

FGH4097和GH4079镍基高温合金的拉伸变形行为及位错组态研究

田甜^{1,2}, 刘建涛^{1,2}, 刘明东^{1,2}, 张义文^{1,2}, 张明^{1,2}, 张强^{1,2}, 王艺星^{1,2},
王旻曦^{1,2}, 赵元号^{1,2}

(1. 北京钢研高纳科技股份有限公司, 北京 100081)

(2. 钢铁研究总院有限公司 高温材料研究所, 北京 100081)

摘要: 采用粉末冶金工艺和变形工艺分别制备FGH4097和GH4079合金。结果表明, FGH4097合金的晶粒尺寸较GH4079合金的细小且均匀, 前者晶粒度为6.0~6.5级, 后者晶粒度为4.5~5.0级; FGH4097合金的 γ' 强化相尺寸均较GH4079合金粗大, 且前者二次 γ' 相主要呈立方形, 平均尺寸约为0.48 μm , 而后者二次 γ' 相主要呈近球形, 平均尺寸约为0.14 μm 。对比二者拉伸性能可知, 在25~750 $^{\circ}\text{C}$ 高温拉伸条件下, FGH4097合金的拉伸强度均较GH4079合金高, 且塑性均明显较GH4079合金高, 随着温度的升高, 二者的拉伸强度和塑性差别越明显。为进一步探索FGH4097合金在不同温度拉伸过程中的高强度和高塑性变形机制, 采用TEM分析手段进行拉伸断口微观组织表征。结果表明, FGH4097合金在25~650 $^{\circ}\text{C}$ 拉伸变形条件下, 位错组态主要表现为 γ 通道内的高密度位错塞积, 以及位错以超点阵层错和反相畴界形式切割 γ' 相主导, 辅以少量连续层错切割 γ' 相和 γ 相。表明在中低温条件下合金的变形主要由位错切割 γ' 相所控制。随着拉伸温度升高至750~850 $^{\circ}\text{C}$, FGH4097合金中位错组态发生显著转变, γ' 相和 γ 基体中大量微孪晶形成并占据主导地位, 而连续层错和超点阵层错仅起次要作用。在高温条件下合金的主导变形机制由位错切割转变为微孪晶协同塑性变形机制。GH4079合金在25、650和750 $^{\circ}\text{C}$ 拉伸条件下均可观察到大量的连续层错切割 γ' 相和 γ 相, 少量超点阵层错切割 γ' 相, 以及少量微孪晶切割 γ' 相和 γ 相是其主要变形机制。

关键词: 镍基高温合金; 拉伸变形; 位错组态; 微孪晶

中图分类号: TG146.1⁺5; TG132.3⁺3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)11-2862-10

1 引言

针对某发动机型号用环形件类的市场需求, 分别采用等离子旋转电极法雾化制粉+热等静压+热处理工艺制备了相同规格FGH4097合金和GH4079合金环形件。FGH4097(俄罗斯牌号ЭП741НП)是一种沉淀强化型镍基高温合金^[1], 合金中Al、Ti和Nb的含量较高(Al+Ti+Nb $\approx$ 9.5wt%), γ' 相质量分数约占61%。FGH4097合金在650~750 $^{\circ}\text{C}$ 的温度范围内展现出优异的力学性能, 特别适用于航空发动机涡轮盘等关键部件^[2-5]。从2002年开始, 中国钢研在国内率先研制FGH4097合金。目前, FGH4097合金铸件已成功应用于多个型号的航空发动机和地面燃机。GH4079合金(俄罗斯牌号ЭК79、ЭП742Y)是一种Ni-Co-Cr基沉淀强化型高温合金, 广泛应用于航空发动机涡轮盘等关键热端部件。该合金在750~800 $^{\circ}\text{C}$ 的长期使用温度范围和短时使用温度850 $^{\circ}\text{C}$

下, 展示出良好的高温力学性能和耐腐蚀性能。GH4079合金中Al、Ti和Nb的含量较FGH4097合金稍低(Al+Ti+Nb $\approx$ 8.4wt%), γ' 相质量分数约占45%, 这种高合金化设计赋予其优异的力学特性, 但也带来了成分偏析和热加工难度等问题^[6-7]。在采用传统真空熔炼+锻造工艺制备盘锻件的过程中, 由于合金化程度高、变形抗力大, 容易发生严重的成分偏析, 导致合金组织粗大不均匀。此外, 热塑性成形中盘件开坯困难、易开裂, 且坯料内部常存在非稳定状态的残余应力, 这些因素使得制件在后续热处理过程中容易出现晶粒异常长大的现象, 导致材料性能不稳定、生产效率低, 严重影响了航空发动机的装机与试车考核进度^[8-11]。

为了解决上述问题, 粉末冶金(powder metallurgy, PM)工艺提供了有效的技术途径。粉末冶金工艺制备的高温合金具有较低的成分偏析、均匀的微观组织及较优

收稿日期: 2025-11-15

基金项目: 国家重点研发计划(2022YFB3404505, 2022YFC3902002)

作者简介: 田甜, 女, 1989年生, 博士, 北京钢研高纳科技股份有限公司, 北京 100081, E-mail: tiantianmm123@163.com

异的高温力学性能和耐腐蚀性能^[12-14]。采用热等静压(hot isostatic pressing, HIP)技术进行近净成形,不仅能够显著提高材料的利用率(从合金粉末到最终制件的材料利用率可达80%以上),还能减少生产过程中的浪费,从而降低成本并提高生产效率。西安欧中材料科技股份有限公司孙兵等^[15]采用粉末冶金工艺制备的GH4079盘环件在室温下的抗拉强度超过1500 MPa,屈服强度超过1020 MPa,延伸率超过18%,且在650 °C下的持久寿命超过100 h,且无明显的方向性差异。这些研究表明,粉末冶金工艺制备的高温合金在航空发动机关键部件的应用中具有显著的优势。

航空飞机发动机涡轮盘用高温合金的拉伸性能非常重要,因为它需要支撑以高速旋转的涡轮叶片。因此,涡轮盘用高温合金需要具备高屈服强度和抗拉强度,以防止盘件在服役过程中发生屈服和破裂。目前,关于高温合金的拉伸变形机制已有一定研究。日本国立材料研究所的Yuan等^[16-17]开发了一系列新型的铸造和锻造(C&W)镍-钴基盘用TMW高温合金,适用于高达725 °C的工作温度。主要研究了TMW-4M3在室温(25 °C)和中间温度(650、725 °C)拉伸测试后的变形微观结构,并讨论了相关的变形机制。研究发现在室温下,位错对切割了 γ' 相,位错滑移是主要变形机制;在650 °C时,部分位错切割了 γ' 相,留下了短的堆垛层错,堆垛层错剪切发展为主要变形机制;随着温度升高在725 °C时,大量变形孪晶切割了基体和 γ' 相,堆垛层错剪切转变为变形孪晶,变形微孪晶演变为控制机制。

西安交通大学的Zhang等^[18-19]研究了定向凝固镍基高温合金M4706在25~1000 °C下初始屈服阶段的拉伸变形机制。研究发现在低于750 °C,反相畴界剪切与堆垛层错剪切协同作用,主导初始塑性变形;高于900 °C,塑性变形主要通过孤立基体位错绕过 γ' 相来实现;750~900 °C之间,上述机制共存,表现为一种过渡行为。

北京工业大学的Chen等^[20]采用原位拉伸实验结合晶体塑性有限元法(CPFEM),研究了Inconel 718合金在650 °C下的晶界与孪晶边界滑移传递机制。提出了更合理的滑移判据,发现滑移传递是协调变形、降低应力集中的关键机制,并提出可用于预测滑移传递行为的量化指标。

