https://doi.org/10.12442/j.issn.1002-185X.20250437

微量元素Zr添加对K492M高温合金微观组织及力学性能的影响

徐志恒[1]，杨光昱[1]，杨一琰[2]，程会民[3]，介万奇[1]

（1. 西北工业大学 材料学院，陕西 西安 710072）

（2. 中国航发动力股份有限公司，陕西 西安 710016）

（3. 西安北方光电科技防务有限公司，陕西 西安 710043）

摘 要：研究了微量Zr元素添加对K492M高温合金微观组织、室温和高温力学性能的影响。实验合金中的Zr含量在0.006wt%~0.058wt%范围内变化。结果表明，微量Zr元素添加并未影响铸态和热处理态K492M合金的主要相组成，铸态K492M合金主要由γ基体相、γ'沉淀相、*M*C型碳化物和(γ+γ')共晶相组成，热处理后(γ+γ')共晶相基本消失，析出$M_{23}C_6$型碳化物。微量Zr元素添加显著细化K492M合金的晶粒组织，当Zr含量为0.016wt%时，铸态和热处理态合金的晶粒组织细化效果最显著。随着Zr含量由0.006wt%增加至0.058wt%，铸态和热处理态K492M合金中*M*C碳化物趋于细化；Zr元素添加对合金中γ'相体积分数及尺寸影响较小。Zr元素含量变化对热处理态K492M合金的室温拉伸性能及高温（760 ℃）拉伸强度影响较小，但显著影响合金的高温塑性和持久性能（760 ℃/662 MPa），Zr含量为0.016wt%时，合金的高温拉伸延伸率及持久寿命最高，相比于0Zr合金分别提高了53.8%和16.8%。

关键词：K492M合金；Zr元素；微观组织；拉伸性能；持久性能

中图法分类号：TG146.1^{+}5；TG132.3^{+}3 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2026)12-3125-12

1 引 言

随着我国航空工业的快速发展，现代航空发动机装备日趋复杂，服役工况愈加严苛，这对高温结构材料的服役温度和综合力学性能提出了更高的要求[1–3]。K492M合金作为我国目前应用最广泛的镍基铸造高温合金之一，主要用于制作航空发动机的叶片和辅助动力装置（APU）上的整体涡轮等零部件[4]。这类高温合金部件在760 ℃条件下服役时，合金晶界处原子排列不规则，裂纹易沿晶界萌生并扩展，导致合金高温力学性能降低[5]。镍基高温合金合金化程度较高，合金中的元素种类繁多且作用不同，这些合金元素可分为四类，即固溶体形成元素（如Co、Cr、Fe、Mo、V等）、析出相形成元素（如Al、Ti、V、Nb、Ta等）、碳化物形成元素（如Ti、Ta、Nb、V、Mo、W等）和界面稳定化元素（Cr、Co、B、Zr、Hf等）[6]。在镍基高温合金中，微量元素（如C、B、Zr等）普遍存在，且易在晶界处发生偏聚，尽管微量元素在合金中的含量只有1×10^{-4}wt%级，但它们对合金的力学性能具有重要影响[7–8]。

Zr元素是镍基高温合金中的一种重要强化元素，其微量添加可有效调控镍基高温合金的微观组织，从而改善合金的力学性能[9–10]。Tsai等人[11]发现在TM-321镍基高温合金中添加Zr元素可细化晶粒，合金中Zr元素含量由0.08wt%增加至0.42wt%时，晶粒尺寸由90 μm减小至70 μm。周阳等人[12]研究发现随着Zr含量增加，K417合金中的碳化物形貌由细长条状变为离散颗粒或短棒状，这种形貌转变对合金的性能具有重要影响，离散颗粒或短棒状碳化物有助于强化晶界，从而提高合金的持久性能。Huang等人[13]研究表明Zr元素添加可显著提升CM247LC镍基高温合金的蠕变性能，在1033 K/725 MPa条件下，Zr含量为0.15wt%的合金蠕变寿命为154~162 h，约为Zr含量为0.015wt%的合金蠕变寿命的2倍。上述研究表明，Zr元素在镍基高温合金中展现出显著的微观组织调控和性能优化作用，然而针对K492M合金的研究较少，且集中于Zr元素对铸造性能的影响[14–15]，关于Zr元素对K492M合金微观组织及力学性能的影响缺乏系统性研究。

本工作以镍基铸造高温合金K492M为研究对象，研究了Zr元素微量添加对K492M合金微观组织与力学性能的影响，分析并讨论了Zr元素的作用机理，为K492M合金中微量Zr元素的成分优化设计与组织调控提供理

收稿日期：2025-12-21

基金项目：国家科技重大专项（J2019-VI-0004-0118）

作者简介：徐志恒，男，2000年生，硕士，西北工业大学材料学院，陕西 西安 710072，E-mail：xuzhiheng@mail.nwpu.edu.cn

论依据和工业应用数据支撑。

2　实 验

本工作所用实验材料为K492M合金，母合金锭按表1所列化学成分配制，料锭共重530 kg，采用IS65V8-500 kg真空感应炉进行熔炼。母合金铸锭经去除冒口并打磨去除氧化层后，按照10 kg每份划分为若干小锭，并在ZGDX-50B型真空感应双性能炉中进行二次熔炼。当母合金完全熔化后，加入用镍箔包裹的海绵锆小料进行微量Zr元素添加，添加水平为0、0.005wt%、0.015wt%、0.020wt%、0.030wt%和0.050wt%。铸造过程中，精密铸造试棒所用陶瓷型壳预热温度为(1000±10) ℃，浇注型壳时合金液温度控制在(1460±10) ℃。浇注完成后，清除型壳并取出铸件，铸件切除冒口后获得铸态K492M合金试棒。采用热等静压工艺对合金铸态试棒进行热等静压处理，热等静压工艺制度为：1185 ℃/171~175 MPa/4 h，随后采用KSL-1200X型箱式高温热处理炉对合金试棒进行热处理，热处理工艺制度为：1185 ℃/2 h/AC＋1121 ℃/2 h/AC＋843 ℃/24 h/FC（AC表示空冷，FC表示炉冷）。

通过电感耦合等离子体原子发射光谱仪（ICP-AES）测定K492M合金中Zr元素的含量，不同Zr元素添加水平下的合金中Zr元素的名义成分与实测成分如表2所示，以Zr元素实测成分命名合金，分别命名为0Zr K492M合金、60Zr K492M合金、160Zr K492M合金、190Zr K492M合金、320Zr K492M合金和580Zr K492M合金。

使用线切割机从K492M合金试棒工作端切取*Φ*5 mm×2 mm的试样，经粗磨、细磨和抛光等处理后得到金相试样，配制1 mL HF+33 mL CH_3COOH+33 mL H_2O的溶液进行化学腐蚀，随后采用OLYMPUS光学显微镜观察枝晶组织。从试棒夹持端切取25 mm×14 mm×2 mm的样品用于晶粒组织观察，样品经金相处理后使用宏观腐蚀液（50 mL HCl+10 mL H_2O_2+40 mL H_2O）腐蚀3~5 s，直至晶粒清晰可见，使用XC15-45数码相机拍摄晶粒并利用Image-Pro Plus 6.0软件统计平均晶粒尺寸。采用TESCAN CLARA GMH场发射扫描电镜（SEM）观察析出相和断口纵截面形貌，并采用附带的能谱仪（EDS）测试合金元素分布情况。

选取不同Zr含量热处理态K492M合金试棒，根据HB5143-1996、HB5195-1996、HB5150-1996标准开展室温、760 ℃拉伸力学性能测试以及760 ℃/662 MPa持久性能测试。拉伸及持久性能测试试样标距长度为25 mm，直径为5 mm，具体加工尺寸如图1所示。拉伸实验在Instron-20型电子万能试验机上进行，其载荷能力为100 kN，采用的拉伸速率为1.0×10^{-4} s^{-1}，持久性能测试使用QBR-30J型高温持久蠕变实验机，实验条件为760 ℃/662 MPa，每个成分的合金至少选取3个试样进行性能测试，结果取算术平均值。

3　结果与讨论

3.1　铸态0Zr K492M合金的微观组织

图2为0Zr K492M合金的铸态组织。如图2a所示，0Zr K492M合金铸态组织中*γ*基体呈现明显的枝晶特征，且枝晶组织较为发达，其中一次枝晶和二次枝晶清晰可见，枝晶间（黑色区域）分布着大量析出相。铸态0Zr K492M合金的晶界析出相形貌如图2b所示，晶界区域分布着长条状析出相（白色区域）及“葵花状”析出相（深灰色区域）。图2c为图2b中白色方框区域的放大图。图2d为图2b中黑色方框区域的放大图，可以看出，合金的晶内弥散分布着大量纳米级球状或立方状析出相，根据前人研究[16–18]，可推测该析出相为*γ*′相$Ni_3(Al,Ti)$，该相具有面心立方有序结构，在*γ*基体中共格析出。

