



2014铝合金挤压棒心表组织差异对热变形和再结晶的影响

胡昊¹, 赵帆¹, 张志豪^{1,2}, 谢建新^{1,2}

(1. 北京科技大学 新材料技术研究院 现代交通金属材料与加工技术北京实验室, 北京 100083;
2. 北京科技大学 新材料技术研究院 材料先进制备技术教育部重点实验室, 北京 100083)

摘要: 由于锻造2014铝合金大型锻件常采用大尺寸挤压棒材为坯料, 阐明挤压棒材心部和表层组织差异对变形行为和再结晶组织的影响, 对于锻造工艺参数制定、锻造过程和锻件组织性能的精确控制具有重要意义。本文在温度为250~450 °C和应变速率为0.001~1 s⁻¹的条件下研究了心部和边部试样的热变形行为。结果表明: 心部和边部试样在不同变形条件下的流变应力均无明显差异, 但再结晶和位错演化行为存在明显差别。两种试样的主要动态再结晶机制是不连续动态再结晶, 此外, 心部试样还存在几何动态再结晶, 边部试样还存在连续动态再结晶。在400~450 °C变形时, 随应变速率降低, 边部试样的位错密度显著降低, 而心部试样的位错密度变化较小。综合考虑热加工图和变形后组织的均匀性, 实际锻造时较为合适的工艺条件是: 将变形温度控制在400~450 °C, 心部应变速率控制在0.01~0.1 s⁻¹, 边部应变速率控制在0.1~1 s⁻¹。

关键词: 2014铝合金; 热变形; 组织不均匀; 动态再结晶; 位错组态

文章编号: 1004-0609(2022)-03-0603-16

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 胡昊, 赵帆, 张志豪, 等. 2014铝合金挤压棒心表组织差异对热变形和再结晶的影响[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(3): 603~618. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42274

HU Hao, ZHAO Fan, ZHANG Zhi-hao, et al. Effect of microstructure difference between center and edge of 2014 aluminum alloy extruded bar on hot compression deformation and recrystallization microstructure[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(3): 603~618. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42274

高性能铝合金锻件由于密度低、比强度高, 是要求轻量化的飞机、航天器、铁道车辆、地下铁道、高速列车等交通运输工具必不可少的材料^[1-2]。现代交通和航空航天技术的不断发展使铝合金锻件向大型整体化、高强高韧化、复杂精密化的方向发展, 精密锻造、等温锻造、智能锻造等先进的加工方式受到了研究者们的广泛关注^[1-4]。2xxx系铝合金被称为高强度硬铝, 是用途最广泛的结构铝合金, 大尺寸2014铝合金锻件是制造大型飞机蒙皮、

窗框、轮毂等结构件的理想材料^[5-6]。为了满足铝合金构件集成化、复杂化、精密化和高性能的要求, 铝合金锻件内部组织应细密、均匀、无缺陷, 除了高强度和高塑性, 还应具有良好的韧性、抗应力腐蚀性、抗疲劳性和断裂韧性等综合性能。

由于挤压过程可以消除铸造组织缺陷并获得致密柱状晶组织, 且生产效率高, 因此挤压坯是锻造成形的理想坯料^[7], 以挤压棒材为坯料是高性能铝合金锻件生产的主要方法之一。然而, 在大尺寸挤

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52090041)

收稿日期: 2021-09-02; 修订日期: 2021-09-26

通信作者: 张志豪, 教授, 博士; 电话: 010-62332253; E-mail: ntzzh2279@163.com

压棒材的制造过程中，其心表组织性能不均匀；造成不均匀的原因有铸造时的成分偏析和组织差异、挤压变形的不均匀、变形热的不均匀、坯料与工模具之间传热、热处理时表面与心部的温度场差异^[8]，进而对后续热加工控制以及产品最终组织性能产生影响。材料的初始组织特征对后续热变形行为和物理力学性能具有显著影响，这受到了研究者的广泛关注。例如，大尺寸铝合金铸锭心部和表层组织的不均匀会导致铸态和热处理后的抗拉强度分别相差 51% 和 26%^[9]；7055 铝合金中厚板时效后，中心位置具有粗大的第二相，而边缘位置存在着细小再结晶晶粒，对材料强度的均匀性产生了较大影响^[10]；由于 γ -TiAl 基合金挤压棒材心表有效应变的差异，表层组织晶粒尺寸明显小于心部，在室温屈服强度近似的情况下，表层试样断后伸长率约为心部试样的 6 倍^[11]。综上所述，如果不考虑挤压棒材不同位置的组织差异，所制定的加工工艺不一

定适用于其全部位置的变形，并且有可能导致锻造后的铝合金构件组织性能不均匀。

本文研究了心表组织差异对挤压态 2014 铝合金热变形行为的影响，通过不同变形条件下的热压缩实验，对比了心部试样和边部试样的热变形行为，建立了塑性变形本构关系模型和热加工图，分析了再结晶组织和位错组态，为大规格铝合金构件的热模锻提供了理论基础。

1 实验

实验材料为商用 2014 铝合金挤压棒材，其直径为 150 mm，化学成分如表 1 所示。棒材取样位置及其不同位置的显微组织如图 1 所示，其中图 1(b)和(c)所示显微组织垂直于挤压方向，图 1(d)和(e)所示显微组织平行于挤压方向。边部试样是明显被拉长的挤压态晶粒，其晶界平直，晶粒尺寸

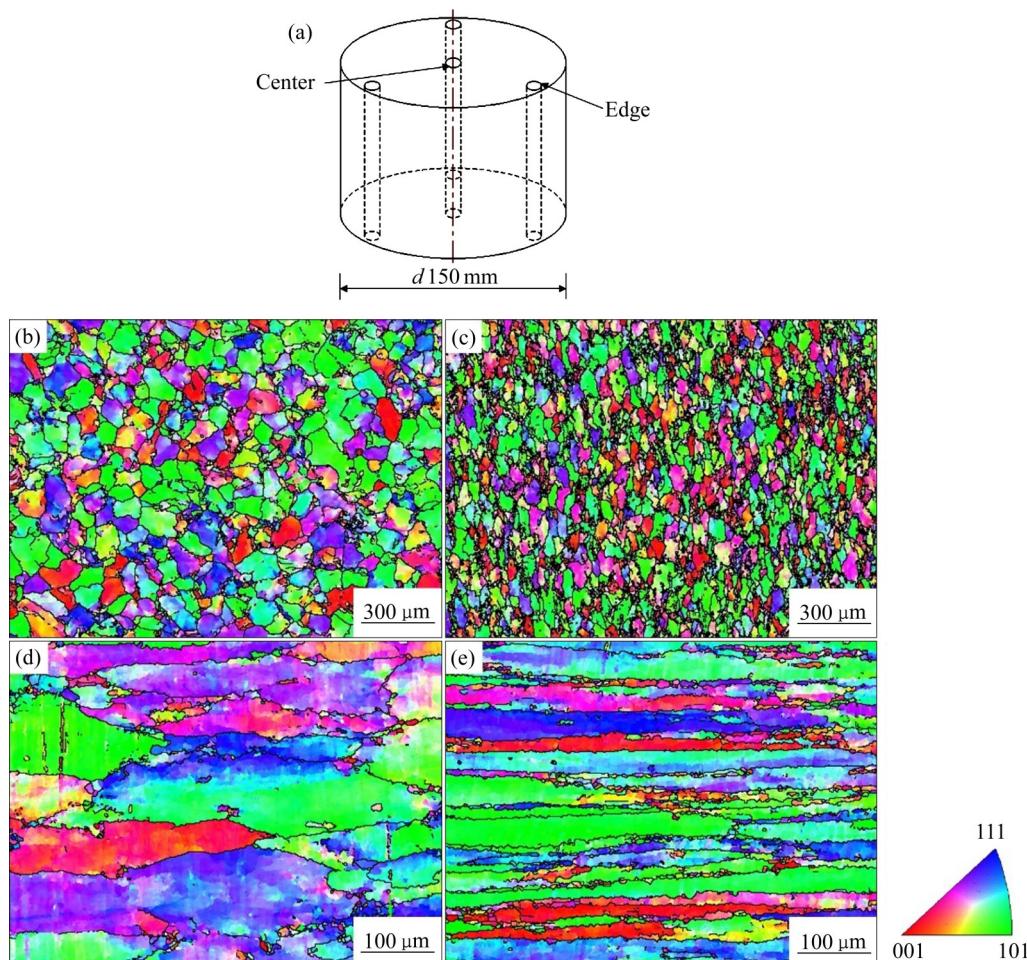


图 1 2014 铝合金挤压棒取样示意图及不同位置的 IPF 图

Fig. 1 Schematic diagram of sampling of 2014 aluminum alloy extruded rod (a) and IPF diagrams at different positions: (b), (d) Center sample; (c), (e) Edge sample (black line in figure indicates misorientation $\theta \geq 15^\circ$)

表1 实验材料化学成分**Table 1** Chemical composition of experimental materials (mass fraction, %)

| Cu | Mg | Si | Mn | Fe |
|-------|-------|-------|-------|------|
| 4.04 | 0.65 | 0.96 | 0.63 | 0.24 |
| Zn | Cr | Ti | Zr | Al |
| 0.077 | 0.022 | 0.018 | <0.01 | Bal. |

小, 且晶界处有较多的再结晶小晶粒; 而心部试样没有长直的平行晶界, 晶粒粗大。这种组织差异的形成原因是挤压变形时心部的应变较小, 不足以使铸锭中心的粗大晶粒破碎。

将试样加工成 $d=10\text{ mm} \times 15\text{ mm}$ 的圆柱形试样, 在Gleeble-3500热模拟试验机上进行热压缩实验, 压缩方向平行于挤压方向。为了减小机器压头与试样两端圆柱面间的摩擦力对流变应力的影响, 保证试样变形的均匀性, 在试样两端粘贴石墨片。为了消除加热过程对变形组织的影响, 将所有试样以 $5\text{ }^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 的加热速率加热至 $450\text{ }^{\circ}\text{C}$, 保温5 min, 以保证试样具有均匀稳定的温度, 然后冷却到目标温度

后开始变形。热压缩的变形温度为 250 、 300 、 350 、 400 和 $450\text{ }^{\circ}\text{C}$, 应变速率为 0.001 、 0.01 、 0.1 、 1 s^{-1} , 压下量为 55% , 即真应变为 0.8 。变形后的试样迅速水淬, 以保留变形后的组织。

