

一种新型第三代镍基粉末高温合金的微观组织及其力学性能

程俊义¹, 朱立华², 肖磊¹, 郭建政^{1,3}, 计红军²

(1. 深圳市万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518000)

(2. 哈尔滨工业大学(深圳) 先进焊接与连接国家重点实验室, 广东 深圳 518055)

(3. 中南大学 粉末冶金国家重点实验室, 湖南 长沙 410083)

摘要: 本工作研究了一种自主研发的第3代粉末高温合金 WZ-A3 不同工艺状态的显微组织特征以及热处理后合金的高温拉伸、蠕变以及疲劳性能。该合金采用热等静压(HIP)+热挤压(HEX)+锻造(HF)+热处理(HT)工艺加以制备。结果表明: HIP态合金晶粒度等级为 ASTM 8~9 级, 晶界存在粗大 γ' 相, 晶内存在相对细小的 γ' 相; 经挤压+锻造后, 合金晶粒度等级可达 ASTM 13~14 级, 晶内 γ' 相细化, 但晶界处的 γ' 相数量明显增多; 热处理后合金晶界处大块状的 γ' 相数量明显减少, 晶内 γ' 相平均尺寸由 HIP 态的 400 nm 细化至热处理态的 200 nm。过固溶+时效热处理后的合金 700 °C 抗拉强度和屈服强度分别达 1360 和 1029 MPa, 延伸率和断面收缩率分别为 23.5% 和 17%; 在 800 °C/330 MPa 条件下蠕变量达 0.2% 时所用时长为 229 h; 700 °C/0%~0.8%/0.33 Hz 条件下的疲劳寿命为 24 500 循环周次。蠕变性能和疲劳性能与 LSHR 和 ME3 等第3代镍基粉末高温合金相当, 但 700 °C 拉伸强度较 LSHR 合金高近 50 MPa, 延伸率为其 3 倍, 屈服强度稍有降低。

关键词: 第3代镍基粉末高温合金; 显微组织; 力学性能; γ' 相

中图分类号: TG146.1⁵

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)04-1478-10

相比于其他传统金属材料, 镍基粉末高温合金组织均匀、晶粒细小, 有着较好的持久性能和较高的强度, 被广泛用于航空发动机涡轮盘的制造^[1-4]。自 21 世纪 60 年代粉末高温合金问世以来, 欧美镍基粉末高温合金已开发至第 3 代^[5], 见图 1。第 1 代镍基粉末高温合金是在变形高温合金和铸造高温合金的基础上, 适当降低 C 含量但增加 MC 型碳化物形成元素而成, 具有较高的强度, 650 °C 下抗拉强度及屈服强度分别可达 1150 及 1120 MPa, 代表合金有 Rene95、U720^[6,7] 等, 可在 600~650 °C 温度下服役; 第 2 代镍基粉末高温合金旨在提升第 1 代高温合金的损伤容限, 抗拉强度虽有降低, 但其抗蠕变、抗疲劳以及裂纹扩展抗力大幅提升, 代表合金有 Rene88DT 等^[8]; 第 3 代镍基粉末高温合金则是在前两代的基础上, 进一步优化合金性能, 以获得强度和损伤容限兼优的性能优势, 并且提高其使用温度至 650~700 °C, 代表合金有 LSHR、ME3 等^[9,10]。目前欧美的第 4 代镍基粉末高温合金也在研发当中。中国的镍基粉末高温合金研发起步较晚,

借鉴欧美国家经验, 已研发出以 FGH95^[11] 为第 1 代和 FGH96、FGH97^[12] 为第 2 代的国产化镍基粉末高温合金, 第 3 代合金亦在不断地开发中, 主要的牌号有 FGH98、FGH99 等^[13,14], 另有学者自主开发 FGH100L 合金, 并具有良好的持久性能和强度^[15,16]。相比于欧美的研发进展, 中国第 3 代粉末高温合金尚处起步阶段。然而随着航空工业的不断发展, 对高推重比航空

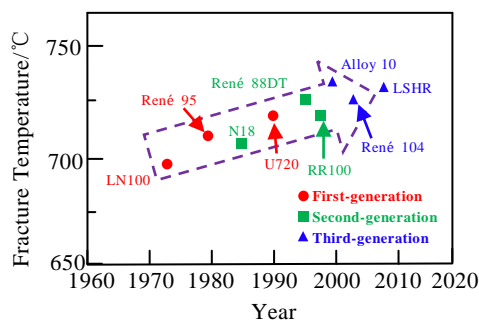


图 1 粉末高温合金的发展历程

Fig.1 Development history of P/M superalloys^[5]

收稿日期: 2021-04-19

基金项目: 国家科技重大专项(2017-VI-0009-0080); 深圳市工业和信息化局项目(201806071114243770); 广东省重点领域研发计划(2019B010935001)

作者简介: 程俊义, 男, 1986 年生, 硕士, 深圳万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518000, 电话: 0755-82731326, E-mail: 1025046204@qq.com

发动机涡轮盘的需求与日俱增^[17]，要求在更高温下服役的同时还需保持较好的持久和疲劳性能，这对镍基粉末高温合金的综合性能提出了严峻的挑战，第1代和第2代粉末高温合金难以满足需求。因此为缩小与欧美的差距，提升中国粉末高温合金自主研发水平，开展第3代镍基粉末高温合金的研究对中国航空工业的发展有着极为重要的作用和意义。

本工作用材为自主研发的第3代镍基粉末高温合金 WZ-A3，并通过热等静压+热挤压+锻造+热处理工艺进行制备^[18-21]。相比于 LSHR 和 FGH98 合金，其主要特点是调控 Ta 含量的同时提高了 Ti/Al 比（保持 Ti+Al 总量不变），旨在提高 γ' 的反向畴能，提高合金强度；另外还对 Hf、B 等微量元素以及 Mo、W 含量进行了调整，旨在平衡合金在高温下服役的综合性能。对该合金在不同工艺状态下的微观组织、高温拉伸性能、疲劳性能和蠕变性能进行测试与分析，探讨了显微组织与合金性能之间的联系，且与当前已有报道的第3代镍基粉末高温合金组织与性能进行对比。为研发有特色的国产化第3代镍基粉末高温合金提供思路。

