预时效对Al-Zn-Mg-Cu合金热变形行为与微观组织演变规律的影响

王振瑜[1,2] 石全强[1] 范 然[3] 崔 丽[4] 王 威[1]

1 中国科学院金属研究所 师昌绪先进材料创新中心 沈阳 110016
2 中国科学技术大学 材料科学与工程学院 沈阳 110016
3 空装驻沈阳地区第一军事代表室 沈阳 110843
4 沈阳飞机工业集团有限公司 沈阳 110039

摘 要 针对航空用Al-Zn-Mg-Cu合金在热力耦合环境下服役的情况，本工作通过热模拟实验研究了预时效处理对Al-Zn-Mg-Cu合金热变形行为的影响。通过SEM、EBSD和TEM等手段研究了时效态与固溶态Al-Zn-Mg-Cu合金的微观组织演变规律。热模拟流变应力曲线结果表明，在0.01 s^{-1}低应变速率下，在室温和473 K热变形过程中固溶态合金的流变应力高于时效态，而在573~743 K范围内时效态合金的流变应力超过固溶态合金，随着温度升高，流变应力差降低；在0.50 s^{-1}高应变速率下，固溶态与时效态合金的流变应力差在743 K异常增大。实验结果表明，在低应变速率下，473~573 K范围内，时效态Al-Zn-Mg-Cu合金存在的高密度析出相缠结位错，其较低的形变储能与较高的热变形激活能抑制基体发生动态回复(DRV)，变形抗力得到提高；673 K时，析出相的不连续粗化和形变储能的提高使时效态Al-Zn-Mg-Cu合金的DRV体积分数大幅提升；743 K时，未完全回溶的小尺寸球状颗粒钉扎位错提高了形变储能，促进基体发生动态再结晶(DRX)，使时效态Al-Zn-Mg-Cu合金的流变应力与固溶态相近。在高应变速率下，时效态Al-Zn-Mg-Cu合金出现几何动态再结晶，进一步提高了DRX的体积分数，从而降低了时效态Al-Zn-Mg-Cu合金的流变应力。

关键词 Al-Zn-Mg-Cu合金，预时效，热变形行为，析出相，动态软化

中图分类号 TG146.2 **文章编号** 0412-1961(2026)10-1749-13

Effects of Preaging Treatment on the Hot Deformation Behavior and Microstructural Evolution of Al−Zn−Mg−Cu Alloys

WANG Zhenyu[1,2], SHI Quanqiang[1], FAN Ran[3], CUI Li[4], WANG Wei[1]

1 Shi-changxu Innovation Center for Advanced Materials, Institute of Metals Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China

2 School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology of China, Shenyang 110016, China

3 Office of the First Military Representative of the Air Force in the Shenyang Area, Shenyang 110843, China

4 Shenyang Aircraft Corporation, Shenyang 110039, China

资助项目 国家重点研发计划项目No.2022YFB3705200和国家自然科学基金项目No.52271122

收稿日期 2024-10-18 **定稿日期** 2025-05-06

作者简介 王振瑜，男，2000年生，硕士生

通讯作者 王 威，wangw@imr.ac.cn，主要从事高强高韧钢研究

石全强，qqshi12b@imr.ac.cn，主要从事高强结构材料的设计与制备研究

引用格式 王振瑜, 石全强, 范 然等. 预时效对Al-Zn-Mg-Cu合金热变形行为与微观组织演变规律的影响 [J]. 金属学报, 2026, 62: 1749−1761.

Wang Z Y, Shi Q Q, Fan R, et al. Effects of preaging treatment on the hot deformation behavior and microstructural evolution of Al−Zn−Mg−Cu alloys [J]. Acta Metall. Sin., 2026, 62: 1749−1761. DOI: 10.11900/0412.1961.2024.00348

Correspondent: WANG Wei, professor, Tel: (024)83978745, E-mail: wangw@imr.ac.cn
SHI Quanqiang, associate professor, Tel: (024)83978745, E-mail: qqshi12b@imr.ac.cn
Supported by National Key Research and Development Program of China (No.2022YFB3705200) and National Natural Science Foundation of China (No.52271122)
Manuscript received 2024−10−18, in revised form 2025−05−06

ABSTRACT To investigate the service behavior of aerospace-grade Al–Zn–Mg–Cu alloys under thermo-mechanical coupling conditions, this study examines the effects of preaging treatment on their hot deformation behavior through thermal simulation experiments. The flow stress curves obtained from these simulations reveal the following: at a low strain rate of 0.01 s^{-1}, the flow stress in the solid-solution state exceeds that in the aged state during hot deformation at 293 and 473 K. However, between 573 and 743 K, the aged state exhibits higher flow stress than the solid-solution state, with the difference diminishing as the temperature increases. At a high strain rate of 0.5 s^{-1}, the flow stress difference between the solid-solution and aged states decreases with increasing temperature, while that increases abnormally at 743 K. To understand these phenomena, microstructural evolution in the aged and solid-solution Al–Zn–Mg–Cu alloys was studied using SEM, EBSD, and TEM. The results show that at low strain rates and 473–573 K, a high density of precipitates leads to entanglement of the dislocations, leading to low deformation storage energy and high thermal deformation activation energy in the aged alloys. This results in poor matrix recovery and enhanced deformation resistance. At 673 K, discontinuous coarsening of the precipitates and an increase in the deformation storage energy increase the dynamic recovery volume fraction of the aged alloy. At 743 K, the presence of small spherical particles that pin dislocations increases the deformation storage energy and promotes dynamic recrystallization (DRX) in the matrix, resulting in flow stress in the aged state comparable to that in the solid-solution state. At high strain rates, the occurrence of geometric DRX in the aged alloy further increases the DRX volume fraction, thereby reducing the flow stress.
KEYWORDS Al–Zn–Mg–Cu alloy, preaging, hot deformation behavior, precipitate, dynamic softening

7系Al-Zn-Mg-Cu合金因时效后具有优异的强度和耐磨损性能成为航空航天和交通运输等领域重要的结构材料，广泛应用于飞机机身框架、起落架和机翼蒙皮等受力部件[1,2]。然而，在实际服役中，例如：由于绝热压缩和摩擦，机身在承受压力载荷的同时温度会大幅升高；起落架等部件在起飞与着陆过程中的相对运动会产生应力与磨损，导致温度升高，此时，Al-Zn-Mg-Cu合金通常会发生动态软化，从而恶化材料或部件的服役性能[3~5]。因此，面对高温高应力的极端服役环境[6]，开展基于Al-Zn-Mg-Cu合金动态软化机制的研究，可为合金热加工和高温应用提供理论依据和数据支撑。

研究[7~12]表明，预时效热处理后合金中存在的第二相对材料的动态软化有着较大影响。Khan等[13]在峰时效7系铝合金压缩实验中发现，基体中的析出相会阻碍位错和晶界运动，致使位错堆积，提高了7系铝合金的加工硬化能力。Wang等[14]在时效态7系铝合金室温动态回复(dynamic recovery，DRV)的研究中发现，当合金基体中存在细小可剪切析出相时，DRV现象得到抑制，但随着析出相间距的增加会促进DRV。Wang等[15]研究了2219-O铝合金中析出相对其动态再结晶(dynamic recrystallization，DRX)的影响，结果表明，利用预时效处理中优先析出的Al_2Cu作为优先形核点，可促进2219-O铝合金的DRX。可见，铝合金的预时效处理在一定条件下可能会促进热机械加工和高温高应力服役环境中的动态软化。

热变形流变应力是材料在高温下的塑性指标之一，其与动态软化有着紧密的联系。本构模型是一种建立流变应力与动态软化联系的方法，通过分析应力/应变建立本构模型，可以较为准确地预测不同变形工艺参数下的流变应力曲线。Bo等[7]在建立本构模型的基础上，发现预时效处理明显降低了变形热激活能(本构模型参数)，促进了动态软化。热加工图间接反映了流变应力与动态软化的联系，Chen等[16]通过建立Al-Cu-Mg-Zr合金热加工图，发现预时效处理降低了流变应力，获得了良好的热加工性能。然而在7系Al-Zn-Mg-Cu合金实际服役过程中，往往更关注其在不同服役条件下的流变应力曲线，但目前关于预时效对流变应力曲线中力学行为影响的研究比较匮乏。

