

7075 铝合金的类超塑性变形行为及微观组织演变

秦凤明, 曹可凡, 赵晓东, 李亚杰, 梁上上

(太原科技大学 材料科学与工程学院, 山西 太原 030024)

摘要: 通过高温拉伸试验研究了 7075 铝合金板材在变形温度为 400~500 °C、应变速率为 0.0001~0.1 s⁻¹ 时的类超塑性变形行为, 采用扫描电子显微镜 (SEM)、电子背散射衍射仪 (EBSD), 研究了变形行为和微观组织演变之间的关系, 采用双曲正弦模型建立了本构方程。结果表明, 在高应变速率下, 动态回复是主要软化机制, 随着应变速率的降低, 发生动态再结晶, 大角度晶界分数显著增加, 但是过低的应变速率会导致晶粒粗化。在 450 °C/0.01 s⁻¹ 条件下, 延伸率达到最高 (72%), 这是由于存在细小的等轴晶粒, 大角度晶界比例高, 位错密度低。随着温度的升高, 动态再结晶越来越充分, 平均晶粒尺寸降低, 延伸率逐渐增大, 但变形温度过高时, 原子的热运动增强, 导致晶界处的原子扩散加剧, 从而导致晶界的强度降低, 材料的延伸率急剧下降。断口形貌分析表明, 在 450 °C、0.01 s⁻¹ 时观察到大量分布均匀的韧窝, 为典型的韧性断口, 随着变形温度升高, 断裂机制逐渐向脆性断裂转变; 当温度一定时, 高应变速率下断裂方式主要以韧性断裂为主, 随着应变速率的降低, 变为局部脆性断裂, 断后延伸率降低。同时, 研究了粗晶铝合金的变形机制, 这有助于减少材料繁琐的预处理过程, 对于优化 7075 铝合金的加工工艺和力学性能具有重要意义, 使其在工业生产中得到更广泛的应用。

关键词: 7075 铝合金; 类超塑性; 动态再结晶; 微观组织

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)11-2938-11

1 引言

Al-Zn-Mg-Cu 合金作为一种传统的高强度工程材料, 因其具有良好的比强度、比刚度、优异的耐磨性和减震抗阻尼等综合性能, 被广泛应用于航空航天和轨道交通等领域, 尤其在关键构件的轻量化方面具有明显的优势^[1-2]。沉淀硬化是该合金的主要强化机制, 该合金中 Mg、Zn 和 Cu 成分含量较高, 有较高的屈服强度和抗拉强度, 但同时也使合金的冷变形加工性变差^[3-4]。由于该材料冷成形能力差, 因此在应用该合金成形薄壁类复杂几何形状的零件时存在问题^[5]。

超塑性变形由于在合适的条件下具有较大的延伸率和优异的变形能力而具有显著的工业应用价值^[6]。国内外先进的轨道交通技术研究中, 采用超塑性成形技术是获得铝合金零件的有效途径。不过, 在超塑性成形工业应用中, 主要面临的一个技术障碍是在超塑性成形前, 一般使用多种材料加工方法来实现晶粒的细化。目前, 有很多针对细晶合金的超塑性研究, 通过等通道转角挤压、高压扭转、搅拌摩擦、累积叠轧、深冷轧制、非对称轧制这些特殊加工方法来对合金进行晶粒细化^[7-12], 但这种前期的晶粒细化不仅使得材料的制备变得复杂, 还增加了工

艺成本。

目前, 超塑性研究大多数集中在细晶 ($d < 10 \mu\text{m}$) 金属、合金和高温变形 ($> 0.5T_m$) 中^[13-14]。许多研究者对 Al-Zn-Mg-Cu 合金超塑变形过程中的组织演变和力学行为进行了研究。Duan 等^[15]在 500 °C 和 $5 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 条件下研究了 Al-Zn-Mg-Sc-Zr 合金在传统热机械加工过程中的超塑性, 发现在超塑性变形过程中, 小角度晶界 (LAGB) 逐渐转变为大角度晶界 (HAGB), 织构强度减弱。Masuda 等^[16]在 Al-Zn-Mg-Cu 合金 3D-电子背散射衍射 (EBSD) 层析成像中用三维方法表征了超塑性变形过程中的晶界滑移和晶粒旋转机制。

