

FGH113A(WZ-A3)粉末高温合金 长期组织稳定性研究

熊江英^{1,2}, 尹超², 王冲², 郭建政^{1,2}

(1. 中南大学粉末冶金国家重点实验室, 湖南长沙 410083)

(2. 深圳市万泽中南研究院有限公司, 广东深圳 518000)

摘要: 采用光学显微镜、扫描电镜及能谱仪等观察分析了 FGH113A(WZ-A3) 合金的晶粒组织、 γ' 强化相、碳化物等在 760 和 815 °C 长期时效下的演变规律, 通过力学性能测试分析了长期时效对合金拉伸性能的影响。结果表明: 760 和 815 °C 长期时效对合金的晶粒尺寸无明显影响。760 °C 时效 2020 h 后, 合金的 γ' 相尺寸与形貌无明显变化, 碳化物由弥散分布的颗粒状, 转变为晶界聚集析出的连续型碳化物。815 °C 时效 440 h 后, γ' 相开始长大且形貌由近立方状向近球形转化, 晶内开始析出短棒状碳化物, 2020 h 后明显可见颗粒状碳化物在晶界富集, 晶内短棒状碳化物增多。经长期时效的试样在 704 和 760 °C 进行拉伸测试, 在 760 °C 时效 440 和 2020 h 后, 合金的抗拉强度相当, 屈服强度在 2020 h 后反而有小幅提升; 在 815 °C 时效 440 和 2020 h 后, 合金的拉伸性能表现出类似规律, 这与长期时效过程中合金无有害相析出和晶界碳化物的钉扎作用有关。新型镍基粉末高温合金 FGH113A 在 760 和 815 °C 长期时效下表现出优异的组织 and 性能稳定性。

关键词: FGH113A (WZ-A3); 长期时效; 组织稳定性; 力学性能

中图分类号: TG132.3*3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2013)08-2885-08

粉末高温合金经热变形后具有组织均匀、无宏观偏析、晶粒细小且综合力学性能好等一系列优点, 因此诞生后很快成为高推重航空发动机涡轮盘等热端部件制造的首选材料^[1]。美国和欧洲在镍基粉末高温合金的研究一直走在最前列, 为满足新一代航空发动机的需求, 欧美等国研制了第 3 代粉末高温合金 Rene104 (ME3)、LSHR、RR1000 等, 已成功用于航空发动机涡轮盘的生产, 目前正在进行第 4 代粉末高温合金的研制^[2-3]。我国的粉末高温合金研究虽起步较晚, 也陆续研制和应用了 FGH95、FGH96、FGH97 等合金, 但对于强度和损伤容限兼优、使用温度 750~800 °C 的第 3 代粉末高温合金还处于研制和试产阶段, 包括钢铁研究总院的 FGH98 合金、北京科技大学与钢铁研究总院合作研制的 FGH98I 合金, 北京航空材料研究院的 FGH99 合金, 深圳市万泽中南研究院有限公司的 FGH113A (WZ-A3) 等^[4-6]。

新型高性能粉末高温合金主要用于先进航空发动机的热端部件, 其高温下长期服役的结构稳定性至关重要, 国内外学者对粉末高温合金长期时效稳定性开展了一系列研究。马国君等^[7]研究了 FGH95 粉末高温合金在

550 °C/1500 h 和 650 °C/1500 h 长期时效后 γ' 相含量、形态、尺寸和碳化物等的稳定性, 认为在 550 °C 下组织稳定, 在 650 °C 下 γ' 相和碳化物含量略有增加。周晓明等^[8]研究了不同长期时效热处理制度对 FGH96 合金的显微组织、析出相、拉伸性能、持久性能及蠕变性能的影响, 发现在 550 和 650 °C 下长期时效至 7500 h, 合金晶粒尺寸、 γ' 相形貌尺寸、MC 型碳化物和 M_3B_2 型硼化物相含量、拉伸性能、持久性能等基本保持不变。Gabb 等^[9]针对第 3 代粉末高温合金 LSHR 和 ME3 2 种合金, 研究了合金长期时效过程中的显微组织演变和力学性能演变规律。本研究团队^[10-11]前期对 FGH113 铸态合金也进行了长期时效研究, 并与典型第 3 代粉末合金 RR1000 进行对比, 认为铸态 FGH113 合金虽有少量针状 η 相析出, 但 650、750 °C 持久性能明显优于 RR1000 合金, 表现出更优异的稳定性, 但对于成分优化后的 FGH113A 粉末合金锻造态的组织稳定性还未开展相关研究工作。

本实验对新型第 3 代粉末高温合金 FGH113A 分别在 760 和 815 °C 下进行了最长 2020 h 的长期时效处理, 分析讨论了不同时效处理后合金包括晶粒尺寸、 γ' 相结

收稿日期: 2022-11-07

基金项目: 国家科技重大专项 (2017-VI-0009-0080)

作者简介: 熊江英, 女, 1988 年生, 博士生, 中南大学粉末冶金国家重点实验室, 湖南长沙 410083, 电话: 0755-82799717, E-mail: xiongjy@wedge.com.cn