本工作选取预时效7系Al-Zn-Mg-Cu合金为研究对象，对预时效处理的Al-Zn-Mg-Cu合金进行热变形实验，同时将固溶态合金作为对比材料，采用

Gleeble热压缩实验系统研究不同变形工艺参数下两种材料的力学行为，利用扫描电子显微镜(SEM)、电子背散射(EBSD)系统和透射电子显微镜(TEM)等手段分析不同压缩变形工艺参数下的铝合金微观组织演化，揭示预时效处理对Al-Zn-Mg-Cu合金热变形过程中动态软化和力学行为的影响规律，以期阐明微观组织变化、动态软化与热变形力学行为三者之间的内在作用机制，为Al-Zn-Mg-Cu合金热变形工艺制定和优化及其在高温服役环境中的应用提供参考依据。

1 实验方法

实验材料为7系Al-Zn-Mg-Cu铝合金锻件，其名义化学成分为Al-6.31Zn-2.09Mg-2.18Cu-0.099Zr-0.06Si-0.049Fe-0.023Ti (质量分数，%)。铝合金在750 K保温5.5 h后水冷至室温，此时的铝合金样品标记为固溶态。为促进时效析出[17]，固溶态Al-Zn-Mg-Cu合金样品首先进行3%的冷变形，随后分别在398和450 K保温6 h后空冷，此时的样品标记为时效态。采用线切割将热处理后的样品加工成直径8 mm、厚12 mm的标准热压缩试样，随后在Gleeble-3800热模拟试验机上进行热压缩实验，变形温度分别为473、573、673和743 K，应变速率分别为0.01和0.50 s^{-1}，应变为60%，压缩后试样立即水冷，用于后续微观组织表征。热模拟工艺如图1所示。在进行热压缩实验前，在样品与压头的接触面上分别涂抹石墨，以减少端部摩擦造成的变形不均匀现象。

采用Apreo热场发射SEM观察不同热处理状态以及热压缩实验后试样基体中析出相的形貌和分布特征；利用SEM配备的EBSD系统进行晶粒形貌及取向分析，并用Channel 5软件对EBSD数据进行处理。采用JEM-2100F TEM及其配备的能谱仪(EDS)进一步观察和分析应变速率及热压缩温度对固溶和时效后样品中第二相分布的影响规律。为保证实验结果的准确性，统一将观测区域选择在实验样品的中心部位。

2 实验结果与讨论

2.1 Al-Zn-Mg-Cu合金的初始微观组织

固溶态和时效态Al-Zn-Mg-Cu合金的微观组织表征如图2所示。可以看出，固溶态合金的晶粒尺寸较大，小角度晶界(LAGB，2°~10°)的数密度和位错密度较低，如图2a1~a3所示。EBSD统计结果显示，固溶态合金的平均晶粒尺寸为32.9 μm，大角度晶界(HAGB，> 15°)占比19.7%，平均局部取向差

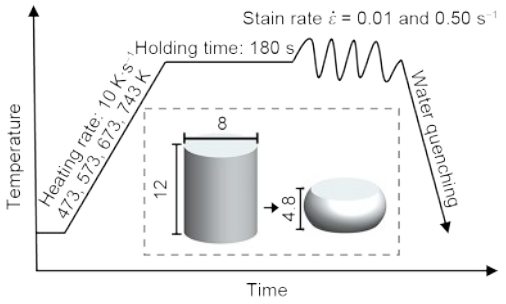


图1 Al-Zn-Mg-Cu合金热模拟实验的工艺示意图

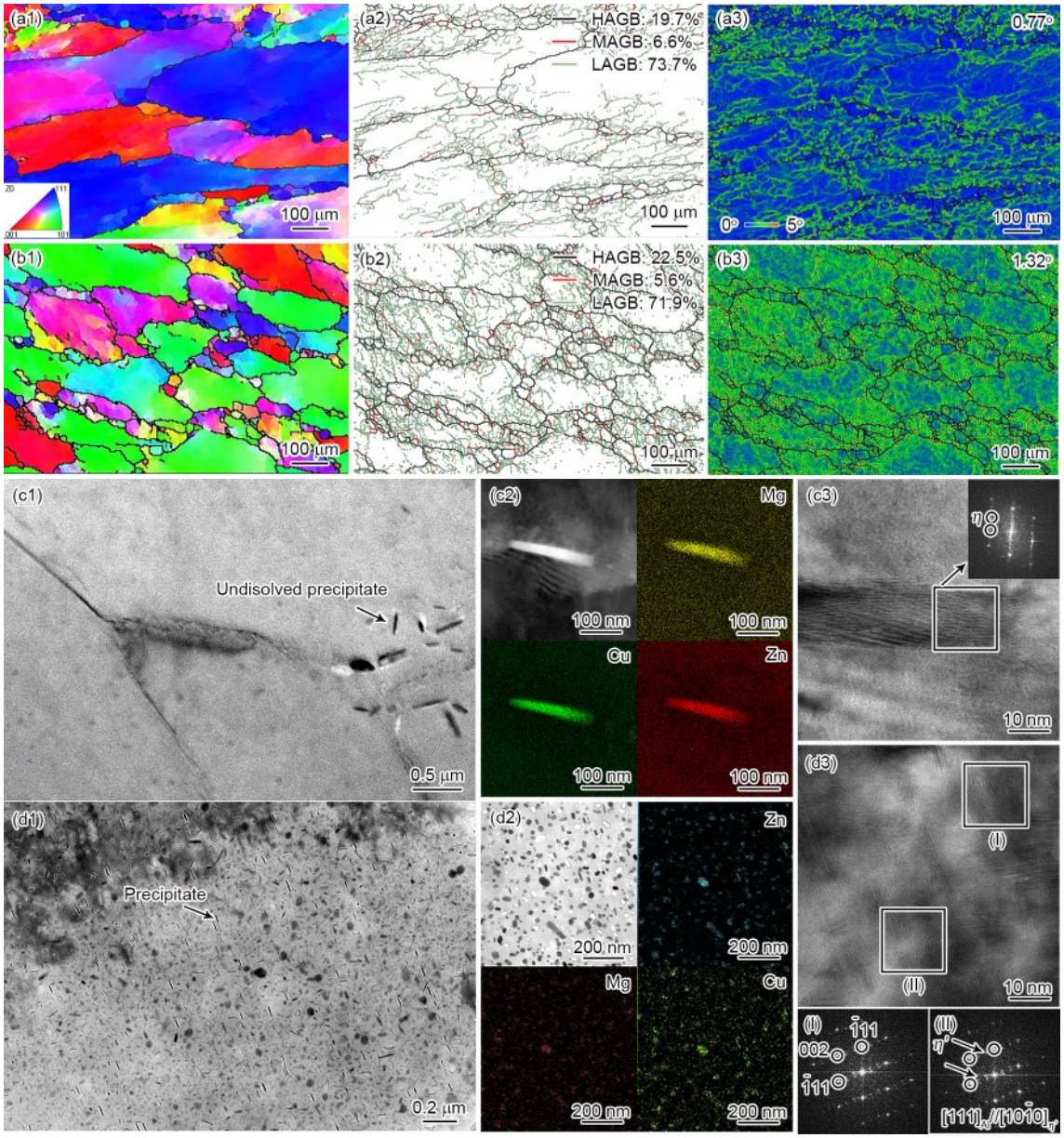
Fig.1 Schematic of the thermal simulation experiments of Al−Zn−Mg−Cu alloys (Inset shows the dimensions of the sample before and after thermal compression. unit: mm)

(KAM)为0.77°。在固溶态合金的晶粒内部和晶界处存在少量尺寸较大的第二相，析出相富Zn、Mg和Cu，沿$[110]_{Al}$拍摄的高分辨TEM (HRTEM)像和相应的快速Fourier变换(FFT)显示(图2c1~c3)，其为η相，这与文献[18]结论相一致。时效态合金的平均晶粒尺寸为26.5 μm，不同尺寸晶粒相间分布，晶界数密度较高，HAGB占比达到22.5%，平均KAM值为1.32°，如图2b1~b3所示。相比固溶态合金，时效态合金的晶粒得到细化，位错密度提高。在时效过程中，Al-Zn-Mg-Cu合金晶内析出了大量第二相，析出相富Zn、Mg和Cu，如图2d1和d2所示。沿$[110]_{Al}$拍摄的HRTEM像和相应的FFT显示，η'相与基体存在$[10\bar{1}0]_{\eta'}//[110]_{Al}$取向关系[18]，如图2d3所示。

2.2 Al-Zn-Mg-Cu合金的热变形力学行为

图3a~c为固溶态与时效态Al-Zn-Mg-Cu合金在不同热压缩工艺参数下的应力-应变曲线。可以看出，在相同应变速率条件下，固溶态和时效态样品的流变应力随温度上升均呈现下降的趋势，而当变形温度相同时，固溶态和时效态样品的流变应力随应变速率的提高而增加。