图3为铸态0Zr K492M合金晶界处包含析出相区域的SEM照片及其EDS面扫描分析结果。可以看出，晶界上长条状析出相富含C、Ti、Ta元素；“葵花状”析出相富含A1、Ti元素。表3是图3中点1、点2、点3的EDS点分析结果。根据图3中点1、点2的点扫描结果可知，微米级长条状析出相富含Ti和Ta元素，结合相关文献报道，推测该长条状析出相为*MC*型碳化物[17,19]。由图3中面扫描及点3的点扫描结果可知，“葵花状”析出相区域存在明显的A1、Ti元素富集，结合该典型组织形貌及相关研究，可推测该相为(*γ*+*γ*′)共晶组织[19–20]。综上可知，铸态0Zr K492M合金主要由*γ*枝晶基体相、晶内弥散分布的*γ*′沉淀强化相、晶界处分布的*MC*型碳化物和(*γ*+*γ*′)共晶相组成。

表1　K492M高温合金锭化学成分

Table 1　Chemical composition of K492M superalloy (wt%)

C	Cr	Co	Mo	W	Ta	Al	Ti	B	Zr	Ni
0.06–0.10	12.0–13.0	8.5–9.5	1.65–2.15	3.85–4.50	3.85–4.50	3.15–3.60	3.75–4.20	0.01–0.02	0	Bal.

表2　不同Zr含量K492M合金中Zr元素的名义成分与实测成分

Table 2　Nominal composition and measured composition of K492M superalloy with different Zr contents ($\times10^{-4}$wt%)

Nominal composition	0	50	150	200	300	500
Measured composition	0	60	160	190	320	580

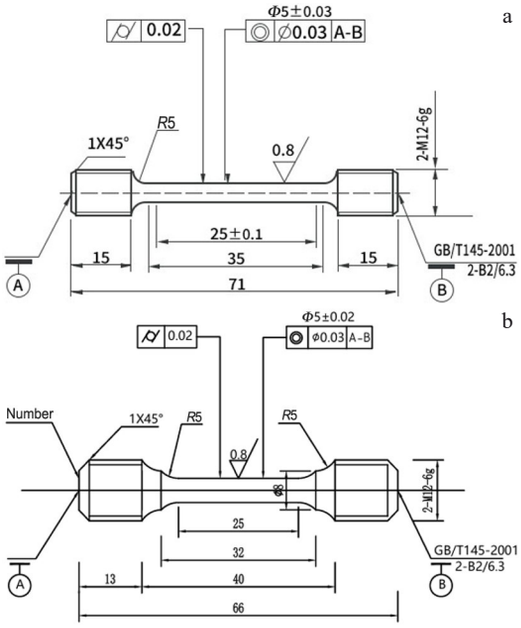


图 1　力学性能测试试样尺寸图

Fig.1　Dimensions of mechanical properties test samples: (a) tensile specimen and (b) durable specimen

3.2　热处理态 0Zr K492M 合金的微观组织

图 4 是 0Zr K492M 合金的热处理态组织。图 4a 显示，与铸态组织相比，热处理后 0Zr K492M 合金中仍可观察到枝晶组织，但由图 5 及表 4 的 EDS 分析结果可知，元素偏析程度已显著降低，组织均匀性明显改善[21]。热处理态 0Zr K492M 合金晶界析出相形貌如图 4b 所示，晶界碳化物相呈现块状、长条状、细小颗粒状三种形貌，而“葵花状”(γ+γ')共晶相基本消失。研究表明[22–24]，晶界处分布的微米级块状和长条状碳化物相为 *M*C 型碳化物。图 4c 是图 4b 中白色方框区域的放大图，可观察到细小颗粒状碳化物相沿晶界密集分布。如图 4d 所示，热处理态 0Zr K492M 合金的 γ' 相分布均匀性较铸态组织显著提高，合金中存在两种尺寸差别较大的球状 γ' 相，其中大尺寸 γ' 相直径超过 400 nm，而小尺寸 γ' 相直径小于 300 nm。固溶热处理过程中，枝晶干区域的 γ' 相溶于基体并在冷却过程中重新析出；而枝晶间区域的 γ' 相部分溶解于基体，未溶解的 γ' 相在热处理过程中进一步长大，导致其最终尺寸增大[25]。

通过 EDS 进一步分析图 4c 中细小颗粒状碳化物物相组成，面扫描分析结果和点分析结果如图 5 和表 4 所示。可以看出，Cr 元素在细小颗粒状析出相区域呈现明显富集，细小颗粒状析出相分布于晶界处，形貌上似镶嵌于 γ' 相之中，综合能谱分析与形貌特征，可推测其为 $M_{23}C_6$ 型碳化物，该相在镍基多晶高温合金热处理过程中由 *M*C 碳化物分解形成[26–27]。综上所述，热处理态 0Zr K492M 合金主要由 γ 枝晶基体相、晶内弥散分布的 γ' 沉淀强化相、晶界处分布的 *M*C 型碳化物及 $M_{23}C_6$ 型碳化物组成。

3.3　不同 Zr 含量铸态 K492M 合金的微观组织

研究表明[27–29]，晶粒尺寸显著影响镍基多晶高温合金的力学性能，细晶组织可有效提高合金的综合力学性能。图 6 为不同 Zr 元素含量铸态 K492M 合金的晶粒组

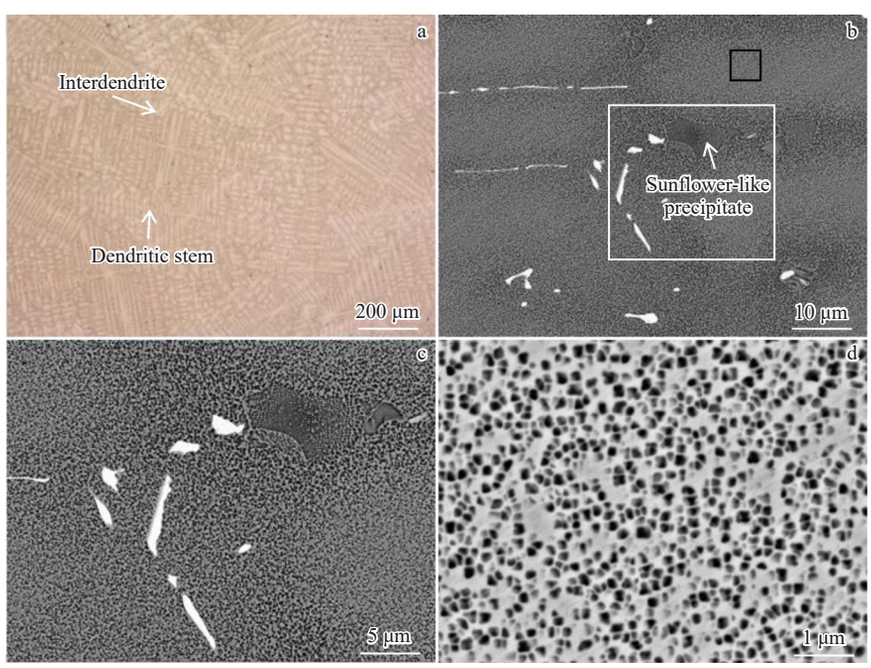


图 2　铸态 0Zr K492M 高温合金的显微组织

Fig.2　Microstructures of as-cast 0Zr K492M superalloy: (a) OM image, (b) SEM image of intergranular and intragranular precipitates, (c) enlargement of the white-boxed region in Fig.2b, and (d) SEM image of γ' phase

