

铝锂合金动态再结晶行为的研究进展

郭幼节¹, 李劲风^{1*}, 刘丹阳¹, 曾卓然², 颜元明^{3*}, 王元³,
邱耀⁴, 张瑞丰¹

(1. 中南大学材料科学与工程学院, 长沙 410083; 2. 澳洲国立大学工程与计算科学学院, 堪培拉 ACT. 2601; 3. 深圳市中金岭南科技有限公司, 深圳 518122; 4. 武汉科技大学省部共建耐火材料与冶金国家重点实验室, 武汉 430081)

摘要: 铝锂合金由于具有低密度、高强度、高损伤容限及良好耐腐蚀性等突出优点, 在航空航天领域得到了广泛的应用。铝锂合金在热变形过程中普遍存在动态再结晶现象。本文综述了铝锂合金在不同热加工条件下的三种动态再结晶机制。总结了动态再结晶的研究发展历程以及影响动态再结晶行为的关键因素, 包括层错能、第二相粒子、热加工条件与晶粒尺寸。重点阐述了不连续动态再结晶、连续动态再结晶和几何动态再结晶的形核机制与发生条件, 详细论述了三种动态再结晶机制对铝锂合金微观组织和力学性能的作用规律。探讨了目前研究中亟待解决的科学问题与技术难题, 提出了构建动态再结晶数学模型和调控动态再结晶机制等值得进一步探索的方向。结合电子背散射衍射和透射电子显微镜等表征技术, 为学者们更好地理解铝锂合金的动态再结晶提供思路与启发。

关键词: 铝锂合金; 动态再结晶; 微观组织; 热加工

doi: 10.11868/j.issn.1005-5053.2022.000092

中图分类号: TG146

文献标识码: A

文章编号: 1005-5053(2022)05-0015-17

航空航天工业对减轻机身材料质量的需求推动了铝锂合金的蓬勃发展。铝锂合金是指在铝或铝合金中添加锂元素后得到的一类新型铝合金。与传统铝合金相比, 铝锂合金不仅具有高比强度、比刚度的优点, 还具有低疲劳裂纹扩展速率、良好焊接性能及耐腐蚀等特点^[1-2]。铝合金中每添加 1% 的锂, 合金密度会降低约 3%, 刚度可提高约 6%。铝锂合金近年来广泛应用于飞行器的机身框架、桁条、燃料贮箱等重要构件上^[3-5]。迄今为止, 铝锂合金的发展可划分为三个阶段, 其中第三代铝锂合金在性能水平上有明显提高, 已逐步替代前两代铝锂合金。不同牌号铝锂合金中合金化元素的种类与含量各不相同, 主要包括 Cu、Mg、Ag、Zr、Mn 和 Zn 元素等^[6-8]。国际上, 美国、法国、俄罗斯等国家均十分重视铝锂合金的研发工作。国内 20 世纪以

跟踪仿制为主, 进入 21 世纪后大力开展自主研发, 取得了一系列令人瞩目的成果, 如 2195 铝锂合金已应用于航天器燃料贮箱舱段结构; 2099 铝锂合金用于桁条、火箭舱段结构; 2050 铝锂合金用于机身框梁结构; 2055 铝锂合金则因其超高强度有望应用于机身与上下翼梁结构^[9-10]。

同常规铝合金一样, 铝锂合金通常需要经过一系列热加工工序以获得不同类型的成品或半成品, 而热变形过程会显著影响合金的微观组织与力学性能^[11-13]。合金热加工时的变形行为取决于应变率、应变速率、变形温度等加工参数, 而其最终的组织性能很大程度上取决于再结晶过程^[14-16]。众所周知, 铝合金在热变形过程中会同时出现加工硬化与动态软化两种现象, 其中动态软化主要包括动态回复 (dynamic recovery, DRV) 与动态再结晶 (dynamic recrystallization, DRX)。20 世纪 60 年代以来, DRV 和 DRX 逐渐被人们熟悉并接受, 相关的理论也得到了快速发展^[17-20]。大量研究成果表明^[21-22], 精确调控 DRX 过程有助于细化铝锂合金的组织结构、消除内部缺陷并提高力学性能, 某些情况下 DRX 过程还有利于降低合金的各向异性程度, 这对于长期受各向异性制约的铝锂合金而言具有十分重要的意义。

热变形过程中低层错能金属倾向于发生不连续

收稿日期: 2022-06-03; 修订日期: 2022-09-20

基金项目: 长沙市自然科学基金资助项目 (kq2014127); 湖南省青年科学基金资助项目 (2021JJ40773)

通讯作者: 李劲风 (1971—), 男, 博士, 教授, 研究方向为航空航天用高性能铝锂合金, 联系地址: 湖南省长沙市麓山南路 932 号中南大学 (410083), E-mail: lijinfeng@csu.edu.cn; 颜元明 (1990—), 男, 博士, 工程师, 研究方向为材料学, 联系地址: 广东省深圳市锦绣中路 2 号深圳市中金岭南科技有限公司 (518122), E-mail: yanym1028@gmail.com。

动态再结晶(discontinuous dynamic recrystallization, DDRX),即新的无畸变再结晶晶粒形核,这些新晶粒通过不断吞噬高位错密度区域逐渐长大^[23-25]。而对于铝锂合金这类具有高层错能的金属而言,由于充分的DRV过程,合金在热加工过程中逐渐形成了具有小角度界面(low angle grain boundaries, LAGBs)的亚结构,在后续变形中会逐渐转变为大角度晶界(high angle grain boundaries, HAGBs),发生连续动态再结晶(continuous dynamic recrystallization, CDRX)^[26-27]。另一方面,热变形过程中晶粒逐渐伸长,当应变量较大时,晶界处会出现明显的锯齿状结构,继而“脱落”(pinch off)形成具有HAGBs的等轴晶,这一过程称为几何动态再结晶(geometric dynamic recrystallization, GDRX)^[28-29]。因此,铝锂合金通过不同的DRX行为,可以获得不同程度的晶粒细化。需要指出,这三种类型DRX行为之间并没有严格的分界线,可能同时发生^[17]。例如2050铝锂合金于420℃热变形时会同时出现DDRX与CDRX两种行为^[30];2195铝锂合金于500℃变形时也会同时出现CDRX与GDRX两种行为^[31-32]。此外,DRX过程同时受多种因素影响,例如调整合金元素配比会改变层错能与第二相种类,从而改变合金的再结晶方式^[26,33-34]。对于同一种类型的合金而言,改变热加工条件和晶粒尺寸也会在很大程度上导致其再结晶方式发生转变^[35]。

综上所述,热加工过程中合金的DRX行为会显著影响合金的微观组织与力学性能。本文针对铝锂合金中的DRX现象(包括DDRX、CDRX和GDRX三种动态再结晶机制),概述了影响DRX行为的关键因素,详细论述了铝锂合金中DRX行为的形核机制与发生条件,并提出了值得进一步探索与研究的方向。

1 动态再结晶及其影响因素

探究合金的DRX机制,应当从能量角度考虑。工业生产中,为使合金获得符合要求的致密组织结构与优异力学性能,经常采用锻造、轧制、挤压等技术手段在中、高温区间内进行不同应变量的塑性加工。加工过程中输入基体的能量一部分以储能的形式留存在金属内部。由于储能的存在,变形时体系自由能升高,导致了热力学的不稳定性,具有向形变前的稳定状态转化的趋势^[36-38]。在进行高温加工时,各种动态软化过程倾向于消除这

些不稳定缺陷,以降低体系自由能。通过位错间的湮灭与重排,合金的组织与性能可以部分恢复到变形前的状态。金属的软化过程主要为回复与再结晶,回复时的组织变化包括点缺陷和位错运动,不涉及HAGBs在变形晶粒间的迁移过程;而由储能驱动HAGBs迁移形成新的无畸变等轴晶的过程称为再结晶^[39]。再结晶晶粒与基体间的界面为HAGBs,这是再结晶晶粒与回复中多边形化过程产生亚晶粒间最主要的区别^[40]。加工硬化与由DRV和DRX引起的动态软化同时发生,合金的组织 and 性能取决于二者相互抵消的程度^[41-43]。

为了深入理解铝锂合金的DRX行为,需对流变曲线、晶界取向、再结晶分数、再结晶晶粒尺寸等数据进行细致分析。流变应力可提供大量有价值的信息,但应注意对流变应力数据进行修正以确保实验数据的可靠性。一旦获得准确的流变应力,就可以预测并推导DRX的相关参数^[44-47]。对于DRX过程的微观组织演变,通常使用光学显微镜(optical microscope, OM)、电子背散射衍射(electron backscatter diffraction, EBSD)和透射电子显微镜(transmission electron microscope, TEM)等技术进行表征。与传统的OM技术相比,EBSD和TEM技术的优势在于它们能够揭示微观尺度的亚结构变化,从而可以结合晶粒尺寸、形状、取向差等来区分再结晶晶粒和变形态晶粒^[48-50]。除此以外,其他表征手段如结合聚焦离子束(focused ion beam, FIB)技术的3D-EBSD、电子通道对比成像(electron channel contrast imaging, ECCI)技术、3D-X射线技术等,在揭示合金DRX行为方面也发挥着重要作用^[51],但目前国内普及度不高,相关技术发展尚不成熟。

1.1 层错能

层错能是决定铝锂合金DRX过程最重要的因素。金属在热加工过程中,密排面的正常堆垛顺序遭到破坏,层错出现时,晶体结构丧失完整性和周期性,使晶体的能量增加,这部分增加的能量称为层错能(γ)^[52]。一般而言,层错能越高的金属,出现层错的概率越小。发生回复时,合金的变形储能会通过位错的湮灭与重排而降低。对于具有高层错能的铝锂合金,其内部拓展位错宽度较小,全位错分解为两个不全位错困难,而倾向于发生束集,使位错更容易发生交滑移,热变形时容易发生DRV过程^[53-54]。层错能(γ)与扩展位错宽度(d)的关系可通过式(1)表示^[36]:

$$d = \frac{Gb_1b_2}{8\pi k\gamma} \quad (1)$$

式中: G 为剪切模量; b_1 、 b_2 为伯氏矢量; k 为材料常数。在变形过程中若观察到具有较低位错密度的完整亚结构, 一般判定与 CDRX 有关^[25]。若合金经历较大变形且晶粒厚度在某一方向上显著减小, 则可能发生 GDRX^[31]。另一方面, 层错能较低会促使更宽的扩展位错形成, 位错难以进行交滑移并通过 DRV 形成亚晶粒。此时合金内部的位错密度会增加到较高水平, 最终形成新的再结晶晶粒, 这一动态过程即为 DDRX。综上所述, 层错能决定了层错的宽度, 继而影响了全位错分解为不全位错的难易程度。铝锂合金较高的层错能会阻碍这种分解反应, 从而促进位错发生交滑移, 即有利于发生 DRV 而阻碍 DRX。此外需要强调的是, 层错能并不是确定金属热变形过程中发生何种类型 DRX 过程的唯一因素, 具有高层错能的铝锂合金在某些热加工条件下也会发生 DDRX, 而 DRV 与 CDRX 更是贯穿合金的大部分动态软化过程。仅由层错能大小判断合金发生何种类型 DRX 的方法存在非常大的误差。

1.2 第二相粒子

以往观点认为, 铝合金由于具有较高的层错能, 易发生 DRV 而难以发生 DRX。但在铝锂合金中, 由于复合添加了多种合金化元素(部分第三代铝锂合金的成分含量范围如表 1 所示), 使得合金内部存在大量不同类型的第二相粒子。根据这些粒子的形成条件及其对合金性能的影响, 可以划分为弥散相和沉淀相。弥散相为均匀化退火过程中,

