● 试验研究 Experimental Research ●

DOI：10.16410/j.issn1000-8365.2023.3093

增材制造用新型镍基高温合金的设计与开发

熊 强[1]，连利仙[1]，胡 旺[2]，鲍子铭[1]，高振桓[3]，章 语[2]，刘 颖[1]

(1. 四川大学 材料科学与工程学院，四川 成都 610065；2. 电子科技大学 计算机科学与工程学院，四川 成都 611731；3. 清洁高效透平动力装备全国重点实验室，四川 德阳 618000)

摘 要：为了满足增材制造专用镍基高温合金成分优化设计需求，采用机器学习(machine learning, ML)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。热力学计算结果表明，该合金凝固温度范围窄，在临界温度区间内凝固速度快，且收缩总应变及最大应变速率很小，表现出良好的凝固特性。利用选区激光熔化技术制备了新型合金，在成形试样的纵截面和横截面金相中未发现明显裂纹，合金表现出良好的抗裂性能。通过热处理工艺优化，合金在 900 ℃时效后 γ′相分数达到 44.6%，组织内未见任何 TCP 相析出，实现了镍基高温合金在增材制造中抗裂性与力学性能的平衡。提出的综合设计策略可为增材制造领域中新材料的快速研发提供新的思路。

关键词：镍基高温合金；机器学习；成分设计；增材制造；抗裂性能

中图分类号：TG146.1+5 **文献标识码**：A **文章编号**：1000-8365(2023)08-0748-08

Design and Development of Novel Ni-based Superalloys for Additive Manufacturing

XIONG Qiang[1], LIAN Lixian[1], HU Wang[2], BAO Ziming[1], GAO Zhenhuan[3], ZHANG Yu[2], LIU Ying[1]

(1. College of Materials Science and Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065, China; 2. School of Computer Science and Engineering, University of Electronic Science and Technology, Chengdu 611731, China; 3. State Key Laboratory of Clean and Efficient Turbomachinery Power Equipment, Deyang 618000, China)

Abstract: To meet the design demand for composition optimization of Ni-based superalloys for additive manufacturing, a novel Ni-based superalloy was developed by an integrated design strategy combining machine learning (ML) and anti-cracking factor screening. Thermodynamic calculations show that the alloy possesses a narrow solidification temperature range. Meanwhile, the alloy solidifies rapidly in the critical temperature interval with small total shrinkage strain and maximum strain rate, showing good solidification characteristics overall. The novel alloy was prepared by using the selective laser melting technique. No obvious cracks are observed in the longitudinal and cross-sectional metallography of the formed specimens, which shows good anti-cracking properties. Through optimization of the heat treatment process, the γ′ phase fraction of the alloy reaches 44.6% after aging at 900 ℃, without any TCP phase precipitation in the structure. The novel alloy developed in this paper achieves a balance between the crack resistance and mechanical properties of Ni-based superalloys in additive manufacturing. The comprehensive design strategy can provide new ideas for the rapid development of novel materials in the field of additive manufacturing.

Key words: Ni-based superalloy; machine learning; component design; additive manufacturing; anti-cracking performance

增材制造技术(additive manufacturing, AM)作为一种新型的净成形工艺，能够实现材料的结构-功能一体化成形，相比于传统制造工艺，可以高效且低成本的制备出具有复杂几何形状(如悬垂结构、薄壁结构、复杂曲面、空间点阵)的构件[1-2]。镍基高温合金具有优良的高温综合性能，在燃气轮机的燃烧室、核工程的反应堆等极端高温服役环境下被广泛应用。经过多年的优化和发展，镍基高温合金牌号已相当成熟，它们适合于一般的传统成形工艺，但将其应用到增材制造工艺时却表现出较大的裂纹敏感

收稿日期：2023-04-17

基金项目：国家自然科学基金(61976046)；四川省先进材料重大科技专项(2019ZDZX0022)

作者简介：熊 强，1996 年生，硕士生. 研究方向为镍基高温合金. Email: xiongqiang@stu.scu.edu.cn

通讯作者：连利仙，1976 年生，博士，教授. 研究方向为镍基高温合金和机器学习. Email: scu_lianyi@126.com

引用格式：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.

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

性[3]。在成形过程中形成的裂纹主要为凝固裂纹、液化裂纹和固态裂纹 3 类[4]。如果合金的凝固特性较差，在凝固末期 B、Mo、Nb 等元素偏析形成了低熔点的液膜，或者合金内形成大量的碳化物阻碍了熔体补缩，那么在热应力下就极易形成凝固裂纹[5-8]。在增材制造过程中，激光束等能量源会反复扫描粉层并向沉积层传导热量，叠加的热循环效应极易使由于成分偏析形成的低熔点相重熔，从而形成液化裂纹[5]。此外，热循环还可能导致固态相变，诱发γ′相提前析出，使材料的强度升高。Young 等[9]和 Arkoosh 等[10]研究表明，镍基高温合金的延展性会在某个中温区间突然下降，那么在上述两个诱因的共同作用下就可能形成固态裂纹[4]。