然而, 在工程应用上, 由于一般情况下对金属材料的塑性要求并不高, 在满足应用的要求下, 材料预处理简单即可实现材料节约、有效利用等目的。研究中发现, 一些金属材料在不符组织超塑性规定的细晶粒条件时, 也同样产生了超塑性效果, 而因为不满足严格意义上的超塑性定义, 有些学者就把其变形情况叫做准超塑性 (quasi-superplasticity) 或类超塑性 (superplasticity-like)^[17]。主要包括粗晶超塑性、低温超塑性及高应变速率超塑性^[18-19]。中科院金属研究所开发的多相纳米网状

收稿日期: 2024-11-08

基金项目: 中央引导地方科技发展资金 (YDZJSX20231A045, YDZJSX2024D053); 山西省自然科学基金 (202303021212216)

作者简介: 秦凤明, 女, 1988 年生, 博士, 副教授, 太原科技大学材料科学与工程学院, 山西 太原 030024, 电话: 0351-2161126, E-mail: qinfengming1014@126.com

结构钛合金,通过纳米 β 相网络和 Ti_2Cu 相协同作用,实现高应变速率下的组织稳定性,其超塑性变形温度较传统钛合金降低约 $250\text{ }^{\circ}\text{C}$,该材料应用于航空发动机叶片、涡轮盘等复杂部件,解决了高温氧化和高能耗问题^[20]。美国 Superform 公司采用超塑性气压成形技术批量生产铝合金汽车轮毂和车灯壳体,表面精度可以达到微米级,模具成本仅为传统工艺的30%^[21]。

随着类超塑性的深入研究及超细晶、纳米晶材料制备技术的发展,具有高应变速率超塑性的材料越来越多,但是价格非常昂贵,难以实现工业应用,解决材料制造成本这一难题仍是当务之急。粗晶相较于细晶拥有更好的工程实际应用前景,研究粗晶超塑性变形机制有助于降低材料制备的严格要求,具有更直接的经济优势^[22]。本工作对商用 7075 粗晶铝合金板材进行了高温拉伸试验,研究了变形温度和应变速率对流变应力和延伸率的影响。通过扫描电镜(SEM)和EBSD观察了合金变形后的显微组织和断口形貌,详细分析了温度和应变速率对力学行为和组织演变的影响,为 7075 铝合金板材超塑性加工技术在生产中得到广泛应用提供理论和实验依据。

2 实验

实验使用的原材料为轧制 7075 铝合金板,厚度为 2 mm,试验合金的化学成分列于表 1。实验材料的制备工艺为:将厚度为 25 mm 的初始板在 $475\text{ }^{\circ}\text{C}$ 固溶处理 4 h,水淬。然后在 $350\text{ }^{\circ}\text{C}$ 条件下进行时效处理 12 h,在 $300\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下预热 1~2 h后进行 10 道次轧制,变形量为 92%,板材的最终厚度为 2 mm。最后将轧板在 $480\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下退火 30 min 获得均匀的晶粒组织。

表 1 试验材料的化学成分

Table 1 Chemical composition of experimental alloy (wt%)								
Zn	Mg	Cu	Si	Fe	Mn	Cr	Ti	Al
5.59	2.67	1.57	0.10	0.26	0.13	0.20	0.02	Bal.

在 7075 铝合金板材上沿平行于轧制方向切割拉伸试样。拉伸试验试样尺寸为 55 mm (长) $\times 20\text{ mm}$ (宽) $\times 2\text{ mm}$ (厚)。如图 1a 所示,在初始阶段,将样品在 $475\text{ }^{\circ}\text{C}$ 进行固溶处理,时间为 30 min,这一阶段的主要目的是建立均匀的显微组织,溶解 MgZn_2 析出物,并使样品达到过饱和状态,均匀化过程持续 30 min,不会导致材料晶粒长大。固溶处理后,立即对样品进行水淬。在变形之前,试样在真空环境中以 $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 的速度快速加热,主要目的是防止临界转变温度下的微观结构变化。当达到目标变形温度时,保温 5 min,以促进样品温度稳定和均匀。在试样拉断后立即水淬,以保留高温变形的显微组织。在日本岛津 AG-X plus 100 kN 试验机上进行拉伸试验,温度为 $400、425、450、475$ 和 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$,应变速率为 $0.0001、0.001、0.01、0.1\text{ s}^{-1}$ 。

