



Al-Cu-Li合金厚板不均匀特征组织对蠕变时效成形的影响

张 劲^{1,2}, 郑昌军¹, 陈明安^{1,2}

(1. 中南大学 轻合金研究院, 长沙 410083;

2. 中南大学 高性能与复杂制造国家重点实验室, 长沙 410083)

摘 要: 采用单轴恒应力蠕变试验、电子背散射衍射(EBSD)和透射电子显微镜(TEM)技术等实验手段, 研究了Al-Cu-Li合金厚板的不均匀组织特征对其蠕变时效成形过程的影响。结果表明: 厚向不均匀组织的差异性表现出明显不同的蠕变变形行为, 靠近中心层的特征组织具有更高的蠕变量和更快的初始蠕变速率; 厚板特征组织的晶粒尺寸与蠕变变形之间无确定的相关性, 而位错运动是影响蠕变量的主要因素; 晶粒尺寸在蠕变时效前后变化微小, 但蠕变时效后小角度晶界比例存在不同程度的提高。此外, 厚板不同特征组织会影响蠕变时效过程中强化相 T_1 的析出行为, 靠近中心层的特征组织在蠕变过程中会形成更多的位错缠结, 促使 T_1 相大量析出和致密分布。

关键词: Al-Cu-Li合金; 厚板; 蠕变时效成形; 微观组织

文章编号: 1004-0609(2022)-07-1889-11

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 张 劲, 郑昌军, 陈明安. Al-Cu-Li合金厚板不均匀特征组织对蠕变时效成形的影响[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(7): 1889-1899. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2022-36679

ZHANG Jin, ZHENG Chang-jun, CHEN Ming-an. Effect of inhomogeneous characteristic structure on creep aging forming in Al-Cu-Li alloy thick plates[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(7): 1889-1899. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2022-36679

Al-Cu-Li合金由于高模量、高强度、抗疲劳性能强, 成为航空航天工业理想的结构材料之一^[1-2]。2050铝合金具有高耐损伤性和高强度的优异性能, 展现了在航空工业应用上的巨大潜力。同时, 针对铝合金轻量化大型带筋整体壁板发展起来的蠕变时效成形技术(Creep ageing forming), 得到广泛的关注与研究^[2-4]。在CAF中同步发生时效硬化和应力诱导变形, 可以通过调控它们两者之间的影响与联系, 以获得复杂形状和优良的综合性能的构件^[5-8]。目前, CAF技术已经成功运用到飞机的上下机翼蒙皮。例如美国B-1B远程战斗机的上下翼蒙皮, 其

板厚度从内侧端厚63.5 mm减少到外侧端厚2.5 mm, 以及空客A380飞机的双曲面机翼蒙皮, 其厚度从3 mm增加到28 mm不等^[4,9]。

显然, 实际的壁板构件通常具有厚度不均匀和多曲率的特点, 在蠕变时效成形过程中, 这会导致成形板内出现蠕变变形与应力松弛总量不协调的现象。此外, 成形板一般是轧制板, 其微观结构和性能会沿厚度方向上展现出较大的差异性, 并会随着厚度的增加而增强^[10-11]。但厚度不均匀性带来的影响却通常被忽略, 尤其在变厚度壁板情况上, 在蠕变时效成型后该影响是否能够引起蠕变应变和力学

基金项目: 国家重点研发计划资助项目(2017YFB0306301, 2020YFA0711104)

收稿日期: 2021-02-25; 修订日期: 2022-04-20

通信作者: 张 劲, 副教授, 博士; 电话: 0731-88876913; E-mail: zhangjinlari@csu.edu.cn

性能的不均匀性和差异性, 还需要进一步的探究。因此, 研究板材厚度方向上的不均匀组织与蠕变变形行为之间的联系非常重要。迄今为止, 国内外对时效强化铝合金的蠕变时效研究, 集中在优化热力因素对蠕变应变与微观组织的影响, 运用有限元模拟研究形性调控的方法与原理^[12-15]。ZHANG等^[16]发现与人工时效相比, 2050铝合金经预应变后蠕变时效的屈服强度、抗疲劳性能得到提升, 促进 T_1 相的析出和减少其在亚晶界上富集。TANG等^[17]发现蠕变温度会影响2050-T34铝合金蠕变变形和力学性能演变。SHI等^[18]研究了不同初始状态的(T34、T84和淬火态)2050铝合金在不同应力下的拉伸和压缩蠕变时效行为, 发现存在双级初始蠕变阶段规律, 认为是自然时效形成的团簇原子团在时效温度下溶解和扩散, 形成GP区; 由溶质原子消耗形成的软化效应大于沉淀硬化效应, 对可动位错的阻力减少, 导致具有双级初始蠕变阶段特征。LIU等^[19]研究了蠕变时效成形对2524铝合金常规力学性能和疲劳裂纹扩展(FCP)行为的影响, 发现在蠕变时效4 h时主要析出的 S'' 相有利于提高共面滑移和位错滑移的可逆性, 合金具有较好的FCP抗力。ZHAN等^[20]评估了Al-Cu合金轧制板在不同方向上的蠕变变形和拉伸性能, 发现蠕变应变在沿轧制方向(RD)施加应力时最大, 不同的应力状态会导致不同的蠕变变化, 并且影响位错密度的演变。综上所述, 成形前板材中不同初始微观组织会对蠕变时效

过程产生很大的影响。

本文研究了2050铝合金厚板中不同厚度位置上的初始组织对蠕变时效的变形行为及组织性能的影响, 探究了蠕变时效过程中的微观组织的变化, 旨在探明2050铝合金厚板组织不均匀性引起的蠕变变形差异, 并为厚板蠕变时效成形选材提供依据。

1 实验

1.1 实验材料

本文采用的材料为2050铝合金厚板, 铸锭在420℃下轧制16道次形成92 mm厚的热轧态板材, 其化学成分如表1所列。分别切取距离厚板表面4 mm、24 mm以及中心位置44 mm处, 厚度为4 mm的板料作为实验材料。在板料上沿轧制方向取2.5 mm厚的蠕变试样, 分别命名为Hs、Hu、Hc, 对不同位置试样进行蠕变时效实验。其取样位置和几何尺寸如图1所示。

表1 2050铝合金化学成分表

Table 1 Chemical composition of 2050 aluminum alloy (mass fraction, %)

Li	Cu	Mn	Mg	Ag
0.90	3.50	0.37	0.34	0.37
Zr	Zn	Si	Fe	Al
0.083	0.062	0.084	0.048	Bal.