清洁高效透平动力装备全国重点实验室(德阳)的Gao等^[21]研究了CM247LC合金在不同时效处理后(γ' 粒径基本相同)于600 °C拉伸时的变形机制。发现变形机制由剪切+微孪晶向纯剪切过渡,导致应变硬化率和强度下降。结果为调控强塑性性能提供了新策略。

湖南工业大学的Li等^[22]采用热振压(hot oscillatory pressing, HOP)法和热处理工艺制备了直径为160 mm、高90 mm的FGH4097粉末冶金镍基高温合金小型锭坯。

研究了FGH4097高温合金在室温和650 °C时的力学性能和断裂机制,其拉伸和持久性能与“PREP+HIP”工艺制备的FGH4097合金相当,因在变形过程中纳米级(Nb, Ti)C相和 γ' 相形成明显,位错在颗粒附近积聚,破坏位错运动,从而起到强化作用。

关于镍基高温合金中微孪晶的形成机制研究一直是热点,美国俄亥俄州立大学的Smith等人^[23]详细分析了René104合金在不同蠕变条件下变形机制的差异,蠕变试验选取了677 °C/690 MPa、704 °C/724 MPa、760 °C/345 MPa、815 °C/345 MPa条件,蠕变应变量分别为2.0%、0.4%、0.36%、0.42%。在低温高应力条件下René104的蠕变变形机制由微孪晶主导,而在高温低应力情况下,热激活导致的位错攀移成为蠕变主要控制机制。在低温高应力条件下,均发现了 $a/2\langle 110 \rangle$ 位错对,表明APB剪切 γ' 相为主要变形机制;当先导位错切过 γ' 相时会形成高能的APB,尾随位错随后消除高能Al-Al键;在高温低应力作用下,位错发生攀移成为变形的机制,位错大量攀移绕过 γ' 相导致合金明显软化。目前尚不清楚基体和析出相均被剪切的变形模式,这种机制将造成贯穿整个晶粒的连续层错或微孪晶。此外,Smith等^[24]利用高分辨率图像捕捉到René104中由超点阵外禀层错(SESF)形成的4层微孪晶,并且发现了沿SESF出现了Co、Cr、Mo的Suzuki偏聚和Al、Ni的耗尽。不全位错周围富Co和Cr的Cottrell气团促使SISF、SESF和微孪晶的形成,这在Smith等^[25-26]其他文献中也有类似报道。Sarosi等^[27]描述了如何通过HRTEM来确定堆垛层错(特别是鉴别超点阵外禀层错和复杂层错)的性质,从而推出不全位错的类型。微孪晶的形成与SESF密切相关,2个相邻 $\{111\}$ 面上具有相同Burgers矢量的 $a/6\langle 112 \rangle$ Shockley不全位错切入 γ' 相,随后2层高能CSF(复杂层错)进行原子重排转化为低能的SESF,这便是微孪晶的前身。当相同的过程再发生一次,就会形成4层孪晶。

本研究通过对比粉末冶金工艺制备的FGH4097合金和传统变形工艺制备的GH4079合金,探讨它们在不同温度下的拉伸变形行为、位错组态演变及其对合金力学性能的影响,旨在为高温合金在航空发动机关键部件中的应用提供理论依据,进一步揭示合金成分和工艺对材料组织和性能的影响机制。

2 实验

实验用FGH4097和GH4079合金的化学成分见表1, FGH4097合金制备采用等离子旋转电极法(PREP)制粉,经筛分与去除夹杂物后得到粉末粒度范围为50~150 μm 的合金粉末,热等静压(HIP)制度为1200 °C/ ≥ 120 MPa/ ≥ 2 h,热处理(HT)制度为(1200 ± 10) °C/(4~8) h,空冷+(950~650) °C/(3~20) h,空冷(三级时效)。GH4079合金盘件

表 1 2 种合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of two alloys (wt%)

Alloy	C	Cr	Co	W	Mo	Al	Ti	Nb	La	Hf	V
FGH4097	0.04	9.05	15.60	5.50	3.80	5.10	1.80	2.60	-	0.30	-
GH4079	0.06	11.00	14.00	2.50	4.50	3.00	2.70	2.70	≤0.05	-	0.6
Alloy	Zr	B	Ce	Fe	Si	Mn	P	S	Mg	Nd	Ni
FGH4097	≤0.015	≤0.015	≤0.01	≤0.50	≤0.50	≤0.50	≤0.015	≤0.009	≤0.02	-	Bal.
GH4079	-	≤0.01	≤0.01	≤1.00	≤0.40	≤0.40	≤0.015	≤0.010	≤0.05	≤0.05	Bal.

制备工艺采用真空感应(VIM)+真空自耗重熔冶炼(VAR)+模锻(DF)+热处理(HT), HT制度为退火处理(1040±10) °C/4 h, 空冷, (1130~1150) °C±10 °C/8 h, 空冷+(850±15) °C/6 h, 空冷+(780±10) °C/(10~16) h, 空冷的固溶处理+两级时效处理。

分别从全流程制备的FGH4097和GH4079合金盘件上取样进行组织与性能测试, 试样经砂纸磨制和机械抛光后, 在 20 g CuCl₂+100 mL HCl+100 mL C₂H₅OH 溶液中腐蚀 15~30 s 以进行光学观察合金的晶粒度。FGH4097 合金在 80% H₂SO₄+20% CH₃OH (体积分数) 溶液中电解抛光 30 V/10 s, 30 mL H₃PO₄+3 g CrO₃+2 mL H₂SO₄ 溶液中电腐蚀解 5 V/3 s 以进行 SEM 观察析出相。GH4079 合金在 40 mL HClO₄+80 mL HCl+130 mL C₂H₅OH 电解腐蚀以进行 SEM 观察析出相。在距室温/高温拉伸试样断口 3 mm 处取 TEM 薄片, 要求与应力轴成 45° 线切割取 300 μm 厚薄片, 薄片两表面砂纸均匀磨至 1500#、厚度 80~90 μm, 冲样器冲 Φ3 mm 圆片, 圆片再经 2000# 砂纸均匀磨至 40~50 μm 厚, 最后用 10% HClO₄+90% C₂H₅OH 溶液在 -25 °C/80 mA 下将圆片电解双喷直至穿孔, 穿孔后圆片离子减薄以获得观察效果良好的薄区。显微组织表征使用 Olympus GX71 光学显微镜(OM), JEOL JSM-

7800F 场发射扫描电子显微镜(FE-SEM), 和配备 Bruker SuperX 能谱仪(EDS)的 FEI Talos F200X 透射电子显微镜(TEM)。采用电子万能试验机进行室温和高温拉伸测试, 拉伸试样规格为 M12 mm×67 mm, 检测标准分别按 GB/T 228.1 和 GB/T 228.2 进行。

3 结果与分析

3.1 合金的显微组织

图 1 为 FGH4097 和 GH4079 合金热处理后的晶粒形态, 由图 1a 和 1b 可知, 未发现明显的原始颗粒边界, 晶粒形态较均匀, 平均晶粒尺寸为 39.84 μm, 晶粒度为 6.0~6.5 级。由图 1c 和 1d 可知, GH4079 合金的晶粒形态较 FGH4097 粗大, 其平均晶粒尺寸为 60.65 μm, 晶粒度 4.5~5.0 级, 晶界上有些不规则的较大尺寸碳化物。

