

引用格式: 罗际韬, 孙志超, 赵志龙. 均匀化炉冷态 2014 铝合金热变形获得回复组织的工艺参数确定[J]. 中国材料进展, 2025, 44(12): 1153-1161.

LUO J T, SUN Z C, ZHAO Z L. Determination of Process Parameters to Obtain Recovery Microstructure in Hot Deforming of 2014 Aluminum Alloy after the Pretreatment of Homogenization by Furnace Cooling[J]. Materials China, 2025, 44(12): 1153-1161.

均匀化炉冷态 2014 铝合金热变形获得回复组织的工艺参数确定

罗际韬, 孙志超, 赵志龙

(西北工业大学材料学院, 陕西 西安 710072)

摘要: 均匀化炉冷预处理可提高 2014 铝合金组织均匀性、降低变形抗力, 但热变形时易诱发动态再结晶, 降低断裂和腐蚀性能, 如何实现其回复变形、获得均匀的亚晶组织亟待解决。采用热模拟压缩实验, 研究了均匀化炉冷预处理 2014 铝合金在变形温度 370~490 °C、应变速率 0.1~10 s⁻¹ 下的热变形特征, 获得了变形温度、应变速率和变形量对动态再结晶体积分数、晶粒尺寸及形貌的影响规律。结果表明: 提高变形温度会导致平均晶粒尺寸和再结晶体积分数均增大, 提高应变速率会导致平均晶粒尺寸和再结晶体积分数均减小, 提高变形量会导致再结晶体积分数增大、平均晶粒尺寸减小。建立了 2014 铝合金的热加工图, 确定了回复变形为主的热加工参数区间: 变形温度 380 °C~460 °C, 应变速率小于 6 s⁻¹, 并通过反挤压工艺实验验证了其可行性。

关键词: 2014 铝合金; 热变形行为; 热加工图; 显微组织

中图分类号: TG319 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2025)12-1153-09

Determination of Process Parameters to Obtain Recovery Microstructure in Hot Deforming of 2014 Aluminum Alloy after the Pretreatment of Homogenization by Furnace Cooling

LUO Jitao, SUN Zhichao, ZHAO Zhilong

(School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China)

Abstract: The pretreatment of homogenization by furnace cooling can improve the microstructure uniformity and reduce the deformation resistance of 2014 aluminum alloy, but it is easy to induce dynamic recrystallization during hot deformation, thus reduce the alloy fracture and corrosion properties. How to realize its recovery deformation and obtain uniform subgrain structure needs to be solved urgently. In this paper, the hot deformation characteristics of homogenization furnace cold pretreated 2014 aluminum alloy at deformation temperature of 370~490 °C and strain rate of 0.1~10 s⁻¹ were studied by thermal simulation compression experiment. The effects of deformation temperature, strain rate and deformation amount on dynamic recrystallization volume fraction, grain size and morphology were obtained. The experimental results showed that increasing deformation temperature would lead to the increase of average grain size and recrystallization volume fraction, increasing strain rate would lead to the decrease of average grain size and recrystallization volume fraction, and increasing deformation amount would lead to the increase of recrystallization volume fraction and the decrease of average grain size. Based on the continuous instability criterion and irreversible thermodynamics principle, the hot processing map of 2014 aluminum alloy were established, and the process parameters to obtain recovery microstructure in hot deforming were obtained; the deformation temperature is 380~460 °C, and the strain rate should be less than 6 s⁻¹. And its feasibility was verified by counter-extrusion experiment.

收稿日期: 2024-04-25 修回日期: 2024-07-04

第一作者: 罗际韬, 男, 1999 年生, 硕士研究生

通讯作者: 孙志超, 男, 1974 年生, 教授, 博士生导师,

Email: zcsun@nwpu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202404033

established, and the process parameters to obtain recovery microstructure in hot deforming were obtained; the deformation temperature is 380~460 °C, and the strain rate should be less than 6 s⁻¹. And its feasibility was verified by counter-extrusion experiment.

Key words: 2014 aluminum alloy; hot deformation behavior; hot processing map; microstructure

1 前言

2014 铝合金具有较高的抗拉强度、屈服强度以及良好的耐腐蚀性能,广泛应用于飞机机轮轮毂等承力构件的成形制造^[1,2],为了满足强度、耐腐蚀性、疲劳寿命等性能和高可靠的要求,构件应具备均匀的组织性能。然而 2014 铝合金存在塑性差、变形抗力高、组织演化复杂等问题,在实际生产过程中,可通过均匀化炉冷预处理来降低变形抗力、提高组织均匀性;但这极易诱发动态再结晶产生大量大角度晶界,从而显著降低材料的拉伸、断裂和腐蚀性能^[3]。研究表明,铝合金在回复区变形时产生回复亚晶,形成的回复变形组织和小角晶界有利于提高其综合性能。因此,亟需研究探明均匀化炉冷预处理 2014 铝合金宏观热变形行为、确定合理的回复变形为主的热变形参数区间。

近年来国内外学者在铝合金热变形行为、组织演变、热加工图等方面已开展了大量的研究。在回复变形行为方面,Dorward 等^[4]发现 Al-Cu-Mg 合金发生再结晶时会降低材料的强度和断裂韧性,并且对韧性的影响远大于对强度的影响;而在回复区成形时,产生的亚晶组织具有稳定的小角晶界结构,析出相细小均匀,位错堆积和应力集中较难产生,均匀细小的亚晶组织能显著提高合金力学性能。Hahn 等^[5]研究发现细小均匀的回复组织可显著提高 7000 铝合金的力学性能,尤其是断裂韧性。

在铝合金宏观热变形、热加工图方面,洪浩洋等^[6]研究了 6063-T5 铝合金热变形行为,绘制了热加工图并获得了热加工参数范围。周旭等^[7]研究了 Al-Cu-Mg 系合金的热变形行为和热加工图,发现低温变形时 Al-Cu-Mg 系合金主要产生回复组织,随着温度的升高,再结晶程度提高,且第二相的钉扎作用会阻碍再结晶的进行。Selvan 等^[8]采用热加工图研究了不同初始状态镁合金的组织演变规律,发现与铸态合金相比,挤压态合金的热加工图中功率耗散系数更高、不稳定区域更小,具有更好的热加工性能。李伟等^[9]研究了均匀化退火工艺对 7050