压缩试验后, 根据应力-应变曲线建立塑性变形本构关系模型。将压缩后的试样沿纵向切开, 使用配有EBSD探头的JSM-7001F热场发射扫描电子显微镜分析截面中心位置的显微组织, 扫描步长 $0.4\text{ }\mu\text{m}$ 。EBSD样品经机械抛光后在 90% 乙醇+ 10% 高氯酸溶液中进行电解抛光, 电解电压为 20 V , 温度为 $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$, 抛光时间为 15 s 。使用Talos F200X G2场发射透射电子显微镜观察了试样的位错组态。采用双喷电解抛光方法制备TEM样品, 在 70% 甲醇+ 30% 硝酸溶液中进行电抛光, 温度为 $-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

2 实验结果

2.1 热变形流变行为和本构模型

图2所示为心部和边部试样在不同应变速率和温度下的真应力-真应变曲线, 其中实线是心部试

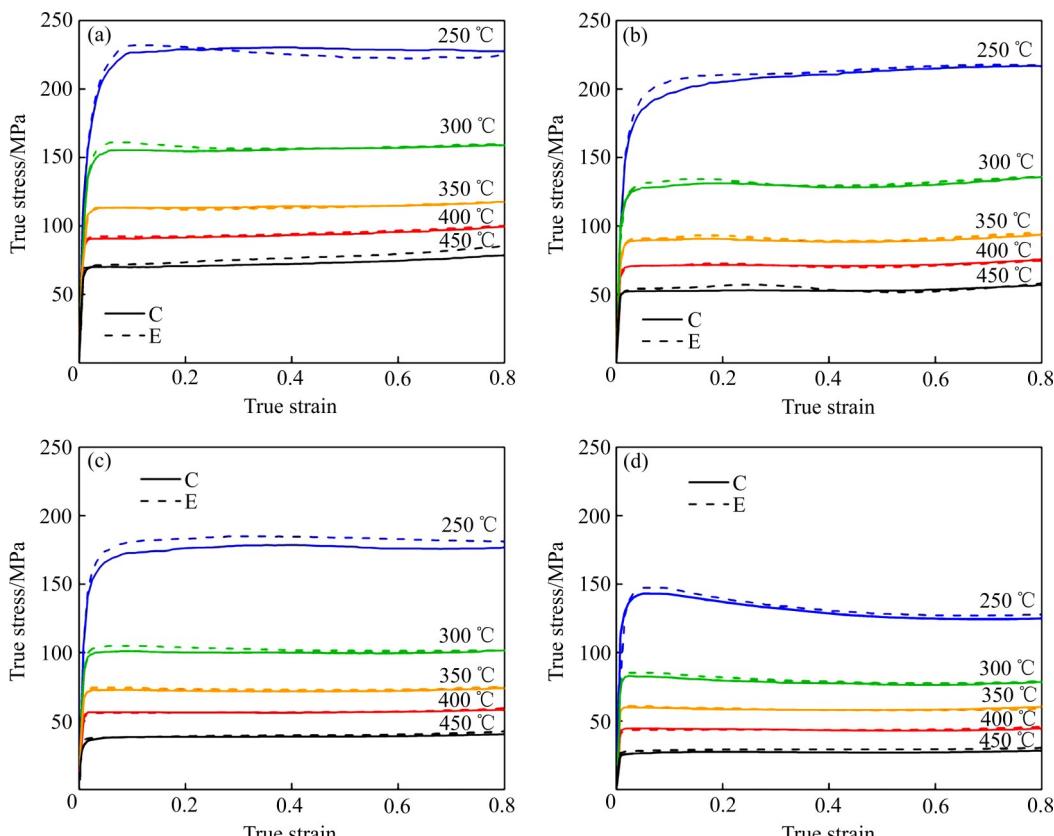
**图2** 不同热变形参数下的真应力-真应变曲线

Fig. 2 True stress-true strain curves under different thermal deformation parameters (C: center sample; E: edge sample): (a) 1 s^{-1} ; (b) 0.1 s^{-1} ; (c) 0.01 s^{-1} ; (d) 0.001 s^{-1}

样, 虚线是边部试样, 其反映了材料的流变应力与热加工条件(变形温度、应变速率和变形量)之间的关系。材料的真应力在变形初始阶段随着应变的增加而急剧增加, 这是由于位错迅速增加, 加工硬化占主导模式。随着应变的继续增大, 动态回复抵消加工硬化, 流变应力增速变缓。流变应力达到峰值后略微下降并维持稳定, 这是因为加工硬化和软化机制(动态回复和动态再结晶)达到平衡, 即达到稳态流变状态。另外可以发现, 随着变形温度的升高和应变速率的减小, 材料的峰值应力均逐渐降低。在相同变形参数下, 几乎所有边部试样的峰值应力均大于心部试样, 这是由于边部试样晶粒更细(见图1(c)), 屈服强度更高。大尺寸挤压棒在挤压过程中边部的应变大于心部, 从而导致边部有更细的晶粒; 产品的尺寸越大, 这种差别越明显^[12-13]。

Arrhenius方程已经广泛应用于描述流变应力、应变速率、变形温度与应变之间的关系^[14-17]。变形温度和应变速率对变形行为的影响一般用Z参数表示, 如式(1)、(2)、(3)所示。将式(3)带入式(2), 两边取对数, 得到式(4)、(5)、(6)。

$$Z = A [\sinh(\alpha\sigma)]^n = \dot{\varepsilon} \exp [Q/(RT)] \quad (1)$$

$$\dot{\varepsilon} = AF(\sigma) \exp [-Q/(RT)] \quad (2)$$

$$F(\sigma) = \begin{cases} \sigma^{n_1}, \alpha\sigma < 0.8 \\ \exp(\beta\sigma), \alpha\sigma > 0.8 \\ [\sinh(\alpha\sigma)]^n, \text{for all } \sigma \end{cases} \quad (3)$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln B + \ln n_1 \quad (4)$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = \ln C + \beta\sigma \quad (5)$$

$$\ln \dot{\varepsilon} = n \ln [\sinh(\alpha\sigma)] + \ln A - Q/(RT) \quad (6)$$

式中: $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; R 为摩尔气体常数, $8.31 \text{ J}/(\text{mol}\cdot\text{K})^{-1}$; T 为热力学温度, K ; Q 为热变形激活能, $\text{kJ}/\text{mol}^{-1}$; σ 为峰值应力, MPa ; A 、 n_1 、 n 、 α 和 β 为材料常数, $\alpha = \beta/n_1$; B 和 C 为与温度无关的材料常数; n_1 、 β 和 n 的值可以由线性拟合的平均斜率得出, $n_1 = \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln \sigma}$, $\beta = \frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln \sigma}$, $n =$

$\frac{\partial \ln \dot{\varepsilon}}{\partial \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}$ 。对一个确定的应变速率, 对式(6)微分, 可得到式(7)。

$$Q = Rn \frac{d \ln [\sinh(\alpha\sigma)]}{d(1/T)} = RnS \quad (7)$$

根据式(4)和(5), 计算 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma$ 的斜率, 可分别求出 n_1 和 β 值, 如图3所示。根据式(6)

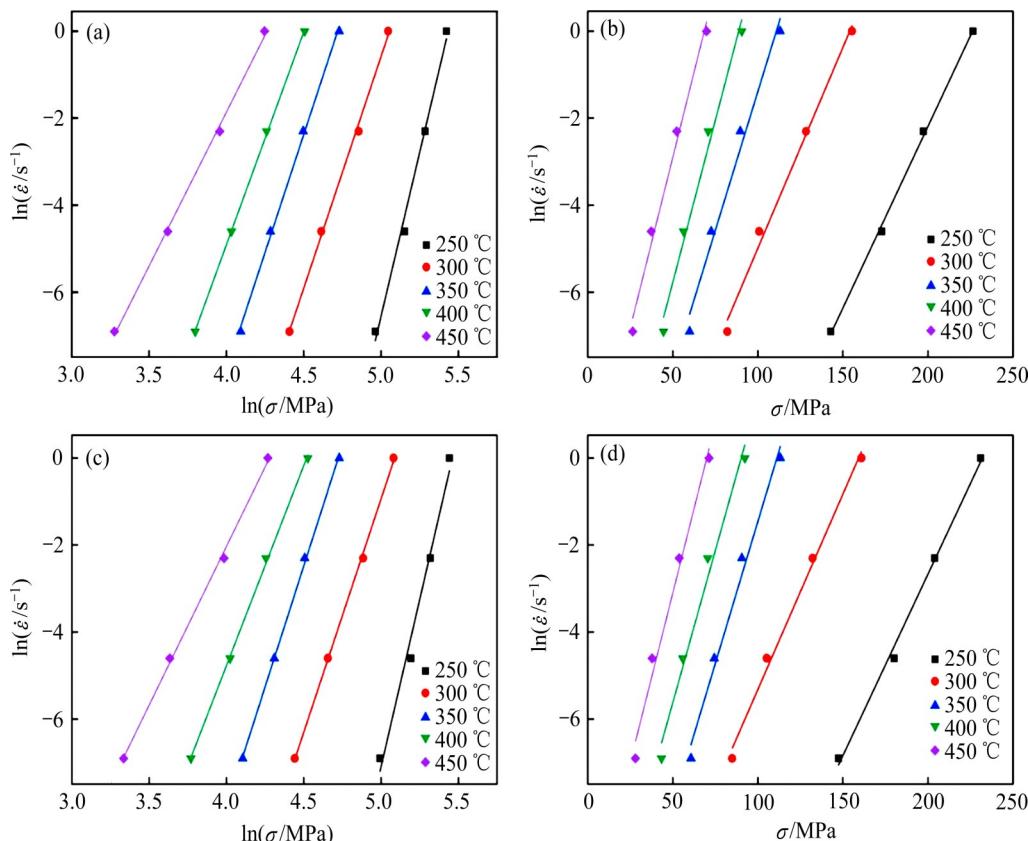


图3 心部试样和边部试样的 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma$ 和 $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma$ 关系

Fig. 3 Relationships of $\ln \dot{\varepsilon} - \ln \sigma$ and $\ln \dot{\varepsilon} - \sigma$: (a), (b) Center samples; (c), (d) Edge samples

和(7), 计算 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$ 的斜率, 可分别求出 n 和 S 值, 如图4所示。因此, 2014挤压态铝合金心部和边部试样的应力水平参数 α 分别为 0.01140 和 0.01115。

