



残余 Nb 对 GH4080A 合金力学性能的影响

张宏^{1,2}, 王永强¹, 李旭³, 唐琴^{2,3}, 王立^{2,3}, 高首磊^{2,3}, 曹政^{2,3}

(1 安徽工业大学材料科学与工程学院, 马鞍山 243002; 2 高品质特殊钢湖北省重点实验室, 黄石 435001;

3 大冶特殊钢有限公司, 黄石 435001)

摘要:在工程化冶炼过程中,为降低成本和提高资源利用率而使用返回料,以及炉衬材料元素残留,均可能导致残余杂质元素引入合金。研究了熔炼过程中不同残余 Nb 含量对 GH4080A 合金室温和 750 °C 下力学性能的影响。结果表明,随着残余 Nb 增加,Nb 在晶界处偏析并团簇形成粗大的含 Nb 碳化物条带。这些团簇状含 Nb 碳化物对室温拉伸性能影响不显著,但会显著降低合金的高温持久性能。当残余 $w[\text{Nb}]$ 增加至 0.05% 时,合金在 750 °C 下的持久断裂时间降至 100 h 以下(标准要求 ≥ 100 h)。因此,GH4080A 合金熔炼过程中需将 $w[\text{Nb}]$ 严格控制在 0.05% 以下。该研究阐明了残余 Nb 元素恶化 GH4080A 合金高温持久性能的作用机制,也为该合金工程化冶炼的元素控制提供了技术指导。

关键词:残余 Nb; GH4080A 合金; 含 Nb 碳化物条带; 室温瞬时性能; 高温持久性能

DOI:10.20057/j.1003-8620.N250501 **中图分类号:**TG146.1+5

Effect of Residual Nb on Mechanical Properties of GH4080A Alloy

Zhang Hong^{1,2}, Wang Yongqiang¹, Li Xu³, Tang Qing^{2,3}, Wang Li^{2,3}, Gao Shoulei^{2,3}, Cao Zheng^{2,3}

(1 School of Materials Science and Engineering, Anhui University of Technology, Ma'anshan 243002, China;

2 Hubei Provincial Key Laboratory of High-quality Special Steel, Huangshi 435001, China;

3 Daye Special Steel Co., Ltd., Huangshi 435001, China)

Abstract: During industrial-scale smelting processes, the use of recycled materials/returns to reduce costs and enhance resource utilization efficiency, along with elemental residues from furnace lining materials, can introduce residual impurity elements into the alloy. This study investigates the influence of varying residual Nb contents generated during the smelting process on the mechanical properties of GH4080A alloy at both room temperature and 750 °C. The results demonstrate that as the residual Nb content increases, Nb segregates at grain boundaries and clusters into coarse Nb-containing carbide bands. These clustered Nb-containing carbides exhibit no significant impact on room-temperature tensile properties but severely degrade the alloy's high-temperature stress rupture properties. When the residual $w[\text{Nb}]$ content reaches 0.05%, the stress rupture life at 750 °C drops below 100 hours (as per specification requirement ≥ 100 hours). Consequently, $w[\text{Nb}]$ content must be strictly controlled below 0.05% during GH4080A alloy smelting. This research elucidates the underlying mechanism through which residual Nb deteriorates the high-temperature stress rupture performance of GH4080A alloy and offers practical guidance for elemental control in its industrial-scale smelting.

Key Words: Residual Nb Content; GH4080A Alloy; Nb-containing Carbide Bands; Instantaneous Performance; High Temperature Durability

GH4080A 高温合金是 Ni-Cr 基时效硬化型变形高温合金,通过添加 Al、Ti 元素形成 γ' 相使其强化,合金在 650~850 °C 有良好的抗蠕变性能和抗氧化性能。该合金主要用于制作航空发动机的转子叶片、螺栓、叶片锁板等零件。同时,该合金作为超临界汽轮机的叶片材料得到大量应用,并在民用舰船发动机阀门上获得广泛应用。目前,终端用户对该材料的长时高温持久性能较为关注^[1-4]。但工程

实践上往往出现个别炉批高温持久时间低于标准要求的现象。国内科技工作者对 GH4080A 高温合金相的溶解规律、热处理制度^[5-7]及断口附近组织对力学性能^[8-10]的影响进行了较为详细深入的研究,但残余元素(如 Nb 元素)对 GH4080A 高温合金性能的影响未见文献报道。各冶金厂真空感应炼钢量不断增加,然而不同品种切换冶炼的残余元素控制的量化研究不够深入,本研究通过研究对比不同残