图 2 为 FGH4097 和 GH4079 合金上取样电解抛光和电解腐蚀后的 γ' 相形貌和碳化物。由图 2a 和 2b 可知, 一次 γ' 相残留较少主要呈不规则长条形分布在晶界, 平均尺寸约为 1.30 μm; 二次 γ' 相析出较多, 主要呈立方形分布在晶内, 平均尺寸约为 0.48 μm; 三次 γ' 相主要呈小球形主要分布在一次 γ' 相和二次 γ' 相周围, 平均尺寸 ≤70 nm。由图 2c 和 2d 可知, 一次 γ' 相几乎全部溶解, 残

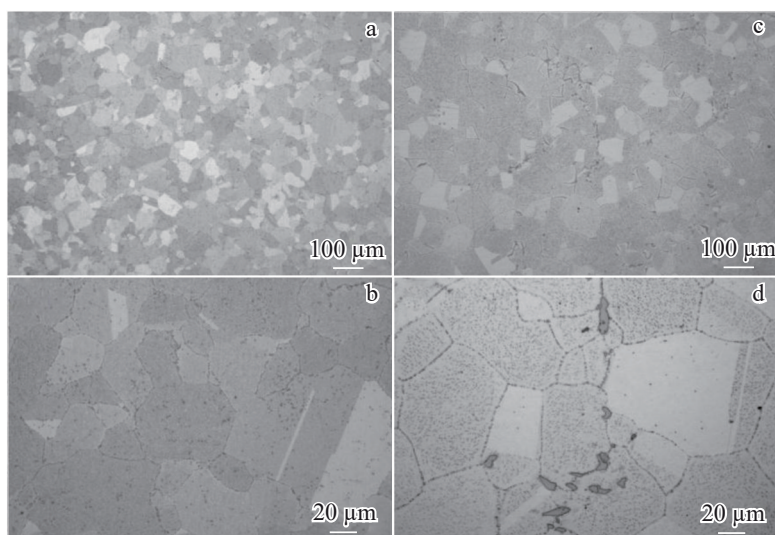


图 1 FGH4097 和 GH4079 合金的晶粒形态

Fig.1 Grain morphologies of FGH4097 (a-b) and GH4079 (c-d) alloys

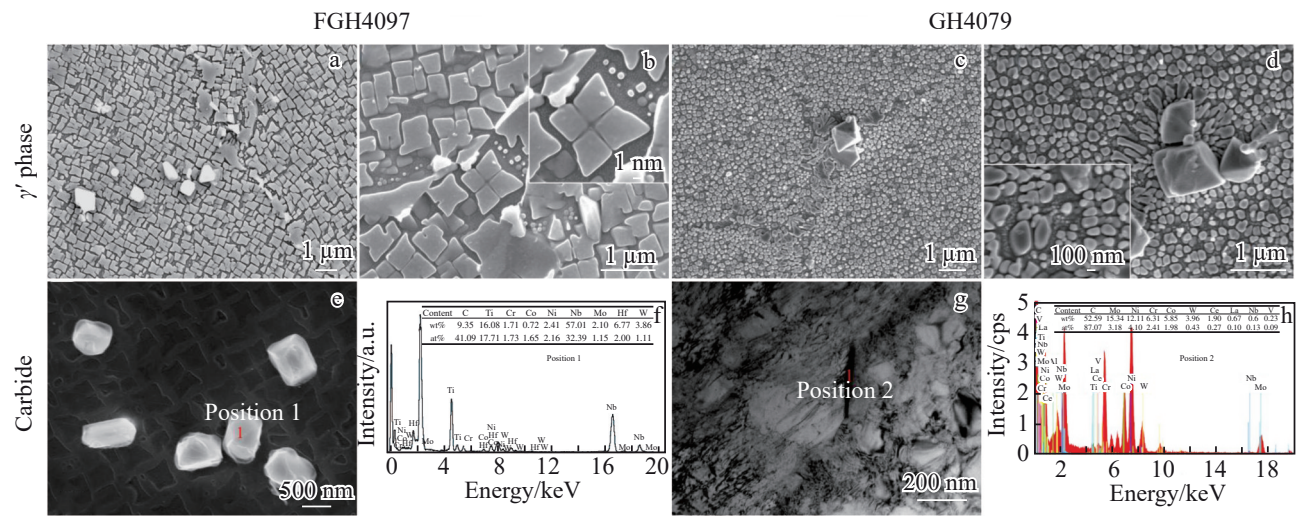


图2 FGH4097 和 GH4079 合金的 γ' 相和碳化物形貌及图 2e、2g 中标记位置的 EDS 成分分析结果

Fig.2 γ' phase and carbides morphologies of FGH4097 and GH4079 alloys and EDS analysis results of different positions marked in Fig.2e and Fig.2g

留的主要呈细小不规则长条形,平均尺寸约为 0.87 μm ;二次 γ' 相析出较多,主要呈球形分布在晶内,平均尺寸约为 0.14 μm ;三次 γ' 相呈细小球形,平均尺寸约为 $\leq 50\text{ nm}$ 。此外,由图 2e 和 2f 可知,FGH4097 合金晶内的碳化物或碳氧化物(图 2e 中位置 1 处)主要富含 C、Nb、Ti、Hf、Cr、Co、Ni、Mo、W 等元素^[28]。由图 2g 和 2h 可知,GH4079 合金晶内的碳化物或碳氧化物(见图 2g 中位置 2 处)主要富含 C、Mo、Ni、Cr、Co、W、Ce、La、Nb、V 等元素,综上 FGH4097 合金中的 γ' 相尺寸较 GH4079 合金粗大,且二者的二次 γ' 相形貌明显不同。

3.2 合金的力学性能

3.2.1 室温拉伸性能

图 3 为 FGH4097 和 GH4079 合金的室温拉伸性能。由图 3 可知,FGH4097 合金的平均室温抗拉强度(R_m)和屈服强度($R_{p0.2}$)较 GH4079 合金分别高 9 和 15 MPa,且塑性明显较 GH4079 合金高,断后延伸率(A)和断面收缩率

(Z)分别较 GH4079 合金高 7.1% 和 6%。本工艺制备的 FGH4097 合金与 Li^[22] 等人采用热振压(hot oscillatory pressing, HOP)法和热处理工艺制备的 FGH4097 合金相比,二者的室温抗拉强度和塑性相当。本工艺制备的 GH4079 合金与孙兵等^[15] 采用粉末冶金工艺制备的 GH4079 合金相比,后者的室温抗拉强度和塑性均较前者稍高。

3.2.2 高温拉伸性能

图 4 为 FGH4097 和 GH4079 合金的高温拉伸性能。在 650 和 750 $^{\circ}\text{C}$ 拉伸下,FGH4097 合金的抗拉强度均较 GH4079 合金稍高,且塑性均明显较 GH4079 合金高,随着温度的升高,二者的抗拉强度和塑性差别越明显。在 650 $^{\circ}\text{C}$ 下,FGH4097 合金的抗拉强度(R_m)和屈服强度($R_{p0.2}$)分别较 GH4079 合金高 16 和 61 MPa,断后延伸率(A)和断面收缩率(Z)分别较 GH4079 合金高 19% 和 15%。在 750 $^{\circ}\text{C}$ 下,FGH4097 合金的抗拉强度和屈服强度分别较 GH4079 合金高 57 和 48 MPa,断后延伸率(A)和断面收缩率(Z)分别较 GH4079 合金的高 21% 和 17%。