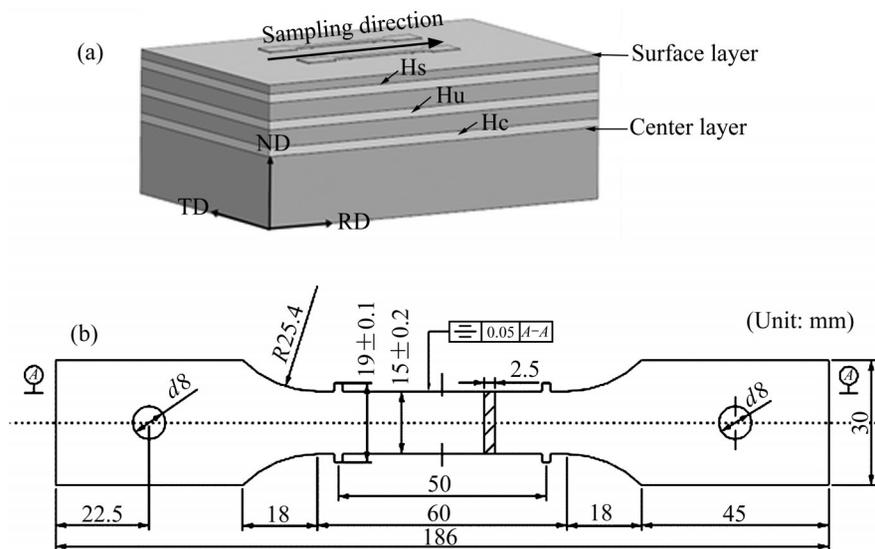


图1 2050铝合金厚板中Hs、Hu、Hc试样的选取位置和蠕变试样的几何尺寸

Fig. 1 Selection position of Hs, Hu, Hc specimens and geometric dimensions of creep specimens in 2050 aluminum alloy thick plate

1.2 实验方法

图2所示为本文的热处理制度和试验方法。试样在510℃下固溶1h、水淬、以及经过3%~3.5%的预拉伸后,将自然时效控制在30min内。在RWS50型电子蠕变松弛实验机对试样进行单轴拉伸蠕变时效试验,将预拉伸后的试样以10℃/min升温速率加热至目标温度160℃。3个热电偶放置在试样上、中、下部进行实时测量,确保温度的准确性。试样温度在达到规定的时效温度并稳定后,安装光栅位移传感器并调控仪器施加外力,控制应力为140MPa,并全程记录蠕变时效时间24h过程中的位移变化。在完成蠕变时效制度的不同试样中心位置上取样,采用机械研磨,用10%高氯酸+90%乙醇溶液(体积分数)在20V下进行电解抛光。在ZEISS EVO M10扫描电子显微镜上,用OXFORD EBSD探测器获得试样的EBSD图谱。将需要TEM观察的样品进行研磨和抛光,直至厚度为50~80μm,再在30%硝酸+70%甲醇溶液(体积分数)中进行电解双喷抛光,最后使用Tecnai G2 F20场发射透射电镜观察微观组织和结构。

2 实验结果

2.1 初始组织

图3所示为2050铝合金厚板中Hs、Hu、Hc固溶态晶粒取向差图与晶界取向角差分布图,其中大角度晶界(HAGBS $>15^\circ$)和小角度晶界($3^\circ < \text{LAGBS} < 15^\circ$)分别用黑线和白线标识。3组试样的组织晶粒保持轧制后形状。在TD方向上,Hs和Hu的晶粒尺寸分别处于58~204.67、43.85~225.15μm之间,而Hc的晶粒尺寸在73.09~380.11μm范围内;在RD方向上,Hc的晶粒具有较大的长度。一方面,这是由于轧制后的厚板,从表面到中心的塑性变形是逐渐减少,表面的变形量最大;热轧过程中厚板表层温度低于中心层的,导致轧制后的厚板从表面组织到中心区域组织在后续热处理时再结晶储能逐渐降低,回复驱动能量逐渐增加;另一方面,在厚度方向上出现晶粒形态和亚结构的梯度变化。根据晶界取向角差的统计,Hs的小角度晶界比例为61.77%,Hu和Hc的小角度晶界比例分别为65.21%和67.91%。