如图3a所示，在0.01 s^{-1}低应变速率下，室温下Al-Zn-Mg-Cu合金时效态的流变应力低于固溶态的流变应力；当固溶态样品的应变达到0.5时，样品发生了剪切断裂，这是由于固溶态样品的晶界处存在较大尺寸未溶解的η相(图2c1)，硬而脆的η相在变形过程中极易成为微裂纹萌生点从而导致过早开裂[19]。在0.01 s^{-1}低应变速率下，473 K时，固溶态样品的流变应力仍保持高于时效态流变应力的趋势，但相比于室温压缩条件，二者之间差值有所下降；573 K时，时效态样品的流变应力大于固溶态样品；673 K时，时效态与固溶态样品的应力差减小；743 K时，时效态与固溶态样品的应力曲线基本重合，如图3b和d所示。在0.50 s^{-1}高应变速率下，所



Color online

图 2 固溶态和时效态 Al-Zn-Mg-Cu 合金的初始微观组织表征

Fig.2 Original microstructure characterizations of solid-solution state (a1−a3, c1−c3) and aging state (b1−b3, d1−d3) Al−Zn−Mg−Cu alloys (HAGB—high-angle grain boundary, > 15°; LAGB—low-angle grain boundary, 2°−10°; MAGB—medium-angle grain boundary, 10°−15°. The significance of the color representation of inverse pole figure (IPF) and kernel average misorientation (KAM) plots in this paper is consistent with Figs.2a1 and a3, respectively)

(a1, b1) IPF maps (a2, b2) grain boundary orientation difference maps

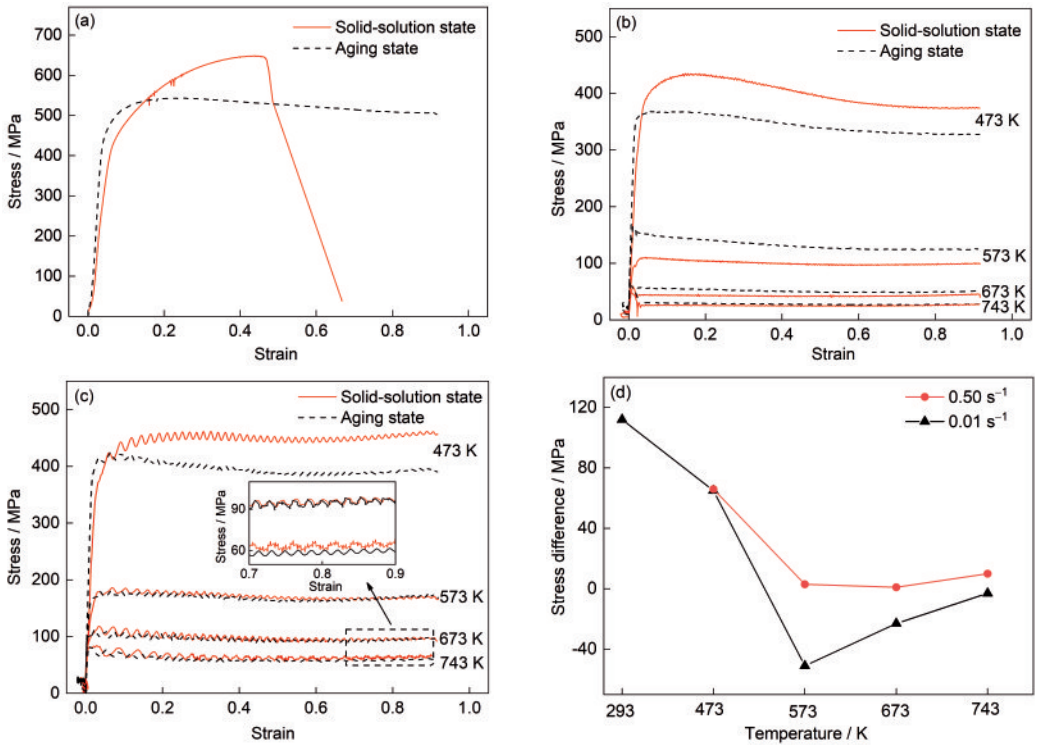
(a3, b3) KAM maps (The average KAM values are provided in the upper-right corner)

(c1, d1) TEM images (c2, d2) EDS mappings

(c3, d3) HRTEM images and corresponding fast Fourier transform (FFT) images of the box areas

有状态样品的压缩曲线均呈现锯齿状，且固溶态样品的振幅大于时效态样品，这主要是由于在高应变速率条件下，固溶的 Mg 原子对固定位错的钉扎作用不足，导致位错在障碍物前的等待时间显著缩短，从而增大了固定位错克服障碍物的概率[20,21]，而时效态中 Mg 原子形成析出相，增强了对位错的钉扎作用，从而使流变曲线相对稳定，如图 3c 所示。473 K 时，固溶态样品的流变应力高于时效态样品；573 和 673 K 时，二者的流变应力相近，流变应力差逐渐降低；而在 743 K 时，二者之间的流变应力差增大，如图 3d 所示。

观察固溶态和时效态合金的应力-应变曲线发现两个现象：(1) 在低应变速率下，固溶态合金在室温和 473 K 热变形过程中的流变应力高于时效态合



Color online

图 3 固溶态和时效态 Al-Zn-Mg-Cu 合金的应力-应变曲线及固溶态与时效态合金的流变应力差曲线

Fig.3 Stress–strain curves of Al–Zn–Mg–Cu alloys under solid-solution and aging states (a–c) and differences in rheological stress of alloys between solid-solution state and aging state (d)

(a) $\dot{\varepsilon}$ = 0.01 s^{-1}, room temperature compression

(b) $\dot{\varepsilon}$ = 0.01 s^{-1}, 473–743 K compression

(c) $\dot{\varepsilon}$ = 0.50 s^{-1}, 473–743 K compression (Inset shows the enlargement of the dotted box)

金，而在 573~743 K 时，时效态合金的流变应力超过固溶态合金，且随着温度升高，二者之间的流变应力差降低；(2) 743 K 是 Al-Zn-Mg-Cu 合金的固溶温度，通常在此温度下变形，固溶态与时效态的流变应力曲线重合，而在高应变速率下，固溶态与时效态的流变应力差增大。为进一步分析 Al-Zn-Mg-Cu 合金上述流变应力异常变化趋势下的力学行为，下文将深入分析和讨论不同变形工艺参数下，Al-Zn-Mg-Cu 合金微观组织演变对其力学行为的影响规律。

2.3 Al-Zn-Mg-Cu 合金的微观组织演变

2.3.1 合金在 0.01 s^{-1} 应变速率下不同温度的微观组织　在低应变速率下，时效态 Al-Zn-Mg-Cu 合金出现流变应力超过固溶态合金的反常现象，这种反常现象与其在变形过程中微观组织的演化息息相关。为了揭示微观组织演变与流变应力之间的相互作用机制，对 0.01 s^{-1} 应变速率下 473、573 和 673 K 热变形后的微观组织进行表征，结果如图 4~8 所示，573 和 673 K 下再结晶图统计结果如表 1 所示。

图 4 为固溶态和时效态样品在 473 K 热变形后微观组织的 TEM 像。可以看出，固溶态样品经热变形后，由于基体中的 Cu、Mg 和 Zn 发生脱溶，形成了与基体呈共格关系的 Guinier-Preston (GP) 区(图 4b)。由于 GP 区具有可剪切性，因此其对位错的钉扎效应较弱，使得位错发生相互作用而发生 DRV[14]。相比于固溶态样品，时效态样品基体中的析出相发生粗化，并出现一定数量的大尺寸棒状 η 相，高密度和大尺寸的析出相造成了位错缠结，如图 4c 和 d 所示。

对比固溶态与时效态样品(图 4b 和 d)可见，热变形后两种状态样品的内部分别形成了宽度为 30 和 300 nm 的无析出相区(precipitation free zone，PFZ)。时效态作为析出相预析出处理，在 473 K 热变形过程中析出相吸收附近溶质团簇而快速粗化，因此形成了较宽的 PFZ。时效态样品中较宽的 PFZ 作为软区，更容易吸收应力集中发生塑性变形，降低形变储能，延缓 DRV[22]。研究[23,24]表明，基体中引入析出相可以提高其变形热激活能，时效态中存在的高密度析出相，位错缠结提高了变形抗力，较低的形变储能与较高的变形热激活能使得其 DRV 软化程度较低，从而导致其与固溶态的流变应力差值减小。

