

• 试验研究 Experimental Research •

DOI:10.16410/j.issn1000-8365.2026.6048

细化剂对 K492M 铸造高温合金显微组织及力学性能的影响

付文磊¹, 郭丰伟², 杨文超¹, 张彦超¹, 胡生垚¹, 王 强¹, 苏海军¹, 刘 林¹

(1. 西北工业大学凝固技术全国重点实验室, 陕西 西安 710072; 2. 先进高温结构材料重点实验室, 北京 100095)

摘 要: 等轴晶铸造镍基高温合金广泛用于航空发动机中低温热端部件, K492M 合金因凝固区间宽、浇注温度高易出现晶粒粗大、组织不均问题。本文研究 Cr-Fe-Nb/Co-Fe-Nb 复合晶粒细化剂对 K492M 铸造高温合金显微组织与力学性能的影响规律, 揭示了细晶强化机制, 为该合金工程化应用提供组织调控依据。结果表明, 晶粒细化剂可显著细化 K492M 合金的晶粒, 其平均晶粒尺寸由 3 128.25 μm 减小到 297.59 μm , 断面等轴晶比例由 60.28% 提高到 94.06%, 同时碳化物尺寸与含量、共晶组织含量也都有所降低, 这是由于细化剂添加后形核质点增多, 晶粒尺寸降低, 减少了共晶和碳化物的生长空间, 使其长大受阻。另外, 二次枝晶间距保持在同一水平范围内。进一步研究表明, 细化剂添加可使 K492M 合金在 760 $^{\circ}\text{C}$ 高温拉伸条件下的屈服强度从 690.38 MPa 提升至 978.76 MPa, 抗拉强度从 941.25 MPa 提升至 1 147.95 MPa, 伸长率从 4.88% 提升至 12.50%; 760 $^{\circ}\text{C}$ /662 MPa 条件下, 合金持久寿命则从 35.88 h 提升至 110.99 h。未加入细化剂的试样断口呈现出脆性断裂特征, 且晶界区域应力集中显著, 而加入细化剂的试样断口呈现出韧-脆混合断裂特征, 晶界区域的位错密度也较原始试样显著降低。因此, 晶粒细化后, K492M 合金单位体积内的晶界面积上升, 合金协调变形能力提高, 促使其强度和韧性的协同提升。

关键词: K492M 高温合金; 晶粒细化; 显微组织; 力学性能

中图分类号: TG21

文献标识码: A

文章编号: 1000-8365(2026)09-0968-10

Effects of Grain Refiner on the Microstructure and Mechanical Properties of K492M Superalloys

FU Wenlei¹, GUO Fengwei², YANG Wenchao¹, ZHANG Yanchao¹, HU Shengyao¹,
WANG Qiang¹, SU Haijun¹, LIU Lin¹

(1. State Key Laboratory of Solidification Processing, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China, 2. AECC Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: Equiaxed crystal cast nickel-based superalloys are widely used in the low-temperature hot-end components of aeroengines. K492M superalloys, owing to their wide solidification range and high pouring temperature, are prone to coarse grains and uneven microstructures. The effects of Cr-Fe-Nb/Co-Fe-Nb composite grain refiners on the microstructure and mechanical properties of K492M cast superalloys were studied, revealing the fine-grain strengthening mechanism and providing a basis for controlling the microstructure of this alloy for engineering applications. The results show that the grain refiners can significantly refine the grains of the K492M alloy, reducing the average grain size from 3 128.25 μm to 297.59 μm and increasing the proportion of equiaxed grains in the cross-section from 60.28% to 94.06%. Moreover, the size, content, and eutectic content of the carbides decrease. The reason is that the addition of the refiner increases the number of nucleation sites, reduces the grain size, and limits the growth space for eutectic structures and carbides, thereby hindering their growth. In addition, the second dendritic arm space remains at the same level with the addition of grain refiners. Further studies indicate that the addition of the refiner can increase the yield strength of the K492M alloy

收稿日期: 2026-03-27

基金项目: 中国航发自主创新专项资金(ZZCX-2022-040); 新材料重大专项(2025ZD0608900); 国家自然科学基金(52031012)

作者简介: 付文磊, 2001 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: nwpufwl@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: 付文磊, 郭丰伟, 杨文超, 张彦超, 胡生垚, 王强, 苏海军, 刘林. 细化剂对 K492M 铸造高温合金显微组织及力学性能的影响[J]. 铸造技术, 2026, 47(9): 968-977.

FU W L, GUO F W, YANG W C, ZHANG Y C, HU S Y, WANG Q, SU H J, LIU L. Effects of grain refiner on the microstructure and mechanical properties of K492M superalloys[J]. Foundry Technology, 2026, 47(9): 968-977.

under 760 °C high-temperature tensile conditions from 690.38 MPa to 978.76 MPa, the tensile strength from 941.25 MPa to 1 147.95 MPa, and the elongation from 4.88% to 12.50%; under 760 °C/662 MPa creep conditions, the life increases from 35.88 h to 110.99 h. The analysis shows that the fracture surfaces of samples without the refiner exhibit brittle fracture characteristics, with significant stress concentration at the grain boundaries, whereas samples with the refiner show mixed ductile-brittle fracture characteristics, and the dislocation density in the grain boundary regions is reduced by an order of magnitude compared to that of the original samples. Therefore, after grain refinement, the grain boundary area per unit volume of the K492M alloy increases, enhancing the ability of the superalloy to coordinate deformation and thereby promoting a synergistic improvement in both strength and toughness.

Key words: K492M superalloy; grain refinement; microstructure; mechanical properties

等轴晶铸造镍基高温合金广泛应用于机匣、导向器、涡轮盘和向心叶轮等航空发动机中低温服役的热端部件^[1-2]。随着国家“十五五”计划的提出,对于先进航空发动机的性能需求亟待解决,高温合金铸件的结构特点逐渐走向了大型化、薄壁化、复杂化,对于铸件的成型质量和组织控制愈发精密^[3]。此类部件的服役温度多在等强温度以下,此时晶界的强度高于晶内,因此多晶组织的性能显著优于定向凝固组织和单晶组织。而该类高温合金铸件往往需要将其组织优化为细小而均匀的等轴晶组织以提升其服役性能,延长使用寿命,增强结构的可靠性,晶粒细化不仅可显著提升合金在中低温的力学性能,还在一定程度上优化了合金综合性能^[4]。然而,由于几何结构带来铸造过程中晶粒组织粗大和不均匀的问题是不可避免的,严重损害了其服役性能。因此,为了提升铸件的服役性能,增强结构的可靠性,此类铸件的晶粒细化与均匀化成为了目前研究的主要方向。

