

析出相特征对 GH4720Li 合金疲劳性能的影响

宋珂阳, 李育升, 孙悦, 史宸伊, 牛文龙, 张麦仓

(北京科技大学, 北京 100083)

摘要: 对不同温度固溶热处理的 GH4720Li 合金进行系列疲劳实验, 研究合金析出相特征与疲劳性能的关联性。结果表明: 固溶温度在 1080~1120 °C, 合金中一次 γ' 相体积分数高, 近球形的三次 γ' 相尺寸逐渐长大, 晶粒组织细小、均匀, 位错滑移主要是切过和绕过球形的 γ' 相并留下细小的滑移带, 说明 γ' 析出相可以有效阻碍滑移带的扩展, 合金疲劳性能较好; 在 1140 °C, 一次 γ' 相不均匀回溶, 合金出现明显的混晶组织, 三次 γ' 相形貌逐渐转变为方形, 相互平行的滑移带尺寸明显增大, 此时材料内部已发生较大程度的变形, 材料的抗疲劳性能降低; 在 1180 °C, 一次 γ' 相完全回溶, 合金产生粗大的晶粒组织, 滑移带相互交叉, 并且穿过晶界, 严重降低合金的疲劳抗性。

关键词: GH4720Li 合金; 固溶温度; γ' 相; 疲劳性能

中图分类号: TG146.1+5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)08-2851-08

GH4720Li 合金对应美国牌号 Udimet720Li, 是在 Udimet720 基础上通过降低硼、碳等间隙元素含量发展而来^[1]。GH4720Li 合金作为燃气涡轮叶片和高性能涡轮盘的主要制备材料之一, 具有高强度、高耐蚀性、较高的高温持久寿命以及抗疲劳性能等。该合金是一种难变形合金, 含有多种不同的合金化元素, 如铝、钼、钴、铬等高含量元素, 以及锆、磷、硼等微量元素, 经不完全统计, GH4720Li 合金固溶强化元素与时效强化元素总和超过 40%, 主要用于制作在 650~750 °C 下使用的压气机盘和涡轮盘^[2-4]。但与国外相比, 我国对 GH4720Li 合金的研究起步较晚, 产品的质量及性能与国外仍有明显的差距^[5-6]。虽然近年来国内对相关合金的研究日益频繁, 并已在合金冶炼、开坯、锻造和均匀化等工艺方面实现突破, 但针对 GH4720Li 合金的疲劳性能的影响机理等方面仍缺乏研究。

研究表明, 析出相作为影响高温合金的重要因素, 在析出与回溶过程中, 无论是成分变化、形貌演变、还是转移分布位置等行为均会对合金的稳定性造成影响^[7-9]。而 GH4720Li 合金作为代表性的高合金化难变形合金, 长程有序的 γ' 相是最关键的强化相组织, 可以对优化合金的综合力学性能产生决定性的作用。GH4720Li 合金的 γ' 相含量可高达 40%~50%, 且随着热处理过程中的工艺不同, γ' 相组织将发生明显变化^[10]。

γ' 相析出与回溶规律主要受固溶温度和保温时间影响, 一次 γ' 相一般分布在晶界, 可以阻碍晶界运动, 抑制晶粒尺寸长大, 对于调控微观组织演变具有重要作用^[11]。并且固溶温度升高, 时效时间延长, 不仅可以促进 γ' 相的尺寸增大, 同时还可以改变 γ' 相的形貌。由于 γ' 相作为 GH4720Li 合金的主要强化相, 所以析出相的变化, 会极大的影响疲劳性能。

王璞^[12]对 FGH96 合金采用不同条件的固溶时效, 得到不同热处理主要影响了 γ' 相的大小和数量, 发现合理地调整热处理制度, 有利于降低疲劳裂纹扩展速率。韩志宇^[13]对粉末冶金 Inconel 718 进行热处理, 发现固溶处理可以得到较好的综合性能。李维银^[14]在研究一种基于 Nimonic263 合金基础上开发的新型镍基高温合金时发现, 热处理过程中析出相的种类和 γ' 相的粗化是影响合金组织稳定性和综合力学性能的主要原因。龙正东^[15]等人的研究表明固溶温度较低时, GH742 合金的 γ' 相不完全、不均匀回溶, 残余析出相阻止晶界运动, 抑制晶粒长大。史振学^[16]对一种镍基单晶高温合金的研究发现, 随着温度的上升, 合金的塑性变形量会变得更大, 损伤更严重, 疲劳强度更低, 疲劳寿命更短。Jackson^[17]研究了 U720Li 合金不同固溶温度下的一次 γ' 相体积分数和晶粒尺寸的关系。发现晶粒尺寸强烈受一次 γ' 相体积分数影响, 随着 γ' 相体积分数增加, 对晶粒长大行为的抑制作用更

收稿日期: 2022-09-28

基金项目: 国家自然科学基金 (51971016)

作者简介: 宋珂阳, 男, 1996 年生, 硕士, 北京科技大学材料科学与工程学院, 北京 100083, 电话: 010-62332884, E-mail: g20208439@xs.ustb.edu.cn

加明显。Bain^[18]研究了晶粒组织大小对 U720Li 合金高温低周疲劳寿命的影响。研究表明随着晶粒尺寸增大,合金疲劳断裂周次下降,说明粗晶组织严重影响 U720Li 合金材料的疲劳性能。综上所述,一次 γ' 相通过调节晶粒尺寸,对材料疲劳性能产生重要影响。