构、碳化物的显微组织和拉伸力学性能的稳定性及演变规律，以期为 FGH113A 合金在 700 °C 及以上长期应用提供更多的理论依据和可靠参考。

1 实验

FGH113A 是一种新型的镍基粉末高温合金，其名义化学成分如表 1 所示。实验用样品的加工制备工艺流程为：真空感应熔炼母合金、氩气雾化制粉 (AA)、粉末预处理、装包套及封焊、热等静压、热挤压、等温锻造、热处理。真空感应熔炼获得母合金后，经真空氩气雾化制粉，筛分后粉末粒度 ≤ 53 μm，粉末 O 含量控制在 100 μg/g 以下，N 含量控制在 5 μg/g 以下。粉末装入不锈钢包套，经动态抽气、封焊等后处理，在 1150 °C/150 MPa 下进行热等静压。以不锈钢包套挤压工艺对热等静压锭坯进行挤压，挤压温度为 1110 °C、挤压速度为 30 mm/s、挤压比为 4.7，热挤压后带包套坯料总直径为 125 mm、总长度为 1840 mm。采用两火次锻造工艺，两火次锻造温度均为 1080 °C、锻造应变率为 0.005 s⁻¹，总压下量为 55%。标准热处理在 IPSEN TITAN (H2) 真空气淬炉中进行，经 1185 °C 过固溶处理，冷速控制在约 150 °C/min，再经 815 °C/8 h 时效处理，冷速控制在约 100 °C/min，获得最终实验盘件。

长期时效热处理在马弗炉内进行，将经过标准热处理的合金样品分别在 760 和 815 °C 下进行长期时效，且在 10、50、100、440、1010 和 2020 h 等不同时间取样

表 1 FGH113A (WZ-A3) 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of FGH113A (WZ-A3) alloy (wt%)

Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Nb	Ta	Hf, C, B	Ni
19.0	13.0	4.0	4.0	3.0	3.7	1.2	1.0	Minor	Bal.

空冷后进行显微组织的观察。对不同时效处理的样品进行机械研磨、抛光和腐蚀后，采用 Nikon MM400 光学显微镜和配有 BRUKER XFLASH 6160 129 eV 能谱探头的 CARL ZEISS Sigma300 场发射扫描电子显微镜进行合金显微组织观察和微区成分测定，晶粒度和碳化物观察采用 Kalling's 进行腐蚀，γ'析出相观察采用硝酸+乙酸+水+氢氟酸进行腐蚀。结合 Image-Pro Plus 图像分析软件，对不同状态合金的 γ'析出相尺寸进行多点测量后取平均值。按照 GB/T 6394-2017《金属平均晶粒度测定法》，采用截线法测定晶粒度。在 440 和 2020 h 2 个时间点取样进行拉伸性能测试。试棒拉伸性能实验按照 GB/T 228.2-2015《金属材料 拉伸试验第 2 部分：高温试验方法》在 ETM105D 万能试验机上进行。

2 结果与讨论

2.1 长期时效后 FGH113A 合金的组织变化

2.1.1 晶粒组织

图 1 为 FGH113A 合金在标准热处理态(固溶+时效，

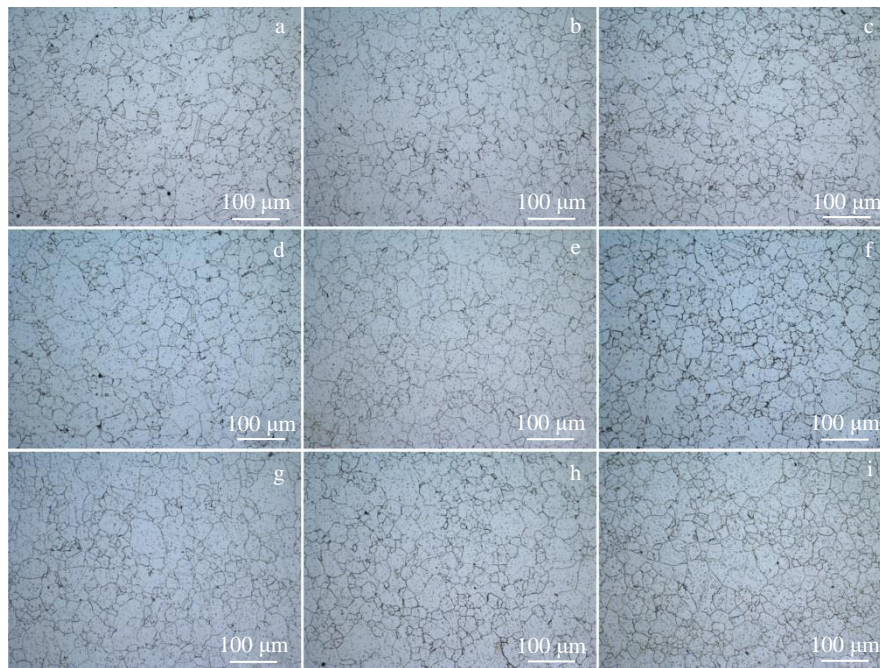


图 1 760 和 815 °C 不同长期时效 FGH113A 合金的晶粒显微组织

Fig.1 Microstructures of FGH113A alloys after SHT (a), and after long-term aging of 760 °C/100 h (b), 815 °C/100 h (c), 760 °C/440 h (d), 815 °C/440 h (e), 760 °C/1010 h (f), 815 °C/1010 h (g), 760 °C/2020 h (h), and 815 °C/2020 h (i)

standard heat treatment, SHT)、760 和 815 °C 不同长期时效时间后的晶粒组织对比图。图 1a 中, 经过标准热处理的合金晶粒呈均匀分布, 晶界呈锯齿状, 晶内可见多处孪晶。图 1h 和 1i 中, 合金经过了 2020 h 的长时间时效后, 在 760 和 815 °C 下晶粒仍保持等轴晶状态, 形貌与尺寸均未发生明显变化。图 2 是 FGH113A 合金在不同制度时效后的 ASTM 晶粒度统计图。合金初始标准热处理态晶粒度为 7.6 ± 0.15 级, 经 760 °C/2020 h 和 815 °C/2020 h 长期时效后, 晶粒度统计结果分别为

