

一种新型镍基粉末高温合金组织和力学性能研究

杨金龙^{1,2,3}, 龙安平^{1,2}, 熊江英^{1,2}, 张高翔², 郭建政^{1,2}

(1. 中南大学 粉末冶金研究院, 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)

(3. 深圳市万泽航空科技有限责任公司, 广东 深圳 518000)

摘要: 利用扫描电子显微镜、光学显微镜、疲劳试验机、拉伸试验机等研究了一种新型镍基粉末高温合金 (WZ-A3) 在不同状态下的显微组织、拉伸性能、低周疲劳性能及其断口形貌。结果表明: 1150 °C 挤压消除了合金热等静压残余的粉末原始颗粒边界 (previous particle boundary, PPB)。随着温度的提高, 热等静压+热处理 (WZ-A3-HIP) 和热等静压+热挤压+热处理 (WZ-A3-HEX) 2 种状态样品的抗拉强度呈现出先下降 (室温到 400 °C) 到不变 (400~550 °C) 再下降 (550~800 °C) 的变化规律。观察拉伸断口发现室温 PPB 降低了 WZ-A3-HIP 样品的延伸率, 700 °C 升高到 800 °C 时 2 种状态样品断口由穿晶-沿晶混合型转变为沿晶断裂模式为主。小应变 (0.6%、0.8%) 控制疲劳时, WZ-A3-HEX 样品疲劳寿命值优于 WZ-A3-HIP, 后者裂纹源主要由夹杂物引起。大应变 (1.0%、1.2%、1.4%) 时, 2 种状态样品寿命值接近。当应变为 1.2% 时, 疲劳裂纹源均为多源平台型断裂。

关键词: 镍基粉末高温合金; 组织; 拉伸; 应变控制疲劳

中图分类号: TG146.1*5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)03-1031-09

镍基粉末高温合金具备宏观偏析小、组织稳定性高、高强抗疲劳、耐腐蚀等优异的综合性能, 成为制备先进航空发动机用涡轮盘、篦齿盘等关键热端部件的首选材料^[1-3]。镍基粉末高温合金经历了从第 1 代 Rene95、IN100 合金, 第 2 代 Rene88DT、U720Li、N18 合金到第 3 代 RR1000、Rene104 和 LSHR 合金的发展历程, 服役温度从 650 °C 提高到 750 °C 以上^[3,4]。文献[5,6]对比研究了 N18 和 Rene88DT 合金的性能, 提出了新合金设计目标为: 可通过热变形和热处理调整晶粒尺寸和 γ' 含量, 控制 750 °C 长期服役组织稳定性、700 °C 以上高蠕变和疲劳性能等。文献[7,8] 研究了过固溶热处理态 RR1000、LSHR 和 U720 合金 700 °C 拉伸性能、组织及其差异性等。文献[9]研究了 Rene104 合金不同冷却速率下拉伸、持久和疲劳裂纹扩展及不同温度拉伸断裂模式。国内第 3 代镍基粉末高温合金报道较多的主要是 FGH98 合金^[10-14]、FGH100 合金^[15-18], 关于其性能的详细报道较少。

关于合金元素对镍基高温合金组织和性能影响的研究较多^[19-24], 其中文献[19, 20]对高温合金中固溶强化元素、沉淀强化元素、晶界强化元素的作用等做了较为系统的说明, Nb、W 和 Mo 对蠕变性能有利, Al、

Ti、Nb、Ta 对析出相 γ' 相强化有利。对新型高温合金的设计, 文献[22]建立了从原子尺度到微观组织, 最后到工程应用的设计模型。文献[23]对新设计的 3 种镍基高温合金不同强化机制对强度的贡献做了对比分析。文献[24]利用神经网络设计了一种新型合金, 并从 γ' 含量、相稳定性、强度等方面, 与常见合金 LSHR、Rene104 和 RR1000 进行了计算对比。

随着航空发动机对推重比的要求越来越高, 需要热端部件服役温度更高, 对新型镍基粉末高温合金的需求越来越强烈。目前国内仅有 FGH98、FGH100 等为数不多的第 3 代镍基粉末高温合金, 且关于其性能和组织的系统性研究报道较少。本研究针对一种新设计开发的镍基粉末高温合金 WZ-A3, 研究了其不同状态组织演变、高温拉伸和疲劳性能等, 并与常用的镍基粉末高温合金进行了对比。

1 实验

试验材料 WZ-A3 的名义化学成分(质量分数, %) 和实测值如表 1 所示。

利用 JMatPro 软件计算的平衡相图结果如图 1 所示, γ' 质量分数 50%, 完全溶解温度约为 1155 °C。

收稿日期: 2021-03-25

基金项目: 广东省重点领域研发计划项目 (2019B010935001); 国家科技重大专项 (2017-VI-0009-0080); 深圳市工业和信息化局项目 (201806071403422960)

作者简介: 杨金龙, 男, 1988 年生, 博士生, 中南大学粉末冶金研究院, 湖南 长沙 410083, E-mail: yangjinlong0419@csu.edu.cn

表 1 WZ-A3 合金化学成分

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

	Cr	Mo	W	Ti	Co	Al	Nb	Ta	C, Zr, Hf, B	Ni
Nominal	12.0~14.0	3.8~4.2	3.8~4.2	3.5~4.0	18.0~20.0	2.8~3.2	1.0~1.4	0.8~1.2	Minor	Bal.
Actual	13.1	4.1	3.9	3.7	19.1	2.9	1.2	1.1	Minor	Bal.

