

GH4720Li 合金混晶组织对高温拉伸性能的影响规律

王轶博¹, 赵张龙¹, 王涛², 冯凯凯³, 万志鹏², 韦康², 田云¹

(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. 中国航发湖南动力机械研究所 发动机研发部, 湖南 株洲 412002)

摘要: 通过锻造变形制备了 GH4720Li 高温合金不同粗细晶比例的混晶组织, 测试了不同组织的 650 °C 高温拉伸性能, 建立了高温拉伸强度与混晶组织的量化关系, 揭示了混晶对高温拉伸性能的影响规律与机制。结果表明: 粗晶态 GH4720Li 合金在高温锻造变形过程中, 一次 γ' 相分布直接影响着混晶组织演化, 一次 γ' 相分布越不均匀, 粗晶组织变形后越容易形成混晶组织; 合金 650 °C 高温拉伸过程中, 混晶组织内粗细晶粒尺寸和体积分数会显著影响拉伸性能变化, 随着粗晶粒尺寸和体积分数增加, 合金高温拉伸强度先缓慢下降、再快速降低, 而塑性则下降较快, 抗拉强度与粗细晶等效晶粒尺寸呈现出 Hall-Petch 量化关系, 但粗晶尺寸对等效晶粒尺寸的影响高于细晶; 混晶组织高温拉伸变形中会形成较多的 RD//<111>取向晶粒, 粗细晶比例相差越小, 形成的 RD//<111>取向晶粒数量越少, 位错滑移阻碍越大, 高温拉伸性能越差。

关键词: GH4720Li; 高温拉伸性能; 混晶组织; 微观组织

中图分类号: TG132.3*3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2024)08-2351-10

GH4720Li 合金作为一种高 γ' 强化相含量的沉淀强化型镍基变形高温合金, 具有较好的热稳定性, 优异的抗蠕变、疲劳、氧化、腐蚀性能, 可用作制造 700 °C 下长时使用和 900 °C 短时使用的发动机盘件^[1-6]。目前 GH4720Li 合金主要采用真空熔炼+锻造开坯的方式进行制备, 由于合金含有较高含量约 45% 的 γ' 强化相, 变形抗力大, 锻造开坯窗口窄, 导致合金在锻造开坯过程中, 经常会出现锻造开裂或粗大晶粒和细小晶粒混合的混晶组织。混晶组织在高温合金棒材和盘件制备过程中非常容易出现, 对性能的影响程度往往是判断材料和盘件是否合格的重要标准。刘吉猛等^[7]研究了 GH2132 合金混晶条带组织的力学性能, 发现从粗晶区到混晶区再到细晶区, 显微硬度逐渐增大。王妙全等^[8]研究了影响 GH4169D 高温合金锻件持久性能寿命的因素, 发现混晶程度较严重的组织持久寿命较低。程明等^[9]研究了 GH4169 合金叶片组织对力学性能的影响, 发现晶粒粗大或不均匀会导致疲劳和持久性能降低, 增加合金缺口敏感性。

为了研究混晶组织对 GH4720Li 合金性能的影响, Liu 等^[10]分别对 GH4720Li 合金细晶、粗晶和混晶

组织进行了热模拟压缩实验, 发现混晶组织的流变应力高于细晶组织。黄子琳等^[11]进行了 GH4720Li 合金混晶组织的高温拉伸测试, 发现混晶组织对合金的高温拉伸强度和塑性均有影响, 混晶组织中晶界变形不协调会导致应力集中, 这是影响合金高温性能的因素之一。唐超等^[12]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, 发现混晶组织的屈服强度与抗拉强度介于细晶组织和粗晶组织之间, 并随着粗晶所占比例增加而降低。谢兴飞等^[13]研究了混晶组织对 GH4720Li 合金持久性能的影响规律, 发现持久寿命随着粗晶含量增加和尺寸减小而延长。以上研究成果可以证实混晶组织对 GH4720Li 合金性能存在着较大影响, 但同时也可以发现粗细晶比例不同的混晶组织对合金性能的影响却不完全一样, 仍有待深入研究。

为了进一步分析粗细晶比例不同的混晶组织对 GH4720Li 合金性能的影响规律与机制, 本研究通过锻造变形制备了不同粗细晶比例的混晶组织, 测试混晶组织 650 °C 高温拉伸性能, 观察合金微观组织形态变化, 量化合金高温拉伸性能与混晶组织之间的关系, 并分析混晶组织对高温拉伸性能的影响机制, 为 GH4720Li

收稿日期: 2023-08-16

基金项目: 国家自然科学基金 (51974259); 国防基础科学研究计划项目 (JCKYS2020213003); 西安市科学技术局项目 (21ZCZZHXJS-QCY6-0008)

作者简介: 王轶博, 男, 1998 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: wyb2021200992@163.com

合金锻造开坯组织性能合格性判定与控制提供理论参考和数据支撑。

1 实验

原材料为 GH4720Li 合金初道次锻造开坯棒材，组织由粗大晶粒组成，如图 1f 所示，合金化学成分（质量分数，%）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。可以看出 GH4720Li 合金有较高的 (Al+Ti) 含量，高达 7.5%，故其 γ' 相含量较高，约 45% 左右，合金内通过添加少量其它元素，可以提高力学性能和细化晶粒^[14]。基于 GH4720Li 高温合金的动态再结晶体积分数方程，计算出得到 0%、5%、15%、25% 和 50% 粗晶体积分数时相应的热变形参数，基于此变形参数对如图 1f 所示的原始粗晶组织进行锻造实验，得到图 1a 所示的细晶组织，和图 1b~1e 所示的粗晶和细晶极差为 3 级以上的混晶组织。对组织进行多次取样和计算，发现实验组织粗晶体积分数与模型计算的粗晶体积分数几乎一致，因此均使用计算体积分数描述混晶组织中的粗晶体积分数。合金基体为 γ 相，组织内黑色颗粒为一次 γ' 强化相，细晶组织（图 1a）内晶粒细小、粗晶比例为 0%；混晶组织内粗晶比例分别为 5%（图 1b）、15%（图 1c）、25%（图 1d）和 50%（图 1e）。细晶组织平均晶粒尺寸仅为 12.5 μm ，一次 γ' 强化相分布均匀，而混晶组织内，随着粗晶比例增大，组织内的粗晶粒和细晶粒尺寸都有所增大，一次 γ' 强化相逐渐变得

不明显。

按照 GB/T 4338-2006 拉伸试样标准，横截面试样平行长度为 5 mm、原始标距长度为 25 mm 的标准试样，进行 650 $^{\circ}\text{C}$ 高温拉伸性能测试，高温拉伸试验机带有数字化数据采集系统，可实时记录试样拉伸测试过程中的应力-应变数据，依据试验测试数据分析并计算 650 $^{\circ}\text{C}$ 高温抗拉强度 σ_b 、屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 、伸长率 A 和断面收缩率 Z 。采用 OLYMPUS-PM3 光学显微镜观察组织形态，采用 Tescan Mira 3 XMU 场发射型扫描电子显微镜观察组织内 γ' 相尺寸、数量、分布和形态变化，通过电子背散射衍射 (electron backscattered diffraction, EBSD) 技术分析高温拉伸前后晶粒取向、位错等内部微观结构变化。

