

FGH4113A 合金的双性能热处理组织 与力学性能研究

龙安平^{1,2}, 熊江英^{1,2}, 张高翔², 肖磊², 冯干江^{1,2}, 郭建政^{1,2}, 刘如铁¹

(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)

摘要: 利用扫描电子显微镜 (scanning electron microscope, SEM)、光学显微镜 (optical microscope, OM)、拉伸、蠕变、疲劳试验机等研究了一种新型镍基粉末高温合金 FGH4113A (WZ-A3) 在 2 种热处理状态下的显微组织和力学性能, 为双性能热处理研究提供组织与力学性能依据。结果表明: FGH4113A 合金在双性能热处理中, 过固溶与亚固溶态组织与力学性能具有明显的双模特性; 室温下, 亚固溶态相比过固溶态屈服强度高 10.6%, 800 °C 下, 过固溶态相比亚固溶态屈服强度高 11.7%; 与同样是亚固溶或过固溶的其它合金相比, FGH4113A 的拉伸强度优于 ME3 合金, 与 LSHR 合金相当; FGH4113A 合金在 750 °C/450 MPa 的蠕变变形以位错滑移机制主导, 弥散分布的小尺寸硼化物有助于抗蠕变性能的提高, 其抗蠕变性能全面超过 ME3 合金, 与 LSHR 合金相当; 过固溶态的粗晶组织在裂纹扩展中具有更长的滑移带, 在循环载荷中具有较低的累积损伤, 抗裂纹扩展能力优于亚固溶态; 过固溶态的裂纹扩展断口呈现穿晶断裂特征, 亚固溶态由于细晶粒边界的一次 γ' 的存在降低了晶界的抗裂纹扩展能力, 断口较粗糙, 呈现沿晶-穿晶混合断裂特征。

关键词: FGH4113A; 镍基粉末高温合金; 双性能; 组织; 力学性能

中图分类号: TG146.1⁺5; TG132.3⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)04-1042-09

利用粉末冶金工艺, 将高温合金制成细小粉末颗粒, 成分偏析只存在粉末颗粒内部, 解决了传统铸造工艺宏观成分偏析、热加工性能差的问题。随着高温合金成分日趋复杂、零件尺寸不断增大, 粉末高温合金展现出更大的优越性, 成为先进航空发动机高压涡轮盘等关键热端部件的优选材料。镍基粉末高温合金经历了从第一代 Rene95 合金, 第二代 Rene88DT (FGH4096)、EP741NP (FGH4097) 合金到第三代 RR1000、Rene104 (ME3) 和 LSHR 合金的发展历程^[1-6]。国内研发的第三代镍基粉末高温合金包括钢铁研究总院研制的 FGH4098 合金^[7]、北京航空材料研究院研制的 FGH4099 合金^[8]、北京科技大学与航材院联合研制的 FGH100L 合金^[9]和深圳市万泽中南研究院研制的 FGH4113A (WZ-A3) 合金^[10-11]。上述镍基粉末高温合金的名义化学成分如表 1 所示。粉末涡轮盘最初采用热等静压 (hot isostatic pressing, HIP) + 热处理工艺, 但是 HIP 过程可能形成的粉末原始颗粒边界

(prior particle boundary, PPB) 和粉末中的夹杂物会影响粉末合金最终性能和可靠性。随着大吨位挤压设备和超塑性等温锻造技术的开发, 现代粉末高温合金技术逐渐向 HIP-热挤压 (hot extrusion, HEX) - 等温锻造 (isothermal forging, ITF) - 双性能热处理 (dual microstructure heat treatment, DMHT) 方向发展。

通过调控晶粒尺寸、 γ' 大小与分布等, 可以显著改善合金的高温拉伸、蠕变、疲劳和抗裂纹扩展性能。然而, 在相同的热处理制度和显微组织结构下, 这些性能不能够同时最大化。Gabb 等人^[12]在 LSHR 合金和 ME3 合金的研究中发现随着晶粒尺寸的增大, 其抗高温蠕变性能显著提高, 但室温拉伸强度下降。Findley 等人^[13]研究了 2 种不同晶粒尺寸的 Rene88DT 合金在 650 °C 下的低周疲劳寿命, 结果表明细晶粒组织合金的低周疲劳性能更好。Feng 和 Peng 等人^[14-15]对 FGH96 合金在不同固溶冷速下的抗蠕变性能和机理进行了研究, 发现在更快的固溶冷速

收稿日期: 2023-04-25

基金项目: 广东省引进创新创业团队项目 (607264877417); 深圳市海外高层次人才资金 (KQTD2015032716463668); 深圳市科技计划 (JSGG20210802093205015)

作者简介: 龙安平, 男, 1990 年生, 博士生, 中南大学粉末冶金研究院, 湖南 长沙 410083, E-mail: 193302073@csu.edu.cn

下, 固溶后重新析出的 γ' 尺寸更细, 位错切过 γ' 的临界剪切应力增大, 合金的抗蠕变性能提高。但高冷速下的抗裂纹扩展能力下降, 裂纹更容易萌生和生长^[16]。因此, 通过优化单一目标结构组织, 很难最大限度地挖掘合金的潜力。根据高压涡轮盘的服役温度场和应力场, 采用梯度热处理在轮缘和轮毂等不同部位设计不同组织已成为新一代高压涡轮盘的发展趋势。轮毂部位服役温度低应力大, 采用细晶高强度组织, 盘缘部位服役温度高应力小, 采用粗晶高蠕变抗性组织。文献[17]研究了 FGH4096 合金双性能盘的组织与力学性能, 表明 FGH4096 合金经过双性能热处理能够获得明显的双性能特征组织。文献[6,18-19]详细介绍了 ME3、LSHR 合金在双性能热处理制度下的力学性能。

