Al 含量对一种高 W 铸造高温合金组织与持久性能的影响

吴剑涛，袁晓飞，宋圣玉，陈兴福，李　维

(北京钢研高纳科技股份有限公司，北京 100081)

摘　要：以不同 Al 含量的高 W 铸造高温合金 K416 为研究对象，对不同 Al 含量合金在 975 ℃/240 MPa 条件下的持久性能和室温基体显微硬度进行了测试。结果表明：随着 Al 含量的提高，合金的持久寿命和显微硬度均呈下降趋势，Al 含量中限和高限合金在 975 ℃/240 MPa 条件下的持久寿命低于技术条件规定值。进一步的组织表征结果表明：当 Al 含量为 5.60%（质量分数，下同）时，合金中仅有极少量 α-W 相和初生 M_6C 型碳化物析出。随着 Al 含量提高至 6.20%，合金中 α-W 相和初生 M_6C 型碳化物的面积分数由 0.08%提高至 2.1%，同时 γ/γ'共晶的面积分数由 12.6%提高至 21.8%。Al 含量的提高对合金晶粒、枝晶、MC 型碳化物以及 γ'相的尺寸和形貌影响不大。硬脆的初生 M_6C 型碳化物的大量析出以及固溶强化元素 W 的消耗是其持久性能降低的主要原因。同时，对不同 Al 含量 K416 合金的持久断裂机制也进行了讨论。

关键词：高 W 铸造高温合金；Al 含量；持久性能；显微组织

中图法分类号：TG146.1^{+}5；TG113.2　　**文献标识码**：A　　**文章编号**：1002-185X(2021)04-1342-08

镍基高温合金因其优异的高温综合性能被广泛应用于制造高温燃气涡轮的关键热端部件。随着涡轮进口温度的不断提高，对合金承温能力的要求也随之提高[1,2]。其中 W、Mo、Nb、Ta 等难熔元素含量的不断增加是合金成分发展的主要趋势之一。然而后续的研究证明：某些难熔元素含量高的合金会发生初生碳化物的分解以及有害相的析出，从而影响合金的力学性能[3-6]。因此，高温合金的组织稳定性一直被作为衡量合金综合性能的重要标准。

W 作为高温合金中重要的固溶强化元素，会引起 γ 基体晶格膨胀，形成长程应力场，阻碍位错运动，从而提高合金的高温强度[7]。早在 20 世纪 60 年代，美国 NASA 就研制出了 W 含量高达 20%的 WAZ-20 合金，被推荐作为涡轮导向叶片用材[8]。中国从 1966 年开始研制（W+Mo）含量在 14%~20%的低 Cr 高 W 合金 K20、K21 和 601 合金。由于该系列合金的密度过高，上述合金没有在航空发动机上得到应用[8, 9]。除此之外，由于高 W 类高温合金的合金化程度很高，当 W 含量超过了合金的溶解度极限时，会在合金凝固过程中析出初生 α 相和初生 M_6C 型碳化物，从而对其性能造成损害[8,10]。因此，为了兼顾高 W 类高温合金的密度、高温强度和组织稳定性，其 W 含量的控制受到了广泛关注。

与 W 的作用不同，Al 是镍基高温合金中 γ'强化相的主要形成元素。随着 Al 含量增加，合金中 γ'相的体积分数随之提高，从而起到沉淀强化的作用。同时 Al 可以增加 γ'的反相畴界能以及 γ/γ'错配度的绝对值，使得 γ'相周围共格应变场增强，从而增加强化效果[7, 11]。然而过量的 Al 会增加合金中的共晶含量，热处理时不能完全溶解，进而降低合金强度[12]。另一方面，Al 属于轻元素，在相同的质量分数下，与其它元素相比，Al 对电子空位数的影响最大，从而影响合金的长期组织稳定性[11]。Sun 等[11]研究了 Al 含量对某 3 代单晶高温合金长期时效过程中组织稳定性的影响规律，发现 Al 含量的增加提高了 γ'相的粗化速率，同时促进了合金中 TCP 相的析出。如前所述，高 W 类高温合金由于合金化程度高，组织不稳定性问题更为突出；且相比于单晶高温合金，普通铸造多晶高温合金由于晶界的存在和 C 含量的添加，组织演变规律也更为复杂。然而关于 Al 元素对于高 W 多晶铸造高温合金组织稳定性影响规律的研究报道十分有限。

K416 合金是在俄罗斯 ЖС16-ВИ 合金的基础上发展而来的等轴晶铸造高 W 高温合金，长期使用温度达到 1050 ℃，是目前使用温度最高的等轴晶铸造高温

收稿日期：2020-06-09

作者简介：吴剑涛，男，1972 年生，正高级工程师，北京钢研高纳科技股份有限公司，北京 100081，电话：010-62184623，E-mail: 13501190634@139.com