2 结果与分析

2.1 GH4720Li 合金混晶组织特征

图 2 为 GH4720Li 合金原始粗晶经锻造变形为完全细晶后的微观组织，从图 2a 可以看出组织内晶粒尺寸分布均匀，平均晶粒尺寸在 12.5 μm 左右，晶粒形态多为等轴状，组织中弥散分布着较多的一次 γ' 相，主要集中在三角晶界处。从图 2b 可以看出，一次 γ' 相的尺寸在 3~5 μm ，多数一次 γ' 相的形态为等轴状或不规则形状，晶粒内部一次 γ' 相分布较少且尺寸也较小。从图 2c 可以看出，晶内二次 γ' 相的尺寸较小，形态与一次 γ' 相不太相同，基本呈方形，尺寸在 0.5 μm 左右。

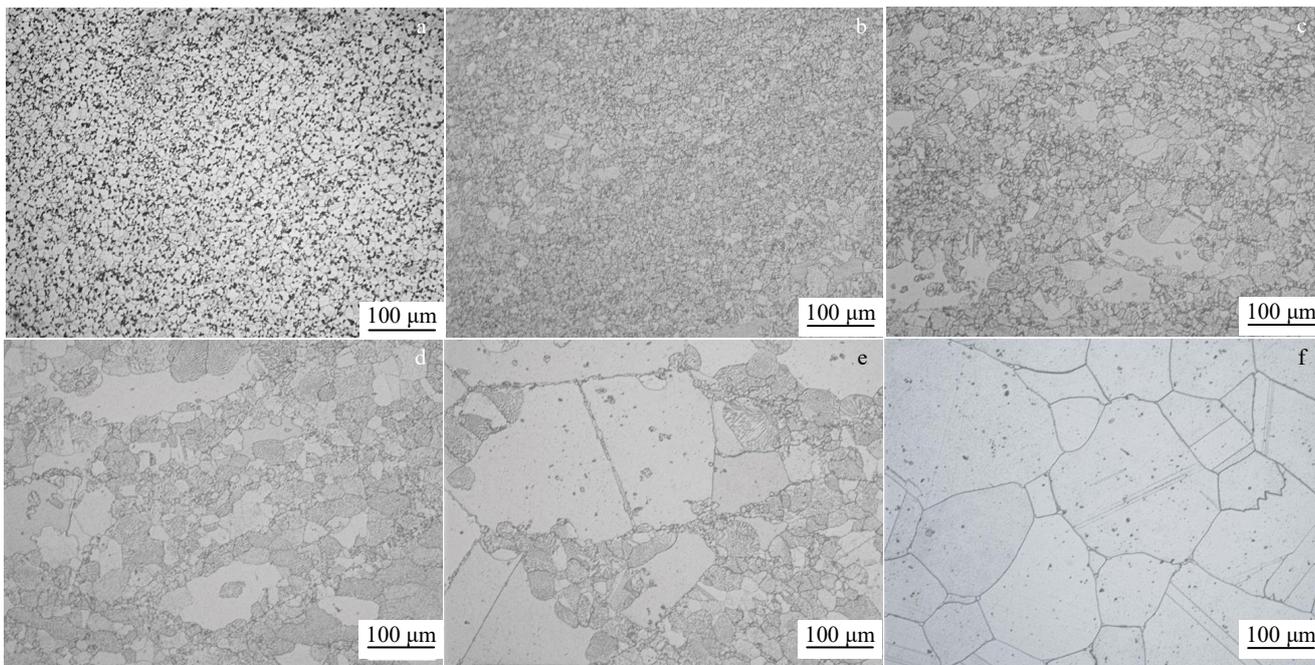


图 1 不同粗晶占比的 GH4720Li 合金微观组织

Fig.1 Microstructures of GH4720Li alloys with different coarse grain ratios: (a) 0%, (b) 5%, (c) 15%, (d) 25%, (e) 50%, and (f) 100%

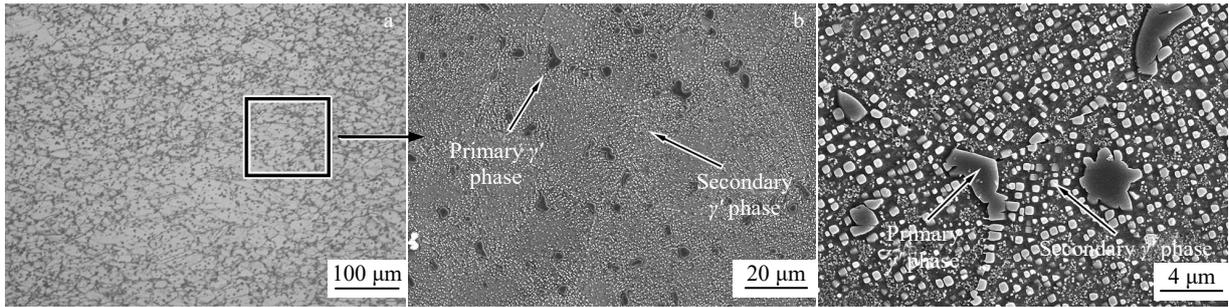


图 2 GH4720Li 合金细晶组织

Fig.2 Microstructures of fine grain in GH4720Li alloy: (a) grains, (b) primary γ' phase, and (c) secondary γ' phase

图 3 为 GH4720Li 合金粗晶比例为 15%和 50%混晶组织形貌, 对比图 3a 和图 3d 可以看出, 混晶组织中的细晶粒呈等轴形状, 是典型的细小再结晶晶粒, 尺寸较大的粗晶粒是未发生再结晶或再结晶不完全的原始粗大晶粒。图 3b 和图 3e 分别为粗晶比例为 15%和 50%较高倍数下的扫描组织图, 可以看出, 一次 γ' 相主要分布在晶界上, 尺寸在 3~5 μm , 形状为椭球状, 在细晶粒晶界周围分布的一次 γ' 相含量较高, 而粗大晶粒晶界附近一次 γ' 相含量较低。从不同粗细晶比例的混晶组织对比, 可以发现一次 γ' 相的尺寸和形态没有太大差别, 但粗晶占比较高的组织内一次 γ' 相数量相对较少; 二次 γ' 相都分布在晶内, 在不同粗细晶比例混晶组织内差别不明显 (3c 和图 3f)。

通过对不同粗细晶比例的混晶组织进行对比, 可以发现在混晶组织中, 一次 γ' 相周围往往伴随着尺寸比较

细小的细晶粒, 这主要与一次 γ' 相是动态再结晶的主要形核位点、容易发生动态再结晶有关^[15]。一次 γ' 相分布较多的区域动态再结晶形核率高, 更容易发生动态再结晶, 成为细晶区; 而一次 γ' 相分布较少的区域动态再结晶形核率较低, 不太容易发生动态再结晶细化, 原始粗晶细化程度有限, 最终造成粗晶和细晶混合的混晶组织。若合金中一次 γ' 相分布越均匀, 则动态再结晶形核越均匀, 锻造变形后的晶粒尺寸也就越均匀。由于合金组织变化往往决定性能变化, 在沉淀型镍基高温合金中, 强化相对性能影响较大, 一次 γ' 相含量越多, 分布越均匀, 合金的高温拉伸性能越好, 分布越不均匀, 往往越不利于性能提升^[16-18]。