1 实验

本实验材料为自主研发的第3代镍基粉末高温合金 WZ-A3，合金主要成分如表1所示。依据 JMatPro 计算合金的析出相转变温度如图2所示，可以发现随着温度的降低，会逐渐析出 MC、MB₂、M₃B₂、 μ 、M₂₃C₆、 σ 等物相。粉末通过真空熔炼+氩气雾化制备，所制得的粉末经筛分等处理后装入不锈钢包套中，真空脱气后焊封并于 1150 °C 下热等静压 4 h 成形，随后通过热

挤压（HEX）和锻造（HF）获得 $\Phi 200 \text{ mm} \times 48 \text{ mm}$ 粉末高温合金试验盘。成形后的合金置于气淬炉中进行过固溶和时效热处理（HT），固溶温度为 1200 °C，固溶时长为 2.5 h，冷却方式为气冷；时效温度为 815 °C，时效时长为 8 h。

分别取热等静压、热挤压、锻造以及热处理后的合金，用柯勒试剂进行腐蚀，随后用 NikonMM-400 测量显微镜对其金相组织进行观察。分别按标准 GBT 228.2-2015、GB/T 2039-2012 和 GBT 26077-2010 对热处理后的盘缘合金取拉伸、蠕变和疲劳试样，在 ETM105D 微机控制电子万能试验机、RJ-50 持久蠕变试验机和 Instron 8801 疲劳试验机上分别进行拉伸、蠕变和疲劳试验，拉伸温度分别为 700 和 800 °C，屈服前后拉伸应变率和速率分别为 0.00025 s⁻¹ 和 0.042 mm/min；蠕变加载温度为 800 °C，加载应力为 330 MPa；疲劳实验温度为 700 °C，应变范围为 0%~0.8%，加载频率为 0.33 Hz，应变波形为三角波。经砂纸打磨抛光后腐蚀 γ' 相，腐蚀剂体积配比为硝酸:水:乙酸:氢氟酸=3:3:3:1，在 Sigma300 场发射扫描电镜下观察变形前后的 γ' 相显微组织以及断口形貌。

2 结果与分析

2.1 不同工艺状态下合金的微观组织

为更加全面研究 WZ-A3，对其不同工艺状态下的微观组织进行了研究，图3分别为 HIP 态、HEX 态、HF 态和 HT 态合金金相组织。可以发现 HIP 态存在较多的原始颗粒边界(previous particle boundary, PPB)，如图3a中箭头所示，晶粒多呈圆形或是近圆形，晶粒度级别在 ASTM 8~9 级；经热挤压后，晶粒细化，达

表1 WZ-A3 合金主要成分

Table 1 Main components of WZ-A3 alloy ($\omega\%$)

Al	Co	Cr	Mo	Nb	Ti	W	Ta	Hf	Ni
2.8~3.2	18.5~19.5	12.5~13.5	3.75~4.25	1.1~1.3	3.5~3.9	3.75~4.25	0.9~1.1	0.17~0.23	Bal.

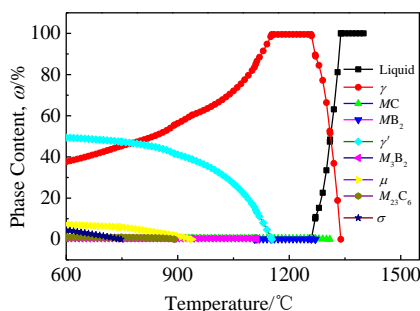


图2 合金随温度变化的析出相转变图

Fig.2 Phase transition diagram of the alloy with temperature

ASTM 12~13 级，晶粒形貌呈不规则状；锻造后晶粒更加细化，达 ASTM 13~14 级。这是因为在热变形过程，合金发生了动态再结晶，如图3b 箭头所示，促使晶粒细化^[22]。另在不同制备工艺下，晶界处均分布着大块状且形状不规则的 γ' 相，这对成形过程中晶界的迁移产生钉扎作用，从而阻碍晶粒的动态长大，促使形成弯曲晶界，提高合金的强度和持久性能^[23,24]。过固溶热处理后，晶粒发生长大，为 ASTM 7~8 级，且形成了较多孪晶组织。

观察不同状态合金 γ' 相形貌，如图4所示，在 HIP

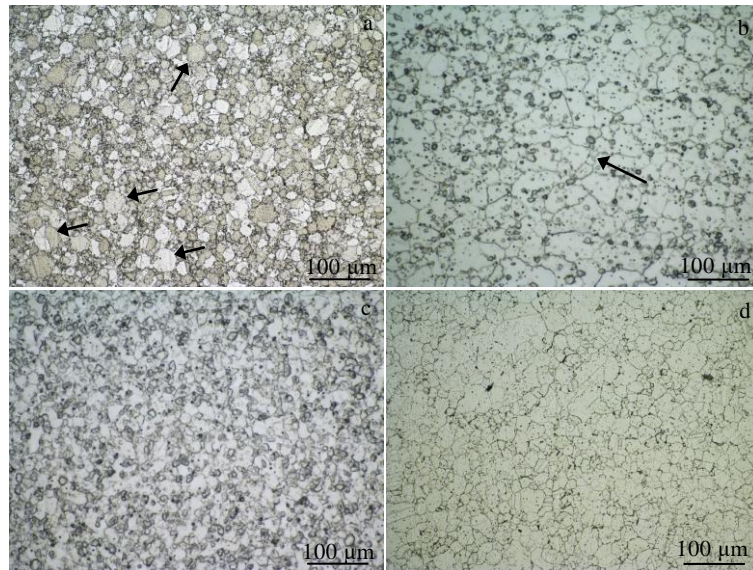


图 3 不同工艺状态下合金的微观组织

Fig.3 Microstructures of alloys under different preparation processes: (a) HIP state, (b) HEX state, (c) HF state, and (d) HT state

