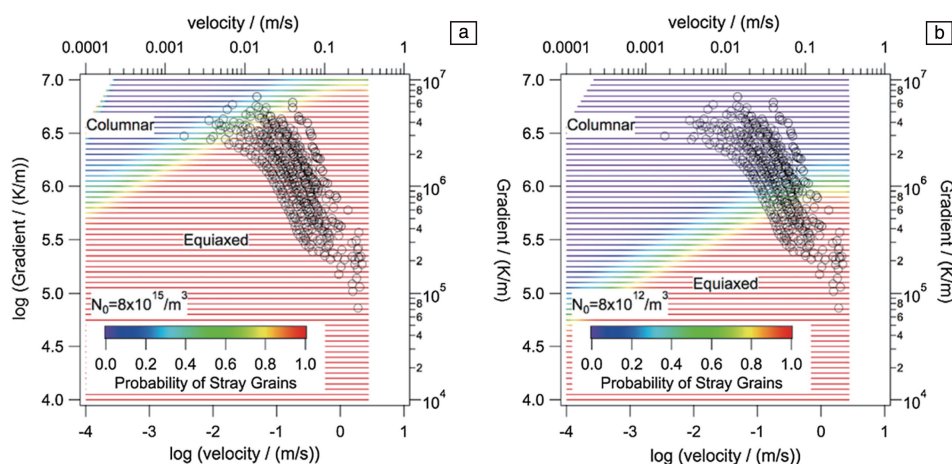
图 20 新型高温合金的合金成分设计区间及与传统合金成分对比^[68]: (a) 高温合金的可焊性图, 确定了最大应变时效开裂指数; (b, c) 应变时效开裂指数及其与 γ' 相体积分数和蠕变指数的关系; (d, e) 与 γ' 相体积分数和最优蠕变指数相关的凝固范围的大小, 图中给出了应变时效开裂和蠕变优值等值线; (f) 根据凝固范围, 应变时效开裂指数以及所需的最小强度和蠕变, 给出了新型高温合金的设计区间

Fig. 20 Computational alloy design spaces used for new grades of superalloy, locations of heritage alloys are also plotted for comparison^[68]: (a) modified weldability diagram with maximum strain-age cracking index identified; (b, c) strain-age cracking merit index and its relationship to γ' fraction and creep merit index; (d, e) presents magnitude of freezing range in relation to γ' fraction and creep merit index, where strain-age cracking and creep merit contours are indicated; (f) the final design space used to isolate new grades of alloy based up on freezing range, strain-age cracking index and minimum required strength and creep

表1 预测镍基高温合金性能的方法^[71]Table 1 The approaches used to predict properties of nickel-base superalloy^[71]

Properties	Methods
Cost	Physical
Density	Physical
γ' content	CALPHAD
Phase stability	CALPHAD
Fatigue life	ANN
Yield stress	ANN
Ultimate tensile strength	ANN
Rupture time	ANN
Cr activity	ANN
γ' solvus	CALPHAD
Tensile elongation	ANN

在此基础上,数值模拟手段已经逐渐成为AM高温合金组织调控的有力辅助工具。Koepf等^[76]采用预测枝晶生长的三维模型模拟了SEBM制备Inconel 718的晶粒结构。Sames等^[77]根据实测热循环、初步热模拟和计算热力学模型,对SEBM制备Inconel 718合金的微观结构差异进行讨论,并对制备参数、凝固组织、枝晶间偏析和相析出之间的关系进行了探究。Dehoff等^[78]利用Kurz-Giovanola-Trivedi(KGT)快速凝固模型模拟计算出了SEBM制备Inconel 718合金在不同SEBM成形参数下的温度梯度 G 与固液界面移动速率 R ,以 G 为横坐标、 R 为纵坐标绘制出的凝固路径图,阐明了CET与SEBM成形参数之间的函数关系。Babu等^[79]基于多组元体系热力学模型计算并预测了不同形核量下Inconel 718合金的凝固组织,图21中黑色数据点为计算出的SEBM过程中典型制备工艺参数下的 G 和 R 值(N_0 为凝固界面前沿初始形核数)。由图可知,SEBM中初始形核数越高,越容易导致等轴晶形成。

