

混晶组织对镍基变形高温合金持久性能的影响与机制研究

任俊宇¹, 赵张龙¹, 翟雪婷², 万志鹏², 朱文轩³, 赖运金⁴, 马宽⁴, 王涛²

(1. 西北工业大学 材料学院, 陕西 西安 710072)

(2. 中国航发北京航空材料研究院 先进高温结构材料重点实验室, 北京 100095)

(3. 北京飞航捷迅科技有限公司, 北京 100100)

(4. 西安欧中材料科技有限公司, 陕西 西安 710018)

摘要: 通过控制镍基变形高温合金锻造和热处理工艺, 制备了粗晶体积分数为0%~100%的混晶组织, 测试了不同混晶组织730 °C/530 MPa的持久性能变化, 获得了混晶组织对合金持久性能的影响规律与机制。结果表明: 经730 °C/530 MPa持久性能测试后, 粗晶体积分数为0%~100%的混晶组织表现出差别较大的持久性能, 粗晶体积分数15%的混晶组织持久寿命最短, 粗晶体积分数100%的粗晶组织持久寿命最长; 较低粗晶体积分数0%~15%的混晶组织试样高温持久断口呈现出典型的韧性断裂特征, 而较高粗晶体积分数50%~100%的混晶组织试样持久断口呈现出沿晶断裂特征。所有混晶组织试样高温持久变形均以位错运动主导的晶内变形和晶界滑移为变形机制, 但随着粗晶体积分数改变, {111}晶面上强织构及粗、细晶粒内部位错分布均产生变化, 位错塞积与晶界滑移诱导的应力集中和空洞形核倾向存在差异, 影响了合金的高温持久性能。

关键词: 镍基高温合金; 混晶组织; 高温持久性能; 持久变形行为

中图分类号: TG132.3⁺3; TG146.1⁺5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2026)07-1840-09

1 引言

航空发动机作为飞行器动力核心, 其工作环境堪称现代工业装备的极端工况之最, 而涡轮盘作为航空发动机的核心部件, 通常在极端温度-应力耦合作用工况下服役^[1-2]。镍基变形高温合金由于其优异的高温强度、抗氧化性、可加工性及成本优势, 目前被广泛应用于制作航空发动机涡轮盘等热端部件^[3-4]。优化合金成分可以改善镍基变形高温合金的综合力学性能^[5-6], 同时通过研究合金的热变形行为与析出相协同调控演变规律^[7], 不仅能够实现对微观组织的精准控制^[8-9], 还可进一步提高镍基变形高温合金的力学性能^[10-11]。由于涡轮盘用镍基变形高温合金需承受高温长时应力作用, 在制作涡轮盘时高温持久性能是一个重要指标, 直接决定着涡轮盘在高温长时载荷下抵抗变形与断裂的能力。

镍基变形高温合金持久性能不仅会受磷元素^[12]、钼元素^[13]等合金成分以及 η 相^[14]、磷化物相^[15]等第二相析出行为的影响, 还会受组织内晶粒尺寸影响。韦康等^[16]对GH4169合金不同晶粒尺寸均匀晶组织持久性能进行了

测试, 发现持久寿命受晶粒尺寸影响显著, 较细晶粒晶界处容易萌生裂纹失效而降低持久寿命。唐超等^[17]同样发现GH4738合金晶粒尺寸是影响持久性能的关键因素, 晶粒尺寸与持久寿命呈正相关, 初始晶粒尺寸较小时, 持久应变主要集中于晶界, 应变集中明显, 易出现裂纹而显著降低持久寿命。除不同尺寸的均匀晶粒会影响镍基变形高温合金持久性能外, 不同晶粒尺寸组成的混晶组织也会产生影响。谢兴飞等^[18]研究了不同混晶程度GH4720Li合金在730 °C/530 MPa条件下的高温持久性能, 研究发现合金试样持久寿命提高随粗晶数量增加而延长, 以粗晶为主的混晶组织可延长持久寿命。唐超等^[19]同样对GH4720Li合金不同混晶程度组织在730 °C/530 MPa条件下的高温持久性能展开研究, 发现细晶组织持久寿命较短, 完全混晶组织的持久寿命显著高于局部混晶组织与均匀细晶组织, 表明混晶组织中粗晶的存在对提升730 °C/530 MPa条件下的持久性能具有关键作用。朱丽娜等^[20]对具备不同组织的GH4169G合金在650 °C/725 MPa条件下进行了高温持久性能测试, 发现了中间层均匀等轴晶试样较表层混晶试样持久寿命提高

收稿日期: 2025-07-15

基金项目: 新材料重大专项项目(2024ZD0600500); 国家自然科学基金(52575442); 陕西省重点研发计划(2024CY-JJQ-37)

作者简介: 任俊宇, 男, 2000年生, 硕士, 西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072, 电话: 029-88492642, E-mail: 1405537037@qq.com

了1.2倍,持久塑性显著提升。由于变形高温合金制备过程中有可能出现混晶组织^[21-22],而从上述研究可以看出,当前针对镍基变形高温合金混晶组织与高温持久性能的研究非常有限,仅分析了几种合金混晶程度对持久寿命的影响规律,且结果还不完全一致,无法进一步为混晶组织与高温持久性能的锻造变形制备工艺精细化调控提供充足的理论支撑。

为了明确混晶组织对镍基变形高温合金高温性能的影响规律和机制,本研究利用锻造和热处理工艺制备了具有不同晶粒尺寸和粗晶体积分数的混晶组织,测试了不同混晶组织的高温拉伸和高温持久性能,分析了混晶组织对高温持久性能的影响规律,观察了高温持久试样断口形貌和微观组织形态变化,揭示了混晶组织对高温持久性能的影响机制,为镍基变形高温合金涡轮盘锻件的研制提供理论参考与技术支撑。