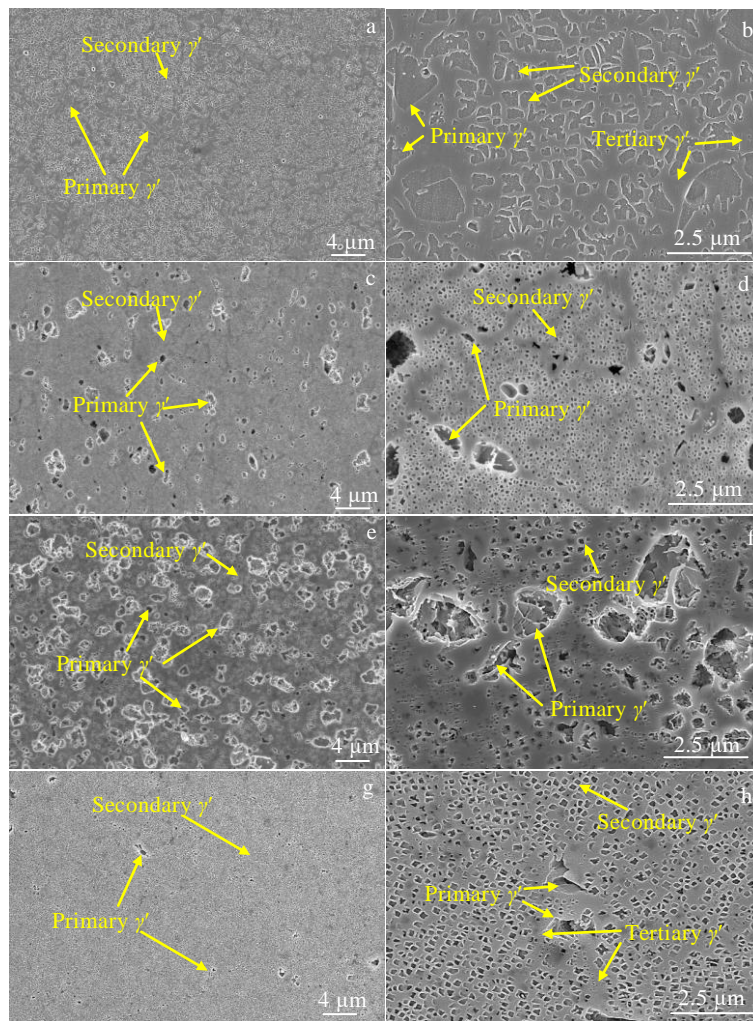


图 4 不同工艺状态下 γ' 相的 SEM 像

Fig.4 SEM images of γ' phases under different preparation processes: (a, b) HIP state, (c, d) HEX state, (e, f) HF state, and (g, h) HT state

态晶界处分布着粗大的 γ' 相，尺寸在 2~3 μm ，且在晶内弥散分布着不规则状的 γ' 相，尺寸在 400 nm 左右， γ' 相体积占比约为 53%，另外在晶界处的大块状 γ' 相附近弥散分布着更为细小的 γ' 相，尺寸在 40 nm 左右；经过热挤压后，晶界处部分的 γ' 相被破碎，数量增多，大块状 γ' 相尺寸分布范围多在 0.5~1.5 μm 间，晶内 γ' 相被细化，尺寸在 80 nm 左右，晶内 γ' 相数量明显增加；经锻造后，对比图 4c 和图 4e，可发现晶界处较粗的 γ' 相明显被粗化，尺寸大多分布在 1~3 μm 范围，且晶内 γ' 相相比于 HEX 态亦有一定的粗化。过固溶热处理后，晶界处大部分 γ' 相溶于基体中，相比于

HIP/HEX/HF 态合金，晶界大块状 γ' 相数量大幅减少，并且发现非常细小 γ' 相沿晶界处残留的大块状 γ' 相附近析出，尺寸在 40 nm 左右。另外晶内 γ' 相平均尺寸在 200 nm 左右，这是在不同加工工艺过程中，基体的过饱和度、 γ' 相形核驱动力和冷速的不同而综合造成的。

进一步对该合金的析出相进行研究，发现 4 种状态下合金的晶界和晶内均分布着弥散细小的白色析出物，如图 5 所示。经 EDS 面扫鉴定为含 Nb、Ti 的 MC 碳化物以及含 Mo 的硼化物，如图 6 所示。并且在整个变形过程中，该析出相结构未发生变化，仅仅是原析出相的元素成分有一定的变化。没有发现有有害相 μ 、

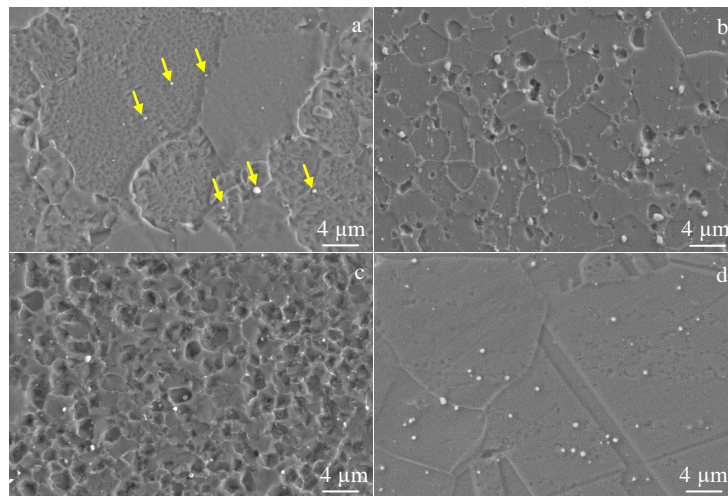


图 5 不同工艺状态下析出相的 SEM 像

Fig.5 SEM images of precipitated phases under different preparation processes: (a) HIP state, (b) HEX state, (c) HF state, and (d) HT state

