

K424 合金超温后的显微组织与典型性能

袁晓飞, 吴剑涛, 李俊涛, 燕 平

(钢铁研究总院, 北京 100081)

摘 要: 以标准热处理态的 K424 合金为研究对象, 对其进行不同条件的超温热处理 (1050~1150 °C/2 h+空冷)。对超温后的合金进行 975 °C/196 MPa 条件下的高温持久试验和室温拉伸试验, 并对其显微组织和断裂特征进行表征。结果表明: 标准热处理后的 K424 合金经过 1050~1150 °C 超温处理 2 h 并空冷后, 力学性能仅发生轻微降低, 其力学性能指标仍明显高于标准规定值。组织表征表明: 经过不同温度超温处理并空冷后合金晶粒、晶界和枝晶间 γ' 相的形貌并未呈现出明显的变化。一次 γ' 相的立方度提高以及 γ 通道中二次 γ' 相析出是合金超温后力学性能仅轻微降低的主要原因。同时, 对超温后 K424 合金的高温 and 室温断裂机制也进行了讨论。

关键词: K424 合金; 超温; 力学性能; 显微组织

中图分类号: TG132.3⁺2; TG113.2

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)06-1779-07

镍基铸造高温合金因其优异的力学性能而被广泛应用于制造航空发动机工作叶片、导向叶片及机匣等关键部件^[1]。上述部件在服役过程中承受高温、高压、燃气腐蚀等极端的工况, 服役条件十分复杂苛刻。

近年来, 由于非正常服役工况 (喘振、进气道畸变、燃油调节不良、喷油雾化不良、操作失误等) 所引起的短时超温服役得到越来越多的关注, 超温所引发的失效案例报道屡见不鲜^[2-6]。

超温根据其严重程度分为过热和过烧, 当发动机部件工作温度在正常工作温度以上但低于部件材料固相线温度时称为过热, 而高于固相线温度则称为过烧^[7]。从显微组织角度考虑, 过热会导致合金中 γ' 相发生回溶、粗化连接, 体积分数明显降低; 而过烧则会导致合金发生初熔, 甚至产生裂纹^[7,8]。部件超温后产生裂纹等宏观缺陷必然会影响其后续使用, 需及时更换。但考虑到部件的安全服役和维护成本, 使用部门同样关心其超温后未产生宏观缺陷并返回正常工作温度能否继续服役。解决上述问题的关键在于明确组织退化对超温后重回正常服役温度范围内合金力学性能的影响规律。童锦艳等^[9]对变形高温合金 GH4033 短时超温后的显微组织损伤和力学性能研究结果表明: 当超温温度低于 950 °C 时, 在持久测试升温 and 保温期间, 合金中有相当数量的 γ' 相析出, 补偿了短时超温时 γ' 的回溶, 并提高了强化效果, 持久寿命未降低; 而当超温温度高于 980 °C 时, 在升温 and 保温期间, γ' 相不重新析出, 持久寿命显著降低。由此可见, 超温条件

对于合金组织性能的影响规律十分复杂。此外, 针对铸造高温合金超温后显微组织与典型性能的系统研究十分鲜见。

K424 合金是镍基沉淀硬化型等轴晶铸造高温合金, 使用温度小于 1000 °C, 主要用于制作航空、航天发动机涡轮叶片、尾喷口调节片、整铸涡轮转子及导向器等高温结构部件^[10]。某型 K424 合金整铸涡轮转子在服役过程中发生超温, 其在大工况 (超温) 下工作 2 h。本研究以标准热处理后的 K424 合金为研究对象, 分析合金在不同温度超温后的组织演变规律, 并对其超温后的力学性能进行测试。最终确定超温后重新回到正常服役温度范围内, K424 合金显微组织对其力学性能的影响规律。本研究为同类型镍基铸造高温合金超温服役损伤评价提供实验依据。

1 实 验

本研究以钢铁研究总院提供的标准热处理后的 K424 合金为研究对象, 其标准热处理工艺为 1210 °C, 4 h, AC。合金的实测成分如表 1 所示。

为了评估 K424 合金超温后的组织退化规律, 对标准热处理后的合金进行 1050~1150 °C/2 h+空冷的超温实验, 试样尺寸为 $\Phi 12\text{ mm} \times 10\text{ mm}$ 。为了明确合金超温后的力学性能损伤规律, 依据 GJB 5512.1-2005 中的规定, 对超温后的试棒进行高温持久和室温拉伸性能测试。高温持久和室温拉伸试样尺寸如图 1 所示。试样加工完成后用乙醇对其表面进行清洗并使用 RD2-3

收稿日期: 2017-11-06

作者简介: 袁晓飞, 男, 1988 年生, 博士, 钢铁研究总院, 北京 100081, 电话: 010-62184623, E-mail: lanfeihong520@163.com

表 1 K424 合金的实测成分

Table 1 Measured composition of K424 alloy (wt%)								
Co	Cr	Al	Ti	Mo	W	Nb	C	Ni
13.80	9.22	5.28	4.46	3.25	1.44	0.81	0.14	Bal.