在 573 K、0.01 s^{-1} 应变速率条件下，固溶态和时效态 Al-Zn-Mg-Cu 合金微观组织的 EBSD 分析如图 5 所示。可以看出，经 573 K 热压缩后，固溶态样品

的平均晶粒尺寸降低，达到18.5 μm，HAGBs占比由原始态的19.6%上升到22.0%，说明在此温度下固溶态样品发生了DRX。除了在晶界处观察到不连续动态再结晶(DDRX)现象，在晶粒内部也发现大量连续动态再结晶(CDRX)，如图5a1和b1方框所示。与固溶态样品相比，时效态样品在573 K热压缩后平均晶粒尺寸也有所降低，达到25.3 μm，但仍高于固溶态样品的晶粒尺寸，此时，样品中的LAGB占比大幅提升，达到86.9%，而HAGBs仅为9.2%，不到固溶态的1/2，这些结果说明时效态样品中发生了较少的DRX。同时，通过对比再结晶组织(图5a4和b4)可以看出，固溶态Al-Zn-Mg-Cu合金的回复和再结晶

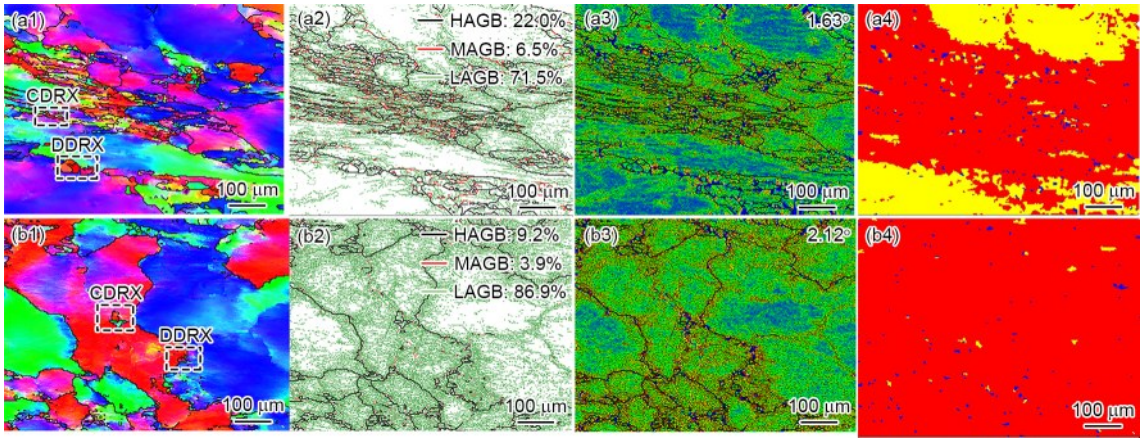


图4 473 K、0.01 s^{-1}应变速率下，固溶态和时效态Al-Zn-Mg-Cu合金微观组织的TEM像

Fig.4 TEM images of solid-solution state (a, b) and aging state (c, d) Al–Zn–Mg–Cu alloys at 473 K and $\dot{\varepsilon}$ = 0.01 s^{-1}

(a, c) morphologies of precipitates and dislocation entanglement (GP—Guinier–Preston)

(b, d) morphologies of precipitation free zone



Color online

图5 573 K、0.01 s^{-1}应变速率下，固溶态和时效态Al-Zn-Mg-Cu合金的微观组织EBSD分析

Fig.5 EBSD analyses of solid-solution state (a1–a4) and aging state (b1–b4) Al–Zn–Mg–Cu alloys at 573 K and $\dot{\varepsilon}$ = 0.01 s^{-1}

(a1, b1) IPF maps (Dynamic recrystallization (DRX) grains are shown in the boxes. CDRX—continuous dynamic recrystallization, DDRX—discontinuous dynamic recrystallization)

(a2, b2) grain boundary maps

(a3, b3) KAM maps

(a4, b4) recrystallization maps (Blue for recrystallized grains, yellow for substructures, and red for deformed grains)

组织占比(24.3%)明显高于时效态(2.0%)，如表1所示。时效态样品较低的动态软化使基体中残留大量位错，从而导致其流变应力异常大于固溶态，如图3d所示。

573 K、0.01 s^{-1}应变速率下，固溶态和时效态Al-Zn-Mg-Cu合金的微观组织如图6所示。固溶态样品中析出了大量球状、少量棒状第二相，如图6a所示。相比于固溶态样品，时效态样品中析出相的密度更高，如图6d所示，并且存在较大尺寸的棒状和球状析出相，如图6f所示。图6b为固溶态变形晶粒与回复晶粒的界面。在界面处形成了位错塞积[25]，界面两侧位错密度的差异驱动晶界发生迁移，这是DDRX的典型特征[26,27]。此外，在固溶态样品晶粒内部发现了位错缠结形成的亚晶粒，以及亚晶粒吸收位错旋转而成的CDRX晶粒[28]，如图6c所示。而在时效态样品中发现更多的因析出相钉扎位错形成的大面积位错缠结，在图6e中也发现了位错缠结的亚晶粒[29]，但析出相对晶界的钉扎并未使LAGB转变为HAGB[30]。综上分析，时效态样品中存在部分较大尺寸和较高数密度的析出相，对位错以及晶界产生较强的钉扎作用，减弱了基体的动态软化程度，使时效态样品的流变应力大于固溶态样品。

673 K、0.01 s^{-1}应变速率下，固溶态和时效态Al-Zn-Mg-Cu合金的微观组织EBSD分析如图7所示。与573 K相比，固溶态样品在673 K热变形后的HAGB和中角度晶界(medium angle grain boundary，MAGB，10°~15°)占比继续上升，分别达到26.3%和9.7%，位错密度下降，说明其发生了较大程度的DRV和DRX，如图7a2和a3所示。在固溶态样品中观察到CDRX晶粒和沿晶界形成的DDRX晶粒，如图7a1中方框所示。对比图5a4与图7a4可以看出，673 K时的固溶态样品的回复与再结晶组织的占比增大，占比达到24.3%。与573 K相比，时效态样品在673 K热变形后的HAGB占比也发生了明显的上升，达到22.0%，如图7b2和b3所示；同时，位错密度大幅下降，并在晶界及晶内发现了DRX现象，如图7b1中方框所示，DRX体积分数为12.2%，明显低于固溶态样品(24.1%)，如表1所示，这表明时效态样品在该温度变形条件下的主要的软化机制为DRV。虽然在673 K热变形时，时效态样品的再结晶体积分数低于固溶态样品，但是由于DRV体积分数的大幅提升，动态软化程度提高，位错密度大幅降低，致使固溶态和时效态Al-Zn-Mg-Cu合金热变形过程中的流变应力差减小。

为进一步探究673 K、低应变速率下，时效态样品动态软化程度大幅提高的原因以及析出相的内在作用机制，对比分析了该条件下固溶态和时效态Al-Zn-Mg-Cu合金的微观组织，结果如图8所示。可以看出，在673 K热变形过程中，固溶态样品中析出了尺寸约为100 nm的第二相，而时效态样品中的部分析出相发生了粗化，但两种状态样品中析出相的数密度均大幅下降。与固溶态不同的是，在时效态合金中发现了大量小尺寸的析出相，如图8e和f所示。固溶态样品的TEM结果揭示了CDRX晶粒的形成的过程：首先左侧LAGB包围的亚晶粒不断吸收位错，进而取向差不断增大，LAGB晶粒不断吸收位