铝合金变形组织再结晶的影响并绘制了合金的再结晶图,发现均匀化退火过程中采用低温段缓慢升温替代低温段保温工艺,能够促进 Al_3Zr 弥散相的形核析出,可抑制后续变形组织再结晶。冯志鑫等^[10]研究了退火温度对 2195 铝合金冷轧板材再结晶过程的影响并绘制了再结晶图,发现冷轧后 T-S 面组织为典型的纤维状变形组织,表层与中心层纤维厚度不一;退火后边部再结晶温度约为 410 °C,心部再结晶温度约为 440 °C,且随退火温度的升高再结晶程度增加,再结晶晶粒逐渐趋于等轴化。对于本文的均匀化炉冷预处理 2014 铝合金,其微观组织演变和热加工图等尚不清楚。在回复变形为主的热加工参数区间确定方面,陈贵清等^[11]利用 Zener-Hollomon 参数的双曲正弦函数建立了 3003 铝合金 Sellars 临界应变本构模型,对不同变形条件下的微观组织进行预测,并得到了动态再结晶的临界条件。陈送义等^[12]研究了工艺参数对 7085 铝合金热变形过程中再结晶组织演变规律的影响,绘制了合金的再结晶图,并得到相应的回复区间,发现回复组织以均匀细小的晶粒为主。

上述工作主要针对于研究均匀化炉冷预处理对于 2014 铝合金热变形微观组织缺陷以及材料性能的影响,对于均匀化炉冷预处理的 2014 铝合金热变形微观组织演化规律和获得回复组织的变形条件尚不明确。为了控制均匀化炉冷预处理的 2014 铝合金在热变形过程中的动态再结晶,实现以回复变形为主,获得均匀的亚晶组织,本文拟通过热模拟压缩试验,研究 2014 铝合金宏观热变形行为,建立其热加工图与再结晶图,进而确定回复变形区为主的热加工参数区间,为 2014 铝合金高性能构件成形提供理论指导。

2 实验

2.1 实验材料

本文所使用的实验材料为 2014 铝合金,是由东北轻合金责任有限公司生产,表 1 是材料的主要化学成分^[13]。

表 1 2014 铝合金的主要化学成分^[13]

Table 1 Chemical composition of 2014 aluminum alloy (w/%)^[13]

Cu	Mg	Fe	Si	Zn	Ti	Ni	Al
4.45~4.5	0.58~0.62	0.77~0.8	1.0~1.03	<0.25	<0.1	<0.1	92.6~92.75

2.2 实验方法

实验所用的设备为 Thermecmaster-Z 型热模拟压缩试验机,热模拟压缩试样为 $\Phi 10$ mm \times 15 mm 的圆柱体,在实验过程中采取润滑措施减小摩擦带来的影响,通过焊

接在试样侧面两端的热电偶丝实时测得热变形时的相关数据。热压缩最大压下量约为 60%,设置变形温度分别为 370, 400, 430, 460 和 490 °C,应变速率分别为 0.1, 1, 5 和 10 s⁻¹。以 10 °C/s 的速度加热试样至实验方案设

定的温度，保温 5 min 后进行实验，实验完成后将试样取出水冷至室温。图 1 所示是 2014 铝合金原始组织和经 460 °C/10 h 均匀化处理后的金相照片，可以看出，2014 铝合金原始组织粗大且分布不均匀，在光镜下晶界不太明显，其中黑色的部分主要是 η 相粒子，并存在聚集现

象。而在均匀化处理并炉冷后，由图 1b 可以明显看到：晶界清晰，相邻晶粒大小比较接近，晶粒主要呈等轴状，并且原始组织中黑色粗大的第二相粒子大部分都消失，组织不均匀的情况得到了明显改善。

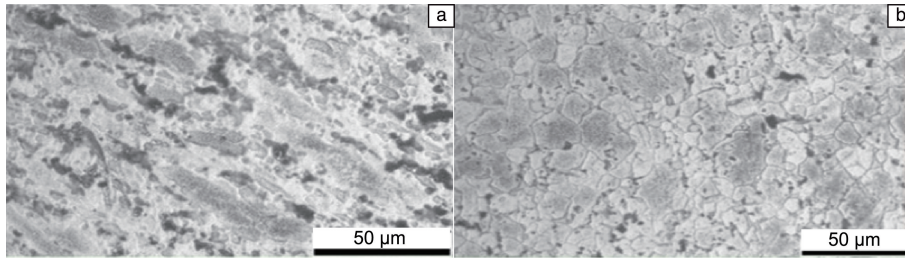


图 1 2014 铝合金金相照片：(a) 原始组织，(b) 均匀化处理后组织

Fig. 1 Metallographs of 2014 aluminum alloy: (a) original microstructure, (b) homogenized microstructure

本文利用 σ - ε 曲线方法确定动态再结晶体积分数，体积分数与流动应力之间的关系为：

$$X_{DRX} = \frac{\sigma_{wh} - \sigma}{\sigma_s - \sigma_{ss}} \quad (1)$$

式中， σ 为流动应力， σ_s 为饱和应力， σ_{wh} 为应变硬化流动应力， σ_{ss} 为应力-应变曲线处于稳定时的应力值。

材料在热变形过程中如果只存在加工硬化和动态回复两个阶段，其流动应力变化情况可以采用式(2)表示：

$$\sigma = \{ \sigma_s^2 - (\sigma_s^2 - \sigma_0^2) \exp(-r\varepsilon) \}^{0.5} \quad (2)$$

式中， r 为动态软化量， σ_0 为屈服应力，选用 $\sigma_{0.2}$ 的经验值表示屈服应力。软化量 r 和饱和应力 σ_s 可通过式(3)求解：

$$\sigma \frac{d\sigma}{d\varepsilon} = 0.5r\sigma_s^2 - 0.5r\sigma^2 \quad (3)$$