对式(1)两边同时取对数, 可得式(8)。绘制挤压态铝合金心部和边部试样 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的关系曲线, 如图5所示。根据图5中直线截距, 可求得心部和边部试样的结构因子 A 分别为 1.38×10^{17} 和 1.92×10^{17} 。

$$\ln Z = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (8)$$

将以上所求得的应力水平参数 α 、应力指数 n 、热变形激活能 Q 和结构因子 A 代入式(2), 得到 2014 铝合金挤压棒材心部和边部试样适用于所有应力状态的流变应力本构方程, 如式(9)和(10)所示。

$$C: \dot{\varepsilon} = 1.38 \times$$

$$10^{17} [\sinh(0.01141\sigma)]^{7.43} \exp\left(\frac{-232534.4}{RT}\right) \quad (9)$$

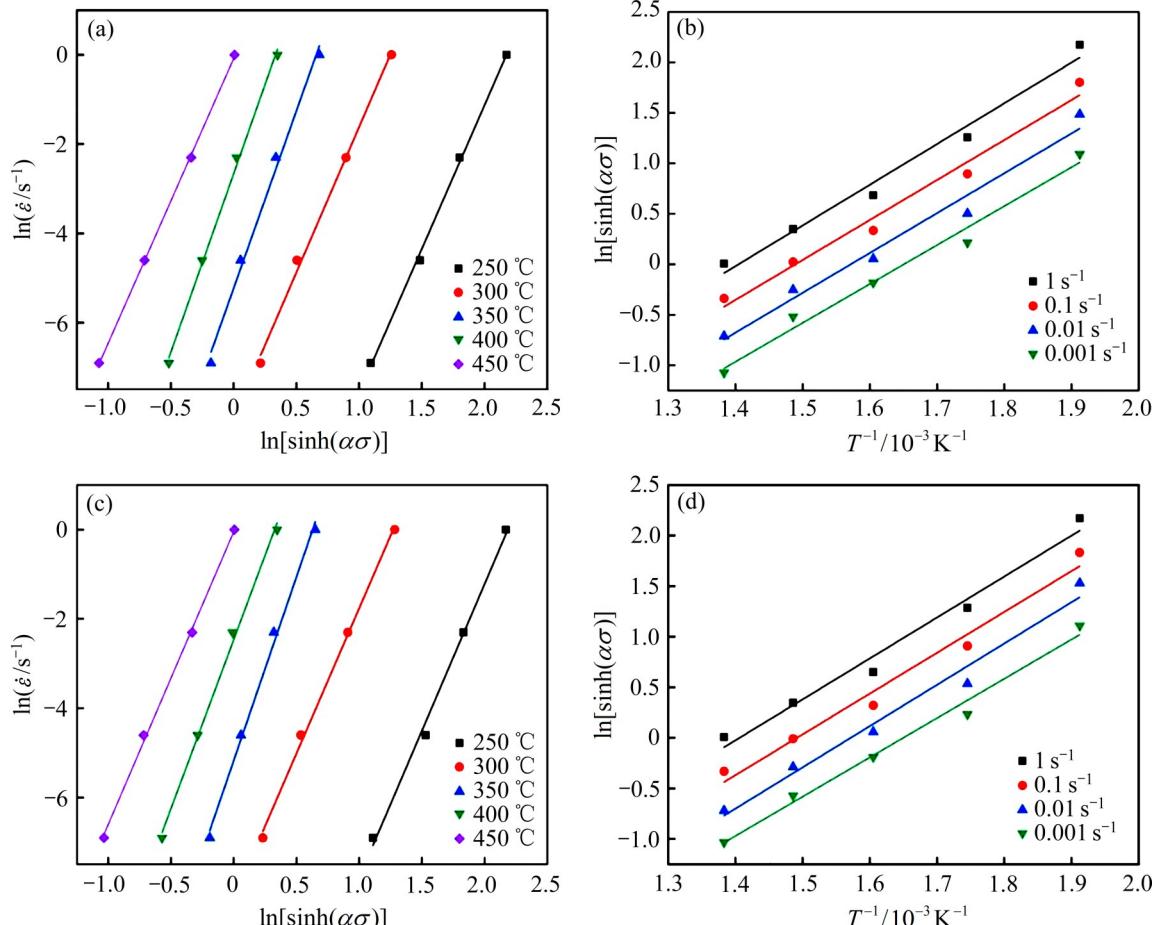


图4 心部试样和边部试样的 $\ln \dot{\varepsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$ 关系

Fig. 4 Relationships of $\ln \dot{\varepsilon} - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1000/T$: (a), (b) Center samples; (c), (d) Edge samples

$$E: \dot{\varepsilon} = 1.92 \times$$

$$10^{17} [\sinh(0.01115\sigma)]^{7.47} \exp\left(\frac{-236456.4}{RT}\right) \quad (10)$$

通过心部和边部试样在不同条件下的热压缩变形, 得到了试样的本构关系, 但由于心部和边部试样的流变应力差别不大, 其本构关系受初始组织差异影响较小, 在大尺寸 2014 铝合金成形过程数值模拟时, 可以忽略心部和边部本构关系的差异。

2.2 热加工图

金属热加工图的构建主要是基于动态材料模型 (Dynamic materials model, DMM)^[18-19]。动态材料模型认为, 材料热变形过程可以理解为一个能量耗散过程, 加工过程中材料吸收的功率 P 可以分为耗散量 G 和耗散协量 J 两部分, 并用应变速率敏感系数 m 来描述两种功率变化率的占比, 如式(11)、(12)、(13)所示。

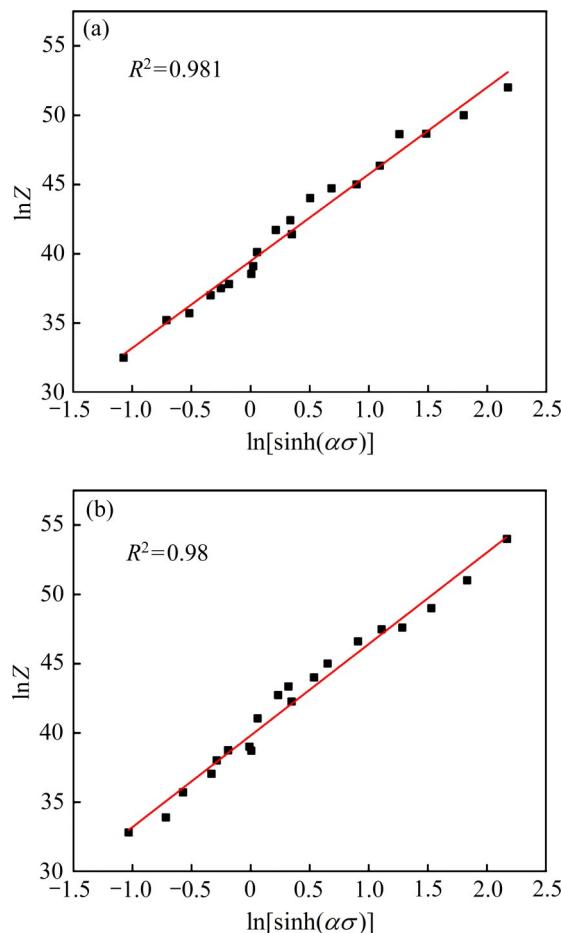


图5 心部试样和边部试样的 $\ln Z - \ln [\sinh (\alpha\sigma)]$ 关系

Fig. 5 Relationships of $\ln Z - \ln [\sinh (\alpha\sigma)]$: (a), (b) Center samples; (c), (d) Edge samples

$$P = \sigma\dot{\varepsilon} = G + J = \int_0^{\dot{\varepsilon}} \sigma d\dot{\varepsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\varepsilon} d\sigma \quad (11)$$

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\dot{\varepsilon}\partial\sigma}{\sigma\partial\dot{\varepsilon}} = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} \quad (12)$$

$$J = \frac{m}{m+1} P \quad (13)$$

式中: σ 为瞬时流变应力; $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率; G 为材料塑性变形所消耗的功率, 其中大部分转化成了热量, 小部分以晶格畸变能的形式贮存在材料内部; J 为合金变形过程中微观结构转变的功率耗散, 如DRV、DRX、超塑性流动、相变等。这里引入一个无量纲的非线性耗散的参数, 称之为功率耗散因子 η ^[20], 如式(14)所示; 其物理意义是当金属发生高温变形时, 材料显微组织演化所耗散的能量与线性耗散能量之比, 一般认为高 η 对应的区域加工性能最佳。另外, 在实际加工时, 要避开流变失稳区。PRASAD等^[19]提出了以大塑性变形不可逆热力学

学极值原理为基础的不稳定判据(见式(15))。 $\zeta(\dot{\varepsilon})$ 为无量纲的参数, 其值小于零意味着在热变形时可能发生失稳。

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (14)$$

$$\zeta(\dot{\varepsilon}) = \frac{\partial \ln [m/(m+1)]}{\partial \ln \dot{\varepsilon}} + m \quad (15)$$

将变形失稳图和能量耗散图叠加在一起就构成了热加工图。图6所示为挤压棒心部和边部试样在0.3、0.5、0.7应变下的加工图。图中数值表示功率耗散效率, 阴影区域是失稳区域, 即 $\zeta(\dot{\varepsilon})$ 为负值的区域。由图6可以看出, 随着应变的增加, 失稳区的范围逐渐增大, 心部和边部试样的失稳区差异不明显, 大约在应变速率为0.01~1 s⁻¹、变形温度为250~300 °C下出现了失稳区。对于心部试样, 温度为400~450 °C时, 不同变形量下, 功率耗散因子随应变速率变化不明显。对于边部试样, 温度为400~450 °C、应变为0.3时, 功率耗散因子随应变速率变化不明显; 应变为0.5和0.7时, 功率耗散因子随应变速率增大显著增大。这说明在较大应变下, 边部试样对应变速率更敏感, 在高应变速率下成形性能更好。一般认为, 为了获得良好的加工性能, 应该在功率耗散因子较大的变形条件下进行热加工。两种试样在变形温度为400~450 °C时, 均具有较高功率耗散因子, 心部试样的功率耗散因子基本不随应变速率而变化, 但边部试样在应变速率为0.1~1 s⁻¹时功率耗散因子更高。

2.3 显微组织演变

虽然心部和边部试样的本构关系几乎没有差异, 但两种试样的再结晶组织和再结晶程度存在较大的差异。心部和边部试样在不同变形条件下的IPF取向分布图分别如图7和8所示。当变形温度较低、应变速率较大时, 变形晶粒的晶界较为平直, 原始晶粒被压扁; 除了原始组织中已有的小晶粒外, 晶界处难以观察到新的晶粒, 呈现出动态回复的组织特征。随变形温度升高, 由于热激活作用, 原子剧烈运动, 空位、位错等缺陷活动的阻力大大减小; 随应变速率减小, 刀型位错的攀移和螺型位错的交滑移更加充分, 亚晶的合并长大更加充分。上述两方面的变化均导致软化行为机制由动态回复向动态再结晶转变。心部和边部试样发生再结晶