2.2 混晶组织 GH4720Li 合金高温拉伸性能

不同粗细晶比例混晶组织 GH4720Li 合金的 650 $^{\circ}\text{C}$ 高温拉伸应力-应变曲线如图 4 所示。可以看出细晶组

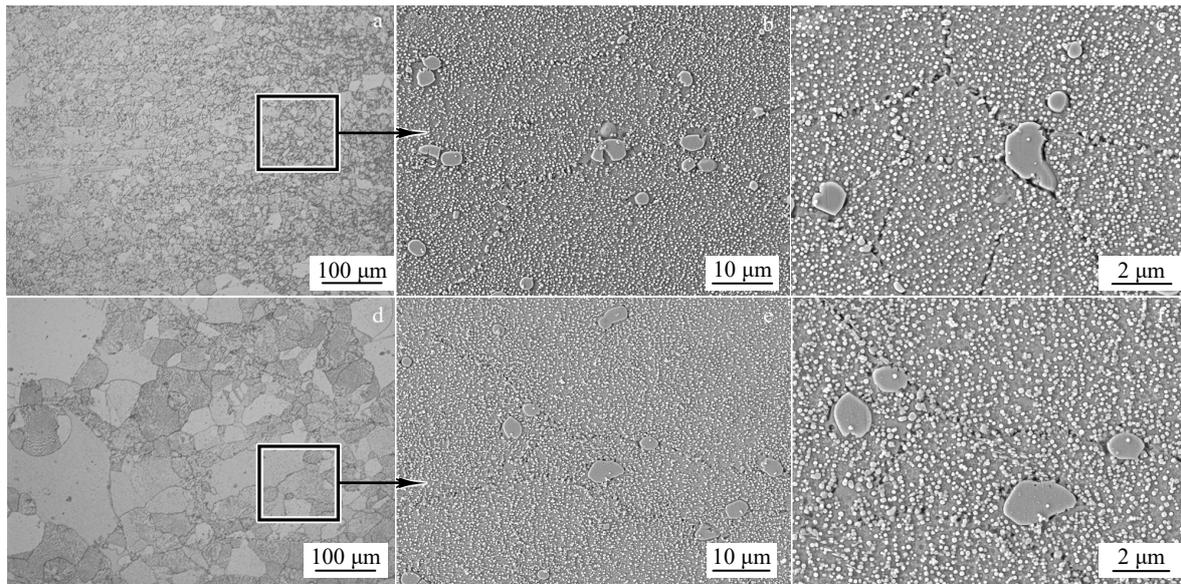


图 3 GH4720Li 合金粗晶比例为 15%和 50%混晶组织

Fig.3 Microstructures of GH4720Li alloy with coarse grain ratio of 15% (a-c) and 50% (d-f): (a, d) grain, (b, e) primary γ' phase, and (c, f) secondary γ' phase

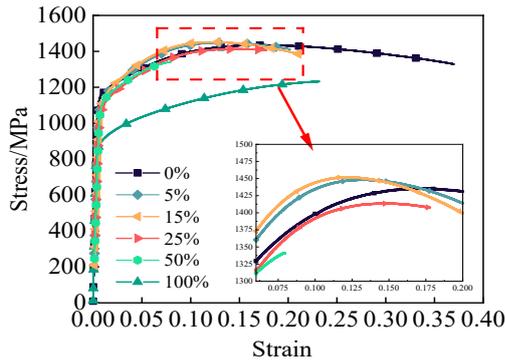


图 4 不同粗细晶比例混晶组织 GH4720Li 合金高温拉伸应力-应变曲线

Fig.4 High-temperature tensile stress-strain curves of GH4720Li alloy with different coarse and fine grain ratios

织、不同粗细晶比例的混晶组织以及粗晶组织高温拉伸过程中，都表现出一致的弹性变形行为。粗晶比例为 0% 的细晶组织经弹性变形后，拉伸应力会缓慢上升至抗拉强度极限，随后缓慢降低直至断裂，强度和塑性都较好；5%~25%粗晶比例较低的混晶组织拉伸应力-应变曲线与细晶组织几乎一致，但是经过抗拉极限后却快速发生断裂，拉伸塑性较差；而粗晶比例为 50% 的混晶组织高温拉伸应力应变曲线却表现出更大的差别，拉伸未达到细晶组织或粗晶比例较低混晶组织的抗拉强度极限就发生了断裂，抗拉强度和拉伸塑性都较差；粗晶比例为 100% 的粗晶组织高温拉伸过程中，虽然应力-应变曲线表现出更低的抗拉强度和屈服强度，但是拉伸塑性却相比粗晶比例为 50% 的混晶组织有所提升，与 5%~25%粗晶比例较低的混晶组织相差不大，甚至更好。

图 5 为不同粗细晶比例混晶组织 GH4720Li 合金 650 °C 高温拉伸性能数据变化。从图 5a 混晶组织抗拉强度 σ_b 和屈服强度 $\sigma_{0.2}$ 随粗晶比例变化关系可以看出，细晶组织抗拉强度达到 1436 MPa，5%~25%粗晶比例较低

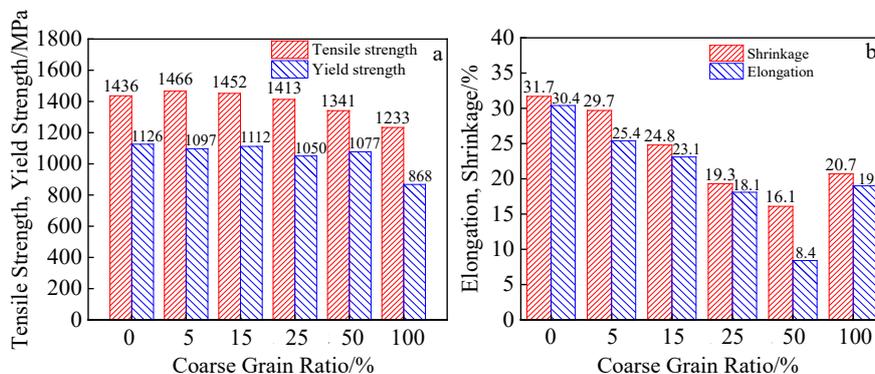


图 5 混晶组织 GH4720Li 合金 650 °C 拉伸性能变化

Fig.5 Tensile properties of GH4720Li alloy with mixed grain microstructure at 650 °C: (a) strength and (b) plasticity