作者简介:张宏(1989—),男,在职研究生,工程师; **E-mail:** zhanghong@citicsteel.com; **收稿日期:** 2025-06-14

通信作者:王永强(1982—),男,博士,教授; **E-mail:** yqwang@ahut.edu.cn

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

余Nb含量对GH4080A高温合金力学性能的影响,旨在为工业化生产过程中残余Nb元素的控制提供借鉴。

1 实验材料与方法

本研究选用的实验材料来源于采用6 t真空感应炉熔炼结合 $\phi 450$ mm电渣重熔(3 t锭)工艺制备的GH4080A高温合金锻材,终锻温度控制 ≥ 900 °C并采用空冷工艺。选取五炉次 $\phi 300$ mm锻材作为研究对象(编号为1[#]、2[#]、3[#]、4[#]、5[#]),其残余Nb存在梯度差异(标准要求及试样成分见表1),热处理工艺参数详见表2。取样方案严格遵循径向1/2R处纵向切取原则,分别制备15 mm方坯拉伸试样、15 mm方坯持久试样及11 mm方坯冲击试样,经表2规定热处理后进入测试环节。依据GB/T228.1—2021标准加工 $\phi 5$ mm \times 25 mm标距比例试样,在Z100型电子万能试验机上执行测试。加载速率采用双阶段控制:屈服前0.302 5 mm/s(对应应变率0.012 1 s⁻¹),屈服后切换至0.006 7 mm/s(对应应变率0.000 27 s⁻¹)。断后伸长率与断面收缩率通过游标卡尺(精度0.02 mm)测量计算。按GB/T2039—2012标准制备 $\phi 5$ mm \times 25 mm标距试样,在RDJ50型持久蠕变试验机开展750 °C/310 MPa条件下的寿命测试。温度控制精度 ± 1.5 °C,载荷波动 $< \pm 0.5\%$ 。遵循GB/T229—2020加工10 mm \times 10 mm \times 55 mm V型缺口试样,采用JBW-300C型冲击试验机进行室温测试,摆锤能量300 J,测试环境湿度控制 $< 60\%$ RH。选取持久寿命 > 100 h(低Nb组)和 < 20 h(高Nb组)的典型试样,通过美国FEI场发射扫描电镜进行断口形貌与晶界特征分析,配合德国ZEISS Sigma 300热场发射扫描电镜搭载的Oxford Symmetry EBSD系统进行晶体学取向对比研究

2 结果和分析

2.1 Nb对GH4080A合金力学性能的影响

图1(a)显示,当残余 $w[\text{Nb}]$ 在0.005%~0.300%

变化时,合金的室温拉伸性能呈现稳定状态。抗拉强度维持在1 238~1 242 MPa的狭窄区间,变异系数仅为0.15%;屈服强度则在824~831 MPa波动,极差不足1%。结合表1中1[#]~5[#]试样的成分分析可知,在主要合金元素 $w[\text{Cr}]$ 、 $w[\text{Mo}]$ 、 $w[\text{Ti}]$ 等严格受控的前提下,成分波动范围 $< \pm 0.05\%$,残余Nb含量对合金基体强化效应的影响可忽略不计。图1(b)显示,断裂伸长率随Nb增加呈现"上升-下降-回升"的非单调变化趋势,但整体波动幅度控制在21%~25%。值得注意的是, $w[\text{Nb}]$ 为0.05%~0.15%时出现塑性低谷,这可能与Nb偏聚导致的局部晶格畸变有关。而面收缩率指标则保持高度稳定,始终处于34%~36%的狭窄区间,说明Nb含量变化对材料颈缩阶段的塑性变形能力无明显影响。图1(c)显示,在 $w[\text{Nb}]$ 为0.005%~0.3%宽幅范围内,冲击功值始终稳定在35~38 J水平,这种稳定性可能源于两方面机制:其一,Nb在奥氏体基体中的均匀分布避免了局部应力集中;其二,微量 $w[\text{Nb}]$ ($< 0.3\%$)不足以改变晶界碳化物的析出行为,从而维持了原始晶界结合强度。图1(d)显示,当 $w[\text{Nb}]$ 从0.005%升至0.3%时,750 °C/310 MPa条件下的持久寿命呈现指数衰减趋势:当 $w[\text{Nb}]$ 为0.005%~0.01%时,持久时间从152 h骤降至123 h,降幅达19%;当 $w[\text{Nb}]$ 为0.05%时,持久时间降至100 h以下;当 $w[\text{Nb}]$ 超过0.2%后,持久时间至30 h以下;最终在0.3% $w[\text{Nb}]$ 时仅余15 h,相较基准值降低达一个数量级。