本研究采用 HIP-HEX-ITF-DMHT 工艺自主研发的一种新一代镍基粉末高温合金 FGH4113A 的组织与力学性能。根据梯度热处理过程中轮毂和轮缘部位的热处理温度与冷速, 设计亚固溶和过固溶 2 种热处理制度, 研究 2 种热处理制度下合金的组织与性能, 揭示了合金在梯度热处理下不同部位的显微组织特征和力学性能差异, 为盘件的双性能热处理研究提供理论依据。

1 实验

采用真空感应炉熔炼制备高纯母合金, 以氩气雾化法制备粉末, 粉末经过筛分后装不锈钢包套热等静压成型, 成型后经过热挤压+等温锻造。大尺寸盘件锻后冷却速度慢, 晶内晶界均析出大尺寸 γ' 相, 需经过合适的固溶热处理制度对组织进行调控。采用全尺寸盘件测温+有限元模拟的方法, 对盘件在双性能热处理过程中的温度梯度和温度控制进行了研究, 图 1a 为盘件双性能热处理达到固溶温度后的温度场分布图, 当轮缘温度达到过固溶温度 1175 °C 时, 轮毂温

度可控制在 1120 °C 左右; 图 1b 是盘件从最高温度油淬降至 800 °C 时的冷速分布图, 轮缘和轮毂冷速可分别达到 200 和 100 °C/min, 最终确定了盘件轮缘和轮毂的具体热处理工艺。轮缘过固溶制度: (1175±10) °C × (0~4) h/OC+815 °C × 8 h/AC, 轮毂亚固溶制度: (1120±10) °C × (1~4) h/OC +815 °C × 8 h/AC, 轮辐为过渡区。

拉伸试验在 ETM105D 型微机控制万能试验机上进行, 采用标距 25 mm 的引伸计测量试样变形, 电阻丝高温炉加热试样, S 型热电偶上、中、下 3 段控温, 试验方法参照 GBT 228.1-2010 《金属材料拉伸试验第 1 部分: 室温试验方法》与 GBT 228.2-2015 《金属材料拉伸试验第 2 部分: 高温试验方法》, 试验速率范围为 GB/T 228.1A223 和 GB/T 228.2A113。高温蠕变、持久试验在 RJ-50 型蠕变持久试验机上进行, 采用精度 0.0005 mm 的光栅尺测量试样蠕变变形, 电阻丝高温炉加热试样, 试验方法参照 GB/T 2039-2012 《金属材料单轴拉伸蠕变试验方法》。采用低应力车削+纵向抛光工艺, 加工图 2 所示低周疲劳试样, 低周疲劳试验在 Instron8801 疲劳试验机上进行, 采用标距 12.5 mm 的引伸计测量试样变形, 电阻丝高温炉加热试样, 试验方法参照 GB/T 15248-2008 《金属材料轴向等幅低循环疲劳试验方法》, 试验温度为 700 °C, 采用应变控制方式, 应变比 $R=0$, 试验波形为三角波, 频率 0.33 Hz, 总应变范围为 0.6%~1.2%, 试样完全断裂为两部分时终止试验。按图 3 加工 CT 型裂纹扩展试样, 裂纹扩展试验在 Instron8801 疲劳试验机上进行, 采用标距 5 mm 的 COD 规测量试样裂纹张开量, 电阻丝高温炉加热试样, 试验方法参照 GB/T 6398-2017 《金属材料疲劳试验疲劳裂纹扩展方法》, 试验温度为 700 °C, 采用力控方式, $\Delta P=4000$ N, 载荷比 $R_{\min/\max}=0.05$, 试验波形为三角波, 频率 0.33 Hz, 试样完全断裂为两部分时终止试验。

表 1 典型镍基粉末高温合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of typical nickel-based powder superalloys ($\omega/\%$)

Generation	Alloy	Ni	Al	Co	Cr	Mo	Nb	Ta	Ti	W	Hf	Zr	B	C
2nd	Rene88DT (FGH4096)	Bal.	2.1	13	16	4	0.7	0	3.7	4	0	0.03	0.015	0.03
	EP741NP (FGH4097)	Bal.	5	19	9	3.8	2.6	0	1.7	5	0.3	0.015	0.015	0.04
	LSHR	Bal.	3.5	21	13	2.7	1.5	1.6	3.5	4.3	0	0.05	0.03	0.03
3rd	Rene104 (ME3)	Bal.	3.4	20.6	13	3.8	0.9	2.4	3.7	2.1	0	0.05	0.025	0.05
	RR1000	Bal.	3	18.5	15	5	0	2	3.6	0	0.5	0.06	0.015	0.027
	FGH4113A (WZ-A3)	Bal.	3	19	13	4	1.2	1	3.7	4	0.2		Minor	

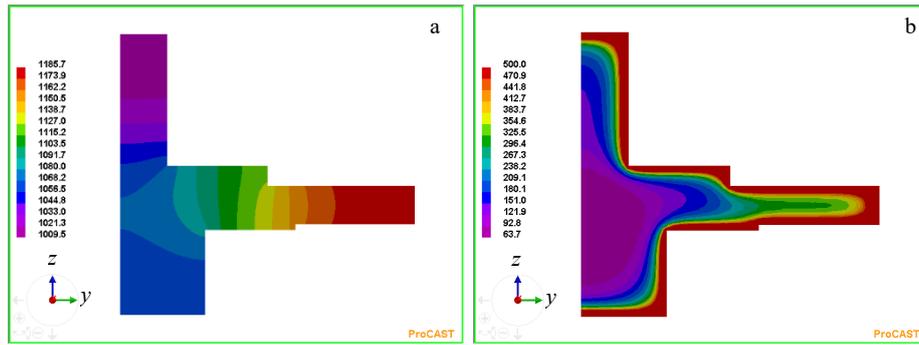


图 1 盘件双性能热处理工艺模拟

Fig.1 Simulation of DMHT process for discs: (a) distribution of temperature; (b) distribution of cooling rate