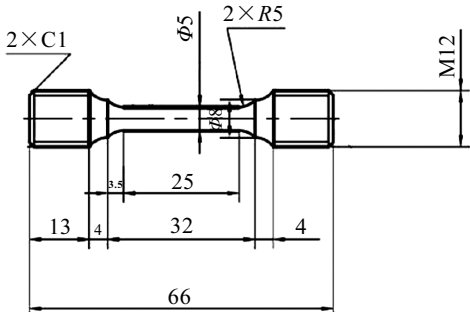


图 1 K424 合金高温持久和室温拉伸试样示意图

Fig.1 Sketch of the stress rupture and room temperature tensile specimen for K424 alloy

型高温蠕变及持久试验机和 AG-100KNE 型拉伸试验机分别测试试样在 975 ℃/196 MPa 条件下的高温持久性能以及室温拉伸性能。所有持久试验均为到温后保温 1 h 后加载，持久断裂后的样品均为炉冷。不同条件下的力学性能测试结果均为 2~3 根试棒测试结果的平均值。为了研究温度和应力对合金组织的影响规律并确定合金的断裂模式，取高温持久和室温拉伸断裂后样品，分别切取距离断口 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。

宏观晶粒的显示采用化学侵蚀法，化学侵蚀剂配比为盐酸:双氧水:水=2:1:2（体积比）。显微组织的显示采用电解侵蚀法，电解侵蚀剂配比为磷酸:硝酸:硫酸=3:10:12（体积比），电压为 3 V。采用扫描仪观察合金晶粒度，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超温及持久断裂后的组织，包括 γ' 相形貌、共晶和碳化物形貌以及裂纹和断口形貌。参照 GB/T 15749 中的网格数点法计算枝晶干 γ' 相体积分数。选取 3~5 个不重叠的视场进行计算，取平均值作为测量结果。

2 实验结果

2.1 力学性能

表 2 列出了标准热处理态及不同条件超温空冷后 K424 合金在 975 ℃/196 MPa 条件下的持久寿命、室温抗拉强度和屈服强度以及相应的枝晶干一次 γ' 相体积分数。如表 2 所示，经标准热处理后，合金在 975 ℃/196 MPa 条件下的持久寿命为 64.1 h，其室温抗拉强度和屈服强度分别为 1025.5 和 871.5 MPa。随着超温条件由 1050 ℃/2 h 提高至 1150 ℃/2 h，合金的持久寿命和室温屈服强度呈轻微下降趋势，而室温抗拉强度未发生明显降低。合金经 1050 ℃/2 h 和 1150 ℃/2 h 超温后，其持久寿命、室温抗拉强度和屈服强度分别为 57.3 h、1065.5 MPa、884.0 MPa 和 53.7 h、1020.0 MPa、820.0 MPa。需要说明的是，随着超温条件由 1050 ℃/2 h 提高至 1150 ℃/2 h，合金枝晶干一次 γ' 相的体积分数由 66.7%降低至 46.1%，其降低值超过 20%。需要说明的是，表 2 中各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。

2.2 力学性能测试前的合金组织

为了研究合金力学性能测试前的组织特征，分别对标准热处理态及经过 1050、1080、1120 和 1150 ℃超温处理 2 h 并空冷后的合金组织进行系统观察。图 2 为标准热处理态及不同条件超温空冷后 K424 合金晶粒、晶界和枝晶间 γ' 相的典型形貌。如图所示，与标准热处理态组织相比，经过不同温度超温处理并空冷后合金晶粒、晶界和枝晶间 γ' 相的形貌并未呈现出明显的变化。合金晶粒组织均为不规则的等轴晶或柱状晶；MC 型碳化物和 γ/γ' 共晶以块状不连续分布于晶界和枝晶间，其中 MC 型碳化物富集 Ti、Nb、Mo 和 W 元素，其含量分别为 36.5%、22.6%、12.8%和 6.1%；而枝晶间 γ' 相则呈较大的不规则形貌分布。

尽管上述组织随超温温度的提高并未呈现出明显的变化，但合金中枝晶干 γ' 相的形貌和体积分数却随着超温温度的提高呈现出明显的变化。图 3 为标准热处理态及不同温度超温 2 h 并空冷后 K424 合金枝晶干

表 2 标准热处理态及不同条件超温 2 h 并空冷后 K424 合金在 975 ℃/196 MPa 条件下的持久寿命、室温抗拉和屈服强度以及枝晶干一次 γ' 相的体积分数

Table 2 Stress rupture life at 975 ℃/196 MPa, tensile and yield strength at room temperature as well as the primary γ' volume fraction of dendritic cores for as-received specimen and specimens after overheating under different conditions for 2 h					
Overheating temperature/℃	Overheating time/h	Stress rupture life/h	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	γ' volume fraction/%
As-received	-	64.1±2.8	1025.5±14.8	871.5±0.7	68.4±3.1
1050	2	57.3±7.8	1065.5±24.7	884.0±12.7	66.7±1.5
1080	2	60.1±8.0	1060±22.6	846.5±27.6	64.2±1.7
1120	2	59.7±8.6	1088.5±24.7	806.0±17.0	58.8±3.0
1150	2	53.7±6.6	1020.0±10.5	820.0±29.5	46.1±4.2