综合研究结果表明, $w[\text{Nb}]$ 在0.3%以下时,对GH4080A合金室温力学性能的影响处于工程允许范围内(波动幅度 $< 10\%$),但其对高温持久性能的恶化效应呈超线性增长趋势。

2.2 微观组织分析

为探究 $w[\text{Nb}]$ 对微观组织的影响规律,选取0.01%、0.22%、0.30% $w[\text{Nb}]$ 三组典型试样进行对比分析。如图2(a)~(c)所示,随着 $w[\text{Nb}]$ 的递增,晶粒呈现渐进粗化趋势,同时晶内及晶界处碳化物粒

表1 GH4080A高温合金化学成分(质量分数)
Table 1 Chemical composition of GH4080A superalloy

编号	C	Cr	Ti	Al	Ni	B	Nb	%
标准	0.04~0.10	18.0~21.0	1.80~2.70	1.00~1.80	余	≤ 0.008	-	
1 [#]	0.05	19.99	2.61	1.73	余	0.004 3	0.005	
2 [#]	0.06	19.97	2.60	1.72	余	0.004 5	0.010	
3 [#]	0.05	20.01	2.62	1.70	余	0.004 5	0.050	
4 [#]	0.05	19.96	2.60	1.70	余	0.004 2	0.220	
5 [#]	0.05	19.98	2.60	1.71	余	0.004 2	0.300	

表 2 热处理制度

Table 2 Methods of heat treatment used

热处理工艺	保温温度/°C	保温时间/h	冷却方式
固溶处理	1 080	8	空冷
一次时效	845	24	空冷
二次时效	700	16	空冷

子显著增多。图 2(d)~(f)的对比分析表明低 $w[\text{Nb}]$ 试样中晶界碳化物以细小弥散形态分布,其尺寸受限于局部 Nb 浓度不足导致的粗化动力学抑制;而高 $w[\text{Nb}]$ 试样中,晶界含 Nb 碳化物粗化进程显著加速,可见晶界碳化物尺寸随 $w[\text{Nb}]$ 升高呈梯度增长,最终演化为沿晶界排列的长条状结构。对图 2(d)、(e)、(f)中碳化物处点 1、2、3 进行能谱点扫分析,获得三组不同 $w[\text{Nb}]$ 下碳化物的化学成分,结果见表 3,由此可知,在 $w[\text{Nb}]$ 为 0.3% 时晶界处析出的长条相为 (Nb, Ti)C 复合碳化物团簇,形成机制可解释为 TiC 作为形核基底, Nb 原子通过晶格畸变诱发应力场,促进 NbC 的异质外延生长,最终形成芯壳结构碳化物。高温持久性能的显著差异源于 Nb 对碳化物析出行为的调控作用。根据经典 Ostwald 熟化理论^[11]其中 Nb 作为强碳化物形成元素,界面能随其含量增加,同时,提升碳扩散系数,共同导致粗化动力学常数提升^[12-13]。这种加速粗化过程在晶界处尤

为显著,使晶界结合能大幅降低^[14]。基于高温合金等强温度理论^[15],室温下晶界强度高于晶内强度,此时碳化物引起的晶界弱化效应^[16]被基体塑性变形能力所补偿,因此,不同 Nb 试样的室温拉伸强度差异 < 3%, 冲击功波动 < 7%。但在 750 °C 高温条件下,晶界强度急剧下降,此时富 Nb 碳化物条带引发的应力集中使有效晶界强度进一步降低。有该发现与郭建亭^[17]提出的“碳化物损伤阈值效应”理论一致——当碳化物尺寸超过临界值时,其对高温持久寿命的劣化效应呈现非线性倍增特征。