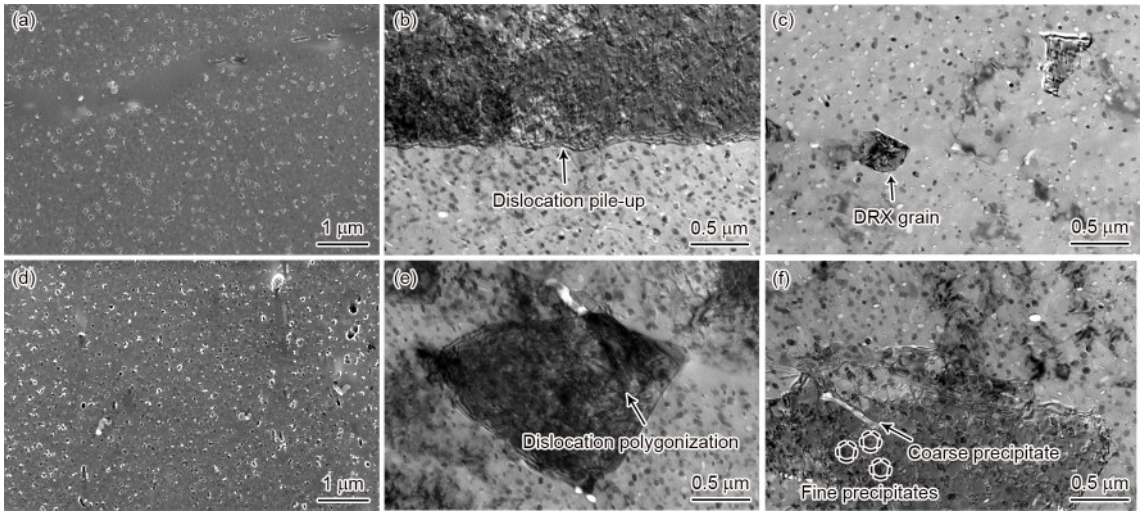


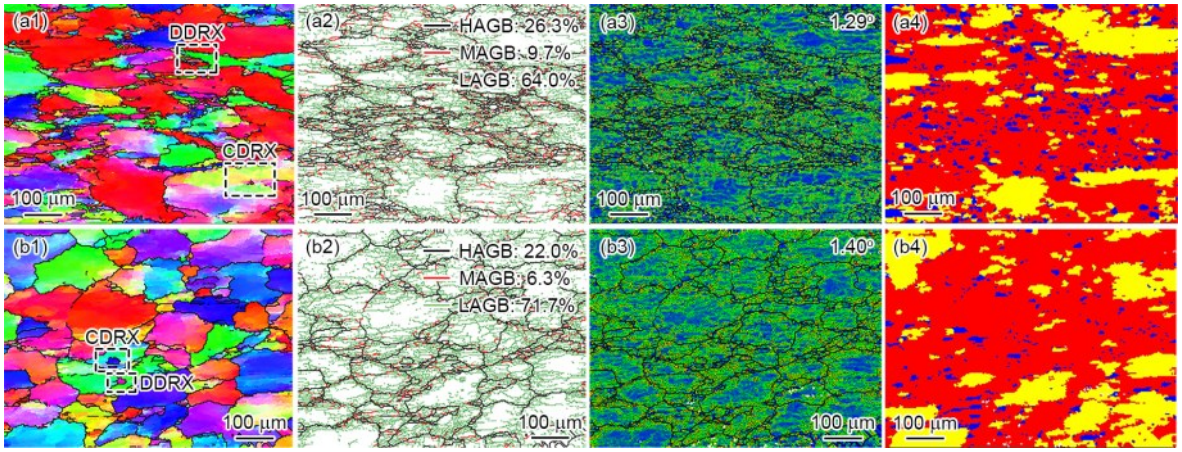
图6 573 K、0.01 s^{-1}应变速率下，固溶态和时效态Al-Zn-Mg-Cu合金的微观组织形貌

Fig.6 Morphologies of solid-solution state (a–c) and aging state (d–f) Al–Zn–Mg–Cu alloys at 573 K and $\dot{\varepsilon}$ = 0.01 s^{-1}

(a, d) SEM images of the precipitates

(b, e) TEM images of the precipitates and dislocations

(c, f) TEM images of the DRX grains (c) and the coarse precipitates (f)



Color online

图 7 673 K、0.01 s^{-1}应变速率下，固溶态和时效态 Al-Zn-Mg-Cu 合金微观组织 EBSD 分析

Fig.7 EBSD analyses of solid-solution state (a1−a4) and aging state (b1−b4) Al−Zn−Mg−Cu alloys at 673 K and $\dot{\varepsilon}$ = 0.01 s^{-1}

(a1, b1) IPF maps (DRX grains are shown in the boxes)

(a2, b2) grain boundary maps

(a3, b3) KAM maps

(a4, b4) recrystallization maps (Blue for recrystallized grains, yellow for substructures, and red for deformed grains)

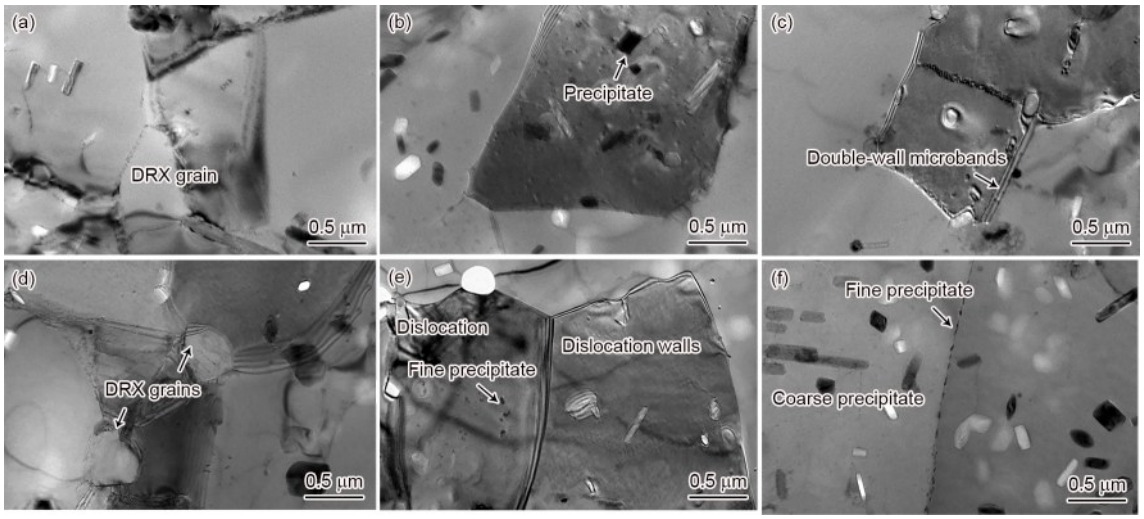


图 8 673 K、0.01 s^{-1}应变速率下，固溶态和时效态 Al-Zn-Mg-Cu 合金微观组织的 TEM 像

Fig.8 TEM images of solid-solution state (a−c) and aging state (d−f) Al−Zn−Mg−Cu alloys at 673 K and $\dot{\varepsilon}$ = 0.01 s^{-1}

(a, d) morphologies of DRX grains

(b, c) morphologies between precipitates (b) and double-wall microbands (c)

(e) interaction between fine precipitates and dislocations

(f) discontinuous coarsening of precipitates

表 1 固溶态和时效态 Al-Zn-Mg-Cu 合金在 0.01 s^{-1}应变速率下 573 和 673 K 时变形晶粒、亚结构和再结晶晶粒占比统计

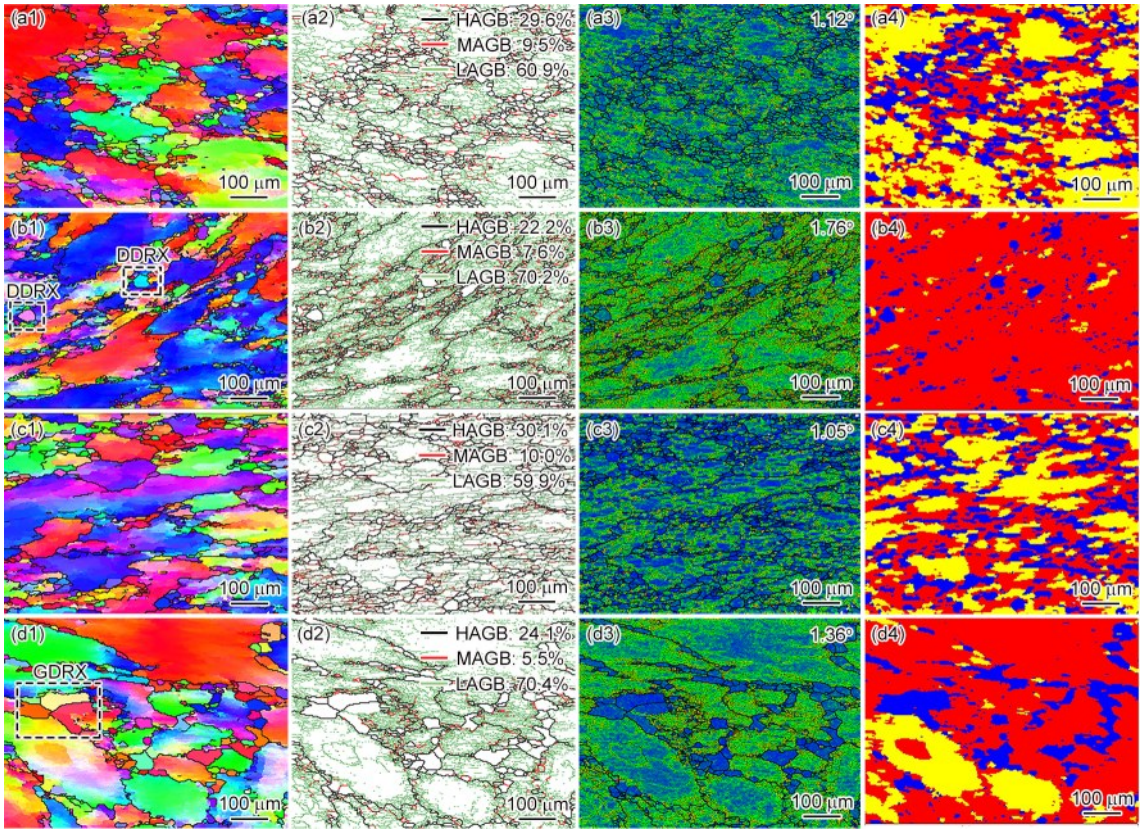
Table 1 Statistics on the proportion of deformed grains, substructures, and recrystallized grains in solid-solution and aging state Al-Zn-Mg-Cu alloys at strain rate of 0.01 s^{-1} and temperatures of 573 and 673 K