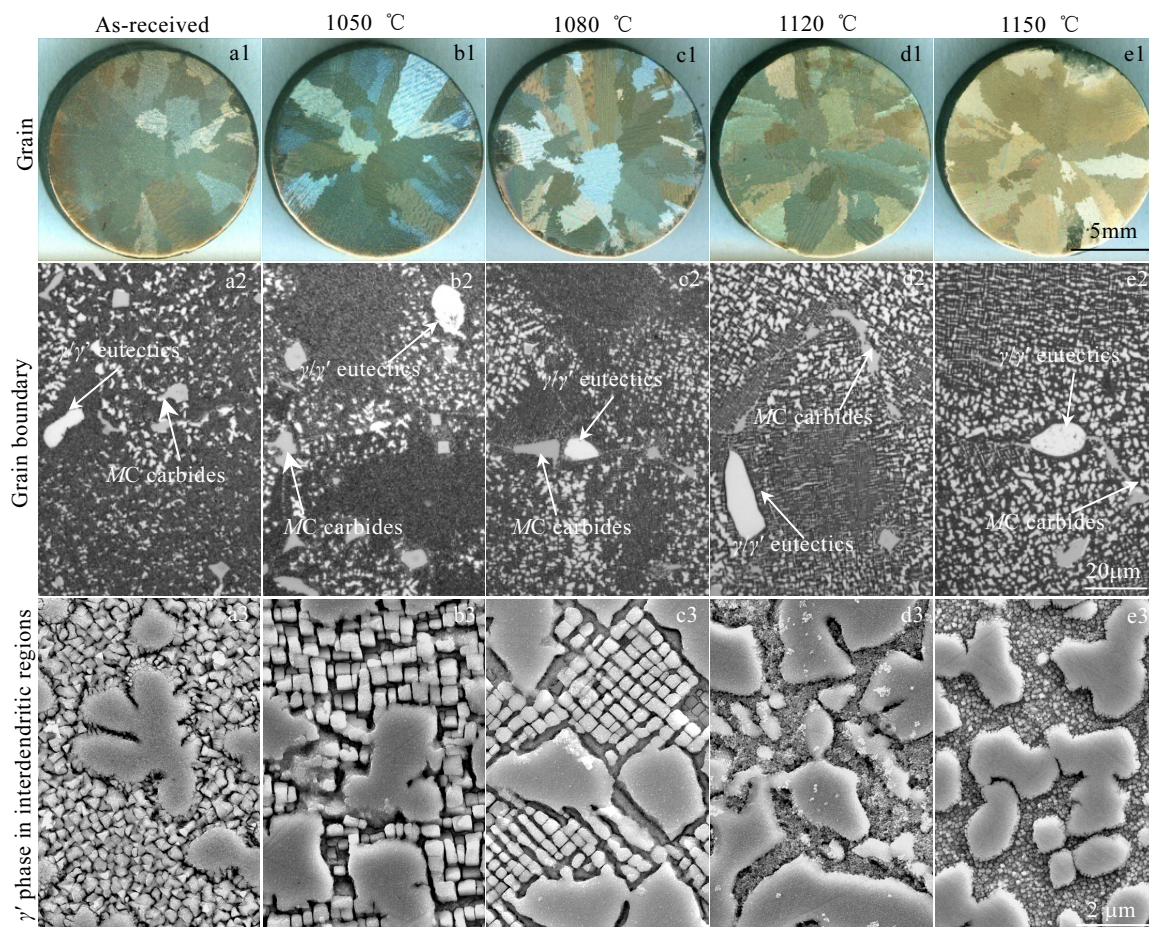
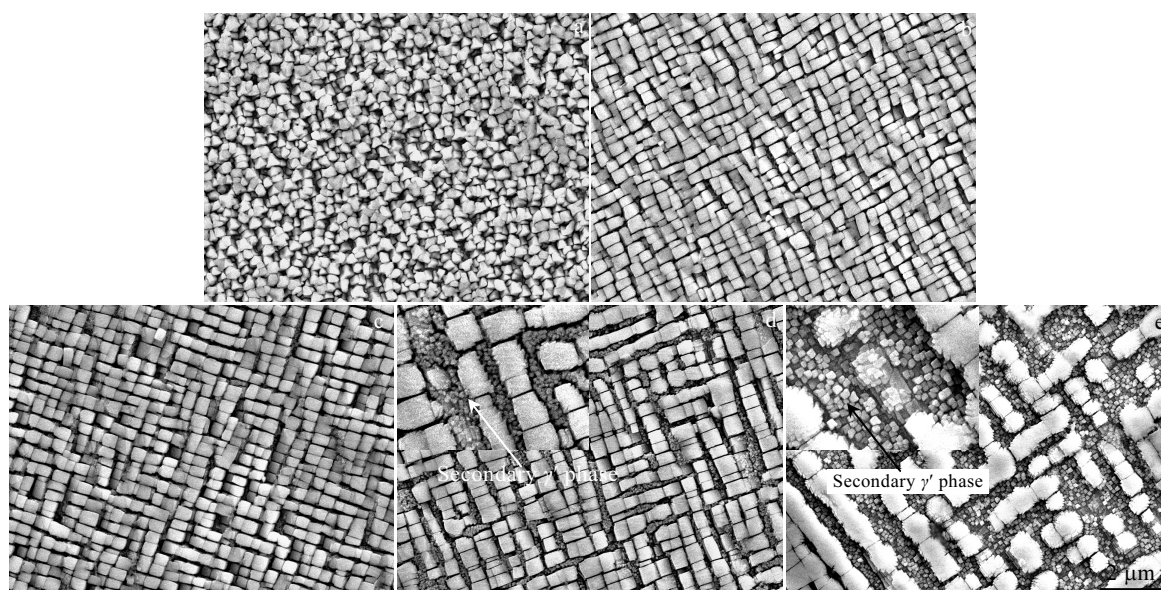


