



## GH4151 镍基高温合金棒材微观组织研究

刘志凌<sup>1,2</sup>, 孟新宇<sup>1,2</sup>, 吕少敏<sup>2,3</sup>, 谢兴飞<sup>2,3</sup>, 曲敬龙<sup>2,3</sup>, 张少明<sup>4</sup>

(1 钢铁研究总院高温材料研究所, 北京 100081; 2 北京钢研高纳科技股份有限公司, 北京 100081;

3 四川钢研高纳锻造有限责任公司, 德阳 618000; 4 中国钢研科技集团有限公司, 北京 100081)

**摘要:** GH4151 镍基高温合金的高合金化程度导致其在开坯过程中易产生裂纹及混晶缺陷, 显著降低材料利用率, 同时, GH4151 的晶粒尺寸对固溶处理的温度及时间较为敏感。采用真空感应熔炼(VIM)+电渣重熔(ESR)+真空电弧重熔(VAR)三联冶炼 GH4151 铸锭, 经过均匀化处理后开坯制备成  $\phi 200$  mm 棒材, 通过金相显微镜(OM)、扫描电子显微镜(SEM)及背散射电子衍射(EBSD)等表征手段, 系统分析了棒材典型微观组织特征、心部裂纹及边缘混晶缺陷的形成机制, 并结合固溶热处理实验, 优化了固溶处理工艺。结果表明, GH4151 棒材组织为均匀的等轴细晶, 经标准热处理后平均晶粒尺寸  $14.7 \mu\text{m}$ , 晶内分布大量  $100\sim 200$  nm 的二次  $\gamma'$  相, 赋予合金优异的高温性能; 心部裂纹源于绝热温升引起的粗大晶粒及 Laves 相析出, 裂纹扩展由一次  $\gamma'$  相与 MC 碳化物引导; 边缘混晶则由变形量不足导致未完全再结晶所致; 亚固溶处理最佳工艺为  $1\ 120\sim 1\ 150\ ^\circ\text{C}$  保温  $90\sim 240$  min, 可有效抑制晶粒异常长大。

**关键词:** GH4151; 微观组织; 开裂; 晶粒长大;  $\gamma'$  相

**DOI:** 10.20057/j.1003-8620.2025-00063 **中图分类号:** TG132.3

## Study on Microstructure of GH4151 Nickel-based Superalloy Bar

Liu Zhiling<sup>1,2</sup>, Meng Xinyu<sup>1,2</sup>, Lyu Shaomin<sup>2,3</sup>, Xie Xingfei<sup>2,3</sup>, Qu Jinglong<sup>2,3</sup>, Zhang Shaoming<sup>4</sup>  
(1 High Temperature Materials Institute, Central Iron & Steel Research Institute, Beijing 100081, China; 2 Beijing GAONA Materials & Technology Co., Ltd., Beijing, 100081, China; 3 Sichuan CISRI-GAONA Forging Co., Ltd., Deyang, 618000, Sichuan, China; 4 China Iron & Steel Research Institute Group Co., Ltd, Beijing, 100081, China)

**Abstract:** The high alloying degree of GH4151 nickel-based superalloy leads to cracks and crystal mixing defects in the billet process, which significantly reduces the material utilization rate. Meanwhile, the grain size of GH4151 is more sensitive to the temperature and time of solid solution treatment. Using vacuum induction smelting (VIM) + electric slag remelting (ESR) + vacuum arc remelting (VAR) triple smelting GH4151 ingot, after homogenization billet preparation into  $\phi 200$  mm round bar, through the metallurgical microscope (OM), scanning electron microscope (SEM) and back scattering electron diffraction (EBSD) characterization, system analyzed the bar typical microscopic tissue characteristics, heart crack and edge mixing defect formation mechanism, and combining the experiment, optimize the solid heat treatment process. The results demonstrate that, after standard heat treatment, the GH4151 bar exhibits a uniform equiaxed fine-grained structure, with an average grain size of  $14.7 \mu\text{m}$ . A high density of secondary  $\gamma'$  precipitates ( $100\text{ nm}\sim 200\text{ nm}$ ) is uniformly distributed within the grains, significantly enhancing the high-temperature performance. The formation of central cracks is attributed to coarse grains and Laves phase precipitates induced by adiabatic temperature rise, with crack propagation predominantly guided by primary  $\gamma'$  precipitates and MC carbides. The edge abnormal grain structures are primarily caused by insufficient deformation, leading to incomplete recrystallization. Solution treatment experiments indicate that the optimal sub-solvus treatment condition is  $1\ 120\ ^\circ\text{C}\sim 1\ 150\ ^\circ\text{C}$  for  $90\text{ min}\sim 240\text{ min}$ , effectively suppressing abnormal grain growth.