热处理工艺对镍基高温合金 γ' 相的析出回溶规律和晶粒长大行为都具有重要影响。因此,优化热处理参数不仅可以改善析出相的数量、形貌、分布,控制晶粒尺寸,稳定微观组织,还可以提高合金高温环境下的疲劳力学性能。而航空发动机盘锻件通常用在苛刻的环境下,对材料的疲劳性能要求较高,作为高温复杂环境下长期服役的航空发动机涡轮盘制造及备选材料,GH4720Li 合金具有高合金化、难变形、加工难度大等特点。因此为了得到良好的疲劳性能,必须选择合适的热处理参数来调控合金微观组织并改变合金的高温综合性能。

本工作主要研究难变形镍基合金 GH4720Li 的析出相对疲劳性能的影响机理。对 GH4720Li 合金进行不同温度下的固溶热处理,结合微观组织与力学性能分析,优化合金的固溶热处理工艺,为该合金热处理工艺的制定提供依据。

1 实验

实验所用的 GH4720Li 合金采用真空感应熔炼 (VIM)+电渣重熔 (ESR)+真空自耗重熔冶炼 (VAR) 三联工艺冶炼而成,经均匀化开坯工艺得到锻态组织,其主要化学成分见表 1。

实验前,采用 JMatPro 对合金析出相成分进行计算,如下图 1 所示。经计算,GH4720Li 合金的析出相 γ' 全熔点为 1165 $^{\circ}\text{C}$,且在 1000 $^{\circ}\text{C}$ 以上时,析出相 γ' 回溶速率明显上升。因此热处理实验为 1080、1100、1120、1140 和 1180 $^{\circ}\text{C}$ 下保温 4 h 后油冷的固溶处理,再进行 650 $^{\circ}\text{C}$ 保温 24 h 空冷+760 $^{\circ}\text{C}$ 保温 16 h 空冷的双步时效。

热处理实验后,将试样经过机械研磨、抛光后,在 3 g $\text{CuCl}_2+20 \text{ mL HCl}+30 \text{ mL C}_2\text{H}_5\text{OH}$ 中进行化学腐蚀,腐蚀时间 10~15 s,利用光学显微镜 (OM) 表征其金相组织。采用电解抛光,抛光试剂为 20 mL $\text{HCl}+80 \text{ mL CH}_3\text{OH}$,抛光电压 15~20 V,抛光时间 3~5 s,然

表 1 GH4720Li 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of GH4720Li superalloy ($\omega/\%$)

W	C	Co	Cr	Mo	Al	Ti	Ni
1.25	0.016	14.56	16.00	3.00	2.72	5.00	Bal.

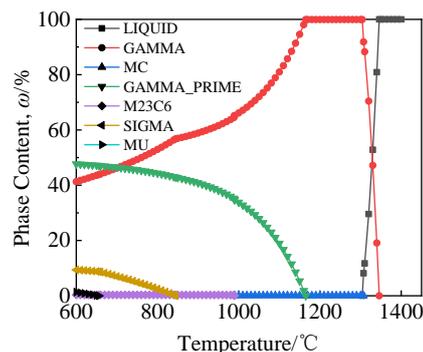


图 1 GH4720Li 合金析出相计算

Fig.1 Calculation of precipitated phase in GH4720Li superalloy

后电解腐蚀,腐蚀试剂为 170 mL $\text{H}_3\text{PO}_4+10 \text{ mL H}_2\text{SO}_4+15 \text{ g CrO}_3$,腐蚀电压 3~5 V,腐蚀时间 1~2 s,用场发射扫描电镜进行 γ' 相观察。

疲劳中断实验在 PWC-510WG 高温疲劳试验机上进行,执行标准 GB/T 15248-2008 的应力疲劳测试要求,通过疲劳中断实验,研究 GH4720Li 合金在 620 $^{\circ}\text{C}$,0~1000 MPa 循环应力加载条件下的高温应力疲劳性能,其中以三角波作为加载波形,加载频率 0.33 Hz。使用 SUPRATM55 场发射扫描电镜进行 EBSD 分析,使用 JEM-2200FS 透射电镜进行透射样品分析,研究 GH4720Li 合金在高温条件下,外加循环载荷作用后的晶粒取向、应变分布及微观组织演变规律。

2 结果及分析

2.1 固溶温度对 GH4720Li 合金组织的影响

固溶温度是影响镍基高温合金强化相的最主要因素,不仅可以改变 γ' 相的尺寸、体积分数以及分布位置,还可以通过 γ' 相的变化调控合金晶粒大小、均匀性等。

2.1.1 固溶温度对 γ' 组织的影响

图 2 是合金经不同温度热处理后的 γ' 相组织形貌。由图 2 可知,固溶温度为 1080 $^{\circ}\text{C}$ 时,合金晶界处存在大量的链状一次 γ' 相,同时基体中布满近似于球形的二次和三次 γ' 相。当温度升高到 1100 $^{\circ}\text{C}$ 时,合金中的一次 γ' 相、二次 γ' 相和三次 γ' 相的形貌未发生明显变化,但相对 1080 $^{\circ}\text{C}$,三次 γ' 相的尺寸明显长大;继续升高至 1120 $^{\circ}\text{C}$,如图 2c 与 2h 所示,尺寸较小的一次 γ' 相已经逐步回溶,并开始造成基体中的析出相分布不均匀。同时三次 γ' 相继续长大,部分形貌不再是近球形,开始出现圆角;当固溶温度是 1140 $^{\circ}\text{C}$ 时,一次 γ' 相明显回溶,且相对于 1120 $^{\circ}\text{C}$,此时小尺寸与大尺寸的析出相均逐步回溶。因此合金中的一次 γ' 相链状