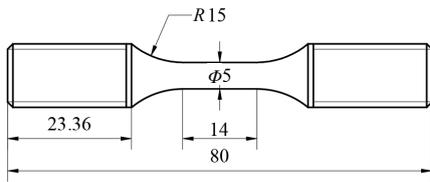


图 2 低周疲劳试样尺寸

Fig.2 Drawing of low cycle fatigue specimen

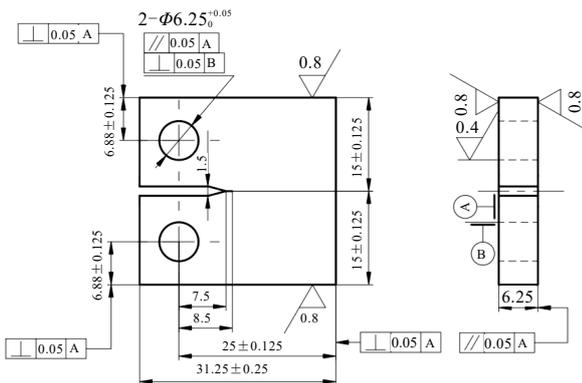


图 3 CT 裂纹扩展试样尺寸

Fig.3 Drawings of crack growth specimen

利用 CARL_ZEISS Sigma300 扫描电子显微镜、NIKON_MM400 光学显微镜观察强化相 γ' 、晶粒度等组织信息和拉伸、蠕变持久、低周疲劳、裂纹扩展断口、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，统计 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 双性能显微组织

图 4 为 FGH4113A 锻件经过亚固溶或过固溶热处

理后的晶粒形貌。图 4a 中，样品 A 经过亚固溶热处理，保持了锻态的细晶组织，晶粒度统计为 ASTM 11.77 级 ($5.4 \mu\text{m}$)，晶界可见较多的形状不规则的块状一次 γ' 相，该粗大 γ' 相在热处理过程中对晶界的迁移起到了一定的钉扎作用，有利于阻碍晶粒长大。图 4b 样品 B 经过过固溶处理，晶粒呈均匀等轴晶分布，晶界清晰且较平直，晶粒度统计为 ASTM 7.82 级 ($21.3 \mu\text{m}$)，相较于样品 A，样品 B 为粗晶组织。

FGH4113A 合金为 γ' 相沉淀强化型镍基高温合金，高温下的力学性能除了与晶粒度相关外，与析出相 γ' 的尺寸、形貌、含量等密切相关。盘件轮缘和轮毂部位在相应的热处理工艺下表现出晶粒度的差异， γ' 析出相同样也存在差异。图 5a 和图 5b 为亚固溶热处理的轮毂部位组织，晶界存在较多的大尺寸 γ' 相，该大尺寸 γ' 相是热处理过程中未回溶的 γ' 相，源自合金原始锻态组织，晶内分布的 γ' 相大小不一，细小的 γ' 相可能是在冷却过程中析出，较粗大的 γ' 相可能是原有的二次 γ' 相长大形成。图 5c 和图 5d 为过固溶热处理的轮缘部位组织，晶界和晶内的 γ' 相基本无差别，在该过固溶温度热处理后， γ' 相完全回溶至基体，在随后的快速冷却过程细小的 γ' 相快速析出。冷却过程是控制析出 γ' 相尺寸及析出多模结果的关键，采用快速冷却会生成单模的微观组织，采用较慢的冷速则会生成双模或多模的 γ' 微观组织^[20]。

2.2 拉伸性能

2 种热处理状态的样品在室温、700、800 °C 条件下的拉伸性能对比如图 6 所示。亚固溶样品在室温、700、800 °C 下的屈服强度均值分别为 1248、1042、838 MPa，过固溶样品在室温、700、800 °C 下的屈服强度均值分别为 1128、1062、936 MPa。室温下，亚固溶样品相比过固溶样品屈服强度高 120 MPa，约 10.6%。800 °C 下，过固溶样品相比亚固溶样品屈服强度高 98 MPa，约 11.7%。

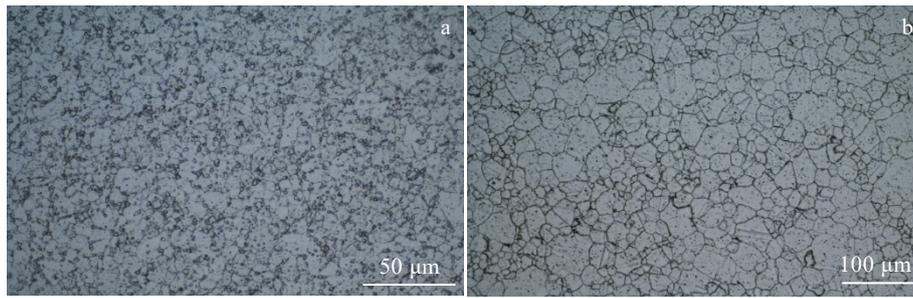
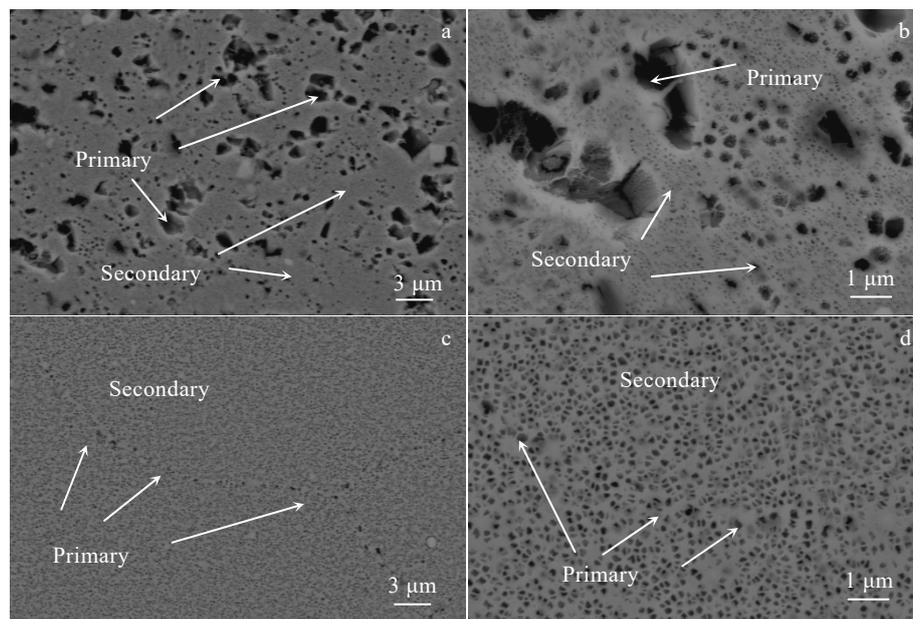