作 $\theta\sigma - \sigma^2$ 关系曲线(图 2)，由上式可知， r 与曲线斜率具有一定关系，即 $k = -0.5r$ ，曲线的切线与 x 轴交点记为 σ_s^2 。由 $\theta\sigma - \sigma^2$ 关系曲线计算得到 r 和 σ_s ，代入上面各式即可求出不同条件下的 σ_{wh} ，最后将 σ_{wh} 、 σ_s 和 σ_{ss} 代入式(1)中即可求出所有变形条件下的动态再结晶体积分数。

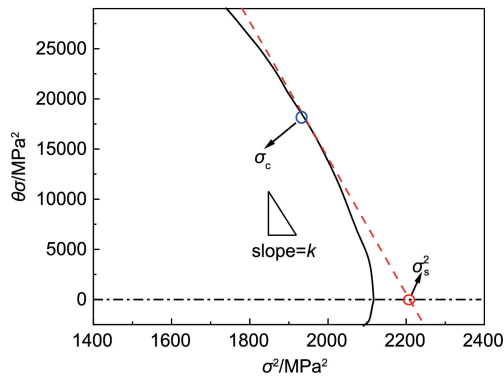


图 2 $\theta\sigma - \sigma^2$ 关系曲线

Fig. 2 Relation curve between $\theta\sigma$ and σ^2

3 结果与分析

3.1 2014 铝合金宏微观变形行为

图 3 为均匀化炉冷预处理的 2014 铝合金不同温度下的热模拟压缩流变曲线。可以看出同一温度不同应变速率下真应力应变曲线的走势基本一致。当变形温度升高时峰值应力总体呈现下降趋势，说明软化过程是一个热激活过程；当应变速率增大时，发生软化时的流变应力逐渐增加，这主要是由于应变速率增大时位错增殖会加快，短时间内软化作用不明显，导致需要在更高的峰值应力水平下才能趋于平稳。

图 4 是应变速率为 0.1 s^{-1} 、变形量为 60%，变形温度分别为 400、430、460 和 490 °C 时的显微组织金相照片。可以看出，变形后晶粒整体形态是沿着垂直压缩方向被拉长，在拉长的晶粒附近的晶界上可以观察到细小的再结晶晶粒，呈现出变形的大晶粒被再结晶的细小晶粒包围的特征，在温度较高时更加明显。变形温度较低时，金相照片中的腐蚀坑较多，由文献[14, 15]可知，较多的腐蚀坑说明材料的未再结晶组织丰富，表明 2014 铝合金在变形温度较低时主要获得回复变形组织。图 5a 为应变速率为 0.1 s^{-1} 时在不同温度下变形后 2014 铝合金动态再结晶体积分数和平均晶粒尺寸统计图，可以看出再结晶体积分数和平均晶粒尺寸都随变形温度升高而增大。在 400 °C 变形时，由于温度较低，材料内部的原子扩散能力较弱，再结晶体积分数只有 10.3%，平均晶粒尺寸为 $16.2 \mu\text{m}$ 。随着温度的升高，再结晶驱动力增大，再结晶体积分数由 430 °C 的 20.2% 增加到 460 °C 时的 36.8%，在 490 °C 时快速增大到 52.9%。随着变形温度的继续升高，晶粒持续增大，热变形结束后平均晶粒尺寸由 430 °C 的 $19.0 \mu\text{m}$ 增加到 460 °C 时的 $21.2 \mu\text{m}$ ，在 490 °C