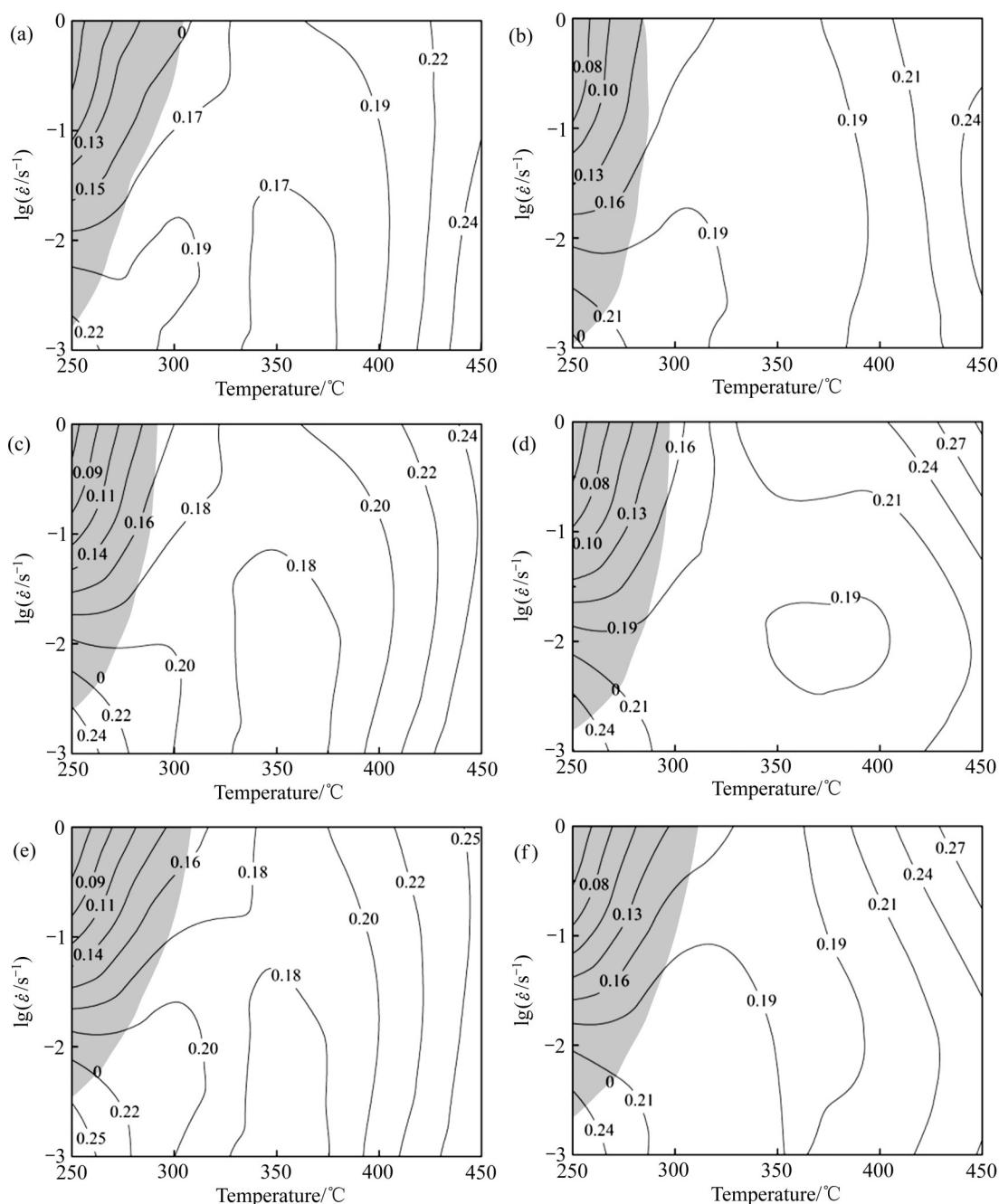


图6 心部试样和边部试样的热加工图

Fig. 6 Hot processing maps of center samples((a), (c), (e)) and edge samples((b), (d), (f)) at different strains: (a), (b) $\varepsilon=0.3$; (c), (d) $\varepsilon=0.5$; (e), (f) $\varepsilon=0.7$

时, 细小的再结晶晶粒均首先出现在原始晶粒的晶界处, 形成了沿晶界分布的“项链”状组织; 这是不连续动态再结晶的典型组织^[21], 在(350 °C, 0.001 s⁻¹)变形条件下的试样中可以观察到(见图7和8中圆圈处)。

一般用Z参数来表示变形温度和应变速率对材料变形行为的综合影响。铝合金是高层错能金属, 位错的交滑移和攀移过程容易进行。一般认为, 在

热变形过程中主要的软化方式是动态回复, 然而, 通过对图9中不同变形条件下边部试样的位错组态的分析, 发现在较高的变形温度下或Z参数低于某一临界值时, 铝合金在热变形过程中也会发生动态再结晶。如图9所示, 在变形温度为250 °C、应变速率为0.1 s⁻¹ ($\ln Z=52.08$)下, 变形后的试样中存在大量互相缠结的位错, 亚晶尺寸很小。这是由于在较低的变形温度和较快的应变速率下, 变形产生的

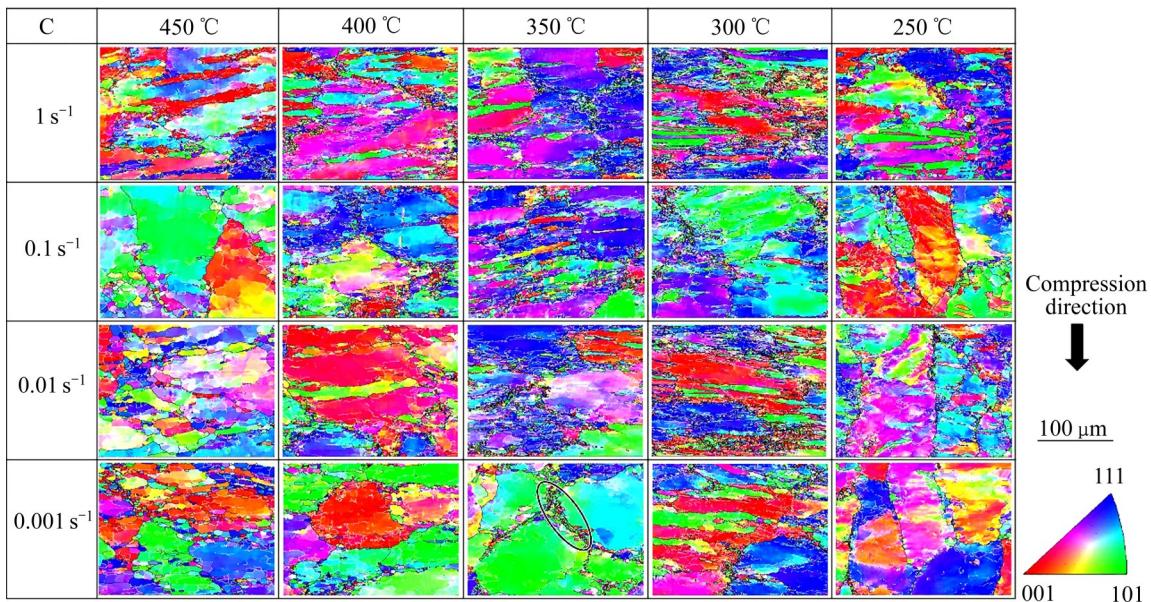


图7 不同变形条件下心部试样的IPF和晶界图

Fig. 7 IPF and grain boundary maps of center sample under different deformation conditions (the white and black lines in the figure indicate that the misorientation is $5^\circ \leq \theta < 15^\circ$ and $\theta \geq 15^\circ$, respectively)

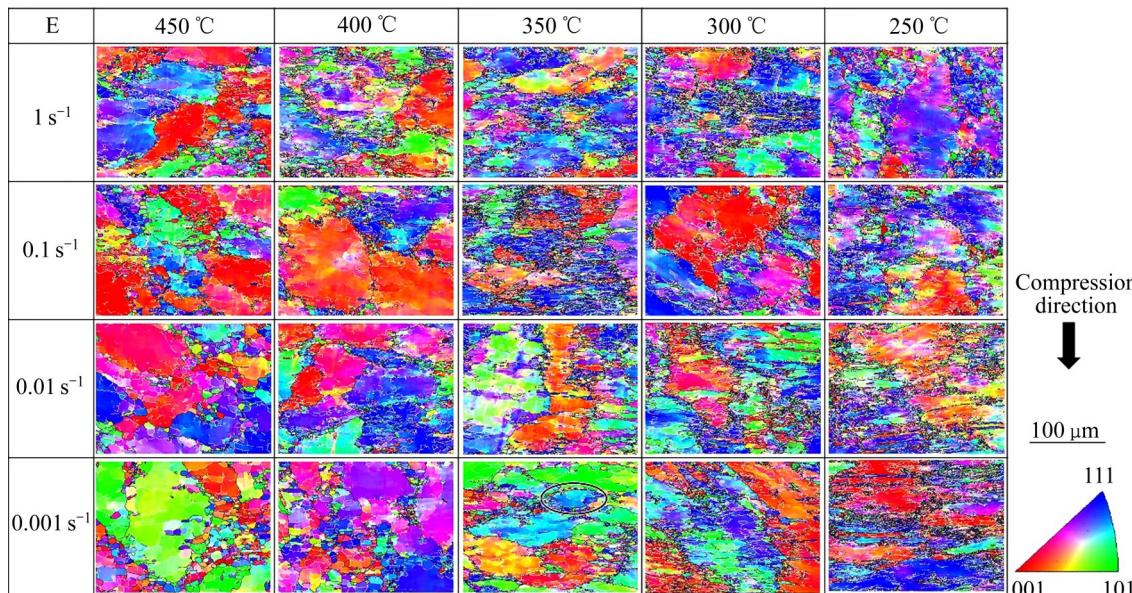


图8 不同变形条件下边部试样的IPF和晶界图

Fig. 8 IPF and grain boundary maps of edge sample under different deformation conditions (the white and black lines in the figure indicate that the misorientation is $5^\circ \leq \theta < 15^\circ$ and $\theta \geq 15^\circ$, respectively)