在晶粒内部或晶界处析出的纳米级颗粒, 在后续的热变形过程中与位错交互作用, 可有效阻碍 DRV, 进而调控合金微观组织的结构与形貌^[55-57]。通常, 这些弥散相包含 Zr、Sc 等元素, 容易形成例如 Al_3X 类的 $L1_2$ 结构^[57-60]。铝锂合金热变形过程中动态析出相的种类、分布及其对 DRX 的影响如图 1 所示。Zhang 等^[31] 和 Guo 等^[32] 发现弥散分布的 Al_3Zr 粒子能够阻碍热变形过程中的位错运动, 推迟 DRX 开始时间并促进 DDRX(图 1(c), (d))。沉淀相指热变形过程中动态析出形成的纳米团簇或析出相, 如 Al-Cu-Li 系合金中的 $T_1(Al_2CuLi)$ 、 $\theta'(Al_2Cu)$ 、 $\delta'(Al_3Li)$ 和 $\sigma(Al_5Cu_6Mg_2/Al_5Cu_6Li_2)$ 相等。这些沉淀相在变形温度较低且变形时间较短时对位错运动也有明显的阻碍作用, 但当变形温度较高或变形时间较长时, 会逐渐长大直至溶解进入基体而失去作用^[61]。Guo 等^[32] 的研究表明, 2195 铝锂合金在 300~400 °C 热变形过程中, 位错密度的增加有利于 T_1 相和 σ 相的动态析出。当析出相尺寸小于 100 nm 时, 位错不能克服析出相的钉扎作用, 此时 DRV 受到抑制, 相应地储能增加, 导致驱动力最终达到触发 DDRX 形核所需的临界条件(图 1(a), (b))。Zheng 等^[62] 在对 2060 铝锂合金进行的热拉伸实验中也发现了相似的现象, 并且观察到 Cu 原子在晶界处存在团簇聚集的情况。而随着变形温度升高, 析出相的尺寸逐渐增大, 对位错运动的阻碍作用减弱。同时, 高温时基体的固溶度较高, 减弱了动态析出行为, 这时位错能够沿亚晶界有序排列, 降低了基体的晶格畸变并增加了亚晶界的取向差, 此时 DRV 可以顺利进行并抑制

表 1 部分第三代铝锂合金的化学成分(质量分数/%)

Table 1 Chemical composition of major third generation Al-Li alloys (mass fraction/%)

Alloy	Li	Cu	Mg	Ag	Zr	Mn	Zn	Al
2195	1.00	4.00	0.40	0.40	0.11	—	—	Bal
2196	1.75	2.90	0.50	0.40	0.11	0.35	0.30	Bal
2297	1.40	2.80	0.25	—	0.11	0.30	0.50	Bal
2397	1.40	2.80	0.25	—	0.11	0.30	0.10	Bal
2198	1.00	3.20	0.50	0.40	0.11	0.50	0.35	Bal
2099	1.80	2.70	0.30	—	0.09	0.30	0.70	Bal
2199	1.60	2.60	0.20	—	0.09	0.30	0.60	Bal
2050	1.00	3.60	0.40	0.40	0.11	0.35	0.25	Bal
2060	0.75	3.95	0.85	0.25	0.11	0.30	0.40	Bal
2055	0.15	3.70	0.40	0.40	0.11	0.30	0.50	Bal

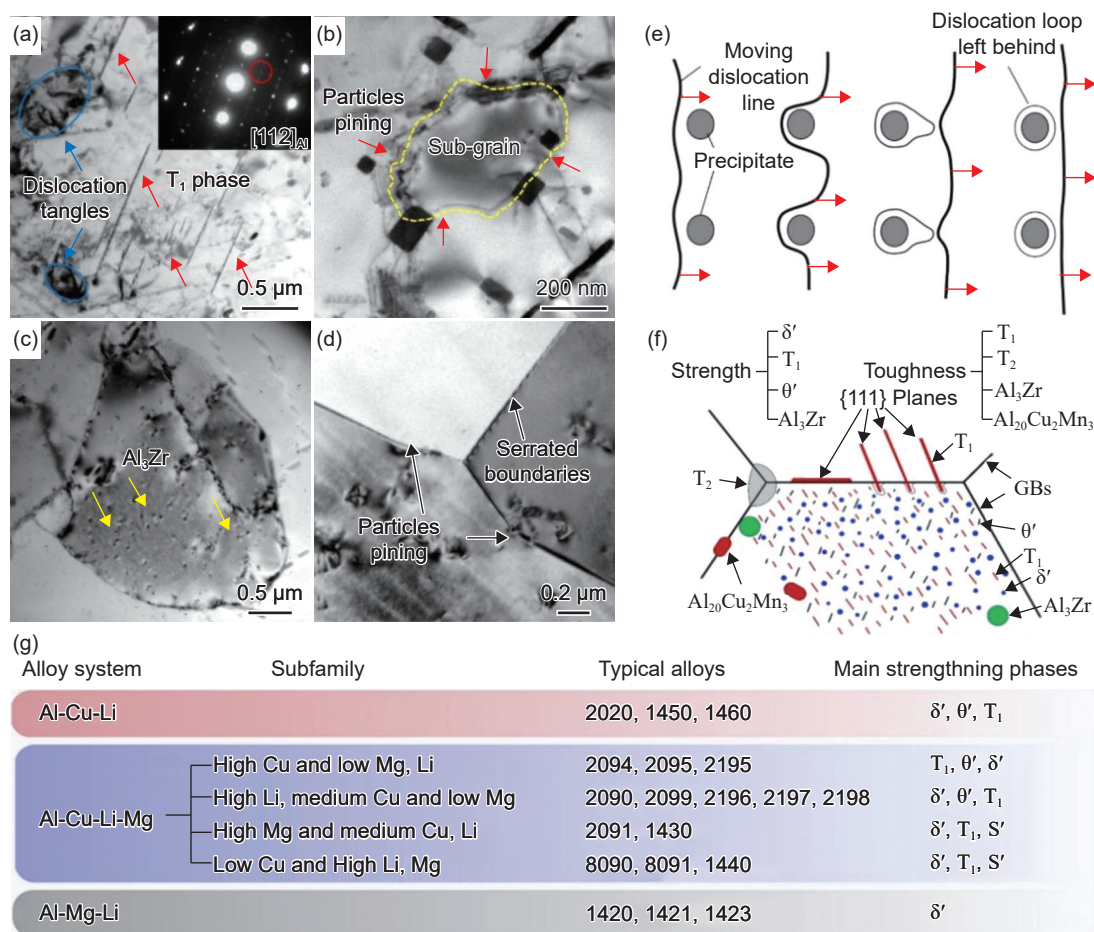


图 1 铝锂合金热变形过程中动态析出相的种类、分布及其对 DRX 的影响 (a) T_1 相阻碍位错运动^[32]; (b) σ 相阻碍位错运动^[32]; (c), (d) Al_3Zr 粒子阻碍位错运动^[31-32]; (e) 奥罗万机制示意图^[52]; (f) 第 3 代铝锂合金组织结构模式^[4]; (g) 铝锂合金中主要强化相^[22]。

Fig. 1 Types and distributions of dynamic precipitates during hot deformation of Al-Li alloys and their effects on DRX (a) T_1 phases hinder dislocation movement^[32]; (b) σ phases hinder dislocation movement^[32]; (c, d) Al_3Zr particles hinder dislocation movement^[31-32]; (e) schematic diagram of Orowan mechanism^[52]; (f) microstructure modelling of the third generation Al-Li alloys^[4]; (g) main strengthening phases in different Al-Li alloy systems^[22]

了 DDRX^[32]。这一结果也与 Zhu 等^[30]的研究结果相符。

第二相粒子对位错的阻碍作用分为切过机制和绕过机制。热变形过程中铝锂合金动态析出的第二相与位错间的相互作用以绕过机制为主, 又称奥罗万 (Orowan) 机制 (图 1(e))。奥罗万机制对位错的阻碍效果 ($\Delta\sigma_{Or}$) 可如下表示^[63]:

$$\Delta\sigma_{Or} = \frac{0.4MGB\ln(2r/b)}{\lambda\pi(1-\nu)^{0.5}} \quad (2)$$

$$\lambda = [(3\pi/4f)^{0.5} - 1.64] * r \quad (3)$$

式中: M 为常数; G 为剪切模量, 代表剪切应力与应变的比值; b 为伯氏矢量, 代表由位错所引起点阵畸变的总积累量; r 为第二相粒子平均半径; ν 为泊松比, 代表横向正应变与轴向正应变绝对值的比值; λ 为第二相粒子平均间距; f 为第二相粒子体积

分数。不可变形的第二相粒子对位错运动的阻碍作用随粒子半径的减小和体积分数的增大而增强, 即粒子数量越多、间距越小, 对位错运动的阻碍作用越大。铝锂合金中析出相种类复杂, 作用各异 (图 1(f), (g)), 纳米级的第二相粒子可以同时通过其本身的晶格结构和应力场阻力效应阻碍位错运动以减缓 DRV 和 DRX 晶粒的生长过程^[64-67]。但与此相反的是, 由于变形区储能较多, 存在较大的能量梯度和致密的亚结构, 晶界处的大尺寸微米级第二相粒子会通过粒子激发形核机制加速再结晶过程^[57, 68-69]。因此, 不同尺寸和空间分布的第二相粒子对铝锂合金 DRX 的影响各异, 可能造成截然相反的效果。

铝锂合金热变形时动态析出的第二相粒子对合金的强度也存在显著影响^[32, 35]。由于析出相的晶格结构和应力场降低了位错的运动能力, 继而降

低了晶界的迁移速率,使合金的塑性变形过程受到抑制,从而在一定程度上提高了合金的强度。Li等^[41]研究发现,2195铝锂合金热拉伸过程中动态析出的细小 θ' 、 δ' 和 Al_3Zr 粒子会明显提高合金在420~480℃的抗拉强度,同时延伸率并没有明显下降;而在变形温度处于480~520℃之间时,合金的抗拉强度急剧减小,且减小速率超过变形温度升高带来的补偿作用,这表明随着基体的溶解度增大, θ' 、 δ' 和 Al_3Zr 粒子逐渐溶解,对位错的钉扎作用迅速减弱直至消失。