合金之一。俄罗斯公开了合金的主要成分范围，经前期研究，合金的室温拉伸性能满足技术规范要求。然而合金在 975 ℃/240 MPa 条件下的高温持久寿命富余量不足且存在明显波动。由于添加了 0.7%~1.2%的 Hf，导致合金中 γ/γ'共晶含量较高，会成为合金高温持久断裂的主要裂纹源[13]。然而为了增加合金在熔铸期间的流动性，从而降低疏松的形成几率，减少甚至去除 Hf 元素并不可行。Al 元素作为合金中 γ/γ'共晶的主要形成元素，通过优化 Al 元素的含量改善合金中 γ/γ'共晶的数量和分布，进而提高合金的高温力学性能，是一条可行的路径。为了研究 Al 元素在高 W 铸造高温合金中的作用和其较优加入量，本工作拟开展 Al 含量对于 K416 合金显微组织和力学性能的影响规律研究，以期确定合金的内控成分范围，并为同类型其他高 W 类高温合金的成分设计提供参考依据。

1　实　验

本研究采用北京钢研高纳科技股份有限公司提供的铸态 K416 合金为研究对象。不同 Al 含量 K416 合金的化学成分如表 1 所示。合金中含有大量的 Cr、Co、W 等固溶强化元素，其中 W 含量高达到 15.3%~16.5%。除 Al 元素之外，其余合金元素均处于成分限的中限。不同 Al 含量合金中 Al 元素的质量分数分别为 5.60%、5.91%、6.20%，对应于成分低限、中限和高限。为了便于描述，后续将其分别命名为 Alloy 1、Alloy 2 和 Alloy 3。采用 ZG-0.025 型 25 kg 真空感应熔炼炉熔炼母合金，打磨去皮后进行二次重熔浇铸成等轴晶圆柱试棒，浇注温度为 1430 ℃。

为了明确 Al 含量对铸态 K416 合金持久性能的影响规律，使用 RD2-3 型高温蠕变及持久试验机测试合金在 975 ℃/240 MPa 条件下的高温持久寿命，试样尺寸如图 1 所示。持久试验机设定为到温后保温 1 h 后加载，断裂后试样冷却方式为炉冷。持久寿命的最终结果为 3 根试棒测试结果的平均值。为了确定合金的持久断裂模式，取高温持久断裂后的样品，切取距离断口 5 mm 的标距部位对其轴线附近组织进行分析，并对其断口进行观察。此外，还通过 HXS-1000A 型维氏硬度计测试了不同 Al 含量合金的基体显微硬度，压头载荷为 1.96 N，显微硬度的测试结果取 8~10 个不同位置的平均值。

表 1　3 种不同 Al 含量的 K416 合金的化学成分

Table 1　Chemical composition of K416 alloy with various Al contents (ω/%)

Alloy	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Nb	Hf	Ni
1	0.11	4.88	7.00	16.01	5.60	0.99	1.80	0.98	Bal.
2	0.10	4.82	6.98	15.83	5.91	0.98	1.80	1.00	Bal.
3	0.10	4.85	7.01	15.78	6.20	0.99	1.81	0.98	Bal.

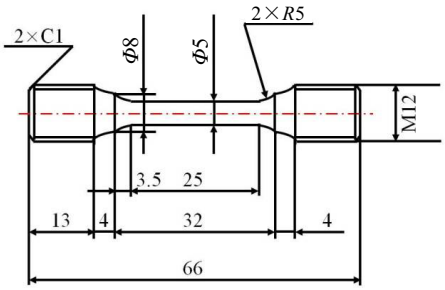

图 1　K416 合金高温持久试样示意图

Fig.1　Sketch of the stress rupture and room temperature tensile specimen for K416 alloy

显微组织的显示采用电解侵蚀方法，电解侵蚀剂配比为磷酸:硝酸:硫酸=3:10:12（体积比），电压为 5 V。采用 Olympus GX 71 型光学显微镜和 JEOL JSM-7800F 型场发射扫描电镜观察合金铸态及持久断裂后的组织，包括 γ'相、γ/γ'共晶、碳化物等析出相形貌以及二次裂纹和断口形貌。采用布鲁克 D8 ADVANCE X 射线衍射仪分析合金中的析出相组成，采用 JXA-8530F 型场发射电子探针测定各析出相的化学成分。采用 Image-Pro Plus 软件测量析出相的面积分数，选取 5 个不重叠的视场进行计算，并取平均值作为测量结果。

2　实验结果

2.1　持久性能

图 2 为不同 Al 含量 K416 合金在 975 ℃/240 MPa 条件下持久寿命以及基体显微硬度。数据的正负区间为相关样本的标准差，通过 Origin 软件统计计算而得出。图 2a 显示随着 Al 含量的提高，合金的持久寿命逐渐降低，由 5.60%Al 含量时的 46.9 h 降低至 6.20%Al 含量时的 25.1 h。此外，通过基体显微硬度的测试结果同样发现，随着 Al 含量由 5.60%提高至 6.20%，基体 HV 显微硬度由 4350 MPa 降低至 3720 MPa（图 2b）。需要说明的是，技术规范中规定铸态 K416 合金在 975 ℃/240 MPa 条件下的持久寿命需不低于 40 h。当合金中 Al 含量处于中、高限时，合金持久寿命不符合技术规范的要求。

2.2　持久试验测试前的合金组织

为了探究不同 Al 含量 K416 合金在 975 ℃/240 MPa 条件下的持久性能差异的原因，对持久试验测试前的合金组织进行表征。不同 Al 含量的 K416 合金晶粒、枝晶、碳化物以及 γ'相的形貌近似，其铸态组织