位错没有足够的能量和时间进行重组或抵消，动态回复未能充分进行，亚晶也来不及长大。随着变形温度的增加，在 $350 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 1 s^{-1} ($\ln Z=45.65$)的变形条件下，位错的可动性得到了提高，位错密度有所降低，但仍存在位错网络和被析出相钉扎的位错。当变形温度为 $400\sim450 \text{ }^\circ\text{C}$ 时，Z参数更低，位错形貌

发生了很大变化。如图9(c)和(d)所示，在 $450 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 0.1 s^{-1} ($\ln Z=39.34$)和 $450 \text{ }^\circ\text{C}$ 、 0.001 s^{-1} ($\ln Z=32.43$)的变形条件下，位错密度较低，几乎所有位错都被析出相钉扎，观察不到亚晶界；在该条件下动态回复充分进行，且已经发生动态再结晶，亚晶粒已合并长大。因此，变形后心部和边部试样的变形抗力都

较低, 几乎没有差别, 但是位错密度有所不同, 这将在下一节中讨论。

采用 HKL Channel 5 软件分析变形组织的再结晶程度。晶界取向差角度设为 $5^\circ\sim15^\circ$, 即晶界角度大于 15° 的晶粒视为完全再结晶的晶粒, 晶界角度为 $5^\circ\sim15^\circ$ 的晶粒视为不完全再结晶的亚结构, 晶界角度小于 5° 的晶粒视为变形组织。完全再结晶晶粒的统计结果如图 10 所示。从图 10 可以看出, 在 $250\sim300\text{ }^\circ\text{C}$, 完全再结晶晶粒很少, 该条件下主要发生动态回复。随着温度升高到 $350\sim450\text{ }^\circ\text{C}$, 两种试样的再结晶程度均明显升高。当变形温度在 $400\sim450\text{ }^\circ\text{C}$ 时, 边部试样在应变速率为 $0.01\sim1\text{ s}^{-1}$ 时的再结晶晶粒百分数保持在 20% 左右; 而当应变速率降低至 0.001 s^{-1} 时, 再结晶晶粒体积分数增加至 30%~40%。心部试样在应变速率为 1 s^{-1} 时的再结晶程度显著低于边部试样; 在应变速率为 $0.01\sim0.1\text{ s}^{-1}$ 时, 其再结晶晶粒体积分数与边部试样相似; 而在应变速率为 0.001 s^{-1} 时, 其再结晶程度甚至超过了边部试样, 最高达 47%。由于边部试样初始组

织中的晶界较多, 能够为不连续动态再结晶提供更多形核点, 所以即使变形时间较短, 边部试样的再结晶程度也较高。随着应变速率降低至 0.001 s^{-1} , 较高的温度和更长的变形时间弥补了心部试样形核点较少的不足, 使心部试样的再结晶程度大幅提高。

3 分析与讨论

3.1 初始组织对动态再结晶的影响

虽然心部和边部试样在变形时都发生了动态回复和不连续动态再结晶, 但两种试样还存在其他不同的动态再结晶机制。从图 7 和 8 可以看出, 与心部试样相比, 由于边部试样原始被拉长的挤压态组织更细, 且存在较多的再结晶晶粒, 这导致心部和边部试样变形后的晶粒形貌有较大差异。为了进一步明确心部和边部试样变形后组织差异的原因, 观察了心部和边部试样在 $(350\text{ }^\circ\text{C}, 1\text{ s}^{-1})$ 变形条件下的位错形貌, 如图 11 (b) 所示。从图 11 (b) 中可观察到由

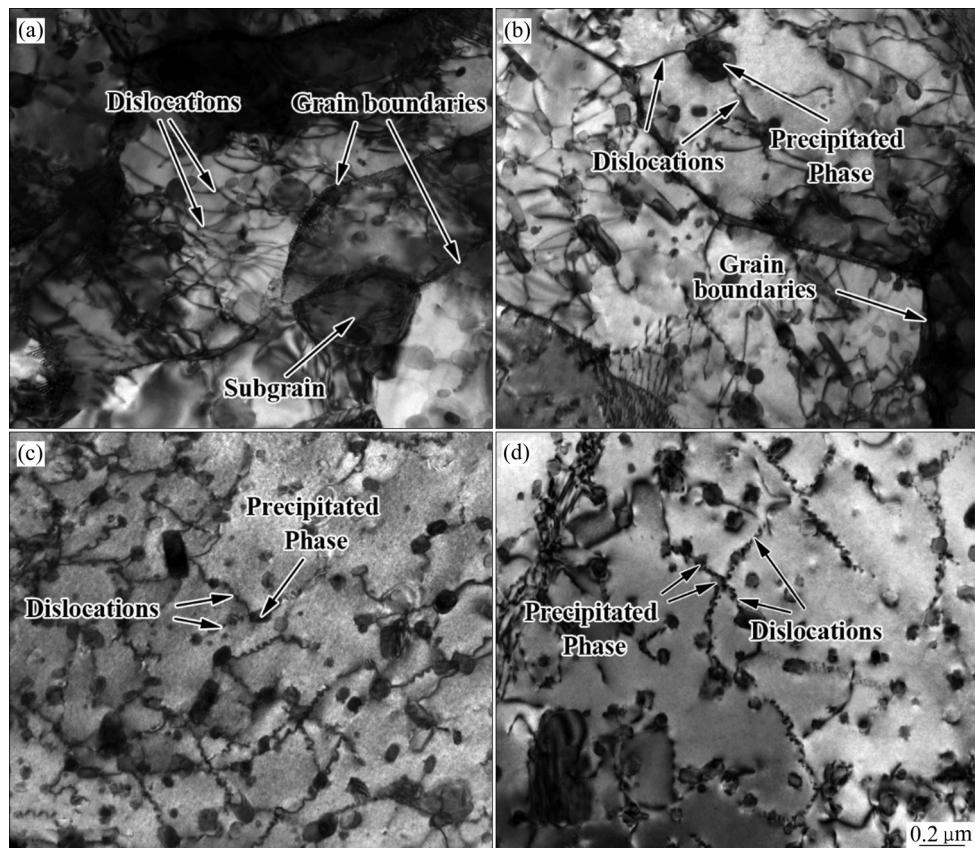


图9 不同变形条件下边部试样的位错形貌

Fig. 9 Dislocation morphologies of edge samples under different deformation conditions: (a) $\ln Z=52.08$ ($250\text{ }^\circ\text{C}$, 0.1 s^{-1}); (b) $\ln Z=46.65$ ($350\text{ }^\circ\text{C}$, 1 s^{-1}); (c) $\ln Z=39.34$ ($450\text{ }^\circ\text{C}$, 0.1 s^{-1}); (d) $\ln Z=32.43$ ($450\text{ }^\circ\text{C}$, 0.001 s^{-1})

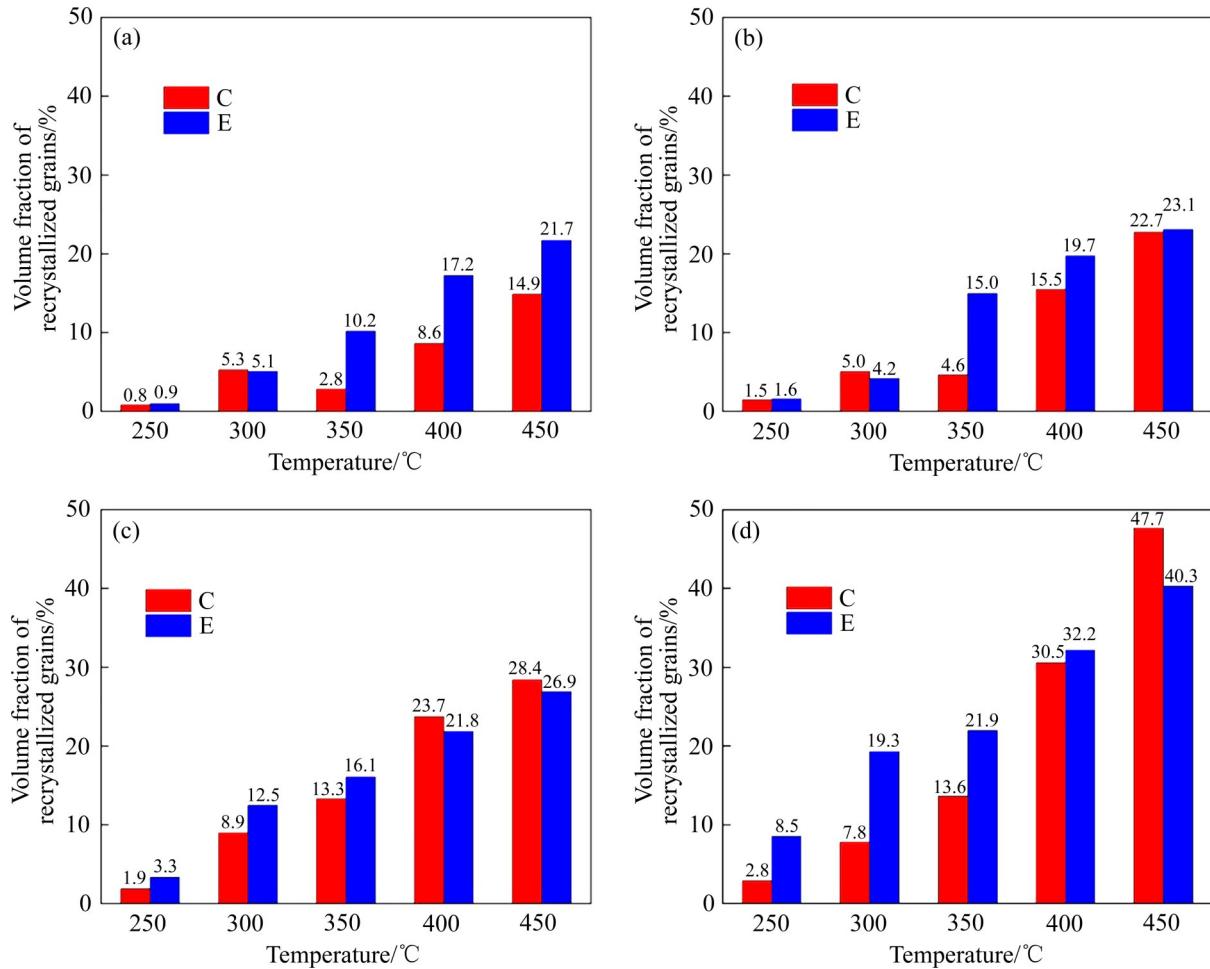


图10 不同变形条件下心部试样(C)和边部试样(E)试样的再结晶程度

Fig. 10 Volume fractions of recrystallized grains of center samples (C) and edge samples (E) under different deformation conditions: (a) $\dot{\varepsilon}=1 \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\varepsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\varepsilon}=0.01 \text{ s}^{-1}$; (d) $\dot{\varepsilon}=0.001 \text{ s}^{-1}$

