

一种新型镍基粉末高温合金等温热压缩过程中的超塑性变形行为研究

马向东¹, 何英杰¹, 李远¹, 程俊义¹, 朱立华², 郭建政^{1,3}

(1. 深圳市万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518045)

(2. 哈尔滨工业大学(深圳), 广东 深圳 518055)

(3. 中南大学, 湖南 长沙 410083)

摘要: 基于 Gleeble 等温热压缩试验, 并结合 OM、SEM、EBSD 等分析手段, 研究了一种新型热挤压态第 3 代镍基粉末高温合金 FGH4113A (WZ-A3) 在超塑性压缩变形过程中的流动特性和微观组织演化规律。给出了在温度 1050、1100 °C, 应变速率 0.001、0.005 s⁻¹, 不同变形量(应变)条件下的超塑性变形行为及其变形机制。结果表明: FGH4113A (WZ-A3) 合金在热压缩变形过程中表现出良好的超塑性, 未发现孔洞或裂纹; 1100 °C/0.001 s⁻¹ 大变形后期(60%~80% 变形量)晶粒有长大趋势, 其余变形条件晶粒尺寸变化不大; 在超塑性压缩变形过程中, 累积的位错主要通过动态回复和动态再结晶所湮灭, 晶界滑移是发生大变形而未开裂的主要原因。该研究结果为新型的 FGH4113A (WZ-A3) 合金超塑性等温锻造工艺制定奠定了良好的基础。

关键词: FGH4113A(WZ-A3)合金; 等温热压缩; 超塑性; 流动特性; 组织演化

中图分类号: TG316; TG146.1+5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)09-3307-09

镍基粉末高温合金既具有良好的高温强度、抗疲劳和耐腐蚀性能, 同时与铸造、变形高温合金相比, 又避免了合金元素的宏观偏析, 是制造高推重比航空发动机涡轮盘等关键零部件的优选材料^[1,2]。第 3 代镍基粉末高温合金属于高强度、高损伤容限型合金, 其制备的涡轮盘主要发展方向是双性能, 比较成熟的工艺路线为: 氩气雾化制粉(argon atomization, AA)+热等静压(hot isostatic pressing, HIP)+热挤压(hot extrusion, HEX)+等温锻造(isothermal forging, ITF)+双重组织热处理(dual microstructure heat treatment, DMHT)^[3-5]。热等静压盘坯经过热挤压大塑性变形, 有效地破碎了热等静压中可能形成的原始粉末颗粒边界(prior particle boundaries, PPB), 并使晶粒充分细化, 塑性变形性能得到大幅改善; 热挤压坯料经过等温锻造获得盘件机加工前的基本尺寸, 并保持细小均匀的晶粒组织; 最后经过双重组织热处理, 盘缘达到 ASTM 6~8 级粗晶组织, 具有高蠕变强度及裂纹扩展抗力, 盘心则保持 ASTM 10~12 级细晶组织, 使其具有高抗拉强度和优良的低周疲劳性能^[6,7]。大量研究发现镍基粉末高温合金因合金化程度高, 在热挤压、等

温锻造等塑性变形过程中, 其变形抗力、微观组织对热变形工艺参数非常敏感, 热变形工艺控制不当, 会出现组织不均匀的情况, 且在后续热处理过程中也很难完全消除, 降低了盘件的机械性能和可靠性^[8]。此外, 与热挤压过程的三向压应力状态相比, 等温锻造过程一般处于拉压应力状态, 如果变形工艺控制不当, 更容易出现表面开裂等失效行为。因此, 对一种新型的热挤压态第 3 代镍基粉末高温合金在后续等温锻造过程中的变形行为开展研究, 具有重要意义。

超塑性等温锻造是制备镍基粉末高温合金涡轮盘的主要工艺之一, 其特点是在一定的内部(细小、均匀晶粒组织)和外部(高温、低应变速率)条件下, 使材料呈现出异常高的流变性能和异常低的流变抗力。一般来说, 超塑性变形行为通过拉伸试验的延伸率(>100%)来评价, 主要受晶界滑移和热激活扩散控制, 且需要同时满足 3 个基本条件: 平均晶粒尺寸小于 10 μm、变形温度高于 0.5T_m(熔点温度)和应变速率低于 0.01 s⁻¹^[9,10]。相关研究发现: 变形温度和应变速率对最终延伸率有较大影响, 变形过程中的非连续动态再结晶诱发晶粒细化, 增强了超塑性, 同时变

收稿日期: 2021-09-10

基金项目: 国家科技重大专项(2017-VI-0009-0080); 深圳市“创新链+产业链”融合专项(201806071114243770)

作者简介: 马向东, 男, 1986 年生, 博士, 高级工程师, 深圳市万泽中南研究院有限公司, 广东 深圳 518045, 电话: 0755-82523646, E-mail: maxd@wedge.com.cn

形过程中位错增值攀移, 在最终开裂之前形成孔洞或颈缩^[11,12]。例如, 细晶粒 Inconel 718 合金通过超塑性拉伸试验获得了超过 400% 的伸长率, 非连续动态再结晶被认为是控制 Inconel 718 合金超塑性变形的的主要机制。然而, 镍基粉末高温合金涡轮盘超塑性等温锻造过程中承受的是压缩载荷而不是拉应力, 且很少有实验研究镍基粉末高温合金热压缩过程中的超塑性变形行为和组织演变规律。同时, 研究镍基粉末高温合金在低温、高应变速率条件下的超塑性变形行为对超塑性加工成形有更大的工程意义。

本研究以一种新型的热挤压态第 3 代镍基粉末高温合金 FGH4113A(WZ-A3) 为研究对象, 基于 Gleeble 等温热压缩试验, 分析 FGH4113A (WZ-A3) 合金在大塑性压缩变形过程中的超塑性流变行为和微观组织演化机制, 为 FGH4113A (WZ-A3) 合金涡轮盘超塑性等温锻造工艺制定提供重要依据。