2 实验

采用了具有(Al+Ti)含量高达7.5%的镍基变形高温合金进行试验,主要化学成分(wt%)为:Cr 15.9,Co 14.5,Mo 2.9,W 1.2,Ti 5.0,Al 2.5,C 0.018,Ni余量, γ' 相含量较高约为45%,合金内同时通过添加少量其它元素,可以起到提高合金力学性能和细化晶粒的效果。合金通过真空感应冶炼(VIM)+电渣重熔(ESR)+真空电弧重熔(VAR)三联冶炼工艺、均匀化、锻拔开坯进行制备,再利用不同锻造及热处理工艺参数组合制备出了具有不同粗晶体积分数的混晶组织样品,其组织分别如图1所示:粗晶比例(体积分数)为0%的细晶组织(图1a)内晶粒细小,平均晶粒尺寸仅为12.5 μm ;随着粗晶比例从5%(图1b)、15%(图1c)、25%(图1d)、50%

(图1e)增大至100%(图1f)时,组织内的粗晶粒和细晶粒尺寸都有所增大,粗晶比例为100%的粗晶组织(图1f)平均晶粒尺寸达到151.5 μm 。

按照 GB/T 4338-2006 拉伸试样标准以及 GB/T 2039-2012 持久试验标准,分别采用横截面试样平行长度为5 mm、原始标距长度为25 mm的标准拉伸及持久试样,进行650 $^{\circ}\text{C}$ 高温拉伸性能测试以及730 $^{\circ}\text{C}/530\text{ MPa}$ 高温持久性能测试,在高温持久试验时,当实验时间达到30 h后,每8 h增加应力35 MPa,直至拉断。同一混晶组织试样的高温拉伸及高温持久实验均平行测量3组,依据试验测试数据计算650 $^{\circ}\text{C}$ 高温抗拉强度 σ_0 、屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 以及高温持久寿命、失效断裂时的外加载荷,将不同实验指标数据均值作为最终实验结果。采用 Tescan Mira 3 XMU 场发射型扫描电子显微镜表征合金断口形貌特征,对断口附近组织进行纵剖,断口及显微组织观察区域示意图如图2所示。

对纵剖面进行砂纸打磨和机械抛光后,使用100 mL $\text{C}_2\text{H}_5\text{OH}+100\text{ mL HCl}+5\text{ g CuCl}_2$ 腐蚀剂对金相试样表面进行腐蚀,通过 OLYMPUS GX71 型金相显微镜观察金相组织;采用在10% $\text{HClO}_4+90\% \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ 的电解液对试样待观察表面进行电解抛光,电解电压设置为25 V,电解时间为20 s。使用配备EBSD探头的 ZEISS Gemini 500 场发射扫描电子显微镜拍摄EBSD图像,获得的EBSD数据通过AztecCrystal软件进行分析。使用5%高氯酸乙醇电解液对高温持久试验后的试样断口位置进行离子减薄,在Talos F200X型场发射透射电子显微镜上进行观察,分析微观组织对性能的影响机制。

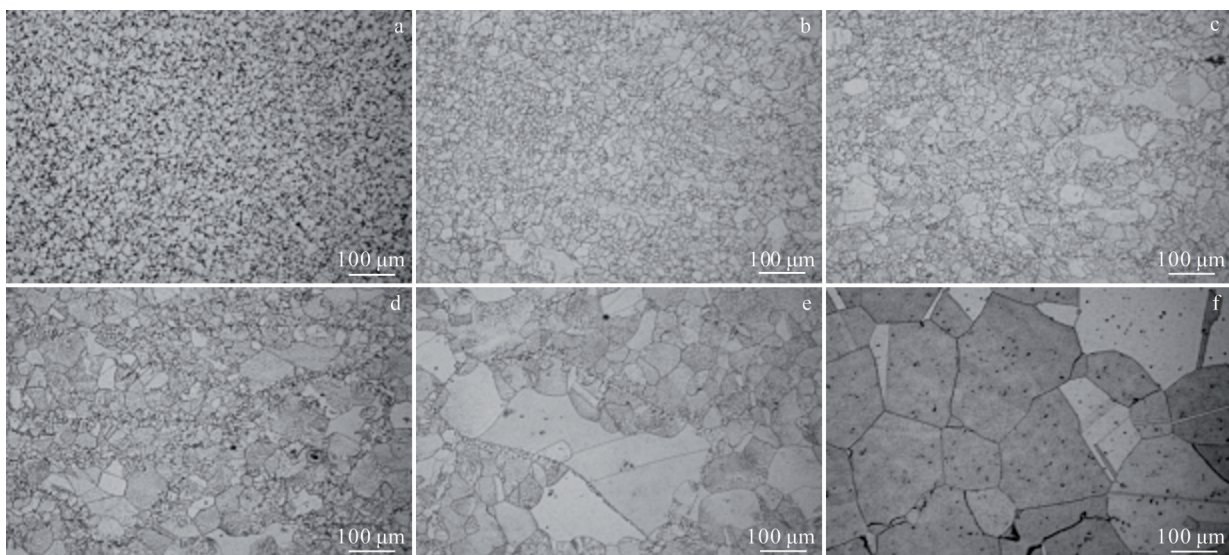


图1 不同粗晶体积分数的镍基变形高温合金的微观组织

Fig.1 Microstructures of nickel-based wrought superalloy with different coarse grain volume fractions: (a) 0%, (b) 5%, (c) 15%, (d) 25%, (e) 50%, and (f) 100%