采用 EBSD 技术对 7075 铝合金高温拉伸变形机制进行了研究。在不同条件下进行拉伸试验后,选择靠近颈缩区的区域(轧制方向, RD/法向, ND 截面)进行微观结构分析,如图 1b 所示。选择该区域是由于其经历了最大应力和变形,能够直接反映高温动态变形机制及断裂形式。样品先在不同砂纸上研磨后,进行电解抛光,电解抛光液为 $90\%\text{ C}_2\text{H}_5\text{OH}+10\%\text{ HClO}_4$,在 30 V 的电压下电解抛光 30~40 s,电流稳定在 0.8 A 左右。使用 AZtec 软件处理 EBSD 数据。晶粒尺寸是采用等效圆直径法统计得出,设定晶界判定标准,相邻取向差小于 2° 的被去除,统计了总共约 300 个晶粒,阈值设为 2° 的情况下可能将亚晶划分为独立晶粒。

3 结果与讨论

3.1 流变应力

图 2 为 7075 铝合金在不同变形参数下拉伸的工程应力-工程应变曲线。在变形初期,随着应变的增加,流变应力迅速增加。当应力达到峰值后,软化效应与加工硬

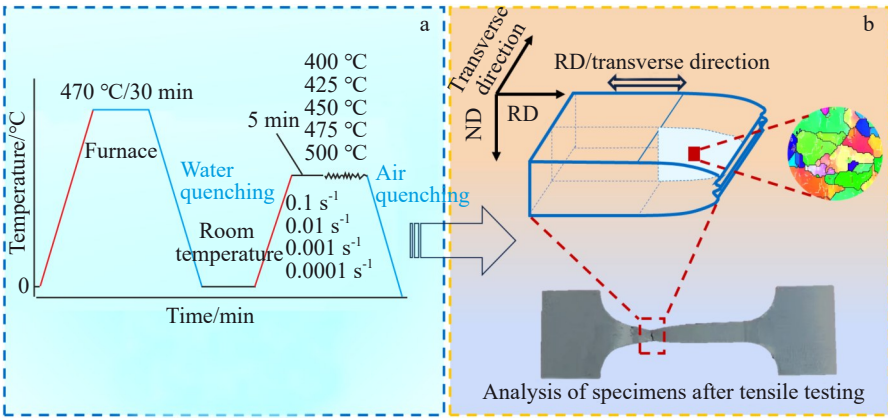


图 1 拉伸测试的示意图及拉伸试验的微观结构分析的视图
Fig.1 Schematic diagram of tensile test (a) and view of microstructural analysis after tensile testing (b)