4 分析与讨论

拉伸性能是评价粉末涡轮盘合金力学性能的重要指标之一。前面已对 FGH4097 和 GH4079 合金不同温度拉伸性能进行了对比分析,下文主要通过对两合金拉伸断口附近的位错组态进行表征分析,分析研究在不同温度下两合金的拉伸变形行为及位错组态。

4.1 层错形成随温度的变化

由图 5 和图 6 可知,在室温和 650 $^{\circ}\text{C}$ 拉伸断裂后,FGH4097 合金中均可观察到 γ 通道内较高的位错密度,大量基体中的全位错在滑移过程中被阻塞于 γ/γ' 相界,并

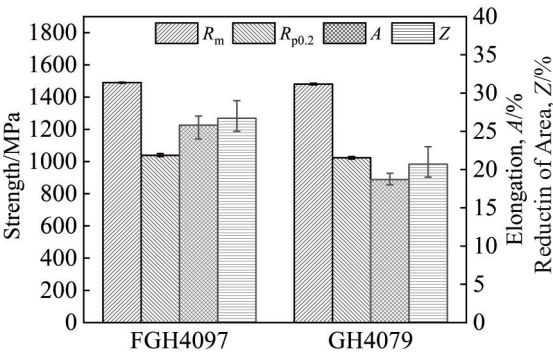


图3 FGH4097 和 GH4079 合金的室温拉伸性能

Fig.3 Room-temperature tensile properties of FGH4097 and GH4079 alloys

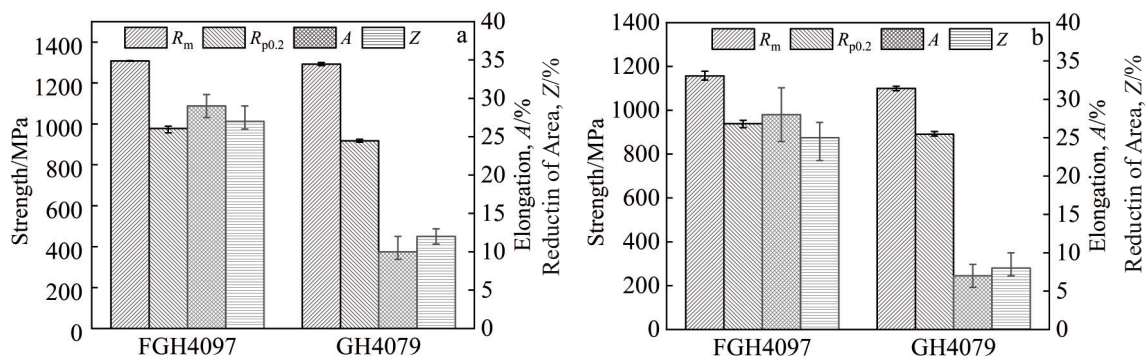


图4 FGH4097和GH4079合金的高温拉伸性能

Fig.4 High-temperature tensile properties of FGH4097 and GH4079 alloys at different temperatures: (a) 650 °C and (b) 750 °C

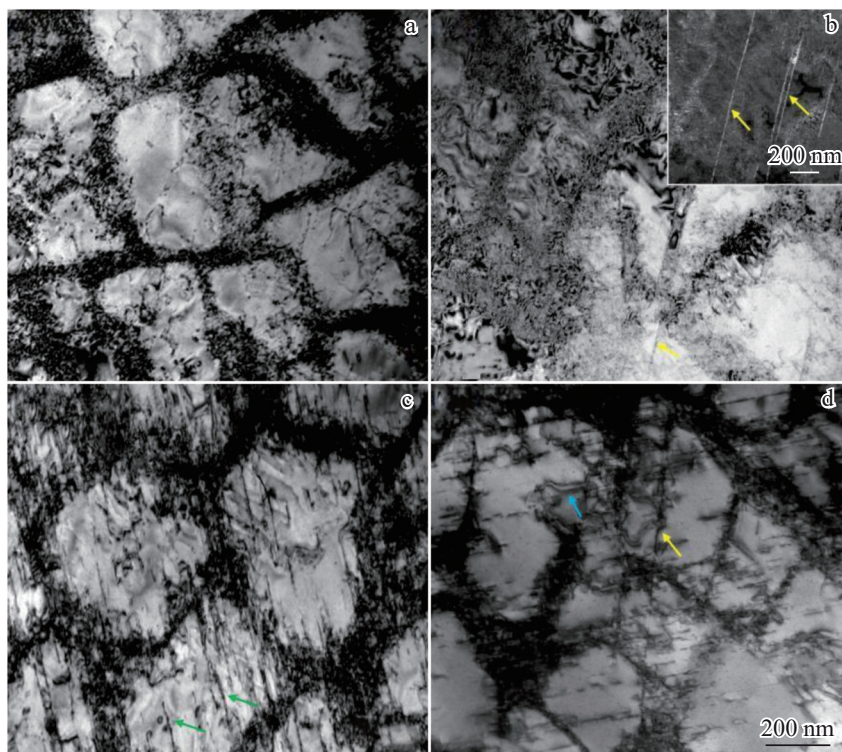


图5 FGH4097合金在室温拉伸断裂后的位错组态(电子束平行于<110>晶带轴)

Fig.5 Dislocation configurations of FGH4097 superalloy after tensile fracture at room temperature (electron beam parallel to <110> band axis):

(a) dislocation density in the γ phase channel; (b) the morphology of continuous stacking faults (CSFs) cutting the γ' and γ phase (the dark field image (DF) of CSF is in the upper right corner); (c) superlattice stacking faults (SSFs) within the γ' phase; (d) anti-phase boundaries (APBs) cutting γ' phase and CSF morphology

发生分解形成不全位错切割 γ' 相,主要在 γ' 相内形成受限的超点阵层错(SSF,如绿色箭头所示),同时伴随少量连续层错(CSF,如黄色箭头所示)的形成,此外,部分位错对穿过 γ' 相,并在相内形成反向畴界(APB,如蓝色箭头所示)。

由图7可知,随着拉伸温度的升高,在750 °C拉伸下,合金中的位错运动方式明显不同。FGH4097合金中的位错组态发生了变化,出现了大量的微孪晶(MT,如红色箭头所示)切割 γ' 相和 γ 相,同时伴随有少量CSF切割

γ' 相和 γ 相(如黄色箭头所示),以及少量 γ' 相内SSF(如绿色箭头所示)的情况。这表明在高温条件下,微孪晶(MT)的形成和扩展显著影响了合金的变形行为。

由图8~图10可知,在25~750 °C拉伸下,GH4079合金中均可观察到 γ 通道中的位错密度较高,可见大量的CSF切割 γ' 相和 γ 相(如黄色箭头所示),少量SSF切割 γ' 相(如绿色箭头所示),以及少量MT切割 γ' 相和 γ 相(如红色箭头所示)。