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（粗晶比例为 50% 时降至 1341 MPa）、继而快速降低的趋势。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。从图 5b 混晶组织拉伸塑性变化图可以看出，混晶组织延伸率 A 和断面收缩率 Z 随粗晶比例上升都发生快速下降。粗晶比例为 0% 的细晶组织塑性最好，延伸率和断面收缩率均高于 30%，而当粗晶比例为 15% 时，合金延伸率和断面收缩率下降为 23.1% 和 24.8%，粗晶比例为 50% 时，合金的延伸率和断面收缩率仅为 8.4% 和 16.1%，但是当合金组织完全由粗晶组成时，高温拉伸塑性却又有所提升，优于粗细晶比例相当的混晶组织。

通常合金的拉伸强度与晶粒尺寸呈现 Hall-Petch 变化关系，其强化原理为晶界阻碍位错运动，增加驱动位错运动的外加应力，进而提升合金强度，因此缩小晶粒尺寸本质上是通过增加晶界数目来提升合金强度^[19]。对 GH4720Li 合金混晶组织抗拉强度进行分析，可以发现不同混晶组织合金的强度随粗晶比例和粗、细晶粒尺寸的变化具有一定变化规律。由于混晶组织不同尺寸晶粒分布不均匀，通过引入幂函数关系来建立等效晶粒尺寸的方式，表征混晶组织对强度的影响，如式 (1) 所示：

$$d_{\text{mixed}} = c^m d_{\text{coarse}} + (1-c)^n d_{\text{fine}} \quad (1)$$

其中， d_{mixed} 为混晶组织等效晶粒尺寸， d_{coarse} 为粗晶粒尺寸， d_{fine} 为细晶粒尺寸， c 为粗晶体积分数， m 为粗晶体积分数系数， n 为细晶体积分数系数。

当 m 、 n 取不同数值时，采用公式 (1) 计算出混晶组织等效晶粒尺寸，进而可以实现利用 Hall-Petch 关系模型预测混晶组织的强度变化。预测强度与试验强度相比，其相关系数变化如图 6a 所示，可以发现，当 m 值在约 1.5 附近、 n 值在 0.5~1.5 时，相关系数均在 0.9 以上，说明采用公式 (1) 计算混晶组织等效晶粒尺寸可以较好地预测出合金的强度变化。从 m 和 n 值的数值大小

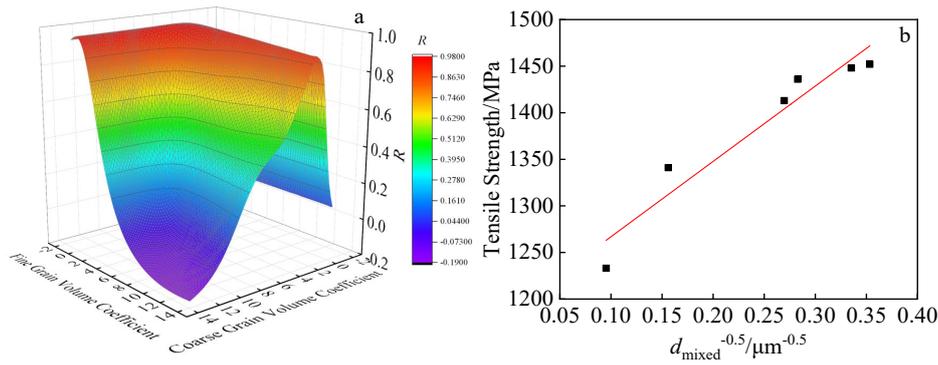


图 6 不同 m 、 n 值对性能预测的影响和 $m=2.5$ 、 $n=2$ 下的性能预测结果

Fig.6 Influence of different m and n values on performance prediction (a) and performance prediction results with $m=2.5$ and $n=2$ (b)

还可以发现，粗晶晶粒尺寸和细晶晶粒尺寸对等效晶粒尺寸的影响不同，粗晶晶粒尺寸对等效晶粒尺寸的影响更大。以 $m=2.5$ 、 $n=2$ 为例，可以预测出 GH4720Li 合金不同混晶组织的强度变化，如式 (2) 所示：

$$\sigma_b = 1185.97 + 808.91[c^{2.5}d_{coarse} + (1-c)^2d_{fine}]^{0.5} \quad (2)$$

图 7 为不同粗细晶比例混晶组织 GH4720Li 合金 650 °C 高温拉伸后的断口组织形貌。从图 7a 可以看出粗晶比例为 0% 的细晶组织断口有明显的放射区和剪切唇，图 7b 所示的放射区域呈沟壑状分布，可观察到较多韧窝，较大的韧窝在 5 μm 左右，图 7c 所示的剪切唇区域可以观察到大量网络状纹路，说明断裂机制为沿晶韧性断裂，图 7d 中黑色箭头所示的韧窝中可以观察到冰糖状颗粒。图 7e 为粗晶比例 25% 混晶组织的拉伸断口，可以看出放射区与剪切唇区的形貌差异较小，图 7f 剪切唇处的断口相对平整，有河流状的平行纹理，图 7g 所示的放射区能观察到较多裂纹，图 7h 断口边缘区域有严重的应力腐蚀断裂特征。图 7i 为粗晶比例 50% 混晶组织拉伸断口组织，可以看出断口无明显的放射区和剪切唇，呈脆性断裂模式，图 7j 所指的断口呈冰糖状，并且在断口上可以观察到较多明显的晶间裂纹，裂纹平直，裂纹处分布着较多 1 μm 左右的极小韧窝，图 7k 和 7l 中的部分断口上还存在较多不规则凸起，在较高倍数下可以观察到平行的平台状纹理。可以看出，随着粗晶比例的增加，合金高温拉伸断裂形式更趋向于转变为脆性断裂，塑性呈不断下降趋势，这与不同粗晶比例组织的高温拉伸性能变化规律一致。

通过以上分析可以发现，随着混晶组织中粗晶比例增加，GH4720Li 高温合金的屈服强度变化不明显，这是因为合金发生屈服时位错大量开动，对于沉淀强化型的高温合金来说，强化相含量和尺寸是决定合金钉扎位错能力的主要因素^[20-22]，因此粗晶比例变化对合金屈服强度的影响不大，而完全粗晶组织内强化相的尺寸与混

晶组织却存在较大不同，故屈服强度较差。粗晶比例对抗拉强度的影响较大，抗拉强度体现的是合金对位错运动承受的极限能力。粗晶比例增大，晶界数目减少，故合金对位错的承受能力降低，导致合金的抗拉强度降低^[23]，较低粗晶比例的混晶组织强度甚至略高于细晶组织，这是由于该类混晶组织等效晶粒尺寸小，合金中的晶界数目反而更多，进而提高合金强度。粗晶比例对合金塑性的影响比较显著，细晶组织中晶粒形状一般为等轴状，相互协调变形能力较好^[24]。而混晶组织往往是由于再结晶不完全形成的，组织内存在许多局部应变集中区域，影响合金整体变形能力。