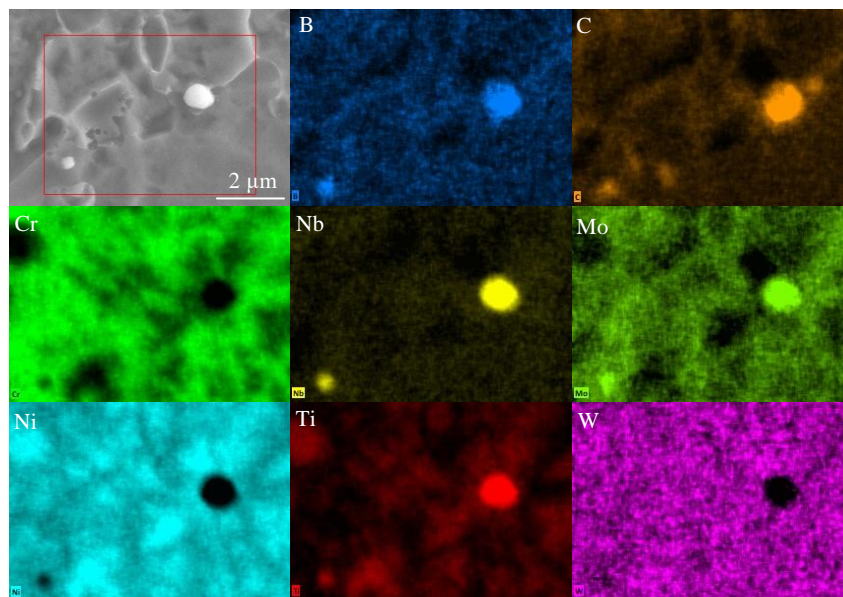


图 6 合金析出相的 EDS 面扫描

Fig.6 EDS mappings of the precipitated phases of the alloy

σ 等的存在。HIP 态合金碳化物和硼化物的析出较少，呈圆形或近圆形，弥散分布在晶界和晶内；经挤压后该类析出相明显增多，多呈不规则状，并且晶界处的部分析出相有一定的粗化，粗化后的尺寸在 800 nm 左右；锻造后，粗化的碳化物与硼化物析出相被破碎呈 400 nm 左右的小颗粒状，多分布在晶界上，经热处理后，晶内析出相有明显的粗化，呈圆形或近圆形。

2.2 高温拉伸性能及其微观组织分析

图 7 为 WZ-A3 合金 HT 态高温拉伸性能。其 700 °C 抗拉强度和屈服强度分别为 1360 和 1029 MPa，延伸率和断面收缩率分别为 23.5% 和 17%；800 °C 拉伸强度和屈服强度分别为 1083 和 942 MPa，延伸率和断面收缩率分别为 21.5% 和 21%。700 °C 抗拉强度超出 LSHR 合金近 50 MPa，屈服强度稍有降低，但合金的延伸率要比 LSHR 高近 2 倍^[25,26]。

图 8 为 700 °C 拉伸断口形貌，从图 8a 中可以发现纤维区在断口边缘，如黄色箭头所指，并且断口裂纹沿四周扩展明显。如图 8b 所示，在纤维区中可以发现较多的解理面，并且解理面连结处存在撕裂棱和少量的微小型韧窝，表明在该区域发生了准解理断裂，韧性断裂与脆性断裂均有发生；图 8c 中放射区与纤维区断裂方式相同，亦为准解理断裂，但撕裂棱上的韧窝数量明显增多；由图 8d 可以发现，在剪切唇区形成了较多的撕裂棱和韧窝，发生了明显的韧性断裂，表明随着裂纹的扩展，该合金发生韧性断裂比重逐渐增多，最后变成完全的韧性断裂。

图 9 为 800 °C 拉伸断口形貌，从图 9a 中可以发现纤维区亦在断口边缘，并且断口裂纹沿四周扩展明显，

与 700 °C 拉伸断口一致，但 800 °C 拉伸的断面放射区面积较小，而剪切唇区面积较大。如图 9b 所示，在纤维区中可以发现明显的冰糖状沿晶断裂模式，这与 700 °C 下拉伸的纤维区断裂机制完全不同，被弱化的晶界成为断裂扩展的优先通道而发生沿晶断裂，另外在沿晶裂纹处存在较多微小的韧窝，表明其为沿晶韧窝断裂。造成该断裂现象的原因可能是因温度过高使晶界弱化，晶界的键合力被严重削弱，故而发生沿晶断裂，同时由晶界沉淀析出相如碳化物、硼化物或 γ' 相的分散颗粒作为裂纹核，然后沿剪切方向形成空洞，最后空洞连接形成的细小韧窝而分离，从而发生了微孔聚合型的沿晶韧断。在放射区和剪切唇区的断裂方式则与 700 °C 拉伸断裂的放射区一致，放射区解理面连结处存在撕裂棱和少量的微小型韧窝，撕裂棱上的

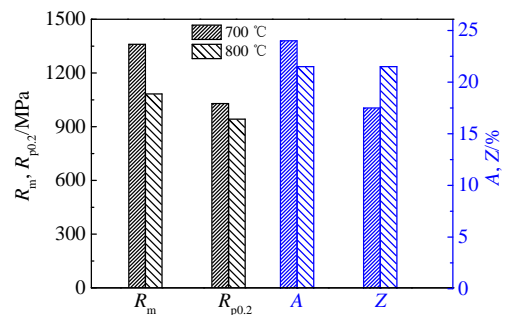


图 7 HT 态合金的高温拉伸性能

Fig.7 High temperature tensile properties of the HT state alloy (R_m -tensile strength; $R_{p0.2}$ -yield strength; A-elongation; Z-section shrinkage)