综上可知,在拉伸温度25~750 °C下,FGH4097合金

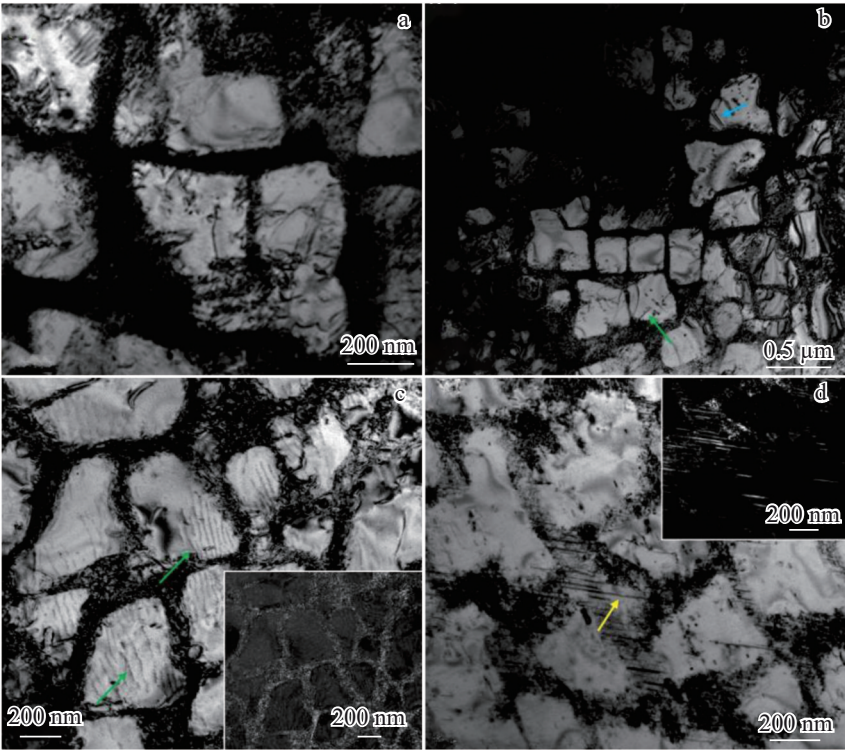


图 6 FGH4097 合金在 650 °C 拉伸断裂后的位错组态(电子束平行于<110>晶带轴)

Fig.6 Dislocation configurations of FGH4097 alloy after tensile fracture at 650 °C (electron beam parallel to <110> crystal band axis): (a) dislocation density in the γ phase channel; (b) SSF and APB within the γ' phase; (c) SSF within the γ' phase and DF plot in the bottom right corner; (d) CSF cutting the γ' phase and γ phase (the upper right image shows the DF image of CSF)

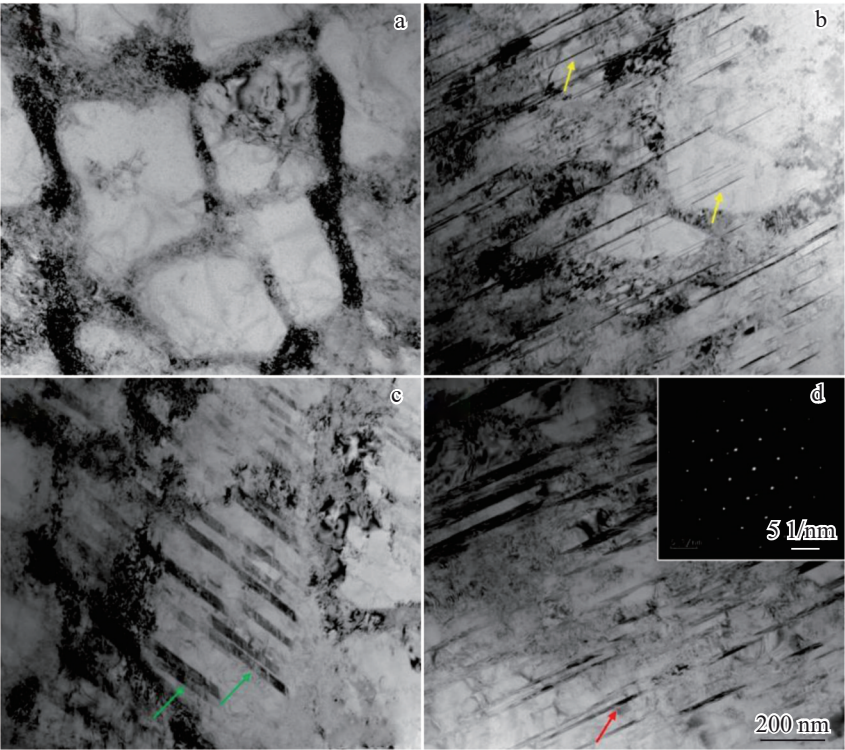


图 7 FGH4097 合金在 750 °C 拉伸断裂后的位错组态(电子束平行于<110>晶带轴)

Fig.7 Dislocation configurations of FGH4097 superalloy after tensile fracture at 750 °C (electron beam parallel to <110> crystal band axis): (a) dislocation density in the γ phase channel; (b) CSF cutting the γ' and γ phases; (c) SSF within the γ' phase; (d) microtwins cutting the γ' and γ phases (the upper right image shows the SAED pattern of microtwins)

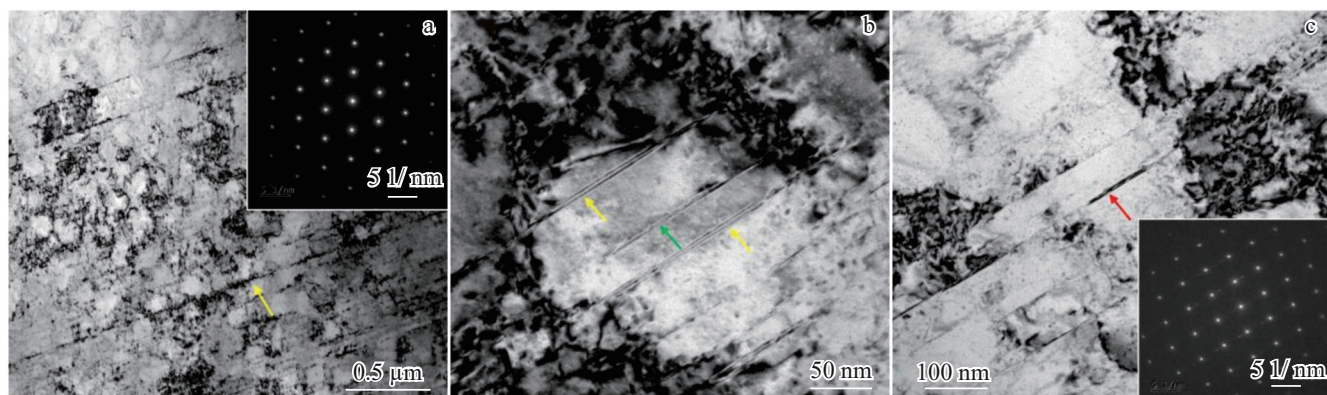


图8 GH4079 合金在室温拉伸断裂后的位错组态(电子束平行于<110>晶带轴)

Fig.8 Dislocation configurations of GH4079 alloy after tensile fracture at room temperature (electron beam parallel to <110> crystal band axis): (a) CSF cutting through the γ' and γ phases, with the SAED pattern of CSF shown in the upper right image; (b) CSF cutting the γ' and γ phases and the SSF within the γ' phase; (c) microtwins cutting the γ' and γ phases and SAED pattern of microtwins shown in the lower right image