2.3 混晶组织高温拉伸滑移行为

图 8 是不同粗细晶比例混晶组织 GH4720Li 合金 650 °C 高温拉伸前后的晶粒取向分布，图 8a~8c 是高温拉伸前的晶粒取向分布，图 8d~8f 是断口附近的晶粒取向分布，图中不同的颜色代表不同的晶粒取向。由图 8a 细晶组织高温拉伸前晶粒取向分布图可以发现，细晶组织高温拉伸前晶粒取向比较随机，由图 8b, 8c 粗晶比例 25% 和 50% 的晶粒取向分布也可以发现，混晶组织高温拉伸前的晶粒取向都呈随机分布，尽管随着粗晶比例增大，合金中晶粒数量有所减少，但晶粒取向没有明确方向。从图 8d 粗晶比例为 0% 细晶组织的晶粒取向分布图可以看出，细晶组织高温拉伸后晶粒取向以 $RD//\langle 111 \rangle$ 和 $RD//\langle 001 \rangle$ 为主，占比超过 80%。图 8e, 8f 为粗晶比例 25% 和 50% 的晶粒取向分布图，可以看出，晶粒取向多呈 $RD//\langle 111 \rangle$ 分布，但相比于细晶组织其 $RD//\langle 111 \rangle$ 取向的晶粒数目已明显变少。从混晶组织高温拉伸前后晶粒取向变化可以说明，拉伸变形后的特定晶粒取向与合金高温受拉伸载荷作用有关。

图 9 为不同粗细晶比例混晶组织 GH4720Li 合金高温拉伸断口附近的晶界分布图和晶界取向差统计图，其中粗黑线为大角度晶界（位相差大于 10° 的相邻晶粒的

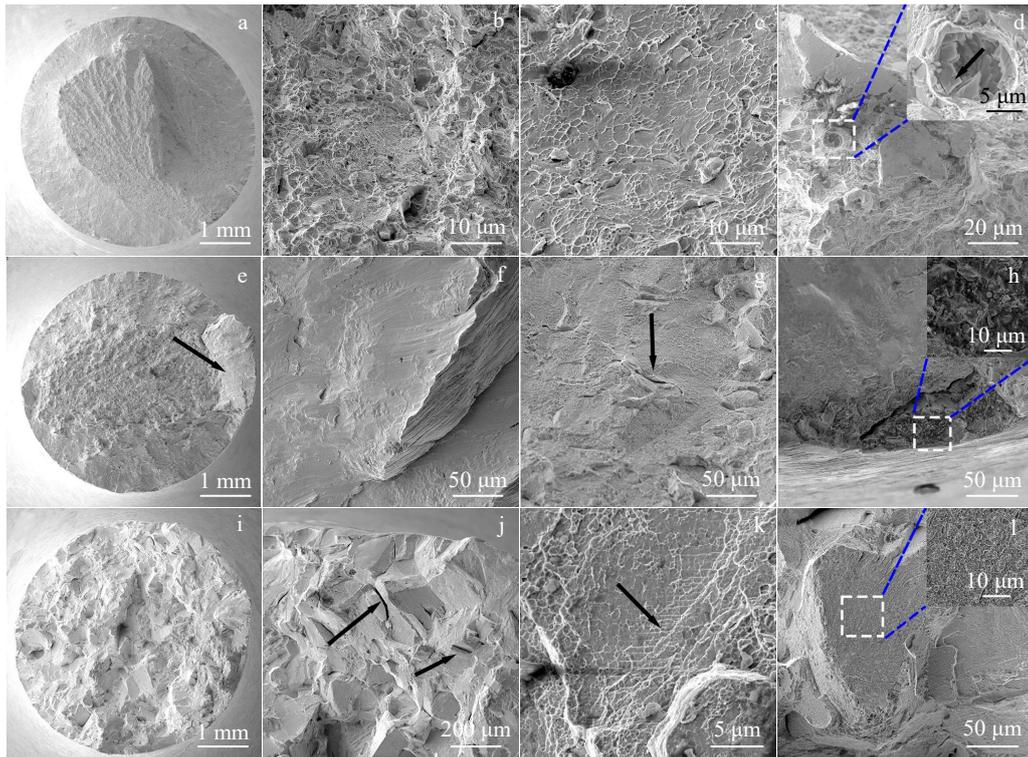


图 7 不同粗细晶比例混晶组织 GH4720Li 合金高温拉伸断口形貌

Fig.7 High-temperature tensile fracture morphologies of GH4720Li alloy with different coarse and fine grain ratios: (a-d) fine grain structure, (e-h) 25% mixed grain microstructure, and (i-l) 50% mixed grain microstructure

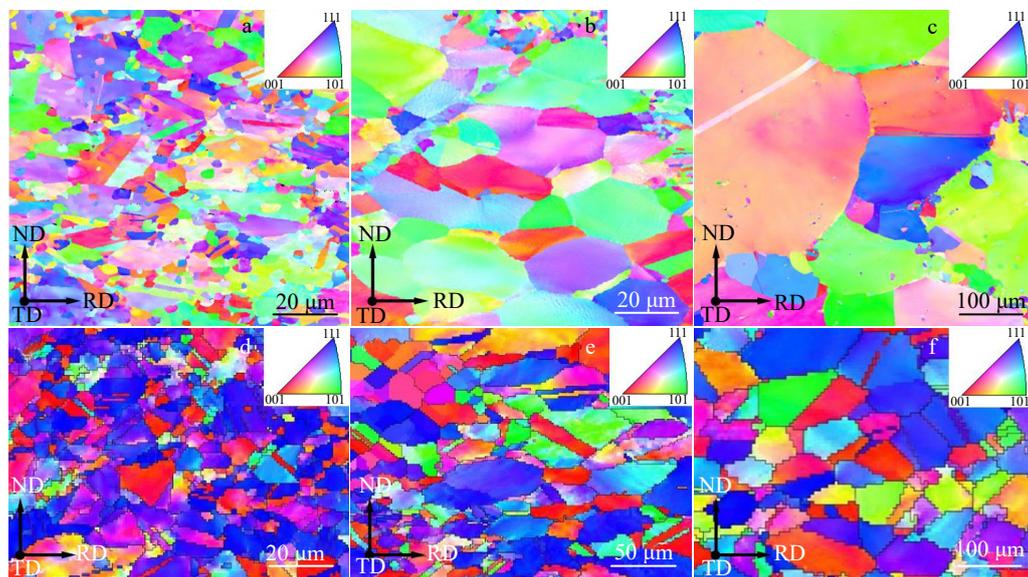


图 8 混晶组织 GH4720Li 合金高温拉伸前后的晶粒取向分布

Fig.8 Grain orientation distribution of GH4720Li alloy before and after high-temperature tensile deformation: (a, d) fine crystal structure, (b, e) 25% mixed grain microstructure, and (c, f) 50% mixed grain microstructure

晶界），细绿线为小角度晶界（位相差小于 10° 的相邻晶粒的晶界）。从图 9a 粗晶比例为 0% 细晶组织的晶界分布图可以看出，细晶组织高温拉伸断口附近的小角度

晶界分布均匀，说明细晶组织在拉伸过程中变形均匀，再结晶行为充分。从 9b 粗晶比例为 25% 混晶组织高温拉伸后晶界分布图可以看出， $RD//\langle 111 \rangle$ 和 $RD//\langle 001 \rangle$