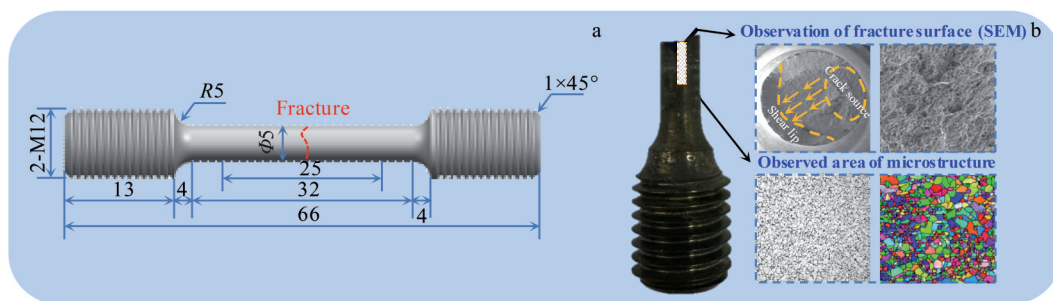


图2 高温持久试验试样尺寸及持久试验后断口和显微组织观察区域

Fig.2 High-temperature creep rupture testing specimen (a) and observation areas for fracture surface and microstructure after the rupture test (b)

3 结果与分析

3.1 混晶组织高温拉伸和持久性能

对不同混晶组织试样进行了 650 °C 高温拉伸以及 730 °C/530 MPa 高温持久试验,其测试结果如图 3 所示。从图 3a 中可以看出,细晶组织抗拉强度达到 1436 MPa,粗晶比例较低(5%~25%)的混晶组织抗拉强度与细晶组织相差不大,但随着粗晶比例不断上升,合金强度呈现先缓慢降低、再快速降低的趋势,这表明混晶组织的存在会使得合金的高温拉伸性能恶化。当粗晶比例为 100% 时,粗晶组织抗拉强度和屈服强度分别只有 1233 和 868 MPa,其高温拉伸性能最差,这是由于晶粒尺寸增大意味着单位体积内晶界数量减少,当晶粒尺寸增大时,晶界数量减少,位错更容易运动,导致材料的抗拉强度和屈服强度均下降。

结合图 3b 可以看出,当粗晶比例为 5% 时,合金试样的高温持久时间与 0% 完全细晶组织差别不大,但是当粗晶比例达到 15% 时,合金的高温持久时间发生快速下降,显著少于其它混晶组织试样,当粗晶比例为 25%、50% 时,高温持久时间有所增加,当粗晶比例达到 100% 时,其高温持久时间达到 92.67 h,增加应力次数达到 9

次,显著优于其它混晶组织试样。这可能是由于粗晶晶界数量少,会延长原子扩散路径,延缓微裂纹萌生与扩展,而小晶粒因晶界多、扩散路径短,易引发晶界开裂与快速损伤累积,因此粗晶组织最终表现出更优异的高温持久性能^[23-24]。

3.2 混晶组织高温持久变形行为

图 4a₁~4d₁ 分别为粗晶比例 0%、15%、50% 和 100% 不同组织试样高温持久实验后的宏观断口形貌,其中图 4a₁、4b₁ 试样的宏观断口大致可划分为纤维区、放射区和瞬时断裂所形成的剪切唇区,呈现典型的韧性断裂特点;图 4c₁、4d₁ 试样组织混晶比例较高,在宏观断口形貌中呈现出冰糖堆积状花样,表现出典型的沿晶断裂特征。图 4a₂~4d₂ 分别为粗晶比例 0%~100% 组织试样高温持久实验后的高倍断口 SEM 形貌,从图 4a₂ 中可观察到大量韧窝,说明当试样晶粒尺寸细小并且没有混晶组织出现时,试样高温持久断裂时的机制为韧性断裂;此外从图中可以观察到微孔洞的存在,这是由于晶粒尺寸较小,单位体积内的晶界数目多,造成晶界曲折程度较大,高温持久时晶界发生滑移从而产生。当该合金试样粗晶比例进一步增长至 15% 时,还存在一定的韧性断裂特征,在裂纹源区可观察到很浅的韧窝;当粗晶比例进一步增长至 50%

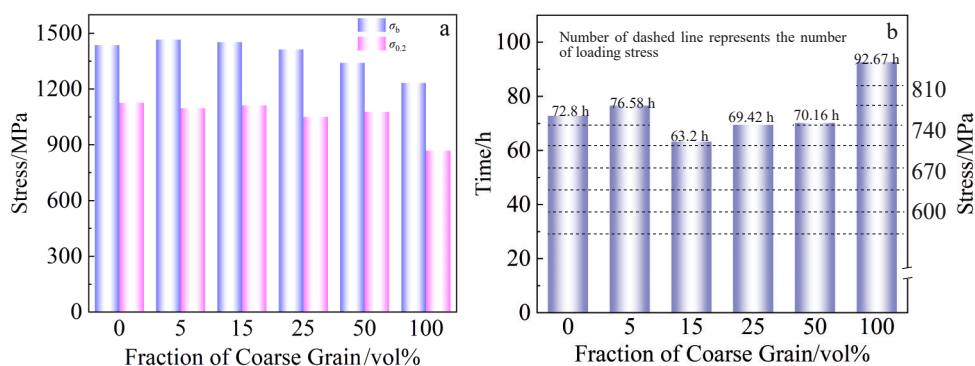


图3 混晶组织试样高温拉伸及持久性能

Fig.3 High-temperature tensile properties and rupture performance of mixed-grain structure specimens: (a) tensile property and (b) creep rupture time and stress