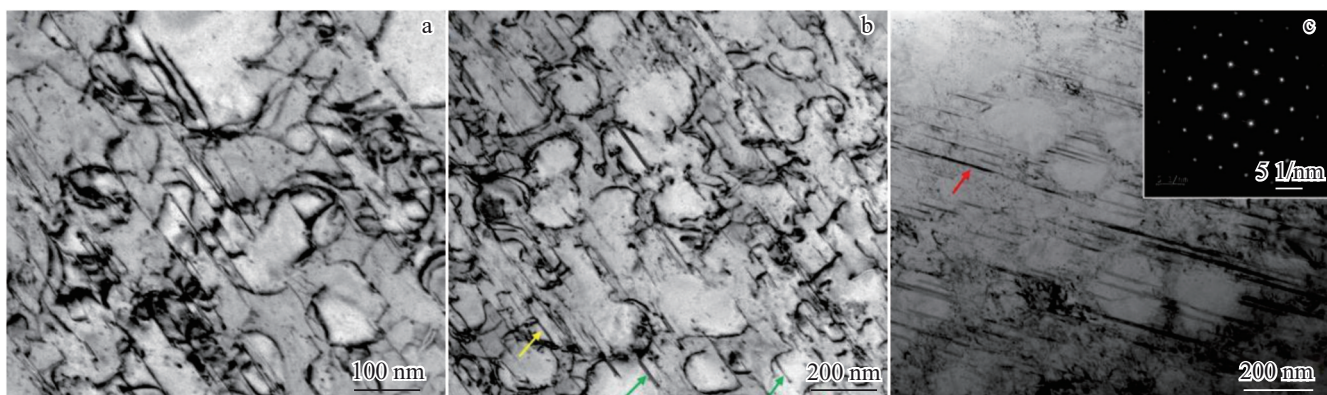


图9 GH4079 合金在 650 °C 拉伸断裂后的位错组态(电子束平行于<110>晶带轴)

Fig.9 Dislocation configurations of GH4079 alloy after tensile fracture at 650 °C (electron beam parallel to <110> crystal band axis): (a) dislocation density in the γ phase channel; (b) CSF cutting the γ' and γ phases and SSF within the γ' phase; (c) microtwins cutting the γ' and γ phases and SAED pattern of microtwins shown in upper right image

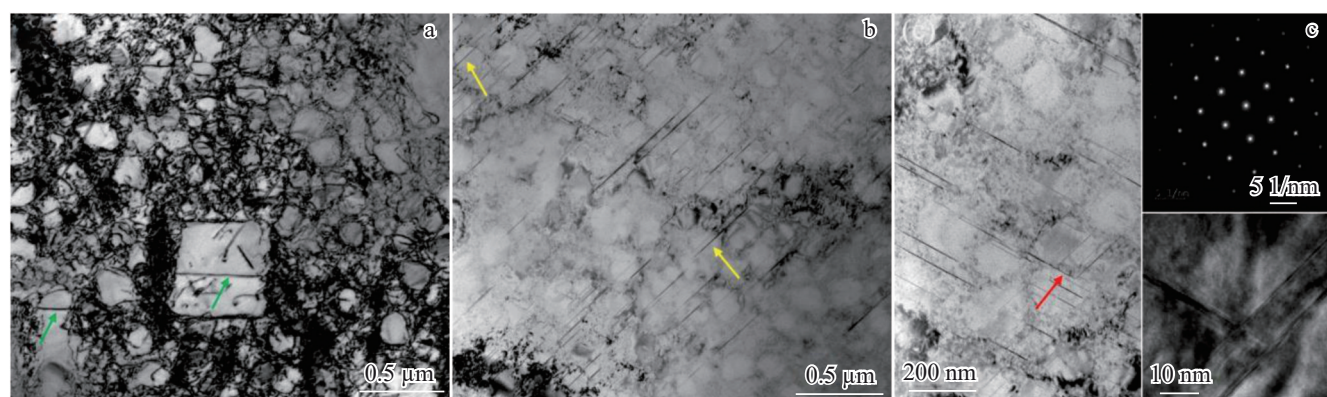


图10 GH4079 合金在 750 °C 拉伸断裂后的位错组态(电子束平行于<110>晶带轴)

Fig.10 Dislocation configurations of GH4079 alloy after tensile fracture at 750 °C (electron beam parallel to <110> band axis): (a) dislocation density in the γ phase channel and SSF in the γ' phase; (b) CSF cutting the γ' and γ phases; (c) microtwins cutting the γ' and γ phases, SAED pattern of microtwins shown in upper right image, and HRTEM image of microtwins shown in lower right image

中形成的层错通常是孤立的超点阵层错包括超点阵内/外禀层错或连续层错,它们的密度会随着温度的升高而增加,GH4079 合金也是一样的现象。其次,FGH4097 和 GH4079 合金中在均含有大量 Cr、Co、W 和 Mo 等元素,这些元素的添加可以降低 γ 基体的层错能^[7],从而在高剪切应力作用下促进基体位错在 γ/γ' 界面的裂解,进而促进堆垛层错剪切的发生。经 JMatPro 计算 FGH4097 合金的层错能在 25、650 和 750 °C 下分别为 53.9、105.3 和 113.5 mJ/m²;经 JMatPro 计算 GH4079 合金的层错能在 25、650 和 750 °C 下分别为 91.9、138.9 和 146.4 mJ/m²;随着温度的升高(25~750 °C),二者的层错能均升高,且 GH4079 合金的层错能较 FGH4097 合金高,这可能与在相同温度下 GH4079 合金中的 γ' 相尺寸较小有关,位错更容易切过 γ' 相和 γ 相。因 FGH4097 合金的层错能较低,位错滑移过程中更易形成堆垛层错,促进交叉滑移和多滑移系激活,从而提高合金强度,所以 FGH4097 合金的抗拉强度较 GH4079 合金高。此外,在拉伸变形过程中,合金基体 γ 通道越宽,位错运动的空间越大,越有利于合金的塑性变形。一般来说, γ 基体通道宽度越大,合金塑性越好,而二次 γ' 相的间距决定了 γ 通道的宽度。 γ 通道的等效宽度常以 W 来表示, W 可通过下式进行计算:

$$W = D \left(\sqrt{\frac{\pi}{4f}} - 1 \right) \quad (1)$$

式中, D 为二次 γ' 相的等效粒径, f 为二次 γ' 相的含量。以室温拉伸为例,经计算 FGH4097 合金中 γ 通道的等效宽度约为 100 nm,GH4079 合金中 γ 通道的等效宽度约为 40 nm。所以 FGH4097 合金的塑性较 GH4079 合金好。

Yuan 等^[16-17]在研究温度对 TMW-4M3 镍基高温合金中 γ 基体堆垛层错能的影响时,发现从 25 °C 升高到 750 °C,层错能仅略有降低,且超点阵层错密度随温度逐渐升高。随着温度的升高,基体位错在 γ/γ' 相界面发生裂解的倾向增强。在快速持续加载条件下,不同滑移系上的 $a/2\langle 110 \rangle$ 位错在 γ/γ' 相界面处分解生成 $a/3\langle 112 \rangle$ 部分位错,其在外加应力作用下进入 γ' 相,并在 γ' 内留下低能的超点阵内禀层错。当温度进一步升高时,位错攀移和交滑移成为初始塑性变形的主导机制。在热激活辅助下,孤立的基体位错可以绕过 γ' 相, γ' 相剪切现象极少可见。因此,当变形温度高于 900 °C 后,仅在屈服后的样品中可观察到少量超点阵层错。此外,还发现位错对剪切机制和堆垛层错剪切机制是竞争的变形模式。前者在 600 °C 以下的高温合金中占主导地位,而后者通常在较高温度下可观察到。对于被剪切区域,当位错对运动活跃时,APB 在三次 γ' 相和小部分二次 γ' 相中形成。当堆垛层错剪切是主要变形机制时,堆垛层错在基体以及二次和三次 γ' 相中形成。并提出了一个简洁的模型来描述这 2 个过程,对应这 2 种机制的每单位变形面积上的界面

