

• 试验研究 Experimental Research •

DOI: 10.16410/j.issn1000-8365.2025.4240

Mg 元素对 K492M 高温合金流动性及疏松缺陷的影响

周煜晗¹, 杨文超¹, 张丽辉², 谢 君³, 张彦超¹, 邢伟杰², 付文磊¹, 樊晓光¹

(1. 西北工业大学凝固技术国家重点实验室, 陕西 西安 710072; 2. 先进高温结构材料重点实验室, 北京 100095; 3. 中国科学院金属研究所, 高温结构材料研究部, 辽宁 沈阳 110016)

摘 要: 高温合金结构件逐渐向复杂化和薄壁化发展, 在铸造过程中易出现欠铸及疏松等缺陷。基于上述问题, 通过 ProCAST 模拟及实验验证的方法, 研究了 Mg 微合金化对 K492M 高温合金铸造性能及热物性参数的影响, 揭示了 Mg 元素对流动性和疏松缺陷的影响机理。结果表明, 添加 Mg 元素可有效提高 K492M 合金流动性, 同时降低疏松缺陷。Mg 含量为 0.01%(质量分数)时, 流动性明显提高, 相较于母合金流动性提高了 32.9%, 且疏松缺陷从 0.033% 降至 0.005%。其作用机理主要在于 Mg 元素使得 K492M 合金凝固温度区间减小, 黏度降低, 有利于提高液相流动性; 同时, Mg 元素的加入使得剩余液相量和碳化物尺寸增加以及黏度降低, 从而降低了合金的疏松缺陷。

关键词: K492M; Mg 微合金化; 流动性; 疏松缺陷

中图分类号: TG21

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2025)04-0354-08

Effects of Mg on the Fluidity and Microporosity Defects of K492M Superalloy

ZHOU Yuhan¹, YANG Wenchao¹, ZHANG Lihui², XIE Jun³, ZHANG Yanchao¹,
XING Weijie², FU Wenlei¹, FAN Xiaoguang¹

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China; 2. Science and Technology on Advanced High Temperatures Structural Materials Laboratory, Beijing 100095, China; 3. Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences High Temperature Structural Materials Research Department, Shenyang 110016, China)

Abstract: Superalloy components are constantly evolving toward more complex structures and thin-walled designs, and misrun and microporosity potentially result from the casting process. In response to the above issues, ProCAST simulations and experiments were used to investigate the castability of the Mg microalloyed K492M superalloy, and the influence mechanism of Mg on fluidity and microporosity defects was also revealed. The results show that the addition of Mg can efficiently improve the fluidity of the K492M superalloy and reduce microporosity. The longest fluidity is obtained when the content of Mg is 0.01 wt.%, which is approximately 32.9% greater than that of the master alloy, and the microporosity decreases from 0.033% to 0.005%. The mechanism is that the solidification temperature range and viscosity are reduced in the Mg microalloyed K492M superalloy, which is conducive to improving the melt fluidity. Moreover, the size of the carbides and remaining liquid phase quantity increase, and the viscosity decreases, which is beneficial for reducing the microporosity.

Key words: K492M superalloy; microalloying of Mg; fluidity; microporosity

收稿日期: 2024-11-28

基金项目: 中国航空发动机集团有限公司自主创新专项基金(ZZCX-2022-040); 凝固技术国家重点实验室开放课题(SKLS202323)

作者简介: 周煜晗, 2000 年生, 硕士生. 研究方向为等轴晶铸造高温合金凝固其成形. Email: yuhanzhou0628@mail.nwpu.edu.cn

通信作者: 杨文超, 1985 年生, 博士, 教授. 研究方向为高温合金、铝合金及其零件成形基础和应用研究.

Email: wenchao yang@nwpu.edu.cn

引用格式: 周煜晗, 杨文超, 张丽辉, 谢君, 张彦超, 邢伟杰, 付文磊, 樊晓光. Mg 元素对 K492M 高温合金流动性及疏松缺陷的影响[J]. 铸造技术, 2025, 46(4): 354-361.

ZHOU Y H, YANG W C, ZHANG L H, XIE J, ZHANG Y C, XING W J, FU W L, FAN X G. Effects of Mg on the fluidity and microporosity defects of K492M superalloy[J]. Foundry Technology, 2025, 46(4): 354-361.

K492M 铸造高温合金因其优异的中、高温强度以及抗热腐蚀能力,被广泛用于制备工业燃气轮机以及先进航空发动机等热端零部件^[1-2]。随着航空发动机跨越式的发展,高温合金铸件逐渐向大尺寸、复杂化以及薄壁化的设计方向发展,因而对铸件成形质量和缺陷控制的要求愈加严格^[3-5]。K492M 高温合金由于合金化程度高^[6],其凝固温度区间较宽,合金熔体黏度大,流动性较差,容易出现欠铸、疏松等铸造缺陷,严重影响铸件的成型及性能。

高温合金流动性以及凝固过程中疏松缺陷的形成与合金元素密切相关,合金元素会影响凝固温度区间、热物性参数以及析出相温度等,进而影响合金流动性以及疏松缺陷^[7-9]。介子奇等^[10]的研究表明 IN718 高温合金适量添加 B 和 Zr 元素可以降低枝晶搭结点,提高了合金流动性。周伟等^[11]在 K4169 高温合金中改变 B 元素含量提高合金流动性的同时降低合金中疏松缺陷。Lecomte-Beckers^[12]研究发现 C 元素对疏松缺陷的形成具有促进和抑制的两面性。Chen 等^[13]研究发现微量元素改进后的 RR2086 合金在凝固过程中,MC 碳化物尺寸较小,不会影响液态金属的流动性,并且凝固后期小尺寸 MC 晶格膨胀可以抑制疏松缺陷的形成。Liu 等^[14]在高温合金中也发现疏松缺陷的含量以及尺寸随着 C 含量的增加而减少。目前调控高温合金中 C、Zr、B、Hf、Ce、Y 以及 Mg 等元素的含量成为优化高温合金成分,提高其性能的有效手段^[15]。关于 Mg 微合金化的研究主要集中在变形高温合金中,对铸造高温合金中 Mg 元素影响研究较少,并且其研究内容主要为 Mg 元素对组织及力学性能的影响^[16-19],对铸造高温合金 Mg 微合金化后凝固过程中熔体流动及凝固缺陷的形成仍缺乏系统研究。