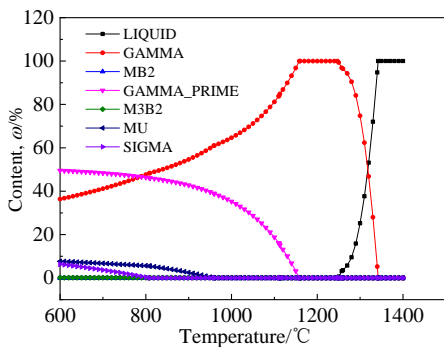


图 1 WZ-A3 合金平衡相 JMatPro 计算结果

Fig.1 Equilibrium phase diagram of WZ-A3 alloy calculated by JMatPro software

真空感应熔炼获得高纯净母合金，经氩气雾化制粉、粉末筛分处理，得到粒度 $\leq 80 \mu\text{m}$ 粉末，装粉末至不锈钢包套、脱气封装、热等静压（hot isostatic pressing, HIP）、热挤压（hot extrusion, HEX）和热处理（heat treatment, HT）后获得试验坯料，坯料氧含量控制在 $120 \mu\text{g/g}$ 以内。其中，HIP 制度：温度 $(1150 \pm 10) \text{ }^\circ\text{C}$ ，压力 $\geq 120 \text{ MPa}$ ，时间 $\geq 2 \text{ h}$ 。HEX 制度： $(1150 \pm 10) \text{ }^\circ\text{C}$ ，速度 $30 \sim 40 \text{ mm/s}$ ，HEX 比 4.5。HT 在真空气淬炉中真空环境下进行，制度： $(1150 \pm 5) \text{ }^\circ\text{C}/4 \text{ h} + (760 \pm 5) \text{ }^\circ\text{C}/16 \text{ h}$ ，充氩气冷却。

分别取 HIP 态、HIP+HT 态（WZ-A3-HIP）、HIP+HEX 态和 HIP+HEX+HT 态（WZ-A3-HEX）4 种状态样品，观察 γ' 相、晶粒等微观组织。测试 WZ-A3-HIP 和 WZ-A3-HEX 2 种状态样品性能。WZ-A3-HEX 性能样品沿 HEX 方向线切割切取。室温拉伸试验按照 GB/T 228.1-2010《金属材料拉伸试验第 1 部分：室温拉伸试验方法》进行。高温拉伸试验按照 GB/T 228.2-2015《金属材料拉伸试验第 2 部分：高温拉伸试验方法》进行。拉伸样品标距段直径为 5 mm ，长度 30 mm 。拉伸过程中，达到屈服前引伸计应变速率控制 $(0.005/\text{min})$ ，屈服后位移控制，速率为 1.5 mm/min ，在万能拉伸试验机上进行测试，配备电阻式加热高温炉。为减少数据波动的影响，每个点测试样品 3 根。

低周疲劳样品加工满足 ASTM E466-07 关于低应力加工和纵向抛光的要求。疲劳测试在 Instron8801

型疲劳试验机上进行，配备电阻式加热高温炉。疲劳测试按照 GB/T15248-2008《金属材料轴向等幅低循环疲劳试验方法》，采用应变控制。应变控制低周疲劳实验条件：试验温度 $700 \text{ }^\circ\text{C}$ ，三角波，频率 $f=0.33 \text{ Hz}$ ，应变比 $R_e=0.05$ ，总应变范围 $\Delta\epsilon_t=0.6\%、0.8\%、1.0\%、1.2\%$ 和 1.4% ，试验持续直至试样断裂。

利用 CARL_ZEISS_EVOMA25 扫描电子显微镜、NIKON_M400 光学显微镜观察强化相 γ' 、晶粒度等组织信息和拉伸、低周疲劳断口、裂纹源区等信息。晶粒度统计按照 ASTM E112-13《金属平均晶粒度测定》中截距法执行，统计数据为 200 倍光学显微镜的 3 个视场 9 条线截距的平均值，单条截线至少穿过 25 个晶粒，每个状态晶粒度统计数据至少包括 200 个晶粒以上。

2 结果与讨论

2.1 显微组织

WZ-A3 经 HIP 和 HEX 后样品微观组织如图 2 所示。图 2a 中晶粒组织为等轴晶，发现部分 PPB，HIP 冷却为随炉缓慢冷却，在晶界位置存在大量的缓冷析出的粗化 γ' 。图 2c 中显示 PPB 主要为粗大 γ' 和部分白色碳氧化物，尺寸约为 $1 \mu\text{m}$ 。HIP 温度为 γ' 部分固溶溶解温度，未发生超固溶温度 HIP。图 2d 为晶内、晶界粗大 γ' 形貌，图中视野内可见数量 40 个以上的粗大 γ' （尺寸大于 $1 \mu\text{m}$ ），最大尺寸约 $2.5 \mu\text{m}$ 。图 2b 中 HEX 样品组织均匀，HEX 棒料尺寸较小（直径约 30 mm ），冷却较快，晶内未见明显粗大 γ' ，仅在图 2e 晶界位置发现部分粗大 γ' 残余（尺寸 $2 \mu\text{m}$ 以内），视野内粗大 γ' 数量不超过 10 颗。截距法统计 2 种状态样品晶粒度，结果分别为 ASTM8.3 级（约 $18 \mu\text{m}$ ）和 ASTM10 级（约 $9 \mu\text{m}$ ）。

图 3 为热处理态 WZ-A3-HIP 和 WZ-A3-HEX 样品的微观组织，热处理固溶温度为 $1150 \text{ }^\circ\text{C}$ 。图 3a、3b 中 WZ-A3-HIP 晶界处粗大 γ' 尺寸小于 $1 \mu\text{m}$ ，但图 3b 中仍可见 PPB 痕迹，主要为 γ' 。与图 2 中 HIP 态和 HEX 态 γ' 相比，热处理后残存的粗大 γ' 溶解。图 3c 中，晶内 γ' 尺寸约为 200 nm ，细小弥散分布，未见粗大 γ' 。图 3d、3e 中，WZ-A3-HEX 晶界平直，粗大 γ' 与图 3a 相似。图 3e 中 γ' 尺寸和形貌与图 3c 相似，2