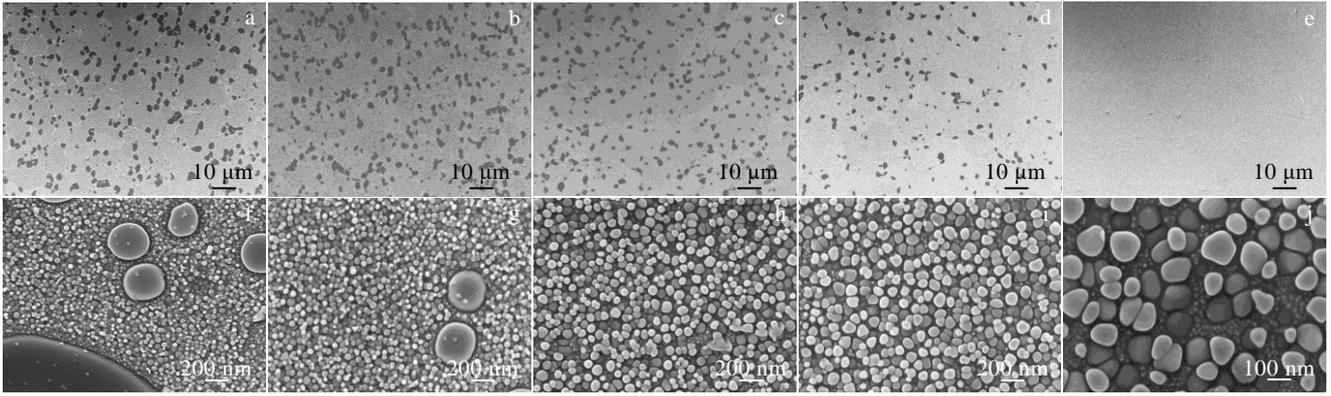


图 2 GH4720Li 合金不同固溶温度处理后 γ' 相形貌

Fig.2 Morphologies of γ' phase of GH4720Li super alloy after solution treatment at different temperatures: (a, f) 1080 °C, (b, g) 1100 °C, (c, h) 1120 °C, (d, i) 1140 °C, and (e, j) 1180 °C

分布显著减少，尺寸和分布愈加不均匀，这对晶粒度的影响尤其重要。而三次 γ' 相的形貌也由近球形逐步演变为圆角方形，如图 2i 所示。这是因为随着三次 γ' 相长大，析出相与基体之间的错配度逐渐增加，因而造成形貌发生变化^[19]。从图 2e 与 2j 可看出，经 1180 °C 固溶处理后，合金中的一次 γ' 相体积分数为 0，三次 γ' 相的尺寸在 110 nm 左右，此时析出相对晶界的钉扎作用几乎为零，这将导致晶粒组织迅速长大。

2.1.2 固溶温度对晶粒分布的影响

图 3 为 GH4720Li 合金分别经不同温度热处理后的晶粒组织。如图 3 所示，固溶温度在 1080~1100 °C

之间时，合金中均匀分布着细小的晶粒组织；当温度升高时，出现晶粒的不均匀长大现象，这种不均匀长大现象在固溶温度为 1140 °C 时更加明显，且部分区域已经出现晶粒的异常长大；当温度在 1180 °C 时，合金中已经为明显的粗晶组织，此时平均晶粒尺寸可达到 1.18 mm 左右。

图 4a 是合金平均晶粒尺寸和一次 γ' 相体积分数随固溶温度升高的变化曲线，图 4b 是不同固溶温度下的晶粒尺寸极差分布（最大晶粒尺寸与最小晶粒尺寸的差值），用来表征晶粒尺寸的均匀性变化。由图 4a 可知，当固溶温度从 1080 °C 升高到 1100 °C 时，合金