7.60 ± 0.27 级和 7.9 ± 0.22 级, 标准热处理态和 2020 h 长期时效后的合金晶粒度波动小于 1 级。合金经过前期的热等静压、挤压、等温锻造等一系列热变形, 在过固溶热处理和时效过程中, 变形组织发生了再结晶形核与长大, 再结晶充分, 位错密度较小的无畸变晶粒取代了位错密度很高的形变晶粒, 760 和 815 °C 的长期时效温度对已充分再结晶的晶粒尺寸影响有限, 因此, 2020 h 长期时效后的合金晶粒尺寸均未发生明显变化, 760 和 815 °C 2 个温度下, FGH113A 合金具有较高的晶粒组织长期稳定性。

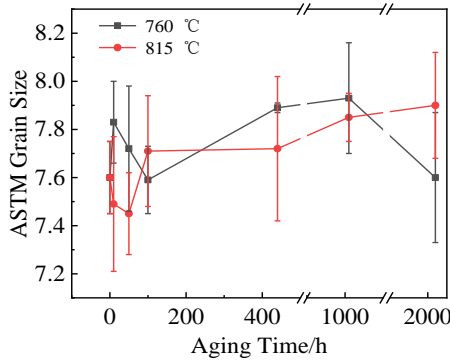


图 2 FGH113A 合金的晶粒度统计

Fig.2 Statistics of grain size of FGH113A alloys (ASTM-American society for testing and materials)

图 1a 中, 标准热处理态的试样中可见多处孪晶界, 这是因为粉末高温合金为难变形高温合金, 等温锻造过程中变形量大, 晶体难以仅仅通过滑移产生塑性变形, 变形合金中产生高密度的位错运动, 这种位错运动引起另一种塑性变形方式-孪生, 形成的孪晶界使得新的滑移系开动, 有助于等温锻造过程中塑性变形。

2.1.2 γ' 强化相

图 3 为 FGH113A 合金在 760 和 815 °C 下, 标准热处理态、100、440、1010 和 2020 h 长期时效后的二次 γ' 析出相形貌对比。由图 3a 可知, 合金经标准热处理后, 晶内析出的二次 γ' 相均匀且细小, 呈现圆角正方状, 晶内未见析出尺寸更为细小的三次 γ' 。760 °C 长期时效下, 随着时效时间延长至 2020 h, 合金中二次 γ' 相未明显长

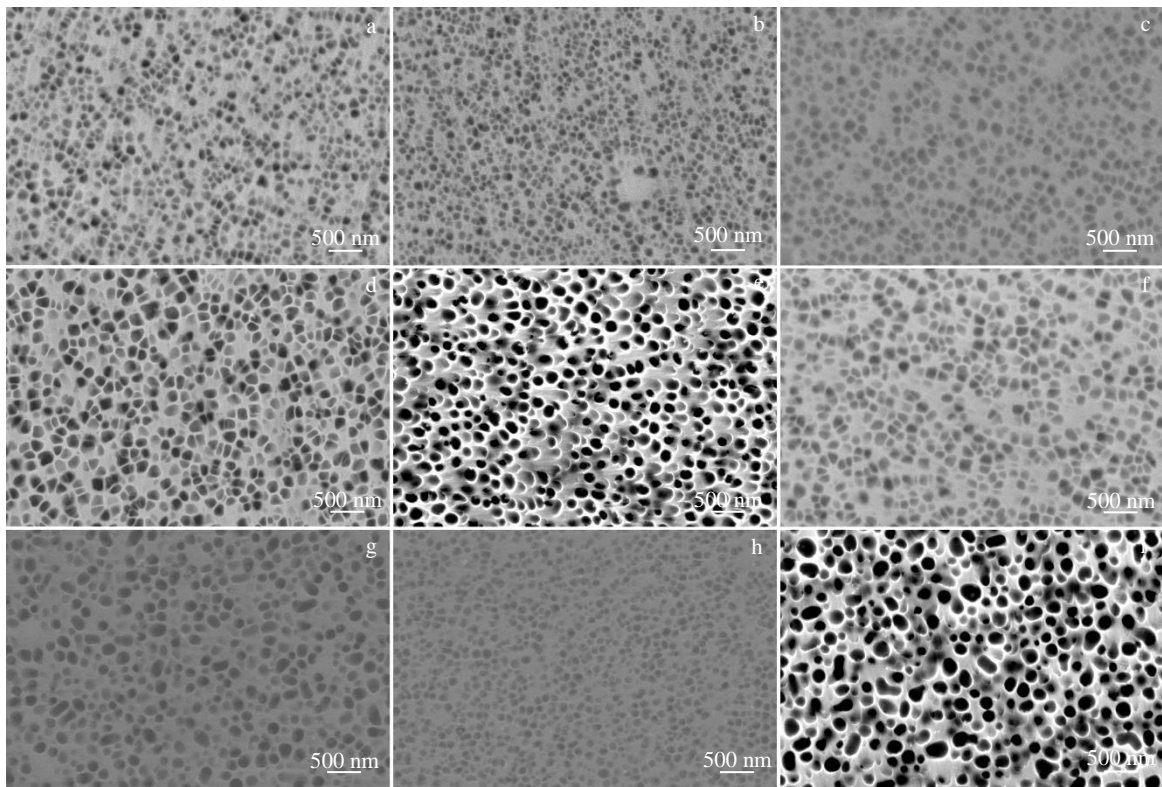


图 3 在 760 和 815 °C 不同长期时效 FGH113A 合金的二次 γ' 析出相形貌

Fig.3 Morphologies of secondary γ' precipitates of FGH113A alloys after SHT (a), and after long-term aging of 760 °C/100 h (b), 815 °C/100 h (c), 760 °C/440 h (d), 815 °C/440 h (e), 760 °C/1010 h (f), 815 °C/1010 h (g), 760 °C/2020 h (h), and 815 °C/2020 h (i)