种状态样品同炉热处理，制度和冷却速率相同。对比2种状态样品金相组织，如图3f、3g所示，图3g中WZ-A3-HEX晶粒尺寸较图2b中HEX态明显粗化，达到ASTM7.5级，而图3f晶粒尺寸（ASTM8级）与图2a中HIP态相近（ASTM8.3级）。相同的固溶温度1150℃下，HEX样品晶粒长大，而HIP样品变化不大，可能与HEX态样品较HIP态晶界处粗大 γ' 尺寸较小，数量较少（如图2d和图2e对比），热处理过程中温度升高加快了 γ' 的溶解，失去对晶界的钉扎作用，叠加HEX样品存在的部分热变形储能，与晶粒易长大有关。

2.2 拉伸性能

测试2种状态样品室温、400、500、550、700和800℃等不同温度下的拉伸性能，如图4所示。图4a中，2种状态样品在各个温度点的抗拉强度接近。随着拉伸温度的升高，400~550℃出现抗拉强度平台，700℃时开始下降；屈服强度在400~700℃保持稳定，800℃时下降。WZ-A3-HEX样品室温、500、700、800℃抗拉强度分别是1669、1523、1442、1088 MPa，与室温强度相比下降最分别为8.7%、13.6%、34.8%，800℃时强度下降明显。屈服强度从室温的1217 MPa降低到800℃时的952 MPa，下降21.7%。

图4b中拉伸延伸率整体呈下降趋势，700~800℃下降明显。WZ-A3-HEX塑性从室温的25%下降至800℃的8%。相比而言，室温下WZ-A3-HIP塑性明显低于WZ-A3-HEX，高温下相差不大。

如图1中模拟结果，随着温度从600℃升高到

800℃时，WZ-A3合金 γ' 相含量下降，强度值下降。合金强化与 γ' 的强度、含量和尺寸等相关。 γ' 强化效果随着 γ' 含量的减少、 γ' 自身强度值的下降而下降，而 γ' 尺寸在弱耦合过渡到强耦合阶段时，强化作用最明显^[3,4]。

2.3 应变控制疲劳

测试样品700℃不同总应变范围0.6%、0.8%、1.0%、1.2%、1.4%时的低周疲劳循环寿命，如图5所示。当总应变为0.6%时，WZ-A3-HEX测试3个样品的疲劳断裂寿命 N_f 值达到 10^6 周次，WZ-A3-HIP均值为 2.68×10^5 周次。当总应变为0.8%时，测试3个样品的WZ-A3-HEX疲劳断裂寿命均值 4.3×10^4 周次，WZ-A3-HIP均值仅为 1.4×10^4 周次。当总应变为小于0.8%时，WZ-A3-HEX样品均值明显优于WZ-A3-HIP。总应变范围达到1%、1.2%和1.4%时，2种状态样品寿命均值接近。

二项式拟合 $\lg N_f$ 与应变 ε 关系对WZ-A3-HEX可得：

$$\lg N_f = 4.9672\varepsilon^2 - 13.961\varepsilon + 12.59, R^2 = 0.9823 \quad (1)$$

对WZ-A3-HIP可得：

$$\lg N_f = 4.2464\varepsilon^2 - 11.762\varepsilon + 10.92, R^2 = 0.9827 \quad (2)$$

利用公式(1)、(2)计算700℃/0.7%时WZ-A3-HEX和WZ-A3-HIP寿命值分别为178 330周和58 660周。WZ-A3-HEX高于文献[9]中Rene104合金700℃/0.7%应变条件下疲劳性能寿命值 10^5 周。文献[25]中，FGH4097合金650℃/0.8%应变条件，71%概率低于20 000周，测试WZ-A3-HEX样品0.8%寿命值均 4.3×10^4 周，考虑温度700℃高于650℃的测试波动，认为WZ-A3小应变疲劳寿命达到FGH4097合金水平。

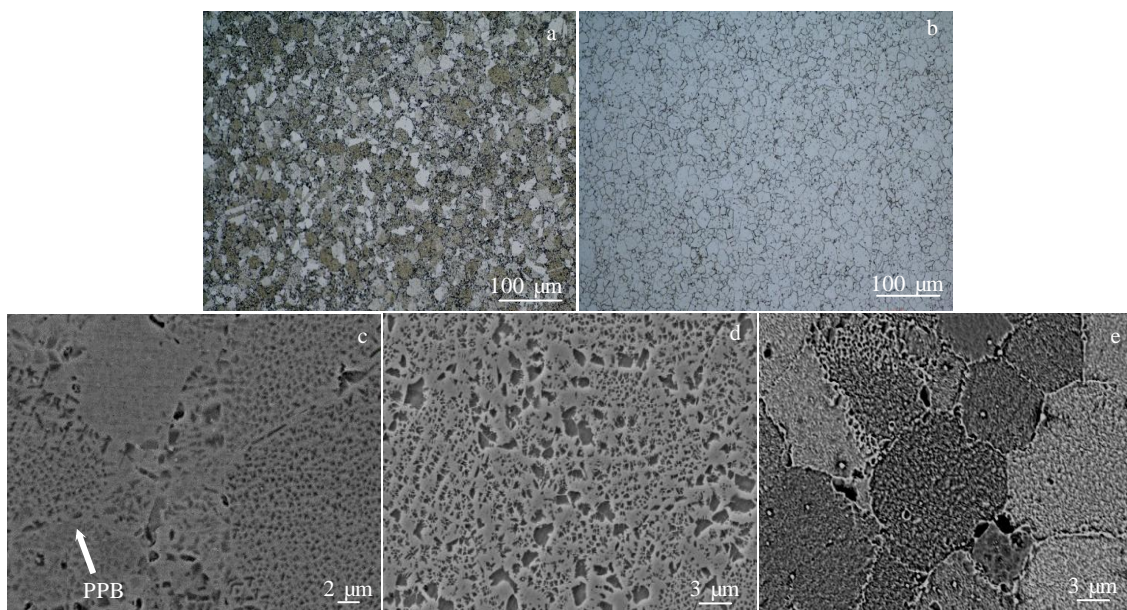


图2 WZ-A3合金不同状态显微组织

Fig.2 Microstructures of WZ-A3 alloy under different conditions: (a, c, d) HIP and (b, e) HEX