铸造高温合金的晶粒细化方法有 3 种^[5]:热控法,动力学法和化学法。相较于热控法和动力学法,化学法细晶铸造是一种通过外加形核质点均匀分布于合金熔体,促进异质形核,提高形核率,细化晶粒组织,可实现高温合金的组织细化的细晶铸造方法。Liu 等^[6]在 K4169 高温合金中分别添加了两种晶粒细化剂,实现了其显著的晶粒细化,并计算了两种晶粒细化剂与 K4169 高温合金的晶格错配度。Jin 等^[7]结合旋转电磁场和晶粒细化剂,成功将 IN100 高温合金晶粒尺寸从 3 450 μm 细化至 95 μm ,得到了断面等轴晶比例接近 100%的合金组织。蔡文波等^[8]研究了一种针对高温合金超薄铸件的晶粒细化剂,明确了化学法细化工艺参数的适宜范围。Bashir 等^[9]在研究高温合金疲劳性能中发现 B 元素可作为高温合金中的有效晶粒细化剂;Matysiak 等^[10]研究了 CoAl_2O_4 对 IN713C 高温合金的晶粒尺寸的影响,得到了该细化剂的最佳细化工艺。综上所述,化学法是一种优化高温合金组织,挖掘合金潜力的行

之有效的成型方法^[11-15]。

K492M 合金是一种等轴晶铸造高温合金,由于其优异的中高温力学性能,广泛应用于 760 °C 以下的热端部件,如向心叶轮^[16-17]。但 K492M 合金的凝固温度区间较宽、合金黏度大,易出现欠铸等缺陷^[18],为保证凝固过程的充型完整性,通常选择较高的浇注温度。而较高的浇注温度使得合金铸件的粗大贯穿晶粒、柱状晶以及不均匀的晶粒组织,会严重恶化合金的服役性能。因此,借助化学细化法实现等轴铸造高温合金 K492M 的晶粒细化,明确其对合金显微组织与力学性能的影响,揭示其作用机理,对提高 K492M 合金的服役性能具有重要的科学与工程意义。

1 实验材料与方法

1.1 实验材料

实验采用的 K492M 镍基等轴铸造高温合金名义成分,如表 1 所示。晶粒细化剂为 Cr-Fe-Nb 系和 Co-Fe-Nb 系三元金属间化合物,其形貌和相应颗粒度如图 1 所示,细化剂的颗粒符合对数正态分布(Log-Normal 分布),粒径为 100 μm 左右的颗粒所占比例最高,两种细化剂颗粒的尺寸分散程度相近。本研究选用 Cr-Fe-Nb 与 Co-Fe-Nb 系三元金属间化合物按质量比 1:1 复配,基于晶格错配度研究,二者与 K492M 合金 γ 基体均具备良好异质形核匹配性。单一细化剂易出现形核质点分布不均、局部细化效果波动,复配后可形成互补形核位点,提升全截面细化均匀性;0.1%(质量分数)为前期正交实验最优添加量,单独添加任一细化剂存在等轴晶比例偏低、晶粒尺寸均匀性差的问题,因此采用复合添加方案。

表 1 K492M 高温合金名义成分

Tab.1 The nominal composition of the K492M superalloy (mass fraction/%)

Element	Al+Ti+Ta	C	Cr	Co	Mo	W	Ni
Content	11.20	0.085	12.60	9.00	2.00	4.00	Bal.

1.2 实验方法

在真空感应熔炼炉中浇注 K492M 高温合金试棒,真空度保持在 5×10^{-2} Pa,浇注温度为 1 410 °C,

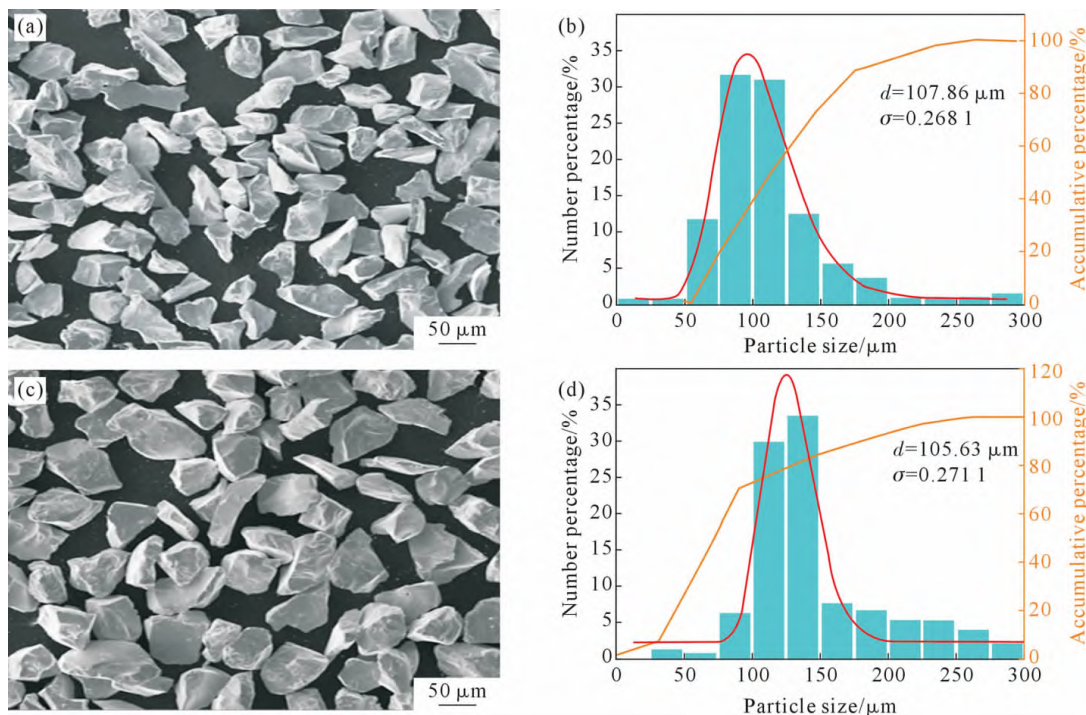


图1 晶粒细化剂形貌和颗粒尺寸分布:(a) Cr-Fe-Nb;(c) Co-Fe-Nb;(b, d) 细化剂颗粒尺寸分布
Fig.1 Morphology and particle size distribution of the grain refiners: (a) Cr-Fe-Nb; (c) Co-Fe-Nb; (b, d) particle size distribution of the refiners

模壳保温温度为 910 ℃,所用试棒尺寸为 $\phi 30 \text{ mm} \times 150 \text{ mm}$ 。化学细晶铸造工艺如下。

(1)准备母合金 将用母合金块用去污剂清洗,在砂轮机打磨光亮,再用酒精擦洗干净备用。

(2)装料及放置模壳 将准备好的母合金中放入坩埚内,此时注意使母合金尽量不要靠近坩埚壁,以免在融化过程中有母合金卡住。若要加入细化剂,将按比例称好的细化剂粉末用镍箔包裹好,放入特制的加料装置预置于炉内,将模壳放置于保温装置内,并开启加热至 910 ℃。

(3)熔炼和加入细化剂 炉料熔化后将熔体过热至 1 550 ℃,在该温度下保温约 2 min,不加入细化剂则降到浇注温度浇注,若要加入细化剂,则将熔体降温至低于浇注温度 20 ℃时便可加入细化剂,随后加大熔炼功率对熔体进行电磁搅拌,以便细化剂颗粒在熔体中分布均匀且升温至浇注温度浇注。