图4 不同热处理制度下 FGH4113A 合金的显微组织

Fig.4 Microstructures of FGH4113A alloy under different heat treatments: (a) subsolvus and (b) supersolvus

图5 不同热处理制度下 FGH4113A 合金中的 γ' 形貌Fig.5 Morphologies of γ' in FGH4113A alloy under different heat treatments: (a, b) subsolvus and (c, d) supersolvus

在合金成分相同的前提下,合金的强化效果与晶粒尺寸、 γ' 的尺寸和含量等相关。根据 Hall-Petch 理论,晶粒越细,合金的细晶强化效果越好。室温下晶界强度高于晶粒强度,晶界起强化作用。随着温度升高,晶界强度和晶粒强度同时下降,但由于晶界上原子排列不规则,扩散更容易通过晶界进行,晶界强度下降较快,超过等强温度后,晶界强度低于晶粒强度,晶界起弱化作用。根据亚固溶和过固溶样品的温度-拉伸强度曲线推测,FGH4113A 合金的等强温度在 700 °C 附近。许多文献^[21-24]对高温合金的沉淀强化理论进行了研究,均表明合金的沉淀强化效果随 γ' 含量和自身强度下降而下降。在 γ' 尺寸较小的范围内 ($<10^2$ nm 级别),位错以位错对的形式切过 γ' ,随着 γ' 尺寸的增大,由弱切割机制过渡到强切割机制,因此存在一个 γ' 临界尺寸,使得合金

的切割强化效果最大。

对比 FGH4113A 与其它典型镍基粉末高温合金在不同温度下的屈服强度和抗拉强度如图 7 所示。可见 FGH4113A 合金的拉伸强度明显优于第二代合金 FGH96 和 FGH97,也明显优于目前已经工程化应用的第三代合金 RR1000 和 Rene104 合金,与 NASA 近年新研发的第三代合金 LSHR 相当。

2.3 抗蠕变性能

高压涡轮盘的盘缘工作温度高,因此要求盘缘部位具有高的抗蠕变变形能力。测试 FGH4113A 合金过固溶态样品在不同温度不同应力下的蠕变曲线,得到蠕变伸长量达到 0.2% 的时间。对比相同条件下 FGH4113A 合金与二代粉末高温合金 FGH4096、FGH4097 的抗蠕变性能如图 8 所示。在 700 °C/690 MPa

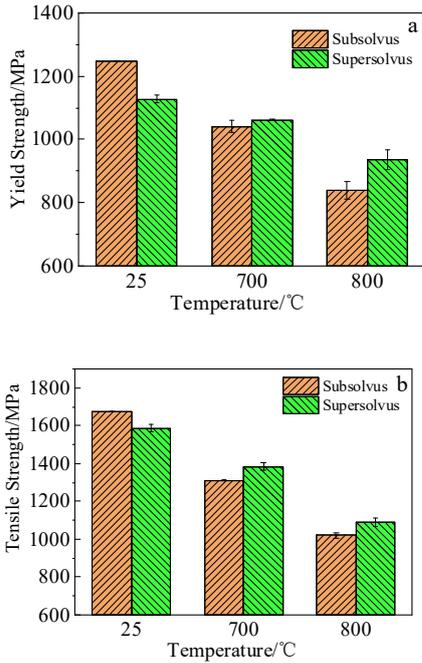


图 6 2 种状态 FG4113A 合金的拉伸性能

Fig.6 Tensile properties of FG4113A alloy under two states: (a) yield strength and (b) tensile strength

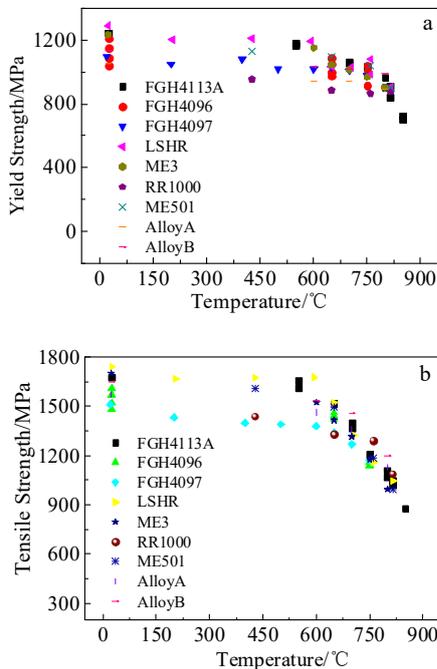


图 7 FG4113A 与典型粉末高温合金的拉伸性能对比

Fig.7 Comparison of tensile properties between FG4113A and some typical nickel-based powder superalloys: (a) yield strength and (b) tensile strength

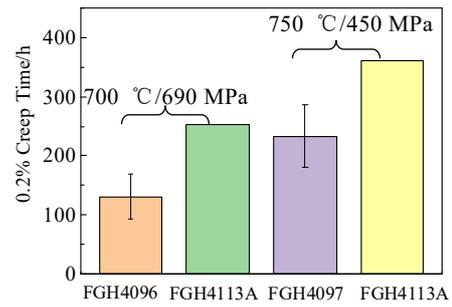


图 8 FG4113A 与第二代合金的抗蠕变性能

Fig.8 Creep properties of FG4113A and the second generation alloys

条件下 FG4113A 合金的 0.2%蠕变寿命比 FG4096 高 92.5%。在 750 °C/450 MPa 下 FG4113A 合金的 0.2%蠕变寿命比 FG4097 高 54.7%。可见 FG4113A 合金的抗蠕变性能远超第二代镍基粉末高温合金。在 800 °C/330 MPa 条件下 FG4113A 合金的 0.2%蠕变寿命均值为 261 h，比相同条件下的 ME3 合金高 46.7%^[19]。