1 实验

实验材料为自主研发的第 3 代镍基粉末高温合金 FGH4113A(WZ-A3), 其主要化学成分如表 1 所示^[13]。与国外最具代表性的第 3 代粉末合金 LSHR 和 ME3 相比, FGH4113A (WZ-A3) 合金的主要特点是降低

了 Ta 含量并提高了 Nb 含量, 以减小 TCP 相析出倾向, 提高材料的组织稳定性^[14,15]。同时, 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。采用热力学软件 JMatPro 计算 FGH4113A (WZ-A3) 合金各平衡析出相与温度的关系, 如图 1 所示。FGH4113A (WZ-A3) 合金强化相 γ' 溶解温度约为 1150 °C。

采用真空感应炉熔炼母合金, 氩气雾化法制备合金粉末, 经过装包套, 真空脱气, 热等静压成形。其中, 粉末粒度 $\leq 53 \mu\text{m}$, 粉末氧含量 $\leq 120 \mu\text{g/g}$, 热等静压制度为 4 h 升温升压至 1150 °C、150 MPa, 保温保压 4 h, 随炉冷却。热等静压锭坯经过热挤压成形棒材, 挤压温度为 1130 °C, 挤压比为 4.5:1, 挤压速度为 20~35 mm/s。在挤压棒材的 1/2R 处, 沿挤压方向取 $\Phi 8 \text{ mm} \times 21 \text{ mm}$ 的圆柱形热压缩样品, 并在 Gleeble-3180 热模拟设备上上进行超塑性等温热压缩试验。热压缩试验选取 2 个变形温度: 1050、1110 °C, 2 个应变速率: 0.001、0.005 s^{-1} , 4 个变形量: 10%、30%、60%、80%。热压缩样品加热速率为 10 °C/s, 保温时间 (样品到温至压缩) 为 3 min, 热压缩结束后立即采用氩气冷却至室温, 以保留热变形态的显微组织。

表 1 FGH4113A (WZ-A3) 及 ME3 和 LSHR 粉末高温合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of FGH4113A (WZ-A3), ME3 and LSHR alloys (wt%)^[13]

Alloy	Co	Cr	Mo	W	Al	Ti	Nb	Ta	Hf	Ni
FGH4113A (WZ-A3)	18.5~19.5	12.5~13.5	3.7~4.2	3.75~4.25	2.8~3.2	3.5~3.9	1.1~1.3	0.9~1.1	0.17~0.23	Bal.
ME3 (René 104)	20.0	13.1	3.8	1.9	3.7	3.5	1.2	2.3	-	Bal.
LSHR	21.3	12.9	2.7	4.3	3.4	3.6	1.4	1.7	-	Bal.

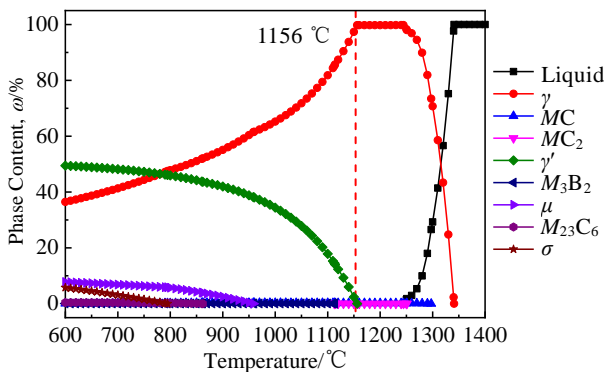


图 1 FGH4113A(WZ-A3)合金各析出相质量分数与温度的关系

Fig.1 Relationship between the mass fraction of each precipitated phase and temperature of the FGH4113A (WZ-A3) alloy

显微组织观察采用 Nikon MM-400 型光学显微镜 (OM) 和 Sigma 300 型扫描电子显微镜 (SEM)。采用 OM 观察样品晶粒形貌, 腐蚀剂配比为: 5 g 氯化铜+100 mL 盐酸+100 mL 乙醇; 用 SEM 观察样品强化相 γ' 形貌, 腐蚀剂配比为: 硝酸+乙酸+氢氟酸+蒸馏水, 相应体积比 3:3:1:3。用 ImageJ 软件精确统计晶界强化相 γ' 的平均直径和面积分数, 统计时将最小粒子尺寸设定为 0.5 μm (等效直径为 0.8 μm), 以减小晶内 γ' 相对结果的干扰。将金相观察后的样品重新手动抛光+振动抛光后进行 EBSD 分析, EBSD 数据采集同样在 Sigma 300 型扫描电子显微镜上进行, 加速电压为 20 kV, 扫描步长设置为 0.3 μm 。观察位置均为热压缩样品纵截面 (平行于变形方向) 的中心区域。

2 结果与讨论

2.1 原始显微组织

在挤压棒材的 1/2R 处，沿挤压方向取圆柱形热压缩样品，将样品沿纵截面（平行于变形方向）剖开，观察挤压态 FGH4113A (WZ-A3) 合金的显微组织形貌，如图 2 所示。从图 2a 的 OM 显微组织可以看出，大多数晶粒在三维空间中呈等轴状分布，说明热挤压变形诱发了比较充分的动态再结晶。从图 2b 的 SEM 显微组织可以看出，大尺寸块状 γ' 相沿晶界呈链状分布，小尺寸 γ' 相弥散分布在晶内。从图 2c 的晶界 γ' 相统计结果可知，晶界大尺寸块状 γ' 相的面积分数为 10.91%，平均直径为 1.27 μm 。这种 $\gamma+\gamma'$ 双相晶粒组织是再结晶过程中形成的显微组织，在热加工变形中具有流变软化效应，即降低流变应力，提高合金热塑性^[16]。