本文研究了 Mg 元素对 K492M 合金的凝固特性、热物性参数以及碳化物的影响,揭示了 Mg 元素对铸造高温合金流动性以及疏松缺陷的影响机理。研究成果对优化 K492M 铸造高温合金成分,提高合金铸造性能提供重要的理论支撑。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验材料采用 K492M 镍基铸造高温合金,实验合金材料中 Mg 元素名义成分为 0%及 0.01%(质量分数),因此将其分别命名为 0Mg 和 100Mg 合金。合金成分如表 1 所示。

1.2 数值模拟过程及参数设置

利用 ProCAST 有限元软件(Visual-Csat 17.5)模

表1 不同Mg含量的K492M合金实际化学成分
Tab.1 The actual chemical compositions of K492M alloys with different contents of Mg
(mass fraction/%)

Alloy	C	Cr	Co	Al+Ta+Ti	Mo+W	Ni
0Mg	0.085	12.60	9.00	11.76	5.98	Bal.
100Mg	0.088	12.60	8.98	11.68	5.90	Bal.

拟 2 种实验合金流动性,将流动性测试模型导入 ProCAST 软件前处理 mesh 中,将面网格划分为 1 mm×1 mm 检查无误后生成体网格,随后在 CAST 模块中设置重力浇注方向,并对实验所用的 0Mg 和 100Mg 两种合金相关参数进行赋值,同时设置模壳温度 910 ℃,浇注温度 1 410 ℃,模壳与金属液界面换热系数为 1 000 W/(m²·K),1 s 内浇注完成。相关参数检查无误,计算模拟完成后在后处理模块中查看结果。2 种实验合金模拟参数除与材料相关参数不同外,浇注工艺参数都保持一致。

1.3 实验方法

在真空感应熔炼炉浇注两种实验合金流动性模型,真空度保持在为 5×10⁻² Pa 以下,浇注温度 1 410 ℃,模壳温度为 910 ℃。为保证合金充型压力一致,控制浇注速度为 1 kg/s,流动性实验所用合金质量为 1 kg。流动性测试模壳采用本课题组横截面为 3 mm×10 mm 的等截面螺旋型流动性测试模壳^[20]。合金流动性以合金液停止流动且填充完整的螺旋段流线条长度为评价标准。合金疏松缺陷从圆柱形试棒中 3 个不同位置取样,该圆柱形试棒浇注工艺参数与流动性测试一致。

通过高温差示扫描热量分析(DSC)测定实验中两种合金相析出温度以及液固相线温度,选用设备为德国耐驰公司生产的 STA449F3 型同步热分析仪。DSC 样品直径为 φ3 mm,厚度为 2 mm,样品从 1 000 ℃以 10 ℃/min 的速率加热至 1 410 ℃,随后以 10 ℃/min 冷却至 1 000 ℃,得到 DSC 冷却曲线。采用旋转式黏度计(Orton RSV-1600)法在氩气保护的情况下对两种实验合金黏度进行测定,黏度试样为 φ25 mm,高度为 70 mm,得到合金液体高温黏度随时间变化的曲线。

利用金相显微镜观察合金中疏松缺陷,利用扫描电子显微镜(ZEISS Sigma 500)观察合金碳化物,利用 Image-Pro 6.0 软件分别对合金中疏松缺陷和碳化物面积分数以及尺寸大小进行统计。疏松缺陷面积分数及尺寸大小、碳化物面积分数及尺寸大小均随机选取 3 个不同位置进行统计后取平均值。

2 实验结果及讨论

2.1 Mg 对流动性的影响

图 1 为 2 种实验合金的 ProCAST 模拟及熔模铸造实验结果。由图 1a₁ 和 b₁ 中 ProCAST 模拟结果显示可以看出,0Mg 合金流线长度为 203 mm,100Mg 合金流线长度为 275 mm,添加 Mg 元素后合金流线长度明显增加,流动性提高了 35.5%。随后通过实验对模拟结果进行验证,如图 1a₂ 和 b₂ 所示,0Mg 合金实验测试流线长度为 213 mm,100Mg 合金实验测试流线长度为 283 mm,流动性提高了 32.9%。与模拟结果一致,表明 K492M 合金中添加 Mg 元素有利于提高合金流动性。

合金流动性与凝固温度区间密切相关^[21],通过 DSC 进一步分析 Mg 元素对 K492M 合金影响结果如图 2a 和表 2 所示,合金中添加 Mg 元素使得碳化物析出温度(T_{MC})从 1 301 °C 提高至 1 306 °C,析

表2 用差示法测定2种实验合金特征温度
Tab.2 Characteristic temperatures of the two experimental alloys measured via DSC

Alloy	$T_L/^\circ\text{C}$	$T_{MC}/^\circ\text{C}$	$T_S/^\circ\text{C}$	$\Delta T/^\circ\text{C}$
0Mg	1 328	1 301	1 245	83
100Mg	1 327	1 306	1 248	79

