

混晶组织对 GH4720Li 合金高温力学性能的影响

唐超^{1,2}, 程世君³, 曲敬龙^{1,2}, 张龙⁴, 杜金辉^{1,2}, 张继¹

- (1. 钢铁研究总院, 北京 100081)
- (2. 北京钢研高纳科技股份有限公司, 北京 100081)
- (3. 中国航发南方工业有限公司, 湖南 株洲 412002)
- (4. 北京科技大学, 北京 100083)

摘要: 利用光学显微镜、场发射扫描电镜及力学性能测试等手段, 研究了不同组织特征对 GH4720Li 合金高温拉伸和持久性能的影响。结果表明: 组织 B (局部混晶+一次 γ' 相) 的 650 °C 抗拉强度和屈服强度与组织 A (均匀细晶+一次 γ' 相) 相比有所降低; 随着混晶程度的提高, 组织 C (完全混晶+一次 γ' 相) 的抗拉强度迅速下降, 但组织 C 的抗拉强度远高于粗晶组织 D (粗晶+无一次 γ' 相)。不同持久试验条件下, 合金的高温变形机制不同: 730 °C/530 MPa 条件下, 组织 A 和组织 D 持久寿命相当, 但从组织 B 和组织 C 可以看出持久寿命随混晶所占百分比的增加而提高, 高温低应力下的变形机制主要为晶界粘滞滑动; 680 °C/830 MPa 条件下主要变形机制是晶内位错滑移, 组织 A 和组织 B 的持久性能较好, 持久寿命随着粗晶所占百分比的增加而降低, 同时晶界滑移同样产生一定作用, 使得以粗晶为主的混晶组织持久寿命的降幅不大。

关键词: GH4720Li 合金; 混晶组织; 高温拉伸性能; 持久性能

中图分类号: TG146.1+5

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)09-3280-08

GH4720Li 合金 (美国牌号 Udimet 720Li 或 U720Li), 是 Special Metal 公司于 20 世纪 80 年代中期发明的一种高强度、耐腐蚀和时效强化的高温合金^[1]。该合金具有较高的高温强度、良好的抗疲劳、抗蠕变性能以及耐腐蚀和抗氧化性能, 广泛用于 750 °C 以下长期使用的高性能涡轮盘选材^[2-4]。GH4720Li 合金的研究主要集中在热变形行为、再结晶机制及热加工工艺^[5-13], 热处理制度对晶粒尺寸、 γ' 相的析出规律等组织特征的影响等方面, 对组织特征与力学性能之间的关联性也有一定研究^[14-23], 在研究过程中发现, GH4720Li 合金的组织均匀性对化学成分和变形很敏感, 一旦冶炼、热加工和热处理控制不当, 极易出现混晶组织^[24]。混晶组织的典型特征是局部的粗大晶粒被细小晶粒包围, 严重影响合金的组织均匀性, 并对力学性能有不利影响^[25]。但 GH4720Li 合金的混晶组织对力学性能的影响缺乏相关研究。本工作重点研究了不同程度的混晶组织对 GH4720Li 合金高温拉伸性能、持久性能的影响规律及作用机制, 旨在探究适用于不同服役环境的最佳组织状态, 为 GH4720Li 合金棒材和涡轮盘锻件的研制提供理论参考。

1 实验

试验材料经真空感应炉熔炼 (VIM)+真空自耗重熔 (VAR) 冶炼和高温均匀化处理, 然后采用快锻机开坯制备成 GH4720Li 棒材, 包括 $\Phi 110$ mm 的圆棒材 (以下简称圆棒材) 和 300 mm \times 300 mm 八角棒材 (以下简称八角棒材) 2 种规格。试验用 GH4720Li 合金主要成分如表 1。

采用线切割分别在 GH4720Li 圆棒材的 1/2R 和边缘位置, 八角棒材的 1/2R 位置取样, 经标准热处理 (1100 °C/4 h/油淬+650 °C/24 h/空冷+760 °C/16 h/空冷), 获得 3 种不同组织特征的亚固溶组织: 组织 A (均匀细晶+一次 γ' 相)、组织 B (局部混晶+一次 γ' 相) 和组织 C (完全混晶+一次 γ' 相)。从圆棒材的 1/2R 处取样进行过固溶热处理 (1165 °C/4 h/油淬+650 °C/24 h 空冷+760 °C/16 h/空冷), 获得一种过固溶组织 D (粗晶+无一次 γ' 相)。随后将 4 种组织的 GH4720Li 合金加工成标准试样, 分别测试分析 650 °C 拉伸性能、730 °C/530 MPa 和 680 °C/830 MPa 持久性能。利用 Olympus GX-71 金相显微镜进行金相观察并拍摄晶粒组织,

收稿日期: 2020-09-10

基金项目: 国家自然科学基金 (52074092)

作者简介: 唐超, 男, 1988 年生, 博士, 钢铁研究总院, 北京 100081, 电话: 010-62184622, E-mail: tangchao5543@163.com

表 1 GH4720Li 合金主要成分

Table 1 Chemical composition of GH4720Li alloy (wt%)								
C	B	Co	Cr	Mo	Al	Ti	W	Ni
0.012	0.013	14.2	15.85	2.83	2.5	5.0	1.22	Bal.