在增材制造成形过程中，传统镍基高温合金的开裂敏感性随 γ′相含量增加而增大，而低 γ′相镍基高温合金虽然能实现无裂纹制备，但这些合金的强度和耐高温性能却无法满足高强度高温合金的需求。为降低高 γ′相含量镍基高温合金的裂纹形成倾向，部分研究者尝试了合金成分改性[11-13]、添加第二相[14]或者工艺参数优化[13,15-17]的方法，而另一部分研究者则尝试开发适用于增材制造的新高温合金成分。Tang 等[4]通过降低凝固区间以及约束开裂指数(SCI、SAC指标)，设计出了 γ′相体积分数为 20%~30%、伸长率高且抗裂性能良好的 ABD-900AM 合金。Murray 等[18]通过密度泛函、相场位错以及热力学和动力学计算，分别对合金的强度，位错剪切机制，γ′相热稳定性以及元素偏析进行了约束设计，最后利用等离子体沉积构建了成分数据库，快速筛选出偏析小且抗裂能力好的 SB-CoNi-10 合金。Sreeramagiri 等[19]通过激光金属沉积(laser metal deposition, LMD)制备了梯度材料，基于 CALPHAD 的凝固建模设计了WSU 150 合金。目前，适用于增材制造技术的镍基高温合金仍然缺乏，进一步探索新材料设计方法以及开发高强度的镍基高温合金将具有重要的工程应用价值。与传统的试错法相比，高通量设计、CALPHAD 计算或机器学习 (machine learning, ML) 等方法更适合增材制造技术的材料开发，因其可以从庞大的材料空间中高效、准确地搜寻到目标成分。

本文在 Thermo-Calc 热力学计算的基础上，采用机器学习和抗裂因子筛选相结合的综合设计策略，开发了一种适用于增材制造工艺的新型镍基高温合金。为验证新型合金的抗裂性能，通过热力学计算比较了传统 CM247LC 合金与新型合金的凝固特性，同时对选区激光熔化技术(SLM)制备的新型合金进行了实验验证。此外，探究了热处理工艺对成形态试样的微观组织和力学性能的影响。

1　实验材料与方法

1.1　设计策略

针对镍基高温合金的机械性能、组织稳定性、热处理温度窗口和抗裂性能进行了成分优化设计。总结了影响合金机械性能、组织稳定性以及热处理温度窗口的 4 个关键热力学参数，分别为 γ′相分数 $V_{\gamma'}$，TCP 相分数 V_{TCP}，γ′相固溶温度 $T_{\gamma'}$和固相线温度 T_S。将 Ni 作为基体 (质量分数大于 50%)，选择 Co、Mo、Cr、W、V 为固溶强化元素来提高合金的高温强度，选择 Al、Ti、Ta、Nb 为 γ′相($Ni_3(Al, Ti)$)或者 γ″相(Ni_3Nb)的形成元素，C 和 B 元素作为晶界强化元素来提高合金的高温蠕变性能。根据铸造合金的成分特点，适当扩大相应元素的成分范围，并利用 Python 随机采样形成了 57 560 组成分空间。由于 C、B、Mo 和 Nb 容易偏析于晶界并有助于凝固裂纹和液化裂纹的形成，因此限制了这些元素的成分上限。利用 Thermo-Calc 的 TCNI9 数据库批量计算了成分空间内每组合金的 4 个相关热力学参数，然后以成分为输入，热力学参数为输出建立了 BP 神经网络模型，其中训练集数据占 70%，测试集数据占 30%。以 R^2 为标准(式 1)，调控神经网络中隐含层和神经元的数目，直到 4 个热力学参数的 R^2 都稳定在 0.9 以上时，结束训练。通过热力学参数约束(即$0.4 \leqslant V_{\gamma'}(900\ ℃) \leqslant 0.55$，$V_{TCP}(900\ ℃) \leqslant 0.01$，$T_{\gamma'} \geqslant 1\ 120\ ℃$，$T_S - T_{\gamma'} \geqslant 50\ ℃$)，机器学习模型给出了第 1 批候选合金。

$$R^2 = 1 - \frac{\sum_{i=1}^{n}(Y_i - \widetilde{Y}_i)^2}{\sum_{i=1}^{n}(Y_i - \overline{Y}_i)^2} \tag{1}$$

式中，Y_i 为第 i 个成分的真实值；$\widetilde{Y}_i$ 为第 i 个成分的预测值；$\overline{Y}$代表平均值。R^2 在 0~1 间波动，越接近 1，表示模型的预测精度越高。

在增材制造成形过程中，合金的裂纹抗性与合金成分、凝固特性以及强度相关。在成分空间设计时，分析了各类合金元素对裂纹的潜在影响，通过元素替换以及阈值限制以完成初步的成分优化。合金凝固特性的优化涉及 4 个抗裂因子，分别为合金的凝固温度区间 T_{SI}，反应合金在临界温度区间凝固速度的 SCI[4,20]，衡量凝固末期合金凝固收缩总应变的 ε[21]以及最大应变速率 ε_{max}[21]。此外，Harrison 等[12]的研究表明，适当提高合金强度会更有利于提高合金的裂纹抗性。因此，将考虑合金强度以及热膨胀系数的 PI[22-26]因子也纳入到合金优化中，期望设计合金拥有