**Key Words:** GH4151; Microstructure; Cracking; Grain Growth;  $\gamma'$  Phase

随着对高推重比航空发动机的需求不断增长, 热端部件材料的高温性能要求也在不断提高, 尤其对于涡轮盘材料, 服役温度已经从  $600\ ^\circ\text{C}$  提高至  $800\ ^\circ\text{C}$ <sup>[1-2]</sup>。镍基高温合金作为航空发动机涡轮盘的

首选材料, 近年来已成为国内外研究的热点。GH4151 合金是一种新型镍基变形高温合金, 通过  $\gamma'$  相沉淀强化<sup>[3]</sup>。在 GH4151 合金中,  $\gamma'$  相形成元素 (Al+Ti+Nb) 的含量接近 10%, 时效状态下,  $\gamma'$  相质量

**基金项目:** 国家科技重大专项(J2019-VI-0006-0120), 国家自然科学基金(52274330)

**作者简介:** 刘志凌(1998—), 男, 博士; **E-mail:** 17865568136@163.com; **收稿日期:** 2025-03-11

**通信作者:** 吕少敏(1991—), 男, 博士, 高级工程师; **E-mail:** lsmleon@163.com

分数约55%,使其在750~800 °C服役条件下能够保持优异的性能<sup>[4-5]</sup>。然而,高合金化程度导致GH4151合金在开坯过程中易产生裂纹及混晶缺陷,显著降低材料利用率<sup>[6]</sup>。此外,GH4151合金的晶粒尺寸对固溶处理的温度及时间较为敏感,如果在固溶处理过程中出现异常晶粒,则会对合金性能产生恶劣影响<sup>[7]</sup>。

因此,通过组织表征分析了GH4151合金棒材的典型微观组织以及芯部裂纹、边缘混晶特征,探讨其缺陷形成机制,并设计了棒材固溶热处理工艺,获得了合理固溶处理工艺。

## 1 实验方法

### 1.1 实验材料

实验所用的GH4151合金棒材,直径为200 mm,由真空感应熔炼(VIM)+电渣重熔(ESR)+真空电弧重熔(VAR)三联冶炼铸锭,经过均匀化处理后开坯制备而成。其主要成分见表1。使用JMatPro计算其平衡相图。

表1 GH4151合金主要化学成分(质量分数)

Table 1 Main chemical components of GH4151 alloy %

C	Cr	V	Ti	Al	Co	Fe	W	Mo	Nb	Ni
0.03	11.0	0.6	2.8	3.8	14.7	0.3	3.0	4.4	3.2	余量

分别在棒材中心、R/2、边缘处取15 mm×15 mm×15 mm的试块进行组织表征,对比棒材不同位置组织。对棒材R/2处的样品进行1 120 °C/4 h空冷+850 °C/6 h空冷+760 °C/16 h空冷的标准热处理,样品均到温放样、到温计时,对标准热处理后的样品进行组织表征,标准热处理后的样品分别进行一系列性能测试,结果见表2。

### 1.2 裂纹及混晶组织表征

实验用GH4151棒材整体组织均匀,但尾部心部存在裂纹,头部边缘区域出现混晶,二者都降低了棒材的材料利用率。因此,分别在棒材的尾部心部的裂纹区与棒材头部边缘的混晶区取

5 mm×5 mm×5 mm试块进行组织表征,分析产生两种缺陷的原因。

### 1.3 固溶处理

固溶温度和时间实验方案为:在棒材R/2处取 $\phi$ 8 mm×6 mm的圆柱样品进行1 100、1 120、1 130、1 140、1 150、1 160 °C不同温度和5、15、30、60、90、120、180、240 min不同时间下的固溶处理实验。样品均到温放样、到温计时,固溶处理后统一进行相同制度(850 °C/6 h空冷+760 °C/16 h空冷)的时效处理,随后分别进行晶粒组织表征以及 $\gamma'$ 相表征,其中晶粒尺寸采用截线法测定。

### 1.4 组织表征

样品经打磨去除表面氧化皮,随后依次在400 #、800 #、1 000 #、1 500 #、2 000 #砂纸上逐步磨平并机械抛光,然后分别进行侵蚀。晶粒组织观察使用的侵蚀剂为3 g CuCl<sub>2</sub>+20 ml盐酸(HCl)+30 ml无水乙醇(CH<sub>3</sub>CH<sub>2</sub>OH),侵蚀后用清水和酒精清洗、吹干,并在金相光学显微镜(OM)下进行组织观察。用于 $\gamma'$ 相表征的样品在机械抛光后,在25 ml硫酸(H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>)+75 ml甲醇(CH<sub>3</sub>OH)溶液中进行电解抛光,电压20 V,时间5~10 s;电解抛光后在15 mg CrO<sub>3</sub>+150 ml磷酸(H<sub>3</sub>PO<sub>4</sub>)+10 ml硫酸(H<sub>2</sub>SO<sub>4</sub>)溶液中电解侵蚀,电压5 V,时间5~7 s,在扫描电子显微镜(SEM)下观察。将背散射电子衍射(EBSD)观察的样品进行电解抛光,电压5 V,时间2~3 s。EBSD与能谱仪(EDS)扫描同步进行,以便在后处理过程中辨别 $\gamma$ 相基体与 $\gamma'$ 相,并且检查异常元素聚集。