所用化学腐蚀剂为 3 g CuCl₂+20 mL HCl+30 mL 乙醇，晶粒尺寸按照 ASTM E112 用截点法进行统计。采用 SUPRA-55 场发射扫描电镜拍摄 γ'相形貌，通过 Photoshop、Image Pro Plus 和 Origin 软件对 γ'相的尺寸及分布进行统计分析，试样先电解抛光(20% H₂SO₄+80% 甲醇，电压 10~25 V，时间 5~10 s)，再电解腐蚀(170 mL H₃PO₄+10 mL H₂SO₄+15 g CrO₃，电压 2~5 V，时间 2~5 s)。试样经电解抛光，在 JEOL JSM-7800F 场发射扫描电镜进行电子背散射衍射 (electron backscattered diffraction, EBSD) 分析，分析时定义位相差 2°时为亚晶界，位相差 2°~10°为小角度晶界，位相差在 10°以上为大角度晶界。在 JEOL JSM-6480LV 扫描电镜上对断口形貌进行观察和分析。

2 结果与分析

2.1 GH4720Li 合金热处理后的特征组织

经不同热处理制度获得的 GH4720Li 合金的特征组织形貌如图 1 所示。八角棒材 1/2R 处组织经标准热

处理后的亚固溶晶粒形貌，圆棒材开坯过程变形量较大，晶粒再结晶较完全，晶粒比较细小，平均晶粒度达到 ASTM10 级或更细 (平均晶粒尺寸 ≤ 11.2 μm)，为细晶组织，代号为组织 A。在圆棒材平均晶粒度也能达到 ASTM10 级，但在边缘存在少量未再结晶的粗晶，粗晶之间也有细晶，为局部混晶组织，代号为组织 B。八角棒材由于变形量较小，导致棒材组织中基本都为未再结晶的粗晶，但在粗晶之间有完全再结晶的细晶，为完全混晶组织，代号为组织 C。图 1d 为圆棒材 1/2R 处取样，经过固溶热处理后的晶粒形貌，平均晶粒尺寸约 200 μm，为粗晶组织，代号为组织 D。图 2 为 EBSD 获得的对应组织的欧拉图，对照金相显微镜的观察结果，组织 A 为均匀细晶组织；组织 B 和组织 C 的粗晶内部，虽然都未发生完全再结晶，但是内部都有一定的亚晶界，组织 B 和组织 C 的主要区别表现在混晶比例不同；组织 D 的粗晶内部没有亚晶界。

图 3 为上述 4 种组织一次 γ'相形貌。可以看出组织 A 的一次 γ'相均匀分布；组织 B 和组织 C 中的粗晶部分也有一次 γ'相；组织 B 和组织 C 与组织 D 中的粗晶是不同的，前两者粗晶晶内存在大量较细的一次 γ'相，而组织 D 中未见一次 γ'相，组织 D 中无一次 γ'相的原因是由于过固溶热处理，晶界上的一次 γ'相完全溶解，失去了晶界的“钉扎”作用，导致晶粒迅速长大，这也是组织 D 晶粒粗大的原因。

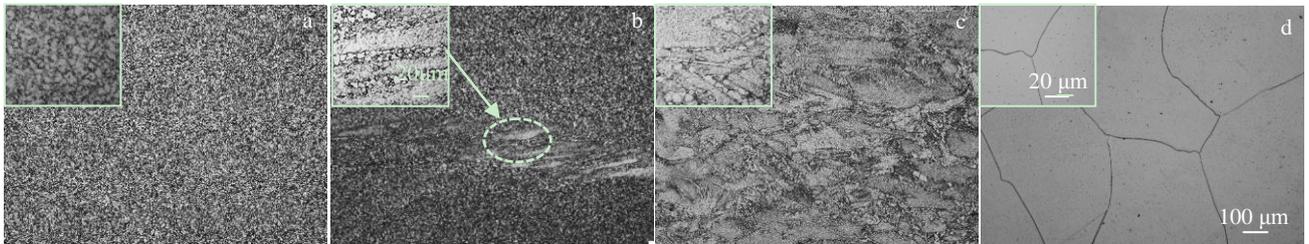


图 1 GH4720Li 合金的特征组织形貌

Fig.1 Morphologies of GH4720Li alloy with different characteristic microstructures: (a) A, (b) B, (c) C, and (d) D

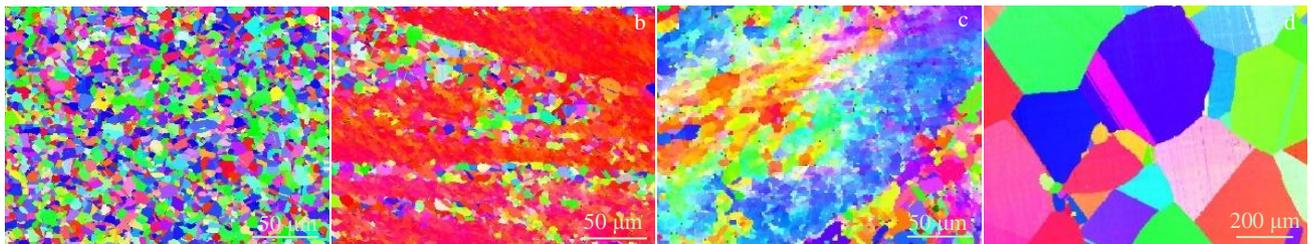


图 2 GH4720Li 合金的特征组织的 EBSD 形貌

Fig.2 EBSD images of GH4720Li alloy with different characteristic microstructures: (a) A, (b) B, (c) C, and (d) D