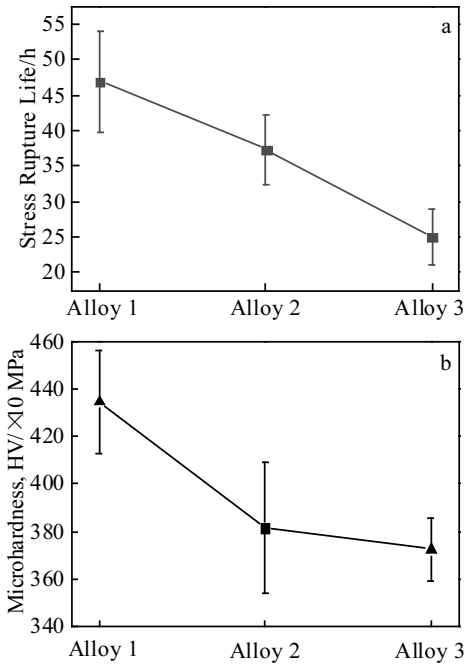

图 2　不同 Al 含量 K416 合金在 975 ℃/240 MPa 条件下的持久寿命以及基体显微硬度

Fig.2　Stress rupture life (a) of as-cast K416 specimens with various Al contents at 975 ℃/240 MPa and microhardness of matrix (b)

如图 3 所示。合金为典型多晶组织，晶界呈现弯曲的锯齿状，同时在晶粒内可观察到沿一定取向分布的枝晶组织，如图 3a 所示。图 3b 显示合金中碳化物主要沿晶界不连续析出或呈块状分布于枝晶间。经 EPMA 测试其主要富集 Nb、W、Ti 和 Hf 元素，其质量分数分别为 36.2%、35.3%、12.4%和 9.0%，为从液相中析出的一次 *M*C 型碳化物。枝晶干 γ'相呈近似立方状，其尺寸约为 0.25 μm。枝晶间的 γ'相则呈不规则形貌，且分布极不均匀，其尺寸在 0.20 ~1.20 μm 之间，如图 3c 和图 3d 所示。

尽管随着 Al 含量由 5.60%提高至 6.20%，合金晶粒、枝晶、碳化物以及 γ'相的形貌变化不大，但其枝晶干 γ'相的体积分数由 66.8%提高至 72.3%。同时，不同 Al 含量 K416 合金中 γ/γ'共晶和块状析出相的形貌和数量差别十分明显，其典型形貌如图 4 所示。γ/γ'共晶呈不规则块状分布于枝晶间，部分共晶发生连接。随着 Al 含量的提高，合金中 γ/γ'共晶的数量和尺寸逐渐增大，如图 4a，4c，4e 所示。此外，在共晶析出区域还可以观察到其他的块状析出相。为了确定上述块状析出相的数量和分布，采用扫描电镜背散射模式对合金的组织进行进一步表征，如图 4b，4d，4f 所示。随着 Al 含量的提高，合金中块状相数量同样显著增多。进一步放大后的组织观察表明：块状相呈现出 2 种不同的衬度，分别为暗灰色块状相和白亮色块状相。其中暗灰色块状相主要在枝晶间析出，而白亮色块状相在枝晶间和枝晶干均有析出。据此推断块状析出相为 2 种不同类型的析出相。

表 2 汇总了不同 Al 含量 K416 合金 γ/γ'共晶以及

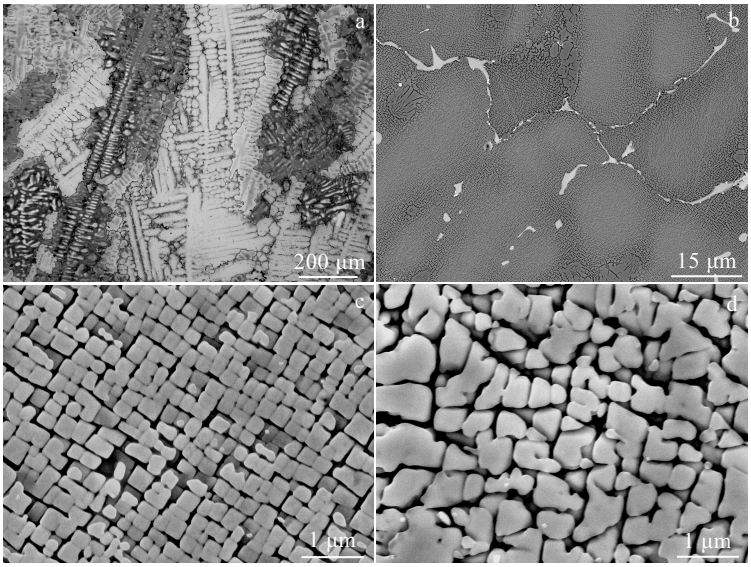

图 3　铸态 K416 合金典型组织

Fig.3　Typical microstructures of as-cast K416 alloy: (a) grain and dendrite microstructure, (b) *M*C carbides along grain boundary, (c) γ' phase in the dendritic core, and (d) γ' phase in the interdendritic region