Temperature / K	State	Volume fraction of deformed grains / %	Volume fraction of substructures / %	Volume fraction of recrystallized grains / %
573	Solid-solution	75.7	21.2	3.1
	Aging	98.0	0.9	1.1
673	Solid-solution	52.3	23.6	24.1
	Aging	62.0	25.8	12.2

错，最终形成右侧 DRX 晶粒[31]，如图 8a 所示。这从另一角度解释了微观组织中 MAGB 和 HAGB 占比提升的原因，进一步证实了固溶态样品发生了 CDRX。同时，固溶态样品的 TEM 像也揭示了 DDRX 晶粒形成的过程：首先位错在晶界处塞积形成位错墙结构，进而推动晶界发生迁移弓出，晶界处大尺寸析出相促进晶核形核过程，最终形成新的 DRX 晶粒[32]，如图 8c 所示。时效态样品中析出相的粗化使位错缠结现象减少，小尺寸析出相可以有效限制位错的运动造成相对较多的位错线，在 673 K 较高的温度下，交结在一起的位错发生相互作用，从而致使 DRV 发生，如图 8e 所示。另一方面时效态样品中小尺寸析出相钉扎位错提高了形变储能[33]，促进了 DDRX 的发生，如图 8d 所示，晶界迁移形成 DDRX 晶粒。时效态样品中未观察到明显 CDRX 现象，这是由于细小析出相阻碍了 LAGB→HAGB 的转变。时效态样品中析出相的粗化、小尺寸析出相的残留和形变储能的提高是其在 673 K 动态软化程度提高的重要原因。

2.3.2 合金在 743 K 下不同应变速率时的微观组织　当变形温度提高到 743 K 时，固溶态和时效态 Al-Zn-Mg-Cu 合金在低应变速率下的流变应力差进一步减小，二者的应力-应变曲线近乎重合。在高应变速率下，时效态样品的流变应力明显低于固溶态样品，如图 3c 所示。因此，采用 EBSD 和 TEM 表征手段分析 Al-Zn-Mg-Cu 合金在此温度、不同应变速率条件下的微观组织演变规律，进而分析二者流变应力产生差异的原因。

743 K、不同应变速率下，固溶态和时效态 Al-Zn-Mg-Cu 合金的微观组织 EBSD 分析如图 9 所示。在 0.01 s^{-1} 低应变速率下，固溶态样品中的 HAGB 占比继续上升，达到 29.6%，如图 9a2 所示，但是位错密度进一步降低，平均 KAM 值降至 1.12°，如图 9a3 所示，此时，回复与再结晶组织体积分数达到 64.3%，



Color online

图 9 743 K、不同应变速率下，固溶态和时效态 Al-Zn-Mg-Cu 合金的微观组织 EBSD 分析

Fig.9 EBSD analyses of solid-solution state (a1−a4, b1−b4) and aging state (c1−c4, d1−d4) Al−Zn−Mg−Cu alloys at 743 K with strain rates of 0.01 s^{-1} (a1−a4, c1−c4) and 0.50 s^{-1} (b1−b4, d1−d4) (GDRX—geometric dynamic recrystallization)

(a1−d1) IPF maps (DRX grains are shown in the boxes)

(a2−d2) grain boundary maps

(a3−d3) KAM maps

(a4−d4) recrystallization maps (Blue for recrystallized grains, yellow for substructures, and red for deformed grains)

如表2所示，这说明DRV、DRX全面启动。图9a1中固溶态样品中的DRX晶粒大多沿晶界形成，晶内也存在少量DRX晶粒，证明在此温度和应变速率下，DDRX占主导地位。在相同应变速率下，时效态样品中HAGB和MAGB占比大幅提升至30.1%和10.0%，高于相同工艺条件下的固溶态样品，同时位错密度进一步下降，低于原始组织的位错密度，如图9c2和c3所示。在时效态样品的晶界处也观察到大量DDRX现象，DRX晶粒尺寸略大于固溶态，回复与再结晶组织体积分数达到66.7%；时效态样品中的DRX体积分数高于固溶态，DRV体积分数低于固溶态，如表2所示。时效态与固溶态样品相近的动态软化程度使得流变应力接近。

当应变速率由0.01 s^{-1}提升至0.50 s^{-1}时，固溶态和时效态Al-Zn-Mg-Cu合金中的HAGB占比分别降低至22.2%和24.1%，位错密度提高，表明二者动态软化程度均发生了下降。由于固溶态样品中位错密度提升较大，其表现出对应变速率更高的敏感性[31]，如图9b2、b3和d2、d3所示。此外，固溶态与时效态样品的动态软化机制和体积分数差异较大，固溶态时主要软化机制为DDRX，DRX晶粒细小，如图9b1所示；时效态时为DRV与DDRX共存的软化机制，如图9d1方框中存在许多大尺寸DRX晶粒，该DRX晶粒更倾向于是由几何动态再结晶(GDRX)形成的[34,35]。时效态下回复与再结晶的体积分数(27.2%)高于固溶态(16.3%)，如表2所示，其相对较高的动态软化程度是造成其流变应力低于固溶态样品的主要原因。

图10为743 K、不同应变速率下固溶态和时效态Al-Zn-Mg-Cu合金的微观组织TEM像。可以看出，当应变速率为0.01 s^{-1}时，固溶态样品中没有第二相析出，基体中存在少量大尺寸棒状析出相，如图10a和b所示；而时效态样品中发生了析出相的部分回溶，基体中存在大尺寸棒状析出相以及大量小尺寸球状颗粒，这种小尺寸球状颗粒在变形过程中钉扎位错，提高了形变储能，进而降低了DDRX临界形核半径，DRX晶粒快速形核长大，提高了DRX体积分数，如图10e和f所示。图10a中，固溶态晶粒内部存在大量位错墙和亚晶粒等有序结构，而时效态基本未观察到位错墙和亚晶粒等，证实固溶态合金发生了更为广泛的DRV[36]，最终使得固溶态和时效态在低应变速率下的动态软化程度相当。

当应变速率提高至0.5 s^{-1}时，固溶态和时效态Al-Zn-Mg-Cu合金中的位错密度均发生提高，固溶态样品中未观察到低应变速率下存在的位错墙，这是由于高温高应变速率下，变形时间缩短，变形储存能更大程度上推进了DRX，导致DRV的体积分数大幅度降低，如图10c和d所示。时效态样品中存在尺寸不一的析出相，促进了DRX形核，如图10g所示。值得注意的是，在时效态基体中观察到大量的锯齿状晶界(图10h)，这进一步证实了图9d1方框中为GDRX晶粒[33,37]。在较高的应变速率下，时效态样品中存在的许多小尺寸晶粒为GDRX发生提供了必要条件[33,38]，而GDRX的发生提高了时效态DRX体积分数，进而提高了时效态合金的动态软化程度。

图11为Al-Zn-Mg-Cu合金固溶态与时效态热变形过程中的微观组织演变示意图。固溶态样品由于初始微观组织中没有时效析出相，在低温(473 K)、低应变速率(0.01 s^{-1})下，基体脱溶转变形成GP区，由于GP区钉扎位错能力较弱，导致基体DRV程度较大，位错密度较低；在573 K、低应变速率(0.01 s^{-1})下，基体析出大量球状析出相，晶粒内部出现少量DRX现象，DRX的出现进一步提高了合金的软化程度；在673 K、低应变速率(0.01 s^{-1})下，基体析出亚微米级球状和棒状等多种不同形状的析出相，此时DDRX为主要软化机制；在高温(743 K)、低应变速率(0.01 s^{-1})下，基体中无明显析出现象，DRX体积分数进一步提高，DDRX晶粒发生长大，743 K时提高应变速率，基体仍未有明显析出现象，但DRX体积分数下降。相比之下，时效态样品由于预