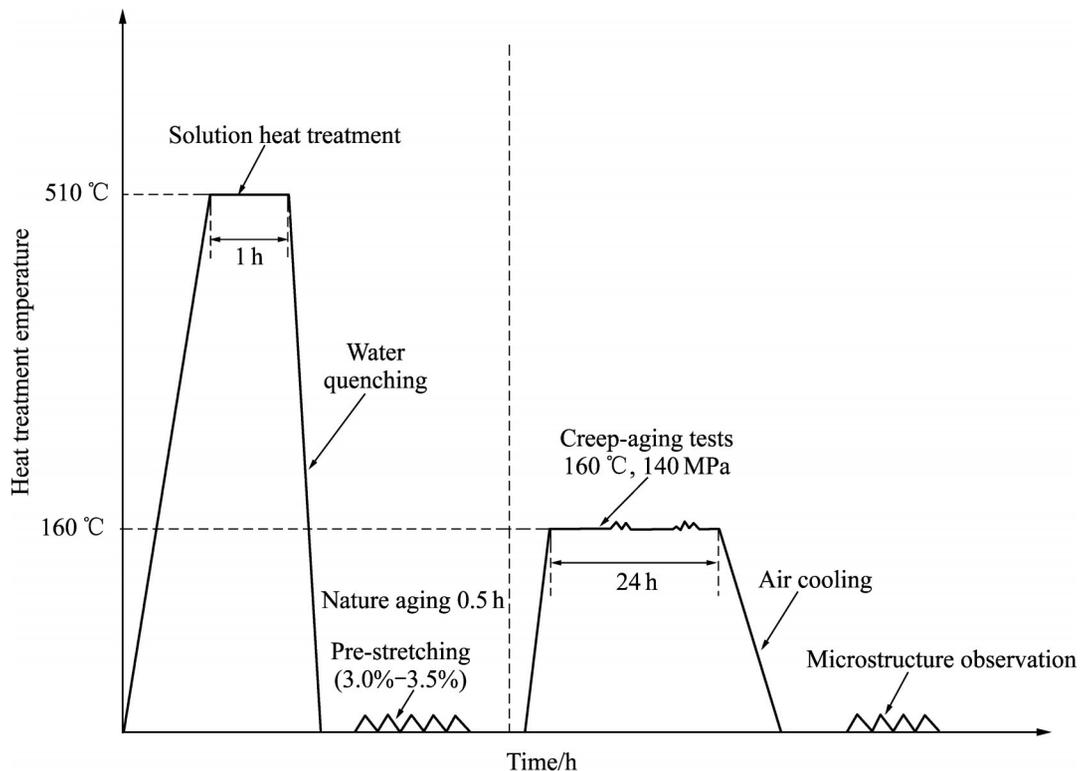


图2 实验中的热处理和测试条件示意图

Fig. 2 Schematic diagram of heat treatment and test conditions in experiment

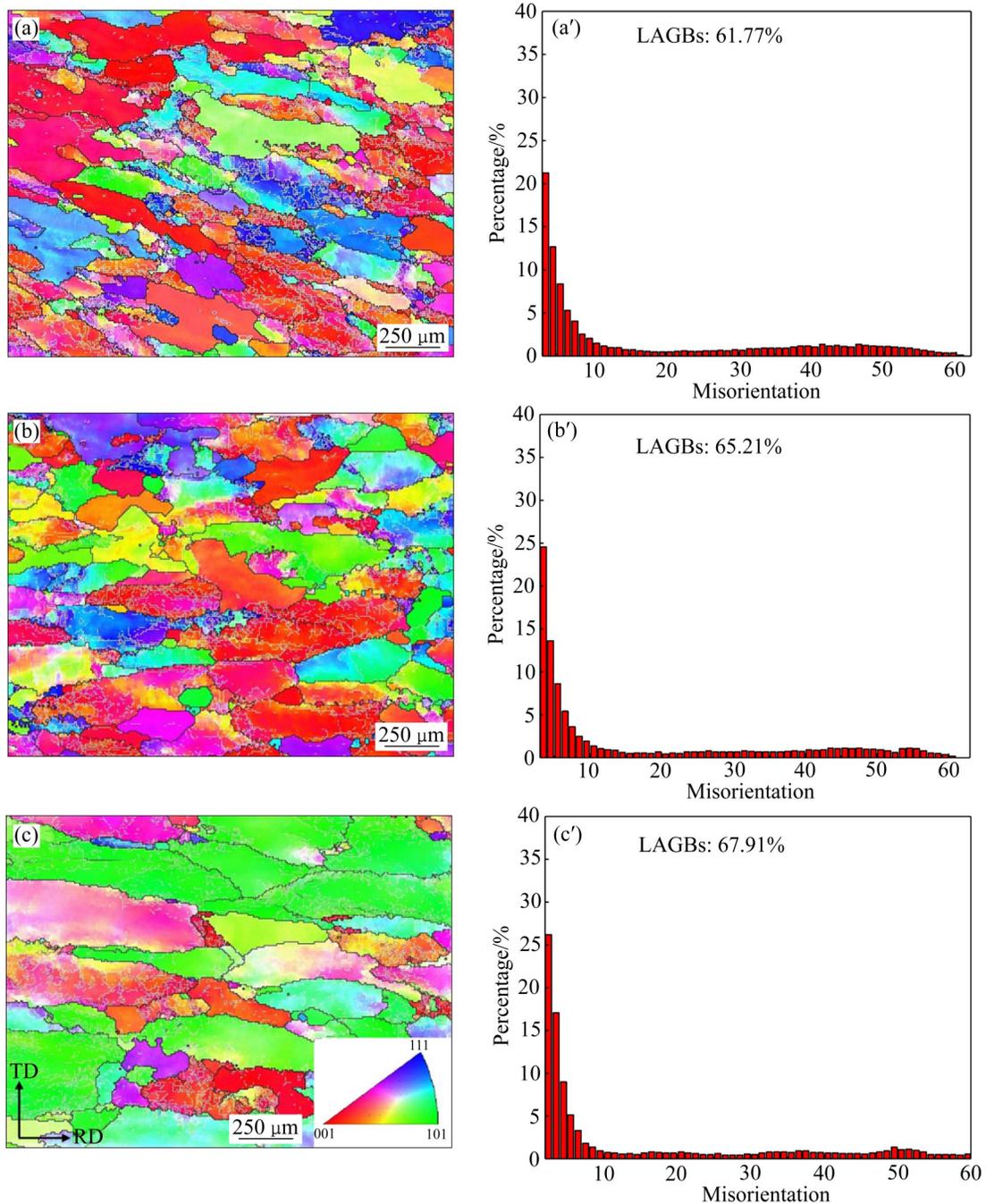


图3 Hs、Hu、Hc固溶后晶粒取向差图与晶界取向角差直方图

Fig. 3 Misorientation maps and difference histogram of grain boundary orientation angle of Hs, Hu and Hc after quench: (a), (a') Hs; (b), (b') Hu; (c), (c') Hc

2.2 蠕变行为

在140 MPa和160 °C的作用下，三种不同区域组织的试样在24 h内的蠕变应变曲线如图4所示。结果显示不同区域试样Hs、Hu、Hc展示出不同的蠕变变形，对蠕变有着不一样的响应。与Hs、Hu相比，Hc在初始阶段蠕变速率较快和蠕变量更高；另外，Hs、Hu、Hc在进入稳态蠕

变阶段的时间也不同，Hs在蠕变初始阶段中速率减缓的持续时间较长，在4.5 h处过渡到稳态蠕变阶段，而Hu和Hc分别在3 h、2.5 h进入稳态蠕变阶段。对应于初始蠕变结束处积累的蠕变应变分别为0.033%、0.048%、0.059%。初始阶段蠕变量占总蠕变的很大一部分，确定了整体的蠕变趋势。