不同合金的抗蠕变性能通常采用 Larson-Miller 曲线进行对比，将 FG4113A 合金在不同温度、不同应力下的 0.2%蠕变寿命与国外第三代粉末高温合金 RR1000、ME3、LSHR 相比，得到 Larson-Miller 曲线如图 9 所示。其中，Larson miller parameters(LMP) = (273+T)(20+lg t)/1000，式中 T 为温度 (°C)，t 为时间 (h)。在相同温度和应力条件下，LMP 值越大表示该合金的抗蠕变性能越好，由图 9 可见 FG4113A 合金在低温高应力和高温低应力条件下的抗蠕变性能均优于 ME3 合金，与 LSHR 合金相当。

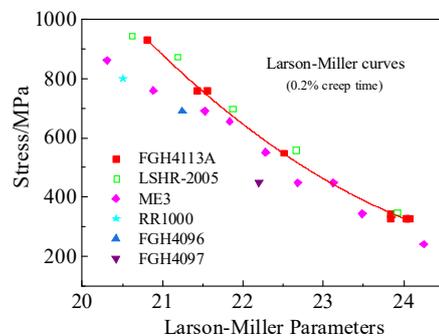


图 9 FG4113A 与第三代合金的抗蠕变性能

Fig.9 Creep properties of FG4113A and the third generation alloys

FGH4113A 合金优异的抗高温蠕变性能得益于其优化的合金成分, 具有较高含量的 W、Mo 元素和微量 Hf 和 B 元素, 有利于提高合金的承温能力。硼元素对高温合金的持久、抗蠕变性能影响尤为明显, 通常有一最佳范围。B 元素在合金内的富集如图 10 所示, 易形成钼和铌的硼化物, 弥散分布的硼化物以小颗粒或块状形式分布。图 11 为过固态样品在 750 °C/450 MPa 条件下蠕变伸长到 0.2% 时的透射电镜照片, 图 11a、11b 所示的晶内可观察到大量位错线, 分布在二次 γ' 相通道中, 在碳化物和硼化物处形成钉扎, 同时位错线以成对的形式出

现, 表明发生了二次 γ' 相的剪切。图 11c 所示的晶界附近位错线较少, 表明蠕变变形主要集中于晶粒内部, 合金在该条件下的蠕变变形为位错滑移机制主导。滑移过程中, 由于碳化物、硼化物和二次 γ' 相的强化, 位错密度不断增加, 导致更多的位错相互作用并形成互锁结构, 提高了合金的蠕变抗力。位错不易在晶界聚集, 大大延缓了晶界裂纹的形成, 能够阻止晶界滑移并抑制晶界空洞的连接与扩展, 推迟了蠕变裂纹的萌生与扩展, 使蠕变寿命大幅度提高。但 B 含量过高容易形成大尺寸硼化物和碳化物聚集, 影响合金的组织稳定性^[25]。

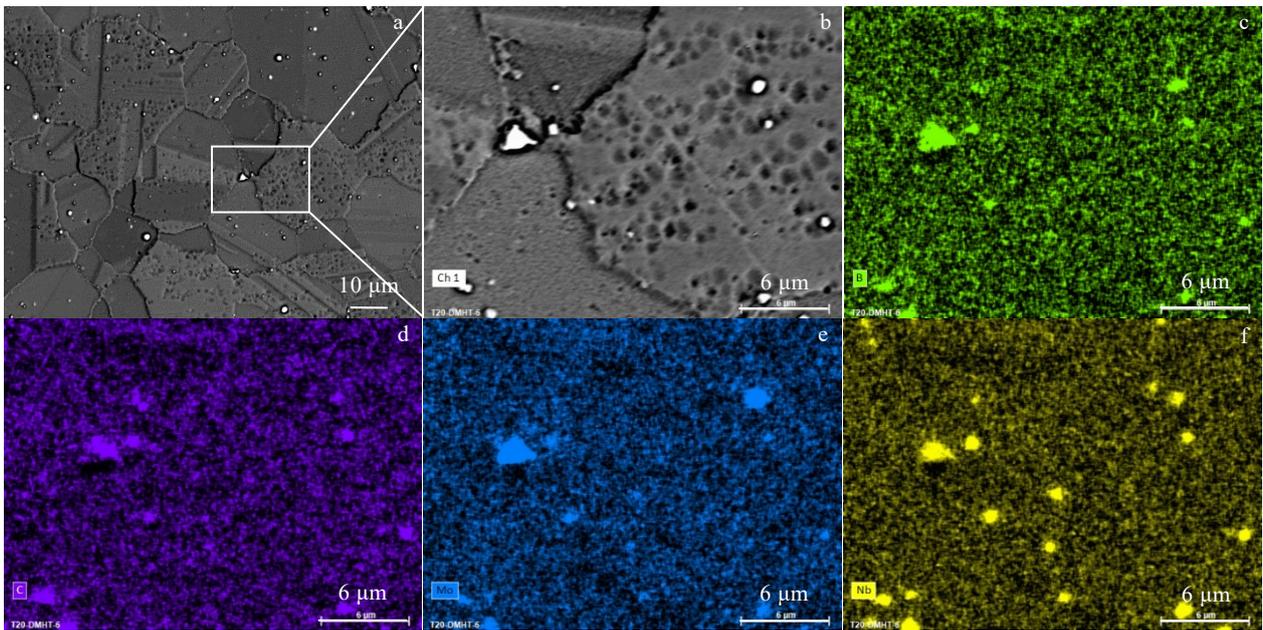


图 10 FGH4113A 合金的显微组织及各元素分布图

Fig.10 Microstructures of FGH4113A alloy (a, b) and elemental distribution maps of B (c), C (d), Mo (e) and Nb (f)