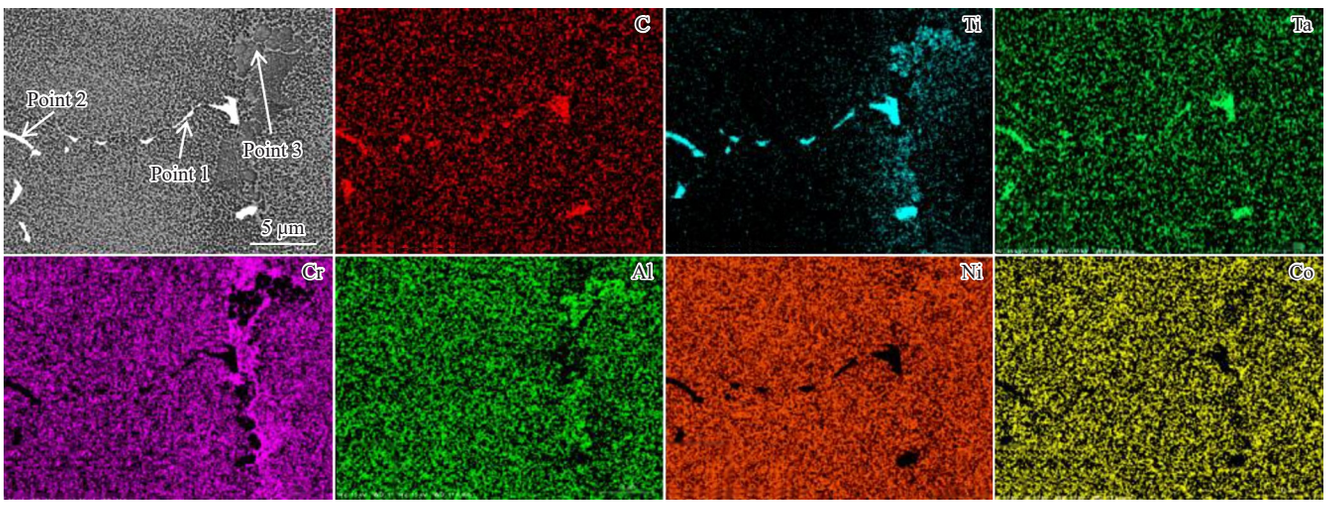


图3 铸态0Zr K492M高温合金晶界处包含析出相区域的SEM照片及其EDS面扫描分析结果

Fig.3 SEM images of precipitate regions at grain boundaries of as-cast 0Zr K492M superalloy and corresponding EDS element mappings

表3 图3中不同析出相的EDS点扫描结果

Table 3 EDS point scanning results of different precipitates marked in Fig.3 (at%)

Point	C	Ti	Al	Cr	Zr	Ta	Co	Mo	Ni
1	53.7	31.11	0	1.06	0.04	11.31	0	0	2.78
2	57.5	22.01	0	2.14	0.01	11.41	0.81	1.39	4.73
3	27.85	4.30	3.38	13.60	0	0	8.16	1.28	41.43

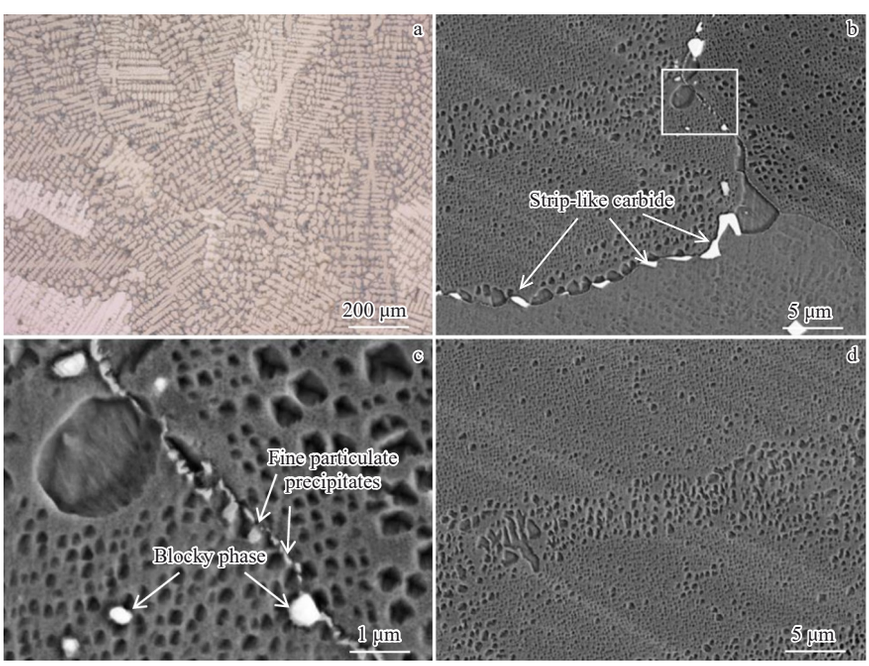


图4 热处理态0Zr K492M高温合金的显微组织

Fig.4 Microstructures of heat-treated 0Zr K492M superalloy: (a) OM image, (b) SEM image of grain boundary, (c) enlargement of the white-boxed region in Fig.4b, and (d) SEM image of γ' phase

织，表5为不同Zr含量铸态合金的晶粒尺寸统计数据。可以看出，合金呈现出典型的多晶体凝固组织特征，即中心区域为粗大不规则等轴晶，边缘区域为细小等轴晶，中心区域与边缘区域之间存在少量柱状晶。随着Zr含量的增加，铸态合金晶粒尺寸呈现先减小后增大的变化趋势。在不同Zr含量下，铸态合金晶粒组织得到了不同程度细化，其中160Zr K492M合金晶粒细化效果最显著，晶粒尺寸由母合金的1.52 mm减小至1.03 mm。合金晶

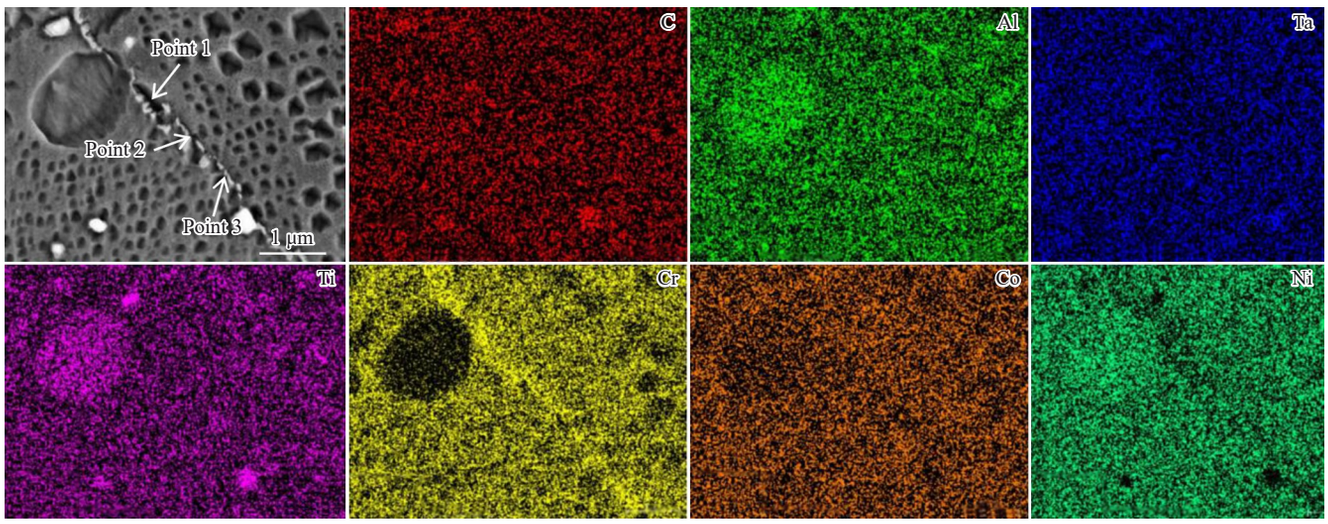


图 5　热处理 0Zr K492M 高温合金晶界处包含析出相区域的 SEM 照片及其 EDS 面扫描分析结果

Fig.5　SEM images of precipitate regions at grain boundaries of heat-treated 0Zr K492M superalloy and corresponding EDS element mappings

表 4　图 5 中细小颗粒状析出相的 EDS 点扫描结果

Table 4　EDS point scanning results of the fine granular precipitate in Fig.5 (at%)

Point	C	Al	Ti	Cr	Co	Ni
1	31.84	3.98	2.97	19.44	6.06	35.70
2	27.38	3.58	3.00	21.27	7.12	37.65
3	31.72	3.95	2.93	16.35	6.70	38.35

粒尺寸的演化主要受形核和长大过程控制。研究表明[21,29]，添加 Zr 元素使镍基高温合金晶界处的长条状碳化物转变为细小颗粒状碳化物，在凝固过程中这类细小颗粒状碳化物相可作为异质形核核心，增加形核质点，提高形核率，促进合金晶粒细化。同时，晶界处细化的碳化物能够钉扎晶界，降低晶界扩散速率，抑制晶粒长大，有效细化晶粒[30–31]。当铸态 K492M 合金中 Zr 含量超过 0.016wt%时，铸态合金晶粒出现相对粗化现象，这主要归因于过量的 Zr 元素促使(γ+γ′)共晶相、富 Zr 相等非平衡相析出，进而增大了枝晶干和枝晶间之间的溶质浓度梯度[32–33]。晶粒粗化速度主要受晶界迁移机制控制，其中包括扩散诱导晶界迁移与应力诱导晶界迁移[34]。K492M 铸态合金晶粒的长大主要与扩散诱导晶界迁移机制有关[35–36]，晶界附近较大的溶质浓度梯度促进了晶界的迁移，进而使得晶粒粗化。此外，粗大的(γ+γ′)共晶相和富 Zr 相的析出改变了晶界的相结构，这些非平衡相