出温度提高 5 °C,为合金中碳化物尺寸增大提供了条件。同时可以发现,0Mg 和 100Mg 合金液相线温度(T_L)分别为 1 328 和 1 327 °C,固相线温度(T_S)分别为 1 245 和 1 248 °C。100Mg 合金相较于 0Mg 合金,液相线温度降低,固相线温度上升,凝固温度区间(ΔT)从 83 °C 降低至 79 °C,凝固温度区间缩小了 4 °C。合金流动性与合金凝固区间成反比,即凝固区间越小^[11],合金流动性越好。Mg 含量增加,凝固温度区间降低,使得合金在凝固过程中枝晶发达程度低于 0Mg 合金,推迟了枝晶相互搭接形成网络的时间,使得合金流线长度增加。

除凝固温度区间以外,黏度^[21]也是影响合金流动

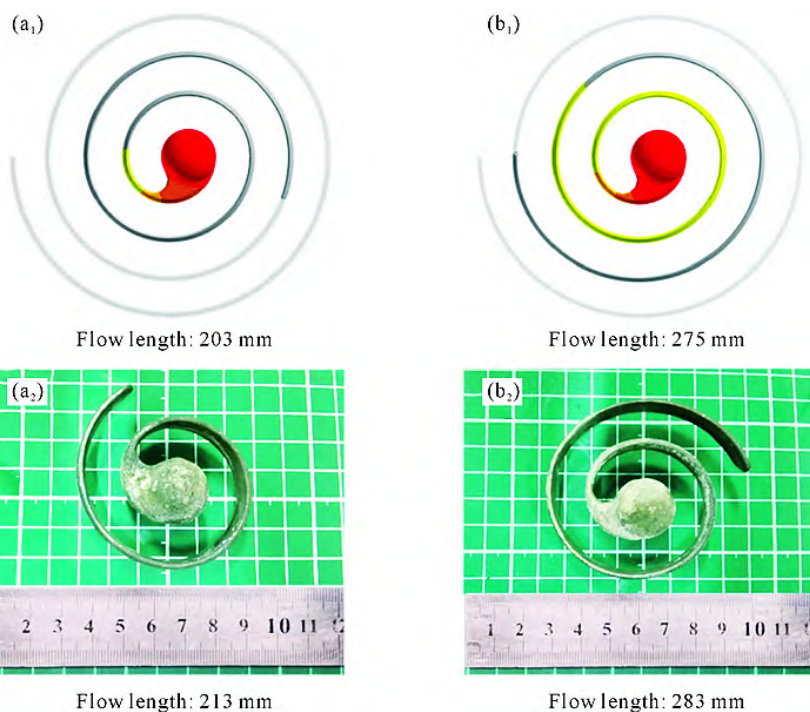


图 1 不同 Mg 含量的 K492M 高温合金流线长度:(a₁, a₂) 0Mg; (b₁, b₂) 100Mg

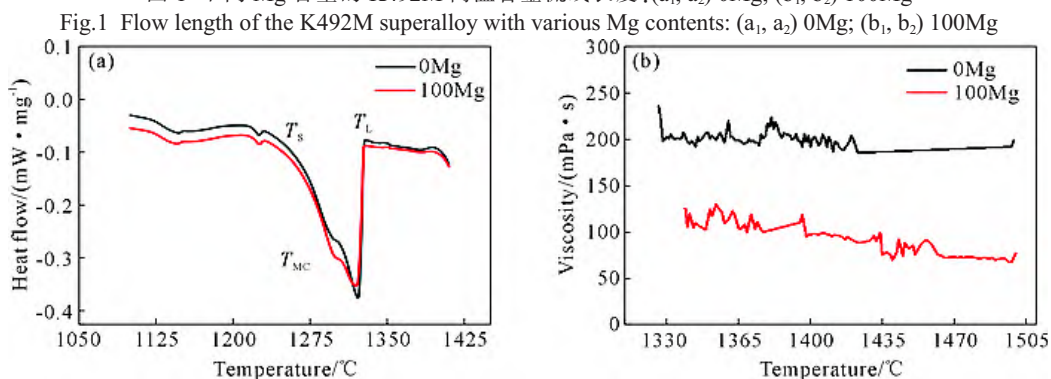


图 2 不同 Mg 含量的 K492M 合金 DSC 以及黏度测试结果:(a) DSC;(b) 黏度

Fig.2 DSC and viscosity curves of K492M alloys with different Mg contents: (a) DSC; (b) viscosity

性的重要因素之一,Mg元素对合金高温黏度随温度变化曲线如图2b所示。两种合金黏度从1500℃下降至液相线之前都以微小的趋势增加,当合金液温度比液相线温度低10~20℃后,黏度以极快的速度增加。从黏度测试结果得到,0Mg合金在相同温度下黏度都高于100Mg合金,0Mg合金黏度数值为100Mg合金黏度的2倍。黏度主要会影响合金液与模壳之间的摩擦力^[22-23],如式(1)所示:

$$f = \mu A \frac{du}{dy} \quad (1)$$

式中, f 为摩擦力; μ 为动力黏度; du/dy 为速度梯度; A 为接触面积。在浇注工艺以及测试模壳中,影响的主要因素是合金黏度。从浇注温度降至液相线温度之间,添加Mg元素后的合金高温黏度下降,在流动充型过程中合金液与模壳接触所产生的摩擦力较小,合金液的流动速度相对较快,因此100Mg合金流线长度增加。

2.2 Mg对疏松的影响

疏松通常以单位面积内疏松面积或者单位体积内的疏松体积表示,则疏松^[24]表达式如下:

$$\varepsilon = \frac{S_p}{S} \times 100\% \quad (2)$$

式中, S_p 为试样中疏松面积; S 为试样截面面积。实验选取每种合金不同位置对疏松水平进行观察统计,结果如图3所示。同时,由式(2)得出0Mg及100Mg两种合金疏松水平如表3所示。0Mg合金中疏松缺陷几乎分布在整个横截面,在靠近中心位置有大尺寸疏松缺陷并且有疏松团聚的现象(图3a),100Mg合金的横截面仅靠近中心位置和边缘部位有少量疏松缺陷的存在(图3b)。0Mg合金平均疏松