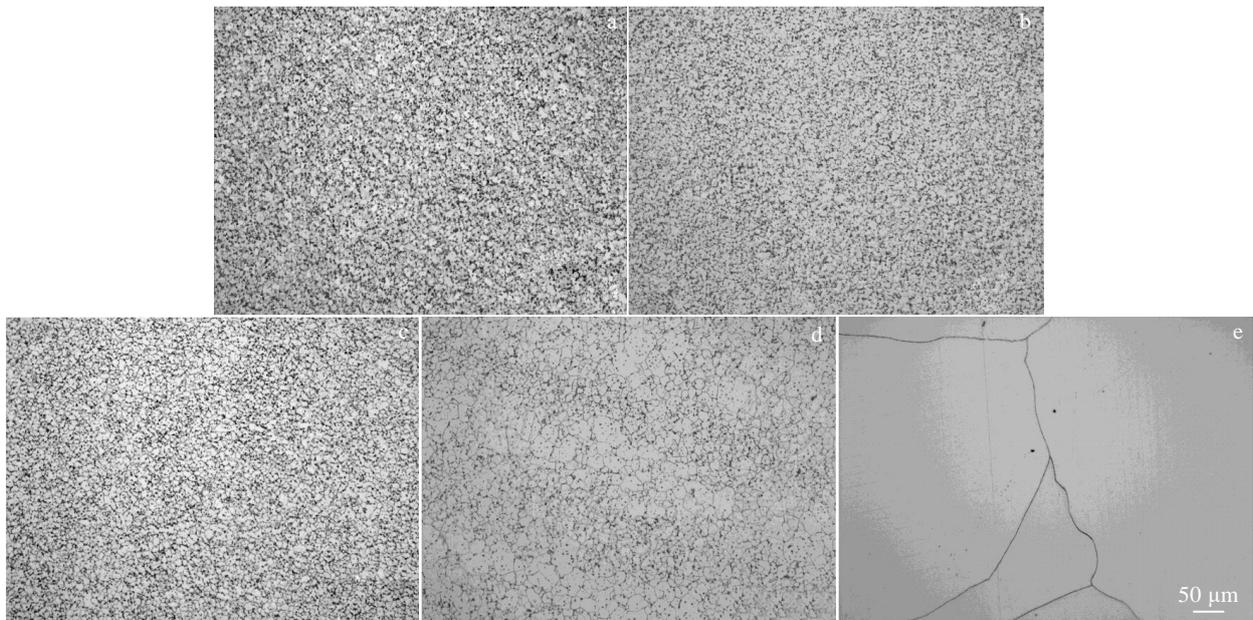


图 3 GH4720Li 合金不同固溶温度热处理后的组织

Fig.3 Microstructures of GH4720Li super alloy after solution treatment at different temperatures: (a) 1080 °C, (b) 1100 °C, (c) 1120 °C, (d) 1140 °C, and (e) 1180 °C

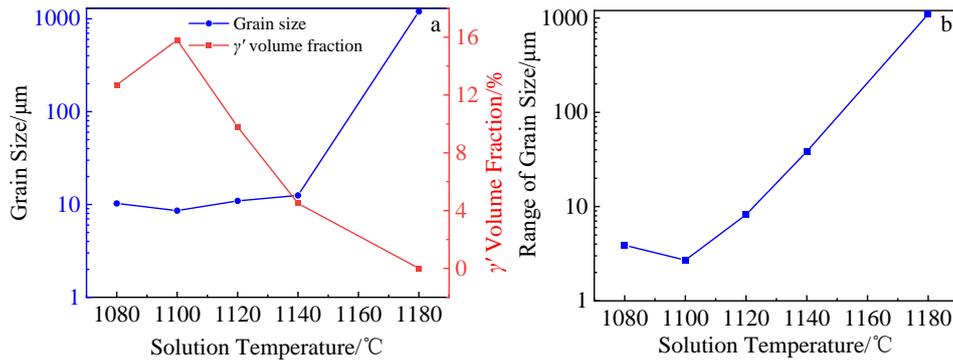


图 4 固溶温度对合金晶粒尺寸和 γ' 相体积分数的影响及晶粒尺寸极差分布

Fig.4 Effect of solution temperature on grain size and volume fraction of γ' phase: (a) grain size and volume fraction of primary γ' phase; (b) extreme distribution of grain size

中的一次 γ' 相持续析出，体积分数逐步增大，在 1100 °C 时达到最大值 16%。此时析出相对晶界的钉扎作用也越来越明显，对晶粒尺寸的限制随之增强，该温度下平均尺寸只有 8 μm 左右。同时，大量的一次 γ' 相均匀随机分布，使得基体中的晶粒组织能够同步生长，极大提高尺寸的均匀性，此时晶粒尺寸的极差不足 1 μm 。当固溶温度为 1120 °C 时，由于一次 γ' 相回溶不均匀，造成一次析出相少的区域晶粒率先长大，晶粒尺寸的不均匀性也随之增加。当固溶温度为 1140 °C 时，合金中的一次 γ' 相继续大量回溶，体积分数只剩 5%。晶粒组织继续长大的同时，因为一次 γ' 相回溶显著不均匀，造成部分晶粒加速长大，并出现晶粒异常长大现象，组织不均匀性明显增加。当固溶温度超过一次 γ' 相的完全回溶温度达到 1180 °C 时， γ' 相对晶界的钉扎作用几乎为零，晶粒长大为 1200 μm 左右的粗晶组织。

2.2 固溶温度对应力疲劳的影响

2.2.1 固溶温度对疲劳后合金组织的影响

试样经疲劳实验后，微观组织变化规律与疲劳实验前相似，即随着固溶温度的升高，外加循环载荷作用后，平均晶粒尺寸先轻微减小，后明显增大，一次 γ' 相体积分数变化趋势恰好相反，三次 γ' 的尺寸逐渐长大。其中，疲劳实验前后平均晶粒尺寸变化如图 5 所示。可以看出，疲劳实验后，晶粒尺寸对比实验前的变化规律基本一致，平均晶粒尺寸变化不大。

2.2.2 固溶温度对疲劳性能的影响

表 2 为各疲劳试样实验中中断时已循环次数和试样状态。可以看出，在亚固溶温度区间，不同条件下的试样失效循环次数均大于 50000 周次，说明在这些温度条件下，疲劳性能良好，并未出现疲劳断裂。而固溶温度为 1180 °C 时，合金的疲劳寿命急剧下降，失效