大，形貌上仍保持圆角正方状，与标准热处理态相比未发生明显变化，保持了较好的稳定性，见图 3h。815 °C 下，合金经 100 h 时效后，与标准热处理态相比二次 γ' 尺寸有所长大，但形态仍保持着圆角正方状，见图 3c；经 440 h 后二次 γ' 尺寸持续增大，形貌转变为近球型；经 2020 h 后二次 γ' 继续长大，形貌保持为球型。

图 4 统计了 FGH113A 合金不同状态的晶内二次 γ' 尺寸与体积分数的情况。合金标准热处理二次 γ' 尺寸约 130 nm，体积分数约为 27%。经 760 °C 长期时效，二次 γ' 相尺寸未有明显变化，经 2020 h 长期时效，晶内二次 γ' 尺寸约 140 nm。在 815 °C，合金长期时效后的二次 γ' 尺寸呈现逐步增长的趋势，100 h 后尺寸由 130 nm 长大至约 170 nm，2020 h 后长大至约 200 nm。图 4b 的体积分数变化图表明，2 个温度下 FGH113A 合金的二次 γ' 体积分数没有明显变化，保持在 30% 左右。

影响镍基高温合金 γ' 形貌的因素有很多，如 γ/γ' 错配度、 γ/γ' 界面化学梯度、晶体取向等^[12]。镍基高温合金在长期时效过程中， γ' 相可能发生体积扩散控制的粗化，较小的 γ' 粒子溶解而较大的粒子逐渐长大，该过程称为 Ostwald 熟化过程。根据 Ostwald 熟化机制中的经典 LSW (Lifshitz and Slyozov, Wagner) 理论， γ' 相粗化动力学符合如下规律：

$$D_t^3 - D_0^3 = kt \quad (1)$$

式中， k 为粗化常数， t 为时间， D_t 为 t 时刻 γ' 相粗化后平均直径， D_0 为时间为 0 时刻 γ' 相平均直径，其中粗化常数 k 很大程度上取决于 γ' 相的体积分数与含量^[12]。

从图 3 可知，FGH113A 合金在 760 °C 经过 2020 h 长期时效， γ' 的尺寸并未随着时效时间的延长而逐渐长大，不符合经典的 LSW 理论规律；而 815 °C 下合金在 100 h 内的长期时效时间内 γ' 尺寸同样不符合 LSW 理论。其中，760 °C 时 γ' 粗化，尺寸先增大，而后 γ' 细化，尺寸减小。对比图 3d 和 3e 可知，440 h 时，815 °C 二次 γ' 明显粗于 760 °C，含量也较高。而在图 3f 和 3g 中，到 1010 h

时，在 815 °C γ' 尺寸基本不变，440 h 到 1010 h 可能出现了长期时效的反粗化分裂，即 γ' 粗化长大，而后由碟状分裂为细小的块状，这与文献[13]中 FGH95 合金长期时效二次 γ' 相类似。

LSW 理论的适用条件包括 2 个：（1）析出物的体积分数相当低且接近于零；（2）析出物相和基体引起的弹性应变可忽略不计^[14]。FGH113A 合金作为高析出相含量的沉淀强化型镍基高温合金， γ' 体积分数约 50%，因此不符合理论的适用条件，贾建等^[13]在研究 FGH95 合金长期时效过程中二次 γ' 的分裂行为时同样得到了类似结论。

2.1.3 碳化物

碳元素在镍基粉末高温合金基体中的溶解度较小，因此大多数碳元素会以碳化物的形式存在合金中。图 5 是 FGH113A 合金在不同时效状态下的碳化物形貌。标准热处理态下，晶内和晶界上弥散的分布着细小的颗粒状亮白色碳化物，尺寸在 0.5~1 μm 之间，晶界上碳化物无明显聚集，如图 5a 所示。在 760 和 815 °C 下经过 440 h 长期时效，合金中弥散分布的颗粒状碳化物数量和尺寸上无明显差异，晶界碳化物开始析出；760 °C/2020 h 长期时效后，合金中部分原本弥散分布的颗粒状碳化物开始转变为絮状，晶界碳化物明显聚集并连续分布在晶界上，如图 5d 所示；经 815 °C/2020 h 长期时效后，合金中颗粒状碳化物数量减少，短棒状碳化物析出，晶界碳化物连续分布且发生明显粗化，如图 5e 所示。

对标准热处理态合金中的碳化物进行 EDS 能谱面扫描，结果如图 6 所示，晶内和晶界上弥散分布的颗粒状物为富 Nb、Ti 的 MC 碳化物，同时 B 元素含量也较高。颗粒状 MC 型的 (Nb,Ti)C 碳化物具有面心立方结构，主要存在高温范围，在合金过固溶热处理并快速冷却过程中直接析出 MC 型碳化物。

图 7 是合金在 815 °C/2020 h 长期时效后晶内和晶界碳化物 EDS 面扫描，结合碳化物能谱半定量检测结果，

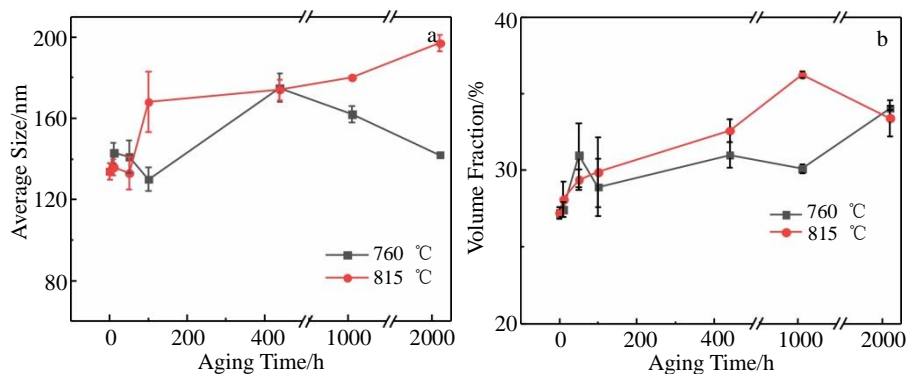


图 4 FGH113A 合金二次 γ' 析出相统计

Fig.4 Statistics of secondary γ' precipitates of FGH113A alloys: (a) average size and (b) volume fraction