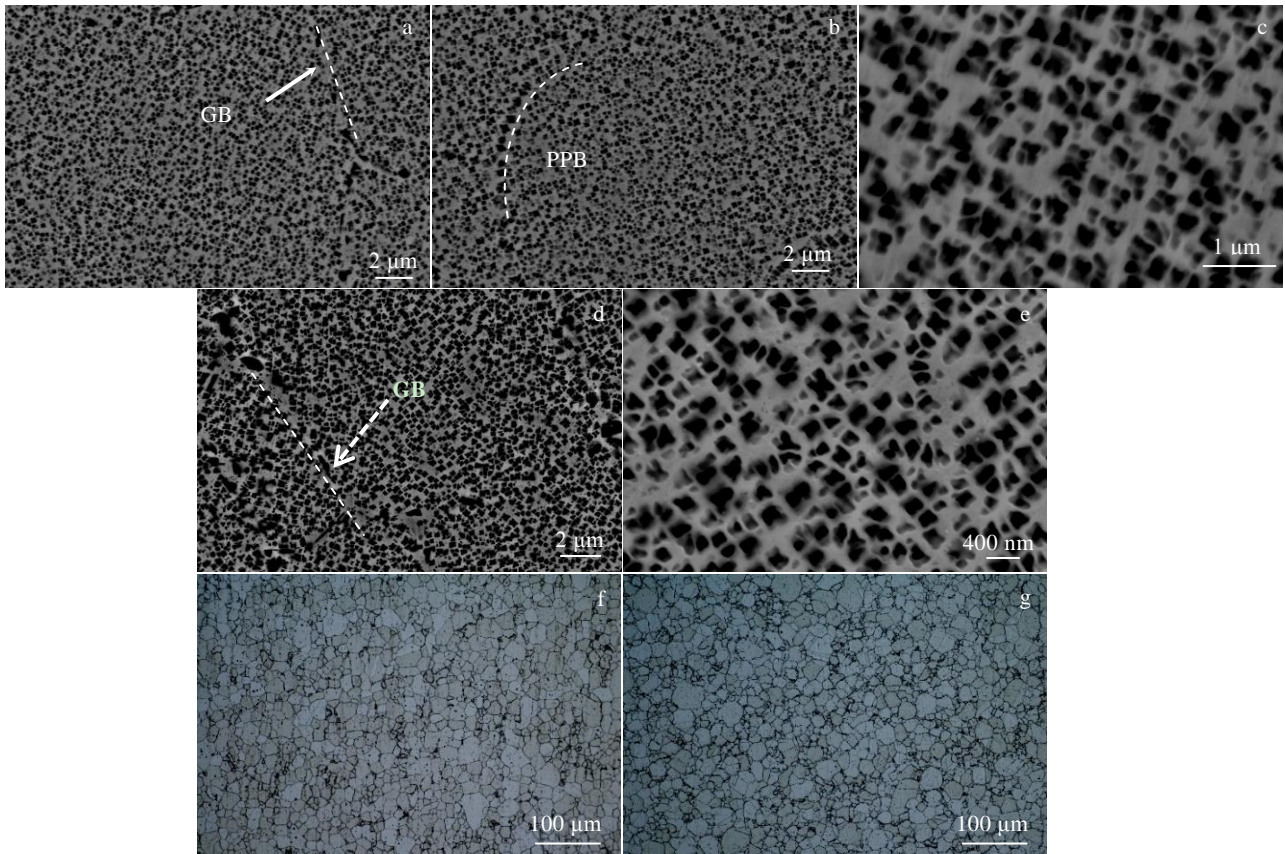


图 3 WZ-A3 合金不同状态热处理后显微组织

Fig.3 Microstructures of WZ-A3 alloy under different conditions after heat treatment: (a~c) SEM images of WZ-A3-HIP; (d, e) SEM images of WZ-A3-HEX; (f) OM image of WZ-A3-HIP; (g) OM image of WZ-A3-HEX

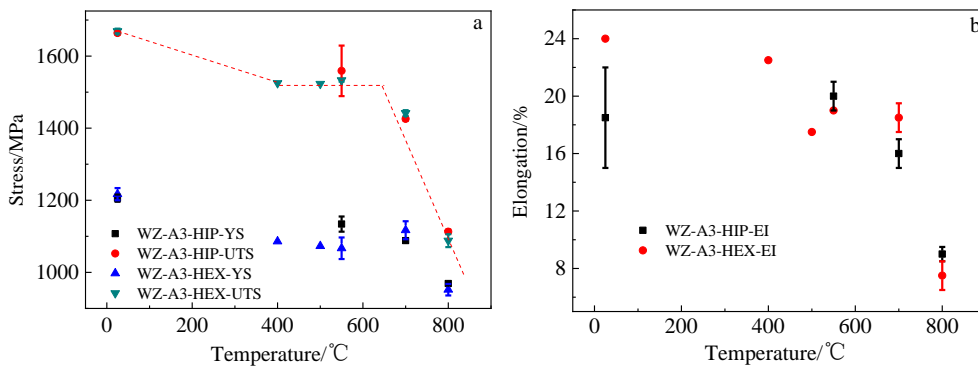


图 4 WZ-A3-HIP 和 WZ-A3-HEX 拉伸性能

Fig.4 Tensile properties of WZ-A3-HIP and WZ-A3-HEX: (a) strength and (b) elongation

2.4 断口分析

利用 SEM 观察 2 种状态样品室温、700、800 °C 拉伸断口, 如图 6、图 7 所示。图 6a、6b 中 WZ-A3-HIP 室温拉伸断口除观察到球形的 PPB 残余痕迹外, 可见部分穿晶断裂平台和韧窝痕迹。由图 6a 可明显看到大量的 PPB, 为穿晶和 PPB 混合断裂模式。

结合图 3 中 PPB 观察结果, 主要为 γ' , 室温合金拉伸变形过程中, 位错滑移塞积至 PPB 处的 γ' 等粗大析出相位置, 优先引起微裂纹。由于 PPB 位置的粗大析出物较多, 排列密集, 微裂纹沿着 PPB 痕迹扩展较容易, 造成 PPB 断裂, 结果与文献[26]相似。在图 3 中, 室温下, 材料晶内强度低于晶界, 发生穿晶断裂。