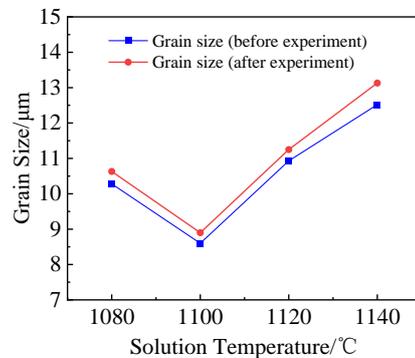


图 5 应力疲劳对晶粒尺寸的影响

Fig.5 Effect of stress fatigue on grain size

表 2 实验中中断时各试样疲劳循环周次与状态

Table 2 Cycle number and states of each sample when the failure experiment is interrupted

Temperature/°C	Cycle number	State
1080	50000	Unbroken
1100	50000	Unbroken
1120	50000	Unbroken
1140	50000	Unbroken
1180	12	Broken

循环数仅为 12 周次即发生断裂，材料在高温下的应力疲劳性能极差。结合上文分析，该固溶温度下的平均晶粒尺寸可达 1.2 mm 左右，比亚固溶温度下平均晶粒尺寸大了很多。由此可知，粗晶组织严重降低 GH4720Li 合金应力疲劳性能。而固溶温度较低时，一次 γ' 相体积分数较大，合金晶粒尺寸小，所以析出相对疲劳性能的影响机理以及合金循环载荷作用下微观组织演变规律需借助 EBSD、TEM 等分析手段进一步研究。

2.2.3 固溶温度对疲劳后晶粒取向分布的影响

图 6 为 GH4720Li 合金疲劳试样纵截面组织的晶粒取向分布图。从图中可以看出，随着固溶温度的变化，晶粒组织基本都呈等轴状，无大变形晶粒，且未发现择优取向。因此在低周循环应力载荷下，GH4720Li 合金疲劳变形过程中，晶粒组织未发生明显变形，各晶粒之间变形协调作用较好，取向分布相对均匀。

2.2.4 固溶温度对疲劳晶界占比及应变分布的影响

图 7 为 GH4720Li 合金疲劳试样实验中中断时的晶界占比和应变分布情况。由图可知，当固溶温度为

1080 和 1100 °C 时，小角度晶界多分布于原始晶界处，且应变相对集中，说明晶界附近存在塑性变形引起的小角度倾转，此时滑移变形主要由晶界滑移控制；升高固溶温度至 1120 和 1140 °C 时，如图所示，塑性变形不仅发生在晶界处，同时部分晶粒内部出现明显的小角度晶界和应变集中现象，这是典型的晶内滑移特征。说明随着固溶温度的升高，晶粒尺寸不断长大，变形机制逐渐由晶界变形转变为晶内变形。研究表明，当塑性变形主要以晶内滑移机制为主时，位错运动可同时开动较多的滑移系，变形协调更为充分，因此应力场变化不及晶界滑移剧烈，不易出现裂纹，有助于提

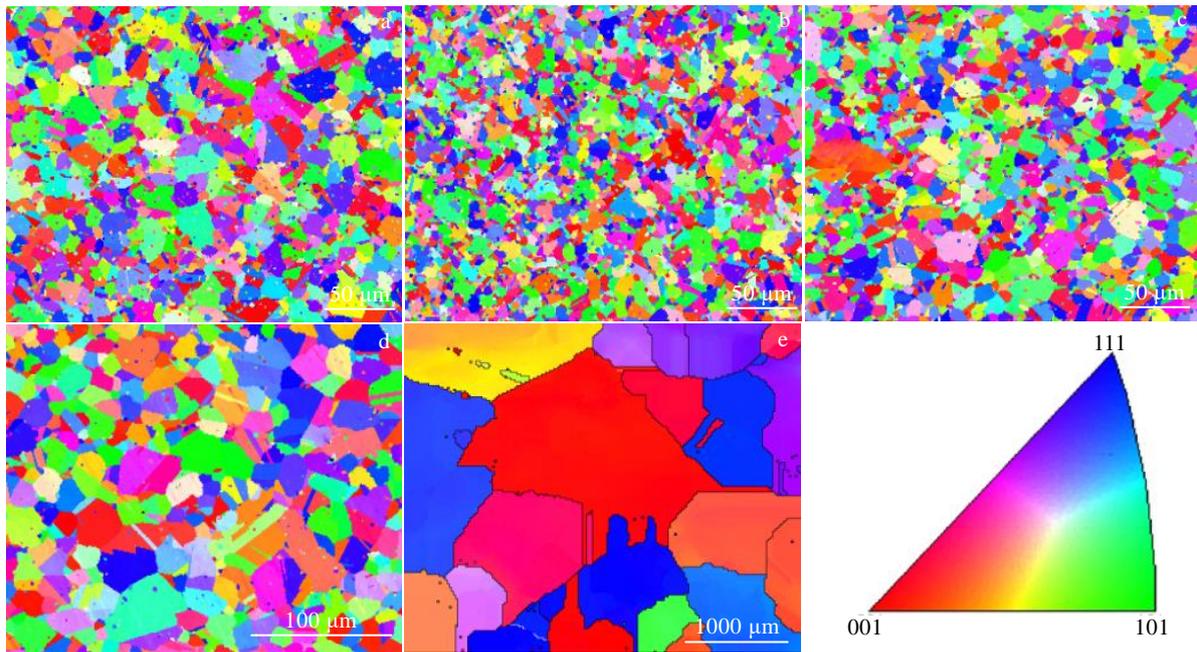


图 6 不同固溶温度处理疲劳试样的 IPF 图

Fig.6 IPFs of the fatigue samples after solution treatment at different temperatures: (a) 1080 °C, (b) 1100 °C, (c) 1120 °C, (d) 1140 °C, and (f) 1180 °C