(4)浇注和冷却 将熔体浇注至模壳内,关闭加热装置等待冷却至室温即可得到试样。

利用 Leica 体式镜观察拍照晶粒组织,利用 Leica DM-4000M 型金相显微镜观察试样中疏松的含量和分布,利用 TSCAN 型扫描电子显微镜观察试样的铸态和热处理态显微组织以及断口和断后组织。该合金的热处理制度为:固溶温度为 1 185 ℃,保温 2 h 后空冷;一次时效温度为 1 121 ℃,保温 2 h 后空冷;二次时效温度为 843 ℃,保温 24 h 后空冷。

760 ℃高温拉伸性能测试按照 GB/T 228.2-2015《金属材料-高温拉伸试验》进行,实验在 MTS: CMT5105 型 100 KN 电子万能试验机进行。760 ℃/662 MPa 持久性能测试按照 GB/T 2039-2012《金属拉伸蠕变及持久试验方法》进行,持久实验在三思 CTM105-A1 型机械式高温持久蠕变试验机进行。

2 实验结果及讨论

2.1 晶粒尺寸

K492M 高温合金试棒晶粒组织如图 2 所示。如图 2a 所示,未添加细化剂试样的晶粒尺寸为 3 128.25 μm,断面等轴晶比例为 60.28%;添加细化剂试样的晶粒尺寸为 297.59 μm,断面等轴晶比例为 94.06%(图 2b),添加晶粒细化剂显著细化了 K492M 高温合金的晶粒组织。已有研究表明^[9],实验所用两种三元金属间化合物晶粒细化剂与高温合金的 γ 基体之间的晶格错配度分别为 3.34% 和 4.45%,细化剂和高温合金存在着较好的晶格匹配关系,说明在 K492M 合金中添加晶粒细化剂同样可以促进高温合金熔体异质形核质点增多,提高形核率,细化其晶粒组织。

2.2 铸态组织

等轴高温合金 K492M 的铸态组织如图 3 所示。添加细化剂后,合金晶粒尺寸降低,一次枝晶臂长度降低,但两者的二次枝晶间距保持在同一范围内(图 3a 和 c);试样的碳化物尺寸和含量如图 3b 和

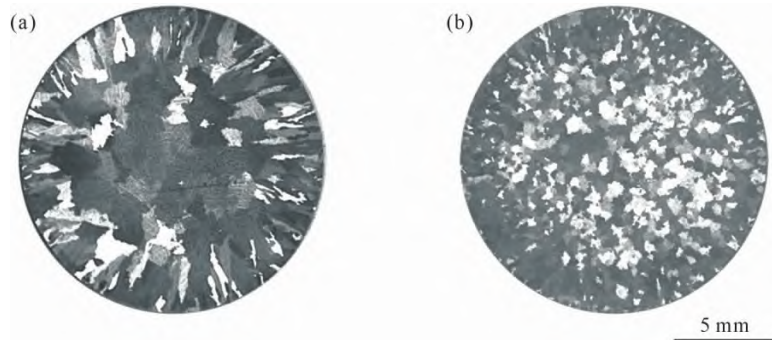


图 2 K492M 合金的晶粒尺寸:(a) 未添加细化剂试样;(b) 添加细化剂试样
Fig.2 Grain size of the K492M superalloy: (a) without a refiner; (b) with a refiner

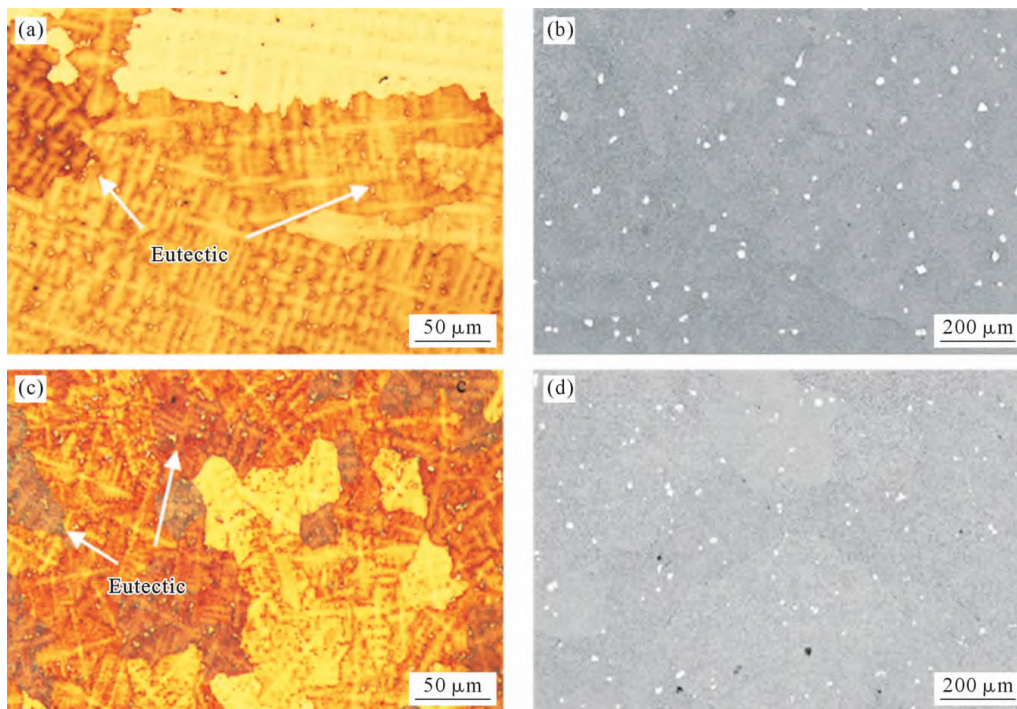


图 3 K492M 高温合金铸态显微组织:(a) 未添加细化剂试样枝晶组织;(b) 未添加细化剂试样碳化物;(c) 添加细化剂试样枝晶组织;(d) 添加细化剂试样碳化物

Fig.3 Microstructure of the as-cast K492M superalloy: (a) dendritic structure of the sample without a refiner; (b) carbides of the sample without a refiner; (c) dendritic structure of the sample with a refiner; (d) carbides of the sample with a refiner

d 所示, 添加细化剂试样的碳化物尺寸和含量均低于未添加细化剂试样。对试样相应组织的尺寸和含量进一步进行定量分析, 其结果如图 4 所示。未添加细化剂和添加细化剂试样的二次枝晶间距分别为 $(51.25 \pm 7.75) \mu\text{m}$ 和 $(47.38 \pm 5.64) \mu\text{m}$; 未添加细化剂试样的碳化物尺寸为 $(3.56 \pm 1.15) \mu\text{m}$, 高于添加细化剂试样的碳化物尺寸 $(3.06 \pm 0.48) \mu\text{m}$, 碳化物的尺寸降低了 14.04%; 另外, 未添加细化剂试样的共晶组织含量为 5.10%, 高于添加细化剂试样的共晶组织含量 4.76%, 共晶组织的含量降低了 6.67%; 未添加细化剂试样中的碳化物含量为 0.93%, 略高于添加细化剂试样 0.74%, 碳化物含量降低了 20.43%。

通常认为, 二次枝晶间距主要受到冷却速率的影响, 二次枝晶间距与冷却速率的立方根成反比, 即为 $\lambda_2 \propto R^{-\frac{1}{3}}$ [20], 然而添加晶粒细化剂的并不影响凝