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

更高的强度，更小的热膨胀系数，即 *PI* 取最大值。利用 Thermo-Calc 再次计算了第 1 批候选合金的非平衡凝固，通过数据提取得到每组候选合金的 5 个抗裂因子。选取 T_{SI}、*SCI*、ε 和 ε_{max} 处于低水平且 *PI* 处于高水平的候选合金作为最终目标合金，并且将其命名为 SCU-800AM。

1.2 材料制备与表征

采用纯度为 99.95%以上的纯金属(Ni、Al、Ti、Ta、Nb、Cr、W、Mo、Co、V 和 B)，通过真空感应熔炼工艺制备出了高纯度的母合金，其杂质含量如表 1所示。随后利用气雾化制备了满足打印条件的合金球形粉末。使用选区激光熔化技术(SLM)进行SCU-800AM合金的样品制备，设备型号为 HBD-80，用于组织观察的样品为 10 mm×10 mm×10 mm 的立方体，室温拉伸样品尺寸按照 GB/T228.1-2010 进行制备。SLM 制备的样品通过线切割加工 (WEDM) 从基板上剥离，使用配备数字成像设备的金相显微镜(Axio Observer 3)对立方体样品的纵截面(平行于打印方向)和横截面(垂直于打印方向)进行金相观察，SLM 态合金的热处理实验在马弗炉中完成，首先在 1 120 ℃去应力退火 2 h 并炉冷，然后将样品分别在 800、850、900 和 950 ℃下时效 20 h 并空冷。SLM 态及其热处理试样都经过标准研磨和抛光，随后采用 4 g $CuSO_4$+15 ml HCl+100 ml H_2O 溶液进行化学腐蚀，通过扫描电子显微镜(SEM, JEOL, JSM-7900 F，日本) 对腐蚀后的样品进行组织表征。利用 Image-Pro plus 6.0 软件统计时效后 γ′相的体积分数和尺寸。

表 1 母合金杂质元素含量

Tab.1 Impurity element content of master alloy

mass fraction/%

Element	Si	Mn	P	S	N	O	Pb
Content	0.02	<0.005	<0.005	0.000 5	0.000 4	0.000 4	<0.000 1

2 结果与分析

2.1 凝固特性分析

CM247LC 是一种典型的镍基沉淀强化型合金，γ′相含量约 60%，具备高强度、抗蠕变和抗疲劳性能，被广泛用于涡轮转子叶片或导向叶片等高温零件。然而，该合金在增材制造工艺中抗裂性能较差，在成形态试样的边缘及内部都会出现大量的裂纹[27]。为进一步了解设计合金的抗裂性能，利用 Thermo-Calc 热力学软件计算了 CM247LC 合金[28]与SCU-800AM合金的非平衡凝固曲线，比较了这两种合金的凝固特性。上述合金的名义成分见表 2，凝固特性计算结果见图 1。图 1(a)为两合金从液相逐渐凝固的凝固路径，图 1(b)为凝固过程中合金液相体积的变化量。从图 1(a)中可看出 CM247LC 合金比 SCU-800AM 合金的凝固温度区间大 1 倍，在低于 1 000 ℃时才完全凝固。然而合金凝固温度区间跨度越大，凝固后期的液相补缩能力越差，这容易导致液相无法填充的枝晶封闭区形成微孔。在受到热应力时，这些微孔极易演变为凝固裂纹。此外，如果合金在较低温度下才完全凝固，那么熔体的流动性会随着温度降低而变差，补缩作用也会变得更差。在凝固末期，合金的固相分数很高，热裂纹一旦形成就很难通过液相进行修复，如果合金在临界温度区间[29](ΔT_{CTR}，文中 f_s=0.90~0.99)停留时间过长，热裂纹出现的概率会更大，且形成的早期热裂纹也会更容易扩展成长裂纹。图 1(b)中显示 CM247LC 合金的 ΔT_{CTR} 达到 240 ℃，而 SCU-800AM 合金的 ΔT_{CTR} 仅为 100 ℃，

表 2 SCU–800AM 与 CM247LC 合金名义化学成分

Tab.2 Nominal chemical composition of the SCU–800AM and CM247L alloys

mass fraction/%

Element	Ni	Al	Ti	Ta	Nb	W	Mo	Co	Cr	C	V	B	Zr	Hf
SCU-800AM	Bal	5.82	0.58	5.67	1.49	2.44	0.96	19.54	10.37	0.049	0.41	0.005	-	-
CM247LC[28]	Bal	5.6	0.7	3.2	-	10	0.5	9	8	0.07	-	0.015	0.01	1.4