## 2 实验结果与讨论

### 2.1 GH4151合金棒材典型微观组织

GH4151合金热力学计算的结果如图1所示,计算得 $\gamma'$ 相全溶温度约为1 170 °C,在600 °C时 $\gamma'$ 相含量为55%。较高的 $\gamma'$ 相全溶温度与 $\gamma'$ 相含量是GH4151能在高温长期服役的基础。

GH4151棒材组织如图2所示。棒材组织为均

表2 GH4151棒材的拉伸和持久测试项目及测试标准

Table 2 Tensile and stress-rupture test items and test standards for GH4151 bars

拉伸测试		持久测试		
测试温度/°C	测试标准	温度/°C	压力/MPa	测试标准
23	GB.T/228.1—2021	-	-	
650		650	1 010	
750	GB.T/228.2—2015	750	620	GB.T/2039—2012
800		800	500	

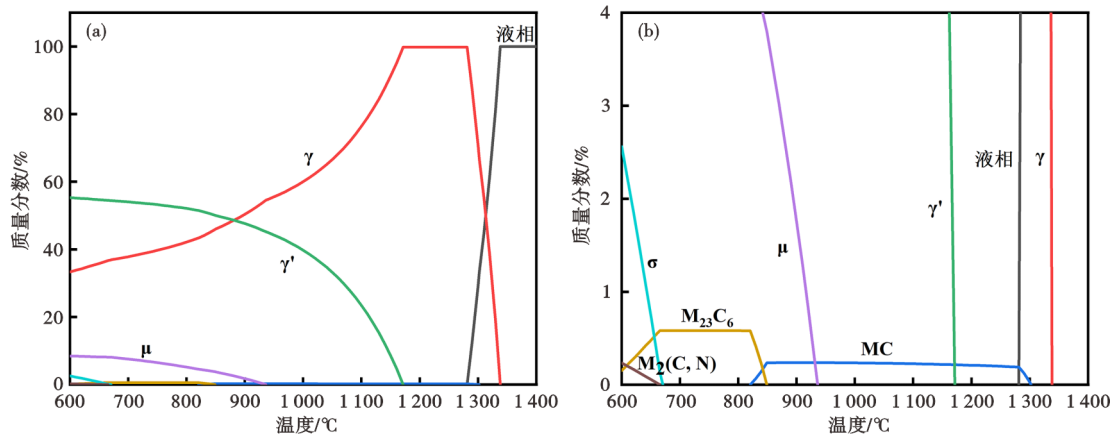


图 1 GH4151 合金平衡相图:(a)整体视图,(b)局部放大图

Fig. 1 Equilibrium phase diagram of GH4151 alloy: (a) overall view, (b) partial magnification

匀晶粒,分布着大量 3~5 μm 左右的一次 γ' 相。晶粒尺寸由边缘到心部逐渐增大,这是铸锭开坯过程中的心部相较于边缘温度更高所导。热变形过程中,心部高温给晶界迁移提供了更强的驱动力,同时也溶解了部分一次 γ' 相,从而促进晶粒长大<sup>[8]</sup>。晶粒内部的二次 γ' 相是在开坯后的冷却过程中产生,其形貌、尺寸与冷却速率密切相关。较高的冷却速率导致基体中固溶元素的过饱和度增加,从而提高 γ' 相成核密度,促进细小 γ' 相的析出<sup>[9]</sup>。而随着冷速减慢,γ' 相成核密度降低,单个 γ' 相尺寸变大,当冷速减慢到一定程度,γ' 相的长大受弹性应变能限制,出现分裂趋势<sup>[9-10]</sup>。因此,在图 2(d)~(f) 中可以看到二次 γ' 相尺寸从边缘到心部逐渐增大,心部二次 γ' 相呈现花瓣状及八面体状形貌,并伴随

分裂趋势。

对 R/2 处的样品进行标准的固溶+时效热处理后的棒材组织如图 3 所示,平均晶粒尺寸约为 14.7 μm,晶界处均匀分布着一次 γ' 相,在固溶处理过程中,这些 γ' 相可以钉扎晶界以控制晶粒尺寸。晶内分布大量由时效析出的二次 γ' 相,其尺寸相较于挤压态更加细小,为 100~200 nm。均匀的晶粒组织和大量弥散细小的二次 γ' 相能够为 GH4151 合金提供优异的高温性能<sup>[11]</sup>。标准热处理后 GH4151 合金的力学性能见表 3。