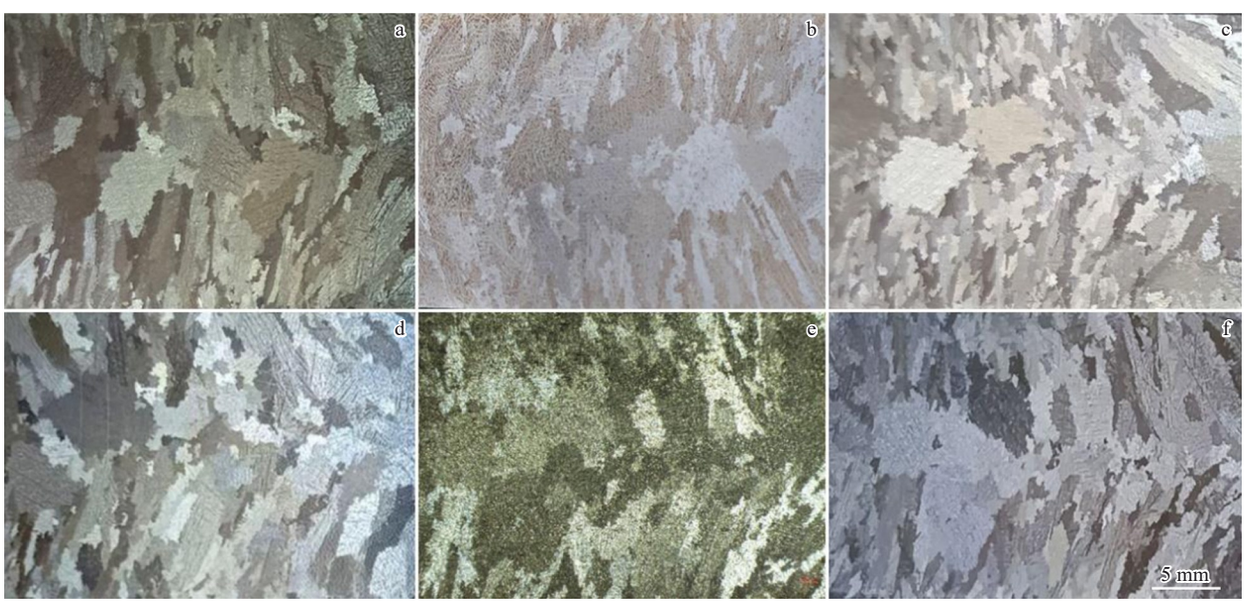


图 6　不同 Zr 含量铸态 K492M 高温合金晶粒组织

Fig.6　Grain morphologies of as-cast K492M superalloys with different Zr contents: (a) 0Zr K492M, (b) 60Zr K492M, (c) 160Zr K492M, (d) 190Zr K492M, (e) 320Zr K492M, and (f) 580Zr K492M

可能削弱了晶界处细小块状碳化物的钉扎作用，最终使得晶粒粗化[13,37]。

镍基多晶高温合金中存在大量过渡族难熔元素（如Ti、Ta等），这些元素与C元素结合形成*M*C、$M_{23}C_6$、M_6C等类型的碳化物相。研究表明[38]，碳化物相主要在合金凝固过程中沿枝晶间和晶界析出，其形貌特征和分布对合金性能具有重要影响。图7为不同Zr元素含量的铸态K492M合金中碳化物相形貌图，框出的区域为(γ+γ')共晶，表6为不同Zr含量合金中碳化物的尺寸。可以看出，不同Zr含量铸态合金析出相均主要由γ'沉淀强化相、*M*C型碳化物相和(γ+γ')共晶相组成，表明Zr含量变化并未影响铸态K492M合金的主要相组成。如图7a和7b所示，在低含量Zr合金中存在长条状和骨架状两种形貌的*M*C型碳化物，且平均尺寸较大；随着Zr含量增加，合金中*M*C型碳化物逐渐转变为弥散分布的细小块状结构，平均尺寸显著减小。研究表明[11,39]，Zr元素的溶入增大了*M*C碳化物与γ基体的晶格错配度，提高了界面能，为降低比界面能，*M*C碳化物会逐渐细化。在相同体积条件下，与长条状或骨架状碳化物相比，块状碳化物表面积更小。因此，为使表面能最小，碳化物更倾向于形成块状而非长条状或骨架状结构[40]。

γ'沉淀相作为镍基多晶高温合金的主要强化相，在高温环境下能够保持长程有序结构，是合金强度的主要来源[41–42]。图8为不同Zr元素含量铸态K492M合金的γ'相形貌图，可以看出铸态K492M合金中γ'相呈球状或方状形貌。Zr含量变化对铸态K492M合金中γ'相的尺寸及体积分数影响较小。随着Zr元素含量增加，合金中γ'相尺寸在0.16~0.20 μm范围内变化；γ'相的体积分数在23%~24%范围内波动。

3.4　不同Zr含量热处理态K492M合金的微观组织

图9为不同Zr元素含量热处理态K492M合金的晶粒组织，表7为不同Zr含量的热处理态合金的晶粒尺寸统计数据。热处理态合金晶粒尺寸随Zr含量增加的变化趋势与铸态合金保持一致。与铸态合金相比，经热处

表5　图6中不同Zr含量铸态K492M高温合金晶粒尺寸

Table 5　Grain size of as-cast K492M superalloy with different Zr contents in Fig.6 (mm)

0Zr K492M	60Zr K492M	160Zr K492M	190Zr K492M	320Zr K492M	580Zr K492M
1.52	1.32	1.03	1.22	1.35	1.49

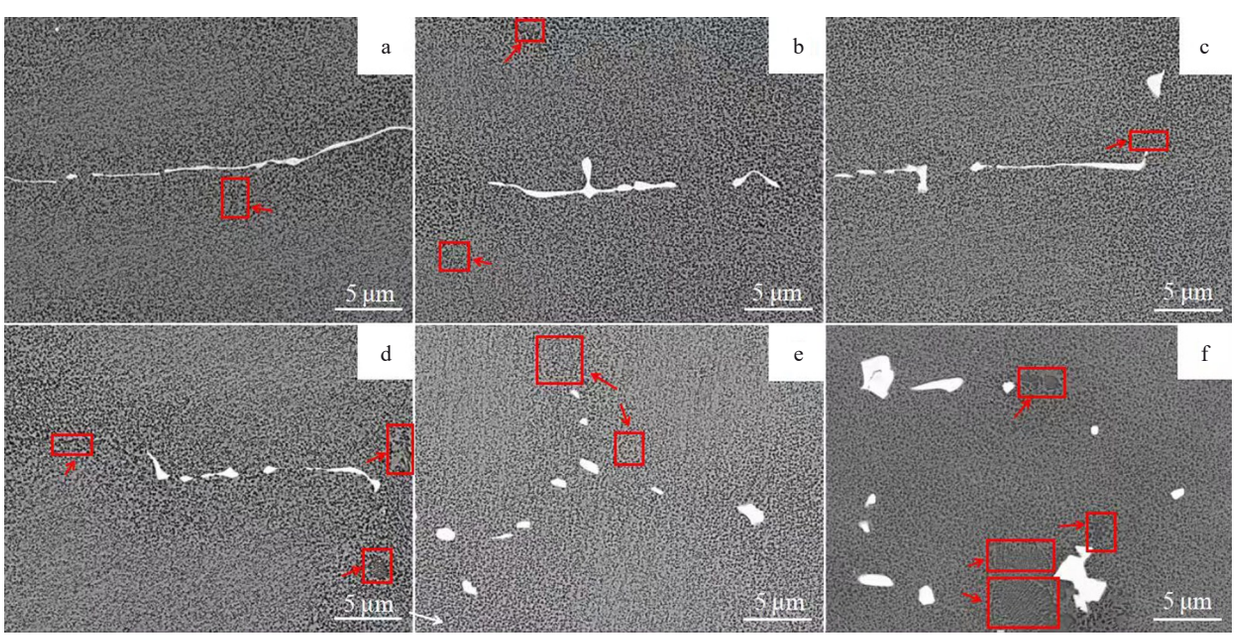


图7　不同Zr含量铸态K492M高温合金碳化物形貌

Fig.7　Morphologies of carbides in as-cast K492M superalloys with different Zr contents: (a) 0Zr K492M, (b) 60Zr K492M, (c) 160Zr K492M, (d) 190Zr K492M, (e) 320Zr K492M, and (f) 580Zr K492M