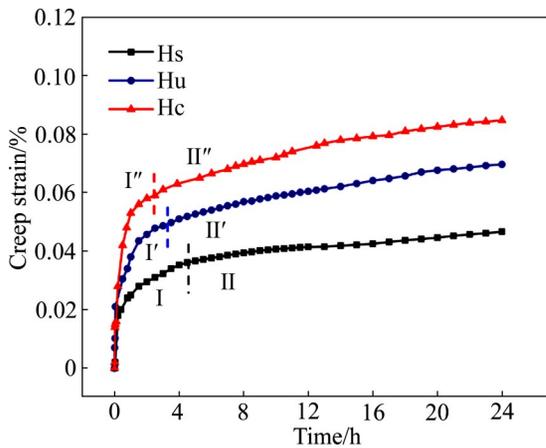


图 4 Hs、Hu、Hc 24 h 蠕变变形曲线

Fig. 4 Deformation curves of 24 h creep of Hs, Hu, Hc

2.3 微观组织

图 5 所示为 Hc 和 Hs 蠕变时效 24 h 后在晶带轴 [110] 下的高角环形暗场透射图像。基体中存在位错大量缠结的位置, 在 HAADF-STEM 图像中显示的衬度为亮白色。由图 5 可知, Hc 组织内中亮白区域面积更广, 说明 Hc 基体中存在更大位错密度。总体而言, T_1 析出相在基体中大量分布, T_1 相尺寸在 Hs 中为 46~92 nm, 在 Hu 中为 58~89 nm, 而在 Hc 中为 49~65 nm。但在 Hc 中, T_1 析出相数量更多和致密; 除了 T_1 相以外, 还形成少量尺寸粗大的 θ' 相, 长度约为 140 nm。此外, 在 Hs、Hu、Hc 基体中位错纠缠严重的位置(连续亮白色位置)出现尺寸细小的 T_1 相析出带, 如图中白色线圈所示。

3 分析与讨论

3.1 蠕变变形差异与 LAGBS 变化

试样是在温度为 160 °C 和负载 140 MPa 的条件下进行蠕变时效, 由温度和应力提供的能量远低于晶界运动的阈值, 从而排除晶界运动在蠕变过程的作用。另外, 在较低的时效温度下, 由于空位扩散系数偏低, 淬火形成的空位扩散速度缓慢, 因此可认为位错的滑移和攀移是影响蠕变变形的主要因素。在无强化相大量析出的情况下, 基体中溶质原子和形成的柯氏气团对位错运动的阻力较低, 位错运动速率取决于载荷应力水平。在相同外部条件下, 基体中有更多可动位错的试样能够在蠕变前期

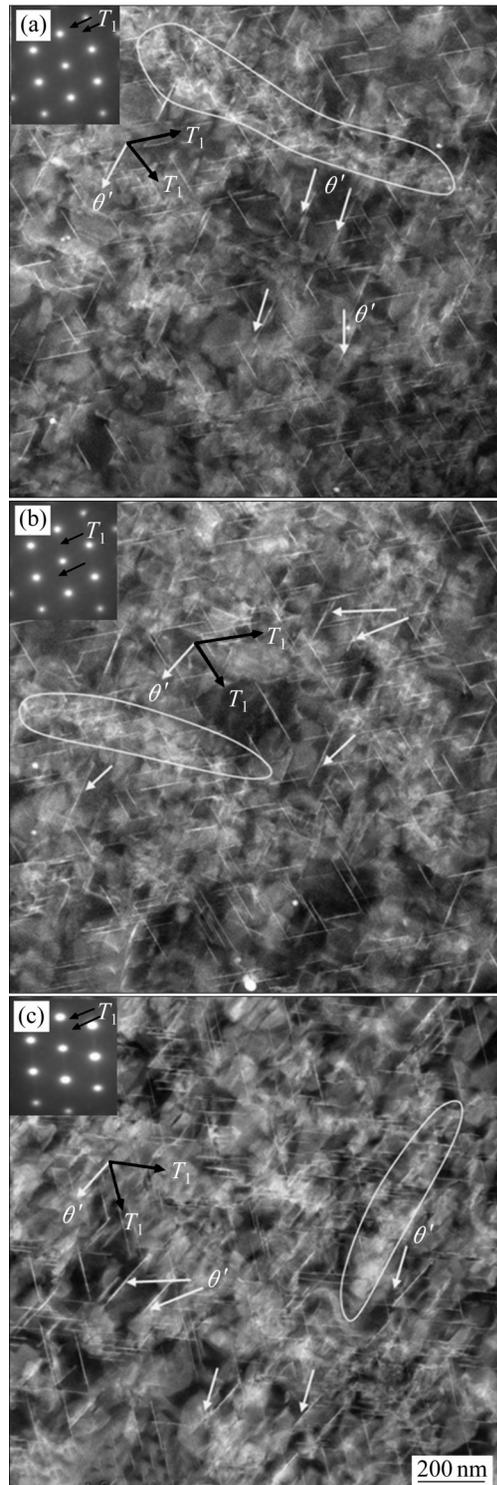


图 5 Hs、Hu、Hc 蠕变时效 24 h 后的 HAADF-STEM 图像
Fig. 5 HAADF-STEM images of Hs, Hu and Hc creep aging for 24 h: (a) Hs; (b) Hu; (c) Hc

有更高蠕变速率。而随着蠕变变形的进行, 位错数量倍增, 不同滑移面上位错相互交截, 形成位错墙和位错胞, 引起加工硬化, 以及 T_1 强化相在晶体缺陷上形核与长大, 这些都增加了对位错的滑移和攀

移阻力,使得蠕变速率逐渐降低,最后达到一个平衡状态,进入稳态蠕变阶段。而前期形成的位错胞则随着蠕变的进行成为亚晶。由2.2节中的实验结果与分析可知,Hs、Hu、Hc的蠕变速率在蠕变初始阶段差别较大;在稳态阶段,三组试样的蠕变速

率非常接近。为了研究在蠕变前期的蠕变差异,选择了在蠕变0 h和3 h节点处,观察基体中微观结构。图6(a)、(b)和(c)显示了Hs、Hu、Hc在蠕变0 h与拉伸3%后基体中的位错形态。可以观察到三组试样基体中产生了不同数量的位错。弯曲的位错线