为了对比挤压态 FGH4113A (WZ-A3) 合金在后续超塑性压缩变形过程中的显微组织演化规律，首先对原始的挤压态 FGH4113A (WZ-A3) 合金进行 EBSD 表征分析，结果如图 3 所示。

图 3a~3c 从不同角度、不同组织特征揭示了 FGH4113A (WZ-A3) 合金在热挤压变形过程中的动态再结晶行为。从图 3a 可以看出，晶粒内部平均取

向差 (grain average misorientation, GAM) 在整个测量区域都很低，进一步说明了合金在热挤压变形过程中动态再结晶比较充分。GAM 直观反映晶粒内部的应力集中程度，如果变形过程中动态再结晶不充分，位错运动到晶界处塞积并导致较严重的应力集中。此外，塞积的位错缠绕成位错胞，构成亚晶，可以通过动态回复和再结晶使位错湮灭并形成新的无畸变的再结晶晶粒，从而最大程度地释放了应力。从图 3b 可以看出，挤压态 FGH4113A (WZ-A3) 合金的晶界大部分是高角度晶界 (high angle grain boundary, HAGB $>15^\circ$)，小部分是低角度晶界 (low angle grain boundary, LAGB, $2^\circ\sim 15^\circ$)。相关研究结果指出再结晶晶粒的晶界通常为 HAGB^[17]，这也进一步说明 FGH4113A (WZ-A3) 合金在热挤压变形过程中发生了比较充分的动态再结晶。从图 3c 的反极图 (inverse pole figure, IPF) 可以看出，挤压态 FGH4113A (WZ-A3) 合金组织没有明显的择优取向，说明发生了比较充分的动态再结晶，且晶粒已经呈现十分完整的多边形特征，与图 2a 的金相组织相吻合。从图 3d 的晶粒尺寸统计结果得知，剔除孪晶后，平均晶粒直径为 4.76 μm ，且均匀分布，这为后续超塑性变形奠定了良好的材料基础。

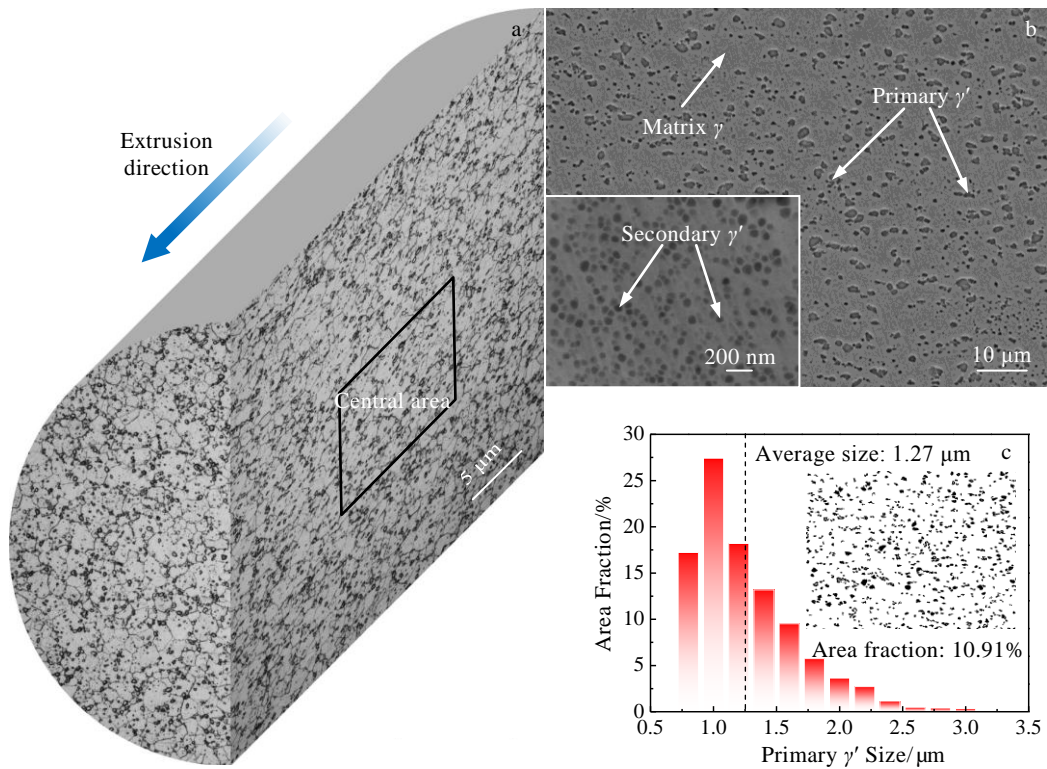


图 2 挤压态 FGH4113A (WZ-A3) 合金的 OM 和 SEM 显微组织及其统计结果

Fig.2 OM (a), SEM (b) microstructures and statistical result (c) of as extruded FGH4113A (WZ-A3) alloy