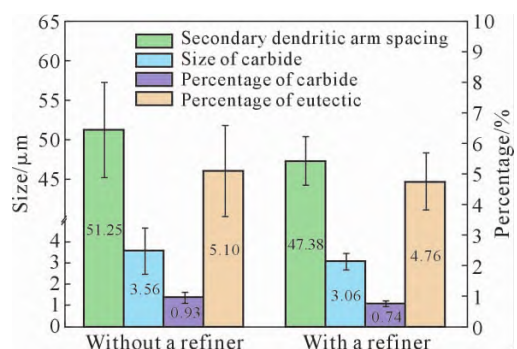


图 4 K492M 高温合金铸态显微组织尺寸及含量
Fig.4 Size and content of the microstructure of the as-cast K492M superalloy

固过程的冷却速率, 仅影响枝晶的生长空间即为晶粒尺寸的大小, 因此添加晶粒细化剂的试样凝固后的枝晶间距与未添加晶粒细化剂的试样的枝晶间距保持在相同的水平范围内; 共晶组织与碳化物的含

量主要受到冷却速率和生长空间的影响^[21-22],加入晶粒细化剂后,晶粒尺寸细化,晶界数量大幅提升并形成空间阻隔,共晶组织与碳化物在凝固后期的生长前沿被晶界直接阻断,无法持续粗化;同时细小晶粒加速溶质消耗,使液相中C、Ti、Ta等碳化物形成元素局部富集程度降低,进一步抑制碳化物长大与共晶析出,最终实现尺寸与含量同步下降。

经EDS能谱鉴定,K492M高温合金内碳化物富含Ta和Ti,而贫Cr,如图5所示。K492M高温合金内碳化物为(Ti,Ta)C型,即为MC型碳化物。晶粒细化可抑制MC型碳化物的粗化,MC碳化物在凝固前期析出、生长空间大,易被晶界限制。

2.3 热处理态组织

K492M高温合金热处理态 γ' 相组织形貌如图6所示。未添加细化剂试样的 γ' 相的尺寸为 (320.56 ± 16.28) nm,体积分数为49.35%(图6a),添加细化剂试样的 γ' 相尺寸为 (325.56 ± 21.09) nm,体积分数为50.21%(图6b),二者的立方度基本一致,加入晶粒细化剂不影响 γ' 相的尺寸和体积分数。铸造高温合金的铸态组织中的 γ' 相是在凝固结束后的固相降温过程中析出^[23],而添加晶粒细化剂大多仅仅影响凝固的形核过程,部分会影响形核后的生长过程,但难以影响凝固结束后续固相降温过程^[24],因此 γ' 相的含量和尺寸基本不受晶粒细化剂的影响。

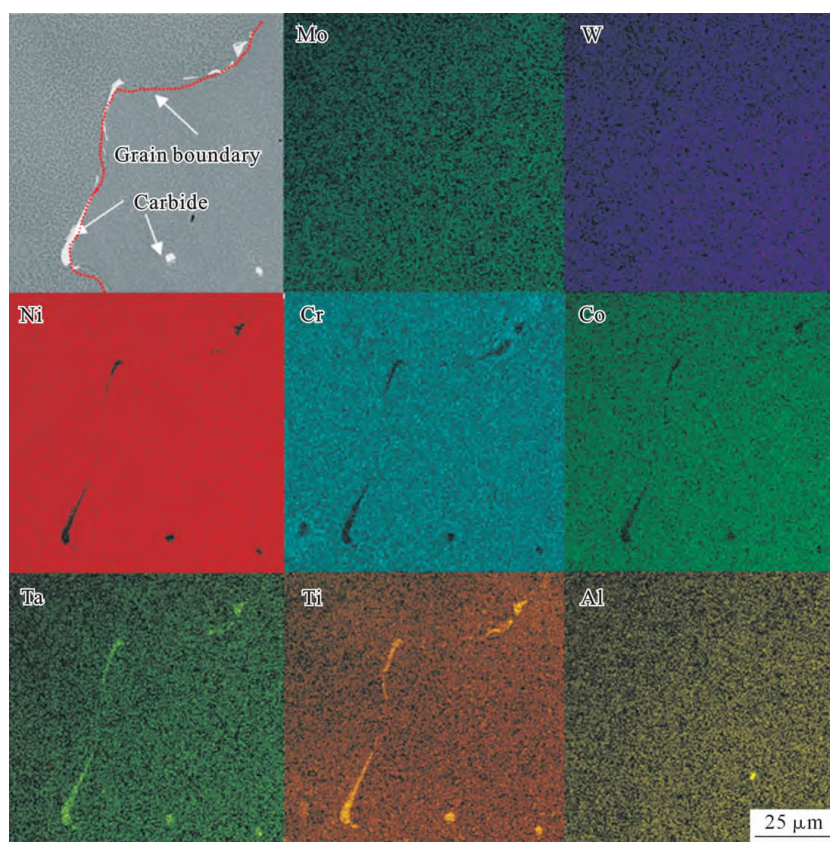


图5 K492M高温合金碳化物EDS图谱
Fig.5 EDS map of carbides in the K492M superalloy

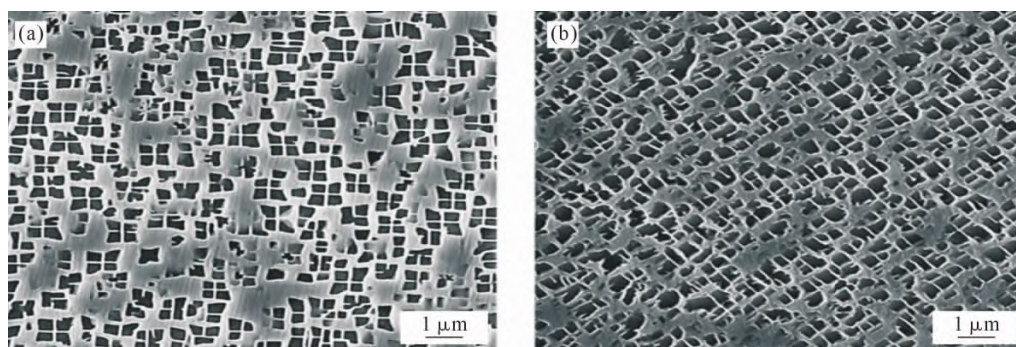


图6 K492M高温合金热处理态显微组织:(a)未添加细化剂试样 γ' 相;(b)添加细化剂试样 γ' 相
Fig.6 Microstructure of K492M superalloy after heat treatment: (a) γ' phase of sample without a refiner; (b) γ' phase of sample with a refiner

2.4 高温拉伸性能

K492M 高温合金 760 °C 高温拉伸曲线如图 7 所示。K492M 高温合金未添加细化剂试样的屈服强度为 690.38 MPa,抗拉强度为 941.25 MPa,伸长率为 4.88%,添加细化剂试样的屈服强度为 978.76 MPa,相较于未添加晶粒细化剂试样提升了 41.77%,抗拉强度为 1 147.95 MPa,提升了 21.96%,伸长率为 12.50%,提升了 156%,说明晶粒细化剂不仅提升了合金的强度,还同时改善了合金的塑性,提升了合金的综合性能,添加细化剂试样的 760 °C 高温拉伸性能显著优于未添加细化剂试样。