本研究通过多尺度表征揭示了 $w[\text{Nb}]$ 影响 GH4080A 合金性能的物理本质:在室温条件,微量 Nb (< 0.3%) 通过固溶强化弥补碳化物的弱化作用,维持力学性能稳定;但在高温长时服役环境下, Nb 驱动的碳化物粗化过程引发晶界脆化,导致持久性能呈指数规律衰减。

2.3 高温持久断口分析

通过对 $w[\text{Nb}]$ 分别为 0.30% 和 0.005% 的高温持久试样断口进行扫描电镜 (SEM) 系统分析,揭示了 Nb 对断裂机制的显著影响 (如图 3 所示)。 $w[\text{Nb}]$ 0.30% 试样的断口呈现典型沿晶断裂特征,晶界表面光滑平整,二次裂纹沿晶界网络扩展,局部区域可见台阶状断裂形貌; $w[\text{Nb}]$ 0.05% 试样的断口主

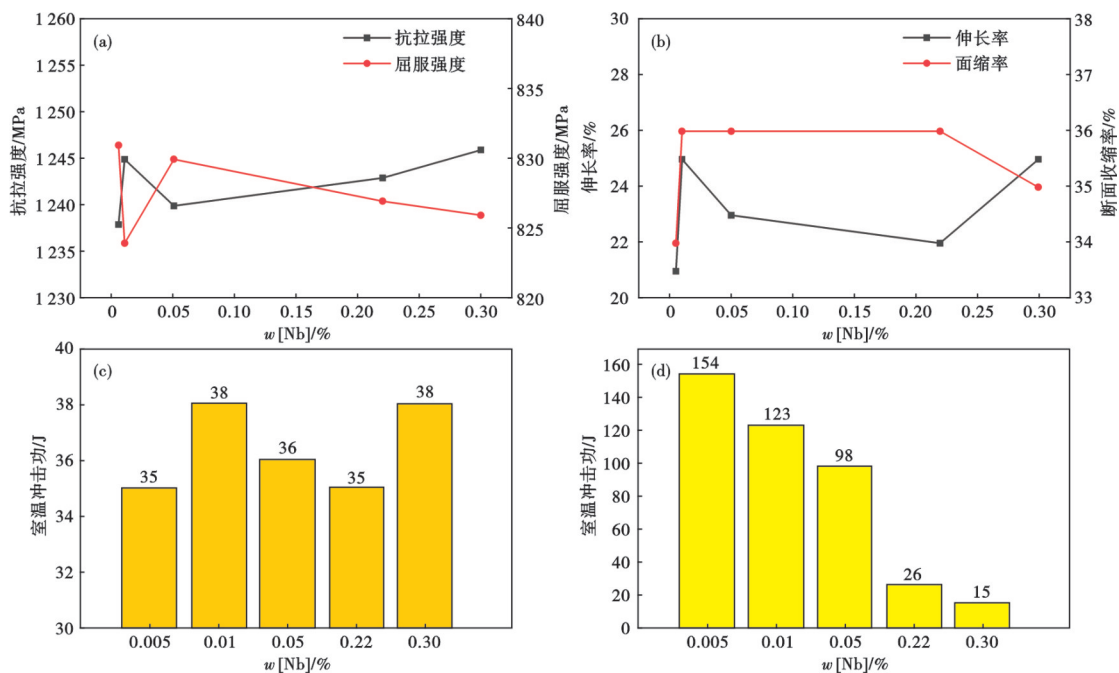


图 1 Nb 对 GH4080A 合金室温性能和高温持久性能的影响: (a) 抗拉和屈服强度, (b) 伸长率和断面收缩率, (c) 室温冲击功, (d) 高温持久时间

Fig. 1 The influence of Nb on the room temperature performance and high-temperature creep performance of GH4080A alloy : (a) tensile and yield strength, (b) elongation and surface shrinkage, (c) room temperature impact energy, (d) high-temperature duration