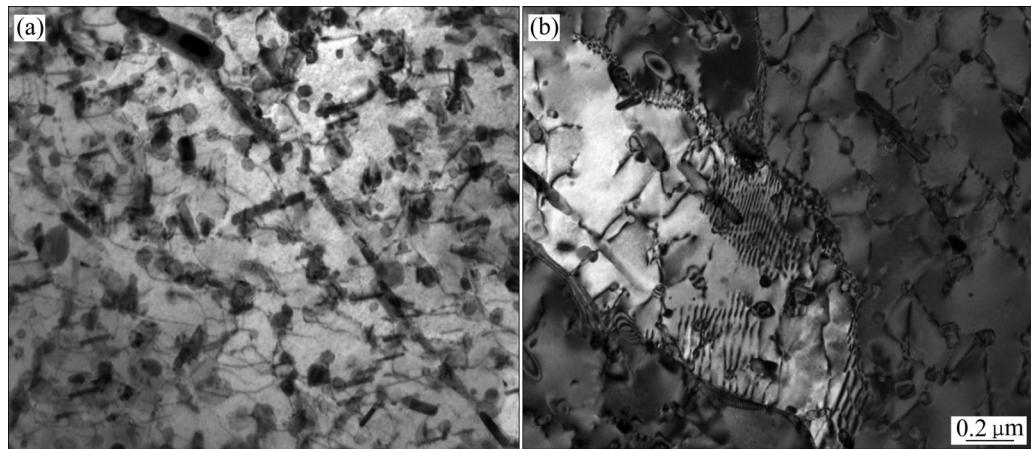


图11 在(350 °C, 1 s⁻¹)变形条件下的心部试样和边部试样的位错形貌

Fig. 11 Dislocation morphologies of center sample (a) and edge sample (b) under deformation condition of (350 °C, 1 s⁻¹)

边部试样中位错构成的亚晶界，结合图8可知，特别是在(350 °C, 0.1 s⁻¹)变形条件下，边部试样的晶粒内部存在着大量的小角度晶界，而心部试样没有

该现象。在高层错能材料中，不需要经过冷加工就可以在一定条件下通过热变形来产生超细晶结构；随着低位错密度的亚边界形成，亚边界在形变过程

中捕获的位错密度增加, 逐渐形成新的晶粒, 导致小角度晶界逐渐向大角度晶界转变, 这就是连续动态再结晶(Continuous dynamic recrystallization, CDRX)的微观变形机理^[21]。图12所示为边部试样变形前和在($350\text{ }^{\circ}\text{C}$, 0.1 s^{-1})变形后的晶界角度分布。从图12可以发现, 变形前试样的小角度晶界占有很大比例, 而变形后试样的大角度晶界所占比例升高, 说明边部试样中发生了小角度晶界逐渐向大角度晶界的转变。因此, 本文边部试样中存在连续动态再结晶。对于心部试样, 如图7所示, 应变速率较高时, 部分粗大晶粒被垂直于压缩方向的扁平状晶粒“切断”, 这是发生了几何动态再结晶(Geometric dynamic recrystallization, GDRX)。文献[22–24]中也报道了与本文相似的几何动态再结晶微观组织。尽管在($350\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 s^{-1})变形条件下的心部和边部试样发生了几何动态再结晶和连续动态再结晶, 但从图10中可以看出, 该条件下的再结晶程度并不高。由于铝合金是高层错能金属, 通常认为在较大的应变下连续动态再结晶才能完全发生^[21]; 较大的应变意味着材料的热变形需要吸收更多的能量, 而本文的应变量较小, 仅为0.8, 因此, 在($350\text{ }^{\circ}\text{C}$, 1 s^{-1})变形条件下, 理论上不会完全发生几何动态再结晶和连续动态再结晶。但是, 随温度的升高和应变速率的减小, 两种试样的再结晶晶粒体积分数均升高, 这样的原因一方面是不连续动态再结晶形核的小晶粒有时间和能量长大, 另一方面是高温和长时间变形让

材料吸收了更多的能量, 有助于连续动态再结晶和几何动态再结晶的继续进行, 从而产生了新的晶粒, 提高了再结晶晶粒体积分数。

3.2 初始组织对位错密度的影响

图13所示为不同变形条件下2014铝合金挤压棒材心部和边部试样的局部取向差 M_L (Local misorientation)图。 M_L 在弹塑性变形卸载条件下主要反映几何必需位错密度, 可以作为真实位错密度的近似度量。低 M_L 值代表低的位错密度, 高 M_L 值代表高的位错密度。随变形温度升高, 心部和边部试样变形后的位错密度均逐渐降低。在变形温度为 $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 边部试样的 M_L 数值分布较为均匀, 结合IPF和晶界图的分析可知, 这是因为材料中形成了大量的小角度晶界, 并存在着动态再结晶晶粒, 即发生了连续动态再结晶。而心部试样的 M_L 数值分布不均匀, 部分区域的 M_L 值很低, 结合IPF和晶界图的分析可知, 相应位置没有形成小角度晶界的亚结构, 没有发生连续动态再结晶。高于 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 变形时, 心部和边部试样的局部取向差变化呈现着不同的规律。对于心部试样, 随着变形温度的增加, 其局部取向差逐渐减小, 特别是在 $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 变形的试样, 无论应变速率如何变化, 其 M_L 值均较低。这意味着较高的变形温度使试样得到了充分的软化, 位错密度低。然而, 对边部试样来说, 仅仅是温度的升高并没有带来 M_L 值的降低, 只有在应变速率较低时, 即应变速率为 0.01 s^{-1} 和 0.001 s^{-1} 的情况下, 边部试样的 M_L 值才明显降低。

一般情况下, 同一晶粒中长程取向差越大, 位错密度越高, 其等效几何必要位错密度大致可以用 $\rho \approx \theta / (\mathbf{b} \delta)$ 估计, 其中 θ 是距离 δ 内累计的取向差, 单位为弧度, \mathbf{b} 是柏氏矢量^[25]。取纯铝的柏氏矢量 $\mathbf{b}=2.86 \times 10^{-10}\text{ m}$ 为近似值, 由图14(g)和(h)中得到不同晶粒的 θ 和 δ 值, 由此估算出心部试样在变形条件为($400\text{ }^{\circ}\text{C}$, 0.01 s^{-1})、($400\text{ }^{\circ}\text{C}$, 0.001 s^{-1})和($450\text{ }^{\circ}\text{C}$, 0.1 s^{-1})时, 位错密度分别为 $6.31 \times 10^{12}\text{ m}^{-2}$ 、 $9.24 \times 10^{12}\text{ m}^{-2}$ 和 $4.28 \times 10^{12}\text{ m}^{-2}$; 同理获得边部试样在相同变形条件下的位错密度分别为 $1.54 \times 10^{13}\text{ m}^{-2}$ 、 $6.37 \times 10^{12}\text{ m}^{-2}$ 和 $1.23 \times 10^{13}\text{ m}^{-2}$ 。图14(g)和(h)中测量的取向差曲线是图14(a)~(f)中线段上的点与起始点的取向差。图15所示为不同变形条件下心部和边部试样的位错形貌。边部试样在变形条件为($400\text{ }^{\circ}\text{C}$,

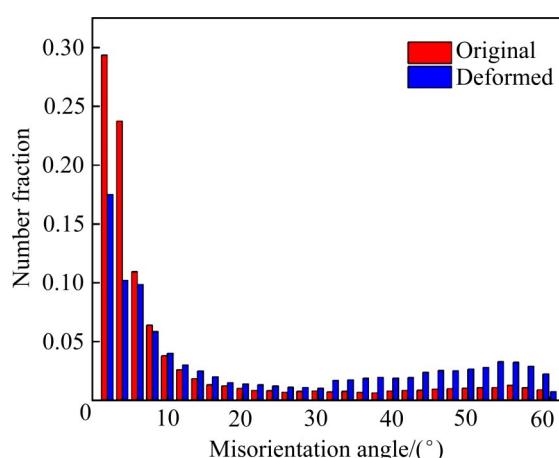


图12 边部试样变形前和在($350\text{ }^{\circ}\text{C}$, 0.1 s^{-1})变形条件下的晶界取向差分布图

Fig. 12 Distributions of grain boundary misorientations difference of edge sample before deformation and under deformation condition of ($350\text{ }^{\circ}\text{C}$, 0.1 s^{-1})