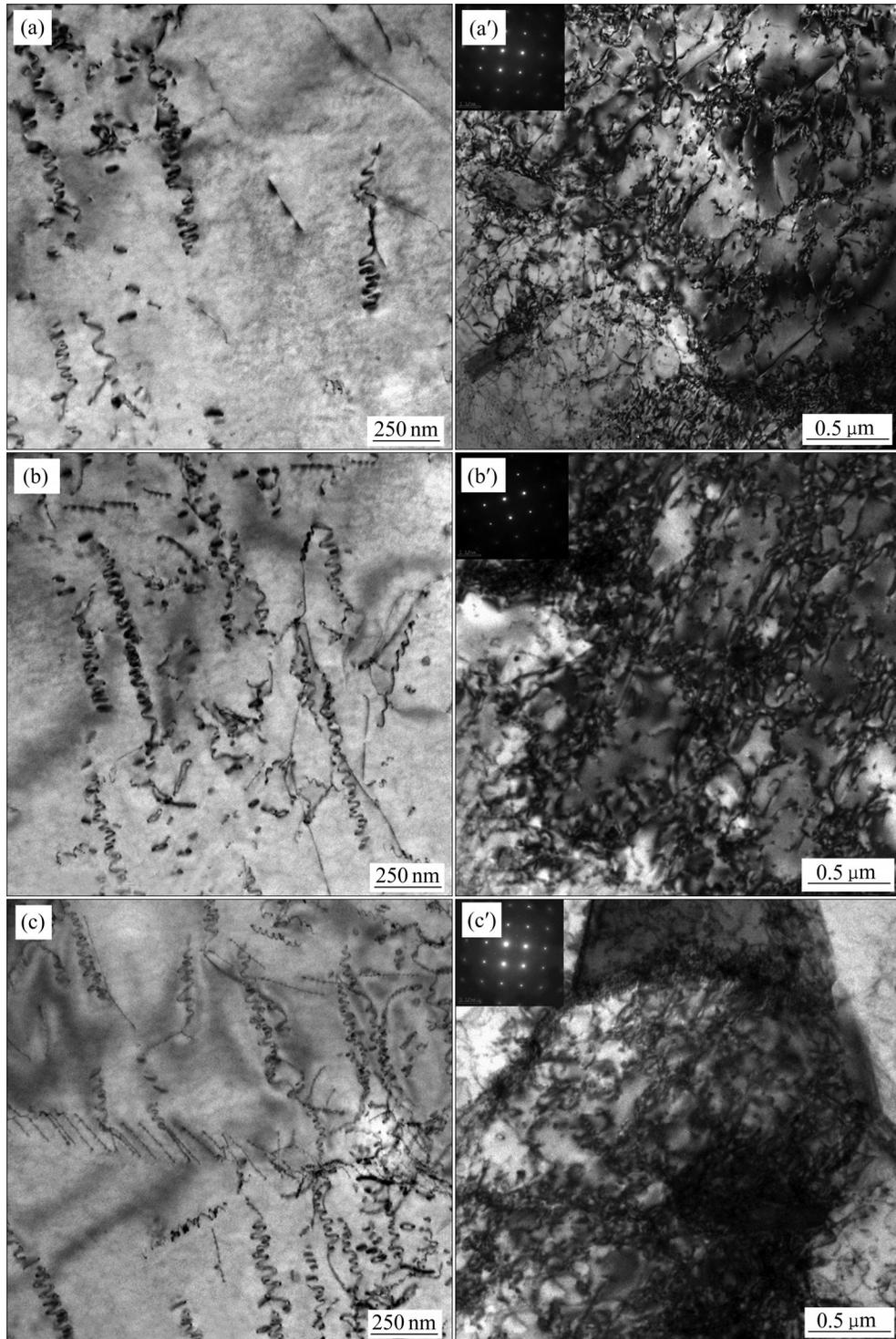


图6 Hs、Hu、Hc蠕变时效0 h和3 h后位错形态的TEM像

Fig. 6 TEM images of dislocation of Hs, Hu and Hc after creep aging for 0 h and 3 h: (a) Hs, 0 h; (a') Hs, 3 h; (b) Hu, 0 h; (b') Hu, 3 h; (c) Hc, 0 h; (c') Hc, 3 h

分散地分布, 在 Hc 中比在 Hu、Hs 中存在更多的位错线, Hs 基体中的位错数量最少。图 6(a')、(b')、(c') 显示了 Hs、Hu 和 Hc 蠕变时效 3 h 后的位错微结构。Hs、Hu、Hc 在经过 3 h 的蠕变时效后, 基体中位错密度明显增加了许多; 在 Hu 和 Hc 基体中已经发生严重的位错缠结, 形成不同大小的位错胞。Hc 中的位错密度和缠结状态最大, 在大的晶粒中形成多个尺寸较小的位错胞, 处于稳态蠕变硬化占优的阶段。而 Hs 基体中还存在不少位错线, 处于

软化占优的蠕变初始阶段, 比 Hu、Hc 更慢进入蠕变第二阶段。

图 7 所示为蠕变时效后 EBSD 晶粒取向图与晶界取向角差分布图。由图 7 可见, Hc、Hu、Hs 在经过蠕变时效后组织中晶粒形态和尺寸无明显变化, 但小角度晶界占比得到不同幅度的提高, 超过了固溶态中的小角度晶界占比。在固溶态中, Hs 和 Hc 中的小角度晶界(LGABs)占比在 61.77%~67.91%之间; 蠕变时效 24 h 后, 三者的 LAGBs 占