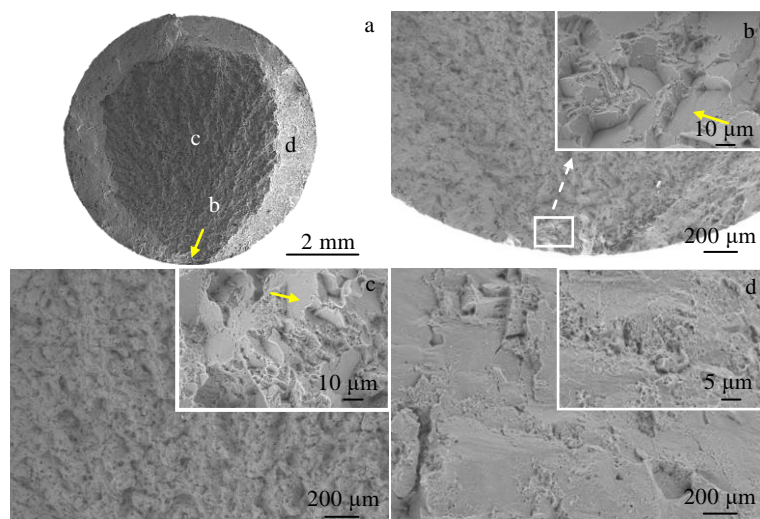


图 8 合金在 700 °C 下的拉伸断口形貌

Fig.8 Tensile fracture morphologies of the alloy at 700 °C: (a) macro fracture morphology; crack source area (b), crack propagation area (c), and instantaneous fracture area (d) marked in Fig.8a

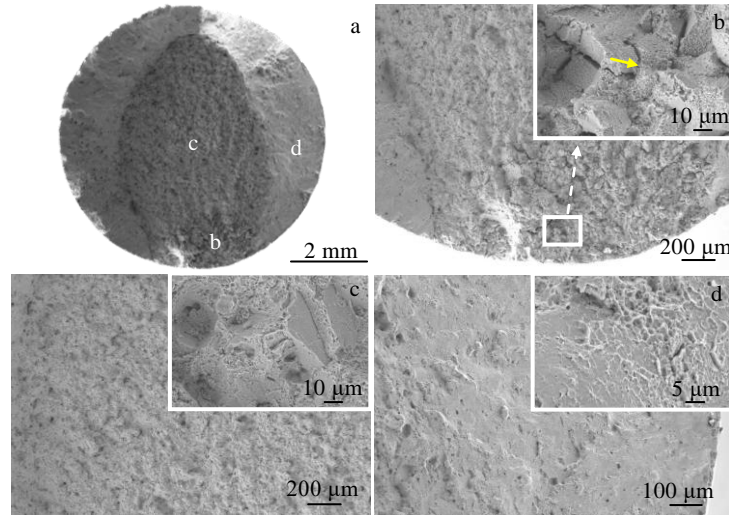


图 9 合金在 800 °C 下的拉伸断口形貌

Fig.9 Tensile fracture morphologies of the alloy at 800 °C: (a) macro fracture morphology; crack source area (b), crack propagation area (c), and instantaneous fracture area (d) marked in Fig.9a

韧窝数量较多，为准解理断裂；在剪切唇区形成了较多的撕裂棱和韧窝；发生了明显的韧性断裂。

对 2 种拉伸温度下的拉伸试样微观组织进行观察，如图 10 所示。相比于热处理原始态，高温拉伸后的 γ' 相尺寸并未有明显的变化，但因受拉应力作用，晶内 γ' 相形状变得不规整，且沿拉伸方向呈一定角度定向分布。晶内孔洞多在析出相（仍为 MC 型碳化物和硼化物）位点处以及孪晶界形成，如图 10c 和 10d 所示，另外晶界处裂纹沿其萌生扩展，表现为沿晶断

裂特征。

2.3 蠕变性能及其微观组织分析

图 11 为 WZ-A3 合金在 800 °C/330 MPa 条件下的蠕变曲线。可以发现，到达 0.2% 蠕变量时所用时长为 229 h，相比于目前报道的第 3 代镍基粉末高温合金，其蠕变性能高于 LSHR 和 ME3 粉末合金^[27,28]。

高温合金蠕变变形机制主要由扩散蠕变、晶界滑移和位错运动引起。扩散蠕变和晶界滑移主要受温度影响。位错运动有 3 种主要形式：位错切割 γ' 相、位

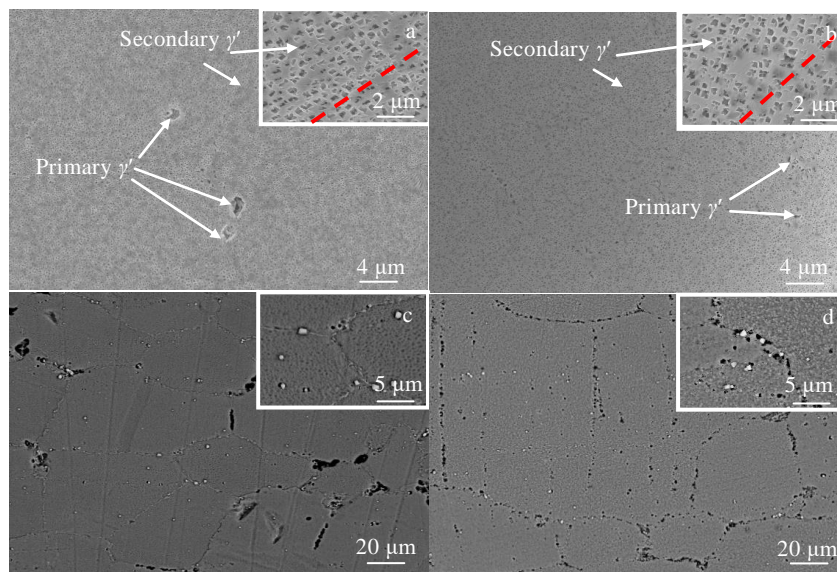


图 10 合金 700 和 800 °C 拉伸后的微观组织

Fig.10 γ' phases (a, b) and microstructures near the fracture (c, d) of the alloy after tensile at 700 °C (a, c) and 800 °C (b, d)

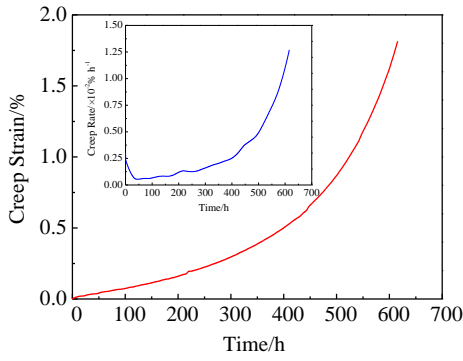


图 11 合金在 800 °C/330 MPa 下的蠕变曲线
Fig.11 Creep curve of the alloy at 800 °C/330 MPa

错绕过 γ' 相和位错攀移, 受服役温度和 γ' 相尺寸影响, 当 γ' 相达到并超过一定的尺寸时, 位错运动机制由位错切割 γ' 相转变为位错绕过 γ' 相^[29], 而位错攀移则在