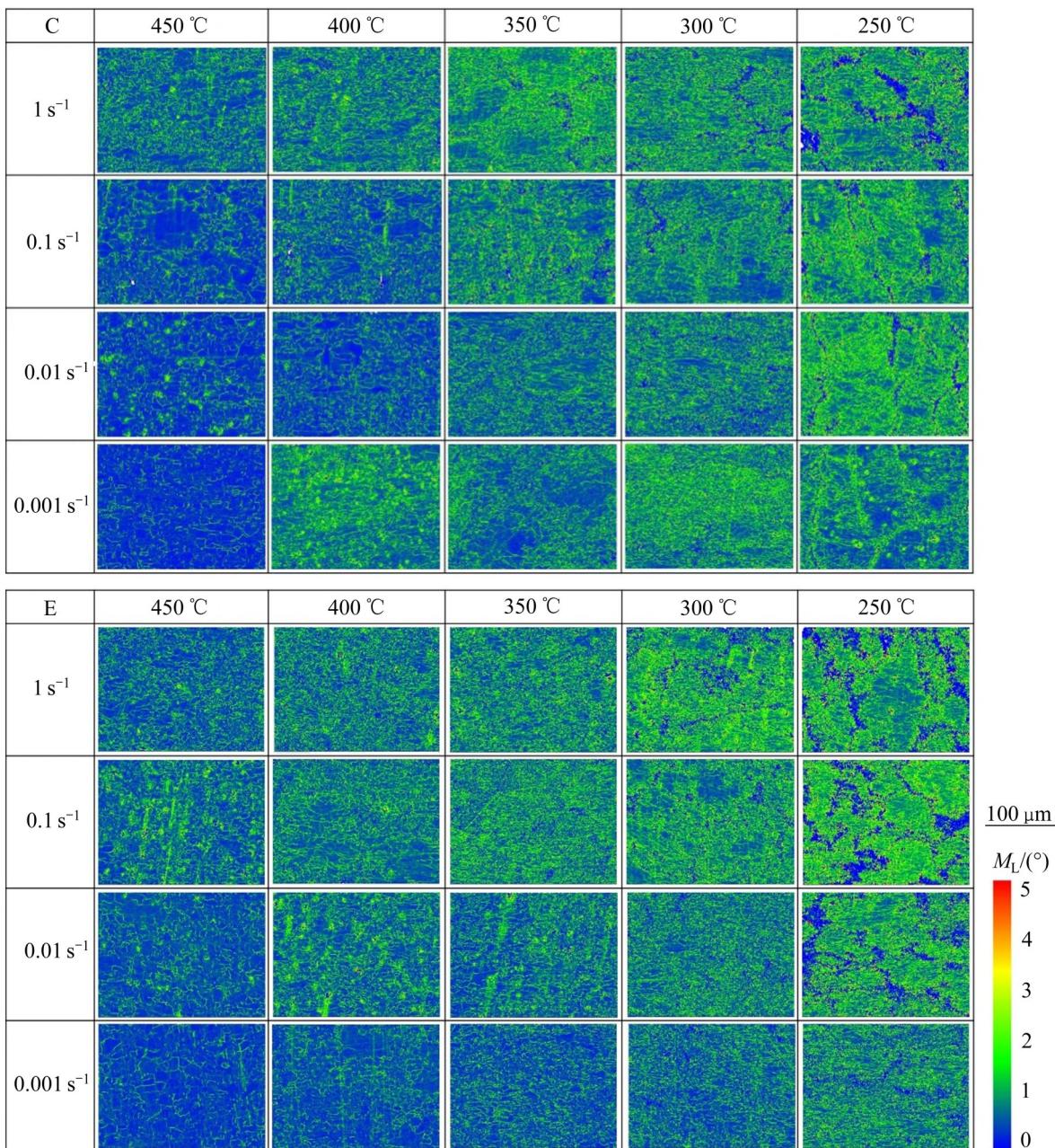


图13 不同变形条件下心部试样和边部试样的局部取向差图

Fig. 13 Local misorientation diagrams of center samples (C) and edge samples (E) under different deformation conditions

0.01 s⁻¹)和(450 °C, 0.1 s⁻¹)时的位错密度大于心部试样，而在(400 °C, 0.001 s⁻¹)变形后的位错密度小于心部试样，这与图13中的局部取向差变化规律一致，也与据取向差估算的位错密度相符。结合图8，可以观察到边部试样的位错密度在新形成的小晶粒附近较高。这是因为边部存在的连续动态再结晶形象，即亚边界在形变过程中逐渐捕获位错密度，所以边部试样在变形条件为(400 °C, 0.01 s⁻¹)和(450 °C, 0.1 s⁻¹)时的位错密度有大于心部试样。而

心部试样在(400 °C, 0.001 s⁻¹)变形后位错密度较高的原因是此时晶粒尺寸较大，晶界数量少，晶界基本不参与变形，其变形主要通过位错的滑移进行。

3.3 锻造参数控制策略

由2.2节的分析可知，在变形温度为400~450 °C时，两种试样没有失稳且功率耗散因子较高，其中边部试样在应变速率为0.1~1 s⁻¹时有更高的功率耗散因子。由2.3节的再结晶程度分析可知，

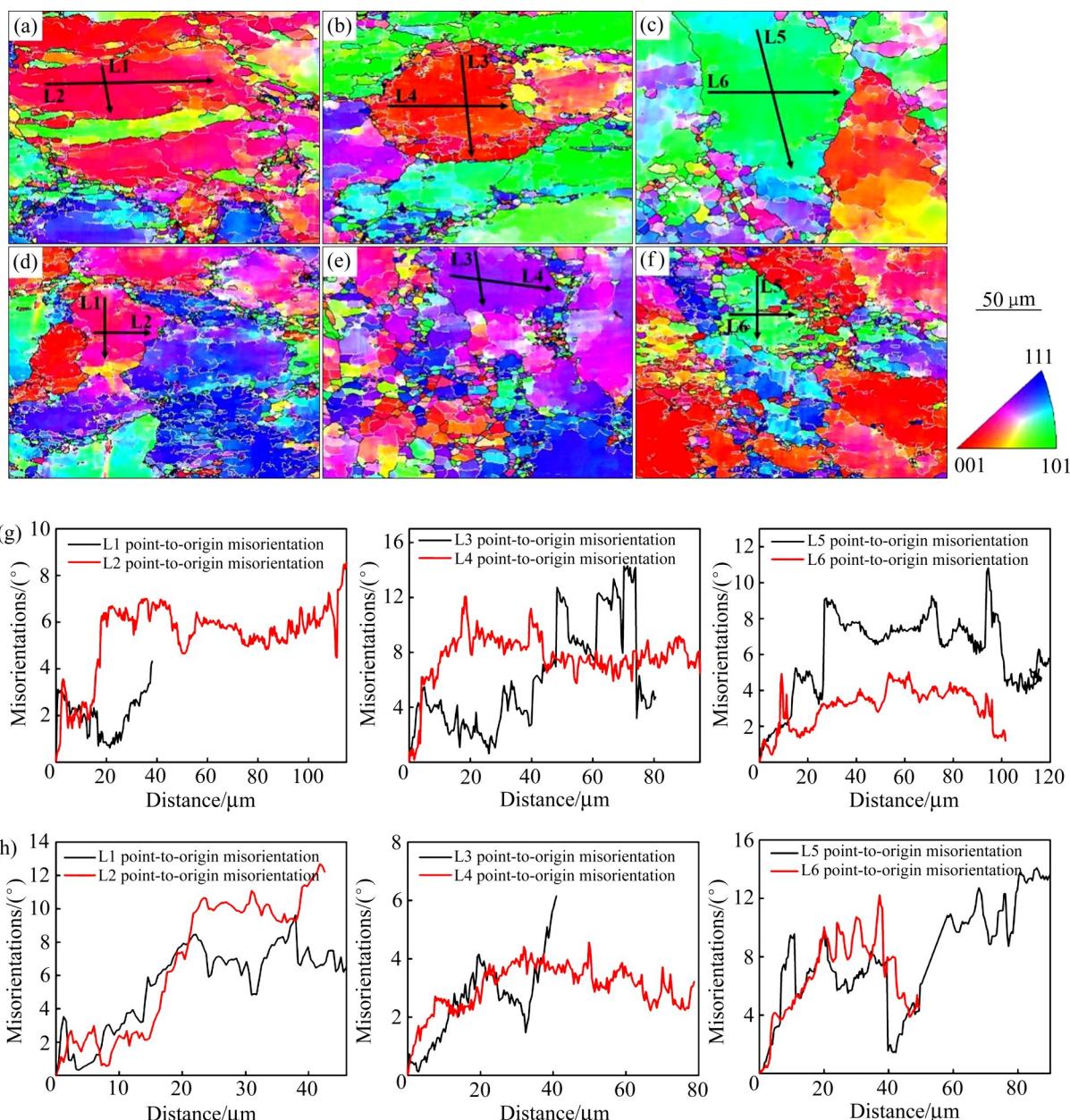


图14 不同变形条件下心部试样和边部试样的IPF图

Fig. 14 IPF maps of center sample and edge sample under different deformation conditions: (a), (d) 400 °C, 0.01 s⁻¹; (b), (e) 400 °C, 0.001 s⁻¹; (c), (f) 450 °C, 0.1 s⁻¹; (g) Corresponding misorientation profiles measured along lines L1 - L6 in (a)-(c); (h) Corresponding misorientation profiles measured along lines L1 - L6 in (d)-(f) (White and black lines in figure indicate that misorientation is $5^\circ \leq \theta < 15^\circ$ and $\theta \geq 15^\circ$, respectively)

在变形温度为400~450 °C, 当应变速率降低至0.001 s⁻¹时, 两种试样变形组织的再结晶晶粒体积分数为30%~47%; 心部试样在应变速率为0.01~0.1 s⁻¹、边部试样在应变速率为0.01~1 s⁻¹时, 两者再结晶晶粒体积分数均保持在20%。一般来说, 再结晶程度越高, 材料的组织就越均匀。对于需要热处理强化的铝合金, 经过固溶和时效热处理后的组织和性能更均匀。然而, 对于大尺寸铝合金模锻

过程来说, 心表组织的不均匀性是不可忽略的; 若以0.001 s⁻¹的应变速率变形, 过长的变形时间使坯料心表温差较大, 导致变形后再结晶程度差异较大, 产品性能不均匀, 同时严重影响生产节奏, 降低了生产效率。因此, 为了获得良好的加工性能和均匀的组织, 综合考虑热加工图和再结晶组织演变规律, 较为合适的工艺条件是: 在热变形时把变形温度控制在400~450 °C, 心部应变速率控制在

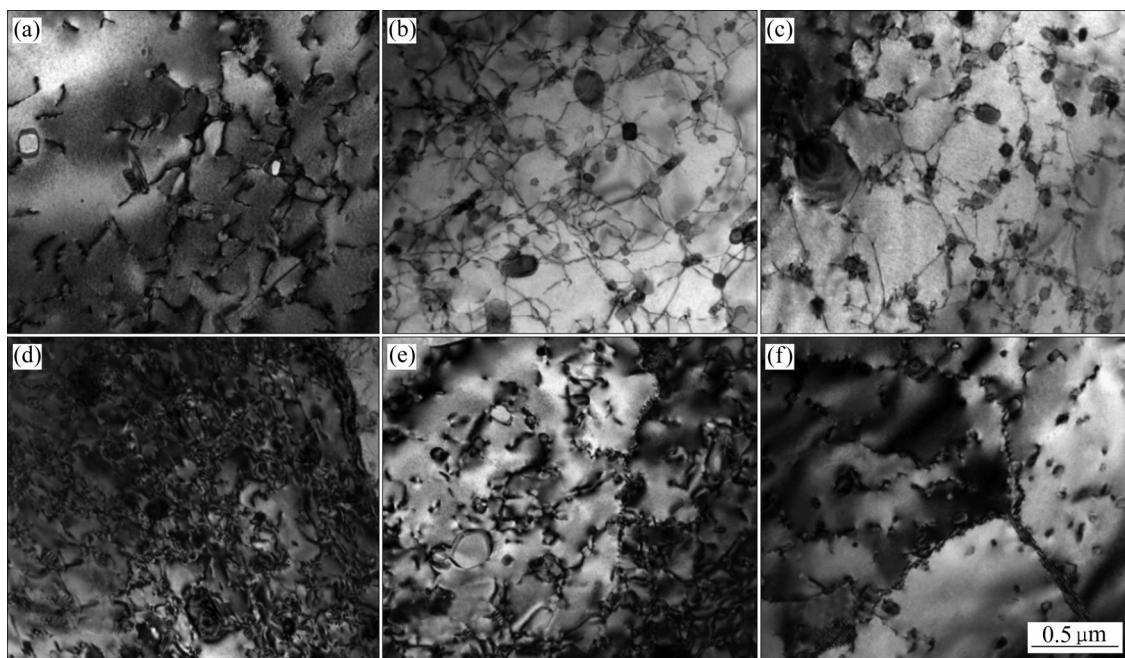


图15 不同变形条件下心部试样和边部试样的位错形貌

Fig. 15 Dislocation morphologies of center samples ((a)–(c)) and edge samples ((d)–(f)) under different deformation conditions: (a), (d) 400 °C, 0.01 s⁻¹; (b), (e) 400 °C, 0.001 s⁻¹; (c), (f) 450 °C, 0.1 s⁻¹