水平为0.033%,100Mg合金平均疏松水平为0.005%。0Mg合金以及100Mg合金平均疏松尺寸分别为9.733和6.016 μm 。Mg元素添加后疏松平均水平降低了一个数量级,疏松缺陷明显减少,平均疏松尺寸也随着添加Mg元素而降低。

高温合金疏松缺陷形成主要是在凝固过程中合金液流过糊状区时压降增大,导致后续液相不能对收缩位置进行补偿,从而形成疏松缺陷^[21]。Lecomte-Beckers^[12]通过热力学计算提出了疏松缺陷形成倾向指数糊状区压降 ΔP^* ,如式(3)所示:

$$\Delta P^* = \frac{24\mu\beta'n\tau^3}{\rho_L g} \left(\frac{\Delta T}{G} \right)^2 \left(\frac{df_s}{dt} \right) \quad (3)$$

式中, μ 为合金黏度; β' 为凝固收缩率; n 为单位面积内树枝晶数量; τ 为二次枝晶发达程度; ρ_L 为液相密度; g 为重力加速度; ΔT 和 G 分别为凝固温度区间和温度梯度; df_s/dt 为合金凝固速率。数值越小,疏松形成倾向就越小。添加Mg元素降低K492M合金黏度以及凝固温度区间,降低了剩余液相在糊状区流动时的压降,在枝晶搭接之前,使得枝晶间剩余液相可以通过流动对已收缩部位进行补缩。同时,通过等温淬火后分析Mg元素对K492M合金在凝固温度区间内不同温度下剩余液相含量影响,其结果如图4所示。凝固温度为1340℃(图4a₁和a₂)时,两种合金都处于液相线温度之上,因此两种合金全为液相,其等温淬火结果都成细小树枝晶分布。随着熔体温度降低至1320℃(图4b₁和b₂)时,高温合金处于固相和液相同时存在的糊状区,可见0Mg合金和100Mg合金在该温度下分别析出面积分数为29.9%和25.5%的固相含量(白色粗枝晶),剩余液相在等温淬火后呈细小的树枝晶分布,含量分别为70.1%和74.5%(表4),两种实验合金剩余液相都呈相互连接状态,可保持补缩通道畅通,对凝固收缩位置进行补缩。而当温度继续降低至1300℃(图4c₁和c₂)时,0Mg合金中的液相通道几乎闭合,残余液相量仅为12.8%,而100Mg合金枝晶间残余液相量为39.9%,

表3 不同Mg含量K492M高温合金疏松水平
Tab.3 Microporosity levels of K492M with different Mg contents

Alloy	0Mg	100Mg
Microporosity level/%	0.033±0.019	0.005±0.002
Size of microporosity/ μm	9.733±0.452	6.016±0.117

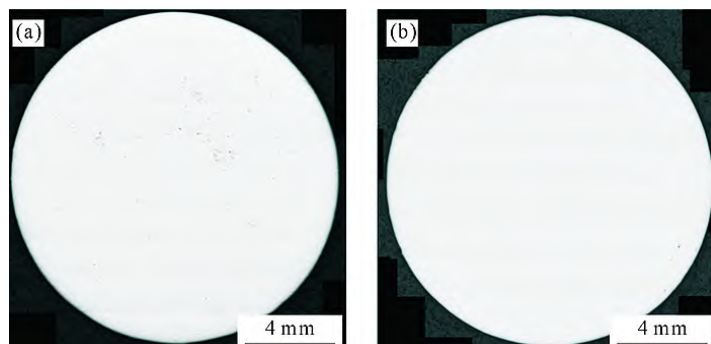


图3 不同Mg含量K492M高温合金疏松缺陷:(a) 0Mg;(b) 100Mg
Fig.3 Microporosity defects in K492M with different Mg contents: (a) 0Mg; (b) 100Mg

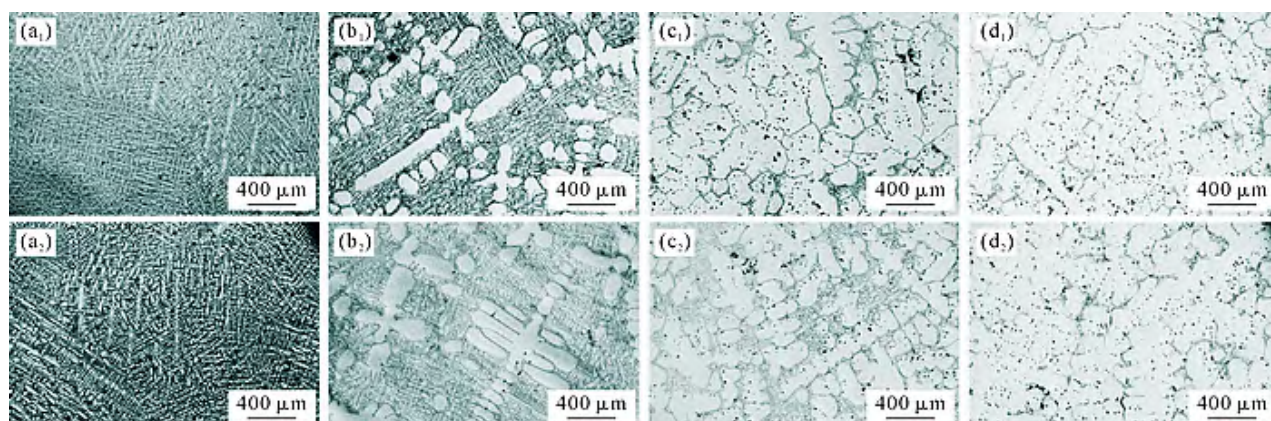


图4 不同Mg含量K492M合金经1350 °C/30 min再降温到不同温度保温20 min后淬火的显微组织:(a₁, b₁, c₁, d₁) 0Mg, 1340、1320、1300、1280 °C; (a₂, b₂, c₂, d₂) 100Mg, 1340、1320、1300、1280 °C