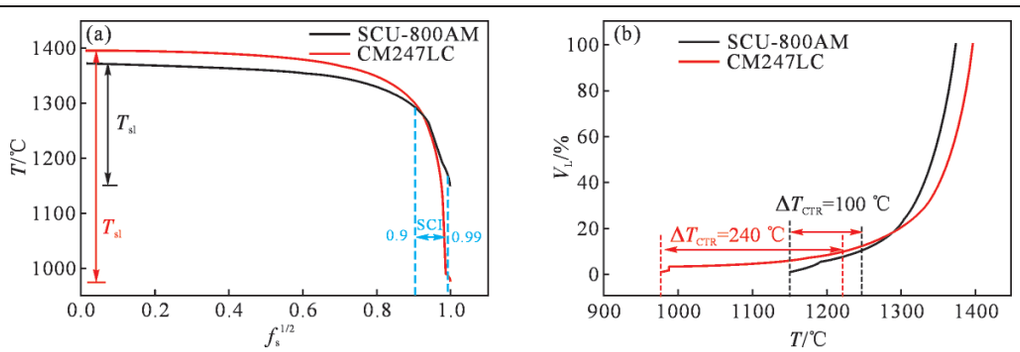


图 1 SCU-800AM 合金与 CM247LC 合金非平衡凝固特征曲线：(a) 凝固路径，(b) 凝固液相体积变化

Fig.1 Non-equilibrium solidification characteristic curves of the SCU-800AM alloy and CM247LC alloy: (a) solidification path, (b) solidification liquid phase volume change

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

说明 CM247LC 合金在这个区间达到完全凝固需要更长时间，导致该合金更容易形成热裂纹。表 3 分别统计了 SCU-800AM 与 CM247LC 合金的 4 个抗裂因子，可看到SCU-800AM 合金具有更小的凝固区间，能够更快的通过 ΔT_{CTR} 这个危险区，同时在危险区内还具有较低的收缩应变和最大应变速率。相比于传统 CM247LC 合金，SCU-800AM 合金表现出更优的凝固特性，其抗裂纹能力更强。

表3 SCU–800AM与CM247LC合金抗裂因子
Tab.3 Crack resistance factor statistics of the SCU–800AM and CM247LC alloys

Anti-cracking factor	T_{SI}	SCI	ε	ε_{max}
SCU-800AM	221.7	2 427	9.2e-3	4.96e-4
CM247LC	414	10 822	0.057 6	1.45

2.2　抗裂性能及力学性能分析

本文开发的 SCU-800AM 合金通过气雾化技术制备了球形粉末，粉末形态和粒径分布如图 2 所示。整体上粉末球形度较好，含有少量的卫星粉，其中值粒径(D_{50})为 17.7 μm，D_{10} 和 D_{90} 分别为 8.4 μm 和 36 μm，粉末质量满足 SLM 制备要求。

图 3 为 SLM 态样品的纵截面和横截面金相照片。在图 3(a)中可观察到相互搭接呈“鱼鳞”状的熔池结构，熔池尺寸呈现出浅且宽的特征，整体上没有明显的裂纹。在图 3(b)中可观察到相互平行或交叉的熔道，相邻熔道间宽度一致且紧密搭接，显示出良好的冶金结合，视野内仅观察到极个别孔洞，也未发现明显的裂纹。以上结果表明，SCU-800AM 合金在选区激光熔化工艺中裂纹抗性较好，内部仅存在少量的孔洞缺陷，整体上表现出优异的抗裂性能。

图 4 为 SLM 态样品的室温拉伸曲线，曲线数据如表 4 所示。从拉伸曲线可以看出，SLM 态合金没有屈服平台，直接由弹性变形过渡到塑性变形阶段。合金室温抗拉强度为 971 MPa，屈服强度为 670 MPa，而伸长率偏低，仅为 6.8%。SLM 态合金

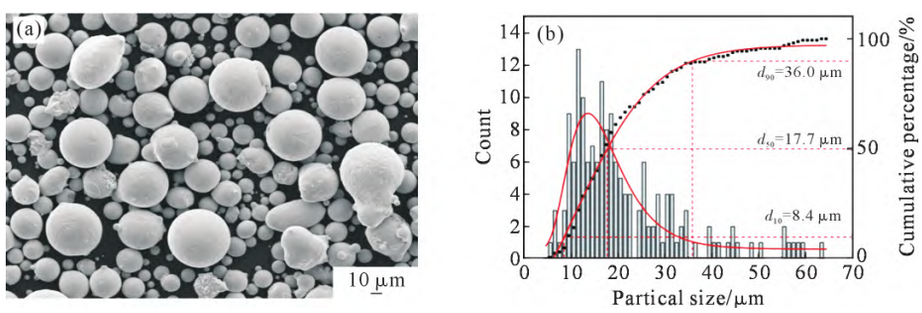


图 2　气雾化粉末表征：(a) SEM 形貌，(b) 粒径分布
Fig.2　Characterization of gas-atomized powders: (a) SEM morphology, (b) particle size distribution