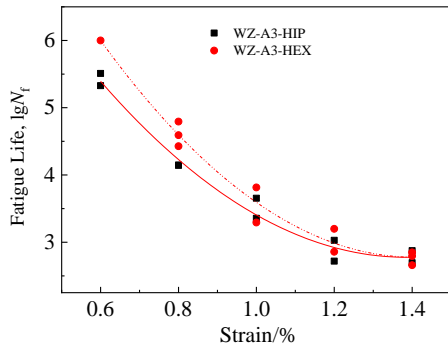


图 5 不同状态应变控制疲劳寿命

Fig.5 Fatigue life (N_f) of strain control fatigue test under different conditions

图 6c、6d 中 WZ-A3-HEX 未见 PPB 的影响，主要是穿晶断裂，可见部分明显的韧窝组织。图 3 中，WZ-A3-HEX 样品 PPB 较 WZ-A3-HIP 已完全碎化，出现部分条带状。WZ-A3-HIP 经热处理后 PPB 中粗大 γ' 大部分溶解，而晶内强化相 γ' 尺寸和含量与 WZ-A3-HEX 相近，晶内位错滑移受阻情况也相近。由于 PPB 对强度影响不明显，而裂纹会优先产生于 PPB，延伸率下降，这与图 4 的结果符合。

图 7a、7b 中 700 °C 2 种状态样品断口均为穿晶断裂为主，观察到部分沿晶断裂。WZ-A3-HIP 样品 700 °C 未见 PPB 引起断裂。700 °C 时，晶界原子和空位热运

动加剧，随着变形进行，晶界滑动，结合力下降。相比 PPB 而言，晶界强度较弱，裂纹优先沿晶界扩展。变形温度提高，晶界强度较晶内下降快，部分优先协调变形晶界出现裂纹，产生沿晶断裂。

如图 7c、7d 所示，800 °C 时 2 种样品均以沿晶断裂为主，少量的穿晶断裂，晶界强度低于晶内强度，大量协调变形的晶界出现裂纹和断裂。结合图 4，WZ-A3 强度和塑性从拉伸温度 700 °C 提高到 800 °C 后，下降明显，与晶界强度变低，出现沿晶断裂有关。

图 8 对比了 2 种状态样品不同低周疲劳测试条件下的断口形貌。低周疲劳裂纹通常起源于夹杂物、表面缺陷等薄弱部位，经历裂纹萌生、扩展和疲劳磨损、长裂纹扩展和最终断裂等阶段，表现为裂纹源区、裂纹扩展区和瞬断区等区域^[25,27]，如图 8a 所示，为典型的低周疲劳断口形貌。图 8b 中，WZ-A3-HIP 0.8% 测试疲劳寿命值为 13942 周样品裂纹源区观察到夹杂物，尺寸约 50 μm 。对比 WZ-A3-HEX 同等疲劳测试条件图 8e、8f，断口疲劳裂纹源未见夹杂物，明显优于 WZ-A3-HIP 状态，寿命为 26795 周。材料疲劳循环过程中寿命值，与基体强度、内部缺陷（如夹杂物、PPB、孔洞等）等内在因素相关。比如夹杂物，其自身与基体变形不协调，易引起应力集中，产生疲劳裂纹源。当夹杂物尺寸大于某一临界值时，其尺寸越大、位置越靠近表面，越减低疲劳寿命^[25, 27-29]。通过提高合金纯净度、挤压、锻造等变形碎化夹杂物尺寸等方式，可减低夹杂物对合金疲劳性能的影响。

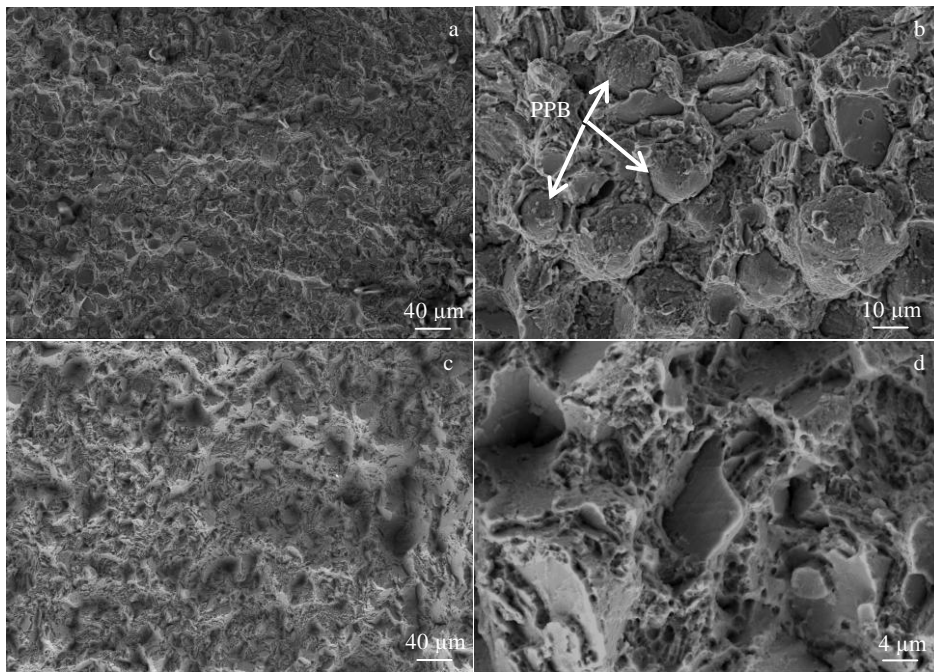


图 6 2 种样品室温拉伸断口形貌

Fig.6 Tensile fracture morphologies of WZ-A3-HIP (a, b) and WZ-A3-HEX (c, d) samples at room temperature