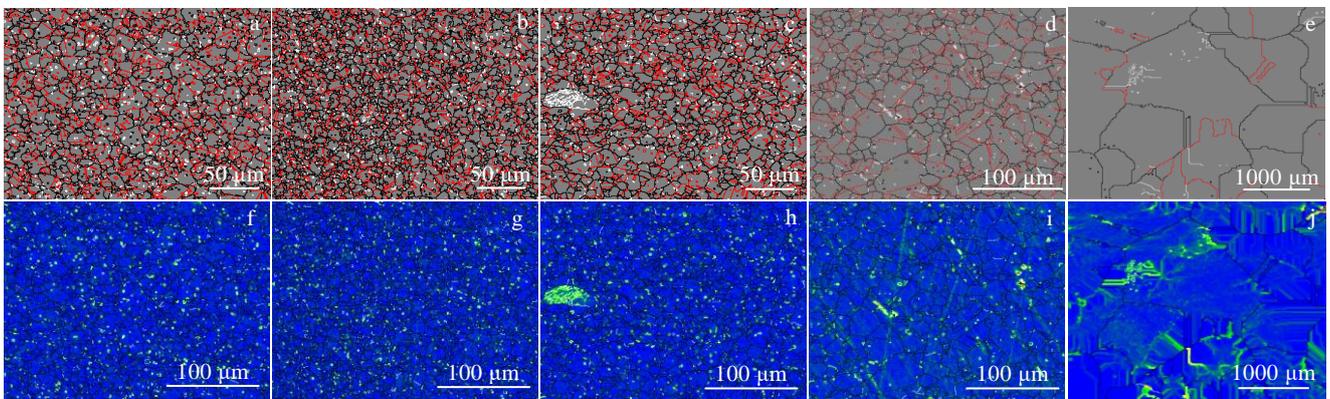


图 7 不同固溶温度热处理后疲劳试样的 EBSD 照片

Fig.7 EBSD images of fatigue samples after solution treatment at different temperatures: (a, f) 1080 °C, (b, g) 1100 °C, (c, h) 1120 °C, (d, i) 1140 °C, and (e, j) 1180 °C

高合金的疲劳寿命。当固溶温度为 1180 °C，晶粒内部出现明显的应变集中，且几乎无小角度晶界，此时材料变形抗力极低，塑性极差，疲劳寿命极短。

2.3 析出相对疲劳性能的影响

合金在亚固溶温度下热处理后的疲劳试样显微组织如图 8 所示。由图 8a 可以看到，细长的位错线绕过相邻的二次 γ' 相，说明此时的强化机制有位错绕过机制，即 Orowan 强化机制。如图 8b 所示，一次 γ' 相钉扎在三叉晶界，强烈限制晶界迁移滑动，对控制晶粒尺寸具有关键作用，同时晶界附近塞积有大量位错，大尺寸的一次 γ' 相钉扎在晶界，且大量位错塞积于附近，形成典型的位错墙结构。由图 8c 可以看到，晶粒内部出现连续的长滑移带，且在部分区域分布比较密集，形成滑移带网，说明随着固溶温度升高到 1100 °C，晶面的不均匀滑移增多。而且，在该温度下，合金一次 γ' 相体积分数达到峰值，晶粒尺寸被强烈限制生长。晶界过多且取向随机分布，造成变形协调的难度增大，因此不均匀滑移增多，同时随着应力循环加载，疲劳损伤不断累积，微裂纹萌发的几率增大，不利于疲劳寿命的提高。在图 8d 中可以看到孪晶界附近的大量位错在大尺寸的一次 γ' 相前中断，说明一次 γ' 相可以有效阻碍滑移带的扩展。由图 8e 中可观察到位错剪切 γ' 相后，晶粒内部出现明显的滑移带。如图 8f 所示，当滑移带扩展到晶界附近时发生中断，且晶界处发生明显的位错缠结。因此晶界对滑移带的扩展和延伸有明显的阻碍作用。由此可以看出 γ' 相与晶界对滑移均有阻碍作用，说明它们均可以提高疲劳性能。综合分析可

知，当固溶温度为 1120 °C 时，材料的一次 γ' 相体积分数开始下降，晶粒尺寸增大。由此说明在 1120 °C 下，其疲劳性能可能有下降趋势。在图 8g 中不仅可以看到晶界附近堆积了大量相互缠结的位错，而且晶界发生了明显的弯曲现象，表明当固溶温度为 1140 °C 时，部分晶粒组织已发生较大变形，难以继续保持等轴晶状。图 8h 中则可以观察到多条明显宽化的滑移带，且延伸方向相互平行。种种迹象表明，此时材料内部已发生较大程度变形。由上文分析可知，当固溶温度为 1140 °C 时，合金在高温环境中承受循环应力载荷，晶粒出现明显的混晶组织，使材料的抗疲劳性能降低。