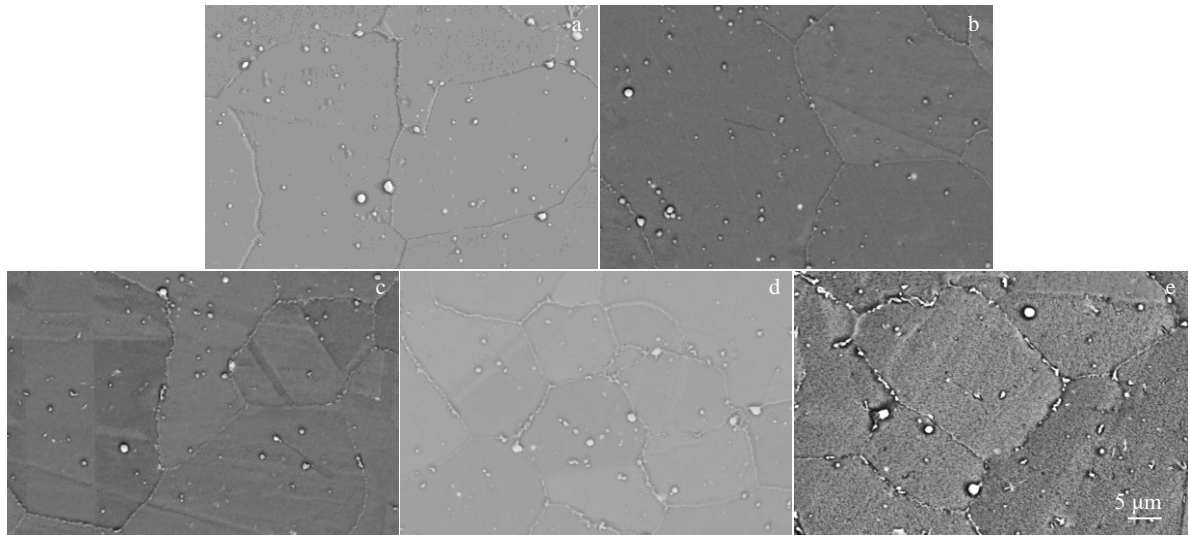


图 5 FGH113A 合金在不同时效状态下的碳化物形貌

Fig.5 Carbide morphologies of FGH113A alloys after SHT (a), and after long-term aging of 760 °C/440 h (b), 815 °C/440 h (c), 760 °C/2020 h (d), and 815 °C/2020 h (e)

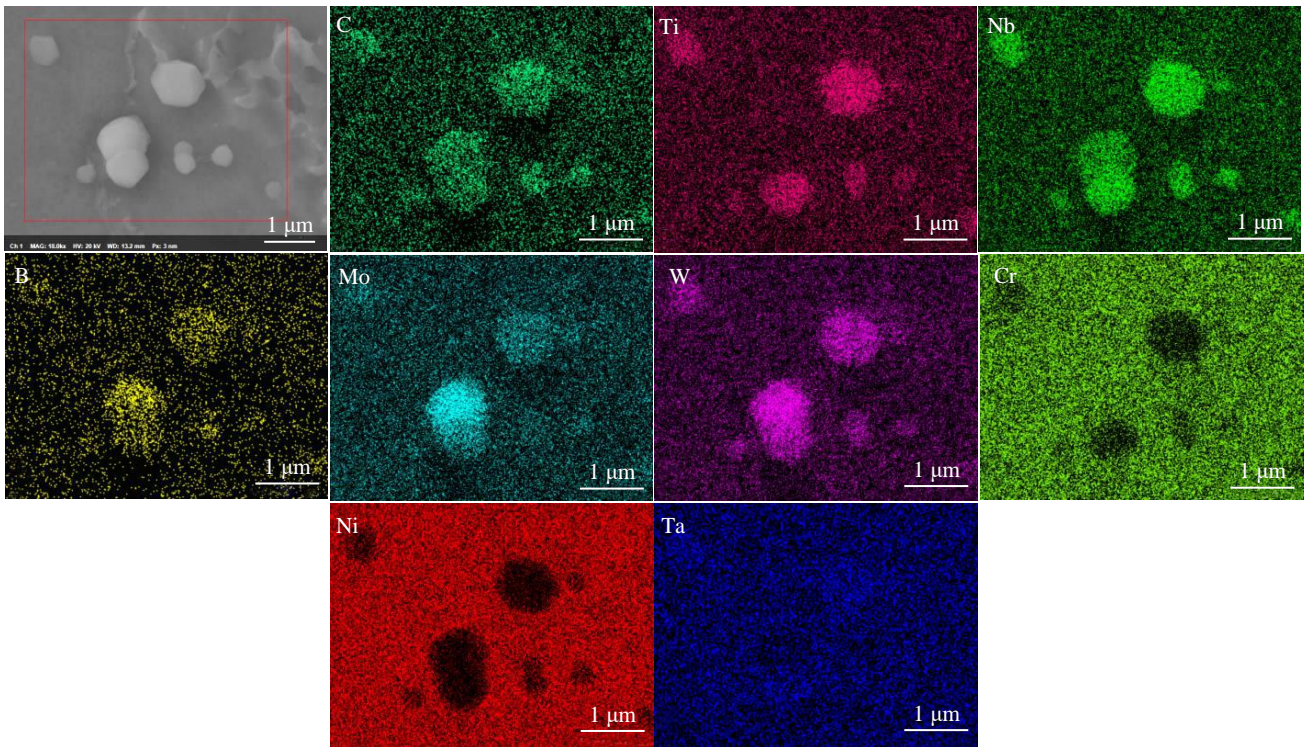


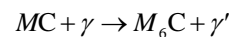
图 6 SHT 处理 FGH113A 合金碳化物分布及 EDS 元素面扫描

Fig.6 Distribution of carbide precipitated phases and EDS element mappings of FGH113A alloy after SHT