能增加(ΔE)可用如下公式来表示:

$$\Delta E = \gamma_{\text{APB}}(f_{\gamma_{\text{III}}} + \theta f_{\gamma_{\text{II}}}) \quad (2)$$

$$\Delta E = \gamma_{\text{SF}}^{\text{p}}(f_{\gamma_{\text{III}}} + f_{\gamma_{\text{II}}}) + \gamma_{\text{SF}}^{\text{m}} f_{\text{m}} \quad (3)$$

式中, γ_{APB} 为 γ' 析出相的反相畴, $f_{\gamma_{\text{III}}}$ 为三次 γ' 析出相的体积分数, θ 为 0~1 之间的系数, $f_{\gamma_{\text{II}}}$ 为二次 γ' 析出相的体积分数, $\gamma_{\text{SF}}^{\text{p}}$ 为 γ' 析出相的堆垛层错能, $\gamma_{\text{SF}}^{\text{m}}$ 为 γ 基体的堆垛层错能, f_{m} 为 γ 基体的体积数。

4.2 微孪晶的强化作用与变形机制的关系

镍基高温合金中孪生的发生过程一直是研究热点,对于多晶镍基高温合金,目前讨论最多的机制是 Kolbe 等^[29]提出的原子重排机制,伪孪晶即由 4 个 $a/6\langle 112 \rangle$ Shockley 不全位错在相邻 $\{111\}$ 面上连续切割产生 1 个 4 层的缺陷,伪孪晶具有高能 Ni-Ni 键和 Al-Al 键,伪孪晶处原子通过短程扩散发生重排,使伪孪晶转变为真正的孪晶。由于面心立方结构的镍基高温合金具有较多滑移系,孪生行为本不易开动,但随着拉伸温度的升高,在温度和应力作用下促进孪生行为的发生^[18,30]。孪晶界作为一种特殊的低能态晶界,能够有效地阻碍位错运动、协调塑性变形并强化合金。

本文研制的 FGH4097 合金中 W 元素含量较 GH4079 合金高,W 明显降低 γ 基体层错能,层错能降低有助于基体全位错 $a/2\langle 110 \rangle$ 分解为 $a/6\langle 112 \rangle$ 肖克莱不全位错^[31-34],当肖克莱不全位错在相邻 $\{111\}$ 滑移面上连续切割 γ' 相时会形成伪孪晶(pseudotwin)结构,经过热激活原子重新排序后转变为微孪晶^[35]。此外,增加 W 显著提高合金中微孪晶密度,在纳米尺度上引入高密度共格界面^[36],从而有效地降低拉伸变形过程中位错运动的平均自由程,增大位错运动阻力,提高合金拉伸强度和改善合金抗蠕变性能^[37]。因此层错+微孪晶切割 γ' 相成为 FGH4097 合金在 750 °C 拉伸下的主要变形机制。

Yuan 等^[17]通过变形机理分析得出退火孪晶和纳米变形孪晶在强化 TMW 合金中起着重要作用,是一种设计先进 C&W 涡轮盘用高温合金的新强化方法。纳米晶粒和超细晶粒材料可以通过纳米变形孪晶有效地增强,而不会降低塑性。层错能与孪晶的形成密切相关,层错能较低的金属和合金的孪晶倾向较高。TMW-4M3 在服役温度下屈服强度的增强与堆垛层错和变形孪晶相关。

本工作研制的 FGH4097 粉末冶金高温合金与 GH4079 变形高温合金,在 25~750 °C 拉伸过程中均可观察到微孪晶切割 γ' 相和 γ 相的现象,微孪晶的形成可能有助于合金在高温下维持较高的强度。根据文献[12]报道,在 γ' 相中添加 Ti 元素或提高 Ti/Al 原子比可显著增加反相畴界能。较高的反相畴界能够增强 L1₂ 结构 γ' 有序析出相的强化效果,并抑制位错滑移。由于 GH4079 合金中 Ti 元素含量高于 FGH4097 合金,因此其反相畴界能也相对较高。然而,FGH4097 合金的 γ 基体层错能低

于 GH4079 合金,在变形过程中位错更易形成堆垛层错,从而促进交滑移与多滑移系的启动,有利于提高合金强度。此外,FGH4097 合金中 γ' 相的体积分数高于 GH4079 合金。随着温度的升高, γ' 相的强度相应增加;在 650~750 °C 范围内,高体积分数 γ' 相的强化作用能够补偿因高温导致的 γ 基体屈服强度下降,从而使合金在该温度区间的屈服强度与抗拉强度呈现上升趋势^[38]。综合分析表明,在相同温度下,FGH4097 合金的抗拉强度略高于 GH4079 合金,且塑性明显更优。2 种合金在不同温度下的拉伸变形行为与位错组态存在显著差异。

5 结 论

1) FGH4097 合金的晶粒尺寸较 GH4079 合金更细小且均匀,前者晶粒度为 6.0~6.5 级,后者晶粒度为 4.5~5.0 级;FGH4097 合金的 γ' 强化相尺寸均较 GH4079 合金粗大,且前者二次 γ' 相主要呈立方形,平均尺寸约为 0.48 μm ,而后者二次 γ' 相主要呈近球形,平均尺寸约为 0.14 μm 。

2) 在 25~750 °C 高温拉伸条件下,FGH4097 合金的抗拉强度均较 GH4079 合金高,且塑性均明显较 GH4079 合金高,随着温度的升高,二者的抗拉强度和塑性差别越明显。

3) 不同温度下 2 合金的拉伸变形行为和位错组态不同,在 25 和 650 °C 拉伸断裂后,FGH4097 合金中均可观察到 γ 通道内较高的位错密度,大量基体中的全位错在滑移过程中被阻塞于 γ/γ' 相界,并发生分解形成不全位错切割 γ' 相,主要在 γ' 相内形成受限的超点阵层错,同时伴随少量连续层错的形成,此外,部分位错对穿过 γ' 相,并在相内形成反向畴界。在 750 °C 拉伸下,合金中的位错运动方式明显不同。FGH4097 合金中的位错组态发生了变化,出现了大量的微孪晶切割 γ' 相和 γ 相,同时伴随有少量连续层错切割 γ' 相和 γ 相,以及少量 γ' 相内超点阵层错的情况。在 25~750 °C 拉伸下,GH4079 合金中均可观察到 γ 通道中的位错密度较高,可见大量的连续层错切割 γ' 相和 γ 相,少量超点阵层错切割 γ' 相,以及少量微孪晶切割 γ' 相和 γ 相。

4) 在拉伸变形过程中,合金基体 γ 通道越宽,位错运动的空间越大,越有利于合金的塑性变形。经计算 FGH4097 合金中 γ 通道的等效宽度约为 100 nm,GH4079 合金中 γ 通道的等效宽度约为 40 nm,所以 FGH4097 合金的塑性较 GH4079 合金好。

参考文献

References

- [1] Zhang Yiwen(张义文), Jia Jian(贾建), Liu Jiantao(刘建涛) et al. *Powder Metallurgy Industry*(粉末冶金工业)[J], 2020, 30(6): 102
- [2] Guo Jianting(郭建亭). *Materials Science and Engineering for Superalloys*(高温合金材料学应用基础理论)[M]. Beijing:

Science Press, 2008: 562

- [3] Zhang Yiwen(张义文), Hu Benfu(胡本芙). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2015, 51(8): 967
- [4] Zhang Yiwen(张义文), Wang Fuming(王福明), Hu Benfu(胡本芙). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2012, 41(6): 989
- [5] Zhang Ying(张莹), Zhang Yiwen(张义文), Zhang Na(张娜) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2008, 28(6): 5
- [6] Lu T G, Liu X G, Zhang W W et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 918: 1
- [7] Chinese Society of Metals High Temperature Materials Branch(中国金属学会高温材料分会). *China Superalloys Handbook*(中国高温合金手册)[M]. Beijing: China Quality Inspection Press and China Standards Press, 2012: 562
- [8] Li Xinxu(李鑫旭). *Metallurgical Quality Controlling Technology for Superalloy GH4151 Ingot*(难变形高温合金 GH4151 铸锭冶金质量控制技术研究)[D]. Shenyang: Northeastern University, 2021
- [9] Chen Yue(陈玥). *Research on Solidification Segregation and Ingot Hot Cracking Mechanism of GH4151*(GH4151 凝固偏析规律及铸锭热开裂机理研究)[D]. Beijing: Central Iron & Steel Research Institute, 2024
- [10] Fu Baoquan(付宝全), Zhang Jinyu(张金钰), Cao Kai(曹凯) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2026, 55(3): 798
- [11] Zhu Xing(朱兴), Jiang He(江河), Dong Jianxin(董建新) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2026, 55(1): 203
- [12] 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
- [13] Tian Shifan(田世藩), Zhang Guoqing(张国庆), Li Zhou(李周) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2003, 23(SI): 233
- [14] Jia Jian(贾建), Tao Yu(陶宇), Zhang Yiwen(张义文) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2008, 28(3): 20
- [15] Sun Bing(孙兵), Bai Jiaming(白佳铭), Zhang Zhigang(张志刚) et al. *China Patent*(中国专利), 119703085A[P]. 2025
- [16] Yuan Y, Gu Y F, Osada T et al. *Scripta Materialia*[J], 2012, 67: 137
- [17] Yuan Y, Gu Y F, Osada T et al. *Scripta Materialia*[J], 2012, 66(11): 884
- [18] Zhang P, Yuan Y, Shen S C et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 694: 502
- [19] Zhang P, Yuan Y, Gao Z. *Journal of Microscopy*[J], 2017, 268(2): 186
- [20] Chen J T, Lu J X, Cai W et al. *International Journal of Plasticity*[J], 2023, 163: 1
- [21] Gao Z H, Zhang P, Li J et al. *Materials Research Letters*[J], 2023, 11(12): 1013
- [22] Li P F, Huang H, Du W Z et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2025, 35: 3008
- [23] Smith T M, Unocic R R, Deutchman H et al. *Materials at High Temperatures*[J], 2016, 33(4-5): 372
- [24] Smith T M, Rao Y, Wang Y et al. *Acta Materialia*[J], 2017,

- 141: 261
- [25] Smith T M, Esser B D, Antolin N *et al. Acta Materialia*[J], 2015, 100: 19
- [26] Smith T M, Good B S, Gabb T P *et al. Acta Materialia*[J], 2019, 172: 55
- [27] Sarosi P M, Viswanathan G B, Mills M J. *Scripta Materialia*[J], 2006, 55(8): 727
- [28] Zhang Ying(张莹), Liu Mingdong(刘明东), Sun Zhikun(孙志坤) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals* (中国有色金属学报)[J], 2013, 23(4): 987
- [29] Kolbe M. *Materials Science and Engineering A*[J], 2001, 319: 383
- [30] Kovarik L, Unocic R R, Li J *et al. Progress in Materials Science*[J], 2009, 54(6): 839
- [31] Walston W S, Bernstein I M, Thompson A W. *Metallurgical Transactions A*[J], 1991, 22(6): 1443
- [32] Zhu C Z, Zhang R, Cui C Y *et al. Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2021, 52(1): 108
- [33] Hao Z B, Tian T, Li X G *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 804: 140775
- [34] Bai J M, Zhang H P, Liu J T *et al. Materials Characterization*[J], 2022, 191: 112089
- [35] Tian C G, Han G M, Cui C Y *et al. Materials & Design*[J], 2014, 64: 316
- [36] Lu K, Lu L, Suresh S. *Science*[J], 2009, 324(5925): 349
- [37] Han F F, Zhou B M, Huang H F *et al. Materials Chemistry and Physics*[J], 2016, 182: 22
- [38] Sheng L Y, Yang F, Guo J T *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(3): 673
- [31] Walston W S, Bernstein I M, Thompson A W. *Metallurgical*

Study on the Tensile Deformation Behavior and Dislocation Configurations of FGH4097 and GH4079 Nickel-Based Superalloys

Tian Tian^{1,2}, Liu Jiantao^{1,2}, Liu Mingdong^{1,2}, Zhang Yiwen^{1,2}, Zhang Ming^{1,2}, Zhang Qiang^{1,2}, Wang Yixing^{1,2}, Wang Minxi^{1,2}, Zhao Yuanhao^{1,2}

(1. Beijing CISRI-Gaona Materials Technology Co., Ltd, Beijing 100081, China)

(2. High Temperature Material Institute, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

Abstract: FGH4097 and GH4079 alloys were prepared by powder metallurgy and wrought processes, respectively. The experimental results show that the grain size of FGH4097 superalloy is smaller and has more uniform distribution compared with that of GH4079 superalloy, with the former having a grain size of approximately ASTM grade 6.0 to 6.5 and the latter having a grain size of approximately ASTM grade 4.5 to 5.0. The size of the γ' strengthening phase in FGH4097 superalloy is larger than that in GH4079 superalloy, with secondary γ' phase being mostly cubic and having an average size of about 0.48 μm in FGH4097 superalloy, whereas in GH4079 superalloy, the secondary γ' phase is mainly near-spherical with an average size of about 0.14 μm . Comparing the tensile properties of the two superalloys, the results indicate that under the tensile conditions from room temperature to 750 °C, the tensile strength of the FGH4097 superalloy is higher than that of the GH4079 superalloy, and its plasticity is also significantly superior to that of the GH4079 superalloy. As the temperature increases, the difference in tensile strength and plasticity between the two superalloys becomes more pronounced. To further explore the high strength and high plastic deformation mechanisms of FGH4097 superalloy during tensile processes at different temperatures, the microstructure of the tensile fractures was characterized by TEM. For the FGH4097 alloy under tensile deformation conditions from room temperature to 650 °C, the dislocation configurations are predominantly characterized by high-density dislocation pile-ups in the γ channels, as well as dislocations cutting the γ' phase in the form of superlattice stacking faults and antiphase domain boundaries, supplemented by a small number of continuous stacking faults cutting the γ' and γ phases. This phenomenon indicates that the deformation of the alloy at low to medium temperatures is primarily controlled by dislocations cutting the γ' phase. As the tensile temperature increases to 750–850 °C, the dislocation configuration in the FGH4097 alloy undergoes a significant transformation. A large number of microtwins form in the γ' phase and γ matrix, becoming the dominant phase, while continuous stacking faults and superlattice stacking faults play only secondary roles. Under high-temperature conditions, the dominant deformation mechanism of the alloy shifts from dislocation cutting to a synergistic plastic deformation mechanism involving microtwins. For the GH4079 alloy under tensile conditions at 25, 650, and 750 °C, the phenomena of a large number of continuous stacking faults cutting the γ' and γ phases, a small number of superlattice stacking faults cutting the γ' phase, and a limited number of microtwins cutting the γ' and γ phases are observed in GH4079 alloy, which are its primary deformation mechanisms.

Key words: nickel-based superalloy; tensile deformation; dislocation configuration; microtwin

Corresponding author: Tian Tian, Ph. D., Beijing CISRI-Gaona Materials Technology Co., Ltd, Beijing 100081, P. R. China, E-mail: tiantian@cisri-gaona.com.cn