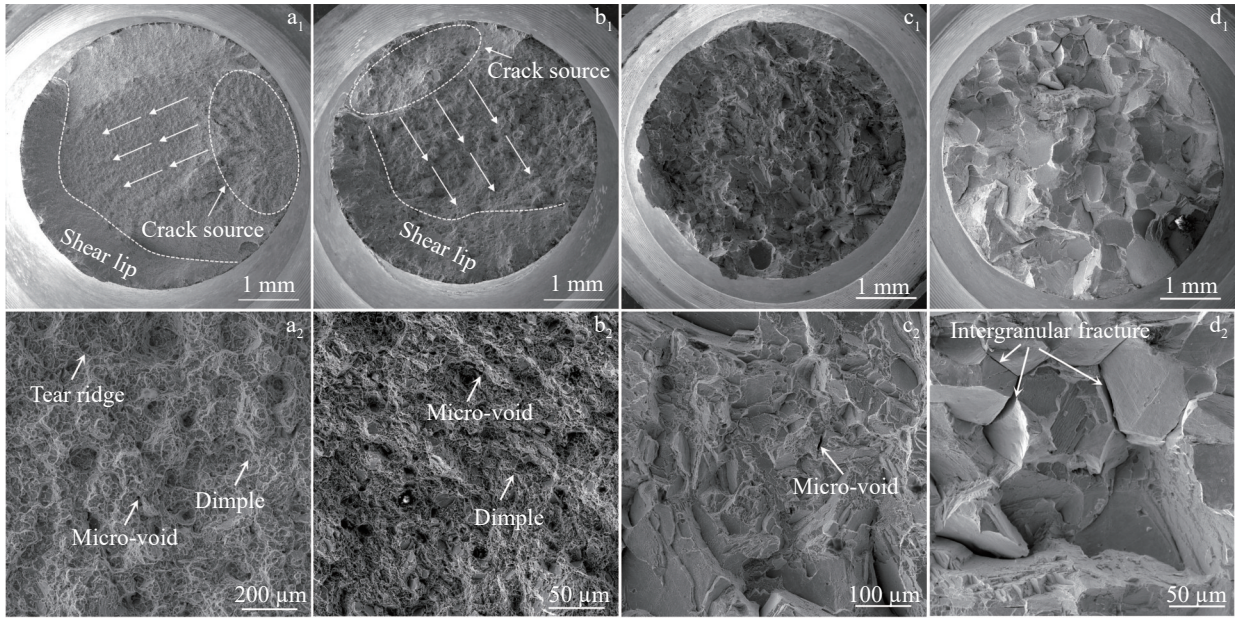


图4 不同粗晶体积分数高温合金持久实验后的断口形貌

Fig.4 Fracture morphologies of superalloy with different coarse grain volume fractions after creep rupture test: (a₁, a₂) 0%, (b₁, b₂) 15%, (c₁, c₂) 50%, and (d₁, d₂) 100%

和100%时,在不同区域可观察到明显的冰糖块状花样,此时呈现出典型的沿晶断裂。

为了揭示不同混晶组织试样高温持久过程中的变形行为,对不同粗晶比例试样高温持久断裂后的纵剖组织进行观察,其结果如图5所示。从图5中箭头指出的区域

均为微裂纹可以看出,当粗晶比例为0%时,高温持久试验后合金内部可观察到微裂纹的存在,并且微裂纹在合金内部已萌生聚集成孔洞;当混晶比例进一步增大,微裂纹均从较大尺寸晶粒之间的晶界起源,并且微裂纹都呈现出与作用力方向垂直以及沿晶断裂的特征。

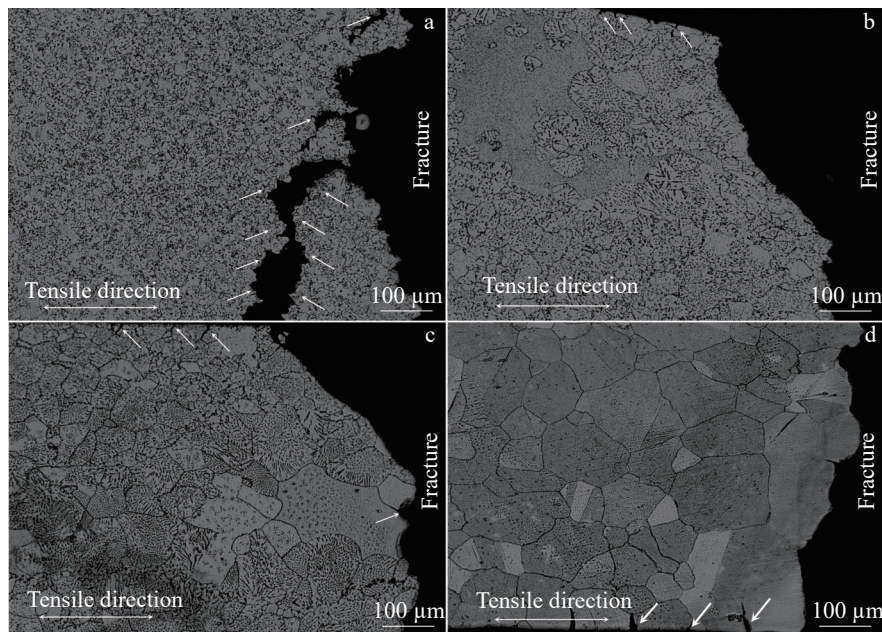


图5 不同粗晶体积分数高温合金持久实验后断口附近金相组织

Fig.5 OM images near the fracture surface of superalloy with different coarse grain volume fractions after the creep rupture test: (a) 0%, (b) 15%, (c) 50%, and (d) 100%

在多晶体材料中,在高温与载荷共同作用条件下材料内部通常会发生塑性变形,并且此时的塑性变形行为通常由以下 2 种行为共同构成:第 1 种为位错运动引起的晶内变形,即位错通过滑移、攀移等方式运动,导致晶粒形状发生改变;第 2 种为晶界滑移控制的晶界变形,即相邻晶粒沿它们的共同边界发生相对剪切位移^[25-26]。为了进一步分析不同混晶组织合金试样在高温持久实验过程中的变形行为,图 6 给出了不同粗晶体积分数试样高温持久试验后的晶粒取向(IPF)、核平均取向差(KAM)和晶界分布(GBs)图像。结合图 6a₁~6d₁ 可以看出,粗晶比例小的试样内部晶粒取向一致,而粗晶比例大的试样内部晶粒取向非常随机。