晶界非连续分布条状碳化物为富 W、Co、Mo、Ti 的 M_6C 型碳化物, 该相具有复杂面心立方结构, 生成温度在 850~1210 °C^[15], 未观察到富含 Cr 的 $M_{23}C_6$ 。

在镍基合金中, 各类碳化物存在一个析出量最多的温度区间, $M_{23}C_6$ 存在的温度范围在 760~1100 °C, 一般在 870~980 °C 析出量最多, M_6C 存在的温度范围为

850~1210 °C, 且在 870~1100 °C 析出量最多, 它们是由 MC 碳化物退化反应和由残留在基体中的可溶碳形成, 生成的反应为:



MC 型碳化物转变为 $M_{23}C_6$ 还是 M_6C 取决于合金设

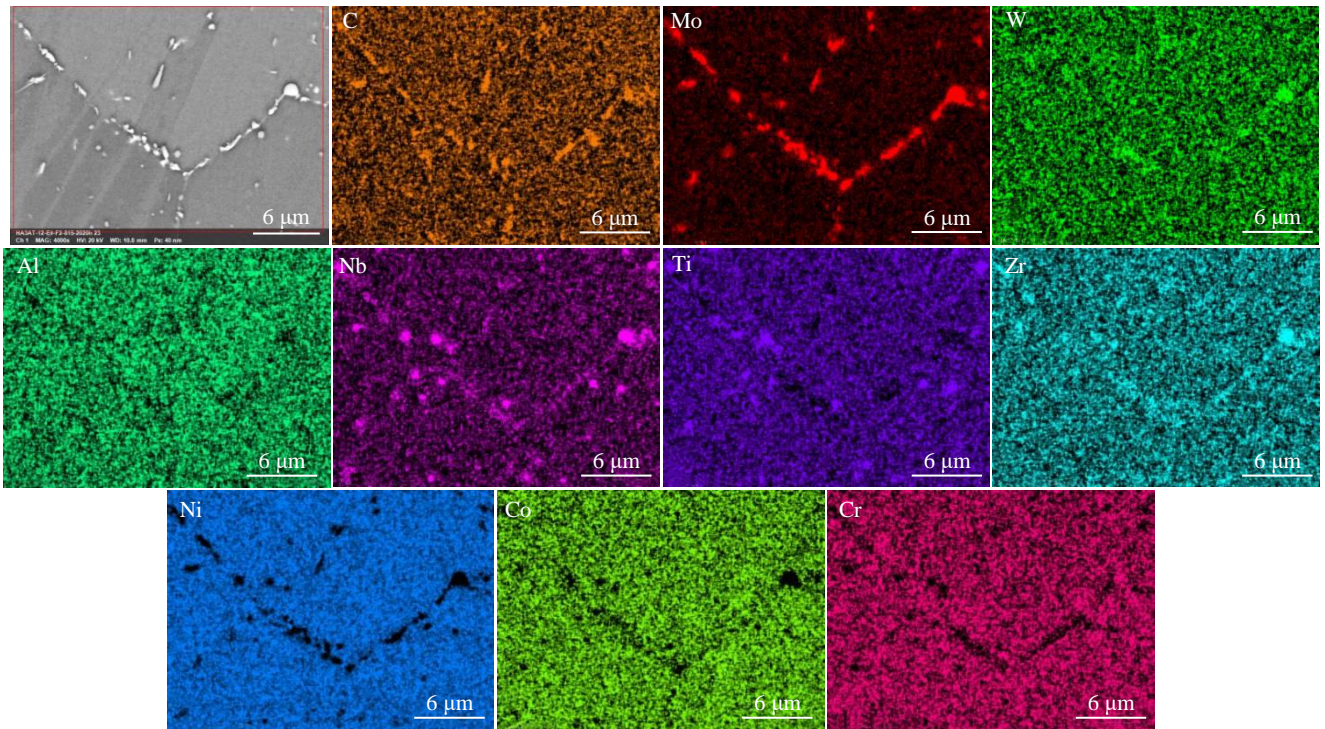


图 7 815 °C/2020 h 时效 FGHI13A 合金碳化物分布及 EDS 元素面扫描

Fig.7 Distribution of carbide precipitated phases and EDS element mappings of FGHI13A alloy after 815 °C/2020 h aging

计成分中 Cr 与 Mo+W 的含量^[16]。FGHI13A 合金 Cr 含量为 13%，Mo+0.4W 含量为 5.6%，虽然落在 $M_{23}C_6$ 优先形成区域，但 $M_{23}C_6$ 和 M_6C 可互相转化，最终，在 815 °C/2020 h 长期时效后形成了较多 M_6C 。合金在长期时效过程中，碳化物的形态和过饱和和基体之间会发生相互反应使合金元素发生再分配，从而改变碳化物类型与分布，进而会影响合金的性能。

2.2 长期时效对合金拉伸性能的影响

对标准热处理和 760 °C/440 h、760 °C/2020 h、815 °C/440 h 及 815 °C/2020 h 长期时效后的合金进行 704 和 760 °C 2 个温度的拉伸性能测试（参照文献[9]中 2 种典型国外三代高温合金 ME3 和 LSHR 拉伸测试条件 704、760 °C），获得 FGHI13A 合金在正常使用温度 760 °C 和最高使用温度 815 °C 下长期服役后的性能变化情况。图 8 是经过标准热处理和不同长期时效后合金的拉伸性能对比。