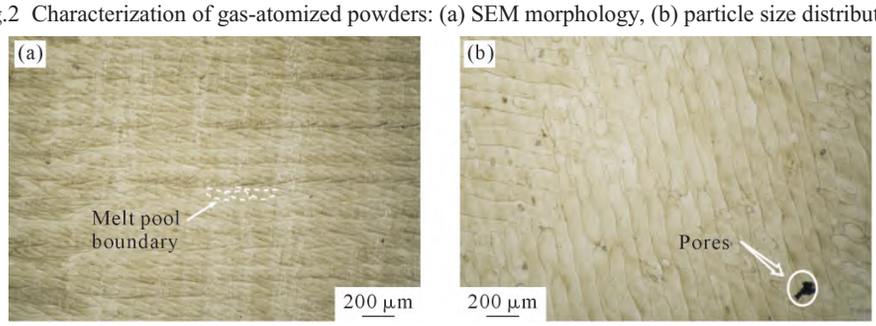


图 3　SLM 样品 OM 图：(a) 横截面 (垂直于打印方向), (b) 纵截面 (平行于打印方向)
Fig.3　OM diagram of SLM sample: (a) cross section (vertical to the building direction), (b) longitudinal section (parallel to the building direction)

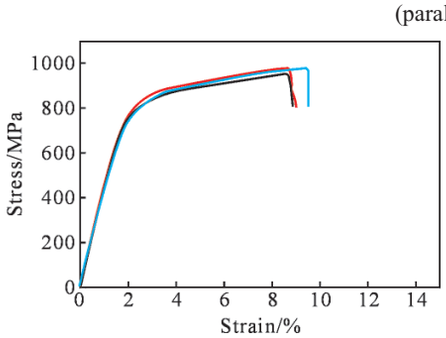


图 4　SLM 态合金室温拉伸曲线
Fig.4　Room temperature tensile curves of SLM state alloy

表4 SCU–800AM合金SLM 态室温力学性能
Tab.4 Room temperature mechanical properties of the SCU–800AM alloy at the SLM state

Process	Yield strength /MPa	Ultimate Tensile Strength /MPa	Elongation /%
SLM	670±9	971±13	6.8±0.75

组织为完全过饱和固溶体，内部不存在 γ′相，随着后期热处理组织的调控，合金的强度和伸长率会进一步提高。

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

2.3 热处理工艺探究

相比于铸态合金，SLM 态合金凝固速度更快，合金内仅存在轻微的微观偏析。图 5(a)显示了 SLM态合金的纵截面组织，其中存在跨越多个熔池外延生长的柱状晶，呈现出一定的织构。此外，图 5(b)中显示组织内没有提前析出 γ′相或低熔点相，SCU-800AM 合金的液化裂纹和固态裂纹抗性显著提升。根据 SLM 组织，SCU-800AM 合金无需进行高温固溶处理，仅需在较低温度下进行去应力退火即可。图 6 为 SCU-800AM 合金热力学平衡图，经计算该合金的固溶温度为 1 136 ℃，本文选择略低于固溶温度的 1 120 ℃作为去应力退火温度，保温时间为 2 h 并随后炉冷，其组织如图 5(c~d)所示。在 OM 图中仍可观察到外延生长的柱晶，组织没有明显再结晶和晶粒粗化现象，在 SEM 图中可观察到近圆形的一次 γ′相以及基体中未完全析出的细小二次 γ′相。

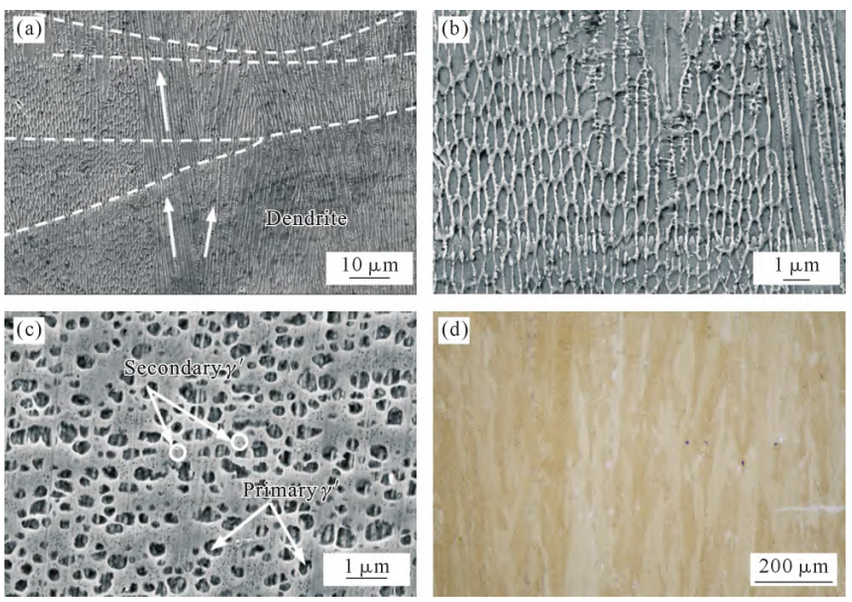


图 5 SCU-800AM 合金去应力退火前后组织形貌：(a~b) SLM 态合金纵截面 SEM 图，(c~d) 1 120 ℃/2 h 后 SEM 及 OM 图
Fig.5 Morphology of SCU-800AM alloy before and after stress relieving annealing: (a~b) SEM of longitudinal section at SLM state, (c~d) SEM and OM after 1 120 ℃/2 h