表6　图7中不同Zr含量铸态K492M高温合金*M*C碳化物尺寸

Table 6　Size of *M*C carbides in as-cast K492M superalloy with different Zr contents in Fig.7 (μm)

0Zr K492M	60Zr K492M	160Zr K492M	190Zr K492M	320Zr K492M	580Zr K492M
15.3	10.5	6.87	4.86	2.16	3.14

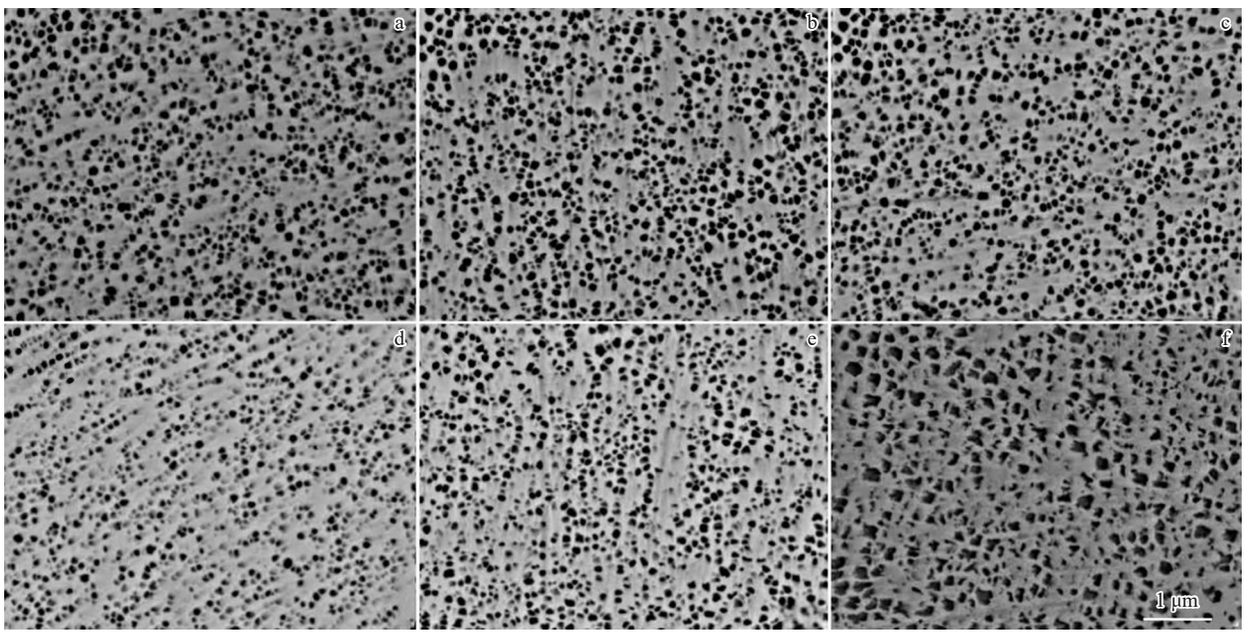


图 8　不同 Zr 含量铸态 K492M 高温合金 γ′相形貌

Fig.8　Morphologies of γ′ phase in as-cast K492M superalloys with different Zr contents: (a) 0Zr K492M, (b) 60Zr K492M, (c) 160Zr K492M, (d) 190Zr K492M, (e) 320Zr K492M, and (f) 580Zr K492M



图 9　不同 Zr 含量热处理态 K492M 高温合金晶粒组织

Fig.9　Grain morphologies of heat-treated K492M superalloys with different Zr contents: (a) 0Zr K492M, (b) 60Zr K492M, (c) 160Zr K492M, (d) 190Zr K492M, (e) 320Zr K492M, and (f) 580Zr K492M

表 7　图 9 中不同 Zr 含量热处理态 K492M 高温合金晶粒尺寸

Table 7　Grain size of heat-treated K492M superalloys with different Zr contents in Fig.9 (mm)

0Zr K492M	60Zr K492M	160Zr K492M	190Zr K492M	320Zr K492M	580Zr K492M
2.08	1.76	1.63	1.72	1.98	2.15

理后不同 Zr 含量合金的晶粒尺寸均发生了明显长大。热处理态 K492M 合金中适量 Zr 元素可使晶粒明显细化，其中 160Zr K492M 合金晶粒细化效果最显著，晶粒尺寸由 2.08 mm 细化为 1.63 mm。然而，当 Zr 含量达到 0.058wt%时，热处理态合金出现晶粒异常长大现象。在热处理过程中，随着(γ+γ′)共晶相、η 相及富 Zr 相等非平

衡相的逐渐溶解，不同元素在晶界附近发生相互扩散，形成较高的浓度梯度，从而加快晶界迁移速率，促使晶粒长大[43]。对于Zr含量较高的热处理态K492M合金（580Zr K492M）而言，由于存在更多(γ+γ')共晶相及富Zr相，其溶解过程中在晶界附近形成更高、持续时间更长的浓度梯度，因此进一步促进晶界迁移，导致晶粒明显粗化[44]。

图10为不同Zr元素含量的热处理态K492M合金中碳化物相形貌图，箭头所指为$M_{23}C_6$碳化物，表8为不同Zr含量合金中碳化物的尺寸。可以看出，Zr含量变化不改变热处理态K492M合金主要相组成，合金析出相均主要由γ'沉淀强化相、*M*C型碳化物相和$M_{23}C_6$型碳化物相组成。随着Zr含量增加，合金中*M*C型碳化物逐渐细化，形貌由长条状或骨架状转变为细小块状，这一变化趋势与铸态K492M合金的碳化物形貌演变规律相似。与铸态合金相比，热处理后各Zr含量合金中的碳化物尺寸变化不大。*M*C型碳化物的转变温度约为1340 ℃[45]，本研究中K492M合金的热等静压处理和热处理温度均低于该温度，因此热等静压处理及热处理过程对合金中*M*C碳化物的影响较小。

图11为不同Zr元素含量热处理态K492M合金的γ'相形貌图。与铸态合金相比，热处理态K492M合金中γ'相呈立方状且体积分数显著增加，但平均尺寸变化不明显。不同Zr含量热处理态合金中γ'相的体积分数在32.8%~37.8%范围内波动；合金中Zr含量由0wt%增至0.016wt%时，γ'相平均尺寸由0.214 μm减小至0.152 μm；继续增加Zr含量至0.058wt%时，γ'相平均尺寸回升至0.18 μm。值得注意的是，580Zr K492M合金中的γ'相（如图11f所示）呈现立方度降低和形貌不规则现象，表现出明显的“溃散”特征，这种形貌可能会恶化γ'相的稳定性及其强化效果。研究表明[46-47]，Zr原子主要固溶于γ基体相和γ'沉淀相中，这种固溶行为增大了γ/γ'两相之间的晶格错配度，提高了共格应变，而较高的共格应变导致γ'相稳定性降低，引发γ'相形貌的不规则化和溃散。

3.5　Zr含量对K492M合金力学性能的影响

表9为不同Zr含量热处理态K492M合金的室温及高温（760 ℃）拉伸性能测试结果。热处理态K492M合金室温抗拉强度（UTS）在1190~1204 MPa范围内变化，室温屈服强度（YS）介于945~998 MPa之间，延伸率（EL）则在8.7%~9.3%范围内波动。室温条件下，Zr元素含量变化对热处理态K492M合金的拉伸性能影响较小。760 ℃条件下，Zr元素含量变化对热处理态K492M合金强度影响较小，但对合金的塑性影响较为显著。160Zr K492M合金表现出最优的高温塑性，其延伸率达12.0%，较0Zr K492M合金提高了53.8%。图12为3种Zr含量合