表2 固溶态和时效态Al-Zn-Mg-Cu合金在743 K、不同应变速率下变形晶粒、亚结构和再结晶晶粒的占比统计

Table 2 Statistics on the proportion of deformed grains, substructures, and recrystallized grains in solid-solution and aging state Al−Zn−Mg−Cu alloys at 743 K under different strain rates

State	Strain rates / s^{-1}	Volume fraction of deformed grains / %	Volume fraction of substructures / %	Volume fraction of recrystallized grains / %
Solid-solution	0.01	35.7	34.1	30.2
	0.5	83.7	2.1	14.2
Aging	0.01	33.3	30.5	36.2
	0.5	72.8	7.6	19.6

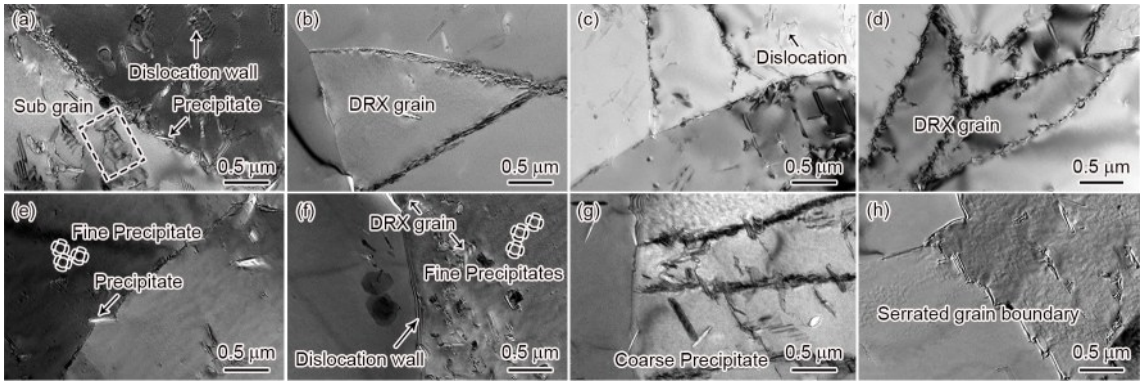
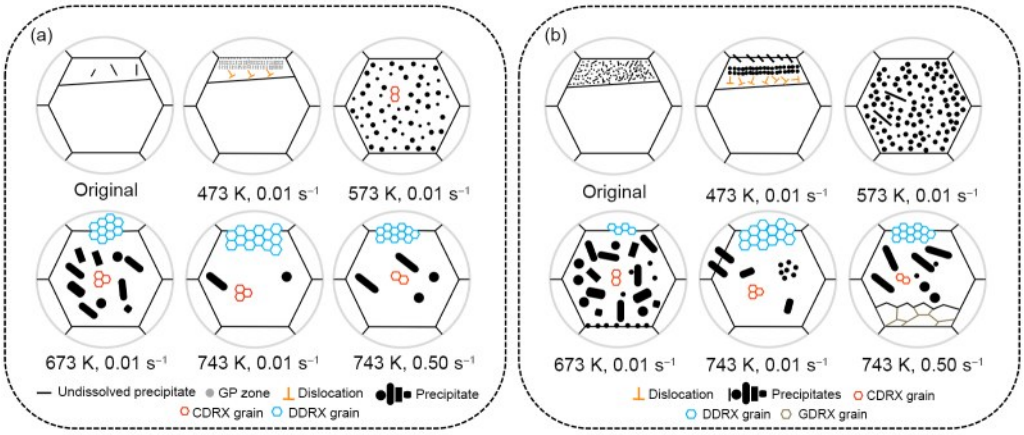


图 10 743 K、不同应变速率下，Al-Zn-Mg-Cu 合金微观组织的 TEM 像

Fig.10 TEM images of solid-solution state (a–d) and aging state (e–h) Al–Zn–Mg–Cu alloys at 743 K with different strain rates

(a, b, e, f) 0.01 s^{-1}　　(c, d, g, h) 0.50 s^{-1}



Color online

图 11 Al-Zn-Mg-Cu 合金热变形微观组织演变示意图

Fig.11 Schematics of microstructure evolution of Al–Zn–Mg–Cu alloy during heat deformation process

(a) solid-solution state　　(b) aging state

析出处理，在较低温度(473 K)、低应变速率(0.01 s^{-1})下，基体中较宽的 PFZ 降低了形变储能，较粗大的析出相钉扎位错提高了变形热激活能，基体的 DRV 程度低于固溶态样品；在 573 K、低应变速率(0.01 s^{-1})下，基体中较高数密度析出相对位错与晶界的钉扎作用较强，延缓了 LAGB 的形成和 LAGB→HAGB 的转变，基体中未出现 DRX 现象；在 673 K、低应变速率(0.01 s^{-1})下，析出相发生不连续粗化，除了亚微米级球状和棒状等多种析出相，还存在大量小尺寸球状析出相，这种小尺寸析出相钉扎位错提高了形变储能，提高了 DRV 软化程度，但与固溶态样品相比，DRX 体积分数较低；在高温(743 K)、低应变速率(0.01 s^{-1})下，小尺寸析出相的存在进一步促进了 DRX，基体中软化程度与固溶态样品相近；743 K 时提高应变速率，基体中 DRX 体积分数降低，GDRX 的出现使得时效态样品 DRX 的体积分数高于固溶态样品。

综上，预析出处理并没有改变 Al-Zn-Mg-Cu 合金的 DRX 机制，固溶态和时效态样品在 643~743 K 范围内均以 DDRX 为主。但相比于固溶态样品，时效态样品预析出高密度析出相在 473~573 K 钉扎位错与晶界，延缓了 DRV 与 DRX 进程；在 673 K 下，析出相的不连续粗化促进了 DRV 进程；随着温度升高至 743 K，未完全回溶的析出相促进了 DRX 的发生。

3　结论

(1) 室温、低应变速率(0.01 s^{-1})下，固溶态晶界处未溶粗大的 η 相诱导裂纹萌生，致使其提前发生剪切断裂。

(2) 473 K、低应变速率(0.01 s^{-1})下，时效态高密度析出相提高了变形抗力，粗化的 PFZ 降低了动态软化效应，导致固溶态和时效态样品的流变应力差降低。

(3) 573 K、低应变速率(0.01 s^{-1})下，时效态高密

度析出相钉扎效应延缓了DRV进程，致使其流变应力超过固溶态。

(4) 673~743 K、低应变速率(0.01 s^{-1})下，时效态样品析出相发生不连续粗化和溶解，小尺寸球状析出相钉扎位错提高了形变储能，促进了DRX，致使时效态和固溶态流变应力趋于一致。

(5) 743 K、高应变速率(0.50 s^{-1})下，时效态样品中小尺寸晶粒的存在为GDRX发生提供了必要条件，这是时效态流变应力低于固溶态的重要原因。

参 考 文 献

[1] Dursun T, Soutis C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys [J]. Mater. Des. (1980−2015), 2014, 56: 862

[2] Lin Y C, Chen X M. A critical review of experimental results and constitutive descriptions for metals and alloys in hot working [J]. Mater. Des., 2011, 32: 1733

[3] Deng Y L, Zhang Y Y, Wan L, et al. Effects of thermomechanical processing on production of Al−Zn−Mg−Cu alloy plate [J]. Mater. Sci. Eng., 2012, A554: 33

[4] Dwivedi P, Siddiquee A N, Maheshwari S. Issues and requirements for aluminum alloys used in aircraft components: State of the art [J]. Russ. J. Non-Ferr. Met., 2021, 62: 212

[5] Gholizadeh R, Yoshida S, Bai Y, et al. Global understanding of deformation behavior in CoCrFeMnNi high entropy alloy under high-strain torsion deformation at a wide range of elevated temperatures [J]. Acta Mater., 2023, 243: 118514

[6] Su M N, Young B. Material properties of normal and high strength aluminium alloys at elevated temperatures [J]. Thin-Wall. Struct., 2019, 137: 463

[7] Bo G W, Jiang F L, Dong Z Y, et al. Revealing the influence of pre-precipitation microstructure on hot workability in an Al−Cu−Mg−Zr alloy [J]. Mater. Sci. Eng., 2019, A755: 147