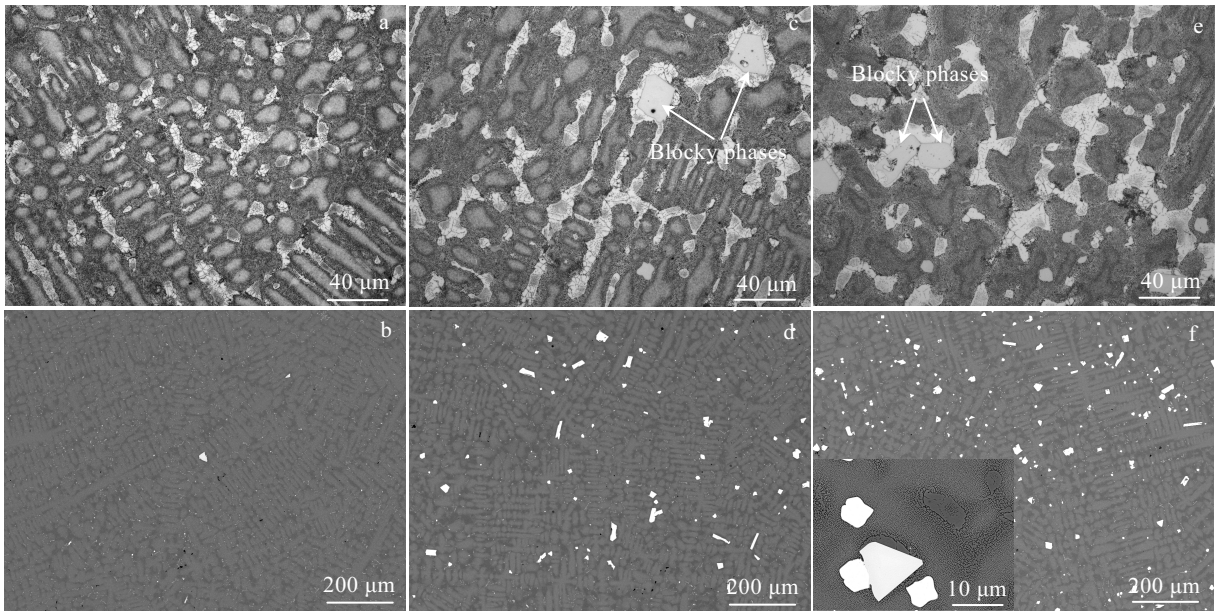

图 4　不同 Al 含量 K416 合金 γ/γ'共晶相和块状析出相典型形貌

Fig.4　Typical morphologies of γ/γ' eutectics (a, c, e) and blocky precipitates (b, d, f) of as-cast K416 alloy with various Al contents: (a, b) Alloy 1, (c, d) Alloy 2, and (e, f) Alloy 3

表 2　不同 Al 含量 K416 合金 γ/γ'共晶以及块状析出相数量统计

Table 2　Area fraction of γ/γ' eutectics and blocky phases of as-cast K416 alloy with various Al contents (%)

Alloy	γ/γ' eutectic	Blocky phase
1	12.6±1.7	0.08±0.03
2	17.7±0.3	1.3±0.1
3	21.8±3.2	2.1±0.1

块状析出相的定量表征结果。随着 Al 含量的提高，合金中 γ/γ'共晶以及块状析出相的数量逐渐增多。Alloy 1、Alloy 2 和 Alloy 3 中 γ/γ'共晶相的面积分数分别为 12.6%、17.7%、21.8%，而块状析出相的面积分数分别为 0.08%、1.3%、2.1%。

为了确定不同 Al 含量 K416 合金中析出相的种类，对其进行相萃取并通过 X 射线衍射图谱进行相的标定，如图 5 所示。图 5 表明：不同 Al 含量 K416 合金中均存在 M_6C 型碳化物、α-W 相、MC 型碳化物以及少量残余的 γ'相。然而通过比较 3 种合金的析出相衍射峰可知，Alloy 1 中 MC 型碳化物和 α-W 相的衍射峰强度相对较强（图 5a），表明二者在 Alloy 1 中含量相对较高。随着 Al 元素含量的提高，Alloy 2 和 Alloy 3 中 M_6C 型碳化物的衍射峰强度明显提高（图 5b 和图 5c），表明随着 Al 元素含量的提高，合金中 M_6C 型碳化物的数量明显增加。

为了进一步确定上述暗灰色和白亮色块状析出相的成分特点，对其进行 EPMA 成分分析。表 3 列出了暗灰色和白亮色块状析出相的实测化学成分，暗灰色析出相中 W 含量达到 73.8%，C 含量达到 1.6%，同时还包含 Ni、Cr、Co、Al、Ti、Nb 等元素；而白亮色析出相中 W 含量高达 97.5%，同时包含少量的 Ni 和 Cr 元素。由 2 种相的成分特点并结合上述 XRD 相鉴定结果可知，暗灰色块状相为高 W 类铸造高温合金中常见的初生 M_6C 型碳化物，而白亮色块状相则为初生 α-W 相。

2.3　持久断后组织

由前述组织表征结果可知，随着 Al 含量由低限（5.60%）向高限（6.20%）变化，K416 合金中晶粒度、枝晶、MC 型碳化物以及 γ'相形貌变化不大。然而，其 γ/γ'共晶、M_6C 型碳化物和 α-W 相的数量则呈上升趋势。为了确定上述组织变化与合金持久性能的对应关系，需对合金持久断后的断口及纵剖面组织进行表征。

不同 Al 含量 K416 合金经 975 ℃/240 MPa 条件下持久断裂后的断口典型形貌如图 6 所示。3 种不同 Al 含量试棒的持久断口均呈现凹凸不平的形貌，进一步放大可以观察到明显的晶粒和枝晶轮廓，如图 6a 和图 6b 所示。但不同的是，在 Alloy 1 的持久断口仅观察到撕裂和氧化痕迹（图 6c），而在 Alloy 2 和 Alloy 3