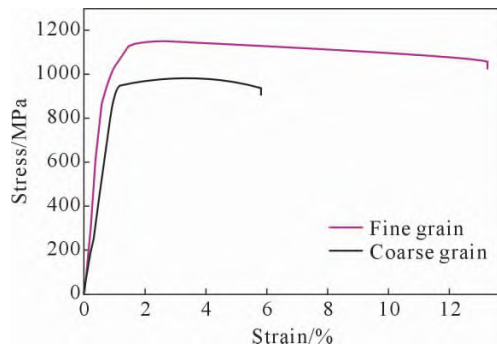


图 7 K492M 高温合金 760 °C 高温拉伸曲线
Fig.7 Tensile curves of the K492M superalloy at 760 °C

为探究添加晶粒细化剂对于高温合金力学性能的影响机制,对 K492M 高温合金 760 °C 高温拉伸断口形貌进行观察表征,结果表明,添加细化剂

后试样的断裂行为出现显著差异。如图 8a 和 b 所示,未添加细化剂试样拉伸断口表面呈现典型的树枝状的形貌特征,枝晶干与枝晶间区域形成明显形貌对比,二次枝晶臂间的收缩缺陷发展为高密度弥散分布的微孔结构,这类微孔可在应力作用下诱发局部应变集中,促使微裂纹优先沿孔洞边缘萌生与扩展^[25]。图 8c 和 d 为添加细化剂试样的拉伸断口,试样断口出现典型韧-脆混合断裂特征,图 8c 展现了解理平面与河流花样相互交织,河流状条纹由解理台阶的定向传播形成,其中间分布的撕裂棱揭示了裂纹扩展过程中的塑性变形痕迹。图 8d 则展示了在高倍观察下呈现出韧窝与解理台阶共存的混合特征,表明其断裂过程同时受解理断裂机制和微孔聚集机制协同作用^[26]。添加晶粒细化剂后,枝晶组织的生长空间受到限制,使得二次枝晶之间的收缩区域减少,相较于未添加晶粒细化剂试样中,避免了早期的孔洞的出现以及裂纹的萌生。此外,在两试样断裂面均存在碳化物颗粒的破碎残留,说明碳化物在变形过程中属于薄弱区域,在早期变形过程中破碎而成为早期裂纹的萌生区域^[27],添加晶粒细化剂后,较高的晶界密度延缓了因碳化物破碎而导致的裂纹出现。在未添加细化剂试样的断口并未观察到大量的聚集型缩松。该试样中的柱状晶较为发达,且柱状晶的晶界多垂直于应力轴方向,在变形过程

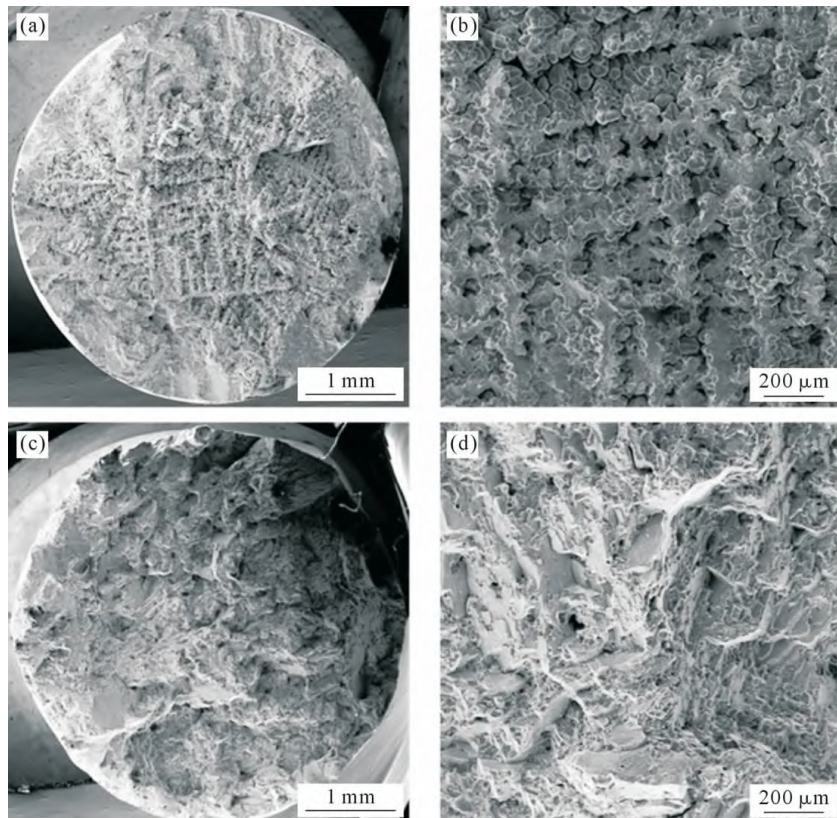


图 8 K492M 高温合金 760 °C 拉伸断口:(a, b) 未添加细化剂;(c, d) 添加细化剂
Fig.8 Tensile fracture of the K492M superalloy at 760 °C: (a, b) without a refiner; (c, d) with a refiner

中会成为了薄弱区域。而添加细化剂试样中等轴晶比例较高,垂直于应力轴方向的晶界数量和比例降低,避免了力学性能的恶化^[28]。

为进一步研究添加晶粒细化剂对高温合金拉伸变形的影响,对 K492M 高温合金 760 °C 拉伸断裂试样的位错密度分布特征进行了表征,结果如图 9 所示。未添加细化剂试样与添加细化剂试样在变形协调机制上呈现显著差异。如图 9a 所示,在未添加细化剂试样组织中,横截面内的平均位错密度为 $0.5782 \times 10^{14}/\text{m}^2$ 。该截面上显示出显著的应变局域化特征,晶界区域形成位错塞积,该区域的位错密度显著高于晶内区域,这种位错偏聚于晶界的现象表明晶界可作为阻碍位错运动的有效屏障,在塑性变形初期即成为应力集中源^[29]。相比之下,如图 9b 所示,添加细化剂试样截面的平均位错密度为 $0.0619 \times 10^{14}/\text{m}^2$,在同样位置的位错密度下降了一个数量级。该横截面位错沿着晶界以网络形式均匀分布,显示出因晶界的体积分数增加而带来的协调变形能力的上升。图 9a 和 b 中的平均位错密度和相应的位错密

度分布可证明:实现晶粒细化可增加晶界密度,进而有效分散变形过程中的位错塞积,协调变形,释放应力集中,避免过早的开裂失效;而未添加细化剂试样晶界数量有限,变形难以均匀分配在大多晶粒中,导致位错在局部区域过度集中,最终引起裂纹较早萌生而开裂^[30-31]。