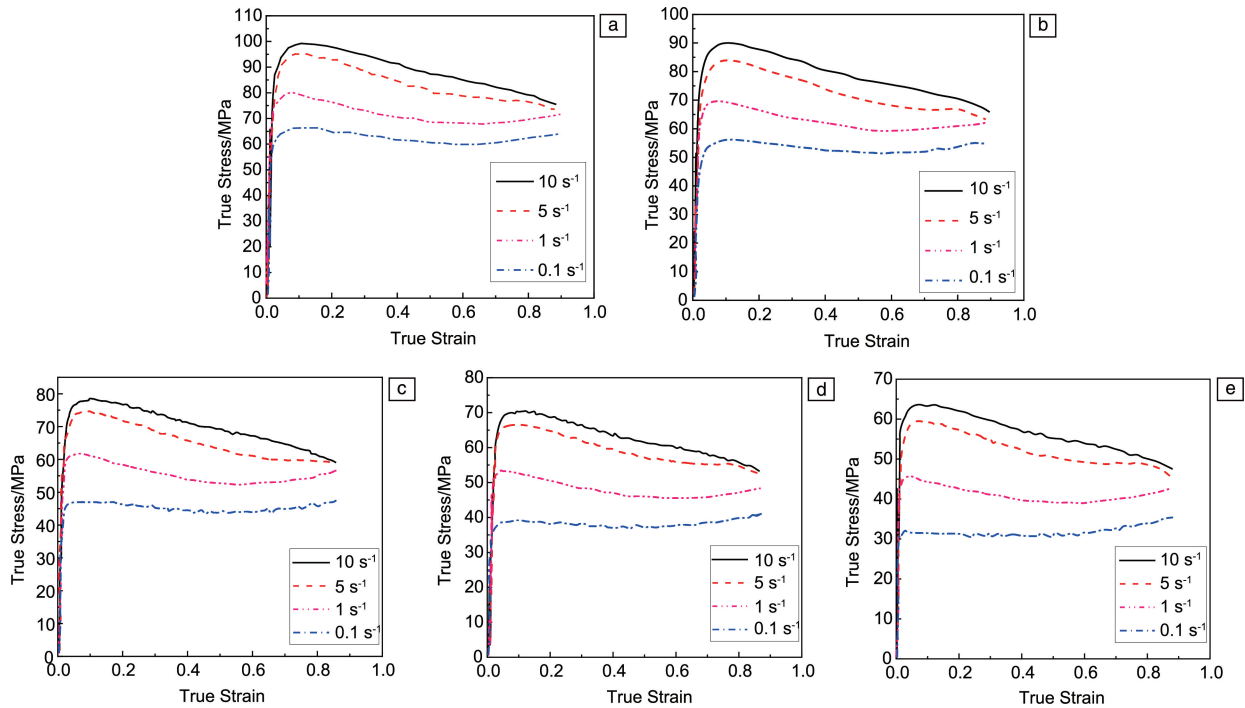


图3 2014 铝合金不同温度下热模拟压缩变形的流动应力-应变曲线: (a) 370 °C, (b) 400 °C, (c) 430 °C, (d) 460 °C, (e) 490 °C
Fig. 3 Flow stress-strain curves during the isothermal compression for 2014 aluminum alloy at various temperatures: (a) 370 °C, (b) 400 °C, (c) 430 °C, (d) 460 °C, (e) 490 °C

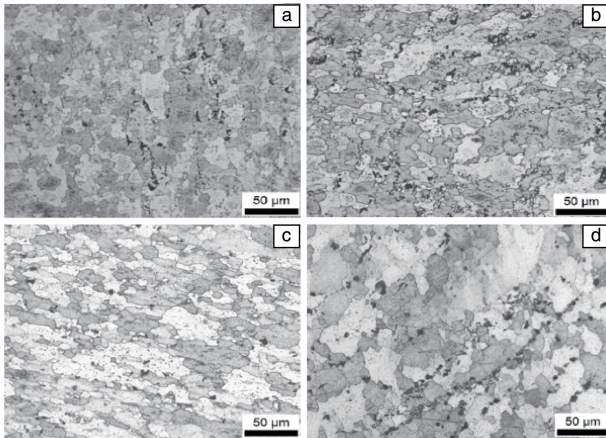


图4 2014 铝合金不同温度热模拟压缩变形后的显微组织(60%, 0.1 s⁻¹): (a) 400 °C, (b) 430 °C, (c) 460 °C, (d) 490 °C
Fig. 4 Microstructure of the isothermally compressed 2014 aluminum alloy at different temperatures (60%, 0.1 s⁻¹): (a) 400 °C, (b) 430 °C, (c) 460 °C, (d) 490 °C

时达到 25.3 μm。温度升高会促进动态再结晶的发生从而降低平均晶粒尺寸,同时温度升高也会促进原始晶粒与再结晶晶粒的生长从而使平均晶粒尺寸增大,最终导致平均晶粒尺寸总体呈现上升趋势。变形温度升高改善了晶粒间的变形协调性,增加了动态回复和动态再结晶速率,减少了热压缩时的加工硬化程度,并降低了合金内部原子沿应力梯度方向移动的阻力;导致当应变速率

为 0.1 s⁻¹ 时流变应力随温度升高而降低(图 3)^[16]。

图 6 是变形温度为 490 °C、变形量为 60% 时,不同应变速率(0.1, 1, 5, 10 s⁻¹)下的微观组织,图 5b 为动态再结晶体积分数和平均晶粒尺寸统计结果,可以看出,2014 铝合金动态再结晶体积分数和平均晶粒尺寸都随应变速率升高而降低。当应变速率为 10 s⁻¹ 时,细小的等轴晶粒与被拉长的晶粒混合在一起,由于变形温度较高,再结晶体积分为 50.9%,平均晶粒尺寸为 16.0 μm。当应变速率由 5 减小到 0.1 s⁻¹ 时,再结晶体积分数由 51.2% 缓慢增大到 52.9%,晶粒尺寸由 18.2 增大到 25.3 μm,此时组织中出现了较大的晶粒。这是由于应变速率较大时,位错增殖加剧,位错密度升高,容易形成高密度的位错胞;同时,由于变形过程持续时间缩短,导致小角度晶界比例升高^[17];刃位错的交滑移和攀移运动、亚晶转动及晶界迁移等被抑制,从而导致再结晶形核及晶核长大过程都被抑制^[18, 19]。应变速率较小时,在高温下变形时间更长,晶粒生长时间增加导致平均尺寸增大。如图 3 所示,在高应变速率下,变形时间短,运动位错没有足够的时间来相互抵消,高密度位错塞积产生高应力区域,变形时峰值应力更高;而在应变速率足够低时,位错有足够的时间进行攀移和交滑移并得以充分地重新排列和消除,位错塞积区域更少,导致变形峰值应力降低^[20]。

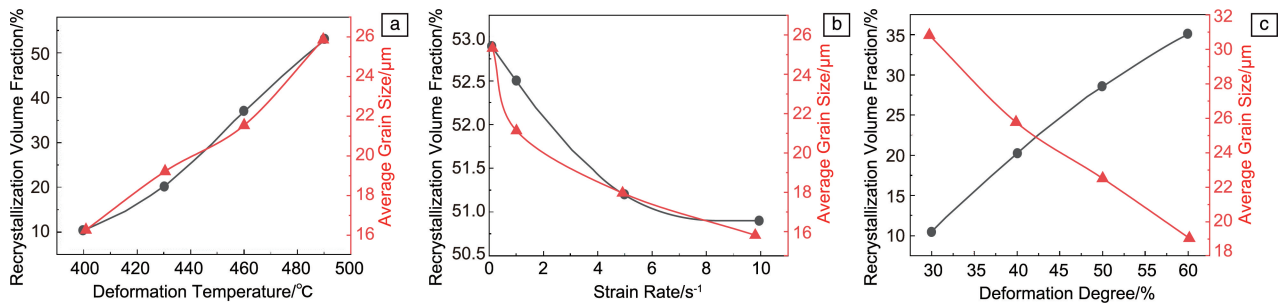


图 5 不同变形条件下 2014 铝合金动态再结晶体积分数和平均晶粒尺寸：(a) 60%， 0.1 s^{-1} ；(b) 60%， $490 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ；(c) 1 s^{-1} ， $460 \text{ }^{\circ}\text{C}$