较高服役温度下发生。图 12a 是 WZ-A3 合金在 800 °C /330 MPa 条件下蠕变量达到 1.1% 的电解腐蚀形貌。蠕变后晶内 γ' 相平均尺寸为 200 nm 左右, 相比蠕变前发生明显的粗化, 且表面有少量的位错切割痕迹, 如图 12a 中黄色箭头所示。KAM (kernel average misorientation) 扫描图结果表明晶内变形较大, 如图 12b 所示, 结合图 12a, 表明存在位错切割 γ' 相模式进而引起蠕变变形。另外观察其微观组织如图 12c 所示, 可以发现相比蠕变前, 晶界处存在大量白色析出相, 经鉴定 B、C、Mo、Cr 元素含量较多。偏析于晶界的 B、C 易与 Ti、Mo、Cr 等元素结合形成硼化物和碳化物。高温合金凝固过程中产生 MC 型碳化物, 在较大的应力下会发生碎裂从而产生微裂纹, 在较高的温度下会发生分解, 形成 $M_{23}C_6$ 型碳化物^[30]。蠕变前的碳化物类型为凝固过程中产生的 MC 型碳化物, EDS 能谱能观察到明显的 Ti 富集^[30]。WZ-A3 经 800 °C/330 MPa 蠕

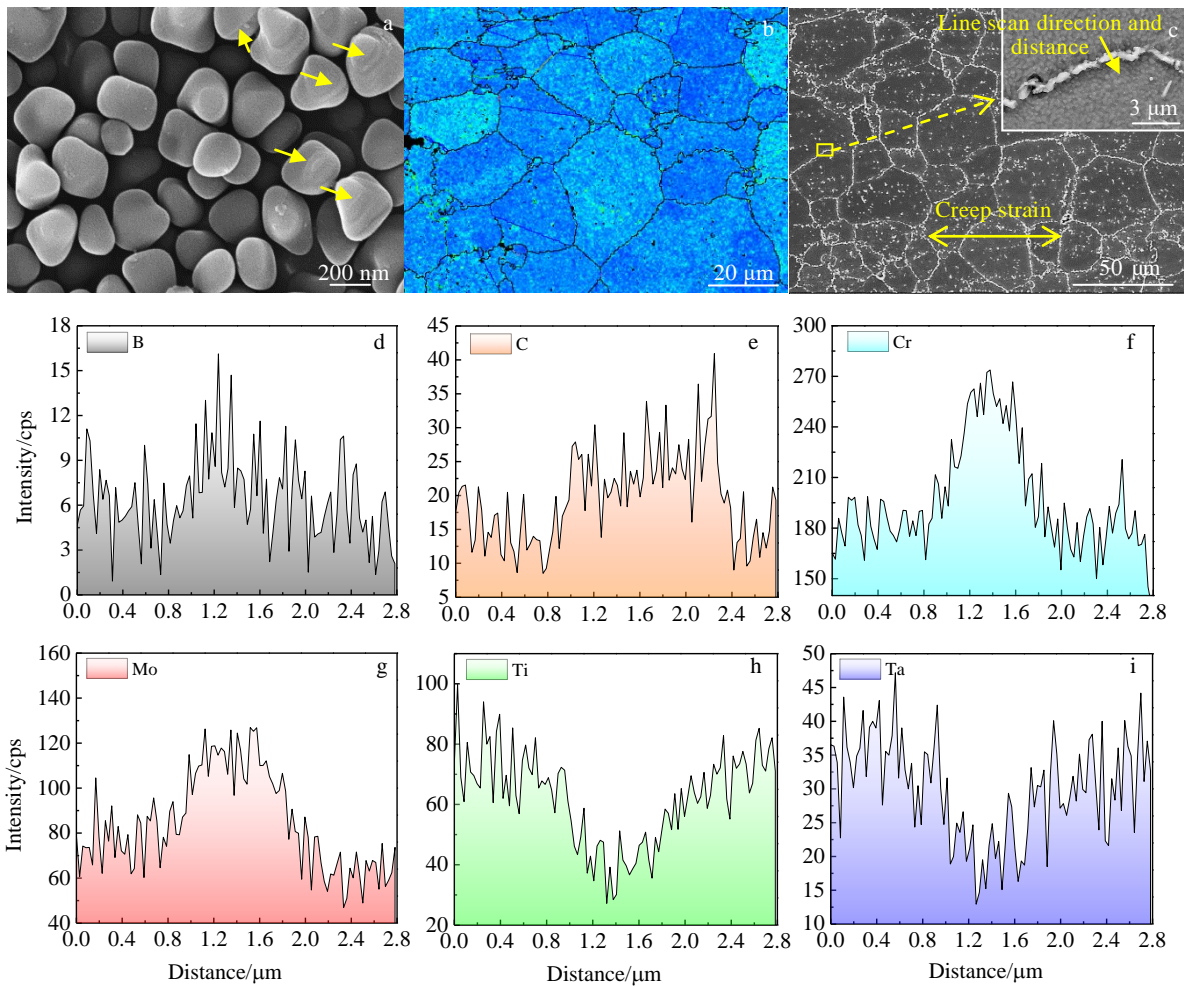


图 12 合金蠕变态 γ' 相与析出相形貌及 EDS 线扫描

Fig.12 Morphologies (a, c) and KAM mapping (b) of creep state γ' phase (a) and precipitated phase (c) of the alloy; EDS element line scanning of B (d), C (e), Cr (f), Mo (g), Ti (h), and Ta (i) along arrow marked in Fig.12c