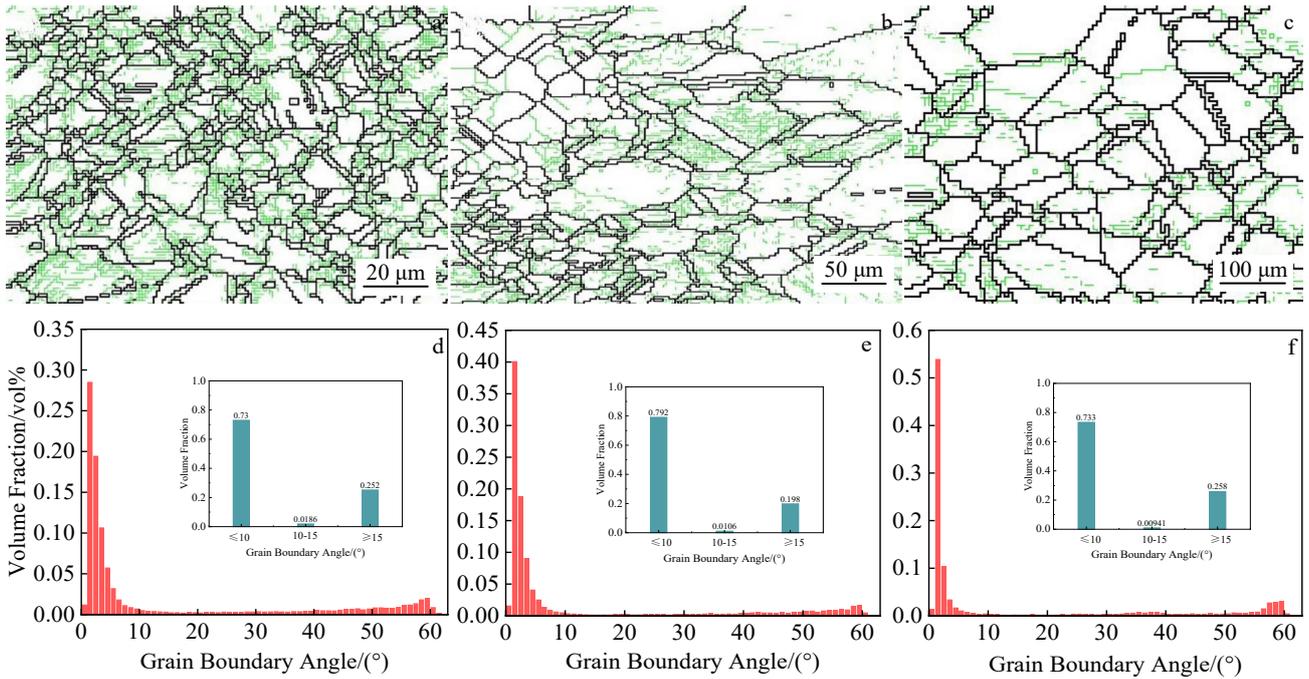


图 9 混晶组织 GH4720Li 合金高温拉伸后的晶界分布和含量

Fig.9 Grain boundary distribution (a-c) and content (d-f) of GH4720Li alloy after high-temperature tensile deformation: (a, d) fine grain structure, (b, e) 25% mixed grain microstructure, and (c, f) 50% mixed grain microstructure

取向的晶粒中小角度晶界较少,小角度晶界多集中在非 RD//<111>取向晶粒内。从图 9c 粗晶比例为 50%混晶组织高温拉伸后晶界分布图可以发现,小角度晶界含量大大减少,仅集中在粗晶粒晶界附近,晶内含量较少。图 9d-9f 为不同粗细晶比例混晶组织的晶界取向差统计,从中可以看出,随着粗晶比例增加,中等角度晶界的比例减少,小角度晶界和大角度晶界的变化没有明显规律,但总体上小角度晶界的含量均高于 70%。

通过以上分析可以看出,不同粗细晶比例的混晶组织内小角度晶界比例均较高,小角度晶界主要是通过位错的滑移运动产生,说明在不同粗细晶比例混晶组织的高温拉伸变形中,位错滑移都是其主要的变形机制。许多关于高温合金高温拉伸实验的研究表明^[25],晶粒取向对合金高温性能有较大影响,一些特定取向的晶粒周围更容易形成晶界裂纹,降低合金高温塑性。而具有 RD//<111>取向的晶粒在拉伸变形中容易在(111)晶面上发生不完全位错的滑移,该位错的泊氏矢量较小,所需的驱动力更低, RD//<001>取向晶粒有较高的 Schmid 因子,该取向上有更高的位错驱动力。GH4720Li 合金高温拉伸过程中晶粒取向会发生变化,粗晶比例较低的混晶组织更容易形成 RD//<111>和 RD//<001>取向,故对于粗晶比例较低的混晶组织位错滑移更容易进行,合金的塑性更好,而随着粗晶比例增加,能形成特定晶粒取向的晶粒数量减少,塑

性变差,充分证实混晶组织在高温拉伸过程中不同的组织演化行为也是造成性能差异的原因之一^[17]。

2.4 混晶组织高温拉伸孪生行为

图 10 给出了不同粗晶比例下 GH4720Li 合金高温拉伸前的孪晶分布和重合位置点阵 (coincidence site lattice, CSL) 晶界统计。对比图 10a~10c 的孪晶分布可以看出,拉伸变形前的组织中存在很多孪晶,在粗晶比例为 0%的细晶组织(图 10a)中,存在平直和不连续的孪晶界^[26]。随着粗晶比例的升高,组织中不连续孪晶界消失,孪晶界更容易成对出现。由于 GH4720Li 合金属于低层错能面心立方金属材料,低层错能材料扩展位错区较宽,位错更容易分解成不完全位错,难以发生交滑移,增大了滑移难度,降低孪晶面形成产生的界面能,促使材料发生孪生变形。孪生变形具有较鲜明的组织特点,即平直的孪晶界,高温合金孪晶界一般在 60°左右^[27]。对比图 10d~10f 的 CSL 晶界统计也可以看出,随着粗晶比例增加,组织中 Σ3 孪晶界的比例由 25%增加至 31.4%,Σ9 晶界由 0.79%增加至 1.08%,Σ27 晶界的比例则有没明显变化规律,这是由于相比于细小晶粒粗大晶粒中会存在的位错更多,积累的不完全位错特更多,故更容易发生孪生变形,Σ3 孪晶界比例也会更大。总的来说拉伸变形前混晶组织中的孪晶界比例相对较高,在 25%以上。