图 2 标准热处理态及不同条件超温 2 h 并空冷后 K424 合金的典型组织

Fig.2 Typical microstructures of K424 alloy under different conditions

图 3 标准热处理态及不同条件超温 2 h 并空冷后 K424 合金枝晶干 γ' 相典型形貌Fig.3 Typical morphologies of γ' precipitates in the dendritic region of K424 alloy under different conditions: (a) as-received specimen; and specimens overheated for 2 h at 1050 °C (b), 1080 °C (c), 1120 °C (d) and 1150 °C (e)

γ' 相的典型形貌。标准热处理态合金枝晶干 γ' 相呈不规则多边形均匀分布 (图 3a), 经过 1050 和 1080 °C 超温处理 2 h 并空冷后的合金枝晶干 γ' 相逐渐立方化, 呈现规则的立方状分布 (图 3b 和 3c)。经过 1120 °C / 2 h 超温处理后, 枝晶干 γ' 相轻微长大, 局部发生聚合连接, 但其立方度仍相对较高, 同时 γ 通道中析出部分二次 γ' 相 (图 3d)。而经过 1150 °C / 2 h 超温处理后, 枝晶干 γ' 相发生明显的长大且立方度降低, 同时其二次 γ' 相的数量明显增多 (图 3e)。随着超温温度的提高, 合金枝晶干一次 γ' 相的尺寸逐渐增大, 而体积分数不断降低, 体积分数的定量统计结果已列于表 2 中。

2.3 力学性能测试断后的合金组织

为了明确温度和应力对于超温后合金枝晶干 γ' 相形貌的影响规律, 对高温持久和室温拉伸断后距离断口 5 mm 的纵剖面组织进行观察, 如图 4 所示。超温后的合金经过 975 °C / 196 MPa 持久断裂后, 其距离断口 5 mm 标距部位枝晶干 γ' 相发生了明显的定向聚合连接, 呈条状分布。随着超温温度的提高, 其持久断后条状 γ' 相尺寸逐渐增大, 如图 4a₁~4d₁ 所示。另一方面, 超温后的合金经过室温拉伸断裂后, 其距离断口 5 mm 标距部位枝晶干 γ' 相仍保持相对规则的立方状。其形貌相比于室温拉伸前各超温状态下的枝晶干 γ' 相并未发生明显变化, 如图 4a₂~4d₂ 所示。

2.4 力学性能测试断后裂纹及断口形貌

为了明确超温后合金高温持久和室温拉伸的断裂模式, 对上述力学性能测试断后的断口及纵剖面裂纹形貌进行观察。图 5 归纳了超温后 K424 合金经 975 °C / 196 MPa 条件下持久断裂后的断口形貌及纵剖面裂纹形貌。超温后合金的持久断口形貌表明: 合金的持

久断裂模式主要为沿晶界和枝晶间开裂 (图 5a 和 5b); 进一步的观察表明: 裂纹主要萌生在 γ/γ' 共晶与基体的界面 (图 5c)、MC 型碳化物与基体的界面 (图 5d) 以及晶界 (图 5e); 此外当裂纹形成后, 在局部区域还观察到了裂纹的氧化 (图 5f)。另一方面, 由于在室温拉伸断后的纵剖面并未观察到二次裂纹, 故仅列出其断口形貌。图 6 为超温后 K424 合金经室温拉伸断裂后的断口形貌, 以 1150 °C / 2 h 超温后合金的室温拉伸断口为例进行说明。合金的断口形貌表明: 合金的室温拉伸断裂模式为枝晶间开裂 (图 6a)。尽管通过断口纵剖面的观察无法确定其裂纹萌生位置, 但在其断口表面观察到了大量开裂的 MC 型碳化物 (图 6b), 说明 MC 型碳化物是其室温拉伸裂纹萌生的主要位置。