0.01~0.1 s⁻¹, 边部应变速率控制在0.1~1 s⁻¹。在实际生产中, 大尺寸挤压坯常作为复杂形状锻件的坯料, 如飞机的轮毂。对飞机轮毂成形的数值模拟结果表明, 在模锻的初期, 仅坯料的心部发生了变形; 之后, 虽然上模的压下速度不变, 但心部和边部的应变速率是不同的, 边部快于心部; 最后, 心部成形结束后, 边部仍在变形。综上所述, 在飞机轮毂的模锻过程中, 可以分阶段控制锻造速度, 从而使边部和心部可以在合适的应变速率下变形。

4 结论

1) 在不同变形条件下, 心部和边部试样的流变应力差别均不明显, 本构关系基本一致, 采用数值模拟分析宏观物理场时可忽略心表组织差异的影响。

2) 随变形温度升高和应变速率降低, 心部和边部试样的软化机制均由动态回复向动态再结晶转变。心部和边部试样的主要动态再结晶机制都为不连续动态再结晶, 但心部试样还存在几何动态再结晶, 边部试样还存在连续动态再结晶。

3) 随变形温度升高, 心部和边部试样变形后的

位错密度均逐渐降低。在400~450 °C变形时, 随应变速率降低, 边部试样的位错密度逐渐降低, 而心部试样的位错密度变化较小。

4) 为了获得良好的加工性能和均匀的显微组织, 较为合适的工艺条件是: 在热变形时把变形温度控制在400~450 °C, 心部应变速率控制在0.01~0.1 s⁻¹, 边部应变速率控制在0.1~1 s⁻¹。

REFERENCES

- [1] DURSUN T, SOUTIS C. Recent developments in advanced aircraft aluminium alloys[J]. Materials & Design, 2014, 56: 862–871.
- [2] DENG L, WANG X, JIN J, et al. Precision forging technology for aluminum alloy[J]. Frontiers of Mechanical Engineering, 2018, 13(1): 25–36.
- [3] PICKERING S. Intelligent processing of materials[J]. Journal of Materials Processing Technology, 1993, 36(4): 447–465.
- [4] WADLEY H N G, EUGENE ECKHART W JR. The intelligent processing of materials for design and manufacturing[J]. JOM, 1989, 41(10): 10–16.
- [5] 邓运来, 张新明. 铝及铝合金材料进展[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(9): 2115–2141.

- DENG Yun-lai, ZHANG Xin-ming. Development of aluminium and aluminium alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2019, 29(9): 2115–2141.
- [6] 管仁国, 娄花芬, 黄晖, 等. 铝合金材料发展现状、趋势及展望[J]. 中国工程科学, 2020, 22(5): 68–75.
- GUAN Ren-guo, LOU Hua-fen, HUANG Hui, et al. Development of aluminum alloy materials: Current status, trend, and prospects[J]. *Strategic Study of CAE*, 2020, 22(5): 68–75.
- [7] 曹凤红, 龙思远, 杜勇, 等. AZ61镁合金挤锻复合成形组织与力学性能[J]. 材料热处理学报, 2009, 30(5): 154–157.
- CAO Feng-hong, LONG Si-yuan, DU Yong, et al. Microstructure and tensile properties of AZ61 magnesium alloy subjected to an extrusion-forging compound processing[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2009, 30(5): 154–157.
- [8] 谢建新. 金属挤压技术的发展现状与趋势[J]. 中国材料进展, 2013, 32(5): 257–263.
- XIE Jian-xin. Current situation and development trends of metals extrusion technology[J]. *Materials China*, 2013, 32(5): 257–263.
- [9] ZHANG Y, LI R, CHEN P, et al. Microstructural evolution of Al₂Cu phase and mechanical properties of the large-scale Al alloy components under different consecutive manufacturing processes[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 808: 151634.
- [10] SHE H, SHU D, WANG J, et al. Influence of multi-microstructural alterations on tensile property inhomogeneity of 7055 aluminum alloy medium thick plate[J]. *Materials Characterization*, 2016, 113: 189–197.
- [11] 刘仁慈, 王震, 刘冬, 等. Ti-45.5Al-2Cr-2Nb-0.15B合金热挤压组织与拉伸性能研究[J]. 金属学报, 2013, 49(6): 641–648.
- LIU Ren-ci, WANG Zhen, LIU Dong, et al. Microstructure and tensile properties of Ti-45.5Al-2Cr-2Nb-0.15B alloy processed by hot extrusion[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2013, 49(6): 641–648.
- [12] XU C, HORITA Z, LANGDON T G. Microstructural evolution in pure aluminum in the early stages of processing by high-pressure torsion[J]. *Materials Transactions*, 2010, 51(1): 2–7.
- [13] VASEGHI M, KIM H S, KARIMI TAHERI A, et al. Inhomogeneity through warm equal channel angular pressing[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2013, 22(6): 1666–1671.
- [14] SELLARS C M, MCTEGART W J. On the mechanism of hot deformation[J]. *Acta Metallurgica*, 1966, 14(9): 1136–1138.
- [15] 刘文胜, 郭伦文, 马运柱, 等. 2A14铝合金热变形的显微组织及流变行为[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(8): 2091–2097.
- LIU Wen-sheng, GUO Lun-wen, MA Yun-zhu, et al. Microstructure and flow behavior of 2A14 aluminum alloy during hot deformation[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013, 23(8): 2091–2097.
- [16] LI S S, ZHOU J, ZHANG M M, et al. A comparative study at the flow behavior description of 2A14 alloy using BP-ANN and strain compensated Arrhenius model[J]. *Materials Research Express*, 2020, 6(12): 1265h1.
- [17] 史博文, 刘记立, 刘津. 柱状晶Cu_{70.8}Al_{18.6}Mn_{10.6}形状记忆合金在热压缩中的动态再结晶行为[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(8): 2171–2184.
- SHI Bo-wen, LIU Ji-li, LIU Jin. Dynamic recrystallization behavior of columnar-grained Cu_{70.8}Al_{18.6}Mn_{10.6} shape memory alloy in hot compression[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2021, 31(8): 2171–2184.
- [18] PRASAD Y V R K, SESACHARYULU T. Processing maps for hot working of titanium alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 1998, 243(1/2): 82–88.
- [19] PRASAD Y V R K, GEGEL H L, DORAIVELU S M, et al. Modeling of dynamic material behavior in hot deformation: Forging of Ti-6242[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1984, 15(10): 1883–1892.
- [20] 鲁世强, 李鑫, 王克鲁, 等. 基于动态材料模型的材料热加工工艺优化方法[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(6): 890–896.
- LU Shi-qiang, LI Xin, WANG Ke-lu, et al. Optimizing approach of materials hot working processes based on dynamic material model[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2007, 17(6): 890–896.
- [21] 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(1): 130–207.
- [22] RAABE D. Recovery and recrystallization: Phenomena, physics, models, simulation[M]//Physical Metallurgy. Amsterdam: Elsevier, 2014: 2291–2397.
- [23] HUANG K, LOGÉ R E. A review of dynamic recrystallization phenomena in metallic materials[J]. *Materials & Design*, 2016, 111: 548–574.

- [24] KASSNER M E, BARRABES S R. New developments in geometric dynamic recrystallization[J]. Materials Science and Engineering A, 2005, 410/411: 152–155.
- [25] ZHA M, LI Y J, MATHIESEN R H, et al. Microstructure evolution and mechanical behavior of a binary Al-7Mg alloy processed by equal-channel angular pressing[J]. Acta Materialia, 2015, 84: 42–54

Effect of microstructure difference between center and edge of 2014 aluminum alloy extruded bar on hot compression deformation and recrystallization microstructure

HU Hao¹, ZHAO Fan¹, ZHANG Zhi-hao^{1,2}, XIE Jian-xin^{1,2}

(1. Beijing Laboratory of Metallic Materials and Processing for Modern Transportation,

University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China;

2. Key Laboratory for Advanced Materials Processing (MOE),

University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: The 2014 aluminum alloy large forgings are often forged with large-size extruded bars as blanks. To clarify the influence of the difference between the center and edge microstructures of the extruded bar on the deformation behavior and recrystallization microstructure is of great significance for the formulation of forging process parameters, the precise control of the forging process and the microstructure and properties of the forgings. In this paper, under the temperatures of 250–450 °C and strain rates of 0.001–1 s⁻¹, the hot deformation behaviors of the center and edge samples were studied. The results show that there is no significant difference in the flow stress of the center and edge samples under different deformation conditions. However, there are obvious differences in the recrystallization behavior and dislocation evolution of the center and edge samples when they are deformed. In addition to discontinuous dynamic recrystallization in two samples, the geometric dynamic recrystallization also exists in the center sample and continuous dynamic recrystallization also exists in the edge sample. When deformed at 400–450 °C, as the strain rate decreases, the dislocation density of the edge sample decreases significantly, while the dislocation density of the center sample changes less. Considering the hot processing map and the homogeneity of microstructure after deformation, it is more appropriate to control the deformation temperature at 400–450 °C, the center strain rate at 0.01–0.1 s⁻¹ and the edge strain rate at 0.1–1 s⁻¹ during actual forging.

Key words: 2014 aluminum alloy; hot deformation; inhomogeneous microstructure; dynamic recrystallization; dislocation configuration

Foundation item: Project(52090041) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2021-09-02; **Accepted date:** 2021-09-26

Corresponding author: ZHANG Zhi-hao; Tel: +86-10-62332253; E-mail: ntzzh2279@163.com

(编辑 何学锋)