### 2.2 GH4151 合金缺陷组织

GH4151 合金的合金化程度高,难熔固溶强化元素(W+Mo)高达 7.4%,沉淀强化元素(Al+Ti+Nb)更是高达 9.8%,高合金化程度虽然能够保障合金性

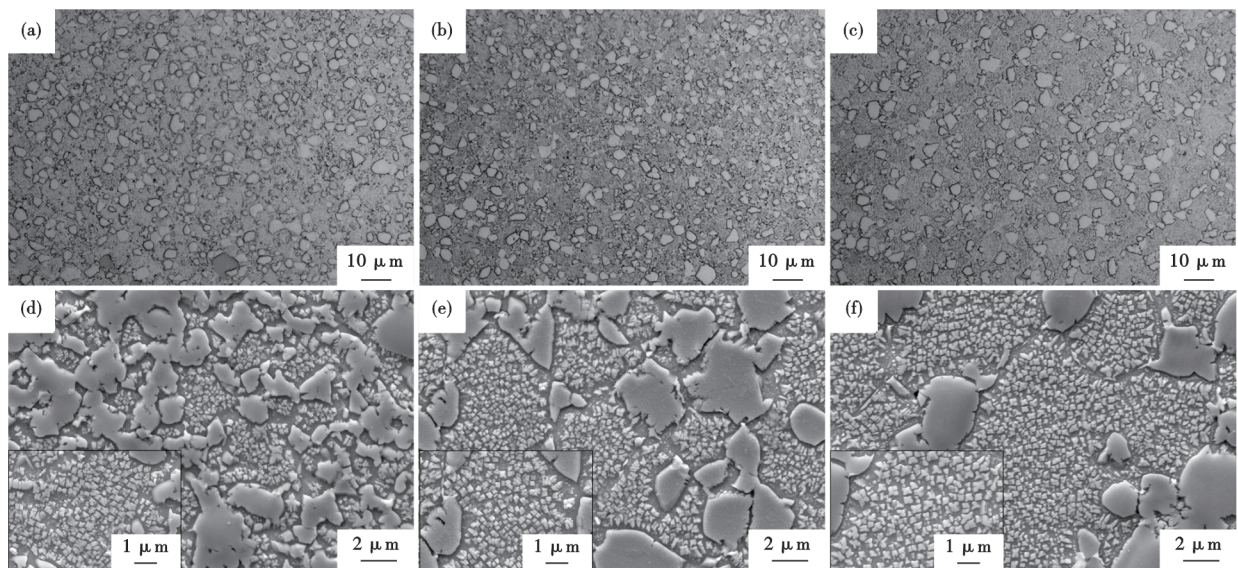


图 2 GH4151 棒材组织:(a)(d)边缘,(b)(e)R/2,(c)(f)心部

Fig. 2 Microstructure of GH4151 bar: (a)(d) edge, (b)(e) R/2, (c)(f) center

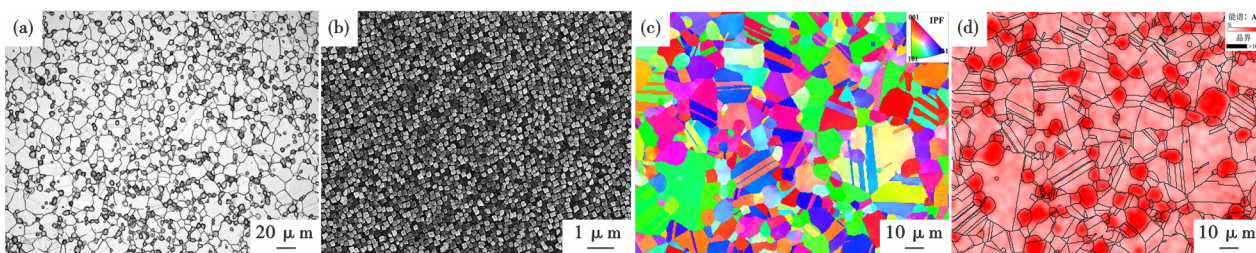


图3 GH4151棒材经固溶+时效处理后的棒材组织:(a)OM,(b)SEM,(c)(d)EBSD

Fig. 3 Microstructure of GH4151 bar after solution and aging treatment: (a) OM, (b) SEM, (c)(d) EBSD

表 3 GH4151棒材标准热处理后的力学性能

Table 3 Mechanical properties of GH4151 bar after standard heat treatment

温度/°C	拉伸性能				持久性能		
	抗拉强度/MPa	屈服强度/MPa	断后伸长率/%	断面收缩率/%	应力/MPa	持久寿命/h	断后伸长率/%
23	1 630	1 212	14.0	15.0	-	-	-
650	1 569	1 136	13.0	14.5	1010	210.9	5.5
750	1 220	1 040	15.0	16.5	620	167	10.0
800	1 108	972	8.5	10.0	500	78.4	22.0

能,但也导致合金热塑性较差,具体表现为热加工过程中容易出现心部裂纹或者边部混晶组织,为解决这一难题,针对已发现的裂纹和混晶组织进行了微观组织表征。

由图 4 可见, GH4151 合金开裂组织未观察到

晶界,沿裂纹周围存在明显的一次  $\gamma'$  相贫化区,且二次  $\gamma'$  相尺寸从无裂纹区到裂纹区逐渐减小、含量逐渐降低,这些证据表明在合金在热变形过程中存在过局部的绝热温升<sup>[12]</sup>。在金属塑性变形过程中,由于外部机械功转化为热能且热量无法及时散