Fig. 5 Dynamic recrystallization volume fraction and average grain size of 2014 aluminum alloy under different deformation conditions; (a) 60%， 0.1 s^{-1} ；(b) 60%， $490 \text{ }^{\circ}\text{C}$ ；(c) 1 s^{-1} ， $460 \text{ }^{\circ}\text{C}$

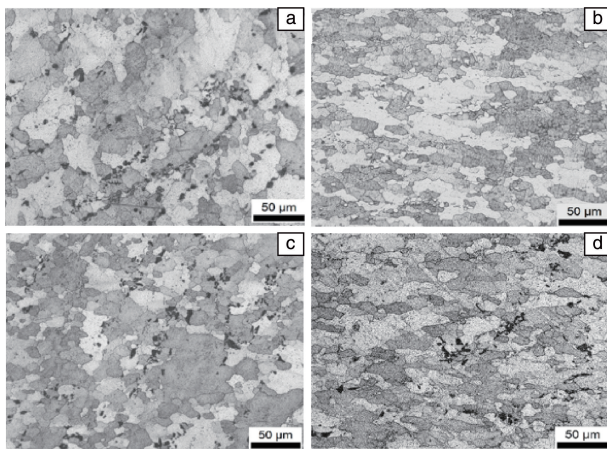


图 6 2014 铝合金不同应变速率热模拟压缩变形后的显微组织 (60%， $490 \text{ }^{\circ}\text{C}$)：(a) 0.1 s^{-1} ，(b) 1 s^{-1} ，(c) 5 s^{-1} ，(d) 10 s^{-1}

Fig. 6 Microstructure of the isothermally compressed 2014 aluminum alloy at different strain rates (60%， $490 \text{ }^{\circ}\text{C}$)：(a) 0.1 s^{-1} ，(b) 1 s^{-1} ，(c) 5 s^{-1} ，(d) 10 s^{-1}

图 7 是变形温度为 $460 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变速率为 1 s^{-1} ，变形量分别为 30%、40%、50%、60% 时的微观组织对比图，图 5c 为其动态再结晶体积分数和平均晶粒尺寸统计结果。当变形量较小时 (30%)，2014 铝合金再结晶现象不太明显，动态再结晶体积分数只有 10.5%，这是由于大部分晶粒变形未达到临界应变，储存的畸变能较少，再结晶驱动力较小，因而微观组织呈现以原始粗大晶粒为主、少量再结晶晶粒为辅的状态 (图 7a)，平均晶粒尺寸为 $30.2 \mu\text{m}$ 。随着变形量的进一步增大，材料发生动态再结晶的畸变能和驱动力也随之增大，可以明显看到细小均匀的再结晶晶粒在晶界附近产生 (图 7b~7d)，动态再结晶体积分数从变形量 40% 时的 20.3% 迅速增大到变形量 60% 时的 35.2%，而平均晶粒尺寸由于再结晶的发生呈下降趋势，由变形量 40% 时的 $25.4 \mu\text{m}$ 减小为变形量 60% 时的 $19.0 \mu\text{m}$ 。变形量的增加，一方面促进了动态再结晶的发生，导致动态再结晶体积分数增加；另一方面，

形变导致缺陷增加，晶界移动困难导致晶粒长大受阻，二者的共同作用最终导致总体平均晶粒尺寸下降。在变形初期，位错运动能力较小，加工硬化起主导作用，流变应力达到峰值；随着应变量不断增大，位错运动能力提高，发生攀移或交滑移，并伴随着动态软化作用与加工硬化作用相消，导致应力值呈缓慢下降趋势^[21]，在变形的最后阶段达到区域稳定，在应变速率较小时此现象更加明显 (图 3)。

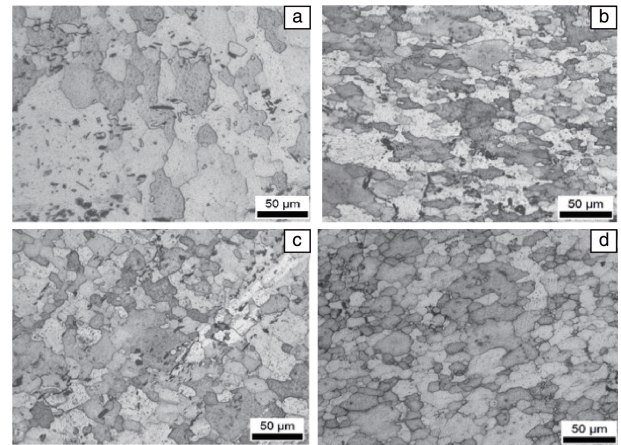


图 7 2014 铝合金热模拟压缩变形不同变形量后的显微组织 (1 s^{-1} ， $460 \text{ }^{\circ}\text{C}$)：(a) 30%，(b) 40%，(c) 50%，(d) 60%

Fig. 7 Microstructure of the isothermally compressed 2014 aluminum alloy under different deformation degrees (1 s^{-1} ， $460 \text{ }^{\circ}\text{C}$)：(a) 30%，(b) 40%，(c) 50%，(d) 60%

3.2 2014 铝合金热加工图

通常采用热加工图来衡量材料塑性变形稳定性和失稳性，根据动态材料模型 (dynamic materials model, DMM)，可以将外界输入的能量分为功率耗散量 (G) 和功率耗散协量 (J) 两个部分^[22]，其中功率耗散量主要用来表示材料发生塑性变形所消耗的能量，大部分能量以热能的形式散失，小部分以晶体缺陷能的形式储存；功率耗散协量代表材料在热变形过程中组织演化所消耗的能量。

根据 DMM 模型理论, 将材料吸收外界所做的功记为 P , 这一过程可以通过式(4)表示^[23]:

$$P = \sigma \cdot \dot{\varepsilon} = G + J = \int_0^{\varepsilon} \sigma d\varepsilon + \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} d\sigma \quad (4)$$