KAM 图像中的数值通常与几何必需位错(GND)密度正相关,因此 KAM 图像可以反映合金内部位错密度及塑性变形分布情况^[27]。从图 6a₂ 可以看出,未含粗晶试样内部位错密度分布较为均匀同时数值较大,这是由于此时晶粒细小,晶界数目多,位错滑移极易被晶界阻碍,造成各个晶粒内部以及晶界处的位错密度数值较大;随着粗晶体积分数的增加,在不同混晶组织内部出现位错密度分布不均匀现象,但细晶粒内部位错密度分布较为

均匀并且数值都较大,而粗晶粒内部呈现出位错密度分布不均匀的状态,晶界处的位错密度数值显著大于晶内。对比不同粗晶占比组织的 KAM 及 GBs 分布图不难看出,KAM 数值大的区域与小角度晶界的分布区域高度重合,而较高 KAM 值意味着该晶粒与其周围晶粒的取向差较大,表明该区域存在较强的局部晶格弯曲或较高的位错密度,因此在小角度晶界处通常存在强烈而连续的局部取向梯度。

3.3 混晶组织对高温持久性能的影响机制

利用 EBSD 获得数据可以得到极图,极图是一种二维图形,可用于直观地表示晶体材料中某一特定晶面(如 {100}、{110}、{111} 等)的取向分布情况^[28-30]。图 7 为不同混晶比例合金的极图分布情况。结合图像可以看出,随着粗晶比例的增大,合金内部的组织类型和强度都发生了改变:当粗晶比例为 0% 时,极图分布较为分散,在 {100} 晶面上具有特定结构;当粗晶比例增大至 15% 时,在 {111} 晶面上具有特定结构;随粗晶比例进一步增大至 50% 时,极图分布逐渐趋于均匀,在 {100} 和 {111} 晶面上呈现出强度较弱的结构;粗晶比例进一步增大至 100% 时,极图分布更加均匀,说明随着粗晶比例的增大,合金

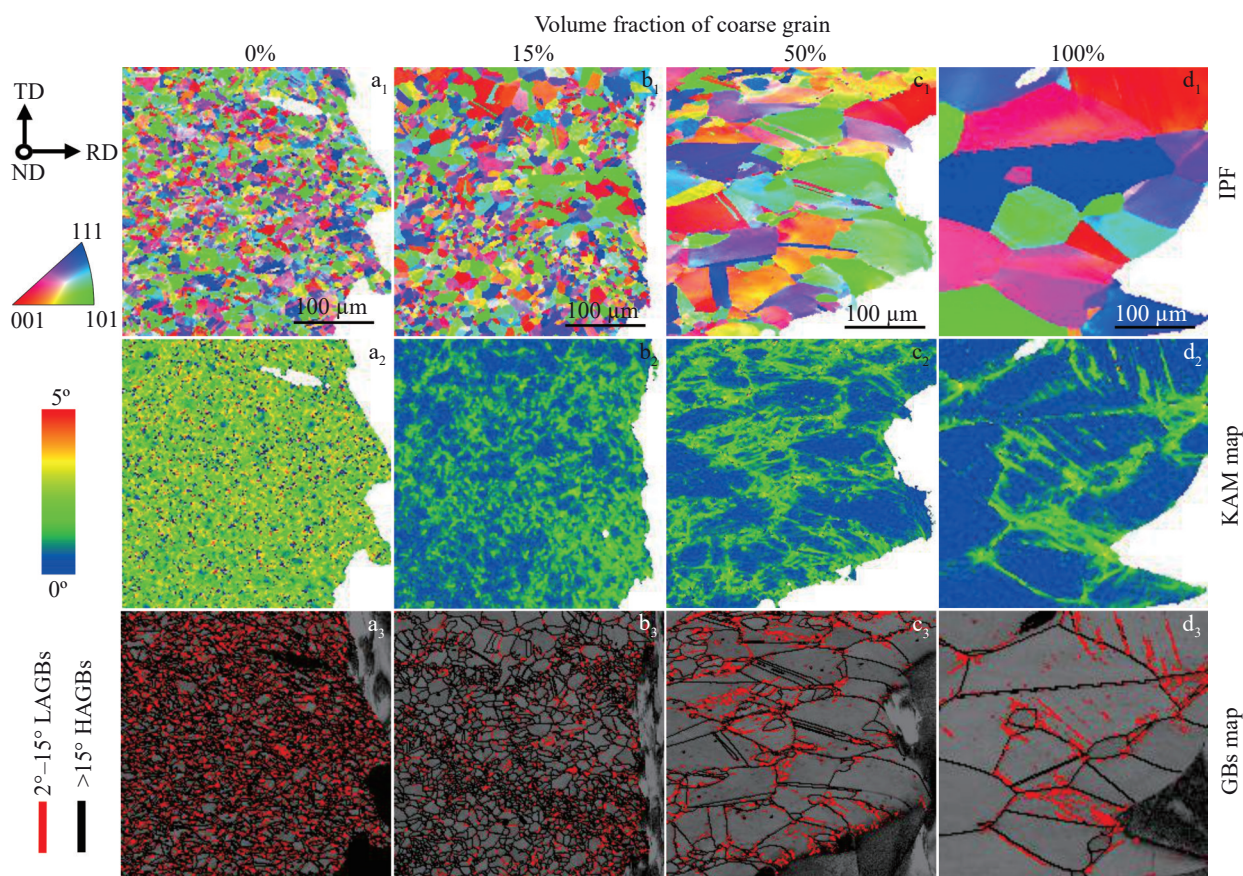


图 6 不同粗晶体积分数高温合金持久实验后断口附近 IPF、KAM、GBs 图像

Fig.6 IPF, KAM and GBs maps near the fracture surface of superalloy with different coarse grain volume fractions after the creep rupture test