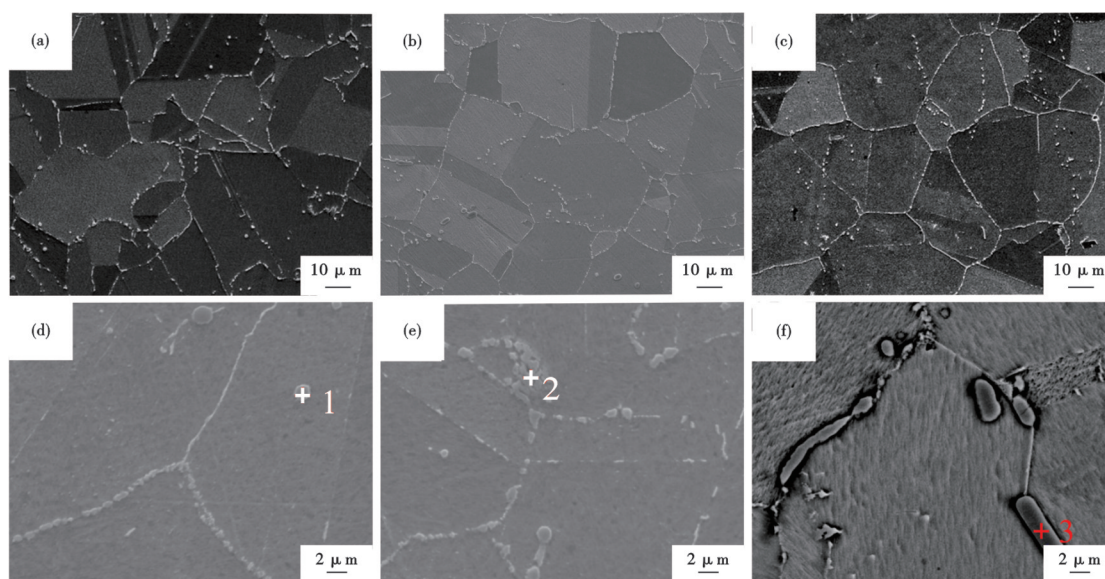


图 2 不同 $w[\text{Nb}]$ 下 GH4080A 微观组织形貌: (a) $w[\text{Nb}]$ 0.01% 晶粒形貌, (b) $w[\text{Nb}]$ 0.22% 晶粒形貌, (c) $w[\text{Nb}]$ 0.30% 晶粒形貌, (d) $w[\text{Nb}]$ 0.01% 碳化物析出形貌, (e) $w[\text{Nb}]$ 0.22% 碳化物析出形貌, (f) $w[\text{Nb}]$ 0.30% 碳化物析出形貌

Fig. 2 Microstructure morphology of GH4080A at different $w[\text{Nb}]$: (a) $w[\text{Nb}]$ 0.01% grain morphology, (b) $w[\text{Nb}]$ 0.22% grain morphology, (c) $w[\text{Nb}]$ 0.30% grain morphology, (d) $w[\text{Nb}]$ 0.01% carbide precipitation morphology, (e) $w[\text{Nb}]$ 0.22% carbide precipitation morphology, (f) $w[\text{Nb}]$ 0.30% carbide precipitation morphology

表 3 碳化物化学成分

Table 3 Chemical composition of carbides

图 2 中标注点	元素	质量分数/%	原子分数/%
1	C K	31.56	67.77
	Al K	1.22	1.17
	Ti K	1.49	0.80
	Cr K	24.33	12.07
	Ni K	41.39	18.18
2	C K	22.94	56.64
	Ti K	0.80	0.50
	Cr K	66.69	38.03
	Ni K	9.510 07	4.83
3	C K	30.46	64.90
	Ti K	55.90	29.87
	Cr K	3.71	1.83
	Ni K	4.20	1.83
	Nb L	5.73	1.58

要由等轴韧窝构成,并伴有明显的塑性撕裂棱。这种断裂模式的差异源于 Nb 对微观组织演化的调控作用。0.30% $w[\text{Nb}]$ 试样在高温持久过程中,这些长条状碳化物与 γ 基体间产生显著热膨胀失配,导致界面处形成微米级应力集中区;在 0.05% $w[\text{Nb}]$ 试样中,TEM 分析显示晶界碳化物呈离散分布,其粗化过程受 Orowan 机制支配。位错线通过弓弯方式绕过碳化物颗粒时,这种机制使得裂纹扩展需要通过相邻碳化物间孔洞聚集实现,有效延长了裂纹扩展路径,断口表面可见明显的塑性变形痕迹^[18]。