合金在过固溶温度下，即 1180 °C 下热处理后的疲劳显微组织如图 9 所示。图 9a 中可观察到相互交叉的滑移带，与亚固溶温度区间平行滑移带相比，交叉位置更容易引起应变集中，萌生微裂纹。在图 9b 中，可以看到滑移带穿晶而过，此时裂纹萌生和扩展过程中不需要克服晶界的阻碍作用，极大降低材料低周疲劳性能。因此，该条件下试样的失效循环次数仅达到 12 周次就断裂，疲劳寿命极短。

由此说明疲劳过程中， γ' 相钉扎晶界，抑制晶粒长大，晶界处塞积大量位错。而合金组织中的台阶状孪晶界也可以有效吸收位错，阻碍位错运动。固溶温度相对降低时，位错强化的主要机制是剪切球形的二次 γ' 相和 Orowan 绕过机制，并留下细小的滑移带，同时在一次 γ' 相内形成交截的位错网，阻碍位错运动；固溶温度升高，相互平行的滑移带明显变宽，且长度增加；过固溶处理后，宽化的滑移带相互交叉，且穿过晶界，

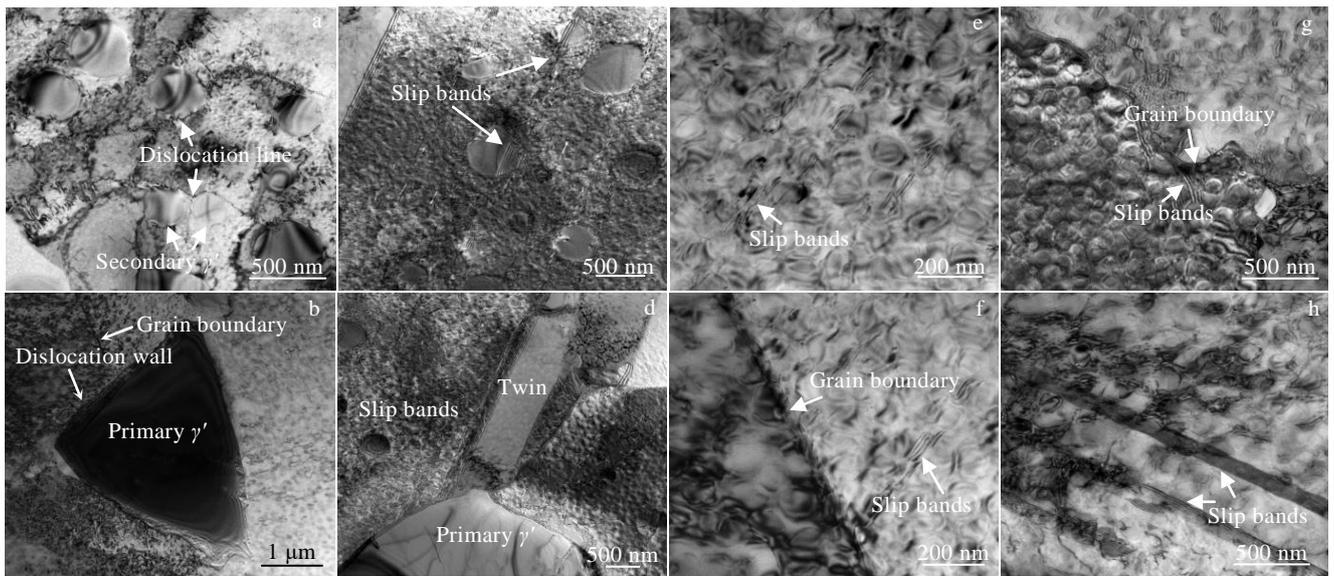


图 8 亚固溶温度下热处理后的疲劳试样 TEM 照片

Fig.8 TEM images of the fatigue samples after heat treatment at different subsolid solution temperatures: (a, b) 1080 °C, (c, d) 1100 °C, (e, f) 1120 °C, and (g, h) 1140 °C

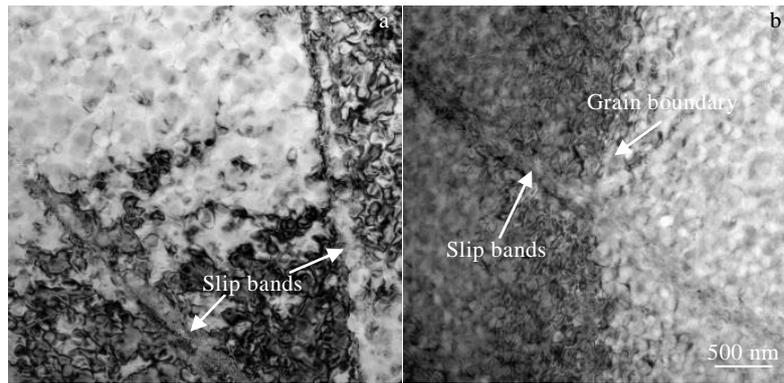


图9 1180 °C热处理后的疲劳试样 TEM 照片

Fig.9 TEM images of the fatigue sample after heat treatment at 1180 °C: (a) the slip bands across each other and (b) the slip bands pass through the grain boundary

严重降低合金的疲劳抗性。合金疲劳性能主要受晶粒尺寸和一次 γ' 相体积分数的影响, 当一次 γ' 相完全回溶, 粗大的晶粒组织严重降低合金的疲劳性能。

3 结 论

1) 固溶温度强烈影响合金微观组织变化规律。在亚固溶温度区时 (1080~1120 °C), 合金中一次 γ' 相体积分率高, 晶粒尺寸细小, 且组织均匀性较好; 在接近一次 γ' 相完全回溶点时 (1140 °C), 一次 γ' 相不均匀回溶, 合金出现明显的混晶组织; 过固溶处理时 (1180 °C), 合金产生粗大的晶粒组织。同时, 三次 γ' 相尺寸随温度升高逐渐长大, 形貌由近球形转变为圆角方形。