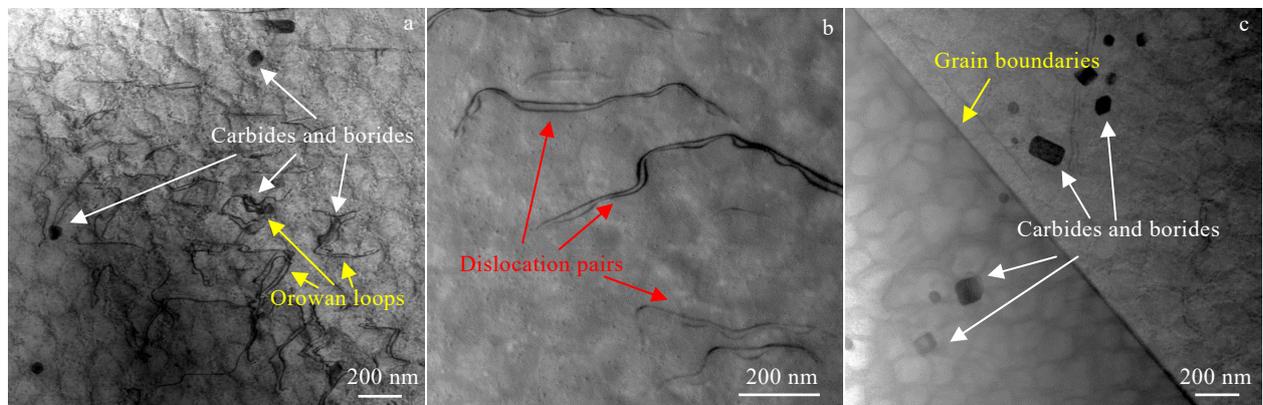


图 11 FGH4113A 合金在 750 °C/450 MPa/0.2% 条件下的位错结构

Fig.11 Dislocation structures of FGH4113A at 750 °C/450 MPa/0.2%

2.4 抗裂纹扩展性能

高损伤容限是第三代粉末高温合金的一个重要特征, 为探究 FGH4113A 合金材料的抗裂纹扩展性能, 分别取过固溶和亚固溶的 FGH4113A 合金材料进行疲劳裂纹扩展试验。在室温下预制裂纹后, 在 700 °C 条件下进行载荷控制的疲劳裂纹扩展试验, 得到 2 种状态样品的裂纹扩展 $a-N$ 曲线和裂纹扩展速率曲线如图 12 所示, 其中 L1、L2 为亚固溶样品, L3、L4 为过固溶样品。由图 12a 可知亚固溶样品的裂纹扩展速率明显高于过固溶样品, 其裂纹扩展寿命仅为过固溶的 33%。裂纹扩展寿命主要由稳态裂纹扩展区(Paris 区)的裂纹扩展速率决定, 采用公式 (1) [26] 计算 CT 试样的裂纹尖端应力强度因子范围 ΔK :

$$\Delta K = \frac{\Delta P}{B\sqrt{W}} \cdot (0.8886 + 4.64\alpha - 13.32\alpha^2 + 14.72\alpha^3 - 5.6\alpha^4) \quad (1)$$

式中: $\alpha=a/W$, a 为裂纹长度, W 为试样宽度; B 为试样厚度; ΔP 为载荷范围。

根据裂纹扩展速率 da/dN 和对应的应力强度因子范围 ΔK , 得到裂纹扩展速率曲线 ($da/dN-\Delta K$) 如图 12b 所示。拟合 Paris 区的 $da/dN-\Delta K$ 数据, 得到 FGH4113A 合金过固溶样品与亚固溶样品裂纹扩展的 Paris 公式分别为:

$$(da/dN)_{\text{Supersolvus}} = 1.29 \times 10^{-7} \Delta K^{2.399} \quad (2)$$

$$(da/dN)_{\text{Subsolvus}} = 4.18 \times 10^{-7} \Delta K^{2.412} \quad (3)$$

比较 2 种样品的 Paris 公式, 过固溶样品的 ΔK 指数 m 比亚固溶的 m 值小, 表明过固溶样品具有更好的抗裂纹扩展能力。FGH4113A 合金与 LSHR 合金在 700 °C 的裂纹扩展速率 $da/dN-\Delta K$ 曲线如图 12b 所示, 在过固溶和亚固溶状态, FGH4113A 合金的抗裂纹扩展能力稍优于 LSHR 合金。对比图 12b 中 FGH4113A 合金 2 种状态样品的裂纹扩展速率曲线, 发现 2 条曲

线截距差别较大, 说明决定两者裂纹扩展速率差异的是疲劳裂纹扩展门槛值 ΔK_{th} , 有学者 [27] 研究表明门槛值 ΔK_{th} 与材料晶粒尺寸 d 之间遵循 $\Delta K_{th} \propto \sqrt{d}$ 关系。过固溶样品平均晶粒尺寸为 21.3 μm , 亚固溶样品平均晶粒尺寸为 5.4 μm 。位错塞积主要发生在晶界和粗大 γ' 处, 粗晶组织的裂纹尖端塑性区滑移带更长, 裂纹尖端的应变更低, 另一方面由于位错滑移的可逆性, 长滑移面能够比短滑移面承受更多个载荷循环的裂纹扩展, 因此长滑移带具有较低的损伤累积率, 并在载荷循环中降低了激活更多滑移系和裂纹扩展的趋势 [28]。过固溶样品的粗晶组织具有更长的滑移带, 因此裂纹扩展速率较亚固溶样品慢。