3 分析讨论

3.1 K424 合金超温后的组织变化规律

力学性能测试前的组织观察结果表明: 合金晶粒、晶界和枝晶干 γ' 相的形貌并未随超温温度的提高呈现出明显的变化规律 (图 2)。而其枝晶干 γ' 相的体积分数、尺寸和形貌却随着超温温度的提高呈现出明显的变化规律 (图 3 和表 2)。标准热处理态 K424 合金中枝晶干一次 γ' 相体积分数为 68.4%。合金在 1050、1080、1120 和 1150 °C 超温处理 2 h 并空冷后, 其枝晶干一次 γ' 相体积分数逐渐降低, 由 1050 °C / 2 h 超温处理后的 66.7% 降低至 1150 °C / 2 h 超温处理后的 46.1%, 体积分数降低了 20.6%。枝晶干 γ' 相的尺寸则随着超温温度的提高不断增大, 但由于其局部聚合连接, 故未统计其定量尺寸。随着超温温度的升高, 合金元素在基体的溶解度逐渐增大, 造成 γ' 相形成元素向基体扩

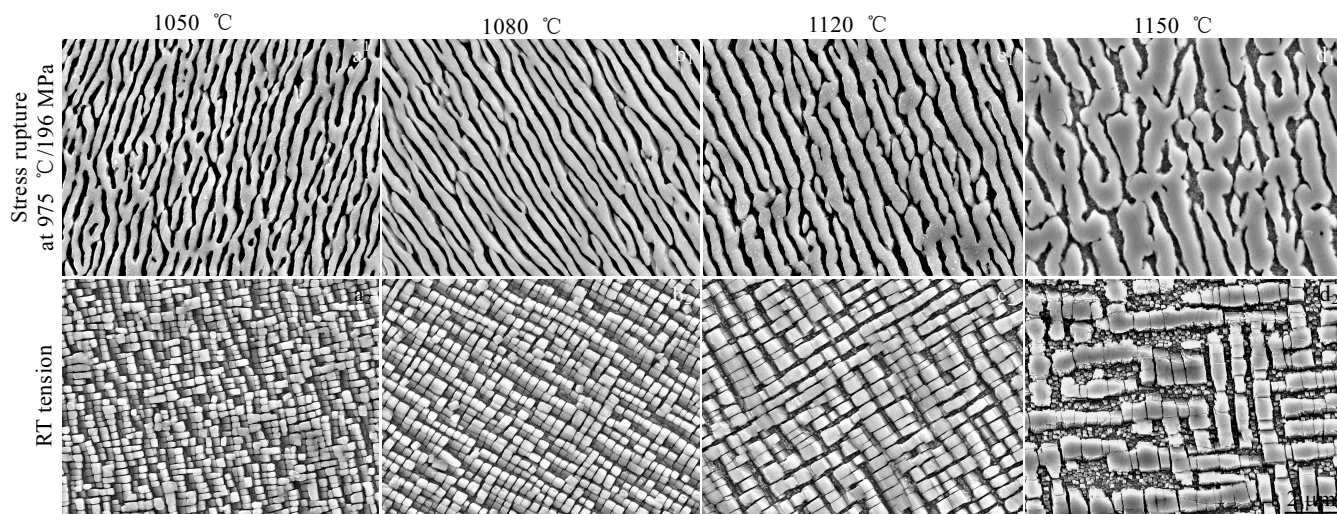


图 4 不同条件超温 2 h 并空冷后 K424 合金经力学性能测试断后距离断口 5 mm 标距部位枝晶干 γ' 相的典型形貌

Fig.4 Typical morphologies of γ' precipitates in the gauge length (5 mm away from fracture surface) of K424 alloy after mechanical tests