图21 形核量对SEBM制备Inconel 718合金CET的影响^[79]: (a)高形核量 $8 \times 10^{15} \text{ m}^{-3}$; (b)低形核量 $8 \times 10^{12} \text{ m}^{-3}$ Fig. 21 CET conditions during SEBM process of Inconel 718 superalloy are shown for high-number ($8 \times 10^{15} \text{ m}^{-3}$) (a) and low-number ($8 \times 10^{12} \text{ m}^{-3}$) (b) of pre-existing nuclei^[79]

7 结 语

先进航空发动机和工业燃气轮机的快速发展离不开高性能高温合金。作为重要的高温结构材料,优异的高温力学性能、良好的组织稳定性、更好的耐腐蚀和抗氧化性能以及低合金密度、低制造成本是未来高温合金材料不断发展的方向。

随着增材制造技术在国家战略规划中的地位不断提升,以电子束选区熔化(SEBM)、激光选区熔化(SLM)等为代表的增材制造技术将成为未来高温合金部件加工制造的重要手段。基于此,开发增材制造专用高温合金成

分、开展相关的计算机模拟和预测技术也将成为这一领域的重要发展方向。

参考文献 References

- [1] REED R C. The Superalloys: Fundamentals and Applications[M]. London: Cambridge University Press, 2006.
- [2] HUANG Q Y, LI H K. Superalloy[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000.
- [3] KÖRNER C. International Materials Reviews[J], 2016, 61(5): 361–377.
- [4] SAMES W J, LIST F A, PANNALA S, et al. International Materials Reviews[J], 2016, 61(5): 315–360.