观察 FGH4113A 合金在 700 °C 下的疲劳裂纹扩展断口形貌如图 13 所示, 过固溶亚固溶样品断口均存在具有明显特征的 3 个区, 即近门槛区、Paris 区和瞬断区。过固溶样品在近门槛区的断口非常平整, 呈现解离断裂特征, 近门槛区在整个疲劳断口中占据比较小的比例; 亚固溶样品在近门槛区也呈解离断裂, 但解理面不连续, 断口较粗糙, 在解理面周围有大量颗粒物分布, 颗粒尺寸与图 5a 中的一次 γ' 尺寸类似, 可以推断亚固溶样品细晶组织中的一次 γ' 在疲劳裂纹扩展中起不利作用。过固溶样品在 Paris 区的断口平直, 为典型的穿晶断裂, 断口上可以观察到明显的疲劳辉纹, 部分二次裂纹沿着疲劳辉纹方向开裂; 亚固溶样品在 Paris 区的断口以沿晶断裂为主, 少量的穿晶断裂, 为沿晶-穿晶混合断裂模式。过固溶样品在瞬断区呈现明显的解理断裂特征, 通常认为在延性材料中, 位错沿着开动的滑移系滑移, 形成滑移面, 当滑移面上位错滑移受阻时, 在同一滑移系的另一滑移面上开动, 断口呈现晶体学平面特征的解理面 [29]。亚固溶样品瞬断区的断口形貌与 Paris 区类似, 同样为沿晶-穿晶混合断裂模式。对比发现, 过固溶样品在疲劳裂纹扩展中展现出更好的延性, 其裂纹扩展速率较低。

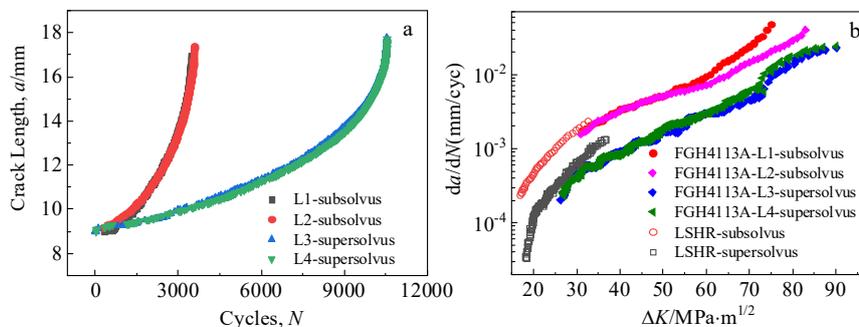


图 12 FGH4113A 合金亚固溶与过固溶的裂纹扩展性能

Fig.12 Crack growth properties of FGH4113A alloy under subsolvus and supersolvus heat treatments: (a) crack growth $a-N$ curves and (b) crack growth rate curves

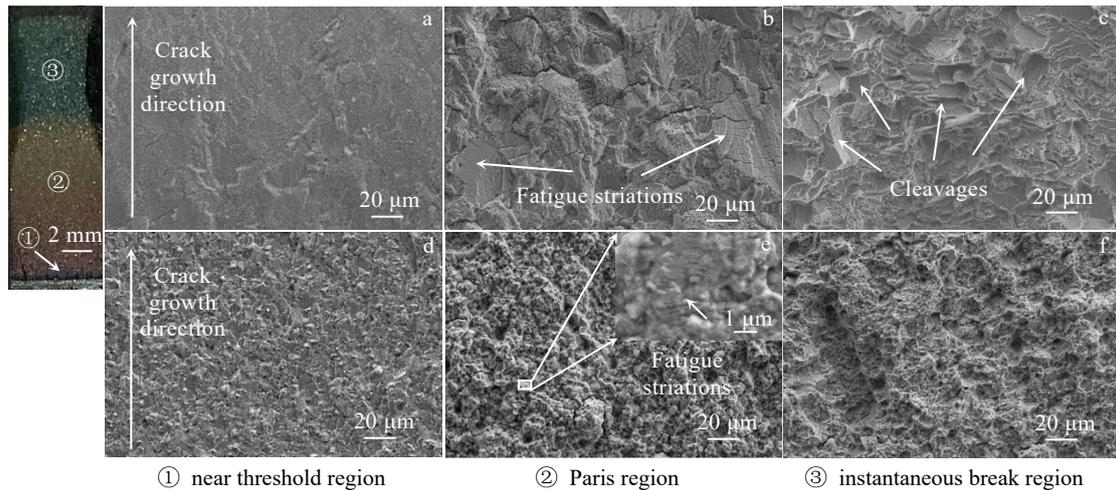


图13 裂纹扩展 CT 样断口形貌

Fig.13 Fracture morphologies of CT samples: (a-c) supersolvus HT sample and (d-f) subsolvus HT sample

3 结 论

1) FGH4113A 合金在双性能热处理中, 过固溶与亚固溶态组织具有明显的双模特性, 过固溶态晶粒度为 ASTM 7.82 级 ($21.3 \mu\text{m}$), 亚固溶态晶粒度为 ASTM 11.77 级 ($5.4 \mu\text{m}$), 晶界可见未完全固溶的大尺寸一次 γ' 相。

2) 在室温下, 亚固溶态相比过固溶态屈服强度高 120 MPa, 在 800 °C 下, 过固溶态相比亚固溶态屈服强度高 98 MPa; 与同样是亚固溶或过固溶的其它合金相比, FGH4113A 的拉伸强度优于 ME3 合金, 与 LSHR 合金相当。

3) FGH4113A 合金在 750 °C/450 MPa 的蠕变变形以位错滑移机制主导, 弥散分布的小尺寸硼化物有助于抗蠕变性能的提高, 同时得益于较高 W、Mo 元素和微量 Hf 元素的添加, FGH4113A 合金的抗蠕变性能优异, 全面超过 ME3 合金, 与 LSHR 合金相当。

4) 过固溶态的粗晶组织在裂纹扩展中具有更长的滑移带, 在循环载荷中具有较低的累积损伤, 抗裂纹扩展能力优于亚固溶态; 过固溶样品的裂纹扩展断口呈现穿晶断裂特征, 亚固溶样品由于细晶粒边界的大尺寸一次 γ' 的存在降低了晶界的抗裂纹扩展能力, 断口较粗糙, 呈现沿晶-穿晶混合断裂特征。