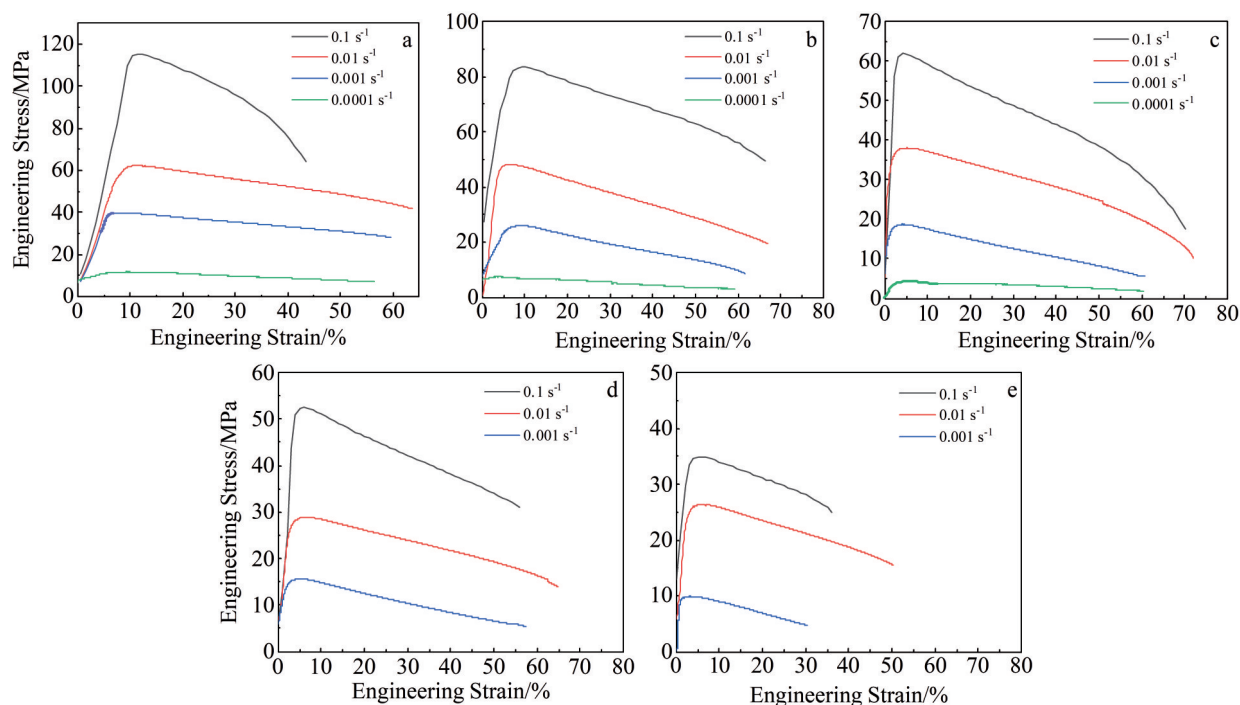


图2 不同温度下 7075 铝合金的工程应力-工程应变曲线

Fig.2 Engineering stress-engineering strain curves of 7075 aluminum alloy at temperature of 400 °C (a), 425 °C (b), 450 °C (c), 475 °C (d), and 500 °C (e)

化相平衡,流变应力不再继续增加,呈现稳定的流动状态。随着变形的继续进行,材料的软化效应超过了硬化效应,位错的积累为动态回复(DRV)和动态再结晶(DRX)提供了足够的驱动力,软化现象占据主导,导致应力下降。最后,材料内部逐渐出现由微孔洞或微裂纹引发的损伤^[23]。随着损伤的积累,流动应力迅速下降,最终材料发生断裂。在400 °C/0.1 s⁻¹时,合金的抗拉强度接近120 MPa,随着应变速率的下降,其强度明显降低,如图2a所示。当应变速率为0.1 s⁻¹,温度从400 °C升高到450 °C时,抗拉强度从120 MPa显著降低至60 MPa,随着温度继续升高到500 °C时,其延伸率降低了1/2左右,如图2e所示。在高温下观察到延伸率降低的现象与之前有关析出硬化铝合金的类似研究结果相一致^[24]。应力-应变曲线的趋势阐明了加工硬化与动态软化现象之间的

相互竞争,例如在400 °C时,加工硬化占主导地位,而450 °C时主要由动态软化机制控制。

从图3a可以看出,当应变速率保持恒定时,峰值应力随着温度的升高而降低。当应变速率为0.01 s⁻¹时,温度从400 °C上升至450 °C,峰值应力从62.23 MPa降至38.03 MPa。当变形温度一定时,峰值应力与应变速率呈正相关,应变速率的降低导致位错的重塑和湮灭过程持续时间延长,因此低应变速率下流动应力降低^[25]。如图3b所示,延伸率随变形温度的变化呈类似抛物线的趋势,它随温度的升高先增大后减小。在450 °C和0.01 s⁻¹条件下得到最大延伸率72%,然而在500 °C下,过高的温度软化了晶界,降低了晶界的结合力,在晶界处易于空洞形核和生长^[26]。