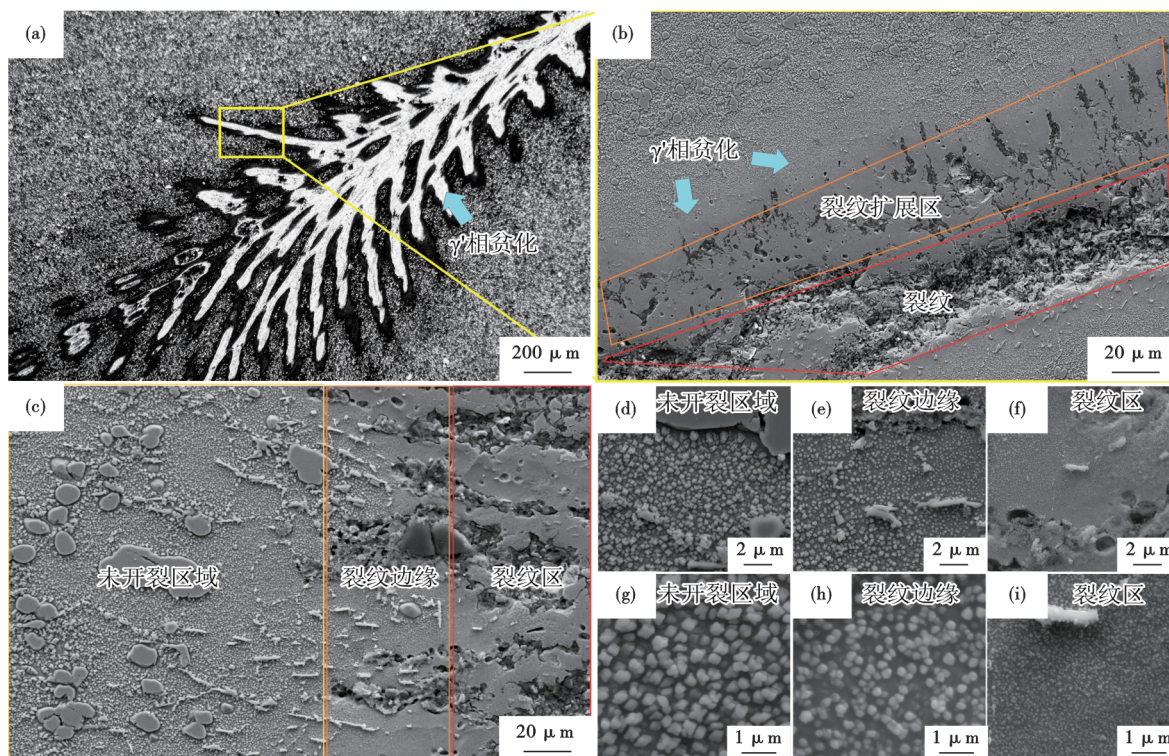


图4 GH4151棒材裂纹附近的微观组织表征:(a)OM,(b)(c)SEM低倍图像,(d)(e)(f)(g)(h)(i)不同区域的局部放大图

Fig. 4 Microstructure characterization near the crack of GH4151 bar: (a) OM, (b) (c) SEM macrostructure images, (d) (e) (f) (g) (h) (i) locally enlarged images of different regions

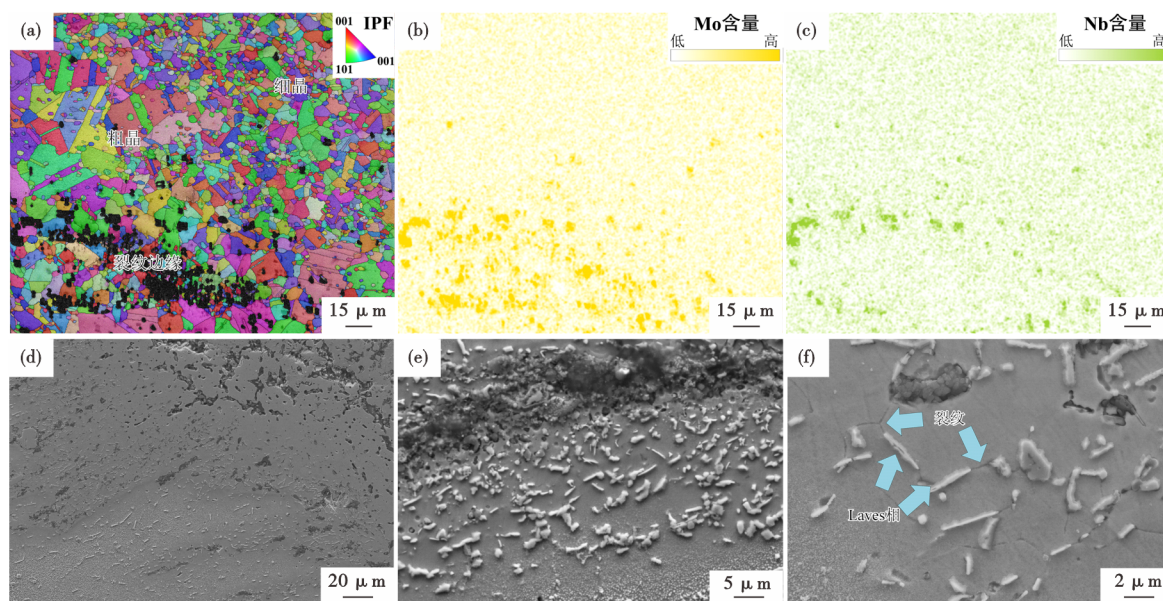


图5 GH4151棒材开裂原因表征:(a)(b)(c)EBSD+EDS, (d)(e)(f)SEM  
 Fig. 5 Characterization of cracking causes for GH4151 bar: (a)(b)(c) EBSD+EDS, (d)(e)(f) SEM