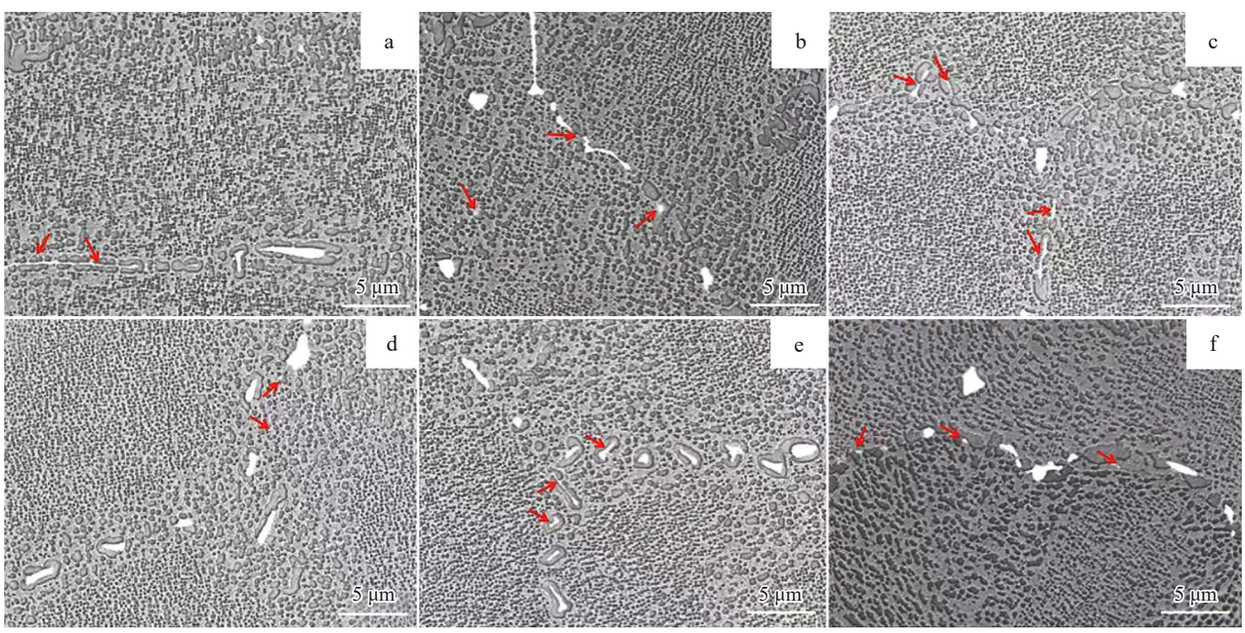


图10　不同Zr含量热处理态K492M高温合金碳化物形貌

Fig.10　Morphologies of carbides in heat-treated K492M superalloys with different Zr contents: (a) 0Zr K492M, (b) 60Zr K492M, (c) 160Zr K492M, (d) 190Zr K492M, (e) 320Zr K492M, and (f) 580Zr K492M

表8　图10中不同Zr含量热处理态K492M高温合金*M*C碳化物尺寸

Table 8　Size of *M*C carbides in heat-treated K492M superalloys with different Zr contents in Fig.10 (μm)

0Zr K492M	60Zr K492M	160Zr K492M	190Zr K492M	320Zr K492M	580Zr K492M
14.9	12.1	6.98	4.26	2.06	2.01

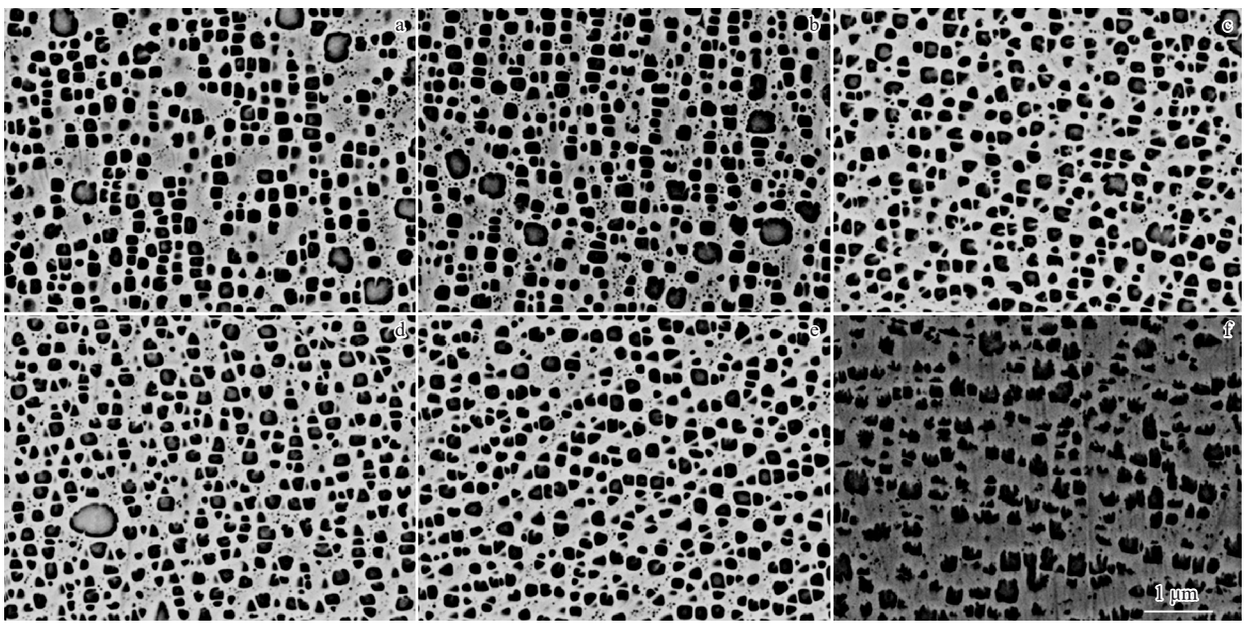


图 11　不同 Zr 含量热处理态 K492M 高温合金 γ′ 相形貌

Fig.11　Morphologies of γ′ phase of heat-treated K492M superalloys with different Zr contents: (a) 0Zr K492M, (b) 60Zr K492M, (c) 160Zr K492M, (d) 190Zr K492M, (e) 320Zr K492M, and (f) 580Zr K492M

表 9　不同 Zr 含量热处理态 K492M 高温合金的室温和高温（760 ℃）力学性能

Table 9　Tensile properties at room temperature and 760 ℃ of heat-treated K492M superalloys with different Zr contents

Superalloy	Test temperature/℃	UTS/MPa	YS/MPa	EL/%
0Zr K492M	25	1197	980	9.0
60Zr K492M	25	1200	998	8.7
160Zr K492M	25	1190	945	9.2
190Zr K492M	25	1197	967	9.0
320Zr K492M	25	1203	965	9.3
580Zr K492M	25	1204	963	9.0
0Zr K492M	760	1110	910	7.8
60Zr K492M	760	1110	918	9.8
160Zr K492M	760	1100	876	12.0
190Zr K492M	760	1110	933	11.7
320Zr K492M	760	1103	885	10.7
580Zr K492M	760	1146	961	9.2

金（0Zr K492M、160Zr K492M、580Zr K492M）的高温拉伸试样断口的纵截面形貌图。从图 12 中可以看出，3 种不同 Zr 含量合金的拉伸断口均呈现沿晶断裂特征，裂纹附近可观察到块状或不规则形状的 *MC* 型碳化物（白色区域）。0Zr K492M 合金高温拉伸断口纵剖面中可观察到较多裂纹，主要分布于断口和晶界区域，合金中长条状或层状碳化物是断裂的主要裂纹源及扩展通道。随着 Zr 含量增加至 0.016wt%，合金高温拉伸断口纵剖面裂纹数量显著减少，且裂纹主要集中在断口附近。随着合金中 Zr 含量进一步增加至 0.058wt%，合金的断口纵剖面裂纹较少，主要出现在断口区域，合金内部存在少量沿晶裂纹。结合前文分析可知，随着 Zr 含量增加，K492M 合金中碳化物形貌逐渐由长条状转变为细小块状。在晶界处，层状分布的碳化物在高温长时间载荷作用下易引起应力集中而成为裂纹源，导致延伸率降低；而块状或颗粒状碳化物弥散分布，能够有效抑制位错运动，缓解应力集中，从而延缓裂纹的萌生扩展，有利于提高合金的力学性能[48–50]。580Zr K492M 合金中碳化物呈细小块状分布，一定程度上可延缓裂纹扩展，但由于晶粒较为粗大，晶界密度较低，在相同外力下单个晶粒承受的变形量较大，更易引发局部应力集中而开裂，因此合金的塑性较低[51]。

760 ℃/662 MPa 条件下，不同 Zr 含量热处理态 K492M 合金持久性能测试结果见表 10。可以看出，Zr 元素含量变化对热处理态 K492M 合金的持久性能影响较为显著。当 Zr 元素含量由 0wt%增加至 0.016wt%时，合金持久寿命从 119 h 显著提升至 139 h，增幅为 16.8%，合金持久延伸率稳定在 6.2%~6.7% 之间；继续增加 Zr 含量至 0.032wt%时，合金持久寿命下降至 121 h，而延伸率上升至 7.8%；合金中 Zr 含量达到 0.058wt%时，持久寿命提升至 140 h，但持久延伸率急剧降至 4.3%。160Zr K492M 合金综合持久性能最优，持久寿命达 139 h，持久延伸率为 6.2%。