参考文献 References

[1] Huron E, Srivatsa S, Raymond E. *Superalloys 2000*[C]. Champion: TMS, 2000: 49
 [2] Zhou Ruifa(周瑞发). *Journal of Materials Engineering*[J], 1991(2): 24

[3] John R, Tadeu C, David F *et al. Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2007, 20(2): 97
 [4] Detrois M, Rotella J, Goetz R L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 627: 95
 [5] Unocic R R, Sarosi P M, Viswanathan G B *et al. Microscopy and Microanalysis*[J], 2005, 11(S2): 1874
 [6] Gabb T P, Mackay R A, Draper S L *et al. The Mechanical Properties of Candidate Superalloys for a Hybrid Turbine Disk*, TM-2013-217901[R]. Cleveland: NASA Glenn Research Center, 2013
 [7] Yang Wanpeng, Hu Benfu, Liu Guoquan *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2015, 43(6): 7
 [8] Liu Guangxu(刘光旭), Wang Xiaofeng(王晓峰), Yang Jie(杨杰) *et al. Powder Metallurgy Technology*(粉末冶金技术)[J], 2022, 40(3): 218
 [9] 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
 [10] Yang Jinlong(杨金龙), Long Anping(龙安平), Xiong Jiangying(熊江英) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(3): 1031
 [11] Cheng Junyi(程俊义), Zhu Lihua(朱立华), Xiao Lei(肖磊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(4): 1478
 [12] Gabb T P, Gayda J, Telesman J *et al. Superalloys 2008*[C]. Champion: TMS, 2008: E-16703
 [13] Findley K O, Saxena A. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2006, 37(5): 1469
 [14] Feng Yefei, Zhou Xiaoming, Zou Jinwen *et al. International*

- Journal of Minerals, Metallurgy, and Materials*[J], 2019, 26(4): 493
- [15] Peng Zichao, Zou Jinwen, Yang Jie *et al. Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2021, 31(2): 303
- [16] Tu Ganyun(涂干云), Yang Shizhong(杨士仲), Wu Jiantao(吴剑涛). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 1997(3): 25
- [17] Liu Jiantao(刘建涛), Tao Yu(陶宇), Zhang Yiwen(张义文) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2010, 31(5): 71
- [18] Gabb T P, Telesman J, Kanzos P T *et al. Thermal and Mechanical Property Characterization of the Advanced Disk Alloy LSHR*, TM-2005-213645[R]. Cleveland: NASA Glenn Research Center, 2005
- [19] Gabb T P, Telesman J, Kanzos P T *et al. Characterization of the Temperature Capabilities of Advanced Disk Alloy ME3*, TM-2002-211796[R]. Cleveland: NASA Glenn Research Center, 2002
- [20] Zhang Hai(张海), Zou Zhihuan(邹志欢), Long Anping(龙安平) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(7): 2488
- [21] Goodfellow A J *Materials Science and Technology*[J], 2018, 34(15): 1793
- [22] Kozar R W, Suzuki A, Milligan W W *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2009, 40(7): 1588
- [23] Galindo-Nava E I, Connor L D, Rae C M F. *Acta Materialia*[J], 2015, 98: 377
- [24] Collins D, Stone H J. *International Journal of Plasticity*[J], 2014, 54: 96
- [25] Hu Qin, Liu Lin, Zhao Xinbao *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(11): 3257
- [26] Isahak A H, Abdullah M F, Faidzi M K *et al. Jurnal Kejuruteraan SI*[J], 2021, 4(2): 9
- [27] Guo Ping(郭萍), Zhang Jingli(张菁丽), Qiang Fei(强菲) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2022, 51(11): 4358
- [28] Liu Lanzhou, Gao Yifei, Wu Xiaohan *et al. International Journal of Fracture*[J], 2022, 236(2): 161
- [29] Deng Guojian, Tu Shantung, Zhang Xiancheng *et al. Engineering Fracture Mechanics*[J], 2016, 153: 35

Dual Microstructure and Mechanical Properties of FGH4113A Nicked-Based Superalloy

Long Anping^{1,2}, Xiong Jiangying^{1,2}, Zhang Gaoxiang², Xiao Lei², Feng Ganjiang^{1,2}, Guo Jianzheng^{1,2}, Liu Rutie¹

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

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

Abstract: The microstructure and mechanical properties of a novel nickel-based powder superalloy FGH4113A under two heat treatment conditions were studied by scanning electron microscope (SEM), optical microscope (OM), tensile, creep and fatigue testing, providing the basis for the research of dual microstructure heat treatment (DMHT). The results show that the supersolvus and subsolvus microstructure and mechanical properties have obvious dual-mode. At room temperature, the yield strength of subsolvus sample is 10.6% higher than that of supersolvus sample, and at 800 °C, the yield strength of supersolvus samples is 11.7% higher correspondingly. The tensile strength of FGH4113A is better than that of ME3 and equivalent to that of LSHR. The creep deformation of FGH4113A alloy at 750 °C/450 MPa is dominated by the dislocation slip mechanism, and the dispersed small-sized borides are conducive to the creep performance improvement. FGH4113A has excellent creep properties, which is better than ME3 and equivalent to LSHR. The coarse-grained structure in the supersolvus sample has a longer slip band in crack propagation, resulting in lower cumulative damage under cyclic loading, and the crack growth resistance is better than that of subsolvus sample. The crack propagation fracture of the supersolvus sample is characterized by transgranular fracture. The existence of primary γ' on the fine grain boundary reduces the crack growth resistance, and the fracture is rough, showing mixed fracture characteristics of intergranular and transgranular.

Key words: FGH4113A; nickel-based powder superalloy; dual properties; microstructure; mechanical properties

Corresponding author: Liu Rutie, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, E-mail: llrrtt@csu.edu.cn