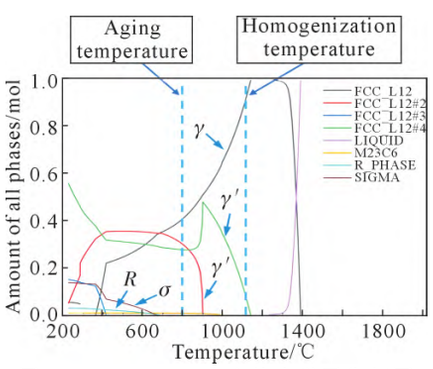


图 6 SCU-800AM 合金热力学平衡相图
Fig.6 Thermodynamic equilibrium diagram of the SCU-800AM alloy

对于沉淀强化型高温合金，时效工艺是调控 γ′相形态、尺寸和数量的关键步骤，而 γ′相的分布对合金的高温性能会产生显著影响。SLM 合金经去应力退火处理后，大部分 γ′相尺寸偏小，部分 γ′相还未完全析出。为调控 γ′相分布，在 800、850、900 和 950 ℃分别进行了时效工艺探究，具体结果见图 7。与去应力退火态组织相比，在 800 ℃/20 h AC 工艺下，一次 γ′相的形态仍然保持为圆形，平均尺寸为 371 nm，基体中析出了更多纳米级二次 γ′相。随着时效温度升至 850 ℃，一次 γ′相的平均尺寸增大到 425.5 nm，形态变为不规则圆形，基体中二次 γ′相的数量减少。当时效温度升到 900 ℃，一次 γ′相平均尺寸增加到 478 nm，形态由不规则圆形向立方状转变，此时基体中二次 γ′相的数量进一步降低。当时效温度进一步升高到 950 ℃，一次 γ′相尺寸再次增加到 519 nm，其形态仍然为不规则圆形，部分相邻 γ′相出现合并筏排化，尺寸达到 2 μm 左右，此时基体中只存在极少的二次 γ′相。

上述时效处理结果表明，随着时效温度升高，γ′相形貌逐渐有由圆形转变为立方状的趋势，γ′相平均尺寸逐渐增大，基体中二次 γ′相的数量逐渐减少。γ′相尺寸与元素扩散相关，温度越高，各元素的扩散系数越大，Al、Ti、Ta 等元素更容易扩散到基体外形成 γ′相，使得残留于基体通道中的二次 γ′相的数量减少，一次 γ′相尺寸增大。γ′相形貌受到应变能和表面能的影响，在去应力退火时，最先析出的一次 γ′相因保温时间较短而尺寸较小，此时 γ′/γ 基体间错配度和弹性应变能都很低，γ′相形貌主要受到表面能的控制。在所有形态中球形的表面能最低，

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

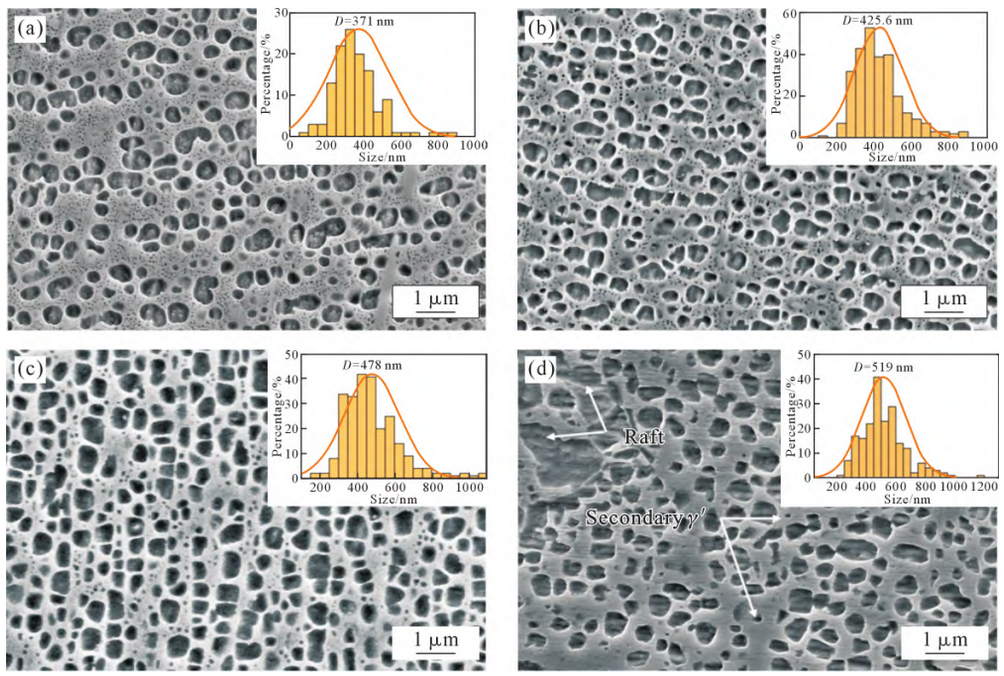


图 7　不同时效工艺下组织演变：(a) 800 ℃/20 h, AC, (b) 850 ℃/20 h, AC, (c) 900 ℃/20 h, AC, (d) 950 ℃/20 h, AC