值得注意的是,由于碳化物生长过程中消耗了

固溶强化元素,晶界区域的显微硬度显著低于晶内。这种成分-性能梯度协同作用使裂纹扩展阻力降低,导致持久寿命急剧衰减。该发现与经典的空位扩散理论相符。

2.4 高温持久组织演变分析

通过电子背散射衍射(EBSD)技术对 $w[\text{Nb}]$ 为 0.30% 与 0.005% 试样的高温持久断口进行对比分析(如图 4 所示)。定量统计显示 0.30% $w[\text{Nb}]$ 试样平均晶粒尺寸达 78 μm ,较 0.005% $w[\text{Nb}]$ 试样的 47 μm 增大 66%。图 4(a)、(d) 的取向成像图直观显示,高 Nb 试样晶界平直化程度显著,而低 Nb 试样呈现典型的弯曲晶界特征。这一发现与传统 Hall-Petch 理论形成鲜明对比^[19]。其根源在于静态再结晶主要发生在固溶阶段(1 080 $^{\circ}\text{C}$),该温度下第二相粒子发生溶解,使得再结晶过程主要受应变储存能和初始锻态组织的影响。值得注意的是,尽管高 Nb 试样晶粒发生粗化,其在 750 $^{\circ}\text{C}$ /310 MPa 条件下的持久寿命却反而降低了 87%。这证实了晶界析出相形貌对性能的影响权重已超越晶粒尺寸效应。图 4(b) 和图 4(e) 的局部取向差(KAM)分布图揭示微观应变差异:高 $w[\text{Nb}]$ 试样平均 KAM 值仅为 0.10 $^{\circ}$,且 $>2^{\circ}$ 的高应变区域占比不足 1%;而低 $w[\text{Nb}]$ 试样平均 KAM 值达 1.24 $^{\circ}$, $>2^{\circ}$ 区域占比达 17%。图 4(c)、(f) 结合晶界特征分析,高 $w[\text{Nb}]$ 试样小角度

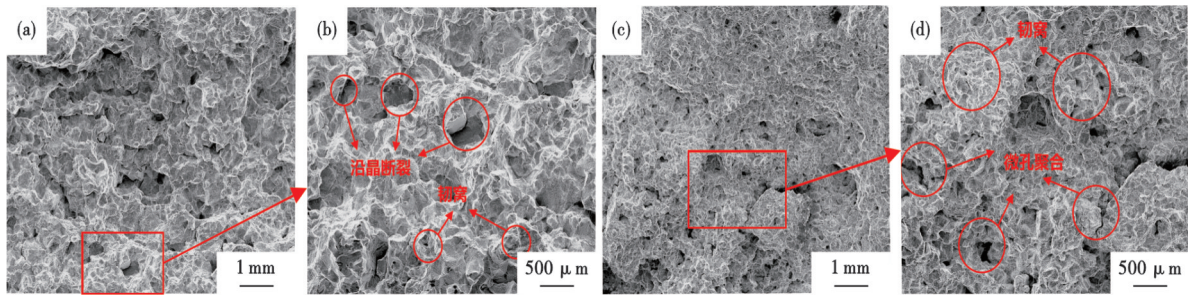


图 3 不同 $w[\text{Nb}]$ 下 GH4080A 高温持久断口形貌: (a) $w[\text{Nb}]0.22\%$ 断口形貌, (b) 图 a 的局部放大图, (c) $w[\text{Nb}]0.005\%$ 断口形貌, (d) 图 c 的局部放大图

Fig. 3 Fracture morphology of GH4080A after high-temperature creep rupture under different $w[\text{Nb}]$: (a) fracture morphology at $w[\text{Nb}]0.22\%$, (b) enlarged view of the marked area in (a), (c) fracture morphology at $w[\text{Nb}]0.005\%$, (d) enlarged view of the marked area in (c)