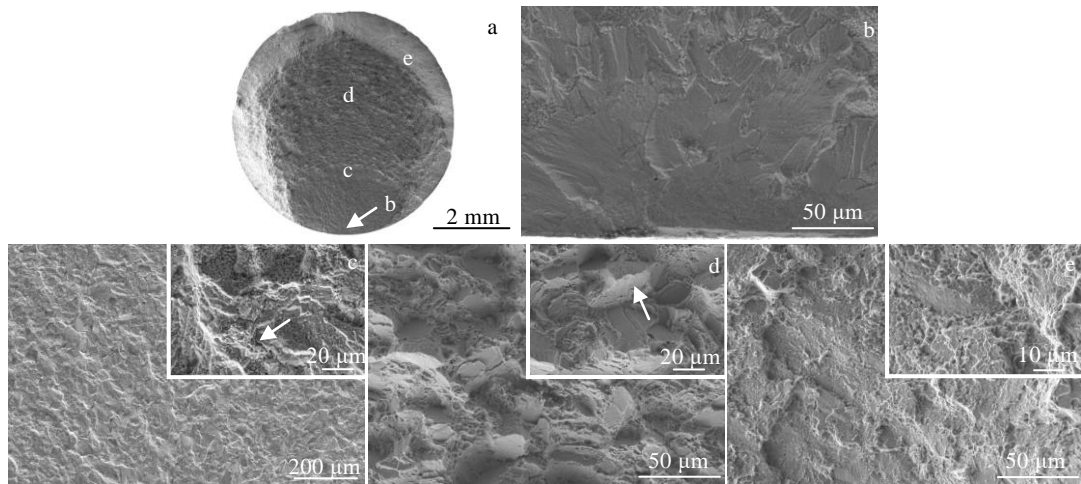


图 13 合金在 700 °C 下 0%~0.8% 应变的低周疲劳断口形貌

Fig.13 Low-cycle fatigue fracture morphologies of the alloy with 0%~0.8% strain at 700 °C: (a) macro fracture morphology; crack source area (b), first-stage crack propagation area (c), second-stage crack propagation area (d), and transient area (e) marked in Fig.13a

变后，EDS 线扫描结果显示为 Mo、Cr 富集，如图 12d~12i 所示。表明，合金中碳化物类型很可能发生了转变，由 MC 型转变成 $M_{23}C_6$ 型，即： $\gamma+MC \rightarrow \gamma'+M_{23}C_6$ 。

2.4 疲劳性能及其微观组织分析

图 13 是 WZ-A3 在 700 °C/0%~0.8%/0.33 Hz 测试条件下的低周疲劳断口，其疲劳寿命为 24 500 循环周次，这与 LSHR 等合金相当^[25,28,31]。观察整个疲劳断口，可以发现疲劳源在断口边缘，呈类解理小平面对称特征，有明显的滑移痕迹和河流状花样等显微特征。断口裂纹的稳定扩展分为 2 个阶段，由初始阶段的裂纹向四周辐射状演变成沿着呈与初始段裂纹扩展的垂直方向扩展。在裂纹扩展的初始阶段，撕裂棱较为明显，弥散分布着微小型的韧窝，表明该阶段为韧性断裂，并且有二次裂纹的存在。在裂纹扩展的第 2 阶段，有着较为明显的粗大疲劳辉纹。在裂纹扩展第 2 阶段初始，疲劳辉纹间距较小，而后逐渐变大，对其放大观察到其由较多的解理面和微小型韧窝组成，后者主要分布在撕裂棱上。在解理面上可观察到滑移痕迹的存在，如黄色箭头所示，且常可见到舌状物突起，这些舌状物突起是由于解理进展过程中，材料局部发生孪晶变形所致。材料解理的方向与舌状物的掀起方向一致，亦即破裂方向是由舌状物突起尖端向前进展，表现为脆性与韧性断裂并存。在瞬断区形成了较多的撕裂棱和韧窝，发生了明显的韧性断裂。

3 结 论

1) HIP 态合金晶粒度为 ASTM 8~9 级，且存在较

多原始颗粒边界；经热挤压和锻造后，晶粒细化，分别达 ASTM 12~13 级和 ASTM 13~14 级；过固溶热处理后，晶粒发生长大，达到 ASTM 7~8 级。且 HIP 态合金晶界处大块状的 γ' 相被破碎，晶内 γ' 相平均尺寸由 HIP 态的 400 nm 细化至热处理态的 200 nm。在晶内和晶界处有 MC 型碳化物和含 Mo 的硼化物的析出，且其类型不随变形工艺的变化而变化。

2) 在 700 °C 下拉伸时，HT 态合金抗拉强度和屈服强度分别为 1360 和 1029 MPa，延伸率和断面收缩率分别为 23.5% 和 17%，并且 800 °C 抗拉强度和屈服强度分别为 1083 和 942 MPa，延伸率和断面收缩率分别为 21.5% 和 21%。其断裂方式均为脆性断裂和韧性断裂并存。700 °C 下抗拉强度超出 LSHR 合金近 50 MPa，屈服强度稍有降低，但合金的延伸率要比 LSHR 高。

3) WZ-A3 合金在 800 °C/330 MPa 条件下蠕变量达 0.2% 时所用时长 229 h，优于 LSHR 和 ME3 粉末合金。其蠕变后的晶内 γ' 相发生了明显的粗化，平均尺寸为 200 nm 左右，合金中碳化物类型由 MC 型转变成 $M_{23}C_6$ 型，在该蠕变的过程中可能发生了以下的变化： $\gamma+MC \rightarrow \gamma'+M_{23}C_6$ 。

4) WZ-A3 合金在 700 °C/0%~0.8%/0.33 Hz 测试条件下的疲劳寿命为 24 500 循环周次，与 LSHR 合金相当。断口裂纹的稳定扩展分为 2 个阶段，由初始阶段的裂纹向四周辐射状演变成沿着呈与初始段裂纹扩展的垂直方向扩展，表现为脆性与韧性断裂并存。在瞬断区形成了较多的撕裂棱和韧窝，发生了明显的韧性断裂。