Fig.7　Evolution of the structure under different aging processes: (a) 800 ℃/20 h, AC, (b) 850 ℃/20 h, AC, (c) 900 ℃/20 h, AC, (d) 950 ℃/20 h, AC

为使系统的能量最小，γ′相的形貌只能为球形。随着时效温度增加，γ 基体中的元素逐渐向外部扩散，γ′/γ 基体间错配度随之增大，此时弹性应变能成为控制 γ′相形貌的主要驱动力。立方状比球形具有更小的应变能，因此 γ′相有由球状向立方状转变的趋势[30]。

图 8 为不同时效工艺下材料的硬度与 γ′相分数变化图。随着时效温度升高，材料的硬度呈现下降趋势，其中 800 ℃/20 h 工艺下的硬度最高，达到 442.7 HV，而 950 ℃/20 h 工艺下的硬度最低，仅为 383.6 HV，二者间相差 60 HV。γ′相分数呈现先增加后降低的趋势，在 900 ℃/20 h 工艺下达到最大值 44.6%。在整个时效过程中，γ′相尺寸是影响硬度变化的关键因素，随着时效温度升高，γ′相的尺寸变化最明显，由 371 nm 增加到了 519 nm，而 γ′相分数相差不大，形态也都接近于圆形，完全没有发生立方化转变。根据弥散强化机理，强化相在数量和形态上相差不大时，强化相尺寸越小，材料的强度越高。对于金属材料而言，硬度与强度间存在对应关系，可推测随着时效温度升高，γ′相尺寸逐渐变大，材料的强度逐渐降低，硬度也逐渐降低。根据时效过程中 γ′相的组织分布以及硬度变化趋势，SCU-800AM 合金最佳的时效工艺为 800 ℃/20 h AC。

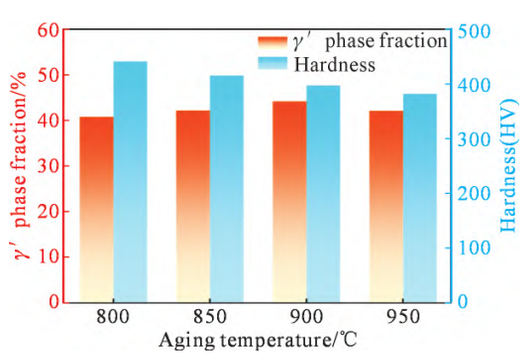


图 8　不同时效工艺下 SCU-800AM 合金的硬度与 γ′相分数变化

Fig.8　Variation in the hardness and γ′ phase fraction of the SCU-800AM alloy under different aging processes

3　结论

(1)相较于传统的 CM247LC 合金，新设计合金拥有更窄的凝固区间，且在临界温度区间内还具有更快的凝固速度，更小的收缩总应变及最大应变速率。通过 SLM 制备的合金在纵截面和横截面内均未发现任何裂纹，合金组织内也未析出可诱发固态裂纹的 γ′相和诱发液化裂纹的低熔点相。新设计合金具有优异的抗裂性能。

(2)在去应力退火过程中，合金织构没被破坏，内部析出了近圆形的一次 γ′相和纳米级二次 γ′相。随着时效温度增加，γ′相形态有由圆形向立方状转变的趋势，其平均尺寸由 371 nm 增加到 519 nm，而 γ′相含量先增加后减小，在 900 ℃/20 h 时效处理下达到最高值 44.6%。

(3)新设计合金成形态的室温抗拉强度为 971 MPa，伸长率为 6.8 %。在 800 ℃/20 h 的时效处理下，合金硬度达到最大值 442.7 HV。

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net

参考文献：

[1] 顾冬冬，张红梅，陈洪宇，等. 航空航天高性能金属材料构件激光增材制造[J]. 中国激光，2020, 47(5): 32-55.
GU D D, ZHANG H M, CHEN H Y, et al. Laser additive manufacturing of high-performance metallic aerospace components [J]. Chinese Journal of Laser, 2020, 47(5): 32-55.

[2] 张红梅，顾冬冬. 激光增材制造镍基高温合金构件形性调控及在航空航天中的应用[J]. 电加工与模具，2020(6): 1-10, 24.
ZHANG H M, GU D D. Laser additive manufacturing of nickel-based superalloys and its structure-performance control and aerospace applications[J]. Electromachining & Mould, 2020(6): 1-10, 24.

[3] 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.

[4] TANG Y B T, PANWISAWAS C, GHOUSSOUB J N, et al. Alloys-by-design: Application to new superalloys for additive manufacturing[J]. Acta Materialia, 2021, 202: 417-436.