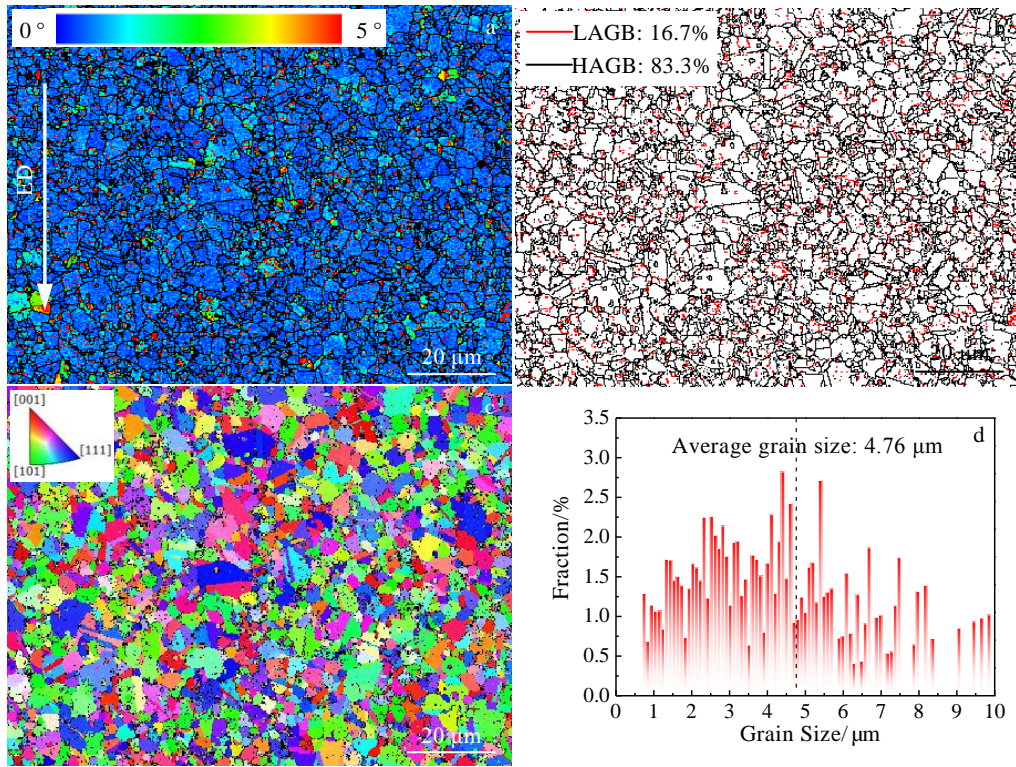


图 3 挤压态 FGH4113A (WZ-A3) 合金 EBSD 表征分析结果

Fig.3 EBSD analysis results of as extruded FGH4113A (WZ-A3) alloy: (a) GAM map, (b) OIM map, (c) IPF, and (d) grain size

2.2 超塑性流动行为

热挤压态 FGH4113A (WZ-A3) 合金在不同变形条件下等温热压缩的宏观形貌如图 4 所示。所有样品在全部变形条件下 (即使是 80% 变形量) 均没有出现宏观裂纹, 进一步说明该合金具有良好的塑性变形能力。此外, 变形温度越高, 应变速率越慢, 变形越均匀, 即宏观形貌由“鼓肚”状向“轮胎”状过渡。不同变形条件下等温热压缩的真实应力-真实应变曲线如图 5 所示。真实应力-真实应变曲线大致可分为 3 个阶段: 加工硬化阶段、动态再结晶开始阶段和稳态流变阶段。变形初期, 随应变增大, 位错缠结使得位错密度显著增大, 应力迅速上升。随位错的不断累积, 在应变和高温的驱动下, 合金发生动态回复和动态再结晶。位错发生回复湮灭, 再结晶软化的作用逐渐增大, 真实应力-真实应变曲线斜率逐渐减小, 应力达到峰值。加工硬化和动态再结晶软化作用达到动态平衡时, 应力变化非常缓慢, 曲线趋近水平。此外, 所有样品在变形量超过 60% 以后, 流动应力都随变形量的继续增大而缓慢增加, 其主要原因可能是由于夹头与试样之间摩擦引起的, 而不是微观组织演化^[18]。

2.3 微观组织演化

在等温热压缩样品纵截面 (平行于变形方向) 的中心区域, 观察得到不同变形条件下等温热压缩的 IPF

如图 6 所示。从图中可以看出, 所有变形条件下的显微组织均没有明显的择优取向。但是, 相关研究发现挤压态 FGH4113A (WZ-A3) 合金在 1050~1100 °C/0.1 s⁻¹ 变形时, 会诱导产生<101>织构, 并出现大量“项链”状组织沿晶界分布, 且与动态再结晶程度直接相关^[19]。

热挤压态 FGH4113A (WZ-A3) 合金在不同变形条件下等温热压缩的 GAM 如图 7 所示。当变形温度相同, 变形量相同, 应变速率由 0.001 s⁻¹ 增加至 0.005 s⁻¹ 时, 其晶粒内部平均取向差显著增加, 即应力集中程度显著增加。这是因为应变速率的增加, 变形过程中产生的位错运动到晶界处更容易塞积, 同时又未能及时通过动态回复和再结晶使位错湮灭并形成新的无畸变再结晶晶粒, 进而最大程度地释放应力。当应变速率相同, 变形量相同, 变形温度由 1050 °C 升高至 1100 °C 时, 其晶粒内部平均取向差 (应力集中程度) 显著降低。这是因为变形温度升高, 驱动力增大, 促进动态回复和再结晶, 进而减小了应力集中。以 1050 °C/0.005 s⁻¹ 变形条件为例, 可以发现下面不同变形量的微观组织演变规律。热变形过程中的微观组织演变通常受动态回复、动态再结晶和晶粒长大控制^[20-22]。为了触发动态再结晶, 需要通过位错积累在材料中存储足够的能量。因此, 变形量由 10% 增加至 30% 时, 位错累积显著增加; 变形量由 30% 继续增加至 60% 时,