Fig.4 Quenched microstructures of K492M alloys with different Mg contents after 1350 °C/30 min and cooling to different isothermal temperatures for 20 min: (a₁, b₁, c₁, d₁) 0Mg, 1340, 1320, 1300 and 1280 °C, respectively; (a₂, b₂, c₂, d₂) 100Mg, 1340, 1320, 1300 and 1280 °C, respectively

表4 不同温度下两种合金中液相面积分数

Tab.4 The area fraction of the liquid phase in the two alloys at different temperatures

Alloy	Temperature/°C			
	1340	1320	1300	1280
0Mg	100	70.1±0.35	12.8±0.49	6.2±1.20
100Mg	100	74.5±1.00	39.9±0.78	9.1±0.49

同时剩余液相仍处于沟通状态,可以保持补缩通道畅通。相比之下,0Mg合金在该温度时剩余液相构成的毛细管通道几乎封闭,并且剩余液相含量较少,不能通过液相流动进行补缩;而100Mg合金中剩余液相较多,剩余液相仍能构成补缩通道补偿收缩位置。因此在枝晶搭接之前,Mg元素通过降低枝晶间压降,减少补缩阻力,同时增加剩余液相含量,延缓液相补缩通道闭合,从而降低合金中疏松缺陷。当熔体温度继续降低至1280 °C(图4d₁和d₂)时,0Mg和100Mg合金剩余液相仅为6.2%和9.1%,合金液已经不能流动,残余液相连接断开从而枝晶相互搭接,形成封闭的显微熔池,此时产生的疏松缺陷与合金自身收缩率有关,同时可能也与合金碳化物有关。

合金元素的添加会通过影响MC碳化物的形貌以及大小从而对疏松缺陷产生影响。目前,碳化物对疏松缺陷有两方面的影响^[25-26]。一方面,枝晶间形成的碳化物在合金凝固后期可以通过晶格膨胀补偿凝固收缩所产生的体积,并且(Ta, Ti)C碳化物比共晶组织密度小,体积相对较大,可以占据更多的体积从而减少疏松缺陷的形成^[13]。另一方面碳化物会促进疏松的形成^[27-28],主要是在凝固前期形成连续的网络状碳化物,促进枝晶搭接点的形成,阻碍液相流动,提高合金疏松水平。

合金中碳化物通过SEM观察结果如图5a和b所示,两种合金中碳化物主要分布在枝晶间,其中0Mg合金中碳化物形貌主要以小块状分布,而100Mg合金中大块状以及棒状形貌的碳化物增多。如图5c所示,在添加Mg元素的合金中观察到碳化物会占据疏松形成位置,对其碳化物尺寸进行统计,以过碳化物形心直径的平均值表示,其尺寸为4.31 μm。同时,通过EDS对K492M合金中碳化物化学成分分析结果如表5所示,合金中其碳化物类型主要为(Ta, Ti)C。

MC碳化物面积分数及尺寸统计结果如图6和

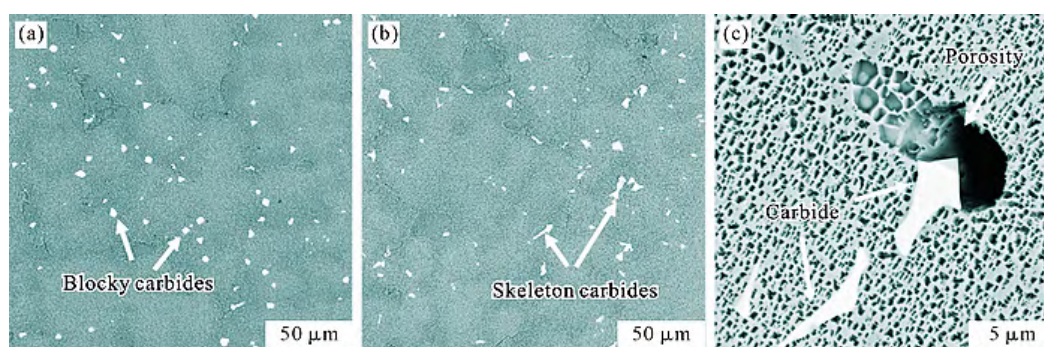


图5 不同Mg含量碳化物形貌及疏松在合金中位置:(a) 0Mg;(b) 100Mg;(c) 疏松缺陷

Fig.5 Morphology of carbides with different Mg contents: (a) 0Mg; (b) 100Mg; (c) shrinkage porosity in the alloy

表5 K492M高温合金碳化物化学成分
Tab.5 Chemical compositions of carbides in the K492M superalloy

(atomic fraction%)										
Element	C	Mg	B	Ti	Ta	Cr	Mo	W	Ni	Co
Carbide	26.92	0.30	9.20	31.08	21.23	1.47	1.20	1.84	5.83	0.93

表6所示,Mg元素增加后小尺寸碳化物数量减少,合金碳化物长宽比从1.46增加至2.30,合金中棒状碳化物增加,同时析出一定数量的大块状碳化物,尺寸超过8 μm 。合金碳化物平均尺寸增加,平均碳化物尺寸从2.85 μm 增加至3.09 μm ,同时Mg元素添加后MC碳化物面积分数从0.84%升至0.98%。结果表明,K492M中添加Mg元素会导致大尺寸碳化物出现且碳化物面积分数增加。

表6 不同Mg含量K492M高温合金碳化物面积分数及尺寸

Tab.6 Variations in the area fraction and size of carbides in K492M superalloys with different Mg contents