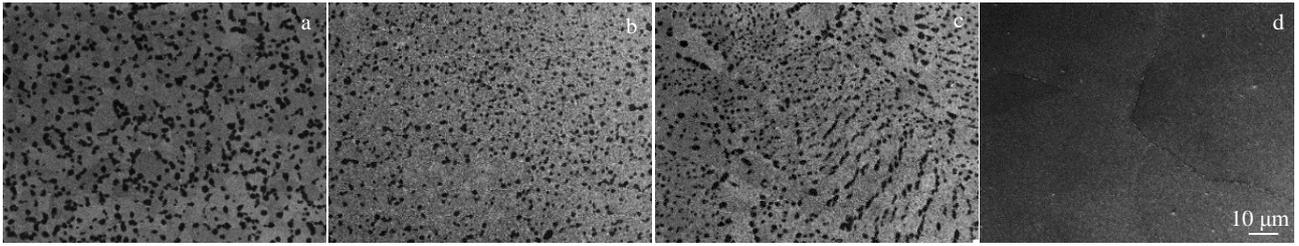


图 3 GH4720Li 合金的特征组织的一次 γ' 相形貌

Fig.3 Morphologies of primary γ' of GH4720Li alloy with different characteristic microstructures: (a) A, (b) B, (c) C, and (d) D

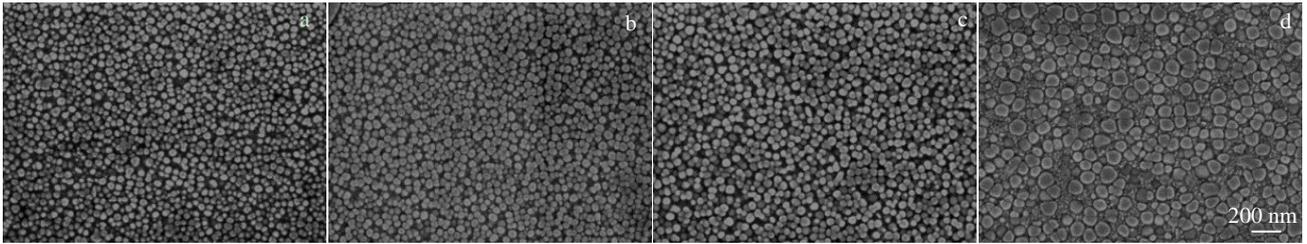


图 4 GH4720Li 合金的特征组织的三次 γ' 相形貌

Fig.4 Morphologies of ternary γ' of GH4720Li alloy with different characteristic microstructures: (a) A, (b) B, (c) C, and (d) D

表 2 GH4720Li 合金不同特征组织的晶粒和 γ' 相特点

Table 2 Characteristic of grain and γ' phase of GH4720Li alloy with different characteristic microstructures

Microstructure code	Characteristic	Volume fraction of primary γ' /%	Average diameter of primary γ' / μm	Average diameter of ternary γ' /nm
A	Uniform fine grain	18.9	1.43	37.2
B	Local mixed-grain	18.1	1.32	39.6
C	Mixed-grain	18.6	1.34	41.3
D	Coarse grain	0	-	72.5

图 4 为 4 种组织三次 γ' 相的形貌，组织 A、B 和 C 的三次 γ' 相大小和分布类似，组织 D 的三次 γ' 相尺寸明显大于组织 A、B 和 C。从表 2 可以看出，组织 A、B、C 的一次 γ' 相平均尺寸、含量以及三次 γ' 相平均尺寸基本在一个水平；组织 D 的固溶温度高于 γ' 相的固溶温度，一次 γ' 相完全回溶，导致基体中 γ' 相具有更高的过饱和度，三次 γ' 相能够在相对较高的温度下爆发形核，而且在较高的析出温度下，过饱和的 Al 或 Ti 原子更容易向 γ' 相内部扩散，有利于 γ' 相的长大，使得三次 γ' 相的尺寸大于前 3 种组织。以上 4 种组织晶粒、一次 γ' 相的平均尺寸、体积分数以及三次 γ' 相的平均尺寸的特征见表 2。

2.2 特征组织对 GH4720Li 合金 650 °C 拉伸性能的影响

不同特征组织的 GH4720Li 合金在 650 °C 下的拉伸性能如图 5 所示。从测试结果可以看出，组织 A \rightarrow B \rightarrow C \rightarrow D，650 °C 抗拉及屈服强度呈现降低趋势，塑性呈降低趋势；组织 B 相比均匀细晶组织 A 抗拉和屈服强度相当，但延伸率有所降低（降低了 5% 左右）；

组织 C 与组织 B 相比，抗拉和屈服强度降低（降低约 50~100 MPa），但塑性相当；组织 D 为完全的粗晶，其强度和塑性最差，与组织 A 相比强度降低约 300 MPa，延伸率降低 10% 左右。

高温合金的强度与晶界密切相关，晶界是位错运动的阻碍，晶粒越细小，晶界越多，位错被阻滞的地方就越多，合金的强度也就越高。细化的晶粒在提高强度的同时，也使其塑性和韧性得以提高。晶粒越细，单位体积内晶粒越多，形变时同样的变形量可以分散到更多的晶粒中，产生较均匀的形变而不会造成局部应力过度集中，减缓裂纹的产生和发展，从而表现出较好的塑性。

组织 A 为均匀细晶，组织 B 以细晶为主，差别体现在组织 B 中存在较少的局部混晶，见图 1b，但这种粗晶内部存在亚晶界，见图 2b。由于混晶的存在，会显著降低其塑性；但由于组织 B 中的粗晶内部存在亚晶界，形变时位错进入粗晶内部，亚晶界同样会对位错产生阻碍作用，所以组织 B 的强度与组织 A 相当。