2.5 持久性能

K492M 高温合金在 760 °C/662 MPa 条件下的持久性能测试结果如图 10 所示。实验数据显示,未添加细化剂的高温合金试样在该条件下的持久寿命为 35.88 h,持久断后伸长率为 3.44%;添加细化剂后,试样的持久寿命显著提高至 110.99 h,持久断后延伸率提升至 9.12%。与未添加细化剂的试样相比,添加细化剂试样的持久寿命提高了约 3 倍,伸长率提高了近 2 倍,K492M 高温合金的持久性能提升显著。细化剂的加入不仅大幅延长了材料在高温高应力条件下的服役寿命,还显著增强了其塑性变形能力,整体性能明显优于未添加细化剂的试样。

为研究晶粒细化剂对于合金持久变形过程的影

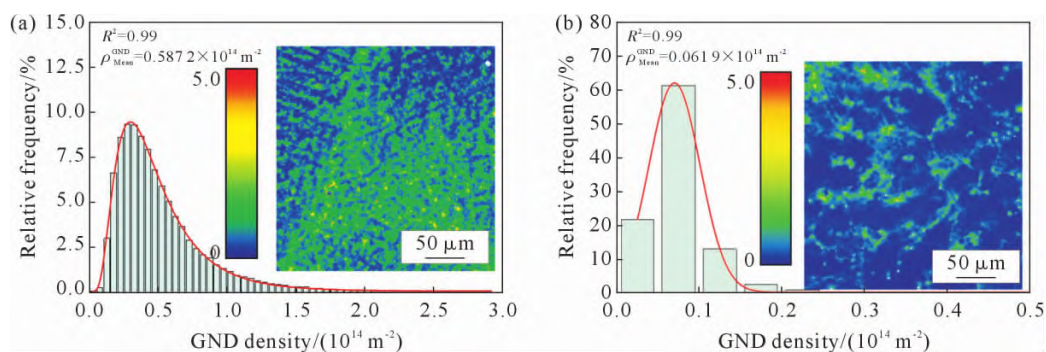


图 9 K492M 高温合金 760 °C 拉伸断裂试样位错密度分布图:(a) 未添加细化剂试样;(b) 添加细化剂试样
Fig.9 GND map of the K492M superalloy after tensile fracture at 760 °C: (a) without a refiner; (b) with a refiner

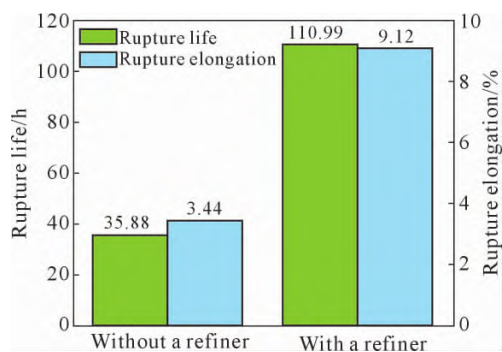


图 10 K492M 高温合金 760 °C/662 MPa 持久性能
Fig.10 Creep properties of the K492M superalloy at 760 °C/662 MPa

响,观察了 K492M 高温合金 760 °C/662 MPa 持久断口形貌。图 11a 和 b 为未添加细化剂试样的宏观断口,呈现出波浪状河流花样,属于典型的解理断口。说明在粗大晶粒组织中萌生的早期裂纹沿特定解理面快速扩展,由晶粒粗大、晶界稀疏,且存在大

量垂直于应力轴的柱状晶界。持久变形初期,位错在晶界处大量塞积而形成高应力集中,晶界难以发生协调滑移与迁移,应力无法释放,裂纹沿晶界快速扩展,表现为典型脆性解理断裂。而添加细化剂试样中则观察到的微孔韧窝结构(图 11c 和 d),添加细化剂后,晶粒细小均匀、等轴晶占比高,晶界密度大幅提升。高温下晶界具备良好的黏滞性与滑移能力,在外力作用下可通过晶界滑移、晶界迁移、晶界转动协调晶粒间变形,使应力在多晶范围内均匀分散,显著延缓局部应力过载与裂纹萌生。同时,高密度晶界构成曲折扩展路径,微裂纹遇到晶界时必须偏转、分叉、绕过,大幅提高裂纹扩展阻力,延长持久寿命。细密晶界网络可通过促进位错重排和滑移系开动,使裂纹尖端塑性区得以扩展,微小解理平面与韧窝的共存表明细晶结构既保持了裂纹扩展阻力,又通过晶界协调变形消耗了裂纹扩展能量,属

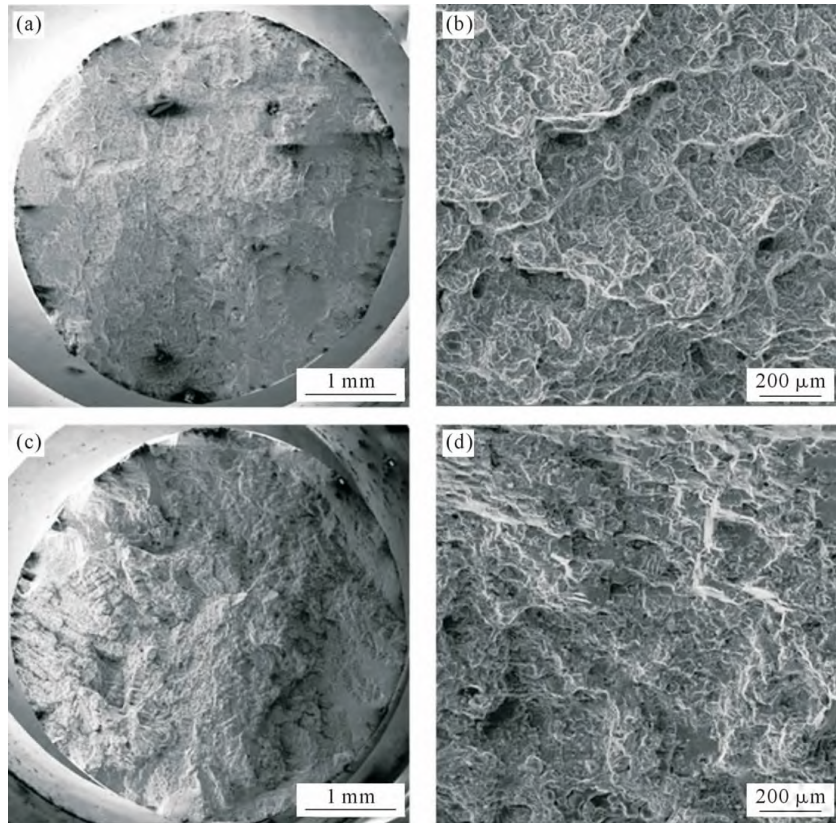


图 11 K492M 高温合金 760 °C/662 MPa 持久试样断口:(a, b) 未添加细化剂;(c, d) 添加细化剂
Fig.11 Creep fracture of the K492M superalloy at 760 °C/662 MPa: (a, b) without a refiner; (c, d) with a refiner