Carbide	0Mg	100Mg
Area fraction/%	0.84 $\pm$ 0.14	0.98 $\pm$ 0.13
Size/ μm	2.85 $\pm$ 0.12	3.09 $\pm$ 0.29
Aspect ratio	1.46 $\pm$ 0.19	2.30 $\pm$ 0.36

从表2结果得出,100Mg合金中MC碳化物析出温度为1306 $^{\circ}\text{C}$,比0Mg合金中碳化物析出温度高5 $^{\circ}\text{C}$ 。Mg元素提高了MC碳化物析出温度,这为MC碳化物的长大提供了条件。另一方面Mg元素会促使Ti、Ta等碳化物形成元素在枝晶间偏聚,为碳化物的生长提供了所需的元素含量,从而促进MC碳化物尺寸增加。在K492M合金中疏松尺寸及碳化物尺寸都处于同一数量级,Mg添加后合金中未观察到连续的网络状碳化物,同时从图5c中观察到合金在凝固过程中枝晶间大尺寸合金碳化物占据合金凝固收缩位置^[29]。因此在枝晶搭接之后,100Mg合金中大尺寸MC碳化物可以占据凝固收缩位置,从而减少合金中的疏松缺陷。

2.3 Mg对流动性及疏松缺陷影响机理

基于上述实验结果,提出Mg元素对K492M合

金流动充型及补缩示意图,如图7所示。其中合金流动充型机理如图7a所示,在充型第一阶段开始时相同的充型压力 P_G 下,100Mg合金中黏度低于0Mg合金,相同温度下合金液与模壳之间的摩擦力 $f_{100\text{Mg}}$ 小于 $f_{0\text{Mg}}$,100Mg合金液受到的阻碍力低于0Mg合金,因此在相同温度下,100Mg合金液在流动过程中实时充型压力 $P_{100\text{Mg}}$ 高于0Mg合金的 $P_{0\text{Mg}}$,从而使得合金流线长度增加。同时,K492M中添加Mg元素降低合金凝固温度区间,使得合金枝晶发达程度低于0Mg合金,延缓了合金枝晶搭接时间,从而增加了合金流线长度。因此,添加Mg元素通过降低了合金凝固温度区间以及黏度,减少了合金液与模壳的合金摩擦力以及枝晶对合金阻碍作用,提高了合金流动性。

图7b则为Mg元素影响合金疏松缺陷形成机理示意图。在枝晶搭接前的相同温度下,100Mg合金相较于0Mg合金剩余液相较多,液相连接的补缩通道没有闭合(图4),同时Mg元素降低合金凝固温度区间以及黏度,使得100Mg合金在糊状区的 $\Delta P_{100\text{Mg}}^*$ 低于0Mg合金的 $\Delta P_{0\text{Mg}}^*$,剩余液相可通过流动对合金凝固收缩部位进行补缩,从而减少合金疏松缺陷含量。当枝晶搭接之后,100Mg合金中大尺寸MC碳化物含量增加,可以通过占据凝固收缩部位减少疏松缺陷含量。因此,100Mg合金疏松缺陷含量低于0Mg合金。

3 结论

(1)K492M合金中添加Mg元素降低了合金凝固温度区间以及高温黏度,将合金流动性从母合金的213 mm提升至100Mg合金的283 mm,合金流

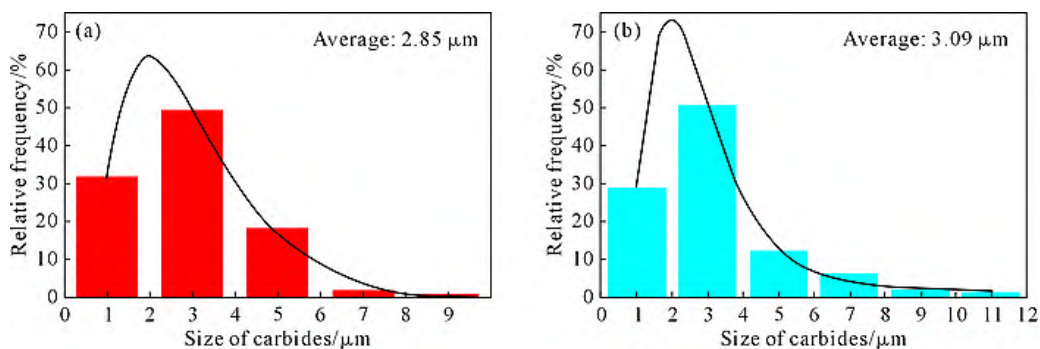


图6 不同Mg含量合金中碳化物尺寸分布及大小:(a) 0Mg; (b) 100Mg
Fig.6 Size and distribution of carbides in alloys with different Mg contents: (a) 0Mg; (b) 100Mg