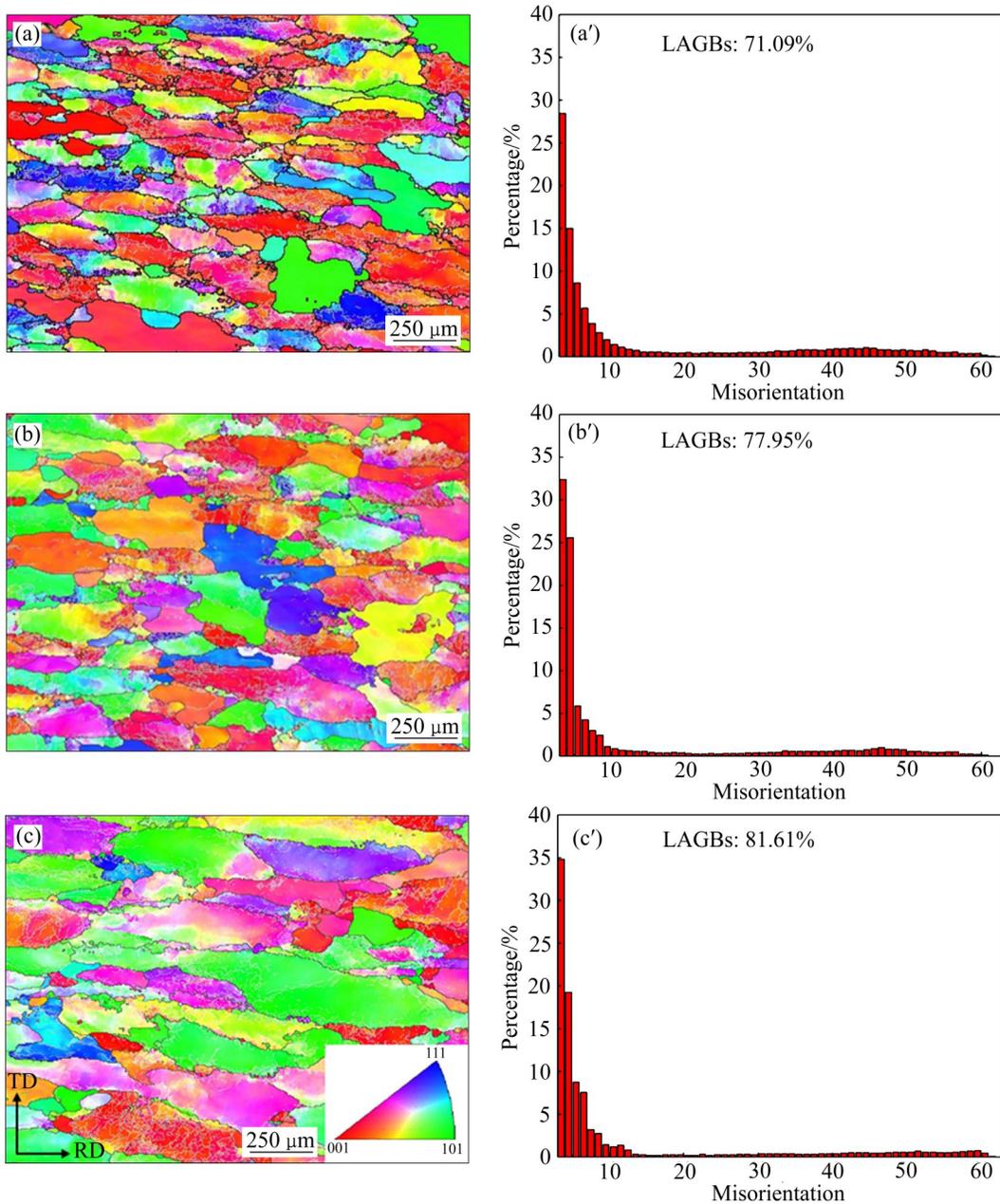


图 7 Hs、Hu、Hc 蠕变时效后晶粒取向差图与晶界取向角差直方图

Fig. 7 Orientation maps and differences of histogram grain boundary orientation angle of Hs, Hu and Hc after creep aging: (a), (a') Hs; (b), (b') Hu; (c), (c') Hc

比从Hs的71.09%增加到Hc的81.61%。Hc中的小角度晶界(LGABs)占比增量最大。小角度晶界比例的增量从中心的Hc的13.7%，依次降低到Hu的12.74%和Hs的9.32%。该现象归因为在蠕变时效前期，蠕变应变是连续增加的，并基体中位错的滑移和攀移导致不同滑移系的位错相互交截，形成位错缠结，在基体中形成了不同数量的位错胞，最后在蠕变时效的条件下回复形成不同数量的亚晶。

3.2 蠕变时效析出行为

图8所示为Hs、Hu、Hc蠕变时效3 h的析出相TEM像与SAED像，可以观察到 T_1 相的少量析出。另外，图6中的SAED图像中未发现 T_1 相的衍射斑点，说明在Hs、Hu和Hc蠕变时效3 h时 T_1 相未大量析出， T_1 相主要在蠕变时效后期大量形成。而在蠕变初始阶段，Hs、Hu、Hc基体中因位错运动而

互相交截，形成了不同状态的位错缠结和不同大小的位错胞。在这些线缺陷聚合的位置，溶质原子扩散更活跃，容易形成溶质原子扩散管道，有利于形成密集的 T_1 相形核点。而周围基体中的溶质原子借助于这样的扩散管道也易于扩散，导致溶质原子在基体中的扩散距离变短，溶质原子消耗加快，从而限制了 T_1 相的长大而形成比较致密的析出。 T_1 析出相的密度增大、间距变小，使得在滑移面上有更多数量的 T_1 相与位错产生交互作用，产生更高的强化效果。由图6(a')、(b')和(c')可知，从Hs、Hu到Hc基体的位错缠结状态是逐渐严重的，因此，蠕变时效后期Hc基体中会产生更多的 T_1 形核点和溶质原子扩散通道，从而促进 T_1 相析出和致密分布。在蠕变时效前期形成不同的位错形态会影响 T_1 相在稳态蠕变阶段的析出，该过程如图9所示。