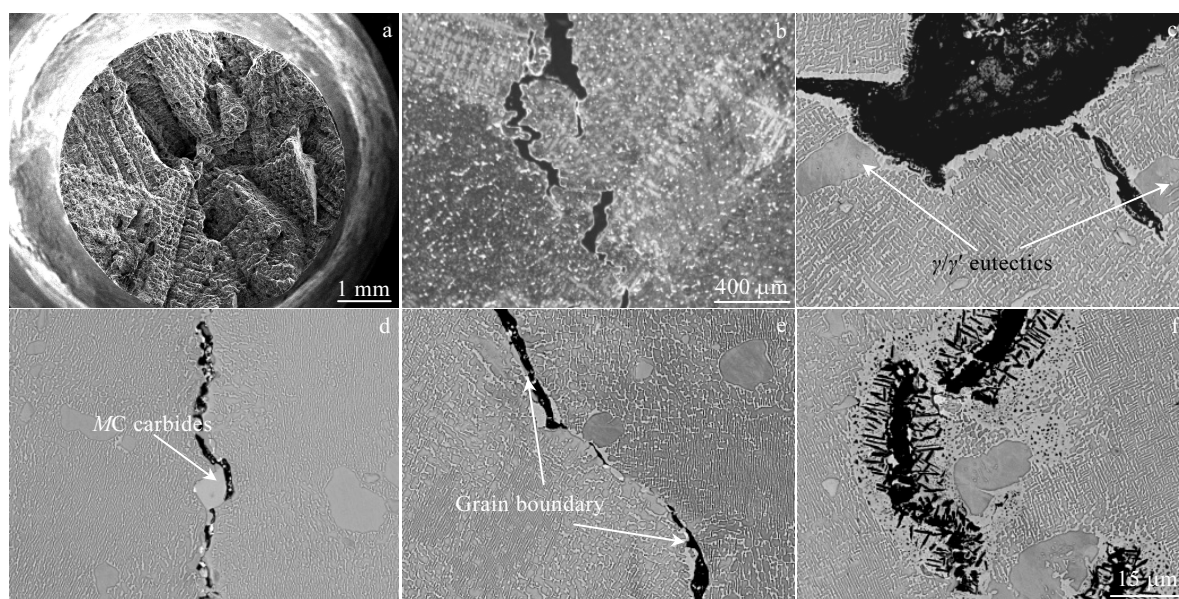


图5 不同条件超温 2 h 并空冷后 K424 合金经 975 °C/196 MPa 条件下持久断裂后的断口及纵剖面裂纹形貌

Fig.5 Fracture surface (a) and crack morphologies in longitudinal section (b~f) of K424 alloy overheated for 2 h at 1150 °C (a~c), 1080 °C (d), 1050 °C (e), and 1120 °C (f) after the stress rupture tests

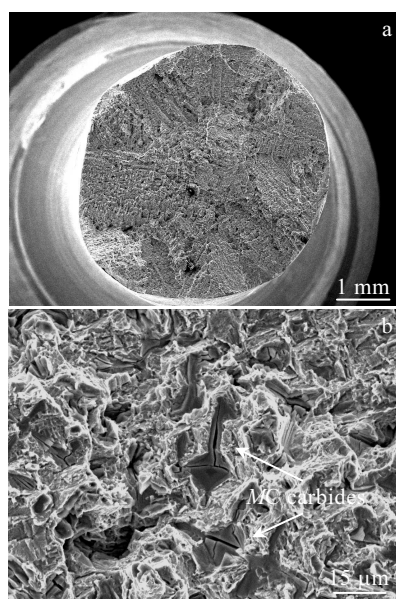


图6 1150 °C超温 2 h 并空冷后 K424 合金经室温拉伸断裂后的断口形貌

Fig.6 Fracture surface of K424 alloy overheated at 1150 °C for 2 h after the room temperature tensile tests

散, γ' 相发生回溶, 体积分数降低。同时, 为了降低 γ' 相的表面能, 其尺寸将增大, 且随着温度的升高, 合金元素的扩散能力增强, 从而提高了 γ' 相的长大速率^[9]。

另一方面, 不同条件下枝晶干 γ' 相的形貌与分布

是高温热处理和随后的空冷过程综合作用的结果。K424 合金的标准热处理工艺为 1210 °C/4 h, 空冷, 枝晶干 γ' 相在标准热处理过程中完全溶解, 而在随后的空冷过程中析出, 故呈现细小的不规则多边形分布 (图 3a)。经过 1050 和 1080 °C 超温处理 2 h 并空冷后的合金枝晶干一次 γ' 相并未发生组织退化, 立方度反而明显提高 (图 3b 和图 3c)。上述超温处理等同于对合金进行类似单晶高温合金的一次时效处理, 使固溶空冷后析出的 γ' 相发生时效。经过 1150 °C 超温处理 2 h 并空冷后, 由于超温温度较高, 合金一次 γ' 相发生显著地粗化连接, 立方度降低。同时由于 γ' 相形成元素回溶较多, 基体过饱和度增加, 故在随后的空冷过程中在 γ 通道中析出大量二次 γ' 相 (图 3e)。经过 1120 °C 超温处理 2 h 并空冷后, 合金组织介于上述二者之间, 即一次 γ' 相既发生了时效又在 γ 通道中析出了部分二次 γ' 相 (图 3d)。

此外, 不同条件超温后, K424 合金经 975 °C/196 MPa 持久试验断后, 其距离断口 5 mm 标距部位枝晶干 γ' 相发生明显的定向聚合连接, 而经室温拉伸试验断后, 其相同部位枝晶干 γ' 相仍保持规则的立方状分布。上述结果表明: 相比于应力, 温度和时间是 γ' 相发生定向聚合连接的主要因素。由于 γ' 相定向聚合连接的本质是应力导致的合金元素的定向扩散过程。应力梯度由 γ/γ' 相错配应力和外加应力叠加产生^[11]。在应力梯度的作用下, γ' 相形成元素 Al、Ta 和 Ti 等以及

γ 相形成元素 Cr、Co 和 W 等沿相反的方向扩散, 导致 γ' 相沿特定方向生长, 进而相邻的 γ' 相粒子相互连接。故只有在高温下合金元素长时充分扩散, 才可能形成上述条形组织。