图 13 为 3 种 Zr 含量热处理态 K492M 合金（0Zr K492M、160Zr K492M、580Zr K492M）的持久试样断口的纵截面形貌图。0Zr K492M 合金和 160Zr K492M 合金

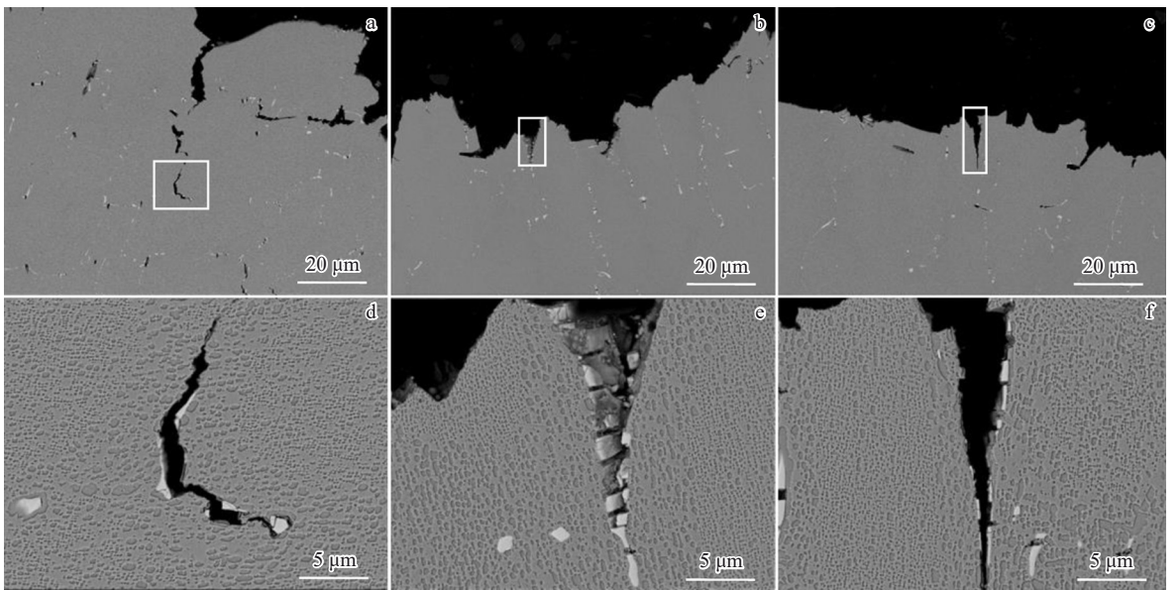


图 12　3 种 Zr 含量热处理态 K492M 高温合金 760 ℃高温拉伸断裂纵截面形貌图

Fig.12　Longitudinal tensile fracture morphologies of heat-treated superalloys with three different Zr contents: (a, d) 0Zr K492M, (b, e) 160Zr K492M, and (c, f) 580Zr K492M

表 10　不同 Zr 含量热处理态 K492M 合金 760 ℃/662 MPa 条件下持久寿命和持久延伸率

Table 10　Stress rupture life and elongation of heat-treated K492M superalloys with different Zr contents at 760 °C/662 MPa

Superalloy	Stress rupture life/h	EL/%
0Zr	119	6.3
60Zr	128	6.7
160Zr	139	6.2
190Zr	122	7.2
320Zr	121	7.8
580Zr	140	4.3

断口区域可观察到多条沿晶裂纹沿 *M*C 碳化物扩展，而 580Zr K492M 合金的持久断口发现了裂纹沿(γ+γ')共晶相组织扩展的现象。0Zr K492M 合金中 *M*C 碳化物呈长条状分布，长条状 *M*C 碳化物与基体界面处易产生位错塞积，导致应力集中，促使尺寸较大的 *M*C 碳化物脱落形成微孔，从而降低合金的持久性能[47]。相比之下，160Zr K492M 合金中块状 *M*C 碳化物改善了碳化物周围的应力分布状态，降低了局部应力集中程度并抑制了裂纹扩展，这与合金持久寿命显著提高一致。580Zr K492M 合金断

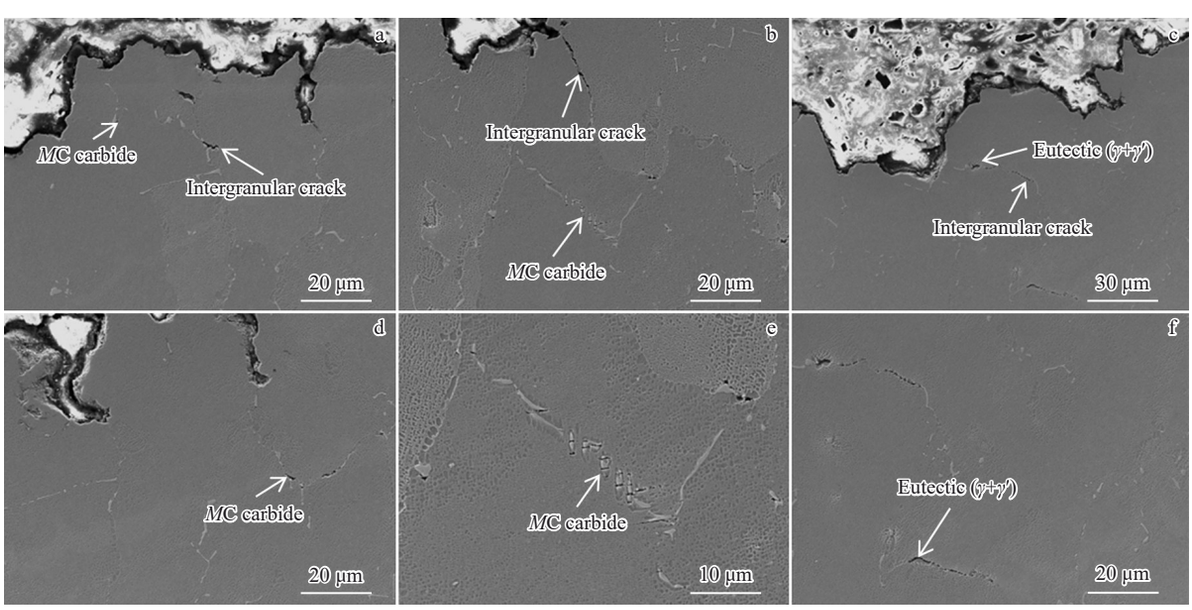


图 13　3 种不同 Zr 含量热处理态 K492M 高温合金在 760 ℃/662 MPa 条件下的持久断口纵截面图

Fig.13　Longitudinal fracture morphologies of heat-treated K492M superalloys with three different Zr contents at 760 °C/662 MPa: (a, d) 0Zr K492M, (b, e) 160Zr K492M, and (c, f) 580Zr K492M

口区域发现裂纹沿(γ+γ′)共晶相扩展，该现象与过量 Zr 元素增加合金中共晶相体积分数直接相关[52]。由于(γ+γ′)共晶相属于脆性组织，其体积分数的增加为裂纹萌生和扩展提供了更多机会，这与合金持久延伸率显著下降一致。

4　结 论

1）微量 Zr 元素添加并未影响铸态和热处理态 K492M 合金的主要相组成。铸态 K492M 合金的微观组织主要由 γ 基体相、晶内 γ′沉淀相、晶界 *M*C 型碳化物和(γ+γ′)共晶相组成。热处理后合金中(γ+γ′)共晶相基本消失，析出 $M_{23}C_6$ 型碳化物。

2）微量 Zr 元素添加显著细化 K492M 合金的晶粒组织，其中 Zr 含量为 0.016wt%时，合金的晶粒组织细化最为显著，铸态合金晶粒尺寸由 0Zr K492M 合金的 1.52 mm 细化至 1.03 mm，热处理态合金晶粒尺寸由 0Zr K492M 合金的 2.08 mm 细化至 1.63 mm。

3）随着 Zr 含量由 0.006wt%增加至 0.058wt%，铸态和热处理态 K492M 合金中的 *M*C 型碳化物趋于细化，形貌由长条状转变为细小块状；Zr 元素添加对铸态和热处理态 K492M 合金中 γ′相的体积分数及尺寸影响较小。

4）Zr 元素含量变化对热处理态 K492M 合金的室温拉伸性能及高温（760 ℃）拉伸强度影响较小，但显著影响合金的高温塑性和持久性能（760℃/662 MPa），其中 160Zr K492M 合金高温拉伸延伸率及持久寿命最高，相比于 0Zr K492M 合金分别提高了 53.8%和 16.8%。