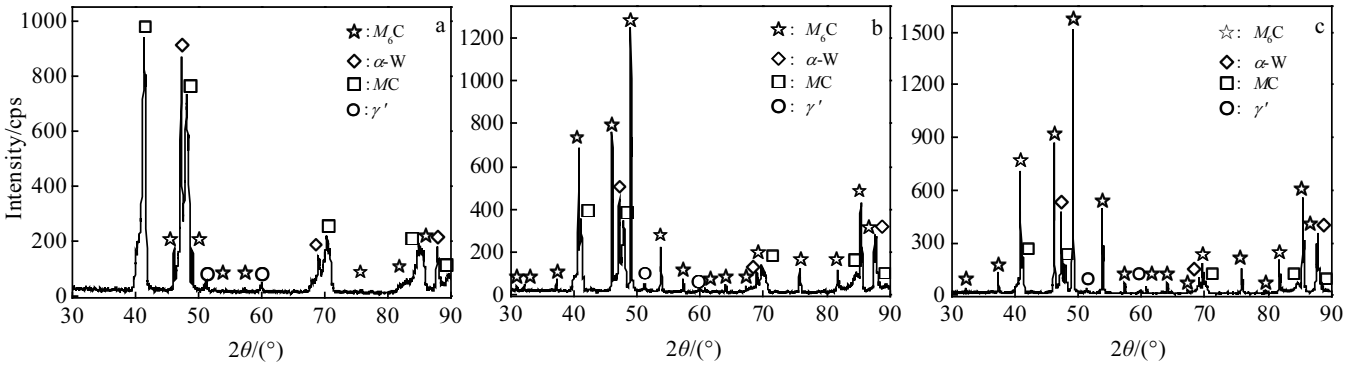

图 5　不同 Al 含量 K416 合金相萃取后的 X 射线衍射图谱

Fig.5　X-ray diffraction patterns of the extracted precipitates in as-cast K416 alloy with various Al contents: (a) Alloy 1, (b) Alloy 2, and (c) Alloy 3

表 3　暗灰色和白亮色块状析出相 EPMA 成分

Table 3　EPMA measured composition of blocky phases with gray-contrast and white-contrast (ω/%)

Element	C	Cr	Co	W	Al	Ti	Nb	Hf	Ni
Gray (M_6C)	1.59	3.11	3.72	73.80	0.72	0.53	1.91	-	14.63
White (α-W)	-	0.74	-	97.48	-	-	-	-	1.78

的持久断口观察到了不同数量的碎裂的 M_6C 型碳化物，其中 Alloy 3 的持久断口上碎裂的 M_6C 型碳化物数量最多，如图 6d 和图 6e 所示。

图 7 为不同 Al 含量 K416 合金经 975 ℃/240 MPa 条件下持久断裂后的断口纵剖面裂纹形貌。3 种不同 Al 含量试棒的持久断裂模式均为沿晶界和枝晶间开裂如图 7a 所示。对于 Alloy 1 来说，裂纹主要沿 γ/γ'共晶相与基体的界面处萌生扩展（图 7b）；而对于 Alloy 2 和 Alloy 3 来说，裂纹除了沿 γ/γ'共晶相与基体的界面处萌生扩展外，还沿着 M_6C 型碳化物与 γ/γ'共晶的界面，以及 α-W 相与基体的界面处萌生扩展（图 7c 和图 7d）。