- [5] DAVIDE S. GE Aviation Already 3D Printed 30, 000 Fuel Nozzles for Its LEAP Engine [DB/OL]. (2018-10-05) [2021-09-30]. <https://www.3dprintingmedia.network/ge-aviation-already-3d-printed-30000-fuel-nozzles-for-its-leap-engine/>.
- [6] SIEMENS. Siemens Achieves Breakthrough with 3D Printed Gas Turbine Blades [DB/OL]. (2017-02-06) [2021-09-30]. <https://press.siemens.com/global/en/pressrelease/siemens-achieves-breakthrough-3d-printed-gas-turbine-blades>.
- [7] ASHLEY E. The Future of 3D Printing with Additive Manufacturing [DB/OL]. (2019-06-24) [2021-09-30]. <https://blogs.sw.siemens.com/thought-leadership/2019/06/24/the-future-of-3d-printing-with-additive-manufacturing/>.
- [8] LI J, WANG H M. Materials Science & Engineering A[J], 2010, 527(18/19): 4823-4829.
- [9] WANG T, ZHU Y Y, ZHANG S Q, *et al.* Journal of Alloys & Compounds[J], 2015, 632: 505-513.
- [10] YEN-LING K, AZUSA K, KOJI K. Metallurgical & Materials Transactions A[J], 2018, 49: 3831-3837.
- [11] UNOCIC K A, KIRKA M M, CAKMAK E, *et al.* Materials Science & Engineering A[J], 2020, 772(20): 138607.
- [12] AKCA E, GÜRSEL A. Periodicals of Engineering and Natural Sciences (PEN)[J], 2015, 3(1): 15-27.
- [13] The Minerals, Metals & Materials Society. Compositions of Typical Cast Superalloys[EB/OL]. (2002-03-01) [2021-09-30]. https://www.tms.org/Communities/FTAttachments/susuperalloystab_cast-comp.pdf.
- [14] The Minerals, Metals & Materials Society. Compositions of Typical Wrought Superalloys [EB/OL]. (2002-03-01) [2021-09-30]. https://www.tms.org/Communities/FTAttachments/superalloystable_wroughtcomp.pdf.
- [15] LEHOCKEY E M, PALUMBO G, LIN P. Metallurgical & Materials Transactions A[J], 1998, 29A(12): 3069-3079.
- [16] LONG H, MAO S, LIU Y, *et al.* Journal of Alloys and Compounds [J], 2018, 743: 203-220.
- [17] HENDERSON M B, ARRELL D, LARSSON R, *et al.* Science and Technology of Welding & Joining[J], 2004, 9(1): 13-21.
- [18] PENG J Q, ZHANG H T, LI Y F. Procedia Engineering[J], 2015, 130: 668-675.
- [19] DINDA G P, DASGUPTA A K, MAZUMDER J. Materials Science & Engineering A[J], 2009, 509(1/2): 98-104.
- [20] KIRKA M M, MEDINA F, DEHOFF R, *et al.* Materials Science & Engineering A[J], 2017, 680(5): 338-346.
- [21] CHAUVET E, KONTIS P, JÄGLE E A, *et al.* Acta Materialia[J], 2017, 142(1): 82-94.
- [22] FERNANDEZ-ZELAIA P, KIRKA M M, ROSSY A M, *et al.* Acta Materialia[J], 2021, 216(1): 117113.
- [23] AMRITA B, RANADIP A, SUMAN D. Additive Manufacturing[J], 2018, 22: 665-671.
- [24] RAMSPERGER M, SINGER R F, KÖRNER C. Metallurgical & Materials Transactions A[J], 2016, 47(3): 1469-1480.
- [25] YAO Y, XING C, PENG H, *et al.* Materials Science & Engineering A [J], 2021, 802(20): 140629.
- [26] MURRAY S P, PUSCH K M, POLONSKY A T, *et al.* Nature Communications[J], 2020, 11: 4975.
- [27] HUNT J D. Materials Science & Engineering A[J], 1984, 65(1): 75-83.
- [28] GÄUMANN M, TRIVEDI R, KRUIZ W. Materials Science & Engineering A[J], 1997, 226-228(1): 763-769.
- [29] KONTIS P, CHAUVET E, PENG Z, *et al.* Acta Materialia[J], 2019, 177: 209-221.
- [30] WANG L, WANG N, YAO W J, *et al.* Acta Materialia[J], 2015, 88: 283-292.
- [31] KÖRNER C, RAMSPERGER M, MEID C, *et al.* Metallurgical & Materials Transactions A[J], 2018, 49: 3781-3792.
- [32] PISTOR J, KÖRNER C. Materials Letters: X[J], 2019, 1: 100003.
- [33] PENG H, SHI Y, GONG S, *et al.* Materials & Design [J], 2018, 159: 155-169.
- [34] THOMAS M, BAXTER G J, TODD I. Acta Materialia[J], 2016, 108: 26-35.
- [35] KARIMI P, SCHNUR C, SADEGHI E, *et al.* Additive Manufacturing [J], 2020, 32: 101014.
- [36] ZHAO X, RASHID A, STRONDL A, *et al.* Journal of Materials Engineering and Performance[J], 2021, 30(3): 2091-2101.
- [37] AKRAM J, CHALAVADI P, PAL D, *et al.* Additive Manufacturing [J], 2018, 21: 255-268.
- [38] HELMER H, BAUEREISS A, SINGER R F, *et al.* Materials Science & Engineering A[J], 2016, 668(21): 180-187.
- [39] HINOJOS A, MIRELES J, REICHARDT A, *et al.* Materials & Design [J], 2016, 94(15): 17-27.
- [40] MEID C, DENNSTEDT A, RAMSPERGER M, *et al.* Scripta Materialia[J], 2019, 168: 124-128.
- [41] RUTTER B, RAMSPERGER M, RONCERY L M, *et al.* Materials & Design[J], 2016, 110: 720-727.
- [42] RAMSPERGER M, RONCERY L M. Advanced Engineering Materials [J], 2015, 17(10): 1486-1493.
- [43] RAE C M F, REED R C. Acta Materialia[J], 2001, 49(19): 4113-4125.
- [44] KARUNARATNE M S A, RAE C M F, REED R C. Metallurgical & Materials Transactions A[J], 2001, 32: 2409-2421.
- [45] FUCHS G E. Materials Science & Engineering A[J], 2001, 300(1/2): 52-60.
- [46] ACHARYA M V, FUCHS G E. Materials Science & Engineering A [J], 2004, 381(1/2): 143-153.
- [47] PARSA A B, RAMSPERGER M, KOSTKA A, *et al.* Metals [J], 2016, 6(11): 258.
- [48] KIRKA M M, UNOCIC K A, RAGHAVAN N, *et al.* JOM[J], 2016, 68(3): 1-9.
- [49] PIKE L M. Superalloys 2008[C]. Pennsylvania: The Minerals, Metals