式中: σ 为流变应力, $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率。

功率耗散量和功率耗散协量在材料热变形过程中所占的比重可按式(5)计算:

$$\frac{dJ}{dG} = \frac{\dot{\varepsilon} d\sigma}{\sigma d\dot{\varepsilon}} = \frac{d(\ln \sigma)}{d(\ln \dot{\varepsilon})} \approx \frac{\Delta \log \sigma}{\Delta \log \dot{\varepsilon}} \quad (5)$$

2014 铝合金材料在热变形时的 σ 与 $\dot{\varepsilon}$ 有以下关系:

$$\sigma = K \dot{\varepsilon}^m \quad (6)$$

式中, K 表示材料常数, m 表示应变速率敏感性指数。

则有:

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} d\sigma = \int_0^{\sigma} K' \sigma^{1/m} d\sigma \quad (7)$$

式中: $K' = (1/K)^{1/m}$

综合式(6)和(7)得到:

$$J = \frac{m\sigma\dot{\varepsilon}}{m+1} \quad (8)$$

当应变速率敏感性指数为 1 时, 功率耗散协量能取到最大值 J_{\max} , 且对于理想的线性消耗过程, 有式(9):

$$J = J_{\max} = \frac{\sigma\dot{\varepsilon}}{2} = \frac{P}{2} \quad (9)$$

将功率耗散协量与其最大值的比值记为功率耗散系数 η , 具体形式如式(10)所示:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (10)$$

在材料实际加工过程中, 不同的热变形机制其功率耗散系数各不相同, 动态回复和动态再结晶发生时的功率耗散系数一般较大, 其在材料成形过程中显微组织演变所消耗的能量较高。但并不是功率耗散系数越大就一定越好, 因为处于流变失稳时功率耗散系数有时候会更大。目前国内外学者提出了许多相关方面的失稳判据, 其中应用较多的是 Prasad^[24] 失稳判据, 其在应用过程中假定应变速率敏感性指数值固定不变, 经过数学公式推导得出材料发生塑性变形时的失稳判据, 如式(11):

$$\frac{dD}{d\dot{\varepsilon}} < \frac{D}{\dot{\varepsilon}} \quad (11)$$

式中, D 是代表材料本征特性的能量耗散系数, 而功率耗散协量 J 与热变形过程的微观组织演化相关, 可将 D 替换为 J :

$$\frac{dJ}{d\dot{\varepsilon}} < \frac{J}{\dot{\varepsilon}} \quad (12)$$

所以:

$$\frac{\partial \ln J}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} < 1 \quad (13)$$

又当 m 为常数时:

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} d\sigma = \frac{m\sigma\dot{\varepsilon}}{1+m} \quad (14)$$

对上式两边取对数, 并对 $\ln \dot{\varepsilon}$ 求偏导可得:

$$\frac{\partial \ln J}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} = \frac{\partial \ln \left(\frac{m}{m+1} \right)}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + 1 \quad (15)$$

综合式(14)和(16), 可得流变失稳准则为:

$$\xi_p(\dot{\varepsilon}, T) = \frac{\partial \ln \left(\frac{m}{m+1} \right)}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m < 0 \quad (16)$$

对上式进行变换可得:

$$\xi_p(\dot{\varepsilon}, T) = \frac{\partial \ln \left(\frac{m}{m+1} \right)}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + \frac{\partial \left(\frac{m}{m+1} \right)}{\partial m} \frac{\partial m}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m < 0 \quad (17)$$

整理得到:

$$\xi_p(\dot{\varepsilon}, T) = \frac{1}{m(m+1)} + \frac{\partial m}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m < 0 \quad (18)$$

将失稳图与功率耗散图相叠加就可以得到热加工图, 用来描述流变稳定性状态。图 8 为不同应变条件下得到的热加工图, 图中等高线表示合金的能量耗散系数, 白色和灰色两个区域分别代表了流动稳定区和流动失稳区。可以看出, 在应变值较小时, 2014 铝合金的功率耗散系数随着温度的升高和应变速率的降低逐渐增大。当应变为 0.1 时, 2014 铝合金热加工图上部存在塑性流动失稳区域, 该区域的应变速率大于 5 s^{-1} ; 当应变为 0.3 时, 塑性失稳区域主要在热加工图的右上角, 左上角只有小部分区域, 塑性失稳区的工艺参数为变形温度 $440 \sim 490 \text{ }^\circ\text{C}$, 应变速率大于 7 s^{-1} ; 当应变增大到 0.5 时, 塑性失稳区域集中在热加工图的右上方, 该区域的变形温度大于 $440 \text{ }^\circ\text{C}$, 应变速率大于 5 s^{-1} ; 当应变增大到 0.7 时, 塑性失稳区的范围显著扩大, 此时应变速率在 0.1 s^{-1} 以下时功率耗散系数较大且处于稳定区。

由以上分析可知, 在不同的应变条件下失稳区的位置主要出现在高应变速率和高变形温度区域, 且随着变形量的增大而发生变化。通常认为, 功率耗散系数较大的区域材料的可加工性较好, 因此加工工艺参数应在功率耗散系数值较大的安全区域, 在图 8 中, 功率耗散值较大的位置主要分布在 I 区域, 其工艺参数范围为: 变形温度 $380 \sim 460 \text{ }^\circ\text{C}$, 应变速率小于 6 s^{-1} 。