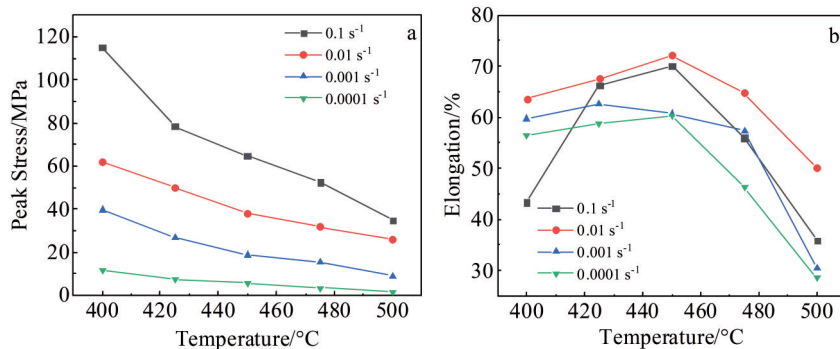


图3 变形参数对峰值应力及延伸率的影响

Fig.3 Effects of deformation parameters on peak stress (a) and elongation (b)

3.2 超塑性特征参数

3.2.1 m 值

常用如下公式来描述金属材料超塑性变形过程中应变速率与流变应力的关系^[27]:

$$\sigma = K\dot{\epsilon}^m \tag{1}$$

式中, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率(s^{-1}), σ 为流动应力(MPa), m 为应变速率敏感性指数, K 是与变形条件和材料性能有关的常数。对公式(1)两边取自然对数和微分, 可用于计算 m 值。计算 m 值的拟合关系如图 4a 所示。在温度 400、425、450、475 和 500 °C 下, m 值分别为 0.26、0.29、0.32、0.28 和 0.28。超塑性材料的 m 值一般为 0.3~0.9, 即当 m 值大于 0.3 时, 便可认为所研究材料在相应的变形条件下具有超塑性。 m 值大小与晶界滑移对变形所做贡献密切相关。 m 值越大, 晶界滑移所占比例越大, 即材料的塑性变形能力越强^[28]。计算结果表明, 随着变形温度的升高, m 值逐渐增大, 在 450 °C 时达到 0.32, 表明材料在该温度下具有最佳的超塑性变形能力。

3.2.2 热激活能

热激活能有助于进一步确定超塑性变形机理。它可由 Arrhenius 方程^[29]推导出来。Arrhenius 方程的类型可以同时适用于大变形和小变形:

$$\dot{\epsilon} = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \tag{2}$$

式中, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率(s^{-1}), T 为绝对温度(K), A 和 α 为材料常数, σ 为稳态流动应力、峰值应力或指定应变对应的流动应力(MPa), R 为理想气体常数($8.314 \text{ J}\cdot(\text{mol}\cdot\text{K})^{-1}$), Q 为变形激活能($\text{J}\cdot\text{mol}^{-1}$)。

对式(2)取自然对数得:

$$\ln \dot{\epsilon} = \ln A + n \ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \frac{Q}{RT} \tag{3}$$

应变速率一定, 对式(3)微分求得变形激活能的表达式:

$$Q = Rn \frac{\partial \ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial \left(\frac{1}{T}\right)} \bigg|_{\dot{\epsilon}} \tag{4}$$

激活能 Q 以 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]-1000/T$ 的斜率表示, 如图 4b 所示。在 0.1、0.01、0.001 和 0.0001 s^{-1} 初始应变速率下, 相应的变形激活能 Q 分别为 197.36、152.31、150.49 和 200.60 kJ/mol。这些 Q 值均大于铝的晶格自扩散激活能 142 kJ/mol^[30], 表明 7075 铝合金的超塑性变形以晶格扩散为主。结果表明, 材料的初始组织在初始阶段并没有完全等轴化, 从而导致了较大的变形激活能, 因此, 位错滑移在初始阶段是一种重要的变形机制。