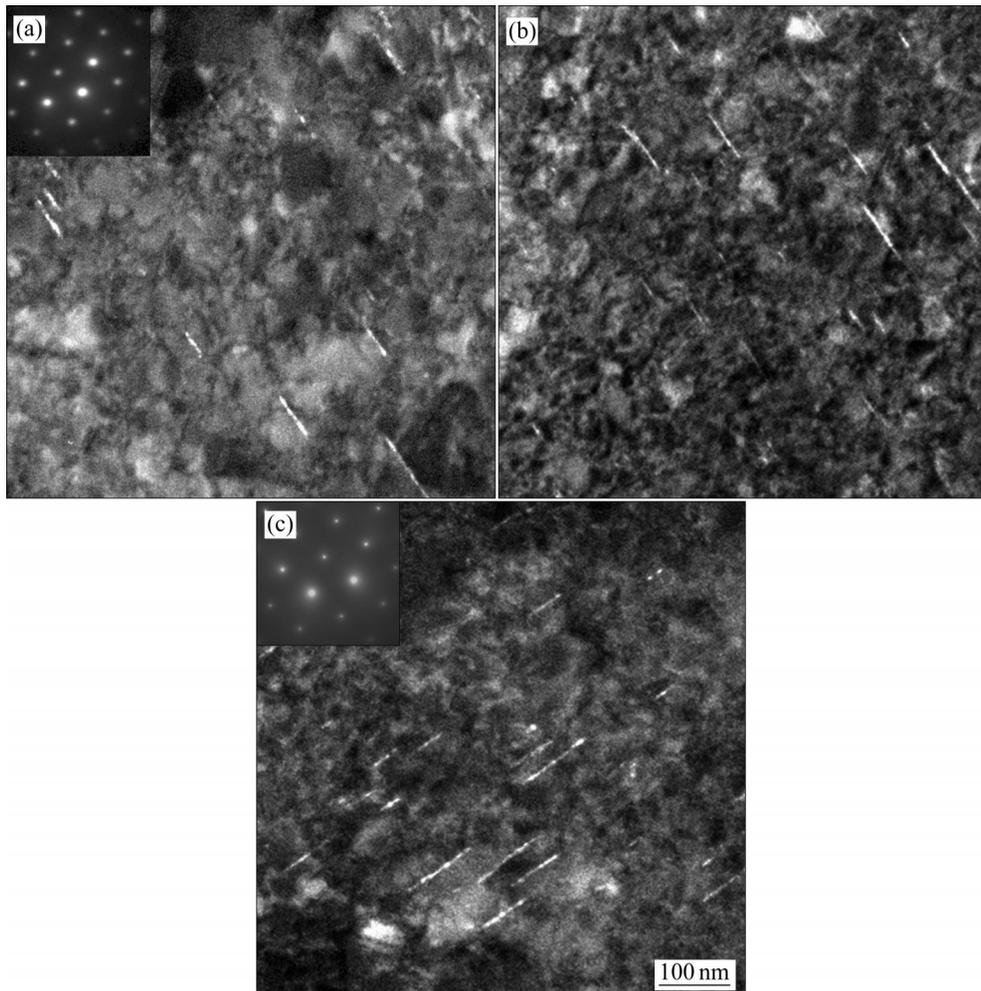


图8 Hs、Hu、Hc蠕变时效3 h的析出相TEM像与SAED像

Fig. 8 TEM images and SAED images of precipitated phases of Hs, Hu, Hc creep aging for 3 h: (a) Hs; (b) Hu; (c) Hc

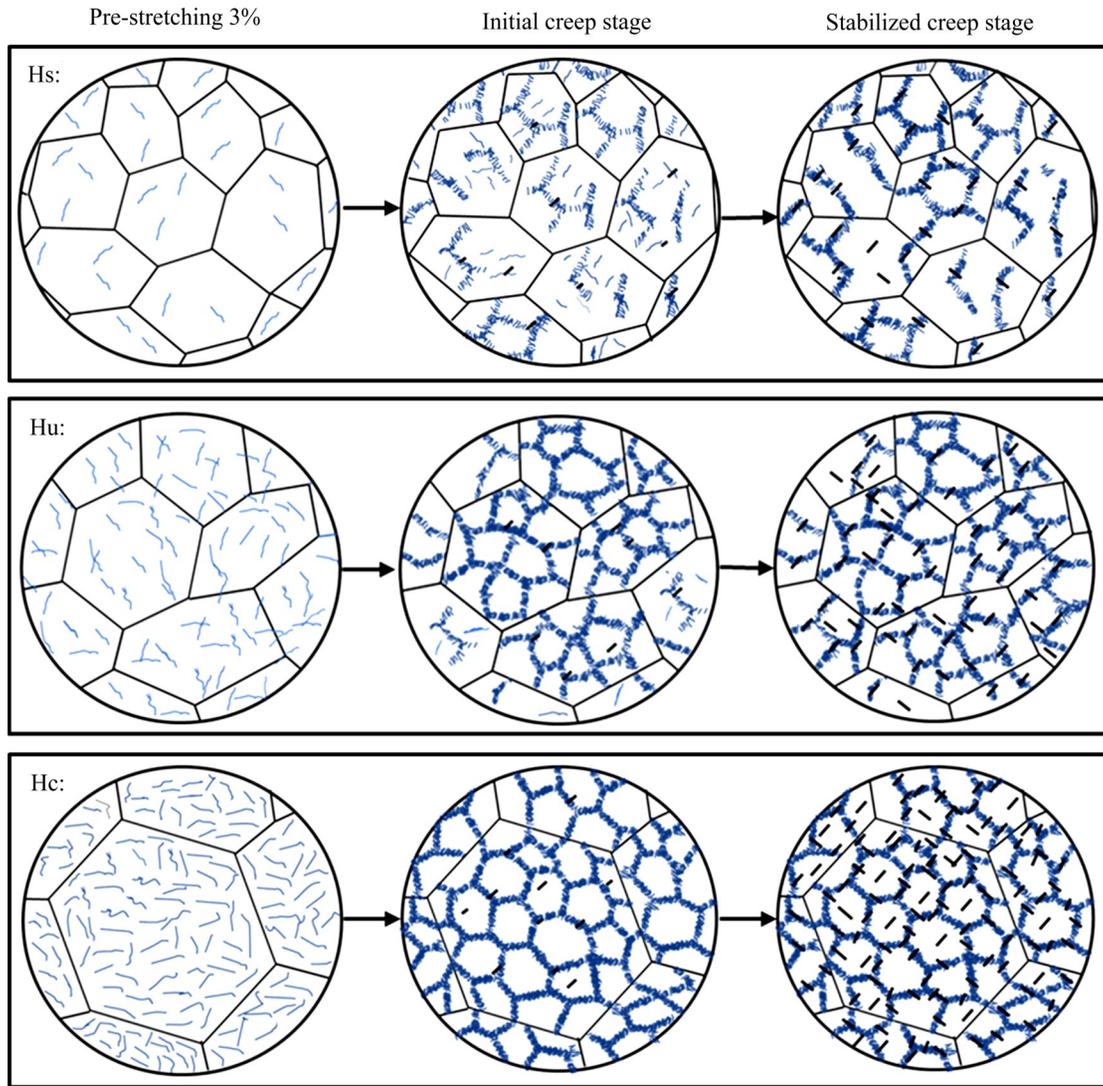


图9 Hs、Hu、Hc 基体中位错结构演变与 T_1 相析出规律示意图

Fig. 9 Schematic diagram of evolution of dislocation structure and T_1 phase precipitation in Hs, Hu, and Hc matrix

4 结论

1) Al-Cu-Li 合金厚板在厚度方向存在 3 种不同的典型组织特征, 表现出明显不同的蠕变变形行为。其中越靠近中心层的特征组织, 蠕变量越高, 其初始蠕变速率越快, 且过渡阶段持续时间更长。

2) 厚板晶粒尺寸与蠕变变形之间无确定的相关性, 而初始位错和位错运动是影响蠕变变形的主要因素; 不同特征组织试样在蠕变初始阶段形成不同程度的位错缠结, 并在稳态阶段部分回复形成亚晶; 各试样晶粒尺寸在蠕变时效前后变化微小, 但在蠕变时效后不同的特征组织试样中小角度晶界比

例存在不同程度的提高。

3) 厚板不同特征组织在蠕变时效前期形成不同位错形态, 会影响主强化相 T_1 相在稳态蠕变阶段的析出行为; 靠近厚板中心层组织在蠕变过程中形成了更多的位错缠结, 促使 T_1 相在稳态蠕变阶段大量析出和致密分布。综上所述, Al-Cu-Li 合金厚板靠近中心层的部位具有更好的蠕变时效成形适应性, 其在蠕变时效成形过程中不仅具有更大的蠕变变形量, 而且具有更高的时效强化效果。

REFERENCES

- [1] 雷 超. 7050 铝合金蠕变时效全过程形性协调机理研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2018.