如图1c和图2c可知，组织B与组织C相比，其粗晶内部都存在亚晶界，区别在于组织B为局部混晶、但组织C为完全混晶，随着含有亚晶界的粗晶比例的提高，合金强度降低。但与组织D相比，由于组织D为完全的粗晶，晶粒粗大且无亚晶界，导致合金强度大大降低。

2.3 特征组织对730 °C/530 MPa持久性能的影响

图6为不同特征组织的GH4720Li合金在730 °C/530 MPa下的持久性能。可以看出，随着晶粒尺寸的增加，持久寿命呈增大的趋势，但是当晶粒尺寸过大时，持久寿命开始降低，持久塑性明显下降。组织A和组织B的持久寿命基本相当，而组织B的塑性略好于组织A，可以认为当粗晶所占的百分比较少时，混晶组织对合金的持久性能影响不大；由误差棒的大小可知，粗晶组织性能测试结果分散性较大，这是由于组织不均匀造成的。需要注意的是完全粗晶组织D的持久寿命仅略高于组织A和B，塑性较差，这与其高温下强度较低有关。

图7分别为不同组织GH4720Li合金730 °C/530 MPa的持久断口形貌。从宏观形貌上可以看出4种不同组织的断口沿晶扩展较为明显，基本占据了整个断面。持久断口高倍SEM照片可以看到4种组织均

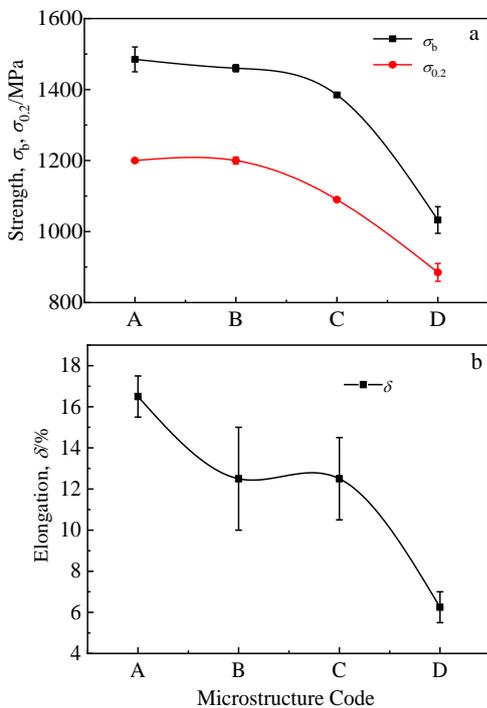


图5 不同特征组织对GH4720Li合金650 °C拉伸性能的影响
Fig.5 Effects of characteristic microstructures on tensile properties of GH4720Li alloy at 650 °C: (a) tensile strength and (b) elongation

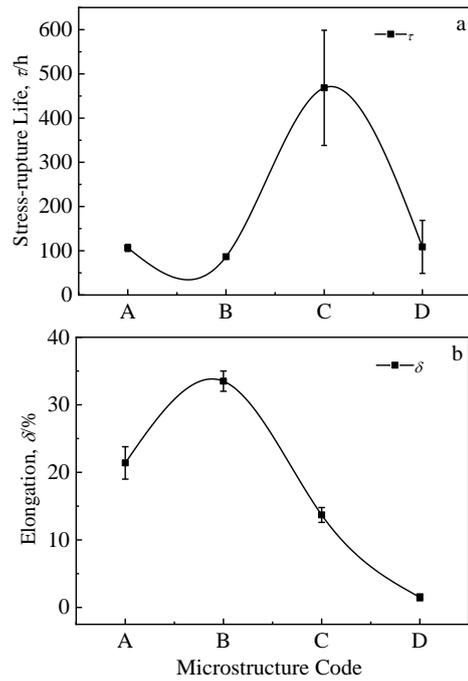


图6 不同特征组织对GH4720Li合金730 °C/530 MPa持久性能的影响
Fig.6 Effect of characteristic microstructures on stress-rupture property of GH4720Li alloy at 730 °C/530 MPa: (a) stress-rupture life and (b) elongation

表现出沿晶扩展的特征。较高温下承受外力作用时，由于晶内强度高，晶界强度低，断口通常呈现出沿晶断裂形貌。组织A和B断口中出现了较多孔洞，它们的产生是由晶界滑移引起的，晶粒尺寸较小时，单位体积内的晶界就越多，造成晶界曲折程度较大，同时细晶晶界上分布许多一次 γ' 相，晶界滑动更容易在曲折处或者第二相质点周围形成孔洞。孔洞逐渐长大后便开始失稳长大，最终导致沿晶断裂。相比于粗晶，细晶更容易产生孔洞，因此组织A和B的持久寿命最短。

2.4 特征组织对680 °C/830 MPa持久性能的影响

不同组织的GH4720Li合金680 °C/830 MPa的持久性能如图8所示，与730 °C/530 MPa持久性能结果不同，在该持久试验条件下，随着粗晶百分比的增加，持久寿命呈现降低的趋势，这与强度的变化趋势一致。当混晶组织中粗晶所占的百分比较少时，对持久寿命的影响并不明显，组织A和B持久寿命基本一致，塑性也相当；但当粗晶所占的百分比远大于细晶时，持久寿命明显降低，如组织C；完全粗晶组织D的持久寿命显著降低，塑性最差，这与该温度下粗晶的强度较低有关。