于韧脆混合断裂模式^[32-34]。另外,两类试样中碳化物破碎普遍存在,这一现象说明高温载荷下第二相与基体的变形不协调,但细晶组织可以通过晶界来协调变形,延缓了应力集中的速率和程度,进而有效延缓了碳化物开裂诱发的损伤累积速率。这是由于,一方面细晶组织将宏观变形分散到无数细小的晶粒中。这意味着,传递到单个碳化物颗粒的上的应力幅度更低,需要更大的整体变形才能达到相同的局部应力水平;同时,晶界作为位错屏障和发射源,其本身可以吸收和耗散一部分能量。另一方面,即使有少量碳化物开裂,细小的晶粒结构能够更有效地使萌生的微裂纹尖端发生塑性钝化,降低其扩展驱动力,而且高密度的晶界会成为微裂纹扩展的障碍,迫使裂纹改变方向,甚至将其分叉。这两种机制都会

大幅增加裂纹扩展所需消耗的能量,从而显著延缓失效过程^[35]。

为进一步研究添加晶粒细化剂对于高温合金持久变形过程的影响机制,对 K492M 高温合金 760 °C/662 MPa 持久断裂试样位错密度分布进行了表征,如图 12 所示。未添加晶粒细化剂试样断口横截面的平均位错密度为 $0.8946 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ (图 12a),其位错堆积造成的局部高应力集中区连片分布,粗大柱状晶晶界垂直于应力轴,变形高度局域化,枝晶间高密度位错造成应力集中,加速了预存孔洞由钝化向锐化演化。碳化物破碎引发的裂纹网络与孔洞连通现象,则说明未添加细化剂试样组织内稀疏的晶界难以及时松弛应力集中,导致裂纹优先在碳化物-基体界面萌生并沿晶界等薄弱区域扩展,这种

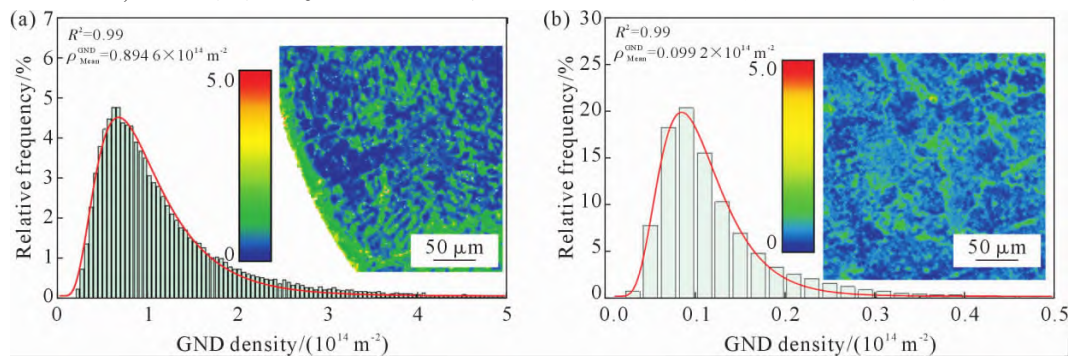


图 12 K492M 高温合金 760 °C/662 MP 持久断裂试样位错密度分布图:(a) 未添加细化剂;(b) 添加细化剂
Fig.12 GND map of the K492M superalloy after tensile fracture at 760 °C/662 MP: (a) without a refiner; (b) with a refiner

连锁损伤的不可控传播直接导致短时间的失效断裂;同时由于碳化物破碎引发裂纹萌生,孔洞的连接为裂纹扩展提供了快速通道。未添加细化剂的试样因晶粒粗大、柱状晶发达、晶界稀疏,在持久变形过程中应力高度集中于局部区域,位错在晶界处大量塞积,形成大范围、高幅值的应力集中区,因此 GND 图呈现局部应力畸变区连片、分布极不均匀的特征。添加晶粒细化剂试样横截面的平均位错密度为 $0.092 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ (图 12b),即便变形量远高于未添加晶粒细化剂试样,但在其断后截面上的平均位错密度远低于未添加晶粒细化剂试样,说明在该截面上的晶粒平均变形量较低,同时应力集中并不显著:晶界网络有效分散应力,大量晶界协调变形有效分散了位错累积效应,但晶界区域的位错富集仍诱导了断口解理台阶的形成,这种变形机制转变使裂纹扩展需消耗更多能量,提升了试样的塑性及强度^[36]。在 760 °C 持久条件下, γ' 相提供稳定的高温强度,细晶组织提供优异的晶界协调变形与裂纹扩展阻力,二者协同作用,其中 γ' 相抑制位错运动、保证承载能力;细晶界分散应力、协调变形、钝化裂纹。K492M 合金高温持久性能大幅提升的根本原因在于, γ' 相通过阻碍位错运动而保障合金的强度,细小而众多的晶界通过协调变形而提升塑性与寿命。

3 结论

(1)晶粒细化剂可实现 K492M 高温合金显著的晶粒细化,为合金熔体提供大量形核位点,促进了异质形核的进行,提高了形核率,使得合金的晶粒尺寸由 3 128.25 μm 细化至 297.59 μm ,同时等轴晶比例由 60.28% 提升至 94.06%。

(2)晶粒细化剂细化 K492M 高温合金显微组织,降低了碳化物的尺寸和含量,降低了共晶组织的含量。这是由于添加细化剂后形核率大大提升,晶粒尺寸降低,细小的晶粒结构限制了共晶组织和碳化物的生长空间,同时大量消耗液相中的溶质元素,导致共晶和碳化物难以析出,最终抑制了碳化物的粗化和共晶组织的凝固生长。

(3)晶粒细化剂的引入可显著改善 K492M 高温合金在 760 °C 下的高温拉伸性能及 760 °C/662 MPa 条件下的持久性能。强化机制主要源于晶粒细化所带来的微观组织优化:细化后的晶粒组织有效降低了变形过程中的位错密度,提升了晶界协调变形的能力,并缓解了局部应力集中,从而共同促进了合金高温力学性能的提升。

参考文献:

- [1] 郭建亭. 高温合金材料学-下册-高温合金材料与工程应用[M]. 北京: 科学出版社, 2008.
GUO J T. Materials science and engineering for superalloys- Part 2 [M]. Beijing: Science Press, 2008.
- [2] 陈荣章, 王罗宝, 李建华. 铸造高温合金发展的回顾与展望[J]. 航空材料学报, 2000(1): 55-61.
CHEN R Z, WANG L B, LI J H. Review and prospect on developments of cast superalloys [J]. Journal of Aeronautical Materials, 2000(1): 55-61.
- [3] 袁文明, 陈荣章. 高温合金大型薄壁整体铸件精铸技术的发展[J]. 航空制造工程, 1997(1): 15-17.
- [4] DU B N, YANG J X, CUI C Y, SUN X F. Effects of grain refinement on the microstructure and tensile behavior of K417G superalloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 623: 59-67.
- [5] 刘林. 高温合金精密铸造技术研究进展[J]. 铸造, 2012, 61(11): 1273-1285.
LIU L. The progress of investment casting of nickel-based superalloys[J]. Foundry, 2012, 61(11): 1273-1285.
- [6] LIU L, HUANG T W, XIONG Y H, YANG A M, ZHAO Z L, ZHANG R, LI J S. Grain refinement of superalloy K4169 by addition of refiners: Cast structure and refinement mechanisms[J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 394(1-2): 1-8.
- [7] JIN W Z, BAI F D, LI T J, YIN G M. Grain refinement of superalloy IN100 under the action of rotary magnetic fields and inoculants [J]. Materials Letters, 2007, 62(10-11): 1585-1588.
- [8] 蔡文波, 杨金侠, 孟杰. 一种基于高温合金超薄件的晶粒细化剂及其与铸造工艺适应性研究[J]. 铸造, 2022, 71(9): 1083-1088.
CAI W B, YANG J X, MENG J. A grain refiner based on superalloys ultrathin parts and its casting process adaptability[J]. Foundry, 2022, 71(9): 1083-1088.
- [9] BASHIR S, THOMAS M C. Effect of interstitial content on high-temperature fatigue crack propagation and low-cycle fatigue of alloy 720 [J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 1993, 2: 545-550.
- [10] MATYSIAK H, ZAGORSKA M, BALKOWIEC A, ADAMCZYK-CIESLAK B, DOBKOWSKI K, KORALNIK M, CYGAN R, NAWROCKI J, CWAJNA J, KURZYDŁOWSKI K J. The influence of the melt-pouring temperature and inoculant content on the macro and microstructure of the IN713C Ni-based superalloy[J]. JOM, 2016, 68: 185-197.
- [11] 李子航, 喻石亚, 郑行, 刘锋, 吴凯西, 谭黎明, 谭诗薪, 郝新, 黄岚. 晶粒细化剂对 K403 合金返料微观组织及持久性能的影响[J]. 精密成形工程, 2021, 13(1): 127-132.
LI Z H, YU S Y, ZHENG H, LIU F, WU K X, TAN L M, TAN S X, HAO X, HUANG L. Effect of grain refiner on microstructure and stress rupture properties of K403 revert alloy[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2021, 13(1): 127-132.
- [12] 尹湘蓉, 黄中荣, 龙阅文, 余玉良, 龚晓宁, 郭志飞. 一种细晶铸造 K465 合金低压涡轮叶片组织和力学性能 [J]. 铸造, 2021, 70(1): 53-57.
YIN X R, HUANG Z R, LONG Y W, SHE Y L, GONG X N, GUO Z F. Microstructure and mechanical properties of K465 alloy low pressure turbine blade produced by fine grain casting technology

- [J]. Foundry, 2021, 70(1): 53-57.
- [13] 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.
- [14] 夏天东,李庆林,赵文军,汪婷,陈曦. 化学法对有色金属及合金晶粒细化的研究进展[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(10): 2408-2417.
- XIA T D, LI Q L, ZHAO W J, WANG T, CHEN X. Research development of grain refinement and refining mechanism of non-ferrous metals and alloys by chemical method[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(10): 2408-2417.
- [15] 杨金侠,孙元,金涛,孙晓峰,胡壮麒. 一种细晶铸造镍基高温合金的组织与力学性能[J]. 金属学报, 2014, 50(7): 839-844.
- YANG J X, SUN Y, JIN T, SUN X F, HU Z L. Microstructure and mechanical properties of a Ni-based superalloy with refined grains [J]. Acta Metallurgica Sinica, 2014, 50(7): 839-844.
- [16] 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.
- [17] 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.
- [18] 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.
- [19] WANG F, ZHANG J, HUANG T W, LIU L, FU H Z. Preparation of inoculants used in superalloy and analysis of the atomic matching models[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2013, 29(4): 387-392.
- [20] FEURER U. Metal Solidification [M]. Stuttgart: DGM Fachber, 1977.
- [21] WANG L, YAO Y J, DONG J X, ZHANG M C. Effect of cooling rates on segregation and density variation in the mushy zone during solidification of superalloy Inconel 718[J]. Chemical Engineering Communications, 2010, 197(12): 1571-1585.
- [22] ANTONSSON T, FREDRIKSSON H. The effect of cooling rate on the solidification of INCONEL 718[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 2005, 36: 85-96.
- [23] REED R C. The superalloys: Fundamentals and applications[M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2006.
- [24] WU G H, TONG X, WANG C L, JIANG R, DING W J. Recent advances on grain refinement of magnesium rare-earth alloys during the whole casting processes: A review[J]. Journal of Magnesium and Alloys, 2023, 11(10): 3463-3483.
- [25] MCCLINTOCK F A. A criterion for ductile fracture by the growth of holes[J]. Journal of Applied Mechanics, 1968, 35(2): 363-371.
- [26] RICE J R, TRACEY D M. On the ductile enlargement of voids in triaxial stress fields [J]. Journal of the Mechanics and Physics of Solids, 1969, 17(3): 201-217.
- [27] 李京,李林子,侯介山,周兰章. 热处理工艺对一种铸造镍基高温合金组织演化和力学性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2022, 43(6): 65-78.
- LI J, LI L Z, HOU J S, ZHOU L Z. Effect of heat treatment process on microstructure evolution and mechanical properties of a cast nickel based superalloy [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2022, 43(6): 65-78.
- [28] NOBIN M N M, ALI M L, ALAM M K. Edge dislocations, alloy composition, and grain boundaries effects on the mechanical properties in NiCo binary alloy[J]. Scientific Reports, 2024, 14: 27790.
- [29] 沈鸿,骆合力,李尚平,王建涛,吴泊成,赵记兰. 晶粒度对 Ni₃Al 基 MX246AG 合金铸态组织及性能的影响[J]. 铸造, 2016, 65(10): 960-962, 969.
- SHEN H, LUO H L, LI S P, WANG J T, WU B C, ZHAO J L. Effect of grain size on microstructure and performance of Ni₃Al-based superalloy MX246AG[J]. Foundry, 2016, 65 (10): 960-962, 969.
- [30] RITCHIE R O. The conflicts between strength and toughness[J]. Nature Materials, 2011, 10: 817-822.
- [31] HONEYCOMBE R W K. The plastic deformation of metals: 2nd ed. [M]. Maidenhead: Edward Arnold (Publ.) Ltd., 1984.
- [32] ZHENG C, TENG Y F, WANG F Q, LI Y J, LUO T J, FENG X H, ZHU C, YANG Y S. Grain refinement and dendrite morphology of superalloy K4169 during equiaxed growth under pulsed magnetic field[J/OL]. China Foundry, 2025. <https://doi.org/10.1007/s41230-025-4117-5>.
- [33] JULLIEN M, BLACK R L, STINVILLE J C, LEGROS M, TEXIER D. Grain size effect on strain localization, slip-grain boundary interaction and damage in the Alloy 718 Ni-based superalloy at 650 °C [J]. Materials Science and Engineering: A, 2024, 912: 146927.
- [34] WANG Y, HE J S, HU P P, XIAO C B, WANG X T. Exceptional cryogenic tensile properties of K4169 superalloy by micro-grain casting process[J]. Materials & Design, 2023, 236: 112450.
- [35] LI H J, ZHOU Y, HONG L, HUANG M, YANG S. Effect of grain boundary character distribution on the precipitation behavior: A comparative study for 304 steel and T91 steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2024, 55: 4291-4297.
- [36] RANDLE V. Grain boundary engineering: an overview after 25 years[J]. Materials Science and Technology, 2010, 26(3): 253-261.

(责任编辑:杨浩雪)