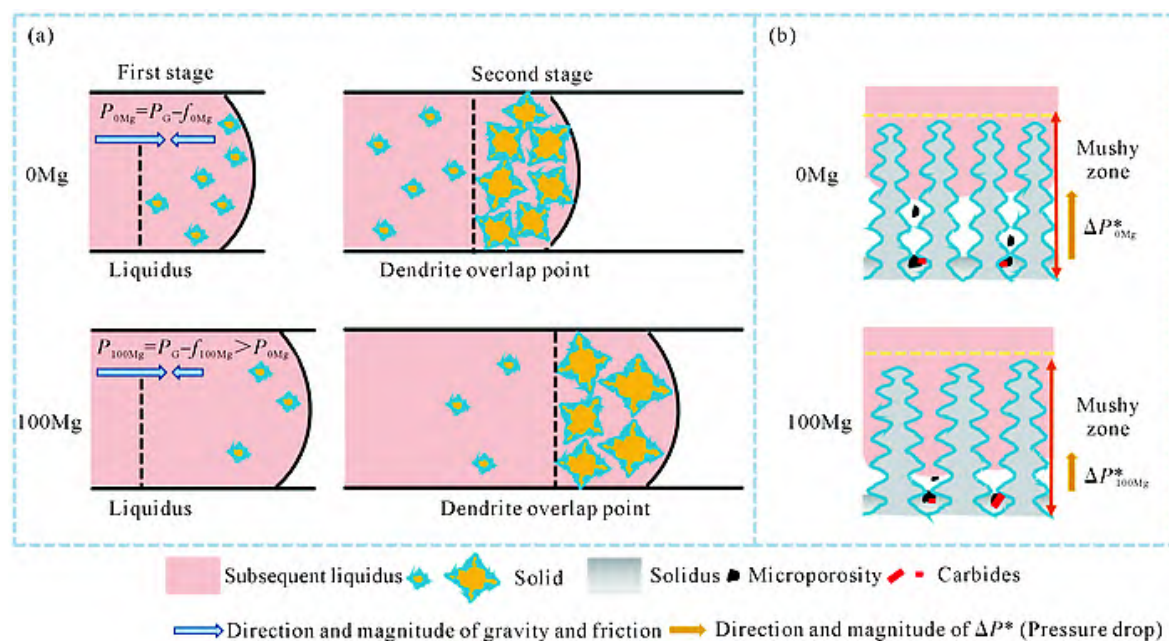


图 7 Mg 元素对流动性及补缩影响机理模型:(a) 流动性模型;(b) 补缩模型

Fig.7 Model of the mechanism by which Mg influences fluidity and compensates for microporosity: (a) model of fluidity; (b) model of compensating for microporosity

动性提高了 32.9%。

(2)Mg 元素通过降低糊状区的压降,减少合金阻力,同时提高糊状区剩余液相含量及碳化物尺寸的增加占据凝固收缩位置,从而将合金疏松水平从 0.033%降低至 0.005%,平均疏松尺寸从 9.733 μm 将至 6.016 μm ,减少了合金的疏松水平。

参考文献:

- [1] 胡聘聘,盖其东,李相辉,汤鑫,侯学勤. 铸型搅动细晶铸造对 K492M 合金向心叶轮组织与拉伸性能的影响[J]. 铸造, 2016, 65(11): 1045-1050.
HU P P, GAI Q D, LI X H, TANG X, HOU X Q. Effect of mold agitation fine grain casting on microstructure and tensile properties of K492M alloy integral wheel[J]. Foundry, 2016, 65(11): 1045-1050.
- [2] 姜华,李相辉,盖其东,陈昊. 搅动法细晶铸造 K492M 合金的显微组织和拉伸性能[J]. 铸造, 2019, 68(6): 574-577.
JIANG H, LI X H, GAI Q D, CHEN H. Microstructure and tensile properties of K492M alloy produced by mould agitation[J]. Foundry, 2019, 68(6): 574-577.
- [3] 熊艳才. 航空复杂构件精确成形技术基础研究[J]. 航空制造技术, 2010(2): 54-57.
XIONG Y C. Basic research of precision forming technology of aviation complex components[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2010(2): 54-57.
- [4] 郝新,孙裁云,郭敏,介子奇,杨敏,刘鼎元,张军. 热控凝固工艺对薄壁变截面铸件凝固组织和力学性能的影响[J]. 铸造技术, 2024, 45(3): 270-278.
HAO X, SUN C Y, GUO M, JIE Z Q, YANG M, LIU D Y, ZHANG J. Effect of a thermally controlled solidification process on the solidification microstructure and mechanical properties of

thin wall castings with variable sections[J]. Foundry Technology, 2024, 45(3): 270-278.

- [5] 何树先,王俊. 大型复杂薄壁高温合金铸件熔模精铸技术的研究进展[J]. 热加工工艺, 2013, 42(21): 5-8, 12.
HE S X, WANG J. Development on investment casting of large thin wall complex superalloy castings[J]. Hot Working Technology, 2013, 42(21): 5-8, 12.
- [6] 郑亮,肖程波,张国庆,汤鑫,唐定中. 铸造镍基高温合金 IN792 的凝固和偏析行为研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2012, 41(8): 1457-1462.
ZHENG L, XIAO C B, ZHANG G Q, TANG X, TANG D Z. Solidification and segregation behavior of cast Ni-base superalloy IN792 [J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2012, 41(8): 1457-1462.
- [7] 赵新宝,刘林,杨初斌,张军,李玉龙,傅恒志. 镍基单晶高温合金凝固缺陷研究进展[J]. 材料工程, 2012(1): 93-98.
ZHAO X B, LIU L, YANG C B, ZHANG J, LI Y L, FU H Z. Advance in research of casting defects of directionally solidified nickel-based single superalloys[J]. Journal of Materials Engineering, 2012(1): 93-98.
- [8] 王明杰,董莹,张国伟. 稀土元素对铝铜合金流动性的影响[J]. 铸造技术, 2019, 40(2): 179-182.
WANG M J, DONG Y, ZHANG G W. Effect of rare earth on the fluidity of Al-Cu alloy[J]. Foundry Technology, 2019, 40(2): 179-182.
- [9] 伍迪灿,杜文博,丁宁,李淑波,王云峰,朱训明,王朝辉. Mg-xGd-1Er-0.5Zr 合金的铸造流动性研究[J]. 特种铸造及有色合金, 2021, 41(8): 987-991.
WU D C, DU W B, DING N, LI S B, WANG Y F, ZHU X M, WANG C H. Casting fluidity of Mg-xGd-1Er-0.5Zr alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2021, 41(8): 987-991.
- [10] 介子奇,刘鼎元,张军. B、Zr 复合添加对 IN718 高温合金流动性