3.3 超塑性变形过程中的组织演变

3.3.1 初始组织

图 5a 为 7075 铝合金沿 RD 的 EBSD 反极图(IPF), 显

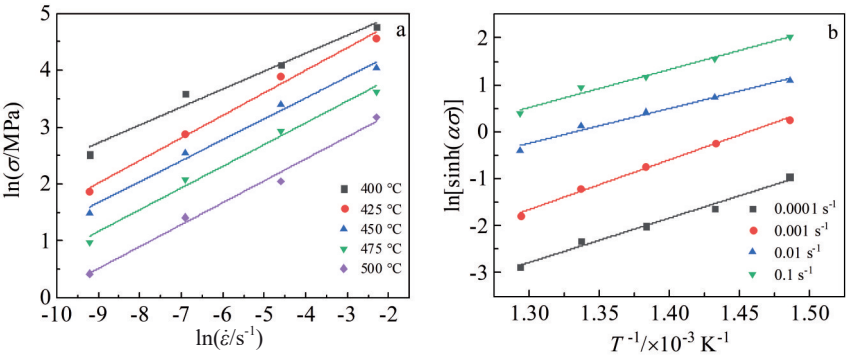


图 4 $\ln\sigma\text{-}\ln\dot{\epsilon}$ 及 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]\text{-}1000/T$ 关系
Fig.4 Relationships of $\ln\sigma\text{-}\ln\dot{\epsilon}$ (a) and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]\text{-}1000/T$ (b)

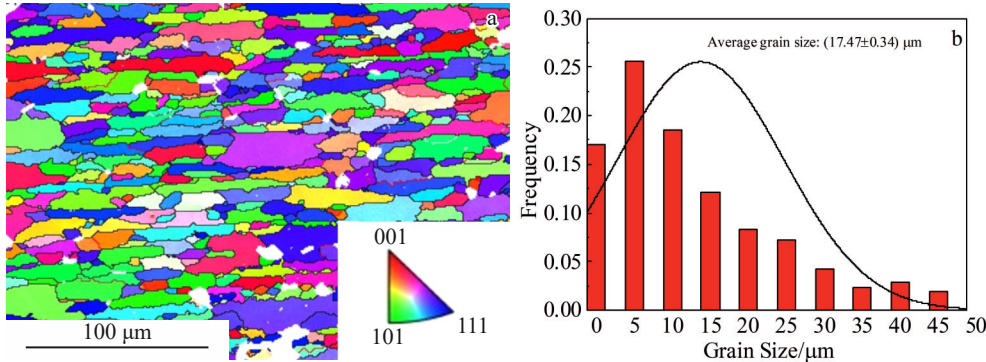


图 5 7075 铝合金的原始组织和晶粒尺寸
Fig.5 Original microstructure (IPF) (a) and grain size distribution (b) of 7075 aluminum alloy

示了RD的晶粒取向。观察到晶粒沿RD明显伸长,并表现出随机取向。这些特征证明了在轧制和随后的热处理过程后组织达到了稳定的状态。图5b为对晶粒尺寸的分析,得出等效平均晶粒直径为 $(17.47\pm0.34)\mu\text{m}$ 。晶粒尺寸范围为 $2\sim46\mu\text{m}$,初始晶粒尺寸不均匀,在粗晶的边界处还存在一定数量的小晶粒,并且这些小晶粒沿RD的伸长不明显。

3.3.2 应变速率对组织的影响

7075 铝合金在 450°C 、不同应变速率下变形的 IPF、平均取向差分布图、晶粒尺寸分布图如图 6 所示。在 IPF 图中,LAGBs 取向差为 $2^\circ\sim5^\circ$ 用白线显示,MAGBs 取向差为 $5^\circ\sim15^\circ$ 用红线表示,HAGBs 取向差 $>15^\circ$ 用黑线表示。由图 6 可知,在高应变速率下,LAGBs 占总晶界比例的 $1/2$ 左右,说明高层错能铝合金在较高应变速率下的软化