在图 8a 中 704 °C 测试条件下，合金经 760 °C 长期时效 440 和 2020 h，其抗拉强度没有降低反而增加了 55 MPa，在 815 °C 长期时效 440 和 2020 h，抗拉强度同样表现出类似规律，强度增加 37 MPa。760 °C 拉伸测试条件下，合金在 2 个温度下的长期时效 440 和 2020 h 后抗拉强度均无明显降低。

由图 8b 可知，704 °C 的拉伸测试条件下，经 760 °C

长期时效 440 和 2020 h，合金屈服强度基本保持不变，维持在 1014 MPa 左右，经过 815 °C 长期时效 440 h，合金屈服强度约 955 MPa，时效时间延长至 2020 h 后，合金屈服强度降幅非常小，不足 2%。

随着拉伸测试温度提升至 760 °C，合金强度整体有所下降，标准热处理态合金屈服强度由 1047 MPa 降至 1020 MPa。经过 760 °C/440 h 和 760 °C/2020h 长期时效，合金屈服强度降低约 20 MPa，经 815 °C/440 h 和 815 °C/2020 h，屈服强度基本保持不变，在 915 MPa 左右。图 8c 中，2 个测试温度下合金经 815 °C/2020 h 断后延伸率降幅较大，与 760 °C/2020 h 后延伸率相比，704 °C 下由 30% 降至 17%，760 °C 下由 24% 降至 12%。

拉伸性能与长期时效后合金的组织结构变化密切相关。影响屈服强度的因素包括：固溶强化、析出相强化、晶界强化等。而析出相强化与析出相的形状、尺寸、含量和成分等相关^[17-18]。根据 Hall-Petch 关系，晶界对位错运动能形成一种强烈的障碍，细晶组织拥有更多的阻碍屏障，因此晶粒越细强度则越高^[19]。由前述分析可知，在 760 和 815 °C 下长期时效至 2020 h 后，合金晶粒尺寸与晶界形貌基本保持不变，晶内二次 γ' 尺寸、形状和含量变化不明显，对长期时效后合金整体屈服强度变化影响很小。

由图 3 和图 5 可知，经 760 和 815 °C 时效 2020 h 后

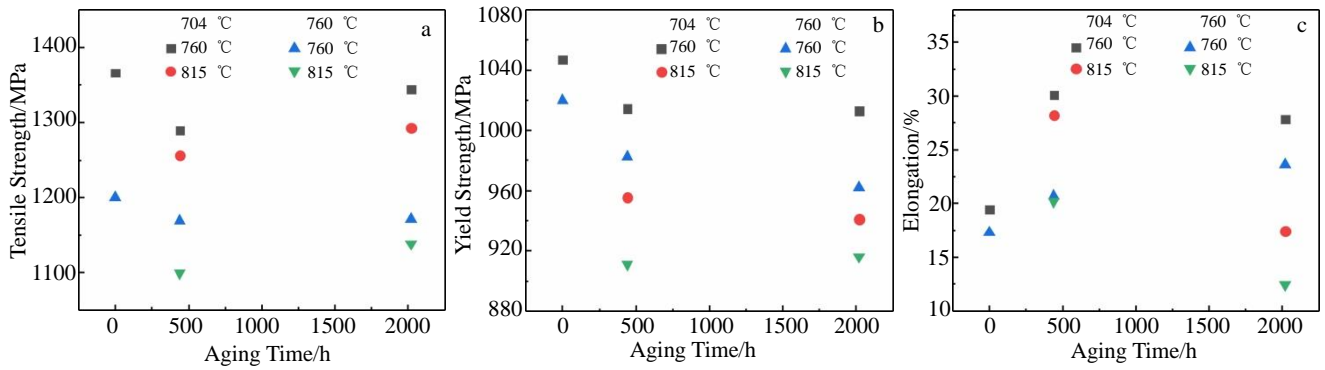


图 8 FGH113A 合金在 704 和 760 °C 测试条件下的拉伸性能

Fig.8 Tensile properties of FGH113A alloys at 704 and 760 °C: (a) tensile strength, (b) yield strength, and (c) elongation

合金中均未观察到有害拓扑密排 (TCP) 相的析出。高温合金由于添加了较多的难熔元素, 容易在高温高压的条件下发生难熔元素的偏聚而增加 TCP 相的析出倾向, TCP 相往往成为裂纹源和裂纹扩展通道, 还会消耗合金强化元素而大幅降低合金性能。合金中无有害相析出, 是长期时效后合金拉伸性能保持稳定的原因之一。

由图 5 可知, 合金经 760 °C/440 h 和 815 °C/440 h 长期时效后, 晶界析出较多颗粒状碳化物, 该类碳化物具有钉扎晶界的作用, 可降低晶界的应力集中程度并有效阻碍裂纹扩展; 经过 760 °C/2020 h 和 815 °C/2020 h 长期时效后, 聚集在晶界的碳化物形成链状, 沿晶界析出的碳化物可阻止晶粒的滑动, 从而起到固定边界并提高合金强度的作用^[20-21], 因此, FGH113A 合金在 704 和 760 °C 下屈服强度在 2020 h 长期时效反而有部分提升, 但链状碳化物也造成了裂纹易沿着其扩展, 延伸率下降。

3 结 论

1) FGH113A 锻造合金在 760 和 815 °C 经 2020 h 长期时效, 晶粒尺寸几乎无变化, 晶粒度保持在 7.5~8.0 级之间。

2) 合金经 760 °C 时效 2020 h 后, γ' 相尺寸与形貌无明显变化, γ' 相尺寸保持在 140 nm 左右, 形貌保持近立方状, 与标准热处理态相似, 碳化物由弥散分布的颗粒状转变为晶界聚集析出的连续型碳化物, 晶内仍分散着颗粒状碳化物。