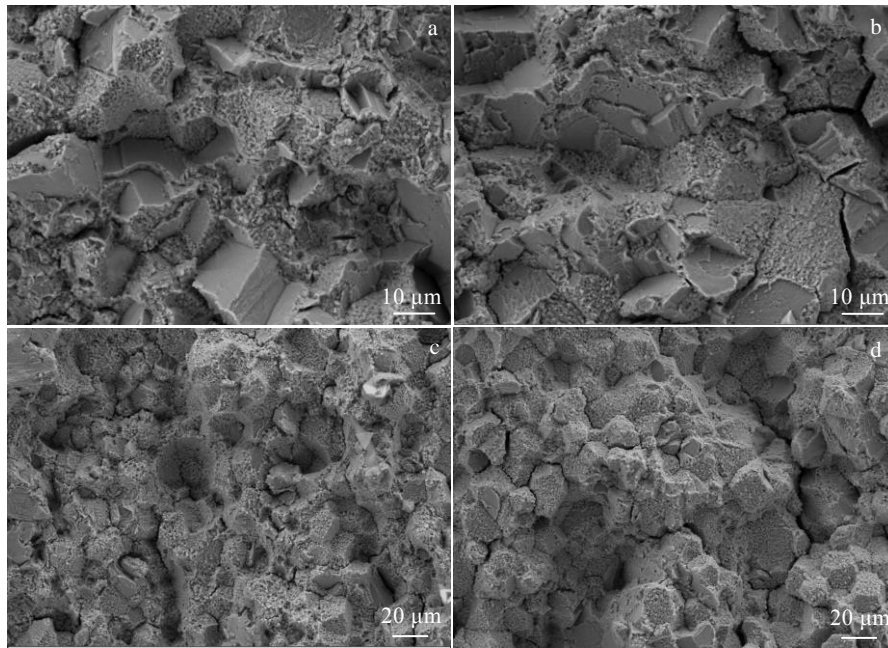


图 7 2 种样品在 700 和 800 °C 拉伸断口形貌

Fig.7 Tensile fracture morphologies of WZ-A3-HIP (a, c) and WZ-A3-HEX (b, d) samples at 700 °C (a, b) and 800 °C (c, d)

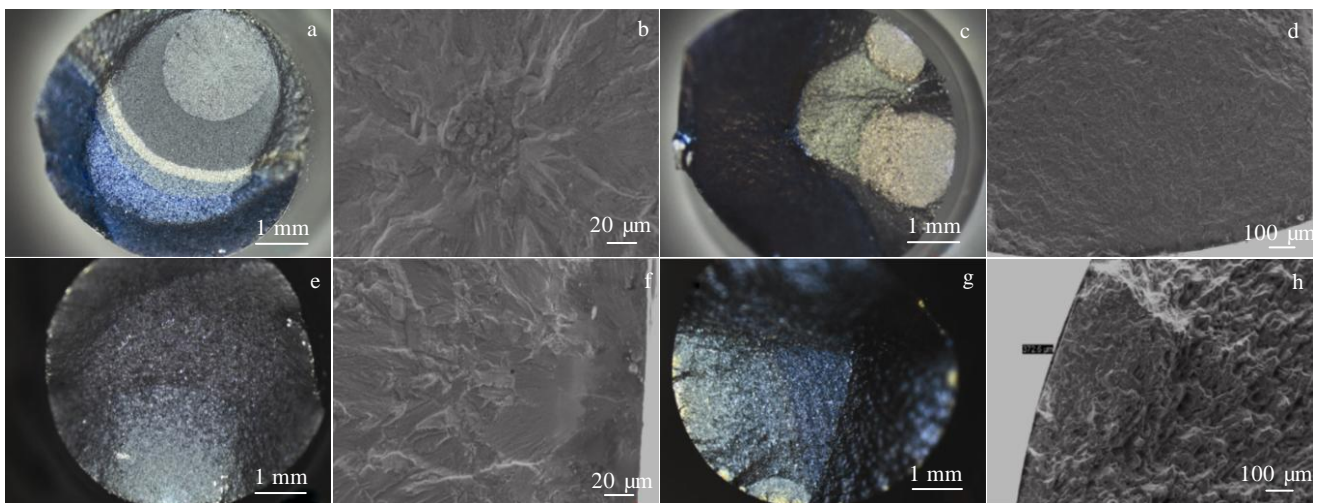


图 8 2 种样品在 700 °C 的低周疲劳断口形貌

Fig.8 Strain control fatigue fracture morphologies of WZ-A3-HIP (a~d) and WZ-A3-HEX (e~h) samples at 700 °C: (a, b) 0.8%, 13942 cycles; (c, d) 1.2%, 1067 cycles; (e, f) 0.8%, 26 795 cycles; (g, h) 1.2%, 1580 cycles

制备 WZ-A3 样品使用的粉末粒度不超过 80 μm, 夹杂物尺寸控制在 80 μm 以内。HIP 过程变形量较小 (装粉密度为 60%~70%, 变形一般不超过 30%), 对夹杂物尺寸和形貌影响不明显, 如图 8b 中夹杂物尺寸为 50 μm。HEX 大变形充分碎化了夹杂物 (挤压比 4), 面积缩小 4 倍, 夹杂物尺寸越小, 出现高于临界尺寸的夹杂物概率降低, 对疲劳寿命值影响不明显^[25,27-29],

在小应变 0.6%、0.8% 测试条件下, 大尺寸夹杂物在疲劳循环过程中, 易成为裂纹源, 2 种状态样品的低周疲劳寿命差别明显。

700 °C 大应变 (1.2%) 控制情况下, 如图 8c、8d, 断口出现 3 个裂纹源, 裂纹源区未见夹杂物。与图 8g、8h 相比, 同为多源疲劳断口, 且未见夹杂物的影响。大应变条件下, 样品表面滑移带易引起表面裂纹, 局