1.3 热变形参数与晶粒尺寸

目前学者们对于热加工参数对铝锂合金组织和性能的作用规律已有了较全面的认识。针对DRX的研究大多集中在固定的热加工条件,即在整个热变形过程中变形温度(T)和应变速率($\dot{\epsilon}$)保持不变,便于将二者纳入Zener-Hollomon工程参数(Z)中表示。工程参数 Z 值可作为确定动态软化机制的标准,其表达式如下^[45]:

$$Z = \dot{\epsilon} \exp\left(\frac{Q}{RT}\right) \quad (4)$$

式中: R 为气体常数; Q 为变形激活能。变形激活能 Q 是一个重要的物理参数。Jonas等^[70]认为,以DRV为主的合金 Q 值较小;而较大的 Q 值则表明合金在热变形过程中发生了DRX。相比于纯铝的 Q 值(142 kJ/mol),1460、2195和2050铝锂合金的 Q 值分别达到了303.14、226.7和294.117 kJ/mol,这些铝锂合金变形激活能较高源于合金化元素的复合添加^[13,30,35]。变形温度和应变速率会在一定程度上决定合金热变形时的DRX机制^[70-74]。有学者研究了2195铝锂合金不同热加工条件的 $\ln Z$ 值^[32],结果显示:应变速率较高且变形温度较低(高 Z 值)时,合金的形变储能较少且变形时间较短,难以发生DRX而以DRV为主;而应变速率较低且变形温度较高(低 Z 值)时,DRX进行较充分,不同类型DRX均有可能发生。铝合金不同热加工条件的晶粒组织演变EBSD分析如图2所示。2195铝锂合金在400℃/0.01~0.1 s⁻¹变形条件主要发生DDRDX,如图2(a)~(d)所示;而在550℃/0.1~1 s⁻¹下变形条件则以CDRX为主;2099铝锂合金在360~480℃变形条件加工时主要发生DRV,而在480~520℃时则以DDRDX为主。类似规律在包括6xxx、7xxx系在内的各类铝合金中均有发现^[16,32,35,72]。除变形温度和应变速率外,应变率($\dot{\epsilon}$)对合金的再结晶行为也有显著影响^[19]。应变率增大时,合金形变储能增加,更容易引发DRX,大

尺寸变形晶粒更容易转变为细小的再结晶晶粒,对合金晶粒组织的细化作用更明显(图2(e),(f))。

原始晶粒尺寸对铝锂合金热变形时的DRX行为也发挥着重要作用。多晶体晶界对位错运动的阻碍作用可通过Hall-Petch关系表示^[75]:

$$\sigma_y = \sigma_0 + \frac{k_y}{\sqrt{d}} \quad (5)$$

式中: σ_y 为屈服应力; σ_0 为材料常数; k_y 为强化系数; d 为平均晶粒尺寸。晶界处原子排列不规则,能够有效阻碍位错运动,因此在一定范围内改变晶粒尺寸,即改变晶界密度可以改变位错运动的难易程度,进而影响合金的DRX^[49,76-77]。一方面,DRX过程中,晶界是优先形核位点,因此较大的原始晶粒提供的形核位点较少,使DRX进行缓慢;但另一方面,大尺寸原始晶粒附近更容易形成微观剪切带等非均匀组织结构,又可作为DRX优先形核的位点。此外,改变原始晶粒尺寸也可能改变DRX类型,已有文献证实镁合金中较小的原始晶粒尺寸会促进CDRX^[78-79]。铝锂合金中,减小原始晶粒尺寸也会显著促进CDRX^[35]。

新生DRX晶粒尺寸对合金的热塑性也表现出强烈影响^[17,19,36]。一般而言,DRX进行越充分,残余的变形组织越少,DRX晶粒占比越大,对组织的细化作用越明显^[37]。合金的热塑性取决于热变形过程中大量晶粒之间的协调能力。与晶粒细小的合金相比,晶粒尺寸较大的合金变形时受到的应变只能分配给少量粗大晶粒,导致应变分配差异较大,增加了晶粒间的协调变形难度,容易产生局部应力集中和萌生裂纹,降低了合金的伸长率。而当大部分粗大变形组织被细小DRX晶粒替代后,晶粒间的协调变形难度降低,合金的热塑性得以有效改善^[41]。但在实际工业生产中不应盲目追求高DRX水平,因为过高的变形温度会显著增大DRX晶粒的长大速率,使平均晶粒尺寸迅速增大,反而降低了合金的热塑性^[25]。因此,应结合实际情况选择合适的变形温度使DRX晶粒充分形核的同时以较慢的速率长大。

2 动态再结晶机理

2.1 不连续动态再结晶(DDRDX)

DDRDX广泛存在于中、低层错能金属及合金的热变形过程中。DDRDX的显著特征为具有可清晰辨别的再结晶晶粒形核过程且存在临界应变,这是其区别于其他再结晶行为的关键特征^[36]。热加工

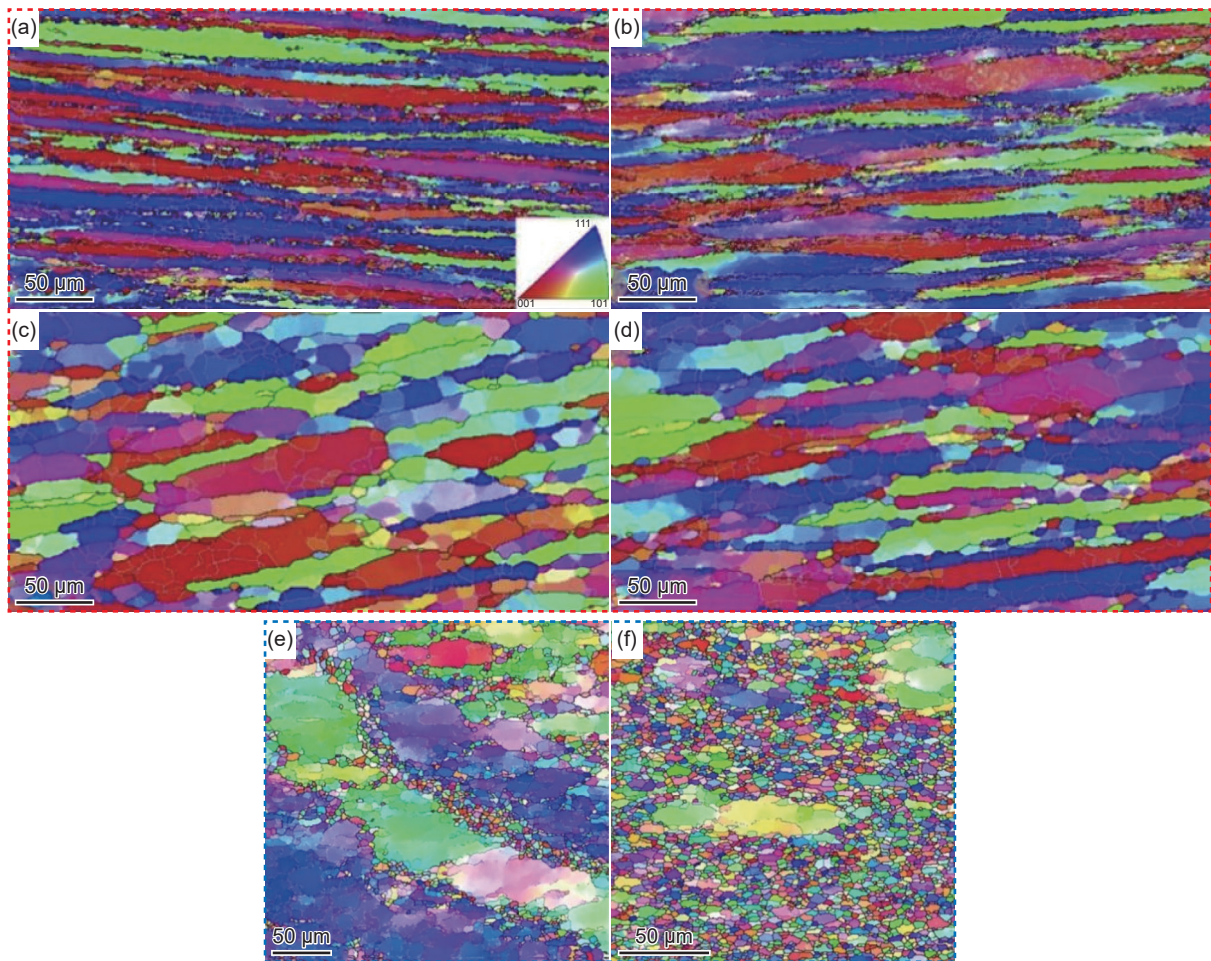


图 2 铝合金不同热加工条件的晶粒组织演变 EBSD 分析: Al-Cu-Li 系合金经热压缩($\varepsilon = 0.9$)后的晶粒组织^[25] (a)400 °C/0.01 s⁻¹; (b)400 °C/0.1 s⁻¹; (c)550 °C/0.1 s⁻¹; (d)550 °C/1 s⁻¹; Al-Zn-Mg-Cu 系合金多向热锻(673 K/3×10⁻⁴ s⁻¹)后的晶粒组织^[19]: (e) $\Sigma\varepsilon = 2.8$; (f) $\Sigma\varepsilon = 7.0$

Fig. 2 EBSD analysis of the grain structure evolution of aluminum alloy under various hot processing conditions. grain structure of Al-Cu-Li alloy after hot compression ($\varepsilon = 0.9$)^[25]: (a) 400 °C/0.01 s⁻¹; (b) 400 °C/0.1 s⁻¹; (c) 550 °C/0.1 s⁻¹; (d) 550 °C/1 s⁻¹; grain structure of Al-Zn-Mg-Cu alloy after multi-directional forging (673 K/3×10⁻⁴ s⁻¹)^[19]: (e) $\Sigma\varepsilon = 2.8$; (f) $\Sigma\varepsilon = 7.0$

过程中, 变形晶粒内部的位错密度随着应变量的增大而逐渐增大, 出现加工硬化现象, 导致流变应力不断增大。位错密度(ρ)的变化是 DDRX 发生期间最显著的特征, 通常与流变应力(σ)有关, 可表示如下^[17]:

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha\mu Mb \sqrt{\rho} \quad (6)$$

式中: σ_0 为摩擦因子; α 为材料常数(取决于位错的几何排列); μ 为弹性剪切模量; M 为泰勒因子; b 为伯氏矢量。能否发生 DDRX 取决于合金变形过程中位错是否能够持续积累。热变形过程中位错持续产生, 同时伴随 DRV 行为, 这两个相互竞争的过程同时发生。如果 DRV 进行的速度不足以消除加工硬化产生的位错, 则位错密度将持续增加, 直至达到 DDRX 的临界形核条件, 此时原始变形晶粒的晶界迅速迁移, 消耗大量位错, 使合金的流变应力明显减小, 流变曲线因此表现出峰值特征^[31]。铝

锂合金 DDRX 行为对流变应力和晶粒组织的影响如图 3 所示。大量实验结果表明, 出现 DDRX 的合金会表现出一些共有特征, 可总结如下:

- (1) 流变曲线具有明显的单峰或多峰特征, 稳态应力受工程参数 Z 的影响^[80](图 3(a));
- (2) 再结晶过程开始前存在临界应变, 且临界应变大小与工程参数 Z 呈正相关^[81](图 3(a));
- (3) 再结晶晶粒于原始变形晶粒晶界处形核并逐渐形成细小的项链状结构^[82](图 3(b))。

许多学者认为, 铝合金在热变形过程中由于驱动力不足难以出现 DDRX, 但部分铝锂合金在经历热变形后却具有明显的 DDRX 特征, 这是因为铝锂合金独有的元素种类和动态析出相对 DRX 过程有着显著影响。例如 Mg 和 Ag 元素的复合添加降低了层错能并增加了位错密度, 促进了 DDRX^[4]。在 Al-Cu-Li 系合金中, 层错能降低和位错密度增加