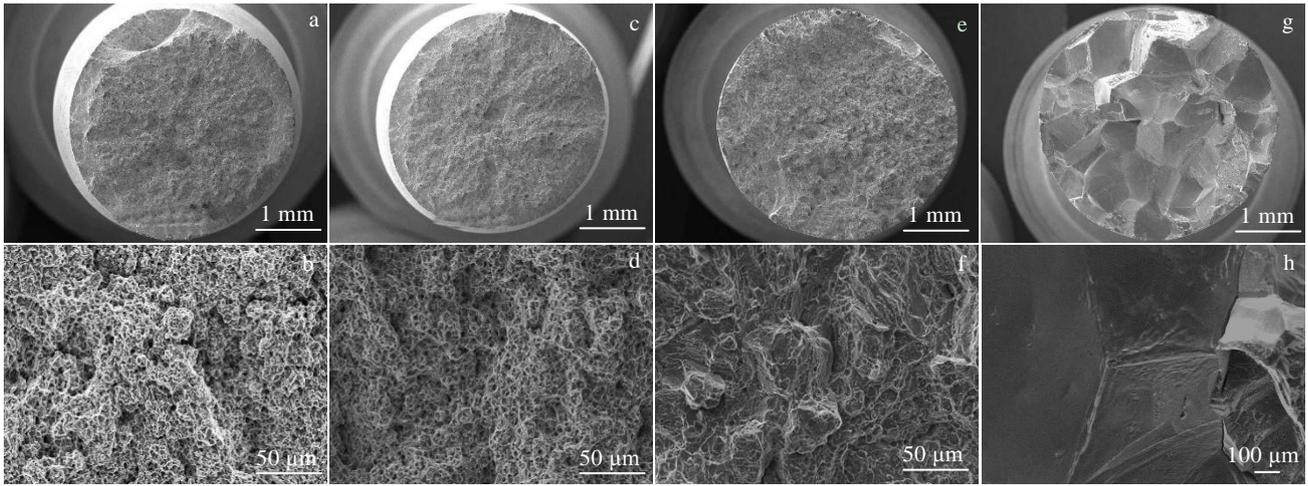


图 7 不同特征组织 730 °C/530 MPa 持久断口形貌

Fig.7 SEM fracture morphologies of stress-rupture samples with different characteristic microstructures at 730 °C/530 MPa: (a, b) A, (c, d) B, (e, f) C, and (g, h) D

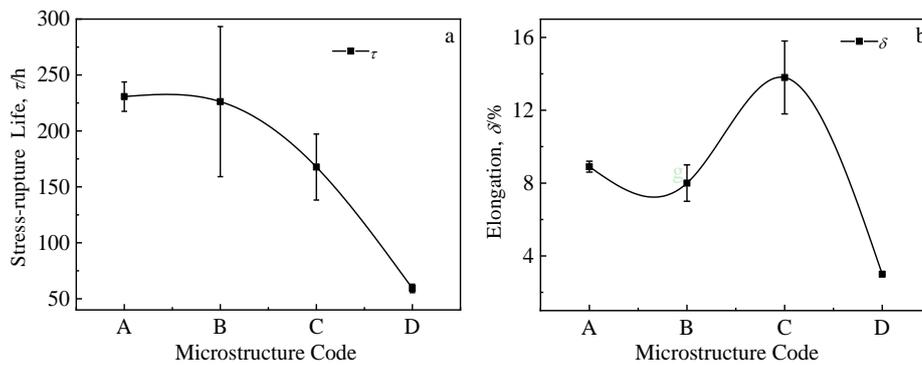


图 8 不同特征组织对 GH4720Li 合金 680 °C/830 MPa 持久性能的影响

Fig.8 Effects of different characteristic microstructures on stress-rupture life (a) and elongation (b) of GH4720Li alloy at 680 °C/830 MPa

不同特征组织的 GH4720Li 合金在 680 °C/830 MPa 的持久断口形貌如图 9 所示。可以看出，持久断口表面较平，与拉伸断口相似，组织 A、B、C 的断口大致可以分为 3 个区域，即沿晶扩展区、穿晶扩展区和瞬时断裂所形成的剪切唇，在该条件下瞬断区所占的断口面积明显高于 730 °C/530 MPa 条件下的瞬断区。持久过程中，裂纹萌生后首先沿晶界扩展，有效承载面积不断减小，有效拉伸应力不断增大，当拉伸应力超过合金该温度下的抗拉强度时，裂纹扩展由沿晶转变为穿晶，之后的断裂过程就相当于高温拉伸，在拉应力的作用下最终断裂。组织 D 晶粒尺寸较大，强度较低，在该条件下仍然表现为沿晶断口，晶粒表面比较光滑。与 730 °C/530 MPa 条件下不同，组织 A、B 虽然表现出沿晶形貌，但断口表面并未出现孔洞，说明该条件下晶界滑动作用较弱。

2.5 持久变形条件下晶界附近的塑性变形分布

由于塑性变形会引起晶界滑动或晶内位错运动，导致原本取向相同的同一晶粒不同区域产生取向差，因此 EBSD 扫描图中的局部取向差可以展现出塑性变形的分布。图 10 分别为均匀细晶组织在 2 种不同持久条件试验后样品断口附近组织的 EBSD 结果，由于 GH4720Li 合金细晶组织晶界上存在大量的一次 γ' 相，一次 γ' 相与基体之间同一存在取向差，因此需要将 EBSD 图中一次 γ' 相取向与塑性变形产生的取向区分开来。EBSD 扫描取向差的同时利用能谱标定出一次 γ' 相，对照取向差图就可以区分出由于塑性变形产生的取向差及小角度晶界。