部应变成疲劳裂纹源区，出现多裂纹源概率提高。此时，夹杂物的影响不明显，2种状态样品在大应变情况下，疲劳寿命值接近。

2.5 性能对比

对比 WZ-A3 合金与常见的镍基粉末高温合金不同温度下的抗拉强度值如图 9 所示^[5-9,11,15]。在图 9a 中，WZ-A3 室温抗拉强度明显优于第 2 代粉末高温合金 Rene88DT^[5]，与常见第 3 代粉末高温合金 LSHR^[7] (ASTM6 级)、FGH100^[15](喷射成形 HIP+锻造+1130 °C 固溶+时效热处理，晶粒尺寸 20 μm，ASTM8)和 Rene104^[9] (HEX+锻造+热处理态，晶粒度 ASTM7.1) 接近。700 °C 强度值优于 RR1000、LSHR、FGH100 和 Rene88DT，如图 9b。800 °C 强度值优于 Rene104 合金，如图 9c。WZ-A3 合金在室温、700、800 °C 的抗拉强度值达到了第 3 代镍基粉末高温合金的水平。

统计不同合金 γ' 含量和完全溶解温度、对比合金强化元素的含量及计算 γ' 含量如表 2 所示^[5,7,9-11,15,20,30,31]。WZ-A3 合金 γ' 含量与 Rene104、RR1000、FGH98 等合金接近，且 γ' 溶解温度均在 1150~1160 °C 之间。

对镍基粉末高温合金材料强化的贡献包括基体、

固溶强化、析出相强化、晶界强化等。微观晶粒组织、γ/γ' 错配度、γ' 自身强度、含量和尺寸分布等多个因素都会影响合金强度^[19,23,30]。关于各个合金元素的作用，文献[19]做了较为系统的说明，其中第 3 代镍基粉末高温合金显著特点为增加 Ta 元素，Al+Ti+Ta+Nb 等析出相强化元素的含量较第 2 代合金 Rene88DT 明显提高，含量达到 8%~10%，计算可得 WZ-A3 强化相 γ' 含量与 Rene104、FGH98 相近。对于 W+Mo、Co 等固溶强化元素，总量控制在 10%。Nb 和 Ta 都有利于降低 γ 基体的堆垛层错能，提高高温强度，WZ-A3 合金 Nb+Ta 含量高于 RR1000 和 Rene88DT。W、Mo 作为固溶强化元素，WZ-A3 合金相比于 RR1000、Rene104 合金 W+Mo 含量明显提高，与 FGH100 合金接近，合金强度值提升，未观察到有害析出相。

加工制备过程、热处理制度对材料的微观组织产生影响，WZ-A3、Rene104 等粉末高温合金性能的提升，可以通过控制制备过程参数、优化热处理制度等实现。针对材料不同的服役条件要求，可通过微观组织调控其性能。通过图 9 对比结果，说明了 WZ-A3 合金具备了第 3 代镍基粉末高温合金的高温强度能力水平。

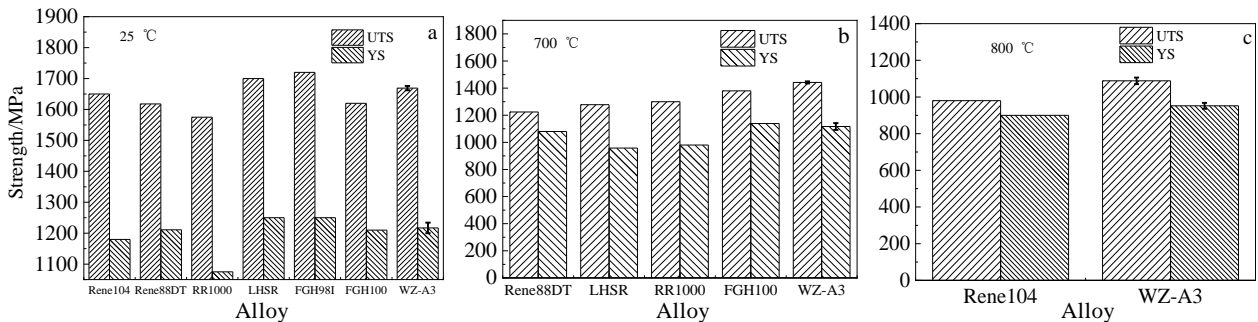


图 9 WZ-A3 与常见粉末高温合金不同温度抗拉强度对比

Fig.9 Comparison of tensile strength between WZ-A3 and normal PM superalloys at different temperatures^[5-9,11,15]: (a) room temperature, (b) 700 °C, and (c) 800 °C

表 2 不同合金 γ' 含量、溶解温度和合金元素含量统计

Table 2 Comparison of γ' content, dissolution temperature and composition of the different alloys

	Rene88DT ^[5]	Rene104 ^[9,20,30,31]	LSHR ^[7]	RR1000 ^[7]	FGH98 ^[10,11]	FGH100 ^[15]	WZ-A3
γ' content, ω/%	37	51	60	46	51	55	49
T(γ')/°C	1135	1154	1160	1155	1160	1170	1155
Al+Ti+Nb+Ta content, ω/%	6.4	10.5	10.1	8.6	10.5	9.8	8.9
W+Mo*2 content, ω/%	12	9.7	9.7	5	9	11.9	12.1
Ta+Nb content, ω/%	0.7	3.3	3.1	2	3.2	3	2.3
Co content, ω/%	13	20.6	20.7	18.5	20.4	20.9	19.1

3 结 论

1) 1150 °C 挤压消除了 WZ-A3 合金热等静压后组织中的 PPB。挤压样品热处理后，挤压态晶界残余的粗大 γ' 溶解，尺寸不超过 1 μm，晶内 γ' 细小弥散分布。

2) WZ-A3 合金热处理态抗拉强度由室温到 800 °C 整体呈现先下降（室温到 400 °C），而后基本保持不变（400~550 °C），再下降（550~800 °C）的变化规律。室温时，裂纹优先在薄弱位置 PPB 处产生，PPB 降低了 WZ-A3-HIP 样品的延伸率。温度由 700 °C 提高到