3) 合金经 815 °C 长期时效, γ' 相尺寸随时效时间延长逐渐增大, 2020 h 后达到约 200 nm, 形貌从初始的近立方状逐渐转变为近圆形; 时效 440 h 后, 晶内开始析出短棒状碳化物, 2020 h 后, 明显可见颗粒状碳化物在晶界富集形成链状, 晶内析出的短棒状碳化物增多。

4) 合金在 704 和 760 °C 进行拉伸性能测试, 经长

期时效后合金的拉伸性能与标准热处理态相比有小幅下降。760 °C 时效 440 和 2020 h, 合金抗拉强度相当, 屈服强度在 2020 h 后反而有小幅提升; 相同测试条件下, 815 °C 时效 440 和 2020 h, 合金抗拉强度和屈服强度表现出类似规律, 认为合金中无有害相析出和晶界碳化物起的钉扎作用, 是抗拉伸强度保持较好的重要原因。

参考文献 References

- [1] Hu Benfu(胡本芙), Liu Guoquan(刘国权), Jia Chengchang(贾成厂) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2007(2): 6
- [2] Zhang Yiwen(张义文), Liu Jiantao(刘建涛), Jia Jian(贾建) et al. *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2022, 32(1): 1
- [3] Jia Jian(贾建), Tao Yu(陶宇), Zhang Yiwen(张义文) et al. *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2007, 17(3): 36
- [4] Yang Jinlong(杨金龙), Ma Xiangdong(马向东), Li Yuan(李远) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(2): 651
- [5] Wu Kai(吴凯), Liu Guoquan(刘国权), Hu Benfu(胡本芙) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(7): 1267
- [6] Yang Jian(杨健), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2013, 49(1): 71
- [7] Ma Guojun(马国君), Wang Xuqing(王旭青), Luo Xuejun(罗学军). *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2011, 23(2): 462
- [8] Zhou Xiaoming(周晓明), Wang Zhibiao(王志彪), Feng Yefei(冯业飞) et al. *Journal of Chongqing University*(重庆大学学报)[J], 2021, 44(6): 10
- [9] Gabb T P, Sudbrack C K, Draper S L et al. *NTRS-NASA Technical Reports Server*[R]. NASA: 2013: 1

- [10] Yang Jinlong(杨金龙), Wang Chong(王冲), Sun Nairong(孙乃荣) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2019, 48(2): 6
- [11] Sun Nairong(孙乃荣), Xiong Jiangying(熊江英), Yang Jinlong(杨金龙) *et al. Foundry*(铸造)[J], 2017, 66(9): 7
- [12] Tiley J, Viswanathan G B, Srinivasan R *et al. Acta Materialia*[J], 2009, 57(8): 2538
- [13] Jia Jian(贾建), Tao Yu(陶宇), Zhang Yiwen(张义文) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(7): 1156
- [14] Ardell A J, Ozolins V. *Nature Materials*[J], 2005(4): 309
- [15] Huang Qianyao(黄乾尧), Li Hankang(李汉康). *Superalloys*(高温合金)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2000
- [16] Hu Benfu(胡本芙), Chen Huanming(陈焕铭), Song Duo(宋铎) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2003, 39(5): 470
- [17] Xiong Jiangying(熊江英), Long Anping(龙安平), Xiao Lei(肖磊) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2022, 51(6): 22
- [18] Tan L, Li Y, Deng W *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 804: 322
- [19] Osada T, Gu Y, Nagashima N *et al. Acta Materialia*[J], 2013, 61(5): 1820
- [20] Lin Z, Liu H, He X *et al. Materials Characterization*[J], 2012, 67: 52
- [21] Tian T, Hao Z, Li X *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 830: 154 699

Microstructure Long-term Stability of Powder Metallurgy Superalloy FGH113A (WZ-A3)

Xiong Jiangying^{1,2}, Yin Chao², Wang Chong², Guo Jianzheng^{1,2}

(1. State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

(2. Shenzhen Wedge Central South Research Institute Co., Ltd, Shenzhen 518000, China)

Abstract: The evolution of grain structures, γ' strengthening phases and carbides of FGH113A (WZ-A3) alloy during long-term aging treatment at 760 and 815 °C were studied by means of optical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM), and energy dispersive spectrometer (EDS) and the effect of long-term aging on the tensile properties of the alloy was analyzed. The results show that the long-term aging at 760 and 815 °C has no significant effect on grain size and grain morphology of the alloy. After long-term aging at 760 °C for 2020 h, the size and morphology of the γ' strengthening phases have no obvious change, the carbides have changed from dispersed granular particles to aggregated at grain boundaries. After long-term aging at 815 °C for 440 h, the γ' phases begin to grow and the morphology changes from quasi-cubic to quasi-spherical, and needle-like carbides begin to precipitate in the grains. After 2020 h, granular carbides are enriched at the grain boundaries and form chains; at the same time, the number of needle-like carbides precipitated in the grains further increased. Under the tensile test condition of 704 and 760 °C, the tensile strengths of the alloy during long-term aging treatment of 760 °C/440 h and 760 °C/2020 h are equivalent, but the yield strengths increase slightly after 2020 h; the tensile properties of the alloy show similar discipline under long-term aging at 815 °C. The key reasons for the better tensile strength stability of the alloy are attributed to the stable grain structures and the pinning effect of grain boundary carbides. The new nickel-based powder superalloy FGH113A exhibits excellent stability under long-term aging at 760 and 815 °C.

Key words: FGH113A(WZ-A3); aging treatment; microstructure stabilities; mechanical properties

Corresponding author: Xiong Jiangying, Candidate for Ph. D., State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-755-82799717, E-mail: xiongjy@wedge.com.cn