EBSD 扫描图中红线表示 2°~10° 之间的小角度晶界。可以看出，除去晶界上一次 γ' 相所产生的小角度晶界，在 730 °C/530 MPa 条件下晶界处有许多红线分

布，即晶界附近存在塑性变形引起的小角度倾转，说明塑性变形主要集中在晶界处；而在 680 °C/830 MPa 条件下晶粒内部存在红线，塑性变形引起了晶粒内的小角度倾转，导致同一个晶粒内部取向差存在差别，说明塑性变形主要集中于晶粒内部。同时在晶界附近也出现了一些红线，说明该条件下塑性变形虽然由晶内位错运动主导，晶界滑移也会起到一定的作用。

2.6 不同特征组织的高温持久变形条件的变形机制讨论

高温持久蠕变机制如图 11 所示，多晶合金的高温持久变形包括晶内变形和晶界变形。根据上述结果，可以认为，在 730 °C/530 MPa 条件下塑性变形

为晶界滑移所控制，塑性变形主要集中在晶界处，如图 11a，晶粒尺寸较小会增加晶界含量，促进晶界滑移，同时细晶组织晶界上存在大量一次 γ' 相，晶界滑动到 γ' 相周围受阻容易形成孔洞，这些孔洞逐渐长大并连接便形成裂纹，最终导致断裂。同时，高温下晶界上的原子容易扩散，受力后使得晶界产生滑移，因此晶界滑移与晶界原子扩散密不可分。晶界原子扩散控制的晶界滑移理论中稳态蠕变速率与应力、温度、晶粒尺寸等之间的关系可用下式表达^[26]：

$$\dot{\epsilon} = HD_{GB} \frac{Gb}{KT} \left(\frac{b}{d}\right)^3 \left(\frac{\sigma}{G}\right)^2 \tag{1}$$

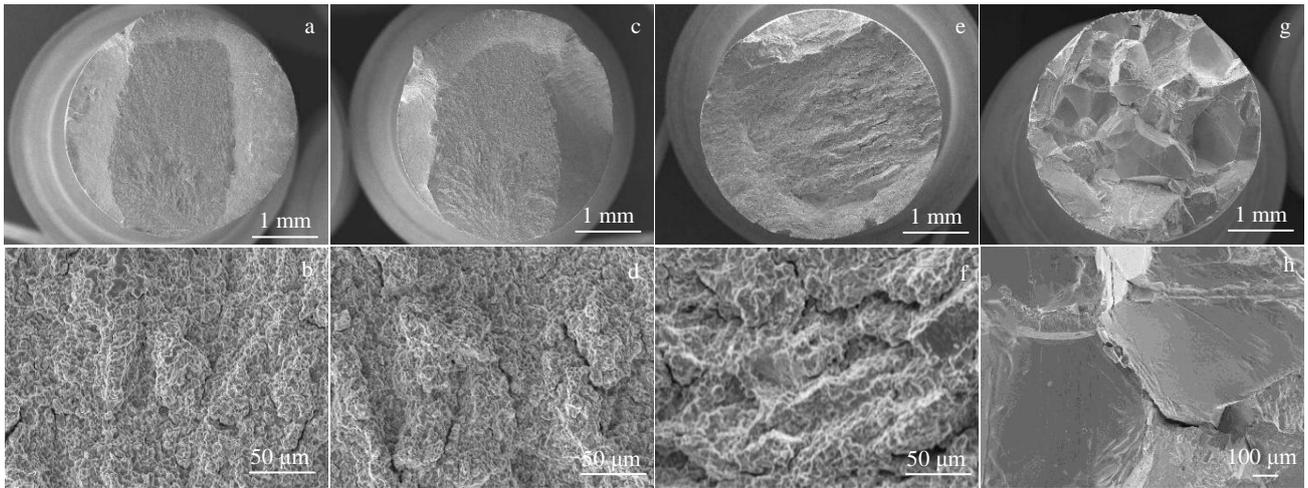


图 9 不同特征组织的 GH4720Li 合金在 680 °C/830 MPa 下的持久断口 SEM 照片

Fig.9 SEM fracture morphologies of stress-rupture samples with different characteristic microstructures at 680 °C/830 MPa: (a, b) A, (c, d) B, (e, f) C, and (g, h) D