3.3 2014 铝合金反挤压工艺试验

飞机机轮轮毂热成形时材料的变形以反挤压为主, 为此本文设计了反挤压工艺实验, 反挤压示意图和所采用的模具及坯料如图 9 所示, 根据上文确定的热变形参

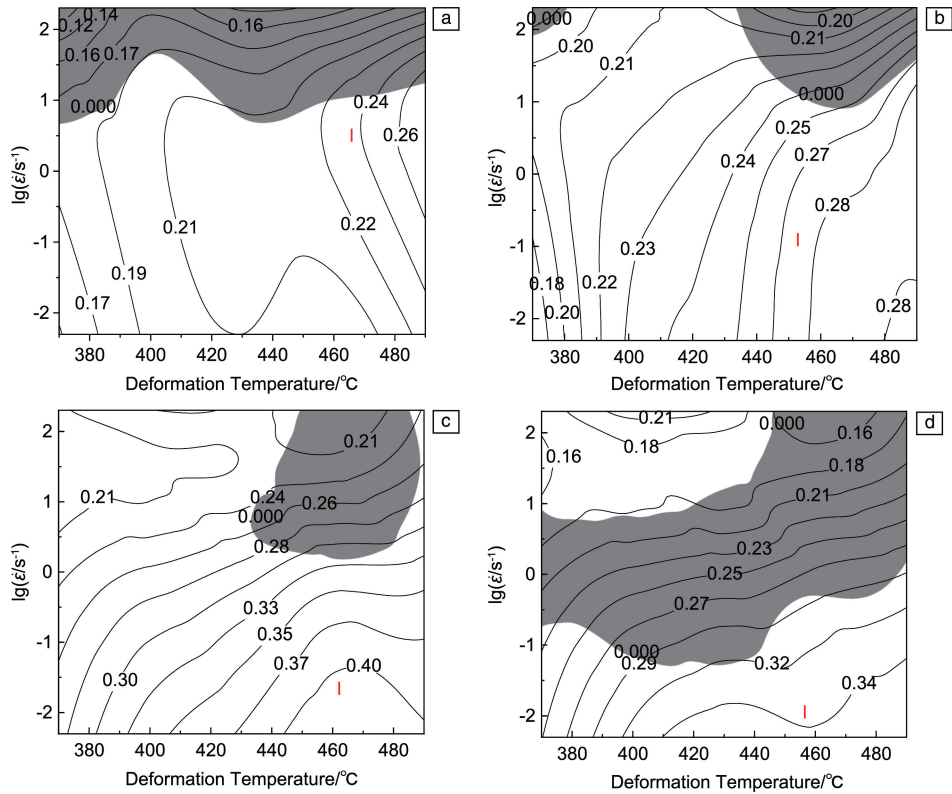


图 8 不同应变下 2014 铝合金的热加工图：(a) 0.1, (b) 0.3, (c) 0.5, (d) 0.7

Fig. 8 Hot processing maps of 2014 aluminum alloy at different strains: (a) 0.1, (b) 0.3, (c) 0.5, (d) 0.7

数范围，选取的实验条件如表 2 所示。坯料为 $\Phi 36 \text{ mm} \times 13 \text{ mm}$ 圆饼，实验在 50 t 等温试验机上完成。反挤压实验取样示意图与挤压件照片如图 10 所示，试验件金相组织、再结晶体积分数及平均晶粒尺寸统计结果分别如图 11 和表 2 所示。可以看出 4 组成形条件下均获得了较

为均匀的组织，随着变形温度从 390 逐步升高到 450 $^{\circ}\text{C}$ ，平均晶粒尺寸从 25.8 逐渐增大至 28.3 μm ，再结晶体积分数在 13.23%~26.39% 之间变化，材料主要以回复变形为主。表明对于炉冷均匀化态 2014 铝合金，本文所确定的获得回复组织为主的变形工艺区间是合理可行的。



图 9 反挤压实验示意图(a)与模具和坯料的照片(b)

Fig. 9 Schematic diagram of reverse extrusion experiment (a) and photo of die and billet (b)

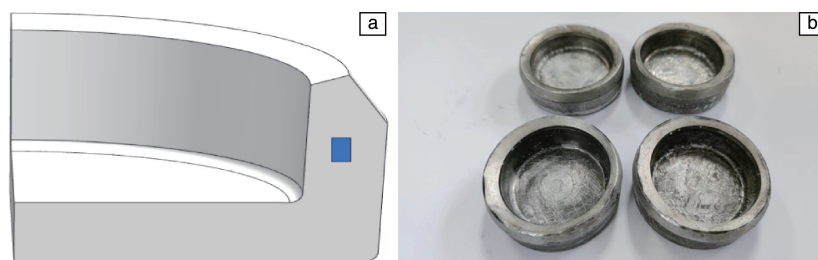


图 10 反挤压实验取样示意图(a)与挤压件照片(b)

Fig. 10 Schematic diagram of the reverse extrusion experiment sampling (a) and photo of the extruded piece (b)

表 2 反挤压铝合金试验件的动态再结晶体积分数和平均晶粒尺寸统计结果

Table 2 Statistics of dynamic recrystallization volume fraction and average grain size of reverse extruded alloy samples

No.	Temperature/ °C	Loading speed/(mm/s)	Volume fraction/%	Average grain size/ μm
1	390	3	13.23	25.8
2	410	1	14.16	26.3
3	430	4	19.62	27.0
4	450	6	26.39	28.3

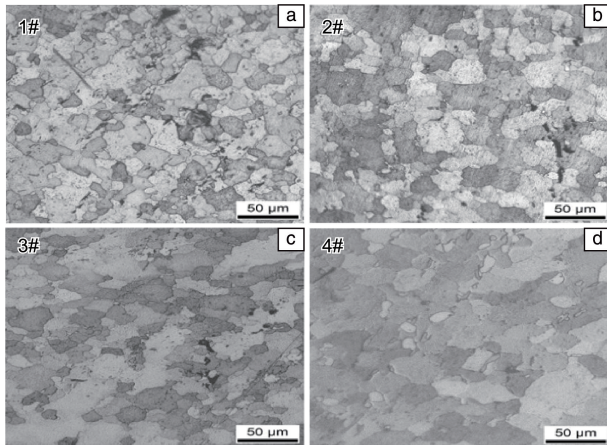


图 11 反挤压实验件显微组织

Fig. 11 Microstructure of reverse extruded alloy samples

4 结 论

(1) 通过热模拟压缩实验研究获得了温度、应变速率和变形量对均匀化炉冷预处理 2014 铝合金流变应力和微观组织的定量影响规律, 流变应力随着变形温度的升高和应变速率的下降而显著降低; 再结晶体积分数和平均晶粒尺寸随着变形温度的升高或应变速率的降低而增大; 随着变形量的增大, 再结晶体积分数增大, 平均晶粒尺寸呈下降趋势。

(2) 基于 DMM 理论, 绘制了 2014 铝合金的热加工图。发现塑性失稳区的位置主要出现在高应变速率和高变形温度区域, 随着应变的增大, 塑性失稳区域逐渐增大, 能量耗散系数受温度影响较大。

(3) 基于所建立的热加工图, 确定了均匀化炉冷预处理 2014 铝合金获得以回复变形组织为主的组织的合理变形工艺参数区间: 温度区间 380~460 °C, 应变速率应小于 6 s^{-1} ; 并通过反挤压工艺实验验证了其可行性。

参考文献 References

[1] 许璐迪, 涂景辉, 王瑞楠, 等. 科技信息[J], 2014(7): 21-22.