失,温度无法传递到外界,导致材料内部温度升高的现象。该现象通常发生在坯料或者块体的内部,伴随着一定程度的晶粒长大。由图5的EBSD+EDS叠加表征可知,裂纹边缘存在Nb、Mo元素的聚集,这与低熔点有害相Laves相成分对应,说明绝热温升导致Laves相析出,并成为了开裂源。图5(f)中大量沿Laves相扩展的裂纹可以进一步印证这一结论。图6(a)的EBSD分析结果表明,裂纹区存在粗晶。绝热温升过程溶解了大量一次 $\gamma'$ 相,晶界失去钉扎,导致晶粒快速长大产生了粗晶。

热变形过程中,绝热温升导致的粗大晶粒和Laves相与基体的变形协调能力低,从而成为开裂源<sup>[13]</sup>。而在后续的变形过程中开裂区周围的一次 $\gamma'$ 相、MC碳化物等会产生应力集中引导裂纹继续扩展<sup>[14]</sup>。因此,开坯过程中可以适当降低温度或减

慢变形速率以减少心部裂纹。

图6(a)为混晶区的SEM表征,能观察的明显晶界的区域为细晶区,反之为粗晶区。粗晶区与细晶区的 $\gamma'$ 相尺寸接近,说明混晶不是由温度差异导致。图6(b)、(c)的EBSD结果表明,粗晶区存在大量小角度晶界,且各区域晶粒取向接近,说明粗晶区并没有完全再结晶;而细晶区多为大角度晶界,相邻晶粒之间取向差较大,说明细晶区为完全再结晶组织。结合SEM和EBSD结果可知,混晶产生的原因为边缘变形量不足,合金组织没有完全再结晶<sup>[15]</sup>。

### 2.3 GH4151合金棒材固溶处理实验组织

固溶实验样品的晶粒表征结果如图7所示,随着温度升高和保温时间延长,晶粒呈现明显的长大趋势。结合图8的晶粒长大曲线可以看到,晶粒在

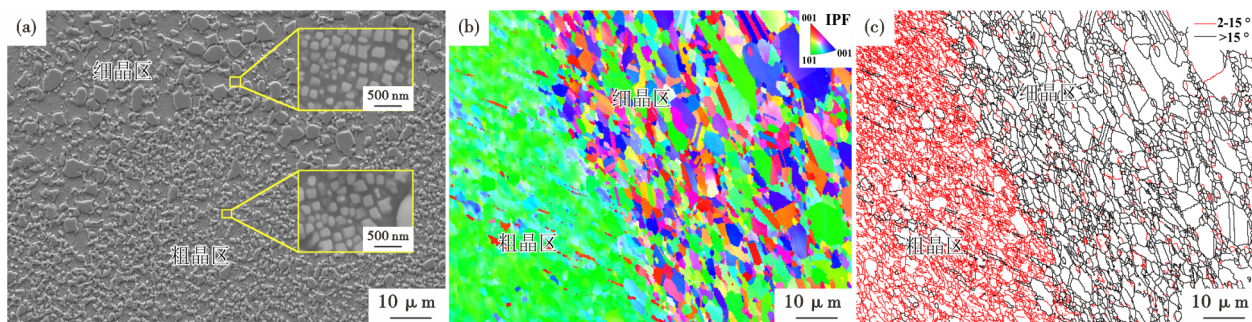


图6 GH4151棒材混晶区微观组织表征:(a)SEM, (b)(c)EBSD  
 Fig. 6 Microstructure characterization for the mixed grain zone of GH4151 bar: (a) SEM, (b)(c) EBSD