3.2 K424 合金超温后组织对典型性能的影响

众所周知, 晶粒度、晶界和枝晶间析出相的尺寸和分布以及基体上分布的 γ' 强化相的体积分数、尺寸和分布对于高温合金的力学性能影响显著^[12-14]。高温下, 晶界强度低于晶内强度, 晶界析出相的尺寸和分布对于合金性能影响较大; 而在室温下, 晶界强度高于晶内强度, 基体中的 γ' 强化相对于提高合金的力学性能至关重要。但如前所述, 在本研究所选取的超温条件下, 合金晶粒、晶界和枝晶间 γ' 相的形貌均未呈现明显的变化规律, 故枝晶干 γ' 相是影响合金高温持久和室温拉伸性能的主要因素。

Jackson 等人^[14]研究了 DS Mar-M200 合金中 γ' 相体积分数与固溶温度和持久性能的关系, 结果表明: 随着合金中 γ' 相体积分数由 30% 增加至 45%, 其持久寿命提高了 3 倍。本研究表 2 和图 3 表明: 标准热处理态的合金经不同温度超温处理 2 h 并空冷后, 其枝晶干 γ' 相体积分数最大降低超过 20%。Zhang 等人^[15]研究了 γ' 相尺寸对于一种新型定向凝固镍基高温合金室温拉伸性能的影响规律, 结果表明: 随着 γ' 相尺寸由 241 nm 增加到 597 nm, 合金的抗拉强度和屈服强度分别由 1248 和 1050 MPa 降低至 975 和 799 MPa。

本研究中, 标准热处理后的 K424 合金经过 1050~1150 °C 超温处理 2 h 并空冷后力学性能仅呈轻微下降趋势。GJB 5512.1-2005 中规定 K424 合金在 975 °C/196 MPa 条件下的持久寿命需大于 40 h, 其室温抗拉强度需大于 835 MPa。本研究中原始态合金持久寿命、室温抗拉强度和屈服强度分别为 64.1 h、1025.5 和 871.5 MPa。经过 1150 °C 超温处理 2 h 并空冷后合金持久寿命、室温抗拉强度和屈服强度分别为 53.7 h、1020.0 MPa、820.0 MPa, 其值仍明显高于 GJB 5512.1-2005 中的规定值。如前所述, 当超温温度低于 1080 °C 时, 尽管一次 γ' 相体积分数有轻微的降低, 但其立方度较之原始态合金有明显提高(图 3b 和图 3c)。规则均匀分布的立方状 γ' 相有利于提高合金的强度。Carroll 等人^[16,17]的研究结果表明: γ' 相呈球形的合金, 其抗蠕变性能最差, 随着 γ' 相立方度的增大, 合金的抗蠕变性能明显提高。而当超温温度达到 1150 °C 时, 尽管一次 γ' 相发生明显的粗化连接且体积分数显著降低, 但其 γ 通道中析出了大量细小的二次 γ' 相(图 3e)。Osada 等人^[18]的研究表明: 高温合金的强度是由纯镍单晶强化、固溶强化、原始一次 γ' 相强化、二次 γ' 相

强化和晶界强化等多种因素共同决定的。随着超温温度的提高, 尽管纯镍单晶强化、固溶强化、原始一次 γ' 相强化和晶界强化的强化效果有所降低, 但其析出大量的二次 γ' 相则会提高合金的强度。故经过 1150 °C 超温处理 2 h 并空冷后, K424 合金的力学性能仅轻微降低。超温温度为 1120 °C 时, 合金组织介于上述二者之间, 即一次 γ' 相既发生了时效又在 γ 通道中析出了部分二次 γ' 相(图 3d), 故其力学性能同样未发生明显降低。综上所述, 一次 γ' 相的立方度提高以及 γ 通道中二次 γ' 相析出是标准热处理后的 K424 合金经过 1050~1150 °C 超温处理 2 h 并空冷后力学性能仅轻微降低的主要原因。

3.3 超温后 K424 合金的断裂机制

超温后 K424 合金的断裂机制可以归纳如下: 在变形过程中, 不同种类的相之间由于变形的不协调性会在其界面处(大块状 γ/γ' 共晶与基体的界面以及 MC 型碳化物与基体的界面)产生应力集中, 形成裂纹并扩展连接, 最终导致合金断裂^[19,20]。而高温下晶界强度降低, 在变形过程中同样会萌生裂纹, 同时裂纹形成后在高温下发生氧化, 从而进一步导致合金断裂。本研究中, 超温后 K424 合金经 975 °C/196 MPa 条件下持久断裂后的断口及纵剖面裂纹形貌表明: 在高温持久过程中晶界、枝晶间 γ/γ' 共晶与基体的界面以及 MC 型碳化物与基体的界面均是 K424 合金的薄弱环节(图 5), 而在室温拉伸过程中晶界强度相对较高, MC 型碳化物与基体的界面是其断裂的主要位置(图 6)。

综上所述, 当合金发生超温后, 出于安全服役角度考虑, 通常会直接更换超温部件。但本研究结果表明: 标准热处理后的 K424 合金经过 1050~1150 °C 超温处理 2 h 并空冷后, 其力学性能并未显著降低。由于铸造高温合金组织的复杂性, 在探讨其性能时需充分考虑合金的组织变化规律进行综合评判。