2) 合金经 1100 °C 固溶处理后, 其疲劳性能最佳, 因此 1100 °C 是合金疲劳性能的最优固溶温度。

3) 晶粒尺寸和一次 γ' 相体积分数对合金的疲劳性能具有重要影响。固溶温度相对较低时, 由于有大量大尺寸一次 γ' 相阻碍晶粒长大, 所以晶粒尺寸细小, 位错滑移主要是切过和绕过球形的 γ' 相并留下细小的滑移带, 阻碍位错运动, 大量位错在大尺寸的一次 γ' 相前中断, 说明一次 γ' 相可以有效阻碍滑移带的扩展, 并且晶粒细小, 晶界较多, 也能有效增加合金疲劳性能; 随着固溶温度升高, 一次 γ' 相体积分数不断下降, 相互平行的滑移带明显变宽, 且长度增加, 此时材料内部已发生较大程度变形, 材料的抗疲劳性能降低; 过固溶处理后, 几乎看不到一次 γ' 相, 且晶粒十分粗大, 宽化的滑移带相互交叉, 且穿过晶界, 严重降低合金的疲劳抗性。

参考文献 References

[1] Furrer D, Fecht H. *Journal of Metals*[J], 1999, 51(1): 14

[2] Hu Dianyin(胡殿印), Gao Ye(高 晔), Ma Qihang(马琦航) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(8): 2386

[3] Marchionni M, Osinkolu G A, Onofrio G. *International Journal of Fatigue*[J], 2002, 24: 1261

[4] Du Jinhui(杜金辉), Qu Jinglong(曲敬龙), Deng Qun(邓 群) *et al. Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2005(3): 60

[5] Moyer J M, Jackman L A, Adaszczik C B. *Superalloys 718, 625, 706 and Various Derivatives*[C]. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 1994: 39

[6] Jain S K, Ewing B A, Yin C A. *Superalloys 2000*[C]. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 2000: 785

[7] Safari J, Nategh S. *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2006, 17: 240

[8] Groh J R. *Proceeding of the 8th International Symposium on Superalloy*[C]. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 1996: 621

[9] Mitchell R J, Preuss M. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2007, 38: 615

[10] Li Chenggong(李成功), Fu Hengzhi(傅恒志), Yu Qiao(于翹). *Aerospace Materials*(航空航天材料)[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 2002

[11] Reed R C. *The Superalloys Fundamentals and Applications*[M]. New York: Cambridge University Press, 2006: 28

[12] Wang Pu(王 璞), Dong Jianxin(董建新), Zhang Yiwen(张义文) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(1): 157

[13] Han Zhiyu(韩志宇), Zhang Pingxiang(张平祥), Song

- Jiaming(宋嘉明) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(2): 693
- [14] Li Weiyan(李维银), Liu Hongfei(刘红飞), Wang Ting(王婷). *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2008, 32(7): 64
- [15] Long Zhengdong(龙正东), Deng Qun(邓群), Lin Ping(林平). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 1999(3): 41
- [16] Shi Zhenxue(史振学), Hu Yingtao(胡颖涛), Liu Shizhong(刘世忠). *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2021, 45(3): 16
- [17] Jackson M P, Reed R C. *Materials Science and Engineering*[J], 1999, 259A: 85
- [18] Bain K R, Gambone M L, Hyzak J M. *Superalloys 1988*[C]. Warrendale: The Minerals, Metals & Materials Society, 1988:13
- [19] Grosdidier T, Hazotte A, Simon A. *Material Science and Engineer*[J], 1998, 256: 18

Effect of Precipitates Characteristics on Fatigue Properties of GH4720Li Alloy

Song Keyang, Li Yusheng, Sun Yue, Shi Chenyi, Niu Wenlong, Zhang Maicang
(University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: Series experiments were conducted under different fatigue load conditions for different solution annealing treated GH4720Li alloys. The results show that when the solution temperature is between 1080 and 1120 °C, the volume fraction of primary γ' phase in the alloy is high, the size of the near spherical tertiary γ' phase gradually grows, and the grain structure is fine and uniform. The dislocation slip mainly cuts and bypasses the spherical γ' phase and results in a small slip band, indicating that the γ' precipitates can effectively hinder the expansion of the slip band and the alloy has good fatigue performance. When the solution temperature increases to 1140 °C, the primary γ' phase dissolves unevenly, inducing the obvious mixed grain structures, and the morphology of tertiary γ' phase is gradually transformed into square shape. The size of parallel slip bands increases obviously, a large amount of internal deformation occurs, and the fatigue resistance of the material decreases. When the solution temperature exceeds the γ' phase transformation temperature, such as 1180 °C, the γ' phase completely dissolves, and results in the coarse grain structure. The slip bands cross each other and pass through the grain boundary, which seriously reduces the fatigue resistance of the alloy.

Key words: GH4720Li alloy; solution temperature; γ' phase; fatigue performance

Corresponding author: Zhang Maicang, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-62332884, E-mail: mc Zhang@ustb.edu.cn