内部的晶粒取向逐渐趋于分散与不均匀。

具备面心立方的多晶体材料在中高温发生塑性变形时,合金内部最容易开动的滑移系为 $\{111\}\langle 110\rangle$ ^[31-32]。混晶程度为15%时的合金试样在 $\{111\}$ 晶面具有极强的织构,因此在高温持久变形时位错极易在 $\{111\}\langle 110\rangle$ 滑移系上发生滑移,而位错滑移的持续进行会造成位错塞积,产生应力集中,加速合金的失效。随着混晶程度由15%增大至100%时,最大织构强度由13.51减小至9.30, $\{111\}$ 晶面织构强度减弱,极图分布也变得更为均匀。混晶组织中粗晶的引入可改变织构的类型及强度,当织构强度减弱时,合金内部晶粒取向趋于分散,而分散的取向能让塑性变形通过不同滑移系在多个晶粒内均匀分配,避免单一滑移系因过度承载产生局部应变集中。

为进一步分析不同合金试样高温持久实验时的晶内变形行为,对不同混晶组织试样进行了TEM表征试验,其结果如图8所示,平直未缠结位错用白箭头标注,滑移后缠结位错用黄箭头标注。结合图像可以看出不同混晶程度合金试样内部位错呈现显著的差异:

粗晶比例为0%时持久试验后合金内部位错呈密集缠结状,形成大量复杂的位错网络,几乎填满整个视场,位错相互交织、堆积;粗晶比例为15%时持久试验后合金内部位错密度较粗晶比例为0%时明显降低,位错形态从密集缠结转变为相对分散的位错线或短程位错塞积,细晶粒内部位错密度明显高于粗晶,而较粗的晶粒可促进位错长程滑移,减少部分位错塞积,导致粗、细晶粒之间位错分布不协调,加速了高温持久过程的失效;当粗晶比例为100%时持久试验后合金内部位错密度进一步降低,仅在局部区域存在少量平直的线位错,位错分布较为均匀且数目减少,细晶粒与粗晶粒间的位错不协调分布得到缓解,改善合金的高温持久性能。

图9为不同混晶组织合金的晶界分布图,其中红色部分代表小角度晶界,黑色部分代表大角度晶界。结合晶界分布图可以看出,粗晶比例小的混晶组织内部具有较多的晶界数目,随着粗晶比例的提高,组织内晶界总数目在不断减少,同时大角度晶界和小角度晶界数目也在不断减少。在高温持久过程中,位错在晶内滑移后通常

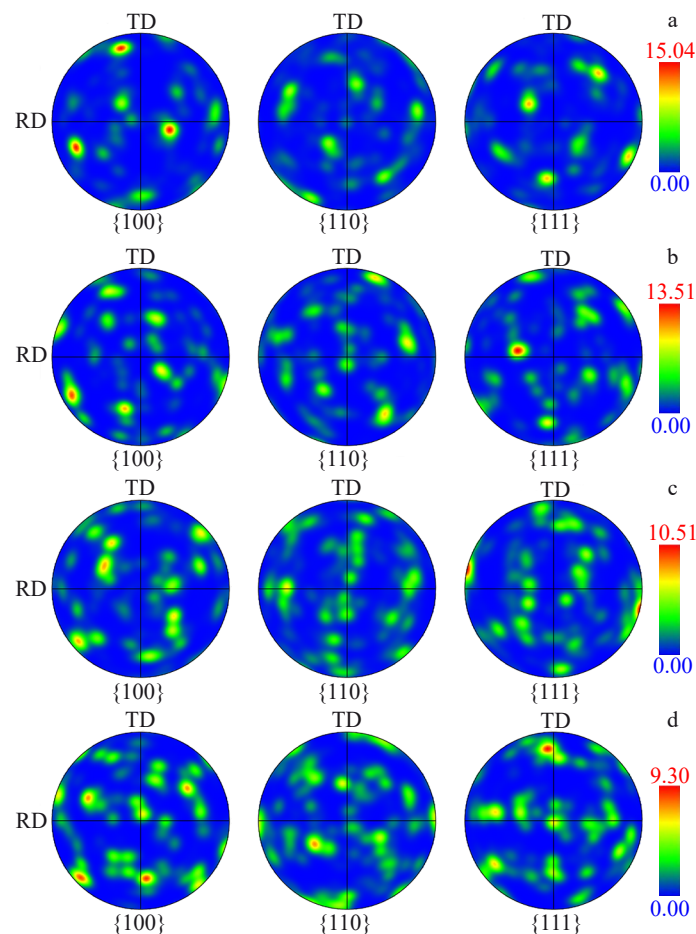


图7 不同粗晶体积分数高温合金持久实验后的极图

Fig.7 Pole figures of superalloys with different coarse grain volume fractions after creep rupture test: (a) 0%, (b) 15%, (c) 50%, and (d) 100%