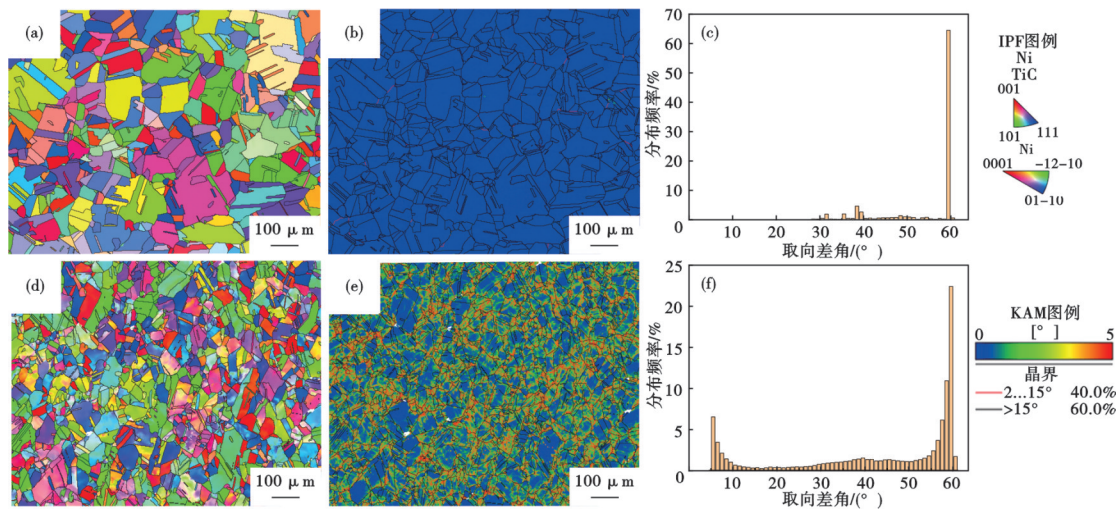


图 4 不同 $w[\text{Nb}]$ 下 GH4080A 高温持久后 EBSD 实验结果: (a) $w[\text{Nb}]0.30\%$ IPF 图, (b) $w[\text{Nb}]0.30\%$ KAM 图, (c) $w[\text{Nb}]0.30\%$ 取向差角分布图, (d) $w[\text{Nb}]0.005\%$ IPF 图, (e) $w[\text{Nb}]0.005\%$ KAM 图, (f) $w[\text{Nb}]0.005\%$ 取向差角分布图

Fig. 4 EBSD Results of GH4080A after high-temperature creep rupture under different $w[\text{Nb}]$: (a) IPF map at $w[\text{Nb}]0.30\%$, (b) KAM map at $w[\text{Nb}]0.30\%$, (c) misorientation angle distribution map at $w[\text{Nb}]0.30\%$, (d) IPF map at $w[\text{Nb}]0.005\%$, (e) KAM map at $w[\text{Nb}]0.005\%$, (f) misorientation angle distribution map at $w[\text{Nb}]0.005\%$

晶界 ($2^\circ \sim 15^\circ$) 比例仅 0.9%, 显著低于低 $w[\text{Nb}]$ 试样的 16.7%。这种差异源于含 Nb 碳化物的界面调控作用—高 $w[\text{Nb}]$ 试样中沿晶分布的条状碳化物通过 Zener 钉扎效应抑制晶界迁移, 阻碍位错重组过程, 导致应变集中于碳化物/基体界面^[20]; 而低 $w[\text{Nb}]$ 试样的弥散分布颗粒状碳化物允许晶界通过弓弯机制迁移, 促进位错增殖与重组, 有效耗散应变能。

由此可以得出高 $w[\text{Nb}]$ 试样中, 条状碳化物产生的应力集中使裂纹优先沿碳化物/ γ 基体界面扩展, 这种脆性扩展模式导致位错密度维持在较低水平; 而低 $w[\text{Nb}]$ 试样通过位错滑移和交滑移机制, 使裂纹扩展路径曲折度增加, 断口呈现典型的疲劳辉纹与韧窝混合形貌。这种差异本质上反映了两种不同的能量耗散机制, 高 $w[\text{Nb}]$ 试样以界面分离能

主导, 低 $w[\text{Nb}]$ 试样以塑性变形能为主。

3 结论

1) Nb 作为强碳化物形成元素, 其含量增加显著改变了碳化物的析出行为和形貌。随着 $w[\text{Nb}]$ 升高 (特别是 $\geq 0.01\%$ 时), Nb 在晶界偏析并促进形成粗大的、条带状 (Nb, Ti)C 复合碳化物。这些粗大的碳化物破坏了晶界的连续性, 是导致高温持久性能恶化的关键微观因素。

2) 当试样中 $w[\text{Nb}]$ 较高时 (如 0.22%、0.30%), 沿晶界分布的粗大条状碳化物通过 Zener 钉扎效应抑制晶界迁移, 导致应力/应变高度集中于碳化物/基体界面。相比之下, 试样中 $w[\text{Nb}]$ 较低 (0.005%、0.010%) 时, 相对细小弥散的碳化物允许晶界通过