参考文献 References

- [1] Zhang Ming(张明), Liu Guoquan(刘国权), Wang Hao(王浩) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(10): 3258
- [2] Tian Tian(田甜), Hao Zhibo(郝志博), Jia Chonglin(贾崇林) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(10): 1260
- [3] Liu Y H, Ning Y Q, Yang X M *et al. Materials & Design*[J], 2016, 95: 669
- [4] Zhang Ying(张莹), Zhang Yiwen(张义文), Sun Zhikun(孙志坤) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(10): 3282
- [5] Hu Lianxi(胡连喜), Feng Xiaoyun(冯小云). *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2018, 28(4): 7
- [6] Lei Z, Zhang M C, Chellali R *et al. Applied Surface Science*[J], 2011, 257(23): 9762
- [7] Zhao Guangdi(赵广迪), Zang Ximin(臧喜民), Zhao Zhuo(赵卓). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(11): 3809
- [8] Zhao Xiaoming(赵晓明), Gong Shuili(巩水利), Lin Xin(林鑫) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(4): 603
- [9] Xu Y, Wang J. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2016, 26(4): 1032
- [10] 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
- [11] Guo Weimin(国为民), Zhao Minghan(赵明汉), Dong Jianxin(董建新) *et al. Journal of Mechanical Engineering*(机械工程学报)[J], 2013, 49(18): 38
- [12] Xiao Lei(肖磊), Zhu Xiaomin(朱晓闽), Zhang Gaoxiang(张高翔) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(5): 1623
- [13] Huang Hailiang, Liu Guoquan, Wang Hao *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 805: 1254
- [14] Huang Hailiang(黄海亮), Liu Guoquan(刘国权), Wang Hao(王浩) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(4): 1142
- [15] Tian T, Hao Z B, Li X G *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2020, 830: 154 699
- [16] Tian Tian, Hao Zhibo, Ge Changchuan *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 776(3): 139 007
- [17] Wu Kai(吴凯), Liu Guoquan(刘国权), Hu Benfu(胡本芙) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2010, 29(3): 23
- [18] Wang Chao(王超), Xiao Lei(肖磊), Zhang Gaoxiang(张高翔) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(9): 3115
- [19] Chen Q, Yang J, Feng G. *Powder Metallurgy*[J], 2020, 63(5): 349
- [20] Wang Y L, Li Y, Zhang H *et al. Philosophical Magazine*[J], 2021, 101(2): 193
- [21] Wang Y L, Li Y, Zhang H *et al. Proceedings of the Institution of Mechanical Engineers Part L Journal of Materials Design and Applications*[J], 2021, 235(4): 743
- [22] Tan L M, Li Y P, Liu F *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 789: 506
- [23] Qiu C L, Andrews P. *Materials Characterization*[J], 2013, 76(2): 28
- [24] Barjesteh M M, Abbasi S M, Madar K Z *et al. Materials Chemistry and Physics*[J], 2019, 227: 46
- [25] Jou H J. *Microstructure Modeling of Third Generation Disk Alloys*[R]. Cleveland: NASA, 2010: 1
- [26] Gabb T P, Gayda J, Telesman J *et al. Thermal and Mechanical Property Characterization of the Advanced Disk Alloy LSHR*[R]. Cleveland: NASA Glenn Research Center, 2005: 1
- [27] Parthasarathy T A, John R. *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 712: 502
- [28] Gabb T P, Telesman J, Kantzos P T *et al. Characterization of the Temperature Capabilities of Advanced Disk Alloy ME3*[R]. Cleveland: NASA Glenn Research Center, 2002: 1
- [29] Manonukul A, Dunne F P E, Knowles D. *Acta Materialia*[J], 2002, 50(11): 2917
- [30] Du Beining(都贝宁), Sheng Liyuan(盛立远), Lai Chen(赖琛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(8): 2123
- [31] Jiang R, Song Y D, Reed P A. *International Journal of Fatigue*[J], 2020, 141: 105 887

Microstructure and Mechanical Properties of New Third-Generation Nickel-Based Powder Superalloy

Cheng Junyi¹, Zhu Lihua², Xiao Lei¹, Guo Jianzheng^{1,3}, Ji Hongjun²

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

(2. State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology (Shenzhen), Shenzhen 518055, China)

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

Abstract: A new third-generation nickel-based powder superalloy WZ-A3 was designed through a thermodynamic software. It was prepared by hot isostatic pressing (HIP) + hot extrusion (HEX) + isothermal forging (IF) + heat treatment (HT) processes. The influence of the process conditions on the microstructure of the alloy was studied. The high temperature tensile, creep and fatigue performances of the alloy after supersolvus heat treatment were also explored. The results show that the average grain size of the HIPed alloy is ASTM 8~9, while coarse γ' phase exists on the grain boundary and finer γ' particles present within grain. After extrusion + forging, the grain size reduces to ASTM 13~14, the γ' particles within the grain are refined, but the number density of large γ' phase increases significantly. After supersolvus heat treatment, the large γ' particles at the grain boundaries of the alloy decrease, and the average size of the intragranular γ' particles is refined from 400 nm in the HIP state to 200 nm in the heat treatment state. Corresponding tensile strength and yield strength of the supersolvus heat-treated alloy at 700 °C are 1360 and 1029 MPa, respectively, and the elongation and section shrinkage are 23.5% and 17%, respectively. Under the condition of 800 °C/330 MPa, the time required for the creep strain to reach 0.2% is 229 h, and the fatigue life at 700 °C with a strain of 0%~0.8% is 24 500 cycles. The creep and fatigue performances of the alloy are equivalent to typical third-generation nickel-based powder superalloys such as LSHR and ME3. This self-developed alloy has a tensile strength at 700 °C of nearly 50 MPa higher and an elongation of 3 times compared with the supersolvus heat-treated LSHR alloy, but the yield strength is slightly lower.

Key words: third-generation nickel-based powder superalloy; microstructure; mechanical properties; γ' phase

Corresponding author: Ji Hongjun, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Advanced Welding and Joining, Harbin Institute of Technology (Shenzhen), Shenzhen 518055, P. R. China, E-mail: jhj7005@hit.edu.cn