800 °C 时, 2 种状态样品拉伸断口由沿晶-穿晶混合断裂模式转变为沿晶断裂模式, PPB 影响减弱消失。断裂模式的转变与 800 °C 晶界强度低于晶内强度, 裂纹优先在晶界处产生有关。

3) 应变控制疲劳试验中, 总应变范围 0.8% 时, WZ-A3-HIP 疲劳裂纹源主要由夹杂物引起, 相比 PPB 而言, 夹杂物对疲劳寿命影响更明显。WZ-A3-HEX 断口未见夹杂物和 PPB 的影响, 为平台型裂纹源, 寿命值高于 WZ-A3-HIP。总应变范围 1.0%、1.2%、1.4% 时, 2 种状态样品寿命值接近。总应变为 1.2% 时, 两者断口均为平台型多裂纹源, 未见 PPB 和夹杂物影响。

参考文献 References

- [1] Garibov G S, Grits N M, Vostrikov A V *et al.* *Eurosuperalloys 2014-2nd European Symposium on Superalloys and Their Applications*[C]. Hyeres: EDP Science, 2014: 1
- [2] Locq D, Caron P. *Aerospace Lab*[J], 2011(3): 1
- [3] Reed R C. *The Superalloys: Fundamentals and Applications* [M]. Cambridge: Cambridge University Press, 2008: 217
- [4] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloy, Volume Three*(高温合金材料与工程应用, 下册)[M]. Beijing: Science Press, 2010: 6
- [5] Huron E S, Heaney J A, Mourer D P *et al.* *US Patent*, 11/770257[P], 2009
- [6] Guédou J Y, Augustins-Lecallier I, Nazé L *et al.* *Proceedings of the Eleventh International Symposium on Superalloys*[C]. Warrendale: TMS, 2008: 21
- [7] Sharpe H J, Saxena A. *Effect of Microstructure on High-temperature Mechanical Behavior of Nickel-base Superalloys for Turbine Disc Applications* [M]. Switzerland: Trans Tech Publications Ltd, 2011: 259
- [8] Qiu C, Wu X, Mei J *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 578: 454
- [9] Gabb T, Telesman J, Kantzos P *et al.* *Journal of Failure Analysis and Prevention*[J], 2007, 7(1): 56
- [10] Zhang Ming(张明). *Candidate for Doctorate*(博士学位)[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2019
- [11] 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], 2011, 40(11): 1966
- [12] Huang G, Liu G Q, Feng M *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 747: 1062
- [13] Huang H F, Zhang H Y, Hu B Y *et al.* *Intermetallics*[J], 2020, 116: 106 659
- [14] Wu K, Liu G Q, Hu B F *et al.* *Procedia Engineering*[J], 2012, 27: 939
- [15] 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
- [16] Huang H, Liu G, Wang H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 805: 1254
- [17] Jia C L, Ge C C, Yan Q Z. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 659: 287
- [18] Jia C, Zhang F, Wei K *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 770: 166
- [19] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloy, Volume One*(高温合金材料与工程应用, 上册)[M]. Beijing: Science Press, 2008: 81
- [20] Jena A K, Chaturvedi M C. *Journal of Materials Science*[J], 1984, 19(10): 3121
- [21] Banik A, Gabb T. *NASA Aero Mat*[R]. USA: NASA, 2012: 1
- [22] Rae C. *Materials Science and Technology*[J], 2009, 25(4): 479
- [23] Tan L, Li Y, Deng W *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 804: 322
- [24] Conduit B D, Jones N G, Stone H J *et al.* *Materials & Design*[J], 2017, 131: 358
- [25] Yang Jinlong(杨金龙), Zhu Xiaomin(朱晓闽), Chen Qi(陈祺) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(9): 3235
- [26] 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
- [27] Zhang Ying(张莹), Zhang Yiwen(张义文), Zhang Na(张娜) *et al.* *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 46(4): 444
- [28] Stinville J C, Martin E, Karadge M *et al.* *Acta Materialia*[J], 2018, 152: 16
- [29] Shi Y, Yang D, Yang X *et al.* *International Journal of Fatigue*, [J], 2020, 131: 105 365
- [30] Osada T, Gu Y, Nagashima N *et al.* *Acta Materialia*[J], 2013, 61(5): 1820
- [31] Kimberly M. *Thesis for Doctorate*[D]. Rhode Island: University of Rhode Island, 2013

Microstructure and Mechanical Properties of Novel Nickel-Based P/M Superalloy

Yang Jinlong^{1,2,3}, Long Anping^{1,2}, Xiong Jiangying^{1,2}, Zhang Gaoxiang², Guo Jianzheng^{1,2}

(1. Research Institute of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

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

(3. Shenzhen Wedge Aviation Technology Co., Ltd, Shenzhen 518000, China)

Abstract: The microstructure, tensile properties, strain-controlled low cycle fatigue properties and fracture morphology of a novel nickel-based powder metallurgy (P/M) superalloy (WZ-A3) were studied by SEM, OM, fatigue testing machine and tensile testing machine under different conditions. The results show that the previous particle boundary (PPB) formed during the hot isostatic pressing (HIP) process are fully eliminated by hot extrusion (HEX). With the increase of tensile temperature from room temperature to 800 °C, the tensile strength of the alloy decreases first (from room temperature to 400 °C), remains unchanged (from 400 to 550 °C), and then decreases (from 550 to 800 °C). At room temperature, the elongation of the HIP+HT samples are reduced by PPB. From 700 to 800 °C, these two states of the tensile fracture change from the mixed transgranular and intergranular fracture mode to the intergranular fracture mode. The fatigue life (N_f) of HIP+HEX+HT samples is higher than that of HIP+HT samples under small strain control (0.6%, 0.8%), which is related to the inclusions in the alloy. When the strain is large (1.0%, 1.2%, 1.4%), the N_f is close to each other. When the strain is 1.2%, the multiple platform-type fatigue crack sources appear in both samples.

Key words: novel nickel-based P/M superalloy; microstructure; tensile; strain controlled fatigue

Corresponding author: Guo Jianzheng, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, E-mail: guo_jianzheng@qq.com