弓弯机制迁移,促进位错增殖与重组,有助于耗散应变能,延缓裂纹扩展。

3)残余Nb含量对GH4080A合金的高温持久性能具有极其显著且非线性的劣化效应,当 $w[\text{Nb}]$ 从最低值0.005%增至0.010%时,750 °C/310 MPa下的

持久寿命从152 h骤降至123 h;当 $w[\text{Nb}]$ 达到0.05%时,持久寿命进一步降至100 h以下;当 $w[\text{Nb}]$ 超过0.20%后,持久寿命急剧衰减至30 h以下。工业生产中为了实现GH4080A合金高温持久时间达到100 h以上水平,残余 $w[\text{Nb}]$ 控制不超过0.05%为宜。

参考文献

- [1] 郭润江. 大变形轧制和轧制后退火对镍基高温合金GH80A的组织与力学性能的影响[D]. 上海: 上海交通大学, 2016.
- [2] 李晓辉. 4Cr10Si2Mo/GH80A 惯性摩擦焊缝组织性能分析[D]. 北京: 北方工业大学, 2017.
- [3] 刘迪. GH80A和GH3039镍基高温合金的强流脉冲电子束表面改性及其微观组织结构与性能[D]. 镇江: 江苏大学, 2019.
- [4] 丁丽锋. 汽轮机用GH80A合金的组织稳定性与动态再结晶行为研究[D]. 上海: 上海交通大学, 2011.
- [5] 赵萍丽, 张先鸣. GH4080A镍合金紧固件加工及热处理[J]. 摩托车技术, 2020(11): 50-53.
- [6] 白亚冠, 李红梅, 韩秀栋, 等. GH4169合金 δ 相析出与溶解行为研究[J]. 特殊钢, 2021, 42(5): 21-25.
- [7] 张立红. GH80A合金相的溶解析出规律及热处理制度研究[J]. 热处理, 2003, 18(3): 26-30.
- [8] 于秋颖, 董建新, 张麦仓, 等. 热处理制度对超超临界电站用GH80A合金组织和性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2013, 42(7): 1507-1512.
- [9] 汤咏舫, 刘勇, 张芳. 两次时效GH80A合金的组织特征[J]. 金属热处理, 2000, 25(5): 11-13.
- [10] 靳红伟. 高温合金H80A钢的Al、Ti元素控制技术研究[J]. 中国资源综合利用, 2024, 42(4): 47-50.
- [11] Zhao K, Ma Y H, Lou L H, et al. Abnormal precipitation behavior of Ni_3Al phase [J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 480(1-2): 205-208.
- [12] 何国宁. Nb、B微合金化20MnCr5齿轮钢高温渗碳组织性能研究[D]. 北京: 北京科技大学.
- [13] 凌晨, 李尚平, 林筠, 等. Co-Cr-Nb-W合金碳化物组织转变及力学性能研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2024, 53(3): 815-824.
- [14] 谢世殊, 杨洪才, 王志兴, 等. GH586合金的晶界碳化物高温强化[J]. 东北大学学报, 1998(6): 25-28.
- [15] 黄乾尧, 李汉康, 等. 高温合金[M]. 北京: 冶金工业出版社, 2000: 18-19.
- [16] 李吉东, 王岩, 谷宇, 等. 固溶处理对热轧Inconel 601合金组织与力学性能的影响[J]. 特殊钢, 2021, 42(3): 79-82.
- [17] 郭建亭. 高温合金材料学-中册-制备工艺[M]. 北京: 科学出版社, 2008: 148-149.
- [18] An J L, Wang L, Liu Y, et al. The role of δ phase for fatigue crack propagation behavior in a Ni base superalloy at room temperature [J]. Materials Science and Engineering: A, 2017, 684: 312-317.
- [19] Qin X F, Sun D L, Wang T, et al. Hall-Petch and inverse Hall-Petch effects accompany the long-term use of backup roll material [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2015, 640: 497-500.
- [20] Ning Y Q, Huang S B, Fu M W, et al. Microstructural characterization, formation mechanism and fracture behavior of the needle δ phase in Fe-Ni-Cr type superalloys with high Nb content [J]. Materials Characterization, 2015, 109: 36-42.