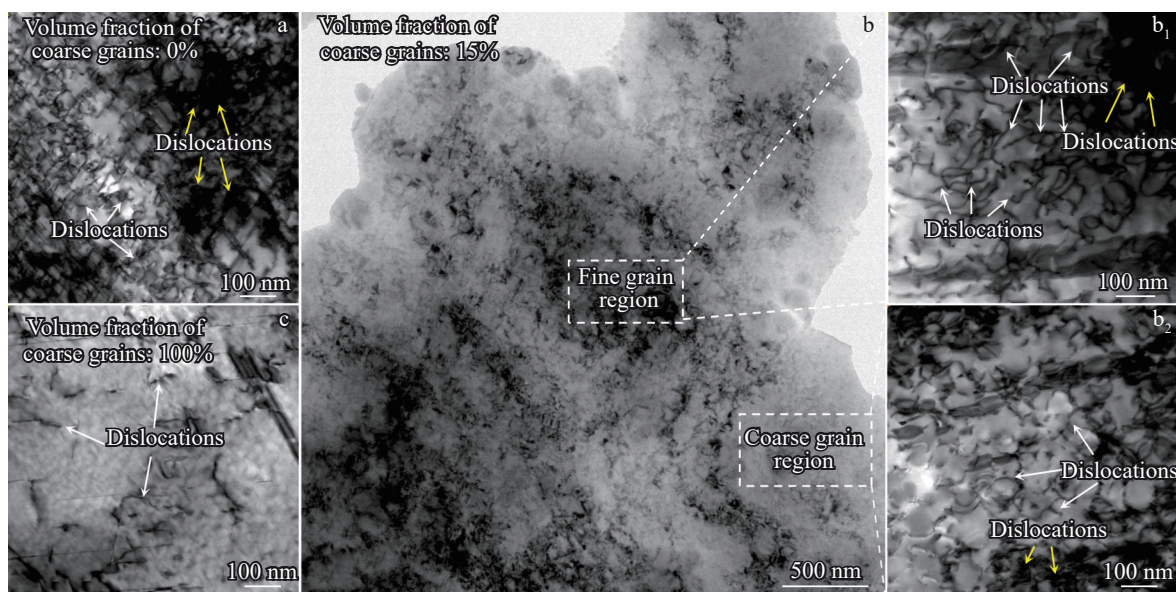


图8 不同粗晶体积分数高温合金持久实验后的TEM照片

Fig.8 TEM images of superalloys with different coarse grain volume fractions after creep rupture test: (a) 0%, (b, b₁, b₂) 15%, and (c) 100%

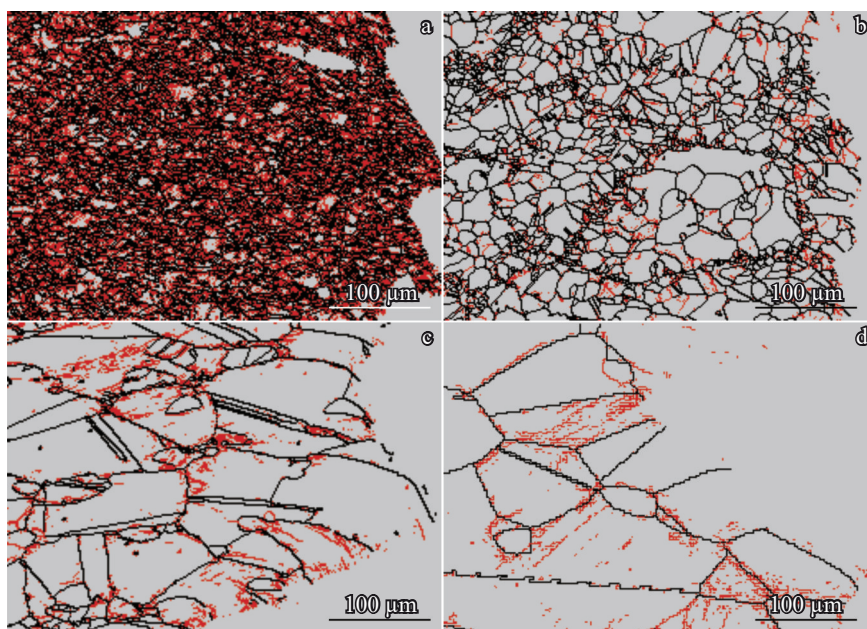


图9 不同粗晶体积分数高温合金持久试验后的晶界分布

Fig.9 Grain boundary distribution maps of superalloys with different coarse grain volume fractions after the creep rupture test: (a) 0%, (b) 15%, (c) 50%, and (d) 100%

无法穿越大角度晶界,从而会在大角度晶界处塞积,造成应力集中,成为变形过程中的薄弱环节,最终在晶界上萌生孔洞并逐渐演变为裂纹。相比于粗晶,细晶更容易产生微孔洞,这是由于较多数目的晶界及大角度晶界会促进高温持久过程中微孔洞的萌生,而微孔洞晶界微裂纹的形成与高温持久过程中合金的晶界强度密切相关:温度较低时,晶界可以有效地阻碍位错运动而强化合金;温度升高,晶界由于高温下原子排列混乱且存在空位等晶

格缺陷,晶界强度迅速降低,从而会成为微裂纹萌生的源头^[24]。

4 结论

1)粗晶体积分数为0%~100%的混晶组织表现出不同的高温持久性能变化,随着粗晶体积分数增大,混晶组织高温持久寿命呈现出先增长后降低再上升的变化趋势,粗晶体积分数为15%的细晶组织高温持久寿命最

差,粗晶体积分数为100%的粗晶组织高温持久寿命最好。

2)粗晶体积分数从0%~100%的混晶组织试样高温持久试验后,合金试样组织内部均存在位错滑移及晶界滑移,粗晶体积分数为0%、15%的混晶组织高温持久以韧性断裂为主,而粗晶体积分数 $\geq 50\%$ 的混晶组织高温持久断口呈现沿晶断裂特征。

3)不同混晶组织试样经持久实验后,粗晶体积分数为0%时,组织内{100}晶面呈最强织构;而粗晶体积分数为15%时,组织内{111}晶面呈强织构,造成{111}<110>滑移系变形过大失效;粗晶体积分数50%及100%试样在不同晶面织构强度显著减弱,组织内各方向滑移均匀,提升了高温持久性能。