4 结 论

1) K424 合金经过 1050~1150 °C 超温处理 2 h 并空冷后, 其晶粒、晶界和枝晶间 γ' 相的形貌并未呈现出明显的变化。但枝晶干一次 γ' 相体积分数随超温温度的提高逐渐降低。经 1050~1080 °C/2 h 超温并空冷后, 枝晶干一次 γ' 相发生时效, 立方度提高; 经 1150 °C/2 h 超温并空冷后, 其发生显著的粗化连接, 并在 γ 通道中析出大量二次 γ' 相。

2) 经过 1050~1150 °C/2 h 的超温并空冷后, K424 合金在 975 °C/196 MPa 条件下的高温持久寿命和室温抗拉强度均未低于标准规定值。一次 γ' 相的立方度提高以及 γ 通道中二次 γ' 相析出是其典型力学性能未

发生明显损伤的主要原因。

3) 合金在 975 °C/196 MPa 条件下的持久断裂模式为沿晶界和枝晶间开裂, 裂纹主要萌生在 γ/γ' 共晶与基体的界面、MC 型碳化物与基体的界面处以及晶界; 室温拉伸断裂模式为枝晶间开裂, 断裂源处有大量 MC 型碳化物开裂。

参考文献 References

- [1] Pollock T M, Tin S. *J Propul Power*[J], 2006, 22(2): 361
- [2] Li Shuyuan(李淑媛), Zheng Yunrong(郑运荣). *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 1983(6): 47
- [3] Kim S G, Hwang Y H, Kim T G *et al. Eng Fail Anal*[J], 2008, 15(4): 394
- [4] Liu Xuan(刘 轩). *Thesis for Master*(硕士论文)[D]. Dalian: Dalian Maritime University, 2009: 9
- [5] Lu Wenhai(卢文海), Liu Liyu(刘丽玉), Bai Mingyuan(白明远). *Failure Analysis and Prevention*(失效分析与预防)[J], 2010, 5(4): 252
- [6] Zhao Wenxia(赵文侠), Li Ying(李 莹), Fan Yingwei(范映伟) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2012(8): 39
- [7] Cai Yulin(蔡玉林), Zheng Yunrong(郑运荣). *Metallographic Research of Superalloys*(高温合金的金相研究)[M]. Beijing: National Defense Industry Press, 1986: 228
- [8] Huff H, Pillhofer H. In: Reichman S eds. *Superalloys 1988*[C]. Warrendale, PA: TMS, 1988: 835
- [9] Tong Jinyan(童锦艳), Feng Wei(冯 微), Fu Chao(付 超) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2015, 51(10): 1242
- [10] High Temperature Materials Branch of Chinese Metals Society(中国金属学会高温材料分会). *China Superalloys Handbook*(中国高温合金手册)[M]. Beijing: Standards Press of China, 2012: 168
- [11] Pollock T M, Argon A S. *Acta Metall Mater*[J], 1994, 42(6): 1859
- [12] Torster F, Baumeister G, Albrecht J *et al. Mater Sci Eng A*[J], 1997, 234-236: 189
- [13] Yuan X F, Song J X, Zheng Y R *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2016, 651: 734
- [14] Jackson J J, Donachie M J, Henricks R J *et al. Metall Trans A*[J], 1977, 8(10): 1615
- [15] Zhang P, Yuan Y, Li B *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2016, 655: 152
- [16] Carroll L J, Feng Q, Mansfield J F *et al. Metall Mater Trans A*[J], 2006, 37(10): 2927
- [17] Carroll L J, Feng Q, Pollock T M. *Metall Mater Trans A*[J], 2008, 39(6): 1290
- [18] Osada T, Gu Y F, Nagashima N *et al. In: Huron E S eds. Superalloys 2012*[C]. Warrendale, PA: TMS, 2012: 121
- [19] Walston W S, Bernstein I M, Thompson A W. *Metall Trans A*[J], 1991, 22(6): 1443
- [20] Liu L R, Jin T, Zhao N R *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2003, 361: 191

Microstructure and Typical Mechanical Properties of Overheated K424 Superalloy

Yuan Xiaofei, Wu Jiantao, Li Juntao, Yan Ping

(Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract: The stress rupture test at 975 °C/196 MPa and room temperature tensile test were performed on K424 alloys which were standard heat-treated and overheated under different conditions (1050~1150 °C/2 h, air cooling), and then the microstructure and fracture features were investigated. The results show that the mechanical properties of the standard heat-treated K424 alloy are only slightly decreased after overheating at 1050~1150 °C for 2 h, while its mechanical property indexes are obviously higher than the standard values. Microstructure characterization indicates that the grain morphology, grain boundary morphology and γ' phase of the interdendritic region do not show significant changes after overheating under different conditions. The more cuboidal primary γ' phase and the precipitation of secondary γ' phase in γ channel are responsible for the slightly reduced mechanical properties after overheating. In addition, the high temperature and room temperature fracture mechanism of the overheated K424 alloy was also discussed.

Key words: K424 alloy; overheating; mechanical property; microstructure

Corresponding author: Wu Jiantao, Professor, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, P. R. China, Tel: 0086-10-62184623/62443339, E-mail: 13501190634@139.com