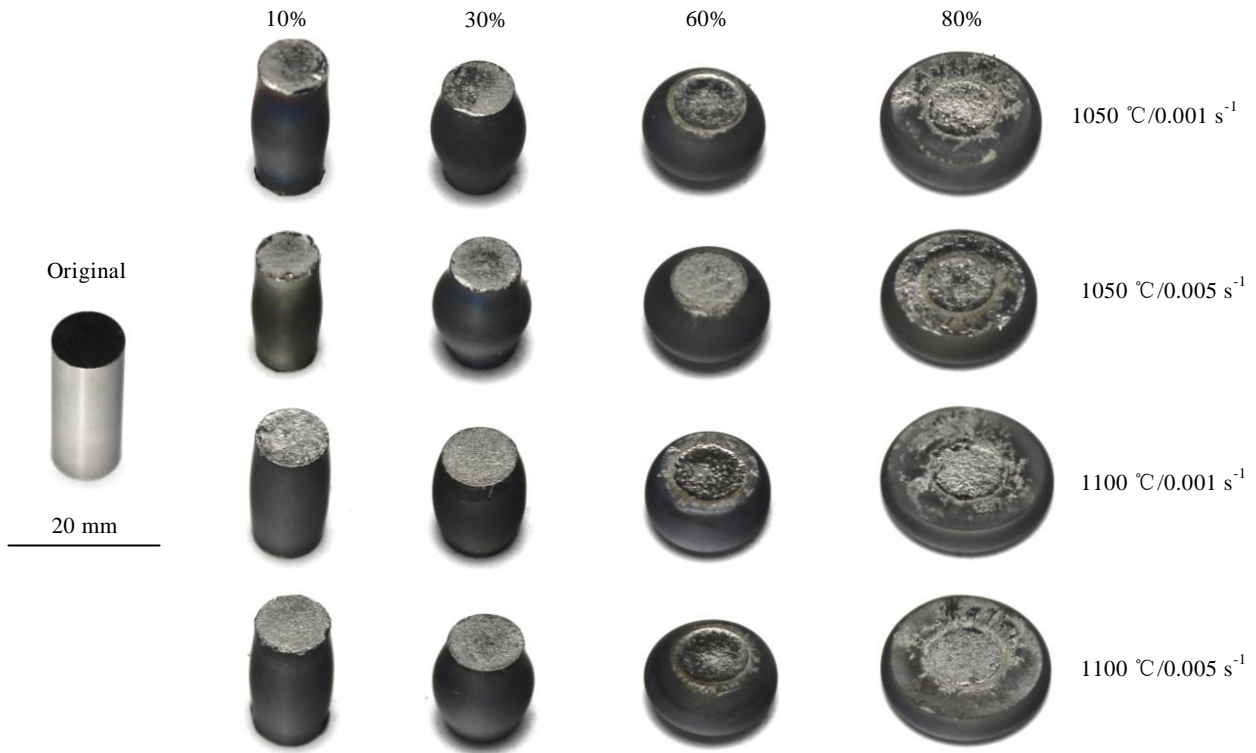


图 4 不同变形条件下等温热压 FGH4113A(WZ-A3)合金后的宏观形貌

Fig.4 Macro-morphologies of isothermal hot compressed FGH4113A(WZ-A3) alloy under different deformation conditions

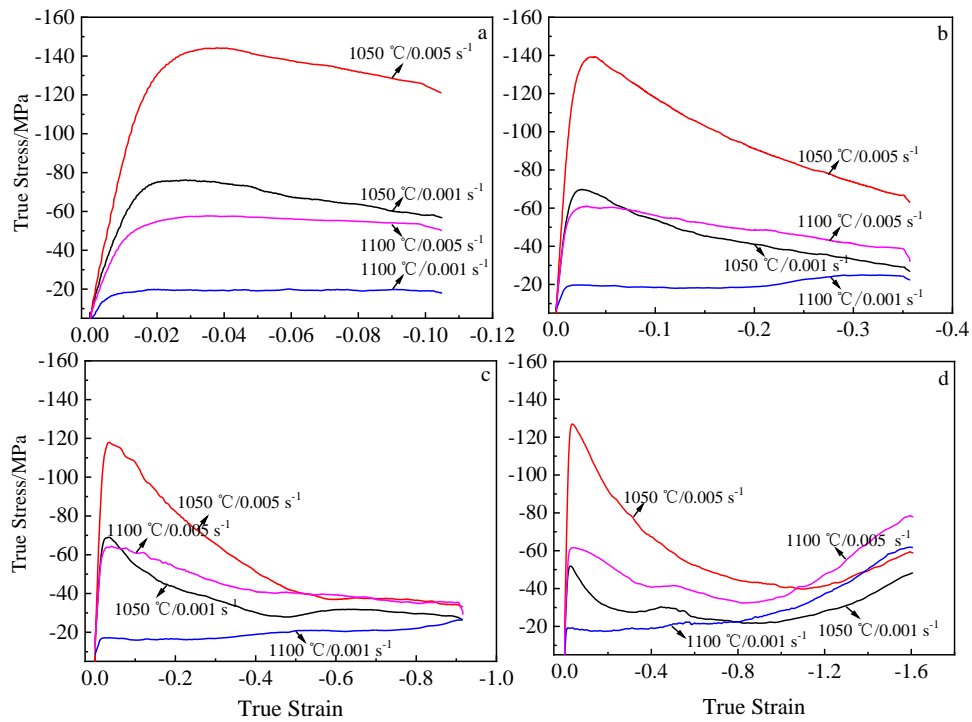


图 5 不同变形量条件下等温热压缩的 FGH4113A(WZ-A3)合金真实应力-真实应变曲线

Fig.5 True stress-true strain curves of isothermal compressed FGH4113A(WZ-A3) alloy under different height reductions: (a) 10%, (b) 30%, (c) 60%, and (d) 80%