- 的影响[J]. 金属学报, 2024, 60(12): 1615-1621.
- JIE Z Q, LIU D Y, ZHANG J. Effect of combined addition of B and Zr on the fluidity of IN718 superalloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2024, 60(12): 1615-1621.
- [11] 周伟, 刘林, 介子奇, 黄太文, 张琰斌, 张军, 傅恒志. 硼对K4169高温合金流动性及缩松的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2014, 43(12): 3082-3088.
- ZHOU W, LIU L, JIE Z Q, HUANG T W, ZHANG Y B, ZHANG J, FU H Z. Effect of element B on fluidity and microporosity of K4169 superalloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2014, 43(12): 3082-3088.
- [12] LECOMTE-BECKERS J. Study of microporosity formation in nickel-base superalloys[J]. Metallurgical Transactions A, 1988, 19: 2341-2348.
- [13] CHEN Q Z, KONG Y H, JONES C N, KNOWLES D M. Porosity reduction by minor additions in RR2086 superalloy[J]. Scripta Materialia, 2004, 51(2): 155-160.
- [14] LIU L R, JIN T, ZHAO N R, WANG Z H, SUN X F, GUAN H R, HU Z Q. Effect of carbon additions on the microstructure in a Ni-base single crystal superalloy[J]. Materials Letters, 2004, 58(17-18): 2290-2294.
- [15] 郭建亭. 几种微量元素在高温合金中的作用与机理[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(3): 465-475.
- GUO J T. Effects of several minor elements on superalloys and their mechanism[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(3): 465-475.
- [16] 可大年, 仲增墉. Mg对镍基高温合金蠕变性能的影响[J]. 金属学报, 1983, 19(5): 13-20.
- KE D N, ZHONG Z Y. Effect of Mg content on creep behaviour of Ni-base wrought superalloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1983, 19(5): 13-20.
- [17] 马培立, 庄景云, 杨锦炎, 高良. Mg在一种镍基高温合金中的分布[J]. 金属学报, 1987, 23(3): 195-199.
- MA P L, ZHUANG J Y, YANG J Y, GAO L. Distribution of Mg in a Ni-base superalloy[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1987, 23(3): 195-199.
- [18] 董建新, 谢蔚, 徐志超, 谢锡善, 章守华. Mg及 δ 相对GH169高温合金力学性能的影响[J]. 金属学报, 1993, 29(6): 22-27.
- DONG J X, XIE W, XU Z C, XIE X S, ZHANG S H. Effect of Mg and δ -phase on mechanical properties of alloy GH169(INCONEL 718)[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1993, 29(6): 22-27.
- [19] BOR H Y, MA C Y, CHAO C G. The influence of Mg on creep properties and fracture behaviors of Mar-M247 superalloy under 1 255 K/200 MPa[J]. Metallurgical and Materials Transaction A, 2000, 31: 1365-1373.
- [20] ZHANG J, JIE Z Q, LIU M N, GUO M. Versatile fluidity test model for cast superalloys and comparison between IN718 and IN939[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2024, 34(9): 2881-2888.
- [21] 安阁英. 铸件形成理论[M]. 北京: 机械工业出版社, 1990.
- AN G Y. Theory of casting forming[M]. Beijing: China Machine Press, 1990.
- [22] 蒋新生. 工程流体力学[M]. 重庆: 重庆大学出版社, 2017.
- JIANG X S. Engineering fluid mechanics[M]. Chongqing: Chongqing University Press, 2017.
- [23] 起华荣. A356合金熔体调控对流动性的影响机理研究[D]. 昆明: 昆明理工大学, 2009.
- QI H R. Influence of melt regulation on fluidity of A356 alloy[D]. Kunming: Kunming University of Science and Technology, 2009.
- [24] 冯广召, 沈军, 邹敏佳, 刘林. 抽拉速度对高温合金DZ125定向凝固中缩松的影响[J]. 铸造, 2009, 58(5): 427-430.
- FENG G Z, SHEN J, ZOU M J, LIU L. Influence of withdrawal rate on the micro-porosity of super-alloy DZ125 in directional solidification[J]. Foundry, 2009, 58(5): 427-430.
- [25] 冯广召, 李少楠, 周耀忠. 合金元素对镍基高温合金中缩松形成的影响[A]. 2021中国铸造活动周论文集[C]. 沈阳: 中国机械工程学会, 2021. 98-103.
- FENG G S, LI S N, ZHOU Y Z. Effect of elements on the micro-porosity formation of nickel-based superalloy[A]. Proceedings of 2021 China Foundry Congress[C]. Shenyang: Chinese Mechanical Engineering Society, 2021. 98-103.
- [26] 于军伟, 康茂东, 刘雅辉, 吴赞, 高海燕, 王俊. 镍基单晶高温合金微观孔洞缺陷研究进展[J]. 铸造技术, 2018, 39(11): 2615-2619.
- YU J W, KANG M D, LIU Y H, WU Y, GAO H Y, WANG J. Advances on micro-pore defect of single-crystal nickel-base superalloy[J]. Foundry Technology, 2018, 39(11): 2615-2619.
- [27] LI X W, LIU T, WANG L, LIU X G, LOU L H, ZHANG J. Effect of carbon content on the microstructure and creep properties of a 3rd generation single crystal nickel-base superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 639: 732-738.
- [28] AL-JARBA K A, FUCHS G E. Effect of carbon additions on the as-cast microstructure and defect formation of a single crystal Ni-based superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 373(1-2): 255-267.
- [29] 刘从庆, 赵文学, 王帆, 张磊, 陈进, 刘波. 碳含量对一种高温合金铸态组织的影响[J]. 铸造技术, 2019, 40(4): 372-375.
- LIU C Q, ZHAO W X, WANG F, ZHANG L, CHEN J, LIU B. Effect of carbon content on the microstructure of as-cast superalloy[J]. Foundry Technology, 2019, 40(4): 372-375.

(责任编辑: 杨浩雪)