参考文献　　References

[1] Jena A K, Chaturvedi M C. *Journal of Materials Science*[J], 1984, 19(10): 3121

[2] Meetham G W. *Metals Technology*[J], 1984, 11(1): 414

[3] Zhou H T, Su H J, Guo Y N *et al. Acta Metallurgica Sinica (English Letters)*[J], 2023, 36(9): 1433

[4] Liu Xiaoguang(刘晓光), Ren Xiaodong(任晓东), Li Xianghui(李相辉) *et al. The 13th Annual Conference on Superalloys in China*(第十三届中国高温合金年会)[C]. Beijing: The Chinese Society for Metals, 2015: 292

[5] Chen G Y, Liao H J, Deng S W *et al. Materials*[J], 2024, 17(18): 4674

[6] Zhou Yang(周 阳), Li Wentao(李文韬), Wang Bo(王 博) *et al. Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2024, 67(Z2): 46

[7] Zhou Y, Wang B, Li S P *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 897: 163169

[8] Xia L, Su H J, Hu Q D *et al. Acta Metallurgica Sinica(English Letters)*[J], 2024, 37(10): 1667

[9] Wood J H. *Journal of the Electrochemical Society*[J], 1972, 119(8): 243

[10] Heydari D, Fard A S, Bakhshi A *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 2014, 214(3): 681

[11] Tsai Y L, Wang S F, Bor H Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 607: 294

[12] Zhou Yang(周 阳), Cui Yanna(崔艳娜), Wang Bo(王 博) *et al. Nonferrous Metal Materials and Engineering*(有色金属材料与工程)[J], 2024, 45(5): 10

[13] Huang H E, Koo C H. *Materials Transactions*[J], 2004, 45(2): 554

[14] Seo S M, Kim I S, Lee J H *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2008, 24(1): 110

[15] Yang J X, Zheng Q, Zhang H Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2010, 527(4–5): 1016

[16] Jiang Hua(姜 华), Li Xianghui(李相辉), Gai Qidong(盖其东) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2019, 68: 574

[17] Lecomte-Beckers J. *Metallurgical Transactions A*[J], 1988, 19: 2333

[18] Wang Liang(王 良), Hu Yiwen(胡议文), Zhou Peishan(周培山) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(4): 1015

[19] Yang Jingyu(杨经雨), Su Jie(苏 捷), Tan Liming(谭黎明) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(5): 1299

[20] Zhang W G, Liu L, Fu H Z *et al. China Foundry*[J], 2012, 9(1): 11

[21] Ma W B, Liu G Q, Hu B F *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2014, 45: 208

[22] Li X H, Li L, Xin T *et al*. *IUMRS International Conference on Advanced Materials 2013*[C]. Qingdao: Chinese Materials Research Society, 2013: 476

[23] Yang P X, Su H J, Hu Q D *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024, 33: 9630

[24] Li Cong(李 聪), Liu Xu(刘 旭), Ren Yanjie(任延杰) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2025, 44(4): 360

[25] Liu L L, Hu D Y, Li D *et al. Procedia Structural Integrity*[J], 2017, 7: 174

[26] Zhang Leilei(张雷雷), Chen Jingyang(陈晶阳), Tang Xin(汤鑫) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2023, 59(9): 1253

[27] Huang T. *Proceedings of the 9th International Symposium on Superalloy 718 & Derivatives: Energy, Aerospace, and Industrial Applications*[C]. Cham: Springer International Publishing, 2018: 275

[28] Chen Cheng(陈 诚), Yang Guangyu(杨光昱), Jin Menghui(金梦辉) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2024, 60(7): 926

[29] Ou M Q, Ma Y C, Hou K L *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 916: 165473

[30] Chang Guowei(常国威), Wang Jianzhong(王建中). *Crystal Growth and Control During Metal Solidification Process*(金属凝固过程中的晶体生长与控制)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2002: 39

[31] Flemings M C(弗莱明斯). *Solidification Processing*(凝固过程)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1981: 265

[32] Qi F, Yu L X, Zhao G D *et al. Journal of Alloys and Com-*

pounds[J], 2020, 835(6): 155243
[33] Zhao G D, Zang X M, Liu F *et al. China Foundry*[J], 2022, 19: 17
[34] Guo Honggang(郭宏钢), Li Yang(李 阳), Wang Yan(王 岩) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2014, 43(6): 161
[35] Bai X M, Zhang Y F, Michael R T *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 85: 95
[36] Yang Jieren(杨劼人), Zhang Liteng(张立腾), Gao Zitong(高子彤) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(2): 699
[37] Hibino S, Fujimitsu K, Okada R *et al. Materials Transactions*[J], 2021, 62(3): 436
[38] Ma Xiaofeng(马晓峰), Liu Enze(刘恩泽), Guan Xiurong(管秀荣) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2010, 35(4): 10
[39] Zheng Yunrong(郑运荣), Cai Yulin(蔡玉林), Ruan Zhongci(阮中慈) *et al. Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2006, 26(3): 25
[40] Zhou P J, Yu J J, Sun X F *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2012, 22(7): 1594
[41] Wang Guanglei(王广磊), Duan Ran(段 然), Huang Shuo(黄烁) *et al. Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2024, 36(12): 1612
[42] Yang P X, Su H J, Guo Y N *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 902: 146603
[43] Zhao Guangdi(赵广迪), Zang Ximin(臧喜民), Gao Shuo(高硕). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(9): 3372
[44] Yu Xun(于 洵), Wang Linlin(王琳琳), Ou Meiqiong(欧美琼) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(5): 1488
[45] Donachie M J, Donachie S J. *Superalloys: a Technical Guide*[M]. Materials Park: ASM international, 2002
[46] Reed R C. *The Superalloys: Fundamentals and Application*[M]. New York: Cambridge University Press, 2006: 34
[47] Wang W Z, Hong H U, Kim I S *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 523(1–2): 242
[48] Hasebe Y, Yoshida M, Maeda E *et al. Proceedings of the 9th International Symposium on Superalloy 718 and Derivatives*[C]. Pittsburgh: TMS, 2018: 527
[49] Li X X, Ou M Q, Wang M *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 60: 177
[50] Zhang Wei(张 伟), Chen Zishuai(陈子帅), Dong Ruifeng(董瑞峰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(9): 3170
[51] Yu Shaoxia(于少霞), Wang Qi(王 麒), Deng Xiangtao(邓想涛) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2023, 59(10): 1365
[52] Yang J X, Zheng Q, Ji M Q *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(3): 1534

Effect of Trace Element Zr Addition on Microstructure and Mechanical Properties of K492M Superalloy

Xu Zhiheng[1], Yang Guangyu[1], Yang Yiyan[2], Cheng Huimin[3], Jie Wanqi[1]
(1. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)
(2. AECC Aviation Power Co., Ltd, Xi'an 710016, China)
(3. Xi'an North Optoelectronics Technology Defense Co., Ltd, Xi'an 710043, China)

Abstract: The effect of trace element Zr addition on the microstructure and mechanical properties at room temperature and high temperature of K492M superalloy was investigated. The Zr content in the experimental alloys ranged from 0.006wt% to 0.058wt%. The results show that the addition of element Zr does not change the main phase constitution of the as-cast and heat-treated K492M superalloys. The microstructure of the as-cast K492M superalloy mainly consists of γ matrix phase, γ' precipitated phase, *M*C carbides, and (γ+γ') eutectic phase. After heat treatment, the (γ+γ') eutectic phase is nearly eliminated, accompanied by the precipitation of $M_{23}C_6$ carbides. The addition of element Zr significantly refines the grain structure of the as-cast and heat-treated K492M superalloys. When the Zr content is 0.016wt%, both the as-cast and heat-treated superalloys exhibit the most significant grain refinement. With the increase of Zr content from 0.006wt% to 0.058wt%, the *M*C carbides in both as-cast and heat-treated superalloys tend to be refined, while element Zr addition has a minor effect on the volume fraction and size of γ' phase. The variation of Zr content has little effect on the tensile properties at room temperature and the tensile strength at high temperature (760 ℃) of the heat-treated superalloy, but significantly influences the ductility at 760 ℃ and stress rupture life at 760 ℃/662 MPa. The superalloy with 0.016wt% Zr content demonstrates the highest high-temperature elongation and the stress rupture life, which are 53.8% and 16.8% higher, respectively, compared to the 0Zr alloy.

Key words: K492M superalloy; element Zr; microstructure; tensile property; stress rupture property

Corresponding author: Yang Guangyu, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-81662098, E-mail: ygy@nwpu.edu.cn