- & Materials Society, 2008: 191–200.
- [50] DINWIDDIE R B, DEHOFF R R, LLOYD P D, *et al.* Conference on Thermosense: Thermal Infrared Applications XXXV[C]. Baltimore: The International Society for Optical Engineering, 2013: 650–655.
- [51] GOEL S, OLSSON J, AHLFORS M, *et al.* Proceedings of the 9th International Symposium on Superalloy 718 & Derivatives: Energy, Aerospace, and Industrial Applications[C]. Pennsylvania: The Minerals, Metals & Materials Society, 2018: 115–129.
- [52] ANDERSON M, THIELIN A L, BRIDIER F, *et al.* Materials Science & Engineering A[J], 2017, 679(2): 48–55.
- [53] CAI D Y, ZHANG W H, NIE P L, *et al.* Materials Characterization[J], 2007, 58(3): 220–225.
- [54] SAMES W J, UNOCIC K A, HELMREICH G W, *et al.* Additive Manufacturing[J], 2016, 13: 156–165.
- [55] BÜRGER D, PARSA A B, RAMSPERGER M, *et al.* Materials Science & Engineering A[J], 2019, 762(5): 138098.
- [56] LINGENFELTER A C. Proceedings from Materials Solutions 97 on Joining and Repair of Gas Turbine Components[C]. Indiana: Indianapolis, 1997: 3–6.
- [57] HENDERSON M B, ARRELL D, LARSSON R, *et al.* Science and Technology of Welding and Joining[J], 2004, 9(1): 13–21.
- [58] DYE D, HUNZIKER O, REED R C. Acta Materialia[J], 2001, 49(4): 683–697.
- [59] ZHOU Z, HUANG L, SHANG Y, *et al.* Materials & Design[J], 2018, 160(12): 1238–1249.
- [60] RUTTERT B, RAMSPERGER M, RONCERY L M, *et al.* Materials & Design[J], 2016, 110(15): 720–727.
- [61] KIRKA M M, MEDINA F, DEHOFF R, *et al.* Materials Science & Engineering A[J], 2017, 680(5): 338–346.
- [62] CARTER L N, MARTIN C, WITHERS P J, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2014, 615: 338–347.
- [63] WANG H, ZHANG G B, SHEN W J, *et al.* Journal of Alloys and Compounds[J], 2019, 807: 151662.
- [64] HARRISON N J, TODD I, MUMTAZ K. Acta Materialia[J], 2015, 94: 59–68.
- [65] CHAUVET E, TASSIN C, BLANDIN J J, *et al.* Scripta Materialia[J], 2018, 152: 15–19.
- [66] RAPPAZ M, DREZET J M, GREMAUD M. Metallurgical & Materials Transactions A[J], 1999, 30(2): 449–455.
- [67] SANTOS E C, KIDA K, CARROLL P, *et al.* Advanced Materials Research[J], 2010, 154–155: 1405–1414.
- [68] TANG Y T, PANWISAWAS C, GHOUSSOUB J N, *et al.* Acta Materialia[J], 2020, 202: 417–436.
- [69] KOU S. Acta Materialia[J], 2015, 88: 366–374.
- [70] MONTAKHAB M, BALIKCI E. Metallurgical & Materials Transactions A[J], 2019, 50(2): 3330–3342.
- [71] CONDUIT B D, JONES N G, STONE H J, *et al.* Materials & Design[J], 2017, 131(5): 358–365.
- [72] 魏雷, 林鑫, 王猛, 等. 航空制造技术[J], 2017, 13: 16–25.
- WEI L, LIN X, WANG M, *et al.* Aeronautical Manufacturing Technology[J], 2017, 13: 16–25.
- [73] RAI A, MARKL M, KÖRNER C. Computational Materials Science[J], 2016, 124: 37–48.
- [74] ATTAR E, KÖRNER C. International Journal of Heat & Fluid Flow[J], 2011, 32(1): 156–163.
- [75] YAN W, QIAN Y, GE W, *et al.* Materials & Design[J], 2018, 141(5): 210–219.
- [76] KOEPF J A, GOTTERBARM M R, MARKL M, *et al.* Acta Materialia[J], 2018, 152(15): 119–126.
- [77] SAMES W J, UNOCIC K A, DEHOFF R R, *et al.* Journal of Materials Research[J], 2014, 29(17): 1920–1930.
- [78] DEHOFF R R, KIRKA M M, SAMES W J, *et al.* Materials Science and Technology[J], 2015, 31(8): 931–938.
- [79] BABU S S, RAGHAVAN N, RAPPLEE J, *et al.* Metallurgical & Materials Transactions A[J], 2018, 49: 3764–3780.

(编辑 张雨明)