3　分析与讨论

由于高 W 铸造高温合金具有良好的高温综合性

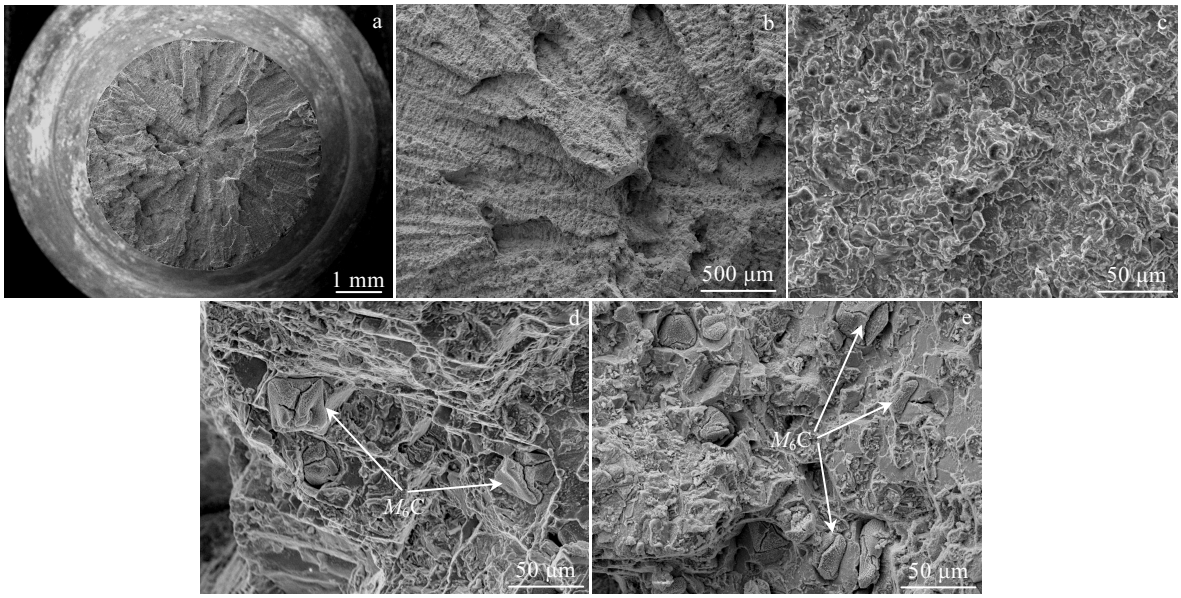

图 6　不同 Al 含量 K416 合金经 975 ℃/240 MPa 条件下持久断裂后的断口典型形貌

Fig.6　Typical fracture morphologies of as-cast K416 alloy with various Al contents after stress rupture tests at 975 ℃/240 MPa: (a~c) Alloy 1, (d) Alloy 2, and (e) Alloy 3

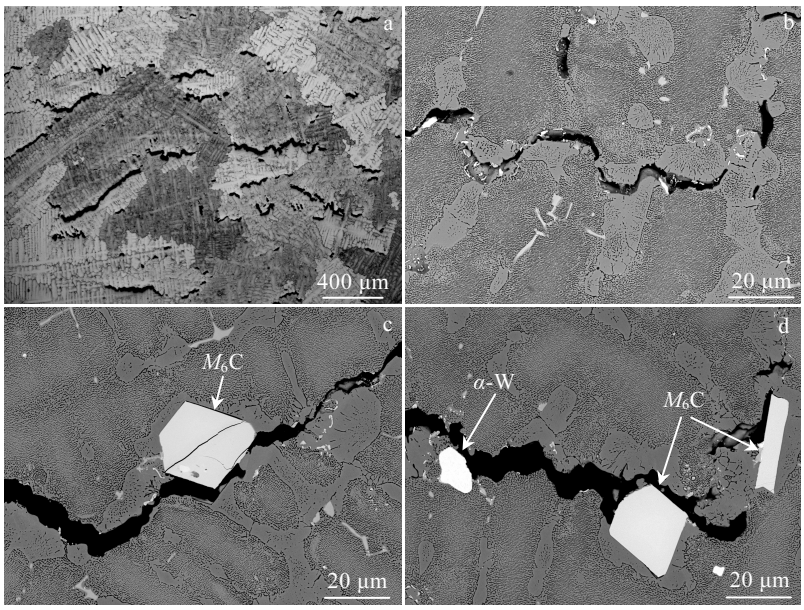

图 7　不同 Al 含量 K416 合金经 975 ℃/240 MPa 条件下持久断裂后的断口纵剖面裂纹形貌

Fig.7　Crack morphologies on longitudinal section close to the fracture surfaces of as-cast K416 alloy with various Al contents after stress rupture tests at 975 ℃/240 MPa: (a, b) Alloy 1, (c) Alloy 2, and (d) Alloy 3

能，被认为是制备航空发动机关键热端部件的重要材料之一[13]。W 作为高 W 铸造高温合金中最为重要的固溶强化元素，其含量对于合金组织性能的影响研究已经得到各国学者的广泛重视[14,15]。然而作为镍基高温合金中最重要强化相（γ'相）的主要形成元素 Al，其含量变化对于高 W 合金组织性能的影响规律研究相对较少。下面将从显微组织和持久性能两个方面，探讨 Al 元素含量变化对于 K416 合金的影响规律。

3.1　Al 含量对 K416 合金显微组织的影响

众所周知，衡量镍基高温合金组织稳定性最重要的标志之一是长期时效过程中有无 TCP 相的析出。随着 Al 元素含量的增加，合金中 γ'相和 γ/γ'共晶数量随之增加，相应的 γ 相体积分数相对减少，γ 相中难熔元素的过饱和程度增加，会导致合金的组织稳定性变差，从而析出 TCP 相[12]。通常通过扣除 γ'相、硼化物、碳化物的元素消耗，计算剩余 γ 相的电子空位数，从而预测该合金是否会析出 TCP 相[16,17]。本研究中，随着 Al 元素的含量由低限（5.60%）提高至高限（6.20%），K416 合金枝晶干 γ'相的尺寸变化不大，但其体积分数由 66.8%提高至 72.3%。与此同时，合金中 γ/γ'共晶的面积分数则由 12.6%明显提高至 21.8%。根据 K416 合金成分计算出不同 Al 含量合金的平均电子空位数（N_v）分别为 1.81、2.04、2.34，均低于高温合金中析出有害 TCP 相的临界电子空位数 2.45[17]，即从理论上计算合金不会析出 TCP 相。

然而随着 Al 元素含量提高至中限（5.91%）以上，合金铸态组织中析出了大量的块状的富 W 相，经 XRD 相鉴定和 EPMA 成分分析确定其为 α-W 相和初生 M_6C 型碳化物。在高 W 镍基铸造高温合金中，W 作为负偏析元素，当其含量超过了溶解度极限时，会以 α-W 相的形式在合金凝固过程初期最先形成，其析出温度高于 γ 基体，驱动力为 W 原子偏聚引起的自由能变化[10,15]。固/液界面的迁移行为对 α-W 相的尺寸和分布存在明显影响。随着凝固温度的降低，液相体积发生收缩，由于液相本身的黏性，会导致在其收缩过程中 α-W 颗粒向液相芯部迁移，造成凝固后合金枝晶干和枝晶间部位均分布有 α-W 相[15]。