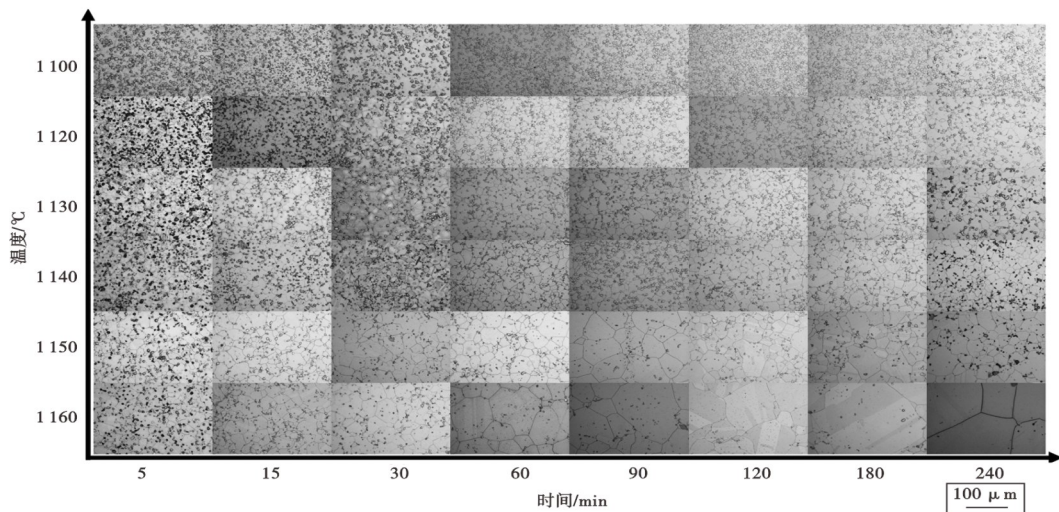


图 7 GH4151 不同固溶处理后的晶粒

Fig. 7 Grains of GH4151 after different solution treatments

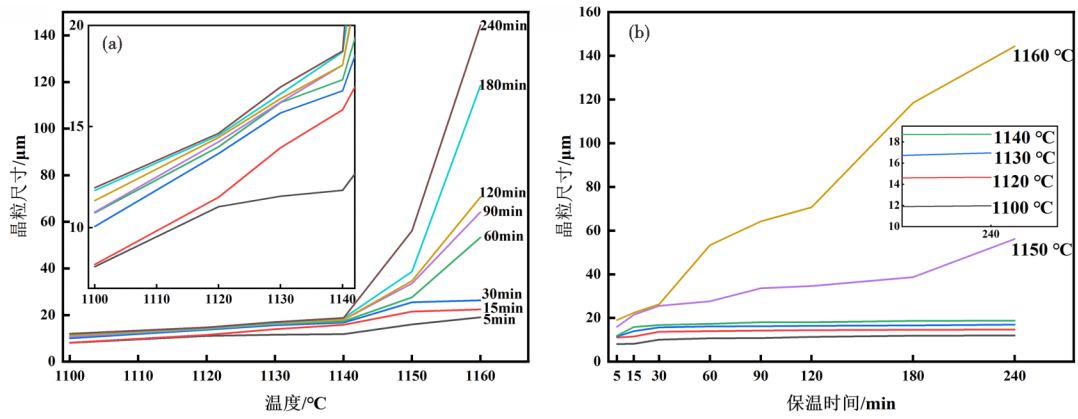


图 8 GH4151 合金晶粒长大曲线:(a)晶粒随温度变化曲线,(b)晶粒随时间变化曲线

Fig. 8 Grain growth curve of GH4151 alloy: (a) grain size variation with temperature, (b) grain size variation with time

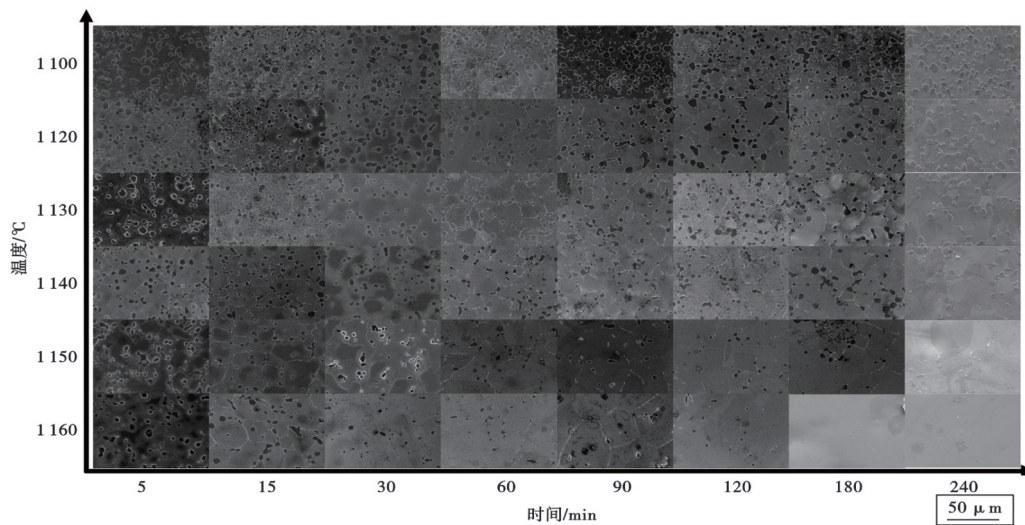


图 9 GH4151 不同固溶处理后的一次 γ' 相

Fig. 9 Primary γ' precipitates of GH4151 alloy after different solution treatments

1 100~1 130 °C 长大并不明显,这是由于温度较低时,大量的一次  $\gamma'$  相尚未溶解(如图 9 所示),能够有效钉扎晶界,抑制晶粒长大<sup>[16]</sup>。而当温度升高到 1 160 °C 晶粒尺寸发生了显著长大,这是由于此时温度已经接近  $\gamma'$  相的全溶温度, $\gamma'$  相大量回溶导致晶界失去钉扎,加上高温下较高的晶界迁移速率,晶粒快速长大<sup>[17]</sup>。由图 8(b) 可以看到,在 1 100~1 140 °C,晶粒尺寸在 60 min 后基本保持稳定;而在 1 150~1 160 °C,晶粒全程持续长大。由图 9 可知,1 120 °C 保温 5 min 时,合金已经出现明显的一次  $\gamma'$  相回溶,而当温度升高到 1 160 °C 时开始出现  $\gamma'$  相不均匀回溶现象,容易导致合金出现异常长大的晶粒<sup>[18]</sup>。时间方面,当保温时间为 90 min 时,一次  $\gamma'$  相已经趋于圆润,相较于初始形状能够有效降低应力集中。综上所述,GH4151 合金的固溶处理温度应选择 1 120~1 150 °C,固溶处理时