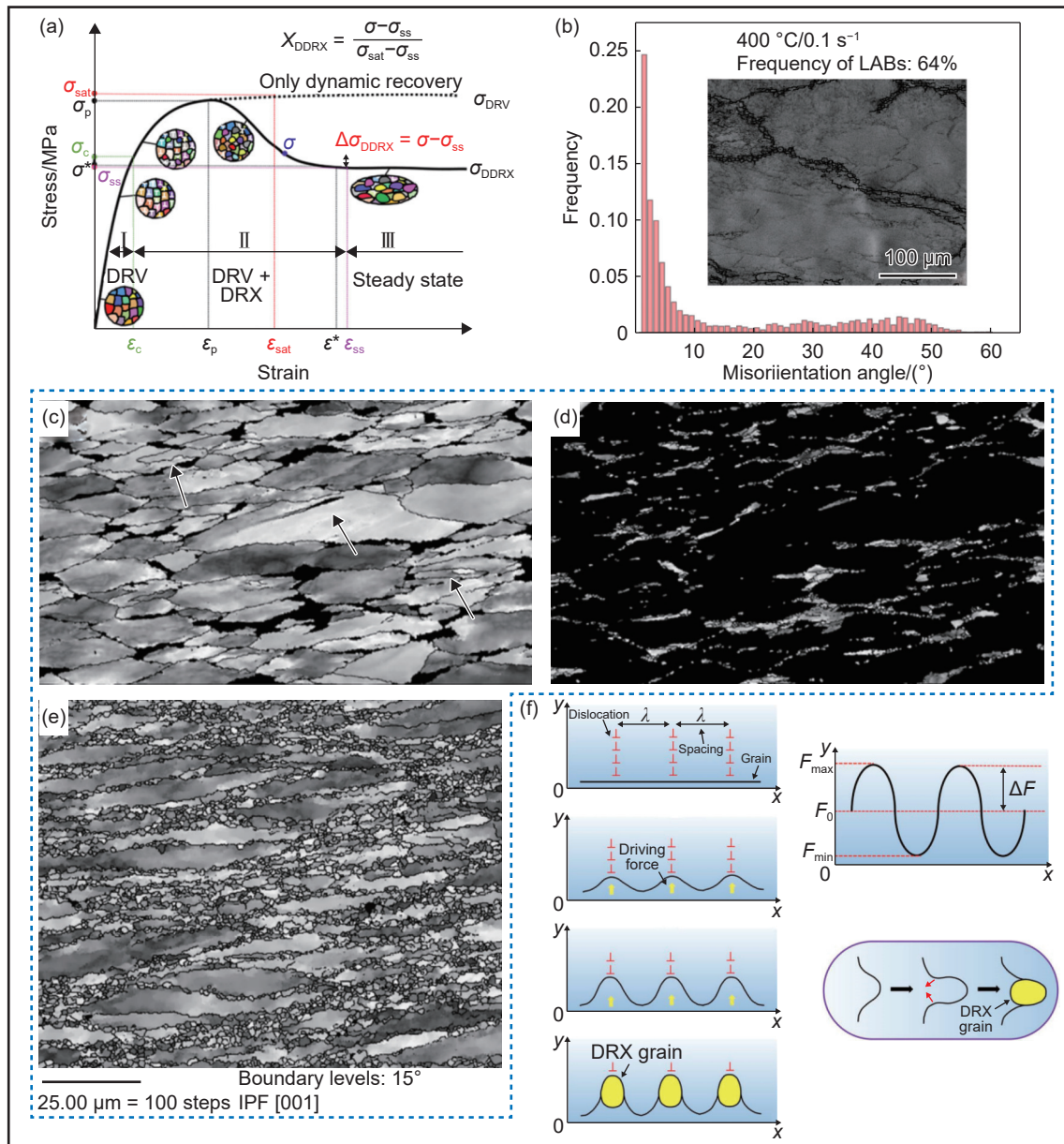


图 3 铝锂合金 DDRX 行为对流变应力和晶粒组织的影响 (a)Al-Cu-Li 系合金 DDRX 过程中晶粒组织演变和流变应力示意图^[42]; (b)Al-Cu-Li 系合金于 400 °C/0.1 s⁻¹ 下出现细小项链状再结晶晶粒与对应的晶界取向差^[32]; (c)~(e)Al-Mg-Li-Zr 合金热压缩过程中的 DDRX 行为^[82]; (f)铝锂合金 DDRX 形核机理示意图^[32]

Fig. 3 Effect of DDRX behavior on grain structure and flow stress of Al-Li alloys (a) schematic diagram of grain structure evolution and flow stress of Al-Cu-Li alloy during DDRX^[42]; (b) Al-Cu-Li alloy exhibits necklace-like recrystallized grains and corresponding misorientation angle at 400 °C/0.1 s⁻¹^[32]; (c)-(e) DDRX behavior of Al-Mg-Li-Zr alloy during hot compression^[82]; (f) schematic diagram of nucleation process of DDRX^[32]

有利于 T₁ 相和 σ 相的动态析出, 阻碍位错移动的同时保留了形变储能, 最终达到触发 DDRX 形核所需的临界条件。由于 DRV 过程进行不充分, 难以形成多边形结构, 使晶粒之间的位错密度不同, 晶界从一侧到另一侧的储能存在较大差异。因此, 晶界两侧的驱动力不平衡, 迫使晶界向高储能的方向运动, 即向高位错密度方向迁移。以 Al-Mg-Li-Zr 合金为例, 热加工期间, HAGBs 扫过的区域不断变形, 位错在这些区域不断积累; 持续塑性变形过

程中, 由于晶粒间的不相容性, 阻碍了进一步的晶界迁移和剪切过程, 位错逐渐积累导致高位错密度梯度, 促进原始变形晶界附近形成连续且细小的亚晶粒; 随着变形量的增大, 出现局部应变集中, 部分晶界发生滑动、剪切, 导致进一步的不均匀变形。在较低变形温度或较高应变速率 (高 Z 值) 时, DDRX 晶核将由锯齿状晶界弓出形成, 最终在原始变形晶界处出现连续的项链状结构^[82-83] (图 3(c)~(e))。铝锂合金的 DDRX 形核过程可通过图 3(f)

表示。

另一方面,铝锂合金中 DDRX 晶粒的尺寸普遍较小,主要由以下三个原因导致:首先,DDRX 晶粒在生长过程中受到进一步变形,内部的形变储能增加,使其与相邻基体之间的能量差减小,导致晶粒长大的驱动力减小;其次,铝锂合金中各类动态析出相能够有效固定晶界,抑制了 DDRX 晶粒的进一步生长;此外,由于 Z 值较高时合金内部位错密度大,LAGBs 的间距相对较小,也在一定程度上限制了 DDRX 晶粒的生长过程^[20]。与 CDRX 和 GDRX 相比,DDRX 的形核方式与静态再结晶最为相似,但由于其再结晶晶粒尺寸的限制,使得 DDRX 对铝锂合金晶粒的细化作用比较有限。还有一些研究发现 DDRX 的形核方式具有使织构随机化的效果,可以在一定程度上降低铝锂合金的各向异性程度^[84]。

2.2 连续动态再结晶 (CDRX)

过去很长一段时间内,学者们一直认为 DRV 是高层错能金属的唯一动态软化机制,因而针对铝锂合金 DRV 行为的研究较少。近年来研究发现,热变形过程中因位错运动产生的高密度亚结构会逐步转变形成具有 HAGBs 的再结晶晶粒,这一过程中合金的微观组织结构均匀地演变,没有可辨别的形核与长大阶段,且不存在临界应变,这是 CDRX 区别于 DDRX 的关键特征^[23,26]。在高变形温度和低应变速率(低 Z 值)条件下,各类热激活行为活跃,此时位错除了容易进行滑移和攀移外,还具有充足的驱动力克服第二相粒子的钉扎作用。加工硬化产生位错的数量不足以补偿 DRV 过程中湮灭的位错,使得位错密度不断降低,形成高密度的多边形结构与亚晶粒^[31-32]。因此,CDRX 容易在低 Z 值时发生。同时,由于充分的 DRV 过程,位错难以在合金组织内部持续积累,在经历热变形初期短暂的加工硬化阶段后,合金的流变曲线立即进入平台阶段而不表现出峰值特征,其形状与仅发生 DRV 时的流变曲线相似。铝锂合金 CDRX 行为对流变应力和晶粒组织的影响如图 4 所示。从大量实验中得到的 CDRX 特征可归纳为以下四个方面:

- (1)流变曲线无明显峰值特征^[78,85-86](图 4(a));
- (2)紧随 DRV 进行不存在临界应变^[32](图 4(a));
- (3)在原始变形晶粒内部形成高密度且均匀的亚结构^[20-21];
- (4)原始变形晶粒的取向差从晶粒内部至晶界均匀增加^[25,69]。

铝锂合金的 CDRX 可以通过三种不同方式形核。第一种方式为通过亚晶界取向差均匀增加形核。合金在高温条件加工时,内部微观组织结构演变相对均匀,此时位错逐渐累积至 LAGBs 处,增加了亚晶界的取向差,最终当取向差达到临界值(一般为 $10^\circ \sim 15^\circ$)时形成 HAGBs 结构,进而形成 CDRX 晶粒^[87]。因此,此类 CDRX 形核行为的一个典型特征是从晶粒内部至晶界处的取向差不断增加。值得一提的是,三角晶界处由于应力集中,更容易产生位错塞积,所以 CDRX 晶粒更倾向于出现在三角晶界处(图 4(b)、(c))。在不同牌号的铝合金及铝锂合金中均已观察到这种形核方式,如 Al-Cu-Li 合金(图 4(d))、Al-Li-Mg-Sc 合金和 Al-Zn-Mg-Cu 合金进行热加工时,由于位错的不断积累和亚晶界的重排,使得 LAGBs 逐渐转变为 HAGBs,最终形成 CDRX 晶核^[32,69,88]。

CDRX 的第二种形核方式为相邻亚晶粒的旋转与合并。铝锂合金热变形过程中的 CDRX 过程如图 5 所示。变形开始阶段,合金内部各滑移系开动能力不同造成应力集中,使原始晶界附近的位错运动更活跃。高变形温度会逐渐激活更多的滑移系统,使合金组织逐渐均匀。LAGBs 由位错重排在原始晶界附近形成,而 CDRX 晶粒则通过持续吸收储存在 LAGBs 中的位错形成^[89](图 5(a))。两相邻的亚晶粒逐渐旋转消除亚晶界间的取向差,大尺寸的亚晶粒更容易生长并吞噬小尺寸的亚晶粒(图 5(b)~(d))。系统为减低体系的自由能提供了充足的驱动力,使两个相邻的亚晶粒合并,二者共享的 LAGBs 消失,逐渐完成向 HAGBs 的过渡,充分释放了内部储能^[17,31]。此外,由于变形组织和位错分布的不均匀性,合金内部储能的分布也不均匀。因此,这种 CDRX 行为会优先出现在高应变水平区域,例如具有高位错密度的三角晶界处^[78,90](图 5(e)、(f))。

CDRX 的第三种形核机制为微观剪切带协助形核。热加工过程中由于变形的不均匀性仅有少数滑移系开动,晶粒内部局部温度升高形成高密度的绝热剪切带,使晶界的平均取向差快速增加,进而形成由微观剪切带构成的空间网络^[91];在应变较低时,DRV 产生的亚结构吸收了位错,形成较厚的位错墙围绕在剪切带周围;随着变形过程的持续,剪切带的空间网络在晶粒内部逐渐扩展,晶粒的平均取向差和储能不断增加,晶界附近的部分晶格因储能的驱动而不断旋转,沿剪切方向形成不同取向的亚晶粒;随着亚晶粒在吸收位错的能量后