- XU L D, TU J H, WANG R N, *et al.* Science & Technology Information[J], 2014(7): 21-22.
- [2] 徐静, 王顺成, 郑开宏, 等. 特种铸造及有色合金[J], 2016, 36(12): 1253-1257.
- XU J, WANG S C, ZHENG K H, *et al.* Special Casting and Nonferrous Alloys[J], 2016, 36(12): 1253-1257.
- [3] 刘文胜, 刘东亮, 马运柱, 等. 中国有色金属学报[J], 2015, 25(2): 308-314.
- LIU W S, LIU D L, MA Y Z, *et al.* The Chinese Journal of Nonferrous Metals[J], 2015, 25(2): 308-314.
- [4] DORWARD R, BEERTSEN D. Metallurgical and Materials Transactions[J], 1995, 26A(9): 2481-2484.
- [5] HAHN G, ROSENFELD A. Metallurgical Transactions A [J], 1975, 6(3): 653-668.
- [6] 洪浩洋, 杜向阳, 颜志刚. 轻工学报[J], 2021, 36(4): 86-96.
- HONG H Y, DU X Y, YAN Z G. Journal of Light Industry [J], 2021, 36(4): 86-96.
- [7] 周旭, 刘祖铭, 黄兰萍, 等. 粉末冶金材料科学与工程[J], 2021, 26(4): 372-380.
- ZHOU X, LIU Z M, HUANG L P, *et al.* Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy[J], 2021, 26(4): 372-380.
- [8] SELVAN S, RAMANATHAN S. Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2011, 21(2): 257-264.
- [9] 李伟, 张琪, 李朝阳, 等. 轻合金加工技术[J], 2023, 51(1): 6-14.
- LI W, ZHANG Q, LI C Y, *et al.* Light Alloy Fabrication Technology[J], 2023, 51(1): 6-14.
- [10] 冯志鑫, 朱庆丰, 王嘉, 等. 材料热处理学报[J], 2021, 42(2): 37-43.
- FENG Z X, ZHU Q F, WANG J, *et al.* Transactions of Materials and Heat Treatment[J], 2021, 42(2): 37-43.
- [11] 陈贵清, 傅高升, 程超增, 等. 材料热处理学报[J], 2017, 38(11): 133-139.
- CHEN G Q, FU G S, CHENG C Z, *et al.* Transactions of Materials and Heat Treatment[J], 2017, 38(11): 133-139.
- [12] 陈送义, 陈康华, 彭国胜, 等. 中国有色金属学报(英文版)[J], 2013, 23(4): 956-963.
- CHEN S Y, CHEN K H, PENG G S, *et al.* The Chinese Journal of Nonferrous Metals(English Edition)[J], 2013, 23(4): 956-963.
- [13] 赵衍华, 林三宝, 吴林. 焊接[J], 2005(7): 9-12.
- ZHAO Y H, LIN S B, WU L. Welding and Joining[J], 2005(7): 9-12.
- [14] 闫亮明, 沈健, 李园园, 等. 轻合金加工技术[J], 2012, 40(10): 40-43.
- YAN L M, SHEN J, LI Y Y, *et al.* Light Alloy Fabrication Technology[J], 2012, 40(10): 40-43.
- [15] DENG Y, YIN Z M, HUANG J W. Materials Science and Engineering: A[J], 2011, 528(3): 1780-1786.
- [16] 余传典, 张效迅, 马凯, 等. 热加工工艺[J], 2014, 43(12):

- 40-44.
YU C D, ZHANG X X, MA K, *et al.* Hot Working Technology[J], 2014, 43(12): 40-44.
- [17] HU H E, ZHEN L, CHEN J Z, *et al.* Materials Science and Technology[J], 2008, 24(3): 281-286.
- [18] ZHAO J H, DENG Y L, TAN J, *et al.* Materials Science and Engineering: A[J], 2018, 734: 120-128.
- [19] ROKNI M, ZAREI-HANZAKI A, ROOSTAEI A, *et al.* Materials & Design[J], 2011, 32(4): 2339-2344.
- [20] 赵婷. 不同应力状态下 2024 铝合金板的流变行为和微观组织演化行为研究[D]. 武汉: 华中科技大学, 2015.
ZHAO T. Study on Flow Behavior and Microstructure Evolution Behavior of 2024 Aluminum Alloy Sheet under Different Stress States[D]. Wuhan: Huazhong University of Science and Technology, 2015.
- [21] LI J C, WU X D, LIAO B, *et al.* Transactions of Nonferrous Metals Society of China[J], 2021, 31(7): 1902-1915.
- [22] 林莺莺, 东赞鹏, 于秋颖, 等. 精密成形工程[J], 2022, 14(1): 133-140.
LIN Y Y, DONG Y P, YU Q Y, *et al.* Journal of Netshape Forming Engineering[J], 2022, 14(1): 133-140.
- [23] 王海龙, 梁卫抗, 王乾廷, 等. 福建工程学院学报[J], 2022, 20(1): 35-41.
WANG H L, LIANG W K, WANG Q T, *et al.* Journal of Fujian University of Technology[J], 2022, 20(1): 35-41.
- [24] PRASAD Y. Indian Journal of Technology[J], 1990, 28: 435-451.