参考文献 References

- [1] Song L K, Bai G C, Fei C W. *Aerospace Science and Technology*[J], 2019, 95: 105439
- [2] Tomevenya K M, Liu S J. *Journal of Mechanical Science and Technology*[J], 2018, 32: 5127
- [3] Jiang He(江河), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓) et al. *Aeronautical Manufacturing Technology*(航空制造技术)[J], 2021, 64(S1): 62
- [4] Zhang Beijiang(张北江), Huang Shuo(黄烁), Zhang Wenyun(张文云) et al. *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(9): 1095
- [5] Zhu L L, Yu X, Li W F et al. *Scripta Materialia*[J], 2023, 226: 115215
- [6] Lin C Y, Tzeng Y C, Lee S L et al. *Steel Research International*[J], 2025, 96: 456
- [7] Zhang Wei(张伟), Chen Zishuai(陈子帅), Dong Ruifeng(董瑞峰) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(9): 3170
- [8] Zhang Bing(张兵), Yue Lei(岳磊), Chen Hanfeng(陈韩锋) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(1): 212
- [9] Jiang He(江河), Li Yaojun(李姚军), Liu Qiyuan(刘其源) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 50(7): 2552
- [10] Ding Yutian(丁雨田), Wang Tao(王涛), Wang Xingmao(王兴茂) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(7): 2549
- [11] Song Keyang(宋珂阳), Li Yusheng(李育升), Sun Yue(孙悦) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(8): 2851
- [12] Rong Yi(荣义), Hou Weixue(侯为学), Wang Lei(王磊) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(8): 2094
- [13] Su R, Hao D Y, He P et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 967: 171744
- [14] Wang Miaoquan(王妙泉), Tian Chenggang(田成刚), Xu Yao(徐瑶) et al. *Forging & Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2023, 48(1): 46
- [15] Zhang S, Zhang A W, Chang L T et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 761: 137981
- [16] Wei Kang(韦康), Zhang Yong(张勇), Wang Tao(王涛) et al. *Journal of Aeronautical Materials*(航空材料学报)[J], 2020, 40(1): 93
- [17] Tang Chao(唐超), Yu Kai(于凯), Luo Junpeng(罗俊鹏) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2021, 50(1): 62
- [18] Xie Xingfei(谢兴飞), Qu Jinglong(曲敬龙), Du Jinhui(杜金辉). *Materials Reports*(材料导报)[J], 2020, 34(S1): 375
- [19] Tang Chao(唐超), Cheng Shijun(程世君), Qu Jinglong(曲敬龙). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(9): 3280
- [20] Zhu Lina(朱丽娜), Li Wen(李文), Qi Feng(祁峰) et al. *Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2011, 40(16): 47
- [21] Wang Yibo(王轶博), Zhao Zhanglong(赵张龙), Wang Tao(王涛) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(8): 2351
- [22] Zhang B Y, Wang Z T, Yu H et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 900: 163515
- [23] Mochammad S A, Robert R W, Leonardo B A P et al. *Metals*[J], 2022, 12(5): 820
- [24] John S, Eeva G, Alex B. *Journal of Materials Engineering and Performance*[J], 2023, 32: 9309
- [25] Ardeljan M, Beyerlein I J, McWilliams B A et al. *International Journal of Plasticity*[J], 2016, 83: 90
- [26] Chen J T, Lu J X, Cai W et al. *International Journal of Plasticity*[J], 2023, 163: 103554
- [27] Huang Z W, Wen D H, Xu Y et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 890: 145897
- [28] Liu B, Xu J Y, Gao Y B, et al. *Journal of Materials Science & Technology*[J], 2024, 187: 28
- [29] Qu P F, Yang W C, Liu C et al. *Materials Research Letters*[J], 2024, 12: 116
- [30] Gao W J, Lu J X, Zhou J L et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 861: 144361
- [31] Massimo F, Frank K, Andreas K et al. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2023, 54: 2037
- [32] Chan K S. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2020, 51: 5653

Study on Influence and Mechanisms of Mixed-Grain Structures on the Rupture Creep Properties of Nickel-Based Wrought Superalloys

Ren Junyu¹, Zhao Zhanglong¹, Zhai Xueting², Wan Zhipeng², Zhu Wenxuan³, Lai Yunjin⁴, Ma Kuan⁴, Wang Tao²

(1. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

(2. Science and Technology on Advanced High Temperature Structural Materials Laboratory, Beijing Institute of Aeronautical Materials, AECC, Beijing 100095, China)

(3. Beijing Feihang Jiexun Materials Co., Ltd, Beijing 100100, China)

(4. Sino-Euro Materials Technologies of Xi'an Co., Ltd, Xi'an 710018, China)

Abstract: Through controlling forging and heat treatment processes of nickel-based wrought superalloy, the microstructures with coarse grain volume fractions ranging continuously from 0% to 100% were prepared, and the stress rupture properties of different mixed-grain structures were tested under the condition of 730 °C/530 MPa to explore the influence regularity and mechanism of mixed-grain structures on the stress rupture properties. The research results show that the mixed-grain structures with coarse grain volume fractions from 0% to 100% exhibit significantly different stress rupture properties. The mixed-grains structure with coarse grain volume fraction of 15% presents the shortest stress rupture life, while the coarse-grained structure with coarse grain volume fraction of 100% possesses the longest stress rupture life. The high-temperature stress rupture fracture surfaces of the mixed-grain structure specimens with low coarse grain volume fraction from 0% to 15% show typical ductile fracture characteristics, whereas those of the specimens with high coarse grain volume fraction from 50% to 100% present intergranular fracture characteristics. The high-temperature stress rupture deformation mechanisms of all mixed-grain structure specimens take the form of intragranular deformation governed by dislocation motion and grain boundary sliding. However, with the increase in coarse grain volume fraction, the high-temperature stress rupture properties of the superalloy are improved as the strong textures on the {111} crystal planes is changed, the internal dislocation distribution in coarse and fine grains is inhomogeneous, and the tendencies of stress concentration and cavity nucleation induced by dislocation pile-up and grain boundary sliding are significantly changed.

Key words: nickel-based superalloy; mixed-grain structure; high-temperature rupture properties; rupture creep deformation behavior

Corresponding author: Zhao Zhanglong, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, P. R. China, Tel: 0086-29-88492642, E-mail: zlzhao@nwpu.edu.cn