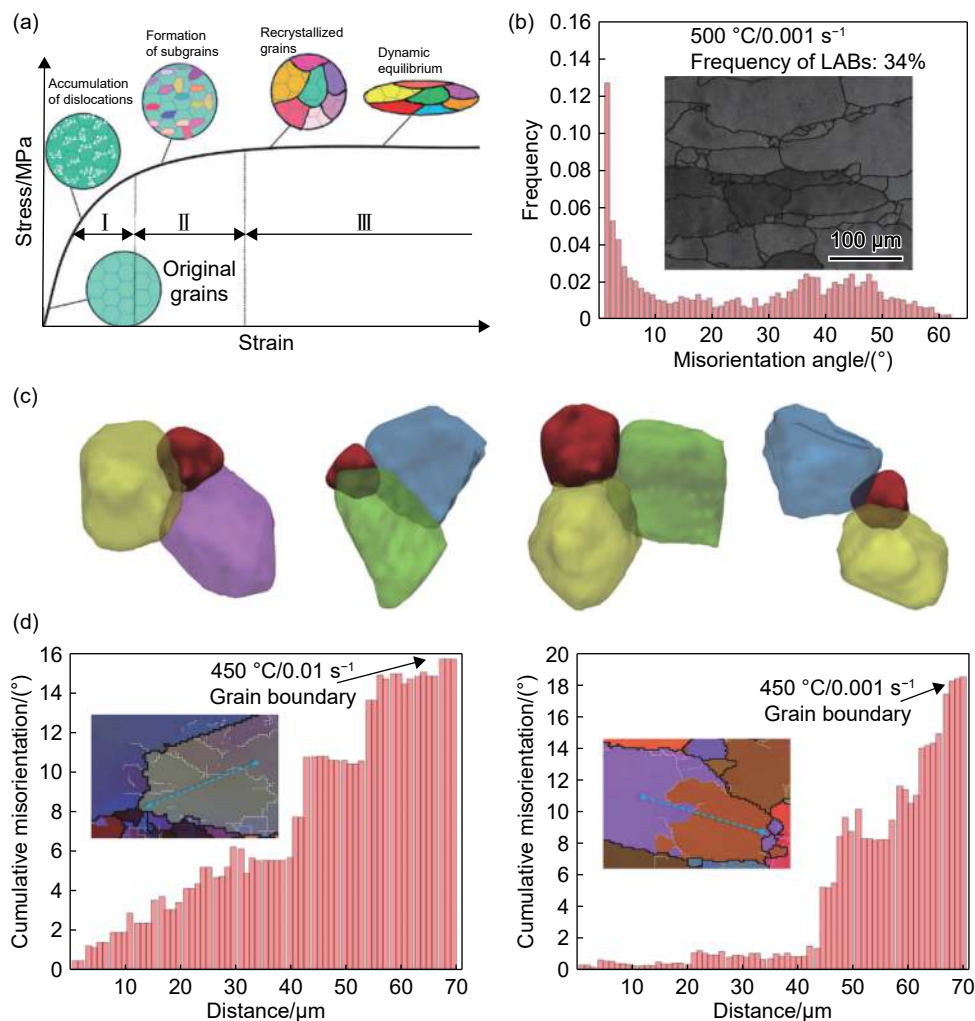


图 4 铝锂合金 CDRX 行为对流变应力和晶粒组织的影响 (a) Al-Cu-Li 系合金 CDRX 过程中晶粒组织演变和流变应力示意图^[31]; (b) Al-Cu-Li 系合金在 500 °C/0.001 s⁻¹ 变形条件下于三角晶界处出现 CDRX 晶粒与对应的晶界取向差^[32]; (c) CDRX 晶粒于三角晶界处形核的 3D 示意图^[40]; (d) Al-Cu-Li 系合金热变形过程中晶粒内部到晶界的累积取向差分布^[32]

Fig. 4 Effect of CDRX behavior on flow stress and grain structure of Al-Li alloys (a) schematic diagram of grain structure evolution and flow stress of Al-Cu-Li alloy during CDRX^[31]; (b) Al-Cu-Li alloy exhibits CDRX grains at triple junctions and corresponding misorientation angle at 500 °C/0.001 s⁻¹^[32]; (c) 3D schematic diagram of nucleation process of CDRX grains at triple junction^[40]; (d) cumulative misorientation profiles from intragranular to the grain boundary of Al-Cu-Li alloy^[32]

于剪切带中持续生长,其界面逐渐变薄且平坦,形成被 LAGBs 包围的大尺寸亚晶粒,最终演变为细小的 CDRX 晶粒(图 5(g))^[31,92]。研究人员已在 2195 铝锂合金中观察到这一形核机制^[32](图 5(h))。有学者认为,微观剪切带也为 T₁ 相和 θ' 相等动态析出相提供了优先形核的场所,但这一观点尚需实验验证。

通过上述三种 CDRX 形核机制,大尺寸的原始变形晶粒被分割为若干具有低应变水平的小尺寸再结晶晶粒,这也使得 CDRX 比 DDRX 具有更显著的晶粒细化效果。变形温度较低时,LAGBs 可以均匀地增加取向差,伴随微观剪切带的出现最终形成

HAGBs; 变形温度较高时,组织协调性增强,微观剪切带不易出现,LAGBs 向 HAGBs 的转变通过渐进的亚晶旋转、合并实现。与 DDRX 相比,CDRX 不涉及 HAGBs 的迁移过程,更多地依托于热变形前期的 DRV 过程。因此, Gourdet 等^[87]指出,在一定程度上可以将 CDRX 视作 DRV 的延续,且更充分的 DRV 可以促进 CDRX 晶粒的形成。在铝锂合金的 DRX 行为中,CDRX 的比重较大,Zhang 等^[42]研究发现,2195 铝锂合金在 400 °C 以上进行热变形时,CDRX 晶粒在所有 DRX 晶粒中的占比可达 70~80%。同时,他还提出 CDRX 晶粒的占比会随应变量的增大而增大,但这一规律在其他牌号铝锂

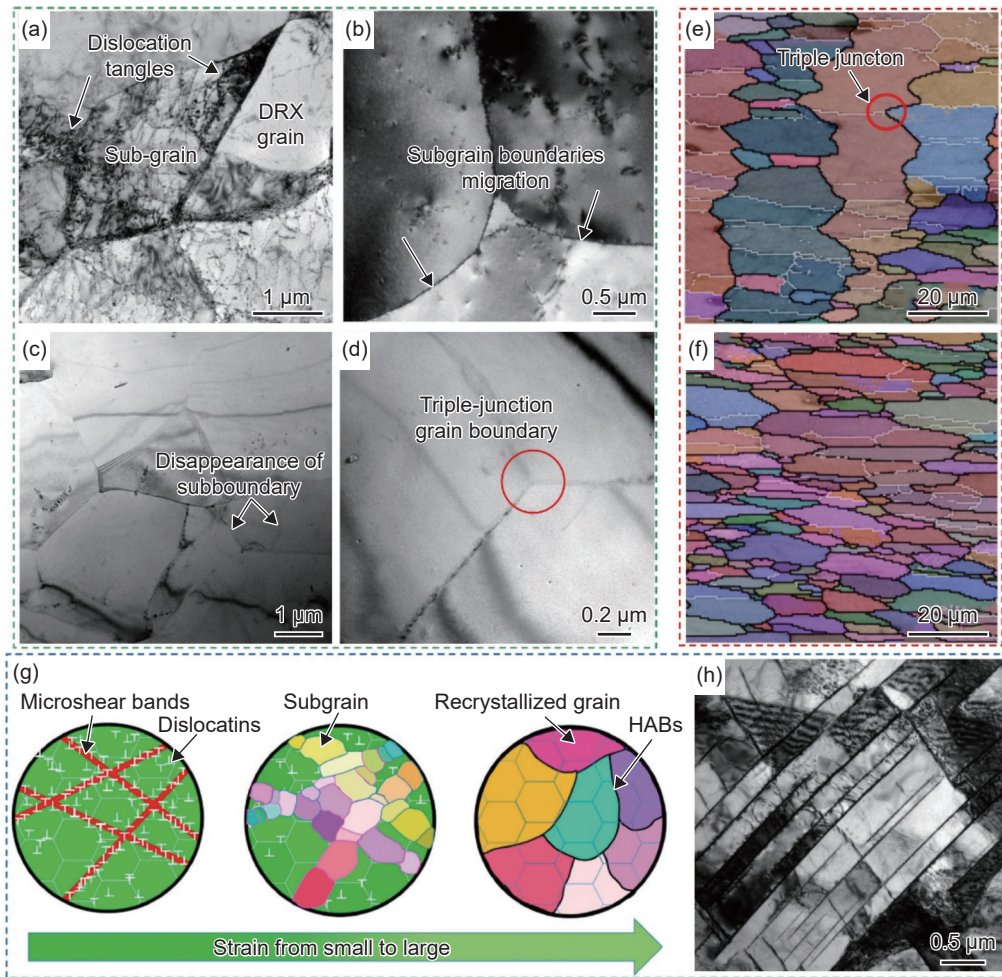


图 5 铝锂合金热变形过程中的 CDRX 过程 (a)位错于亚晶界处塞积与重排^[32]; (b)亚晶界迁移与合并; (c)亚晶界逐渐消失^[31]; (d)含 HAGBs 的三角晶界^[32]; (e), (f)三角晶界处的 CDRX 过程^[20]; (g)微观剪切带形成亚晶粒示意图^[31]; (h)微观剪切带形成空间网络结构

Fig. 5 CDRX process during hot deformation of Al-Li alloy (a) dislocations are packed and rearranged at subgrain boundaries^[32]; (b) migration and merger of subgrain boundaries; (c) subgrain boundaries gradually disappear^[31]; (d) formation of triple junctions containing HAGBs^[32]; (e), (f) CDRX behavior at triple junctions^[20]; (g) microshear bands form subgrains^[31]; (h) shear bands form a spatial network structure

合金中是否同样适用尚缺乏相关的研究证据。

2.3 几何动态再结晶 (GDRX)

工业生产中虽然可以通过等径角变形和高压扭转等大塑性变形方法获得细晶结构,但因生产效率的限制难以普遍推广^[43]。然而,若合金在热变形过程中经历了 GDRX 过程,则依靠常规技术手段即可获得具备细晶结构的合金材料。Mcqueen^[29]在 20 世纪 80 年代首次提出了 GDRX 的概念,直到 21 世纪才逐渐为学者们所接受。

相比于前两种 DRX 形核方式,有关铝锂合金 GDRX 的研究较少。一般认为 GDRX 形核过程比较简单:热变形初期,原始变形晶界因边界曲率不同而不断产生凸起,凸起部分的尺寸与亚晶粒尺寸相似;随着应变量的增大,充足的形变储能作为驱动力使 HAGBs 持续迁移形成锯齿状晶界,同时晶

界厚度减小导致晶界面积增加;当应变进一步增大时,原始晶粒厚度逐渐减小直至 2~3 个亚晶尺寸,使得相邻的锯齿状 HAGBs 接触并相互作用,变形晶粒被分割成若干具有相似取向角的小晶粒,即 GDRX 晶粒^[93-94]。铝合金热变形过程中的 GDRX 示意图如图 6 所示。图 6(a)中白框与图 6(b)中黑色箭头所示的凸起位置均为可能发生 GDRX 的区域,颜色对比表明变形结构中 HAGBs 的占比相对较高。上述 GDRX 过程可通过图 6(c)表示。具有较高层错能的铝锂合金在高温低应变速率条件变形时易出现 GDRX,而 DRV 在低变形温度条件占主导地位,这是因为变形温度较低时 HAGBs 的运动能力较弱无法迁移形成锯齿状晶界。根据目前有限的研究结果,GDRX 行为的一般特征与发生条件可总结如下:

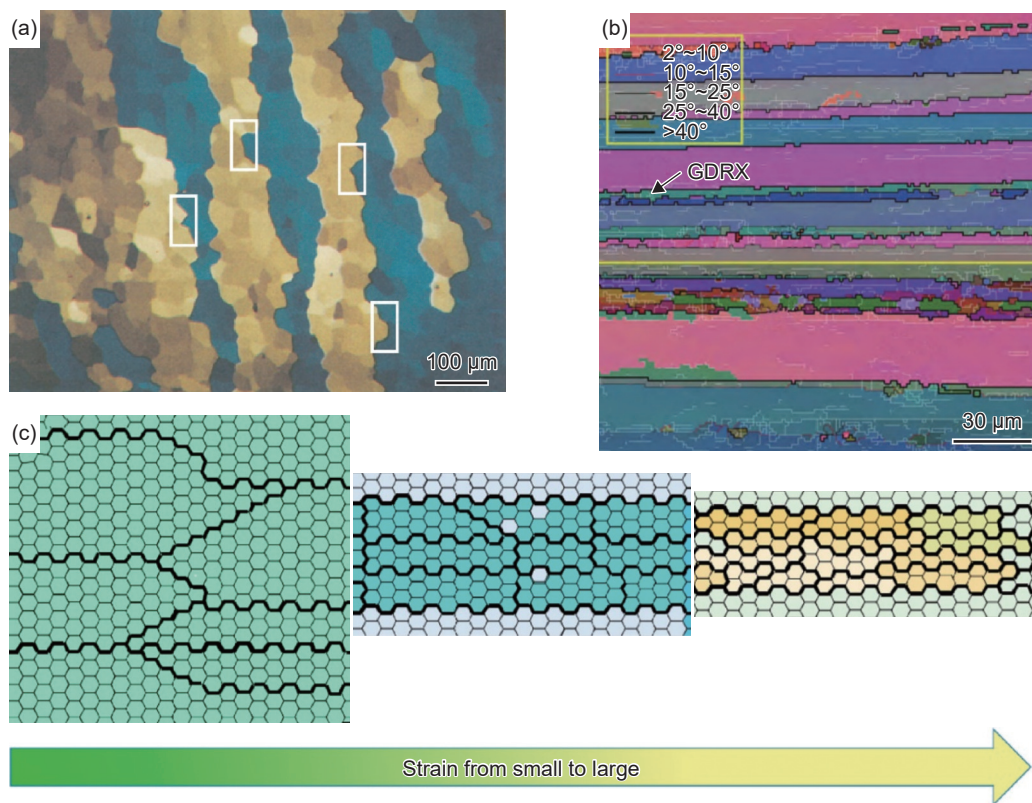


图 6 铝合金热变形过程中的 GDRX 过程示意图 (a)高纯铝 GDRX 行为的金相组织图片^[94]; (b)Al-Cu-Li 系合金热变形过程中的 GDRX 行为($\ln Z = 47.4$)^[21]; (c)Al-Cu-Li 系合金 GDRX 行为示意图^[31]

Fig. 6 GDRX process of Al alloy during hot deformation (a) optical micrograph of high-purity aluminium during GDRX^[94]; (b) GDRX behavior during hot deformation of Al-Cu-Li alloys ($\ln Z = 474$)^[21]; (c) schematic diagram of GDRX behavior of Al-Cu-Li alloys^[31]

(1)大塑性变形使原始晶粒厚度减少至 2~3 个亚晶尺寸^[29];

(2)原始变形晶粒沿伸长方向破碎,再结晶晶粒的晶界取向差通常呈单峰或双峰分布^[21];

(3)原始变形晶粒尺寸较小^[17]。

GDRX 能否发生很大程度上取决于 HAGBs 的厚度和迁移能力,因此与 DDRX 和 CDRX 相比,GDRX 受原始晶粒尺寸、形貌的影响更大。发生 GDRX 过程需要较大应变是因为 GDRX 本质上是晶粒受外力作用而产生几何变形,当应变较小晶界难以相互接触。GDRX 晶粒的晶界取向差通常呈单峰或双峰分布的原因是原始晶粒伸长破碎后具有明显的晶粒取向,产生再结晶组织,取向差趋于一致。需要较小尺寸原始晶粒是因为需要更多的 HAGBs 迁移以充分形成锯齿状晶界,晶粒尺寸减小显著增加了单位体积内 HAGBs 的密度,同时减小了平均晶粒厚度。

关于铝锂合金中的 GDRX 行为,主要的争论点在于是否存在一个临界应变以触发再结晶形核。铝合金热变形过程中的 GDRX 模型示意图如

图 7 所示。过去认为当合金变形量达到 GDRX 的临界应变时,原始变形晶粒将迅速转变为若干细小的再结晶晶粒(图 7(a))。然而,已有实验证明这

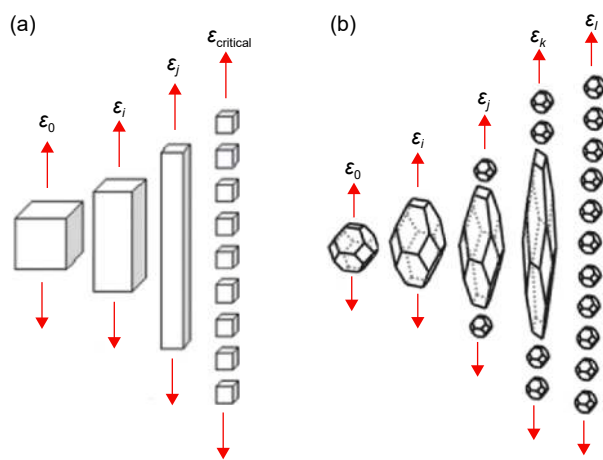


图 7 铝合金热变形过程中的 GDRX 模型示意图^[17] (a)存在临界应变的 GDRX 模型; (b)不存在临界应变的 GDRX 模型

Fig. 7 GDRX model of Al alloy during hot deformation^[17] (a) GDRX model with critical strain; (b) GDRX model without critical strain

这个过程是逐渐发生的。合金在热变形过程中发生加工硬化和 DRX, 形成具有 LAGBs 的亚结构; 原始晶粒在变形过程中逐渐被拉长, HAGBs 的厚度不断减小, 但其变形程度不均匀, 使得边缘部分比中间部分变薄的速度更快; 当 HAGBs 某处达到临界应变时, 边缘位置的亚晶粒脱落, 继而形成新的 GDRX 晶粒, 如图 7(b) 所示^[95-96]。不同类型铝合金材料经历高温大塑性变形时均可能出现 GDRX 行, 学者们已经在 Al-Mg 和 Al-Mg-Si 合金中发现这一现象^[97-98]。铝锂合金中也已经证实存在 GDRX 行, 李旭等^[21] 和 Zhang 等^[31] 指出, 具有较小原始

晶粒尺寸的 2195 铝锂合金在 400~500 °C 条件热变形时会出现明显的 GDRX 组织特征, 同 DDRX 和 CDRX 一样可以细化合金的晶粒组织。而与 DDRX 和 CDRX 的不同之处在于, GDRX 过程中 HAGBs 的迁移程度相对较低, 晶粒取向基本保持不变, 难以有效降低合金微观组织的各向异性程度^[96]。

表 2 概述了本章所述铝锂合金中 DDRX、CDRX 和 GDRX 的发生条件与组织特征。由表 2 可知, 不同 DRX 的形核机制和微观组织存在明显不同, 亟待进一步的系统性研究。

表 2 DDRX、CDRX 和 GDRX 的发生条件与组织特征^[19, 28-29, 31-32, 42]。
Table 2 Comparison of characteristics of DDRX, CDRX and GDRX^[19, 28-29, 31-32, 42]

DRX type	Conditions and characteristics						
	Strain amount	Strain rate	Deformation temperature	Stacking fault energy	Critical nucleation strain	DRX grain size	Weakening texture effect
DDRX	Small (Medium)	Medium (High)	Low (Medium)	Low (Medium)	Include	Small	Good
CDRX	Medium (Large)	Low (Medium)	Medium (High)	High	n/a	Medium (Large)	Poor
GDRX	Large	—	Medium (High)	—	n/a	Small	Poor

"Note : "—" represents no influence or no unified view"

3 结束语

DRX 有利于细化晶粒组织、消除缺陷并提高合金性能。虽然目前关于铝锂合金的 DRX 仍需进一步的研究, 但现有实验成果已经可以为控制铝锂合金热加工过程中的微观组织演变提供有价值的参考和帮助。除常规的微观组织表征外, 数学模拟方法在分析铝锂合金 DRX 行为时也发挥着十分重要的作用, 目前主要包括以 Arrhenius 双曲正弦函数为模型的现象学方程和以 Avrami 动力学理论为基础的的动力学方程^[33, 45, 74, 99]。由于铝锂合金 DRX 机制复杂, 影响因素众多, 单一模型难以适用于实际生产中复杂的热变形条件^[26, 34, 40]。虽然近年来许多学者针对不同的 DRX 机制提出了各类相适配的数学模型, 但都存在适用性太窄(仅针对单一合金)、考虑因素不全面或预测结果准确性难以达到要求等局限性^[13, 30, 42, 99]。阐明 DRX 行为在铝锂合金工业生产中具有重要指导价值, 但目前仍存在许多困难与问题亟待解决, 阻碍了 DRX 理论的进一步发展。基于我国铝锂合金未来发展的需要, 笔者认为应当从以下两个方面开展更深入的研究:

(1) 学者们应当在兼顾不同变形条件和微观组织的前提下, 构建适用于不同 DRX 机制的数学模型, 预测合金的 DRX 方式, 调控流变应力的大小与变化趋势, 以设计、指导铝锂合金的实际生产。目前仅依靠微观组织表征无法达到工业生产与科学研究的要求, 为预测铝锂合金的 DRX 行为, 全面、准确的数学模型是必不可少的。但热加工过程中合金各滑移系开动难易程度不同, 组织结构变形不均匀, 相较于理论预测的演变过程存在较大差异; 不同组织间存在较高的温度梯度, DRX 形核不均匀, 这也给系统表征和数学建模带来了困难, 使得相关模拟工作难以进一步开展。这阻碍了 DRX 理论对企业实际生产的指导作用, 同时也制约了学者们对铝锂合金 DRX 行为认识的深度。

(2) 为了满足各类苛刻、多元化服役条件的需求, 应当在深入理解铝锂合金 DRX 机制的基础上, 通过调整加工参数, 精确控制合金的微观组织, 以获得优异的综合性能。一方面, 对于各向异性现象, 可以适当提高变形温度并降低应变速率, 使热变形过程中合金的 DRX 过程能够以 DDRX 或 CDRX 机制发生, 利用二者的形核特点, 达到改变

织构种类并使晶粒取向随机化的效果。另一方面, 为了进一步提高铝锂合金构件安全可靠保障, 应避免合金在热变形过程中出现孔洞、热裂纹、绝热剪切带等失稳现象, 在控制再结晶晶粒长大速度的同时尽可能提高合金的 DRX 水平, 充分释放因局部变形不均匀带来的流变集中以软化内部组织, 充分发挥 DRX 的储能耗散能力, 进而获得稳定的流动性及理想的加工性能。

参考文献:

- [1] 李劲风, 宁红, 刘丹阳, 等. Al-Cu-Li 系铝锂合金的合金化与微合金化 [J]. *中国有色金属学报*, 2021, 31(2): 258-279.
(LI J F, NING H, LIU D Y, *et al.* Alloying and micro-alloying in Al-Cu-Li series alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2021, 31(2): 258-279.)
- [2] 李劲风, 陈永来, 马云龙, 等. 国内铝锂合金基础研究及应用技术开发 [J]. *宇航材料工艺*, 2021, 51(4): 37-47.
(LI J F, CHEN Y L, MA Y L, *et al.* Basic research and application technology development of Al-Li alloy in china[J]. *Journal of Aerospace Materials and Technology*, 2021, 51(4): 37-47.)
- [3] RIOJA R J, LIU J. The evolution of Al-Li base products for aerospace and space applications[J]. *Metallurgical and Materials Transaction A*, 2012, 43(9): 3325-3337.
- [4] 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 Z Q, LI J F, CHEN Z G, *et al.* Alloying and microstructural evolution of Al-Li alloys[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2011, 21(10): 2337-2351.)
- [5] GUO Y J, LI J F, LU D D, *et al.* Characterization of Al₃Zr precipitation via double-step homogenization and recrystallization behavior after subsequent deformation in 2195 Al-Li alloy[J]. *Materials Characterization*, 2021, 182: 111549.
- [6] PAN Z R, ZHENG Z Q, LIAO Z Q, *et al.* New cubic precipitate in Al-3.5Cu-1.0Li-0.5In (wt. %) alloy[J]. *Materials Letters*, 2010, 64: 942-944.
- [7] ZHANG X L, WU G H, ZHANG L, *et al.* Effects of Mg and Sc additions on the microstructure, mechanical properties, and thermal stability of a cast Al-2Li-2Cu-0.2Zr alloy after thermal exposure[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 788: 367-382.
- [8] WANG Y X, MA X W, ZHAO G Q, *et al.* Microstructure evolution of spray deposited and as-cast 2195 Al-Li alloys during homogenization[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 82: 161-178.
- [9] 王硕, 张弛, 王俊升. 铝锂合金纳米析出相结构与性能综述 [J]. *航空制造技术*, 2021, 64(9): 68-76,92.
(WANG S, ZHANG C, WANG J S. Structures and properties of nano-precipitates in Al-Li alloys[J]. *Aeronautical Manufacturing Technology*, 2021, 64(9): 68-76,92.)
- [10] DURSUN T, SOUTIS C. Recent developments in advanced aircraft aluminum alloys[J]. *Materials & Design*, 2014, 56: 862-871.
- [11] DESCHAMPS A, DECREUS H, GEUSER F D, *et al.* The influence of precipitation on plastic deformation of Al-Cu-Li alloys[J]. *Acta Materialia*, 2013, 61: 4010-4021.
- [12] TAO J S, ZHANG L, WU G H, *et al.* Effect of heat treatment on the microstructure and mechanical properties of extruded Al-4Cu-1Li-0.4Mg-0.4Ag-0.18Zr alloy[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2018, 717: 11-19.
- [13] XIANG S, LIU D Y, ZHU R H, *et al.* Hot deformation behavior and microstructure evolution of 1460 Al-Li alloy[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2015, 25(12): 3855-3864.
- [14] WANG Y X, ZHAO G Q, XU X, *et al.* Microstructures and mechanical properties of spray deposited 2195 Al-Cu-Li alloy through thermo-mechanical processing[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2018, 727: 78-89.
- [15] MA Y L, LI J F, SANG F J, *et al.* Grain structure and tensile property of Al-Li alloy sheet caused by different cold rolling reduction[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2019, 29(8): 1569-1582.
- [16] ZHU F J, WU H Y, LEE S, *et al.* Dynamic behavior of a 6069 Al alloy under hot compression[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2015, 640: 385-393.
- [17] HUANG K, LOGÉ R E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials[J]. *Materials & Design*, 2016, 111: 548-574.
- [18] SAKAI T, MIURA H, GOLOBORODKO A, *et al.* Continuous dynamic recrystallization during the transient severe deformation of aluminum alloy 7475[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(1): 153-162.
- [19] SAKAI T, BELYAKOV A, KAIBYSHEV R, *et al.* Dynamic and post-dynamic recrystallization under hot, cold and severe plastic deformation conditions[J]. *Progress in Materials Science*, 2014, 60: 130-207.
- [20] SHEN B, DENG L, WANG X Y. A new dynamic recrystallization model of an extruded Al-Cu-Li alloy during high-temperature deformation[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2015, 625: 288-295.

- [21] 李旭, 杨庆波, 樊祥泽, 等. 变形参数对 2195 Al-Li 合金动态再结晶的影响 [J]. *金属学报*, 2019, 55(6): 709-719.
(LI X, YANG Q B, FAN X Z, *et al.* Influence of deformation parameters on dynamic recrystallization of 2195 Al-Li alloy [J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2019, 55(6): 709-719.)
- [22] WANG Y X, ZHAO G Q. Hot extrusion processing of Al-Li alloy profiles and related issues: a review [J]. *Chinese Journal of Mechanical Engineering*, 2020, 33(1): 1-24.
- [23] CRAM D G, ZUROB H S, BRECHET Y J M, *et al.* Modelling discontinuous dynamic recrystallization using a physically based model for nucleation [J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(17): 5218-5228.
- [24] CAO Z H, SUN Y, ZHOU C, *et al.* Cellular automaton simulation of dynamic recrystallization behavior in V-10Cr-5Ti alloy under hot deformation conditions [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2019, 29(1): 98-111.
- [25] WANG Y X, ZHAO G Q, XU X, *et al.* Constitutive modeling, processing map establishment and microstructure analysis of spray deposited Al-Cu-Li alloy 2195 [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 779: 735-751.
- [26] SUN Z C, WU H L, CAO J, *et al.* Modeling of continuous dynamic recrystallization of Al-Zn-Cu-Mg alloy during hot deformation based on the internal-state-variable (ISV) method [J]. *International Journal of Plasticity*, 2018, 106: 73-87.
- [27] CSANÁDI T, CHINH N Q, GUBICZA J, *et al.* Characterization of stress-strain relationships in Al over a wide range of testing temperatures [J]. *International Journal of Plasticity*, 2014, 54: 178-192.
- [28] MCQUEEN H J, JONAS J J. Recovery and recrystallization during high temperature deformation [J]. *Treatise on Materials Science and Technology*, 1975, 6: 393-493.
- [29] MCQUEEN H J. Development of dynamic recrystallization theory [J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2004, 387-389: 203-208.
- [30] ZHU R H, LIU Q, LI J F, *et al.* Dynamic restoration mechanism and physically based constitutive model of 2050 Al-Li alloy during hot compression [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2015, 650: 75-85.
- [31] ZHANG J J, YI Y P, HUANG S Q, *et al.* Dynamic recrystallization mechanisms of 2195 aluminum alloy during medium/high temperature compression deformation [J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2021, 804: 140650.
- [32] GUO Y J, LI J F, LU D D, *et al.* Effects of dynamic precipitation and processing parameters on dynamic recrystallization behavior of 2195 Al-Cu-Li alloy during hot compression [J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2022, 31: 2743-2760.
- [33] LI Y B, GU B, JIANG S, *et al.* A CDRX-based material model for hot deformation of aluminium alloys [J]. *International Journal of Plasticity*, 2020, 134: 102844.
- [34] CHEN S F, LI D Y, ZHANG S H, *et al.* Modelling continuous dynamic recrystallization of aluminum alloys based on the polycrystal plasticity approach [J]. *International Journal of Plasticity*, 2020, 131: 102710.
- [35] YANG Q B, WANG X Z, LI X, *et al.* Hot deformation behavior and microstructure of AA2195 alloy under plane strain compression [J]. *Materials Characterization*, 2017, 131: 500-507.
- [36] DOHERTY R D, HUGHES D A, HUMPHREYS F J, *et al.* Current issues in recrystallization: a review [J]. *Materials Science & Engineering: A*, 1997, 238(2): 219-274.
- [37] NING J, LI Q, ZOU Z Y, *et al.* Hot tensile deformation behavior and microstructural evolution of 2195 Al-Li alloy [J]. *Vacuum*, 2021, 188: 110176.
- [38] NAYAN N, MAHESH S, PRASAD M J N V, *et al.* A phenomenological hardening model for an aluminium-lithium alloy [J]. *International Journal of Plasticity*, 2019, 118: 215-232.
- [39] ZHU R H, LIU Q, LI J F, *et al.* Flow curve correction and processing map of 2050 Al-Li alloy [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2018, 28(3): 404-414.
- [40] ZHAO P Y, LOW T S E, WANG Y Z, *et al.* An integrated full-field model of concurrent plastic deformation and microstructure evolution: application to 3D simulation of dynamic recrystallization in polycrystalline copper [J]. *International Journal of Plasticity*, 2016, 80: 38-55.
- [41] LI Q, NING J, CHEN L, *et al.* The mechanical response and microstructural evolution of 2195 Al-Li alloy during hot tensile deformation [J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 848: 156515.
- [42] ZHANG J J, YI Y P, HE H L, *et al.* Kinetic model for describing continuous and discontinuous dynamic recrystallization behaviors of 2195 aluminum alloy during hot deformation [J]. *Materials Characterization*, 2021, 181: 111492.
- [43] RAAB G J, VALIEV R Z, LOWE T C, *et al.* Continuous processing of ultrafine grained Al by ECAP-Conform [J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2004, 382(1/2):