- LEI Chao. Coordination mechanism of deformation and tailoring properties of 7050 aluminum alloy in the whole process of creep aging[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2018.
- [2] 郑子樵, 李劲风, 陈志国, 等. 铝锂合金的合金化与微观组织演化[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(10): 2337-2351.
- ZHENG Zi-qiao, LI Jing-feng, CHEN Zhi-guo, et al. Alloying and microstructural evolution of Al-Li alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(10): 2337-2351.
- [3] 傅进, 雷超, 边天军. 5A90 铝锂合金的蠕变时效行为及机理[J]. 上海航天, 2020, 37(3): 22-31.
- FU Jing, LEI Chao, BIAN Tian-jun. Creep aging behavior and mechanism of 5A90 Al-Li alloy[J]. Aerospace Shanghai, 2020, 37(3): 22-31.
- [4] HOLMAN M C. Autoclave age forming large aluminum aircraft panels[J]. Journal of Mechanical Working Technology, 1989, 20: 477-488.
- [5] HO K C, LIN J, DEAN T A. Modelling of springback in creep forming thick aluminum sheets[J]. International Journal of Plasticity, 2004, 20(4/5): 733-751.
- [6] ZHANG Jin, DENG Yun-lai, ZHANG Xing-ming. Constitutive modeling for creep age forming of heat-treatable strengthening aluminum alloys containing plate or rod shaped precipitates[J]. Materials Science and Engineering A, 2013, 563(15): 8-15.
- [7] JEUNECHAMPS P P, HO K C, LIN J, et al. A closed form technique to predict springback in creep age-forming[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2006, 48(6): 621-629.
- [8] ZHU A W, STARKE E A Jr. Materials aspects of age-forming of Al-xCu alloys[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2001, 117(3): 354-358.
- [9] ZHAN L H, LIN J, DEAN T A. A review of the development of creep age forming: Experimentation, modelling and applications[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2011, 51(1): 1-17.
- [10] WU Peng-fei, DENG Yun-lai, ZHANG Jin, et al. The effect of inhomogeneous microstructures on strength and fatigue properties of an Al-Cu-Li thick plate[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 731: 1-11
- [11] 唐建国, 刘添乐, 李睿, 等. 喷射沉积2195铝锂合金轧制板材晶粒组织及性能控制研究[J]. 稀有金属材料与工程, 2020, 49(4): 1337-1344.
- TANG Jian-guo, LIU Tian-le, LI Rui, et al. Grain structure and mechanical property control of spray deposited 2195 Al-Li alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2020, 49(4): 1337-1344.
- [12] LYU Feng-gong, LI Yong, HUANG Xia, et al. An investigation of creep age forming of AA7B04 stiffened plates: Experiment and FE modelling[J]. Journal of Manufacturing Processes, 2019, 37: 232-241.
- [13] JESHVAGHANI R A, SHAHVERDI H R, HADAVI S M M. Investigation of the age hardening and operative deformation mechanism of 7075 aluminum alloy under creep forming[J]. Materials Science and Engineering A, 2012, 552(30): 172-178.
- [14] LI Yong, SHI Zhu-sheng, LIN Jian-guo, et al. FE simulation of asymmetric creep-ageing behavior of AA2050 and its application to creep age forming[J]. International Journal of Mechanical Sciences, 2018, 140: 228-240.
- [15] LAM A C L, SHI Zhu-sheng, YANG Hao-liang, et al. Creep-age forming AA2219 plates with different stiffener designs and pre-form age conditions: Experimental and finite element studies[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2015, 219: 155-163.
- [16] ZHANG Jin, WANG Cheng, ZHAGN Yong, et al. Effects of creep aging upon Al-Cu-Li alloy: Strength, toughness and microstructure[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2018, 764: 452-459.
- [17] DONG Yu, YE Ling-ying, TANG Jian-guo, et al. The effects of temperature on the creep-ageing behavior and mechanical properties of AA2050-T34 alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 796: 140010.
- [18] LI Y, SHI Z, LIN J. et al. Experimental investigation of tension and compression creep-ageing behavior of AA2050 with different initial tempers[J]. Materials Science and Engineering A, 2016, 657: 299-308.
- [19] LIU Chi, LIU Yi-lun, LI Song-bai, et al. Effect of creep aging forming on the fatigue crack growth of an AA2524 alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 725: 375-381.
- [20] CHEN Xue-ying, ZHAN Li-hua, XU Yong-qian, et al. Anisotropy in creep ageing behavior of textured Al-Cu alloy under different stress states[J]. Materials Characterization, 2020, 168: 110539.

Effect of inhomogeneous characteristic structure on creep aging forming in Al-Cu-Li alloy thick plates

ZHANG Jin^{1,2}, ZHENG Chang-jun¹, CHEN Ming-an^{1,2}

(1. Research Institute of Light Alloy, Central South University, Changsha 410083, China;

2. State Key Laboratory of High Performance and Complex Manufacturing,
Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The effect of inhomogeneous structure on creep aging process of Al-Cu-Li alloy thick plate was studied by uniaxial constant stress creep test, electron backscatter diffraction (EBSD) and transmission electron microscope (TEM) techniques. The results show that the difference of the thick-direction inhomogeneous structures exhibits obvious different creep deformation behavior, and the characteristic structure near the center layer has a higher creep and a faster initial creep rate. There is no definite correlation between the grain size of the characteristic structure of the thick plate and the creep deformation, and the dislocation movement is the main factor affecting the creep. The grain size changes slightly before and after creep aging, but the proportion of small-angle grain boundaries increases to a varying degree after creep aging. In addition, the different characteristic microstructures of the thick plate could affect the precipitation behavior of the strengthening phase T_1 during the creep aging process. The characteristic structure near the center layer forms more dislocation entanglements during the creep process, which promotes a large number of precipitation and dense distribution of T_1 phase.

Key words: Al-Cu-Li alloy; thick plate; creep aging forming; microstructure

Foundation item: Projects(2017YFB0306301, 2020YFA0711104) supported by the National Key Research and Development Program of China

Received date: 2021-02-25; **Accepted date:** 2022-04-20

Corresponding author: ZHANG Jin; Tel: +86-731-88876913; E-mail: zhangjinlari@csu.edu.cn

(编辑 李艳红)