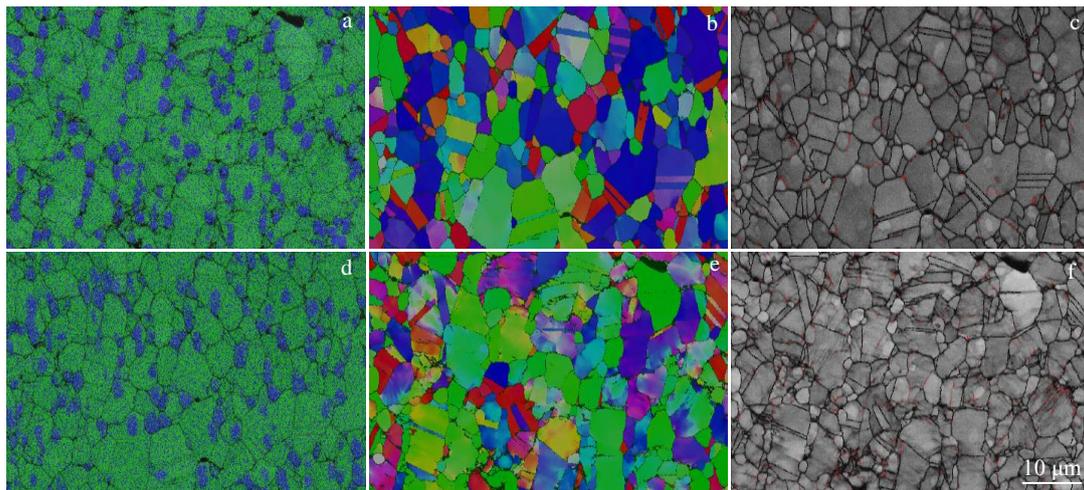


图 10 不同持久条件下细晶组织试样断口剖面的 EBSD 照片

Fig.10 EBSD images of fine grain stress-rupture samples under different test conditions of 730 °C/530 MPa (a~c), 680 °C/830 MPa (d~f); (a, d) prime γ' phase; (b, e) disorientation map; (c, f) grain boundary distribution map (red line: low angle grain boundary, 2 °~10 °; black line: high angle grain boundary, >15 °)

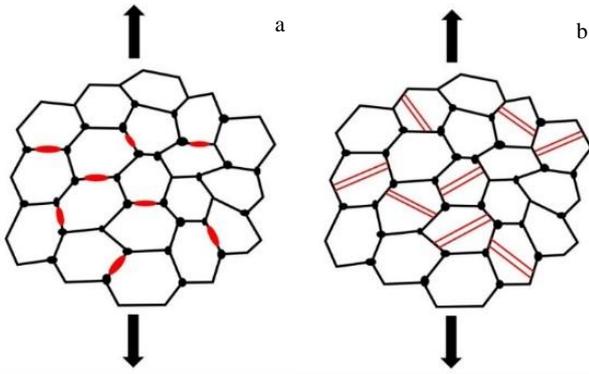


图 11 高温持久蠕变变形机制示意图

Fig.11 Schematic diagrams of high temperature creep deformation mechanism: (a) grain boundary sliding and (b) intragranular deformation

式中， $\dot{\epsilon}$ 为稳态蠕变速率， D_{GB} 为晶界原子扩散常数， G 为切变模量， b 为伯氏矢量， K 为玻尔兹曼常数， d 为晶粒直径， σ 为外加应力， H 为常数。

可以看出，稳态蠕变速率与晶粒尺寸成反比，晶粒越细小，蠕变速率越快，因此持久寿命随着晶粒尺寸的增加而增加。虽然组织 B 中含有 10% 左右的局部粗晶，但其持久寿命与组织 A 基本相同，说明组织 B 主要受细晶组织控制。而完全粗晶组织 D 由于强度较低，很快发生塑性变形，持久性能较差。

在 680 °C/830 MPa 条件下塑性变形由晶内变形主导，见图 11b，塑性变形集中于晶粒内部滑移带中，晶粒尺寸越小，滑移带长度越短，能够开动的滑移系越多，局部应力集中越小，晶粒内部变形越均匀，而且各晶粒之间变形协调作用也越容易，不容易产生裂纹。在高温下晶内位错运动主要为攀移，位错攀移为变形机制时稳态蠕变速率与应力、温度、晶粒尺寸等之间的关系可用下式表达^[26]：

$$\dot{\epsilon} = AD \frac{Gb}{KT} \left(\frac{\sigma - \sigma_0 - kd^{-1/2}}{G} \right)^{4.5} \quad (2)$$

式中， $\dot{\epsilon}$ 为稳态蠕变速率， D 为扩散常数， G 为切变模量， b 为伯氏矢量， K 为玻尔兹曼常数， d 为晶粒直径， σ 为外加应力， A 为常数， σ_0 、 k 为与晶体类型有关的常数。

从式(2)中可以看出，随着晶粒尺寸的减小，稳态蠕变速率降低，因此细晶的持久寿命较高。该条件下组织 A、B 持久寿命相当，局部混晶组织并未对持久性能造成影响，由于强度的降低，C 的持久寿命低于均匀细晶组织，组织 D 晶粒尺寸过大，强度最低，持久性能仍然最差。值得注意的是随着晶粒尺寸的变化，持久寿命的变化相对于 730 °C/530 MPa 条件不太明显，说明该条件下晶内滑移并不是唯一的变形机制，晶界滑移仍具有一定的作用。

3 结 论

1) 随着粗晶所占比例的增加，GH4720Li 合金在 650 °C 下的抗拉强度和屈服强度均降低；含有局部粗晶的混晶组织，细晶起主要强化作用，抗拉强度和屈服强度降幅很小，而当粗晶所占百分比比较高时，晶粒组织以粗晶为主，合金 GH4720Li 的强度迅速降低。

2) GH4720Li 合金在 730 °C/530 MPa 条件下的变形机制主要是晶界粘滞滑动机制，持久寿命随着粗晶所占比例的增加而提高，局部粗晶的混晶组织持久性能与细晶相近，远低于以粗晶为主的混晶组织；当晶粒尺寸过大时，由于合金强度急剧降低，从而合金的持久寿命下降。

3) GH4720Li 合金在 680 °C/830 MPa 高温大应力条件下的变形机制是以晶内位错滑移为主，持久寿命随着粗晶所占百分比的增加而降低，与高温下的强度相关。晶界滑移同样产生一定作用，使得以粗晶为主的混晶组织持久寿命的降幅不大。