初生 M_6C 型碳化物同样是在合金固-液温度范围内形成，其比 MC 型碳化物更早形成，具有尺寸大、硬度高的特点。一方面，凝固速率对该相的形成具有重要影响，另一方面合金成分同样影响该相的析出倾向[8,18]。由于本研究不同成分 K416 合金试棒采用相同的浇注工艺进行浇注，故此处仅考虑成分的影响。在凝固后期，随着残余液相中 Al、Ti 等元素含量达到 γ/γ'共晶析出成分，将发生 L→γ/γ'的共晶反应。由于随着 Al 元素含量的提高合金中 γ/γ'共晶的析出量明显提高，减少了 γ 相的相对含量。而 W 在 γ/γ'共晶中的溶解度远低于其在 γ 基体的溶解度，促使 γ/γ'共晶区域内过饱

和的 W 元素与 C 元素结合以初生 M_6C 型碳化物的形式析出，或单独以 α-W 相的形式析出[19]。

综上所述，尽管 Al 元素本身并非 M_6C 型碳化物和 α-W 相的主要形成元素，但由于其显著增加了合金中 γ/γ'共晶的数量，导致 Al 含量中限和高限的 K416 合金中析出大量的初生 α-W 相和 M_6C 型碳化物，降低了合金铸态组织的稳定性。

3.2 Al 含量对 K416 合金持久性能的影响

高 W 镍基高温合金的显微组织主要由 γ 基体、γ'相、γ/γ'共晶及不同类型的碳化物组成，其析出相的数量、尺寸、形貌及分布直接影响合金的使役性能[9]。Al 作为合金中主要强化相 γ'相的主要形成元素，约有 20%的 Al 元素进入 γ 固溶体中，起固溶强化作用，而 80%的 Al 元素则形成 γ'相进行沉淀强化[7]。同时 Al 元素可以增加 γ'相的反相畴界能以及 γ'相/γ 基体界面的错配度，使切割机制的强化效果和 γ'相共格应变场增强，从而增加合金的高温强度[7,11]。

然而本文的研究结果表明：即使在合金的成分限规定的范围之内，当 Al 元素的含量由低限（5.60%）提高至高限（6.20%）时，合金的持久寿命和基体显微硬度均呈下降趋势（图 2）。当 Al 元素的含量处于中限和高限时，K416 合金在 975 ℃/240 MPa 的持久寿命低于技术规范的要求的 40 h。进一步的组织观察表明：随着 Al 含量的提高，合金中初生 M_6C 型碳化物和 α-W 相的数量明显提高（图 4b，4d，4f）。M_6C 型碳化物本身是脆性相，其显微硬度可达到 14.8~16.8 GPa[8]。在 Al 含量为中限（Alloy 2）和高限（Alloy 3）的合金中，由于初生 M_6C 型碳化物大多被 γ/γ'共晶包裹，所以显微裂纹易在 M_6C 型碳化物与 γ/γ'共晶相界面处形核，并沿界面扩展（图 7c 和图 7d）。同时在合金的持久断口上观察到了大量脆裂的 M_6C 型碳化物（图 6d 和图 6e）。而当合金中 Al 含量处于低限（Alloy 1）时，由于大块状 γ/γ'共晶与基体的变形不协调[20]，显微裂纹主要沿 γ/γ'共晶与基体的界面萌生并扩展（图 7b）。由于高温下晶界是薄弱环节，故无论 Al 含量如何变化，合金均表现出沿晶开裂的断裂特征（图 7a）。

另一方面，尽管 α-W 相本身对合金的性能影响相对较低，但是在 α-W 相形成过程中，消耗了大量的强化元素 W。表 3 的成分测试结果表明 α-W 相中 W 的含量达到了 97%以上。W 含量高达 97%的 α-W 使固溶于 γ 和 γ'相中的 W 元素含量明显减少，从而削弱了 W 的高温强化效应。图 2b 中随着 Al 元素含量的提高，合金基体的显微硬度不断降低，从一定程度上证明了基体强度的下降。此外，郑亮等人[10]的研究表明：尽管少量 α-W 相不会明显降低合金的持久性能，但 α-W 相在高于 1260 ℃下固溶处理或在 1100 ℃长时热暴露时是不稳定的，它会溶解或转变成块状 M_6C 型碳化物，从而损伤合金的高温持久性能。

因此，Al 元素含量的控制对于高 W 合金化镍基高温合金极为重要。通过提高 Al 元素含量，从而提高 γ'强化相的数量，进而强化合金，是高温合金强化设计的常用途径。然而，对于高 W 类高温合金而言，由于其 W 含量接近合金基体的固溶度极限，一旦 Al 元素的含量提高至一定水平，便会造成合金的组织与性能的急剧恶化，在成分设计时需综合考虑沉淀强化效果和组织稳定性的平衡。