- 30-34.
- [44] BECK P A, SPERRY P R. Strain induced grain boundary migration in high purity aluminum[J]. *Journal of applied physics*, 1950, 21(2): 150-152.
- [45] ZENER C, HOLLOMON J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. *Journal of Applied Physics*, 1944, 15(1): 22-32.
- [46] LI Y P, ONODERA E, MATSUMOTO H, *et al.* Correcting the stress-strain curve in hot compression process to high strain level[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2009, 40(5): 982-990.
- [47] PANTLEON W, FRANCKE D, KLIMANEK P. Modeling adiabatic heating during high-speed deformation[J]. *Computational Materials Science*, 1996, 7(1): 75-81.
- [48] WRIGHT S I, NOWELL M M, FIELD D P. A review of strain analysis using electron backscatter diffraction[J]. *Microscopy & Microanalysis*, 2011, 17(3): 316-329.
- [49] FAN G H, ZHANG Y B, DRIVER J H, *et al.* Oriented growth during recrystallization revisited in three dimensions[J]. *Scripta Materialia*, 2014, 72-73: 9-12.
- [50] ZAAFARANI N, RAABE D, SINGH R N, *et al.* Three-dimensional investigation of the texture and microstructure below a nanoindent in a Cu single crystal using 3D EBSD and crystal plasticity finite element simulations[J]. *Acta Materialia*, 2006, 54(7): 1863-1876.
- [51] LU W J, LIEBSCHER C H, YAN F K, *et al.* Interfacial nanophases stabilize nanotwins in high-entropy alloys[J]. *Acta Materialia*, 2020, 185: 218-232.
- [52] 胡赓祥, 蔡珣, 戎咏华. 材料科学基础 [M]. 第三版. 上海: 上海交通大学出版社, 2010.
(HU G X, CAI X, RONG Y H. *Fundamentals of materials science* [M]. 3rd ed. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University Press, 2010.)
- [53] SHANG S L, ZACHERL C L, FANG H Z, *et al.* Effects of alloying element and temperature on the stacking fault energies of dilute Ni-base superalloys[J]. *Journal of Physics Condensed Matter*, 2012, 24(50): 505403.
- [54] MURR L E. *Phenomena in Metals and Alloys* [M]. Boston: Addison-Wesley Press, 1975.
- [55] TSIVOULAS D, ROBSON J D, SIGLI C, *et al.* Interactions between zirconium and manganese dispersoid-forming elements on their combined addition in Al-Cu-Li alloys[J]. *Acta Materialia*, 2012, 60(13/14): 5245-5259.
- [56] TSIVOULAS D, ROBSON J D. Heterogeneous Zr solute segregation and Al₃Zr dispersoid distributions in Al-Cu-Li alloys[J]. *Acta Materialia*, 2015, 93: 73-86.
- [57] TSIVOULAS D, PRANGNELL P B. The effect of Mn and Zr dispersoid-forming additions on recrystallization resistance in Al-Cu-Li AA2198 sheet[J]. *Acta Materialia*, 2014, 77: 1-16.
- [58] WU H, WEN S P, HUANG H, *et al.* Effects of homogenization on precipitation of Al₃(Er, Zr) particles and recrystallization behavior in a new type Al-Zn-Mg-Er-Zr alloy[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2017, 689: 313-322.
- [59] DENG Y L, XU J J, CHEN J Q, *et al.* Effect of double-step homogenization treatments on the microstructure and mechanical properties of Al-Cu-Li-Zr alloy[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2020, 795: 139975.
- [60] KNIPLING K E, DUNAND D C, SEIDMAN D N. Precipitation evolution in Al-Zr and Al-Zr-Ti alloys during isothermal aging at 375~425 °C[J]. *Acta Materialia*, 2008, 56(1): 114-127.
- [61] AARON H B, KOTLER G R. Second phase dissolution[J]. *Metallurgical Transactions*, 1971, 2: 393-408.
- [62] ZHENG X W, LUO P, CHU Z H, *et al.* Plastic flow behavior and microstructure characteristics of lightweight 2060 Al-Li alloy[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2018, 736: 465-471.
- [63] LIU Q B, FAN G L, TAN Z Q, *et al.* Precipitation of Al₃Zr by two-step homogenization and its effect on the recrystallization and mechanical property in 2195 Al-Cu-Li alloys[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2021, 821: 141637.
- [64] NES E, RYUM N, HUNDERI O. On the zener drag[J]. *Acta Metallurgica*, 1985, 33(1): 11-22.
- [65] ROBSON J D, PRANGNELL P B. Dispersoid precipitation and process modelling in zirconium containing commercial aluminium alloys[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(4): 599-613.
- [66] ROBSON J D. Optimizing the homogenization of zirconium containing commercial aluminium alloys using a novel process model[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2002, 338(1): 219-229.
- [67] HIGGINSON R, BATE P. Substructure drag effects and recrystallization textures in aluminium[J]. *Acta Materialia*, 1999, 47(4): 1079-1090.
- [68] SHE H, SHU D, DONG A P, *et al.* Relationship of particle stimulated nucleation, recrystallization and mechanical properties responding to Fe and Si contents in hot-extruded 7055 aluminum alloys[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2019, 35(11): 2570-2581.
- [69] HUANG K, MARTHINSEN K, ZHAO Q L, *et al.* The double-edge effect of second-phase particles on the recrystallization behaviour and associated mechanical

- properties of metallic materials[J]. *Progress in Materials Science*, 2018, 92: 284-359.
- [70] JONAS J J, SELLARS C M, TEGART W J M. Strength and structure under hot-working conditions[J]. *Metallurgical Reviews*, 1969, 14: 1-24.
- [71] YANG X S, CHAI L J, HUANG W J. EBSD analysis on restoration mechanism of as-extruded AA2099 Al-Li alloy after various thermomechanical processes[J]. *Materials Chemistry and Physics*, 2017, 191(15): 99-105.
- [72] LIU W Y, ZHAO H, LI D, *et al.* Hot deformation behavior of AA7085 aluminum alloy during isothermal compression at elevated temperature[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2014, 596: 176-182.
- [73] JHA J S, TOPPO S P, SINGH R, *et al.* Flow stress constitutive relationship between lamellar and equiaxed microstructure during hot deformation of Ti-6Al-4V[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2019, 270: 216-227.
- [74] JONAS J J, QUELENNEC X, JIANG L, *et al.* The Avrami kinetics of dynamic recrystallization[J]. *Acta Materialia*, 2009, 57(9): 2748-2756.
- [75] HUANG K, LOGÉ R E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials[J]. *Materials and Design*, 2016, 111: 548-574.
- [76] GALINDO-NAVA E I, RIVERA-DÍAZ-DEL-CASTILLO P E J. Grain size evolution during discontinuous dynamic recrystallization[J]. *Scripta Materialia*, 2014, 72-73: 1-4.
- [77] CHANG C I, LEE C J, HUANG J C. Relationship between grain size and Zener-Holloman parameter during friction stir processing in AZ31 Mg alloys[J]. *Scripta Materialia*, 2004, 51(6): 509-514.
- [78] GALIYEV A, KAIBYSHEV R, GOTTSTEIN G. Correlation of plastic deformation and dynamic recrystallization in magnesium alloy ZK60[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(7): 1199-1207.
- [79] SANJARI M, FARZADFAR S A, JUNG I H, *et al.* Influence of strain rate on hot deformation behaviour and texture evolution of AZ31B[J]. *Materials Science and Technology*, 2012, 28(4): 437-447.
- [80] BLAZ L, SAKAI T, JONAS J J. Effect of initial grain size on dynamic recrystallization of copper [J]. *Metal Science* 1983, 17(12): 609-616.
- [81] DEGHAN-MANSHADI A, BARNETT M R, HODGSON P D. Hot deformation and recrystallization of austenitic stainless steel: part I. dynamic recrystallization[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2008, 39(6): 1359-1370.
- [82] HOGG S C, PALMER I G, THOMAS L G, *et al.* Processing, microstructure and property aspects of a spraycast Al-Mg-Li-Zr alloy[J]. *Acta Materialia*, 2007, 55(6): 1885-1894.
- [83] NIE J F, SHIN K S, ZENG Z R. Microstructure, deformation, and property of wrought magnesium alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transaction A*, 2020, 51(12): 6045-6109.
- [84] JONAS J J, TÓTH L S. Modelling the texture changes produced by dynamic recrystallization[J]. *Scripta Metallurgica et Materialia*, 1992, 27(3): 359-363.
- [85] HUANG Y, HUMPHREYS F J. Measurements of grain boundary mobility during recrystallization of a single-phase aluminium alloy[J]. *Acta Materialia*, 1999, 47(7): 2259-2268.
- [86] SITDIKOV O, SAKAI T, MIURA H, *et al.* Temperature effect on fine-grained structure formation in high-strength Al alloy 7475 during hot severe deformation[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2009, 516(1): 180-188.
- [87] GOURDET S, MONTHEILLET F. An experimental study of the recrystallization mechanism during hot deformation of aluminium[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2000, 283(1): 274-288.
- [88] KAIBYSHEV R, SHIPILOVA K, MUSIN F, *et al.* Continuous dynamic recrystallization in an Al-Li-Mg-Sc alloy during equal-channel angular extrusion[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 2005, 396(1): 341-351.
- [89] WHITE S H. The effects of strain on the microstructures, fabrics, and deformation mechanisms in quartzites[J]. *Philosophical Transactions of the Royal Society of London Series A*, 1976, 283(1312): 69-86.
- [90] TOTH L S, ESTRIN Y, LAPOVOK R, *et al.* A model of grain fragmentation based on lattice curvature[J]. *Acta Materialia*, 2010, 58(5): 1782-1794.
- [91] YANG Y, CHEN Y D, JIANG L H, *et al.* Study on the characteristics and thermal stability of nanostructures in adiabatic shear band of 2195 Al-Li alloy[J]. *Applied Physics A*, 2015, 121(3): 1277-1284.
- [92] SAKAI T, BELYAKOV A, MIURA H. Ultrafine grain formation in ferritic stainless steel during severe plastic deformation[J]. *Metallurgical and Materials Transaction A*, 2008, 39(9): 2206-2214.
- [93] MARTORANO M, FORTES M, PADILHA A. The growth of protrusions at the boundary of a recrystallized grain[J]. *Acta Materialia*, 2006, 54(10): 2769-2776.
- [94] KASSNER M E. Large-strain deformation of aluminum single crystals at elevated temperature as a test of the geo-

- metric-dynamic-recrystallization concept[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1989, 20(10): 2182-2185.
- [95] PETERSEN T, HOLMEDAL B, NES E. On the origin of strain softening during deformation of aluminum in torsion to large strains[J]. *Metallurgical and Materials Transaction A*, 2003, 34(12): 2727-2736.
- [96] GHOLINIA A, HUMPHREYS F J, PRANGNELL P B. Production of ultra-fine grain microstructures in Al-Mg alloys by conventional rolling[J]. *Acta Materialia*, 2002, 50(18): 4461-4476.
- [97] BLUM W, ZHU Q, MERKEL R, *et al.* Geometric dynamic recrystallization in hot torsion of Al-5Mg-0.6Mn (AA5083)[J]. *Materials Science & Engineering: A*, 1996, 205(1): 23-30.
- [98] KONOPLEVA E V, MCQUEEN H J, EVANGELISTA E. Serrated grain boundaries in hot-worked aluminum alloys at high strains[J]. *Materials Characterization*, 1995, 34(4): 251-264.
- [99] XU C L, HUANG J W, JIANG F Q, *et al.* Dynamic recrystallization and precipitation behavior of a novel Sc, Zr alloyed Al-Zn-Mg-Cu alloy during hot deformation [J]. *Materials Characterization*, 2022, 183: 111629.

Research progress on dynamic recrystallization behavior of Al-Li alloy

GUO Youjie¹, LI Jinfeng^{1*}, LIU Danyang¹, ZENG Zhuoran², YAN Yuanming^{3*},
WANG Yuan³, QIU Yao⁴, ZHANG Ruifeng¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China; 2. College of Engineering and Computer Science, Australian National University, Canberra ACT. 2601, Australia; 3. Shenzhen Nonfemet Technology Co. Ltd, Shenzhen 518122, China; 4. The State Key Laboratory of Refractories and Metallurgy, Wuhan University of Science and Technology, Wuhan 430081, China)

Abstract: Al-Li alloy has been widely used in aerospace field attribute to the advantages of lower density, higher strength, damage tolerance and corrosion resistance. Dynamic recrystallization phenomena exist in Al-Li alloy during hot deformation. This paper overviews the dynamic recrystallization behavior occurring in hot processing of Al-Li alloy. The research history of dynamic recrystallization is summarized, together with the key factors that influencing the dynamic recrystallization processes including stacking fault energy, grain size, hot processing conditions and secondary particles. The nucleation mechanisms and conditions of discontinuous dynamic recrystallization, continuous dynamic recrystallization and geometric dynamic recrystallization are depicted and analyzed respectively, followed by a discussion on the effects of the forward three dynamic recrystallization mechanisms regarding the mechanical properties and microstructure. Ultimately, the unsolved and challenging scientific and technological issues are highlighted with some aspects desiring further exploration. It is feasible to provide ideas and inspiration for scholars to better comprehend dynamic recrystallization mechanisms during the hot deformation of Al-Li alloy with the assistance of electron backscatter diffraction and transmission electron microscopy characterization methods.

Key words: Al-Li alloy; dynamic recrystallization; microstructure; hot processing

(责任编辑: 曹茂生)