参考文献 References

[1] Torster F, Baumeister G, Albrecht J *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 1997, 234-236: 189

[2] Kan Zhi(阚志), Du Linxiu(杜林秀), Hu Jun(胡军) *et al. Journal of Northeastern University, Natural Science*(东北大学学报, 自然科学版)[J], 2017, 38(1): 46

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

[4] Sczerzenie F E, Maurer G E. *Proceeding of the 5th International Symposium on Superalloy*[C]. Warrendale, PA : TMS, 1984: 575

[5] Kan Zhi(阚志), Du Linxiu(杜林秀), Hu Jun(胡军). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2016, 45(2): 363

[6] Bi Zhongnan, Qu Jinglong, Du Jinhui *et al. Procedia Engineer*[J], 2012, 27: 923

[7] Chen Jie(陈杰), Yang Qingxiang(杨庆祥), Zhai Ruodai(翟若岱). *Information Recording Materials*(信息记录材料)[J], 2020, 21(10): 14

[8] Wang Tao(王涛), Wan Zhipeng(万志鹏), Li Zhao(李钊) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2020, 56(2): 182

[9] Wang Qingzeng(王庆增), Shi Lei(石磊), Tang Chao(唐

- 超). *Bao-Steel Technology*(宝钢技术)[J], 2020(3): 62
- [10] Huang Ke(黄可), Liu Jiang(刘江), Tao Yongde(陶永德) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2019, 40(1): 141
- [11] Kan Zhi(阚志), Du Linxiu(杜林秀), Hu Jun(胡军) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2017, 46(2): 67
- [12] Zhou Ge(周舸), Han Yinben(韩寅奔), Qu Jinglong(曲敬龙) *et al. Journal of Northeastern University*(东北大学学报)[J], 2012, 33(5): 702
- [13] Wan Zhipeng(万志鹏), Wang Tao(王涛), Sun Yu(孙宇) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(2): 213
- [14] Pollock T M, Kissinger R D, Bowman R R. *Superalloys 2000*[C]. Warrendale: TMS, 2000: 415
- [15] Torster F, Baumeister G, Albrecht J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 1997, 234-236: 189
- [16] Keefe P W, Mancuso S O, Maurer G E. *The Minerals, Metals & Materials Society*[J], 1992, 415: 487
- [17] Yu Qiuying(于秋颖), Zhang Maicang(张麦仓), Dong Jianxin(董建新) *et al. Journal of University of Science and Technology Beijing*(北京科技大学学报)[J], 2013, 35(6): 763
- [18] Wan Zhipeng(万志鹏), Wang Tao(王涛), Li Zhao(李钊) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2020, 41(8): 173
- [19] Kan Zhi(阚志), Du Linxiu(杜林秀). *Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2016, 37(8): 84
- [20] Sun Yaru(孙雅茹), Sun Wenru(孙文儒), Guo Shouren(郭守仁) *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment*(材料热处理学报)[J], 2013, 34(3): 50
- [21] Qu Jinglong(曲敬龙), Yi Chushan(易出山), Chen Jingwei(陈竞伟) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2020, 48(8): 73
- [22] Yan Jian(言建), Tang Chao(唐超), Bi Zhongnan(毕中南) *et al. Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2016, 41(4): 150
- [23] Nai Qiliang(倪启亮), Dong Jianxin(董建新), Zhang Maicang(张麦仓). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(10): 2915
- [24] Ma Tengfei(马腾飞), Li Yuli(李宇力), Zhou Xuan(周宣) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(1): 201
- [25] Qu Jinglong(曲敬龙), Du Jinhui(杜金辉), Bi Zhongnan(毕中南) *et al. Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2012, 24(2): 49
- [26] Lasalmonie A, Strudel J L. *Journal of Materials Science*[J], 1986, 21: 1837

Effects of Mixed-Grain Microstructure on High Temperature Mechanical Properties of GH4720Li Alloy

Tang Chao^{1,2}, Cheng Shijun³, Qu Jinglong^{1,2}, Zhang Long⁴, Du Jinhui^{1,2}, Zhang Ji¹

(1. Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, China)

(2. Gaona Aero Material Co., Ltd, Beijing 100081, China)

(3. AECC South Industry Co., Ltd, Zhuzhou 412002, China)

(4. University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: The effects of the mixed-grain microstructure on mechanical property of nickel-based superalloy GH4720Li were studied by optical microscope (OM), field emission scanning electron microscope (FE-SEM) and series properties tests. The results show that the tensile strength and yield strength of structure B (partial mixed crystal+primary γ' phase) at 650 °C for specimens are reduced compared with those of structure A (uniform fine grain+primary γ' phase). The tensile strength of structure C (completely mixed crystal+primary γ' phase) drops rapidly with the increase of volume fraction of coarse grain. Furthermore, the deformation mechanism of superalloys at high temperature is not the same under different stress-rupture test conditions. Under the condition of 730 °C/530 MPa, the stress-rupture life increases with the increase of the volume fraction of coarse grain for the reason that grain boundary sliding mechanism plays an important role. While the major deformation mechanisms is found to be dislocation gliding under 680 °C/830 MPa. Therefore, the stress-rupture life decreases with the increase of the volume fraction of coarse grain. Under this condition, the specimens with local coarse grain and fine grain have the best stress-rupture property. Grain boundary sliding also have certain effect under the condition, which results in not obviously reduction of the stress-rupture life for specimens mainly with coarse grain.

Key words: GH4720Li; mixed-grain microstructure; high temperature tensile property; stress-rupture property