4 结 论

1) Al 含量低限的 K416 合金铸态组织主要由 γ 基体、γ'相、γ/γ'共晶及初生 MC 型碳化物组成。随着 Al 元素含量的提高，合金中 γ/γ'共晶的数量显著提高，同时析出大量 α-W 相和初生 M_6C 型碳化物。γ/γ'共晶大量析出导致共晶区域 W 元素的大量富集是 α-W 相和初生 M_6C 型碳化物析出的主要原因。Al 含量的提高对合金晶粒、枝晶、MC 型碳化物以及 γ'相的尺寸和形貌影响不大。

2) 在 K416 合金的成分限规定的范围之内，随着 Al 元素的含量由低限（5.60%）提高至高限（6.20%），合金在 975 ℃/240 MPa 条件下持久寿命呈下降趋势。硬脆的初生 M_6C 型碳化物的大量析出以及固溶强化元素 W 的消耗，是其持久性能降低的主要原因。

3) 不同 Al 含量的 K416 合金在 975 ℃/240 MPa 条件下的持久断裂模式均为沿晶界开裂。Al 含量低限的 K416 合金裂纹主要萌生在 γ/γ'共晶与基体的界面；Al 含量中限和高限的 K416 合金裂纹主要萌生在初生 M_6C 型碳化物与 γ/γ'共晶相界面处。

参考文献 References

[1] Pollock T M, Tin S. *J Propul Power*[J], 2006, 22(2): 361

[2] Sims C T, Stoloff N S, Hagel W C. *Superalloys II*[M]. New York: Wiley-Interscience, 1987: 2

[3] Acharya M V, Fuchs G E. *Mater Sci Eng A*[J], 2004, 381(1-2): 143

[4] Lvov G, Levit V I, Kaufman M J. *Metall Mater Trans A*[J], 2004, 35(6): 1669

[5] Qin X Z, Guo J T, Yuan C *et al*. *Mater Sci Eng A*[J], 2012, 543: 121

[6] Yang J X, Zheng Q, Sun X F *et al*. *Scripta Mater*[J], 2006, 55(4): 331

[7] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloys*(高温合金材料学)[M]. Beijing: Science Press, 2008: 95

[8] Zheng Yunrong(郑运荣), Zheng Liang(郑 亮), Zeng Qiang(曾强) *et al*. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2004, 40(3): 285

[9] Zheng Yunrong(郑运荣). *Journal of Aeronautical Materials* (航空材料学报)[J], 2003, 23(S1): 227

[10] Zheng Liang(郑 亮). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2005, 15(10): 1566

[11] Sun J X, Liu J L, Liu L R *et al*. *J Mater Sci Technol*[J], 2019, 35: 2537

[12] Shi Zhenxue(史振学), Liu Shizhong(刘世忠). *Nonferrous Metals Science and Engineering*(有色金属科学与工程)[J], 2019, 10(2): 77

[13] Hou Guichen(侯桂臣), Su Haijun(苏海军), Xie Jun(谢 君) *et al*. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2019, 39(3): 62

[14] Zhou T J, Feng W, Zhao H B *et al*. *Prog Nat Sci-Mater*[J], 2018, 28(1): 45

[15] Hua Hanyu(华涵钰), Xie Jun(谢 君), Shu Delong(舒德龙) *et al*. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(2): 161

[16] SAE AS5491C-2007[S]. Warrendale, PA: SAE, 2007

[17] Liu Qingquan(刘庆琼), Tang Haijun(唐海军), Yao Hongyu (姚红宇) *et al*. *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2011, 35(11): 20

[18] Zheng Liang(郑 亮), Gu Chenqing(谷臣清), Zheng Yunrong (郑运荣). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2002, 12(6): 1199

[19] Feng Wei(冯 微), Zhou Tongjin(周同金), Zhao Huibin(赵会彬) *et al*. *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2016, 41(7): 21

[20] Walston W S, Bernstein I M, Thompson A W. *Metall Trans A*[J], 1991, 22(6): 1443

Influence of Al Content on Microstructure and Stress Rupture Property of Cast Superalloy with High W Content

Wu Jiantao, Yuan Xiaofei, Song Shengyu, Chen Xingfu, Li Wei

(Gaona Aero Material Co., Ltd, Beijing 100081, China)

Abstract: Stress rupture tests at 975 °C/240 MPa and microhardness measurements at room temperature in high W cast superalloy K416 with various Al contents were conducted. The results show that the stress rupture life and microhardness decreases gradually with increasing the content of Al, the stress rupture life of specimens with medium and high levels of Al content are lower than the values in standard. Microstructural characterization indicates that little M_6C carbides and α-W phase are observed when the Al content is 5.60wt%. The area fraction of M_6C carbides and α-W phase increases from 0.08% to 2.1% with increasing the Al content from 5.60wt% to 6.20wt%. Meanwhile, the area fraction of γ/γ' eutectics increases from 12.6% to 21.8%. The increase of Al content shows little effect on the sizes and morphologies of grains, dendrites, *M*C carbides and γ' phase. The precipitation of brittle M_6C carbides with high amounts and the depletion of solid solution strengthening element (W) are responsible for the diminishing of stress rupture property. In addition, the stress rupture mechanisms of K416 alloy with various Al contents were also discussed.

Key words: high W cast superalloy; Al content; stress rupture property; microstructure

Corresponding author: Yuan Xiaofei, Senior Engineer, Gaona Aero Material Co., Ltd, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-62184623/62183341, E-mail: lanfeihong520@163.com