图 11 给出了不同粗晶比例下 GH4720Li 合金高温拉

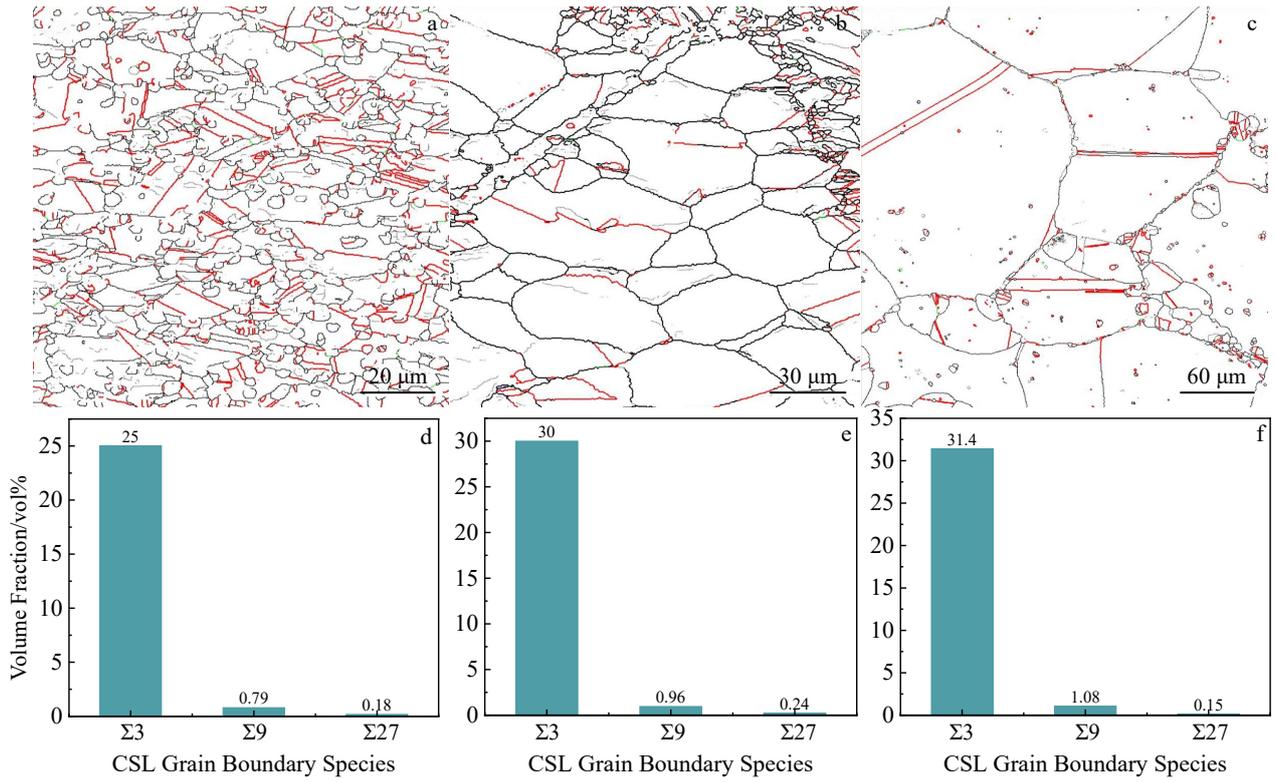


图 10 混晶组织 GH4720Li 合金高温拉伸前的孪晶分布和 CSL 晶界统计

Fig.10 Twin distribution (a-c) and CSL grain boundary statistics (d-f) of GH4720Li alloy with mixed crystal structure before high-temperature tensile deformation: (a, d) fine grain structure, (b, e) 25% mixed grain microstructure, and (c, f) 50% mixed grain microstructure

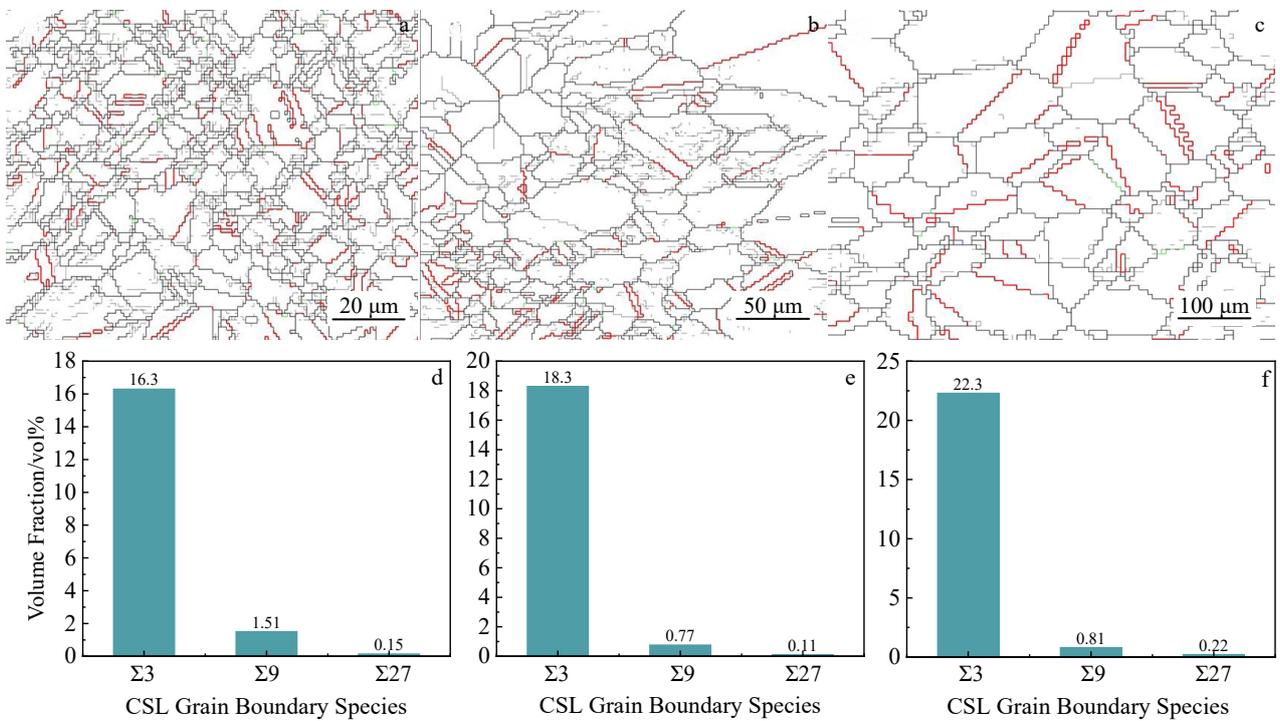


图 11 混晶组织 GH4720Li 合金高温拉伸后的孪晶分布和 CSL 晶界统计

Fig.11 Twin distribution (a-c) and CSL grain boundary statistics (d-f) of GH4720Li alloy with mixed crystal structure after high-temperature tensile deformation: (a, d) fine grain structure, (b, e) 25% mixed grain microstructure, and (c, f) 50% mixed grain microstructure

伸后的孪晶分布和 CSL 晶界统计。对比图 10d~10f 的 CSL 晶界统计也可以看出, 高温拉伸后组织中的 $\Sigma 3$ 孪晶界随着粗晶比例的增加而增加, 但是比例均在 20% 左右, 而 $\Sigma 9$ 和 $\Sigma 27$ 晶界比例没有明显规律。对比图 10 与图 11 中的孪晶分布可以看出, 高温拉伸后组织中孪晶的分布更少, 并且对比 CSL 晶界统计图也可以看出, 无论是那种粗晶比例的合金, 高温拉伸后 $\Sigma 3$ 孪晶界的含量有明显减少。说明 GH4720Li 合金在高温拉伸行为中孪生变形并不活跃。可见无论是细晶组织还是混晶组织, 孪生变形都是辅助变形机制。