[8] Long M J, Jiang F, Wu F F, et al. Hot deformation behavior and microstructure evolution of a novel high-Zn containing Al−Zn−Mg−Cu−Zr alloy [J]. J. Mater. Eng. Perform., 2025, 34: 4502

[9] Mao Y Z, Li J G, Feng L. Effect of coarse $\beta(Al_3Mg_2)$ phase on microstructure evolution in 573 K annealed Al−10Mg alloy by uniaxial compression [J]. Acta Metall. Sin., 2018, 54: 1451
(毛轶哲, 李建国, 封 蕾. 573K高温时效处理的Al-10Mg合金中粗大$\beta(Al_3Mg_2)$相对热压缩组织演化的影响及机理 [J]. 金属学报, 2018, 54: 1451)

[10] Li T R, Xu Y Q, Wu W P, et al. Effects of V and B on the microstructure evolution and deformation mechanisms of Ti−44Al−5Nb−1Mo alloys [J]. Acta Metall. Sin., 2024, 60: 650
(李天瑞, 许瑜倩, 吴文平等. V和B元素对Ti-44Al-5Nb-1Mo合金显微组织及热变形机制的影响 [J]. 金属学报, 2024, 60: 650)

[11] Chen S H, Wang Q Y, Jiang H C, et al. Effect of δ-ferrite on hot deformation and recrystallization of 316KD austenitic stainless steel for sodium-cooled fast reactor application [J]. Acta Metall. Sin., 2024, 60: 367
(陈胜虎, 王琪玉, 姜海昌等. δ-铁素体对钠冷快堆用316KD奥氏体不锈钢热变形行为和动态再结晶的影响 [J]. 金属学报, 2024, 60: 367)

[12] Li F L, Fu R, Bai Y R, et al. Effects of initial grain size and strengthening phase on thermal deformation and recrystallization behavior of GH4096 superalloy [J]. Acta Metall. Sin., 2023, 59: 855
(李福林, 付 锐, 白云瑞等. 初始晶粒尺寸和强化相对GH4096高温合金热变形行为和再结晶的影响 [J]. 金属学报, 2023, 59: 855)

[13] Khan M A, Wang Y W, Hamza M, et al. Precipitation behaviour in an Al−Zn−Mg−Cu alloy subjected to high strain rate compression tests [J]. Mater. Charact., 2021, 180: 111398

[14] Wang Y X, Zhao H, Chen X R, et al. The effect of shearable clusters and precipitates on dynamic recovery of Al alloys [J]. Acta Mater., 2024, 265: 119643

[15] Wang H, Qin G L, Li C A, et al. Effect of deformation parameters and Al_2Cu evolution on dynamic recrystallization of 2219-O Al alloy during hot compression [J]. J. Mater. Res. Technol., 2023, 26: 4093

[16] Chen J S, Rong L, Huang H, et al. The effects of η phases and $Al_3(Er, Zr)$ particles pre-precipitation on the hot workability and recrystallization of Al−Zn−Mg−Er−Zr alloy [J]. J. Mater. Res. Technol., 2024, 29: 2414

[17] Han B S, Wei L J, Xu Y J, et al. Effect of pre-deformation on microstructure and mechanical properties of ultra-high strength Al−Zn−Mg−Cu alloy after ageing treatment [J]. Acta Metall. Sin., 2020, 56: 1007
(韩宝帅, 魏立军, 徐严谨等. 预变形对超高强Al-Zn-Mg-Cu合金时效组织与力学性能的影响 [J]. 金属学报, 2020, 56: 1007)

[18] Yao Y C, Euesden R, Curd M E, et al. Effect of cooling rate on the composition and chemical heterogeneity of quench-induced grain boundary η-phase precipitates in 7xxx aluminium alloys [J]. Acta Mater., 2024, 262: 119443

[19] Xu Y T, Toda H , Shimizu K, et al. Suppressed hydrogen embrittlement of high-strength Al alloys by Mn-rich intermetallic compound particles [J]. Acta Mater., 2022, 236: 118110

[20] Zhang X Z, Zhou D S, Li Y, et al. Concurrent dynamic strain aging and dynamic precipitation evades strength−ductility trade-off in a high Mg-content aluminum crossover alloy [J]. Mater. Sci. Eng., 2022, A854: 143800

[21] Shin J H, Rim G Y, Kim S D, et al. Effects of aging heat-treatment on dynamic strain aging behavior in high-Mn lightweight steel [J]. Mater. Charact., 2020, 164: 110316

[22] Zou Y, Cao L F, Wu X D, et al. Unusual secondary precipitation within the primary precipitation free zone substantially enhances the ductility of Al−Zn−Mg−Cu alloy [J]. Mater. Sci. Eng., 2023, A881: 145384

[23] Ban Y J, Zhang Y, Jia Y L, et al. Effects of Cr addition on the constitutive equation and precipitated phases of copper alloy during hot deformation [J]. Mater. Des., 2020, 191: 108613

[24] Tang J, Wang J H, Teng J, et al. Effect of Zn content on the dynamic softening of Al−Zn−Mg−Cu alloys during hot compression deformation [J]. Vacuum, 2021, 184: 109941

[25] Wu C H, Feng D, Zang Q H, et al. Microstructure evolution and re-

crystallization behavior during hot deformation of spray formed AlSiCuMg alloy [J]. Acta Metall. Sin., 2022, 58: 932
(吴彩虹, 冯 迪, 臧千昊等. 喷射成形AlSiCuMg合金的热变形组织演变及再结晶行为 [J]. 金属学报, 2022, 58: 932)

[26] Liu L L, Zhao G Q, Wang G C, et al. Hot deformation behavior and microstructure evolution model of 7055 aluminum alloy [J]. J. Mater. Res. Technol., 2023, 27: 3191

[27] Zhao J H, Deng Y L, Tang J G. Grain refining with DDRX by isothermal MDF of Al–Zn–Mg–Cu alloy [J]. J. Mater. Res. Technol., 2020, 9: 8001

[28] Li Y B, Gu B, Jiang S, et al. A CDRX-based material model for hot deformation of aluminium alloys [J]. Int. J. Plast., 2020, 134: 102844

[29] Wan Z P, Wang T, Sun Y, et al. Dynamic softening mechanisms of GH4720Li alloy during hot deformation [J]. Acta Metall. Sin., 2019, 55: 213
(万志鹏, 王 涛, 孙 宇等. GH4720Li合金热变形过程动态软化机制 [J]. 金属学报, 2019, 55: 213)

[30] Wang K Z, Zhang C S, Cheng Z N, et al. Dynamic evolution of the T_1 phase and its effect on continuous dynamic recrystallization in Al–Cu–Li alloys [J]. Int. J. Plast., 2024, 175: 103948

[31] Yan S L, Yang H, Li H W, et al. Variation of strain rate sensitivity of an aluminum alloy in a wide strain rate range: Mechanism analysis and modeling [J]. J. Alloys Compd., 2016, 688: 776

[32] Huang K, Logé R E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials [J]. Mater. Des., 2016, 111: 548

[33] Zhang C C, Wang C, Zha M, et al. Microstructure and tensile properties of rolled Mg–4Al–2Sn–1Zn alloy with pre-rolling deformation [J]. Mater. Sci. Eng., 2018, A719: 132

[34] Zhang X, Luo Z A, Xie G M, et al. Interface microstructure and bonding mechanisms of 7050 aluminum alloy thick plates produced by vacuum roll cladding [J]. Mater. Sci. Eng., 2022, A850: 143582

[35] He D G, Xie H, Lin Y C, et al. Microstructure evolution mechanisms and a physically-based constitutive model for an Al–Zn–Mg–Cu–Zr aluminum alloy during hot deformation [J]. J. Mater. Res. Technol., 2023, 26: 4739

[36] Wu J F, He D G, Lin Y C, et al. A unified constitutive model and microstructure evolution of a solution treated 7075 aluminum alloys under warm forming condition [J]. J. Mater. Res. Technol., 2024, 30: 4159

[37] Xu S, Zhang H M, Xiao N M, et al. Mechanisms of macrozone elimination and grain refinement of near α Ti alloy via the spheroidization of the Widmannstätten structure [J]. Acta Mater., 2023, 260: 119339

[38] Pu J, Zhang C H, Zhu W G, et al. Mechanisms for dynamic recrystallization in a β-quenched Zr–1Nb–1Sn–0.1Fe alloy during hot compression [J]. Mater. Charact., 2024, 212: 113932

(责任编辑:李海兰)