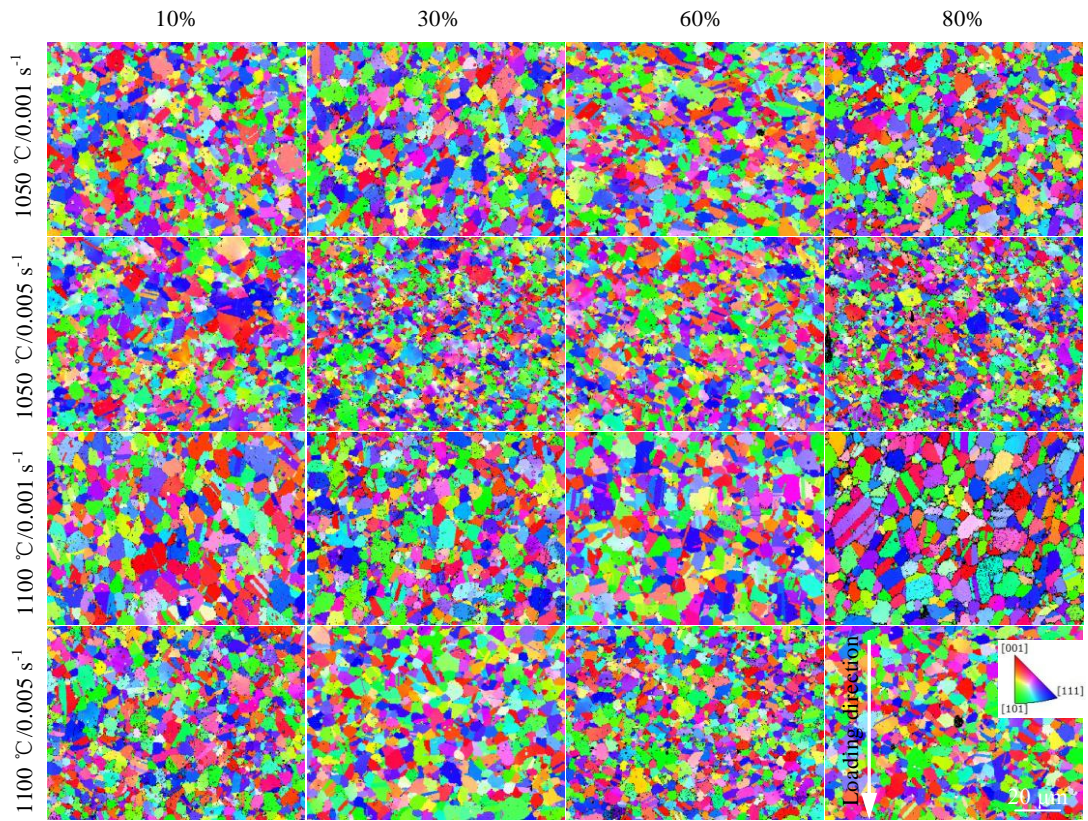


图 6 不同变形条件下等温热压缩后的 IPF 图

Fig.6 Typical IPF of hot compressed specimens under different conditions

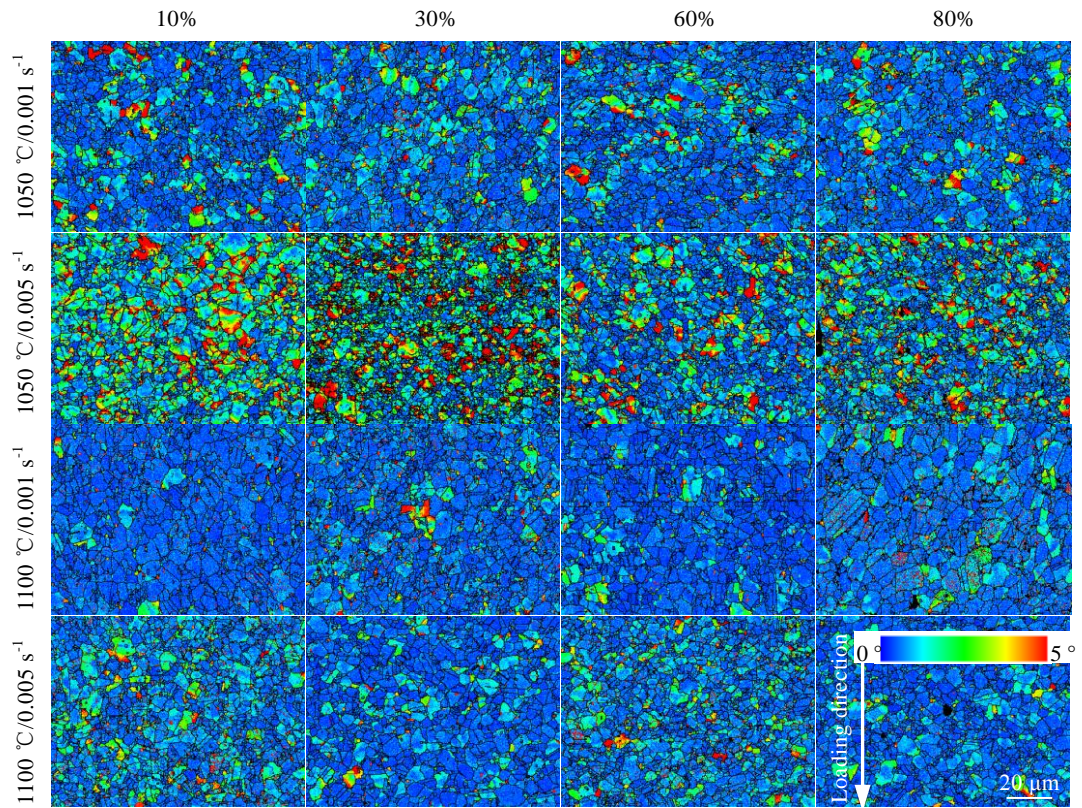


图 7 不同变形条件下等温热压缩后的 GAM 图

Fig.7 Typical GAM maps of hot compressed specimens under different conditions

位错累积存储了足够的能量，诱发动态再结晶，从而降低位错密度；变形量由 60% 继续增加至 80% 时，位错累积又有进一步增加的趋势，进而又重复前面的动态再结晶过程。需要补充的是，当应变速率为 0.001 s^{-1} 时，变形过程持续的时间相对较长，不同变形量条件下均有足够的时间发生动态回复和再结晶使位错湮灭，因此并没有出现明显的位错塞积（或应力集中）现象。