3 结 论

1) 粗晶态 GH4720Li 高温合金锻造变形后容易形成粗晶和细晶混合的混晶组织, 混晶组织内一次 γ' 相分布不均匀, 主要分布在晶界和晶粒较细的区域。一次 γ' 相的分布会影响合金锻造变形过程中的组织演化, 一次 γ' 相分布越不均匀, 变形过程中就越容易形成混晶组织。

2) 混晶组织 GH4720Li 合金 650 °C 高温拉伸过程中, 随着粗晶比例从 0% 增加至 50%, 高温拉伸强度从 1436 MPa 先缓慢下降、再快速降低至 1341 MPa, 而延伸率和断面收缩率快速下降; 抗拉强度与粗细晶等效晶粒尺寸呈现出 Hall-Petch 量化关系, 但粗晶尺寸对性能的影响明显高于细晶, 高温拉伸断裂行为逐渐向脆性断裂转变。

3) 混晶组织 GH4720Li 合金 650 °C 高温拉伸变形中会形成较多的 RD//<111>取向晶粒, 组织内粗细晶比例相差越小, 形成的 RD//<111>取向晶粒数量越少, 位错滑移阻碍越大, 高温拉伸性能越差, 合金高温拉伸变形机制以滑移为主, 孪生为辅。

参考文献 References

- [1] Guo Jianting(郭建亭). *Science of Superalloy Materials, Part 1* (高温合金材料学, 上册)[M]. Beijing: Science press, 2008: 124
- [2] Zhao C L, Wang Q, Tang Y *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2022, 51(7): 2356
- [3] Zang Rui(张 瑞), Liu Peng(刘 鹏), Cui Chuanyong(崔传勇) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2021, 57(10): 1215
- [4] Liu Chao(刘 超), Yao Zhihao(姚志浩), Jiang He(江 河) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2021, 57(10): 1309
- [5] Li X X, Jia C L, Yu A *et al. Journal of Wuhan University of Technology (Materials Science)*[J], 2023, 38(4): 903
- [6] Du Jinhui(杜金辉), Lv Xudong(吕旭东), Dong Jianxin(董建新) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(9): 1115
- [7] Liu Jimeng(刘吉猛), Huang Shuo(黄 烁), Zhang Xiaomin(张晓敏) *et al. Iron and Steel*(钢铁)[J], 2022, 57(6): 110
- [8] Wang Miaoquan(王妙全), Tian Chenggang(田成刚), Xu Yao(徐 瑶) *et al. Forging & Stamping Technology*(锻压技术)[J], 2023, 48(1): 46
- [9] Cheng Ming(程 明), Ye Nengyong(叶能永), Zahng Shihong(张士宏). *Materials China*(中国材料进展)[J], 2016, 35(4): 241
- [10] Liu F, Chen J, Dong J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 651: 102
- [11] Huang Zilin(黄子琳), Xie Xingfei(谢兴飞), Gu Yu(谷 雨) *et al. Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2021, 45(10): 1269
- [12] Tang Chao(唐 超), Cheng Shijun(程世君), Qu Jinglong(曲敬龙) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(9): 3280
- [13] 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
- [14] Cheng Y, Zhao X B, Xia W S *et al. Progress in Natural Science: Materials International*[J], 2022, 32(6): 745
- [15] Konkova T, Rahimi S, Mironov S *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 139: 437
- [16] Shahwaz M, Nath P, Sen I. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2022, 907: 164530
- [17] Kan Zhi(阚 志), Du Linxiu(杜林秀), Hu Jun(胡 军) *et al. Journal of Northeastern University*(东北大学学报)[J], 2017, 38(1): 46
- [18] Sheng Yingju(盛俊英), Yi Chushan(易出山), Luo Junpeng(罗俊鹏) *et al. The 13th China Superalloy Annual Meeting*(第十三届中国高温合金年会)[C]. Beijing: The Chinese Society for Metals, 2015: 46
- [19] Godon A, Creus J, Cohendoz S *et al. Scripta Materialia*[J], 2010, 62(6): 403
- [20] Bai J M, Zhang H P, Liu J T *et al. Materials Characterization*[J], 2022, 191: 112089
- [21] Chu C H, Guo Q Y, Guan Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 833: 142587
- [22] Taller S, Austin T. *Additive Manufacturing*[J], 2022, 60: 103280
- [23] Wang Jiangwei(王江伟), Chen Yingbin(陈映彬), Zhu Qi(祝祺) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2022, 58(6): 726
- [24] Musinski W, Shade P, Pagan D *et al. Materialia*[J], 2021, 16: 101063
- [25] Kangazian J, Shamanian M, Kermanpur A *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 823: 141742

- [26] Li Zhigang(李志刚). *Evolution of Annealing Twin Boundary and Mechanical Behavior in A Nickel-Iron Based Wrought Alloy*(一种镍铁基变形高温合金中退火孪晶界的演变与力学行为)[D]. Shanghai: Shanghai Jiaotong University, 2015
- [27] Wang Y J, Jia Z, Gao Z X *et al.* *Journal of Central South University*[J], 2023, 30(1): 49

Influence Rule of Mixed Grain Microstructure on High-Temperature Tensile Properties of GH4720Li Alloy

Wang Yibo¹, Zhao Zhanglong¹, Wang Tao², Feng Kaikai³, Wan Zhipeng², Wei Kang², Tian Yun¹

(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. Engine Development Department, AECC Hunan Aviation Powerplant Research Institute, Zhuzhou 412002, China)

Abstract: Mixed grain microstructures of GH4720Li superalloy with different coarse and fine grain ratios were prepared by forging deformation. The high-temperature tensile properties of different mixed grain microstructures at 650 °C were tested. The quantitative relationship between high-temperature tensile strength and mixed grain microstructures was established, and the influence rule of mixed grain structures on high-temperature tensile properties was revealed. The results show that the primary γ' phase distribution directly affects the evolution of the mixed grain structures during the high-temperature forging process of coarse crystal GH4720Li alloy. The more uneven the primary γ' phase distribution, the easier it is to form the mixed grain microstructure after the deformation of the coarse grain structures. During the 650 °C tensile process, the coarse grain size and volume fraction in the mixed grain microstructures significantly affect the tensile properties. With the increase in the coarse grain size and volume fraction, the high-temperature tensile strength of the alloy decreases slowly and then rapidly, while the plasticity decreases rapidly. The tensile strength shows a Hall-Petch quantization relationship with the equivalent grain size. But the effect of coarse grain size on the equivalent grain size is higher than that of fine grain size. The RD//<111> oriented grains are formed in the microstructure during high-temperature tensile deformation. The smaller the difference in the ratio of coarse and fine grains in the mixed grain microstructure, the fewer the RD//<111> oriented grains are formed, the greater the dislocation slip obstruction, and the worse the high-temperature tensile property of the mixed grain microstructure.

Key words: GH4720Li; high-temperature tensile properties; mixed grain; microstructure

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