间应选择 90~240 min。

### 3 结论

1) GH4151 合金棒材呈现均匀等轴细晶组织,晶粒尺寸从边缘到心部逐渐增大,二次  $\gamma'$  相尺寸随冷却速率差异显著变化,心部  $\gamma'$  相呈花瓣状分裂趋势;经标准热处理后经标准热处理后平均晶粒尺寸 14.7  $\mu\text{m}$ ,晶内分布大量 100~200 nm 的二次  $\gamma'$  相,赋予合金优异的高温性能。

2) 心部裂纹源于绝热温升引起的粗大晶粒及 Laves 相析出,裂纹扩展由一次  $\gamma'$  相与 MC 碳化物引导;边缘混晶则由变形量不足导致未完全再结晶所致,未完全再结晶区域形成粗晶与细晶共存组织。

3) 固溶实验表明,亚固溶处理最佳工艺为 1 120~1 150 °C 保温 90~240 min,可有效控制晶粒尺寸并避免一次  $\gamma'$  相异常回溶。

#### 参考文献

- [1] 杨树峰,贾雷,鄢宇灿,等. 镍基变形高温合金裂纹形成及控制研究进展[J]. 特殊钢, 2024, 45(4): 13-25.
- [2] 江河,董建新,张麦仑,等. 800 °C 以上服役涡轮盘用难变形镍基高温合金研究进展[J]. 航空制造技术, 2021, 64(S1): 62-73.
- [3] 崔天亮,谢兴飞,温晓灿,等. GH4151 合金的拉伸行为及其断裂失效机制[J]. 金属学报, 1-16 [2025-04-10]. <http://kns.cnki.net/kcms/detail/21.1139.TG.20250221.1548.014.html>.
- [4] 贾雷,崔衡,杨树峰,等. 新型镍基 GH4151 高温合金 ESR 数值模拟及工艺优化[J]. 中国有色金属学报, 2023, 33(9): 2873-2889.
- [5] Chen Y, Lv S M, Xie X F, et al. Solidification behaviour and hot cracking susceptibility of a novel Ni-based superalloy [J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2024, 31(4): 956-966.
- [6] 王法,江河,董建新. 基于热加工图的均匀化态 GH4151 合金热变形行为研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2023, 52(1): 245-252.
- [7] Gai Y C, Zhang R, Yang J X, et al. Effects of heat treatment on  $\gamma'$  precipitates and tensile properties of a Ni-base superalloy [J]. Materials Science and Engineering: A, 2022, 842: 143079.
- [8] Qiao S C, Liu S, Li N, et al. Abnormal grain growth in the Ni-based wrought superalloy GH4698 bar during heat treatment [J]. Journal of Materials Research and Technology, 2024, 30: 6563-6575.
- [9] Li P K, Chen L, Bu H Y, et al. Effect of cooling rate on the Morphological changes in the secondary  $\gamma'$  precipitation in FGH97 nickel-based PM superalloy [J]. Intermetallics, 2024, 171: 108344.
- [10] Zhu L H, Pan H, Cheng J Y, et al. Dendrite evolution and quantitative characterization of  $\gamma'$  precipitates in a powder metallurgy Ni-based superalloy by different cooling rates [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 918: 165677.
- [11] Pan X Y, Jia C L, Qiu C L. On the stress rupture behavior and deformation mechanism of an advanced hot-extruded nickel-based superalloy [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 926: 166804.
- [12] Liu P, Zhang R, Yuan Y, et al. Microstructural evolution of a Ni-Co based superalloy during hot compression at  $\gamma'$  sub-/ super-solvus temperatures [J]. Journal of Materials Science & Technology, 2021, 77: 66-81.
- [13] 丁雨田,王琨,高钰璧,等. 热挤压成形 GH3625 合金管材组织及裂纹形成机理[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(5): 1743-1749.
- [14] 江海军,张全新,朱斌. 太阳能光热发电系统 GH3625 合金加热管开裂原因探讨[J]. 物理测试, 2019, 37(1): 36-39.
- [15] Zhang B Y, Wang Z T, Yu H, et al. Microstructural origin and control mechanism of the mixed grain structure in Ni-based superalloys [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 900: 163515.
- [16] 程体娟,于鸿垚,毕中南,等. 固溶处理对新型镍钴基高温合金显微组织及力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2023, 48(4): 97-104.
- [17] 程俊义,朱立华,马向东,等. 一种新型镍基粉末高温合金的过固溶热处理研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2022, 51(10): 3722-3731.
- [18] Zhang X G, Han H R, Zhou Y, et al. Effect of solution treatment on the microstructure and elevated temperature tensile properties of forged rene 41 superalloy [J]. Materials, 2024, 17(24): 6150-6159.