基于 EBSD 结果，剔除孪晶后，统计的热挤压态 FGH4113A (WZ-A3) 合金在不同变形条件下等温热压缩的平均晶粒尺寸如图 8 所示。平均晶粒尺寸与动态再结晶密切相关，与图 7 所示的 GAM 也有紧密联系。从图 8 可以看出，原始的挤压态合金平均晶粒尺寸 ($4.76\text{ }\mu\text{m}$) 较变形量 10% 条件下的平均晶粒尺寸更细小，这可能是因为，挤压棒材冷却速度很快，储能较高，在后续等温热压缩的加热、保温和 10% 小变形量阶段，发生了一定程度的晶粒长大。随着变形量继

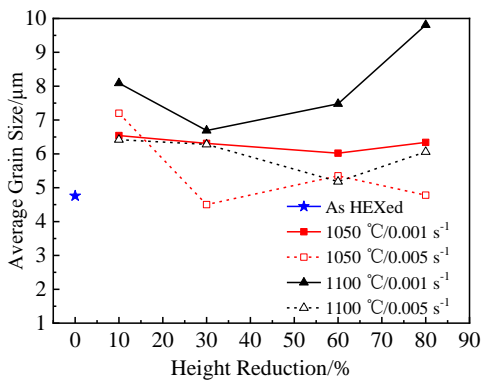


图 8 不同变形条件下等温热压缩后的平均晶粒尺寸

Fig.8 Average grain size of hot compressed specimens under different conditions

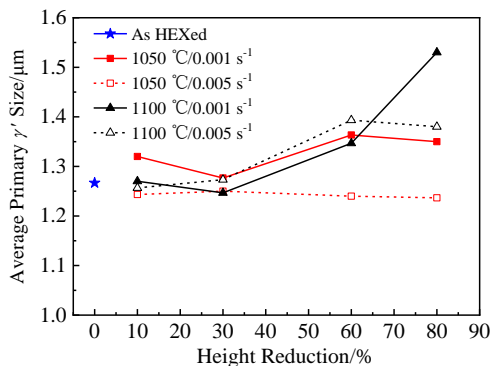


图 9 不同变形条件下等温热压缩后的平均一次 γ' 相尺寸

Fig.9 Average primary γ' size of hot compressed specimens under different conditions

续增加至 30%，诱发动态再结晶，导致平均晶粒尺寸均有一定程度的减小。此后，随着变形量继续增加至 60%、80%， $1100\text{ }^\circ\text{C}/0.001\text{ s}^{-1}$ 变形条件下晶粒明显长大，其余变形条件下晶粒尺寸均在较小范围内波动。

对于沉淀硬化型镍基高温合金来说，其晶界强化相的尺寸和分布对热塑性变形过程中晶粒尺寸变化有很大影响^[23]。热挤压态 FGH4113A (WZ-A3) 合金在不同变形条件下等温热压缩的晶界一次 γ' 相平均尺寸和面积分数如图 9 和图 10 所示。从图中可以看出， $1100\text{ }^\circ\text{C}/0.001\text{ s}^{-1}$ 变形条件下，因其变形温度较高，变形速度较慢，随着变形量的增加，晶界一次 γ' 相平均尺寸有所增加，但是面积分数维持在较低水平，也就是说晶界一次 γ' 相的数量逐渐减少，从而导致一次 γ' 相对晶界的钉扎作用减弱，促进了晶粒长大。其余变形条件下，随着变形量的增加，晶界一次 γ' 相平均尺寸和面积分数均有所增加，即晶界一次 γ' 相的数量仍然较多，对晶界有良好的钉扎作用，抑制了晶粒长大。

超塑性拉伸变形时，在基体与第二相颗粒之间，或者三角晶界处，广泛存在孔洞和裂纹^[24]。但是，挤压态 FGH4113A (WZ-A3) 合金在大应变超塑性压缩后没有发现孔洞和裂纹，如图 11 所示。当应变超过一定值时，超塑性压缩达到稳定状态，位错的积累和湮灭相对平衡。具体来说，大应变超塑性压缩，当应变在三角晶界处集中时，触发动态再结晶或形成孪晶，从而释放储存的能量；当应变在基体 γ 与第二相颗粒 γ' 之间集中时，一部分位错通过扩散攀移绕过 γ' ，另一部分位错则剪切穿过 γ' 。由于晶粒内部的位错比沿晶界的位错要少得多，且其中许多位错在高温下可以通过滑动、攀移和交叉滑移的方式湮灭，因此在 γ/γ' 界面上位错的聚集程度不足以形成孔洞或裂纹^[25,26]。

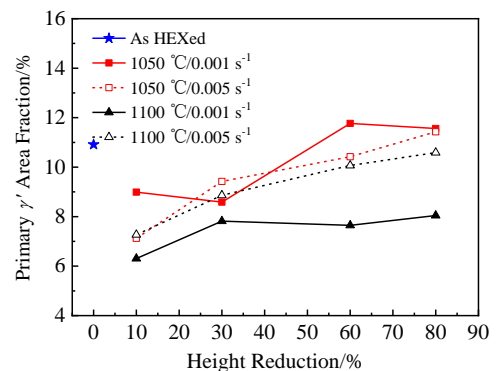


图 10 不同变形条件下等温热压缩后的一次 γ' 相面积分数

Fig.10 Primary γ' area fraction of hot compressed specimens under different conditions

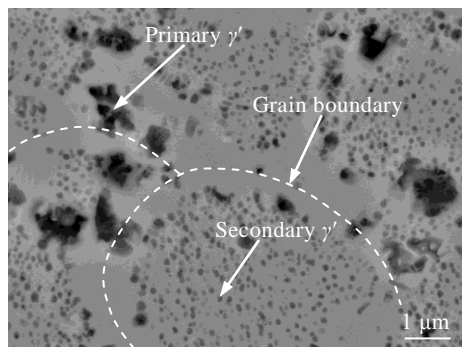


图 11 挤压态 FG4113A(WZ-A3)合金 1100 °C/0.001 s⁻¹/80% 条件热压缩后的微观形貌

Fig.11 Micro morphology of extruded FG4113A(WZ-A3) alloy after hot compressed at 1100 °C/0.001 s⁻¹/80% condition