[5] 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.

[6] GUO B J, ZHANG Y S, YANG Z S, et al. Cracking mechanism of hastelloy X superalloy during directed energy deposition additive manufacturing[J]. Additive Manufacturing, 2022, 55: 102792.

[7] CHAUVET E, KONTIS P, JÄGLE 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.

[8] 许建军. 激光立体成形 IN-738LC 合金冶金开裂行为和强化机理[D]. 西安：西北工业大学，2019.
XU J U. Metallurgical cracking behavior and strengthening mechanism of IN-738LC alloy prepared by laser solid forming[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2019.

[9] YOUNG G A, CAPOBIANCO T E, PENIK M A, et al. The mechanism of ductility dip cracking in nickel-chromium alloys[J]. Welding Journal, 2008, 87(2): 31S-43S.

[10] ARKOOSH M A, FIORE N F. Elevated-temperature ductility minimum in hastelloy alloy X [J]. Metallurgical Transactions, 1972, 3 (8): 2235-2240.

[11] 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.

[12] HARRISON N J, TODD I, MUMTAZ K. Reduction of micro-cracking in nickel superalloys processed by Selective Laser Melting: A fundamental alloy design approach[J]. Acta Materialia, 2015, 94: 59-68.

[13] ZHANG L, LI Y T, ZHANG S, et al. Selective laser melting of IN738 superalloy with a low Mn+Si content: Effect of energy input on characteristics of molten pool, metallurgical defects, microstructures and mechanical properties [J]. Materials Science and Engineering: A, 2021, 826: 141985.

[14] 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.

[15] KANAGARAJAH P, BRENNE F, NIENDORF T, et al. Inconel 939 processed by selective laser melting: Effect of microstructure and temperature on the mechanical properties under static and cyclic loading[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 588: 188-195.

[16] CARTER L N, ATTALLAH M M, REED R C. Laser powder bed fabrication of Nickel-base superalloys: Influence of parameters; characterisation, quantification and mitigation of cracking: Proceedings of the 12th international symposium on superalloys [C]. Chichester: John Wiley & Sons, 2012. 577-586.

[17] PEREVOSHCHIKOVA N, RIGAUD J, SHA Y, et al. Optimisation of selective laser melting parameters for the Ni-based superalloy IN-738 LC using doehlert's design [J]. Rapid Prototyping Journal, 2017, 23(5): 881-892.

[18] 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(1): 4975.

[19] SREERAMAGIRI P, BHAGAVATAM A, RAMAKRISHNAN A, et al. Design and development of a high-performance Ni-based superalloy WSU 150 for additive manufacturing[J]. Journal Materials Science & Technology, 2020, 47: 20-28.

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

[21] SHUKLA A, SARKAR S, DURGA A, et al. Computational design of additively printable nickel superalloys: Proceedings of the 14th international symposium on superalloys[C]. Cham: Springer International Publishing, 2020. 1066-1074.

[22] PARK J U, JUN S Y, LEE B H, et al. Alloy design of Ni-based superalloy with high γ′ volume fraction suitable for additive manufacturing and its deformation behavior[J]. Additive Manufacturing, 2022, 52: 102680.

[23] SABZI H E, MAENG S, LIANG X Z, et al. Controlling crack formation and porosity in laser powder bed fusion: Alloy design and process optimisation[J]. Additive Manufacturing, 2020, 34: 101360.

[24] SABZI H E, RIVERA-DIAZ-DEL-CASTILLO P E J. Defect prevention in selective laser melting components: Compositional and process effects[J]. Materials, 2019, 12(22): 3791.

[25] ROTH H A, DAVIS C L, THOMSON R C. Modeling solid solution strengthening in nickel alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1997, 28(6): 1329-1335.

[26] GYPEN L A, DERUYTTERE A. Multi-component solid solution hardening: Part 1 Proposed model[J]. Journal of Materials Science, 1977, 12(5): 1028-1033.

[27] DIVYA V D, MUÑOZ-MORENO R, MESSÉ O M D M, et al. Microstructure of selective laser melted CM247LC nickel-based superalloy and its evolution through heat treatment [J]. Materials Characterization, 2016, 114: 62-74.

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved. http://www.cnki.net

[28] ATTALLAH M M, JENNINGS R, WANG X Q, et al. Additive manufacturing of Ni-based superalloys: The outstanding issues[J]. MRS Bulletin, 2016, 41(10): 758-764.

[29] ZHANG J, SINGER R F. Hot tearing of nickel-based superalloys during directional solidification[J]. Acta Materialia, 2002, 50(7): 1869-1879.

[30] 夏鹏成，禹文芳，于金江，等. 长期时效对 DZ951 合金 γ′相的影响[J]. 材料工程，2007(12): 8-11.
XIA P C, YU W F, YU J J, et al. Influence of long-term thermal exposure on γ′ phase of DZ951 alloy[J]. Materials Engineering, 2007(12): 8-11.

(C)1994-2023 China Academic Journal Electronic Publishing House. All rights reserved.　http://www.cnki.net