3 结 论

1) 挤压态 FG4113A(WZ-A3)合金的显微组织细小均匀,且呈 $\gamma+\gamma'$ 双相分布,平均晶粒直径 4.76 μm (ASTM 12.14 级),在后续热压缩变形过程中表现出良好的超塑性,在 1050~1100 °C、0.001~0.005 s⁻¹、10%~80% 所有变形条件下均没有发现孔洞或裂纹。

2) 1100 °C/0.001 s⁻¹ 变形条件下,随着变形量由 10% 增加至 80%,晶界一次 γ' 相的数量逐渐减少,晶粒逐渐长大;其余变形条件下,随着变形量的增加,晶界一次 γ' 相的数量比较稳定,平均晶粒尺寸也波动不大,为合金涡轮盘超塑性等温锻造工艺制定提供重要依据。

3) 晶粒内部平均取向差可间接反映位错密度或应力集中程度,且随着变形温度的升高而降低,随着变形速率的增加而增大。变形过程中累积的位错主要被动态回复和动态再结晶湮灭,晶界滑移是大塑性变形时未开裂的主要原因。

参考文献 References

[1] Zhang Guoqing(张国庆), Zhang Yiwen(张义文), Zheng Liang(郑亮) *et al. Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2019, 55(9): 1133

[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): 14

[3] Semiatin S L, McClary K E, Rollett A D *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2013, 44(6): 2778

[4] Mitchell R J, Lemsky J A, Ramanathan R *et al. Superalloys*[C]. Pennsylvania: TMS, 2008: 347

[5] Huang H L, Liu G Q, Wang H *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2020, 51(3): 1075

[6] ASTM E112-13[S].

[7] Yang Wanpeng(杨万鹏), Liu Guoquan(刘国权), Wu Kai(吴凯) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment(材料热处理学报)*[J], 2014, 35(3): 85

[8] Song Xiaojun(宋晓俊), Fang Shuang(方爽), Dong Yunpeng(东贇鹏) *et al. Hot Working Technology(热加工工艺)*[J], 2015, 44(13): 42

[9] Han J T, Li D Y. *Procedia Engineering*[J], 2017, 205: 751

[10] Kwak T Y, Kim W J. *Journal of Materials Science and Technology*[J], 2017, 33(9): 919

[11] Wang Y S, Linghu R K, Liu Y Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 751: 391

[12] Huang Linjie, Qi Feng, Hua Peitao *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2015, 46(9): 4276

[13] 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

[14] Gabb T P, Telesman J, Kantzos P T *et al. NASA/TM*[R]. USA: NASA, 2002: 211 796

[15] Gabb T P, Gayda J, Kantzos P T *et al. NASA/TM*[R]. USA: NASA, 2005: 213 645

[16] Zhang Ming(张明), Liu Guoquan(刘国权), Hu Benfu(胡本芙). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2017, 53(11): 1469

[17] Zhang H B, Zhang K F, Jiang S S *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 623: 374

[18] Li Y P, Onodera E, Matsumoto H *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40(5): 982

[19] Wang Y L, Li Y, Zhang H *et al. Philosophical Magazine*[J], 2021, 101(2): 193

[20] Huang K, Marthinsen K, Zhao Q *et al. Progress in Materials Science*[J], 2018, 92: 284

[21] Konkova T, Rahimi S, Mironov S *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 139: 437

[22] Kumar S, Raghu T, Bhattacharjee P P *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 146: 217

[23] Wang Y L, Li Y, Zhang H *et al. Journal of Materials Design and Applications*[J], 2020, 235(4): 146 442 072 097 755

[24] Khan M D F, Panigrahi S K. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2018, 747: 71

[25] Tan L M, Huang Z W, Liu F *et al. Materials & Design*[J], 2017, 131: 60

[26] Tan L M, Li Y P, Liu F *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(11): 2591

Superplastic Deformation Behavior of Nickel-Based Powder Superalloy During Isothermal Hot Compression

Ma Xiangdong¹, He Yingjie¹, Li Yuan¹, Cheng Junyi¹, Zhu Lihua², Guo Jianzheng^{1,3}

(1. Shenzhen Wedge Central South Research Institute Co., Ltd, Shenzhen 518045, China)

(2. Harbin Institute of Technology, Shenzhen 518055, China)

(3. Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: Based on Gleeble isothermal hot compression test, the flow characteristics and microstructure evolution of a new hot extruded third generation nickel-base powder superalloy FGH4113A (WZ-A3) during superplastic compression deformation was studied by OM, SEM and EBSD analysis methods. The superplastic deformation behavior and deformation mechanism at different temperatures of 1050 and 1100 °C, different strain rates of 0.001 and 0.005 s⁻¹, and different amount of deformation (strain) were presented. The results show that FGH4113A (WZ-A3) alloy exhibits good superplasticity during hot compression deformation, and no cavities or cracks are observed. The grain size tends to grow at 1100 °C/0.001 s⁻¹ after large deformation (60%~80% deformation), while grain size has little change under other deformation conditions. In the process of superplastic compression deformation, the accumulated dislocation is annihilated mainly by dynamic recovery and dynamic recrystallization, and grain boundary slip is the main reason for large deformation without cracking. The results lay a good foundation for the development of superplastic isothermal forging process of FGH4113A (WZ-A3) alloy.

Key words: FGH4113A (WZ-A3) alloy; isothermal thermal compression; superplastic; flow characteristics; microstructure evolution

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