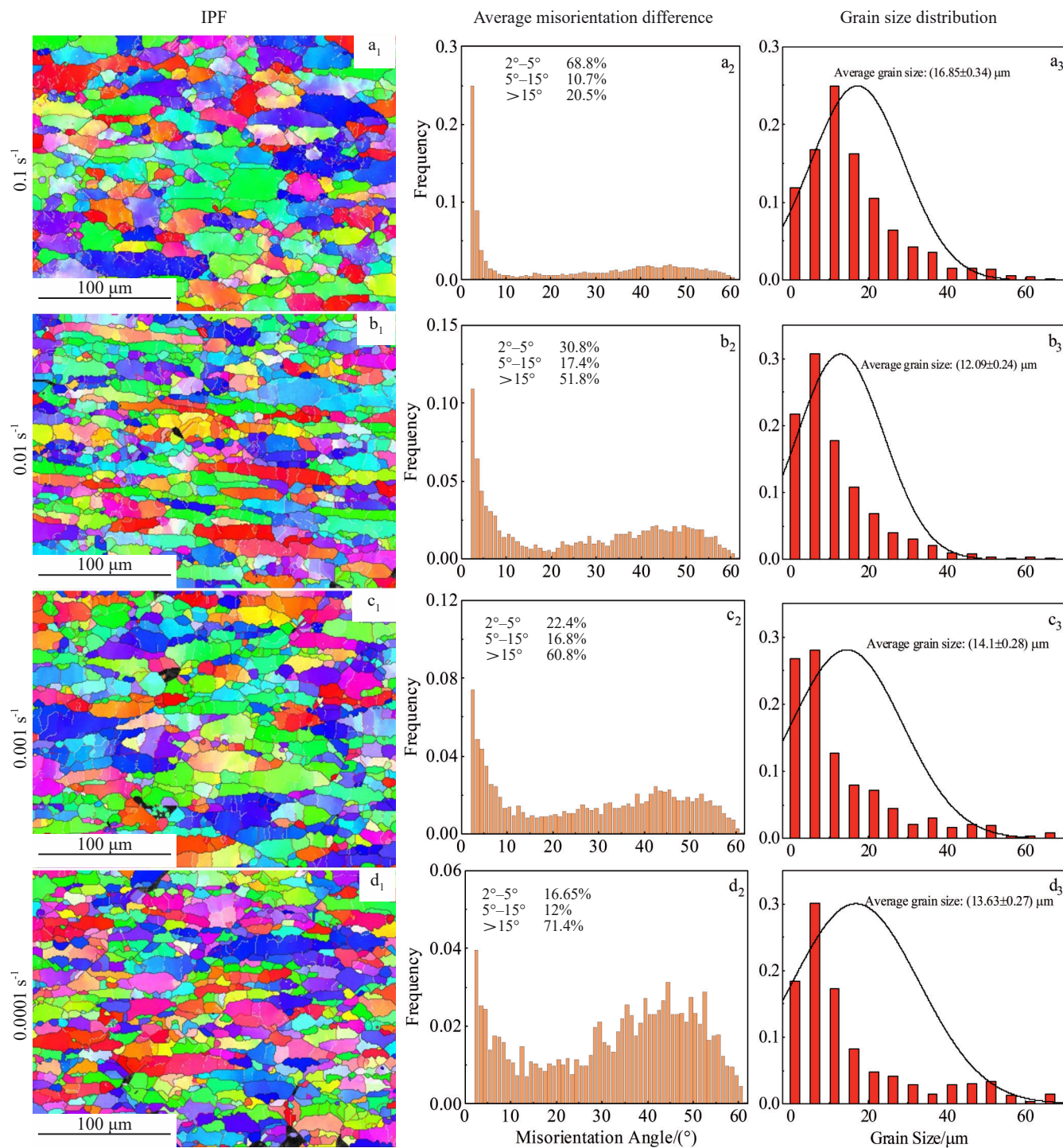


图6 不同应变速率下温度为 450°C 时7075铝合金的IPF图、平均取向差分布图、晶粒尺寸分布图

Fig.6 IPFs, average misorientation distributions, and grain size distributions of 7075 aluminum alloy deformed at 450°C with different strain rates (black: HAGB ($>15^\circ$); red: MAGB ($5^\circ\sim15^\circ$); white: LAGB ($2^\circ\sim5^\circ$))

作用以 DRV 为主, DRX 的程度不高。HAGBs 占比随着应变速率的降低而升高, 说明在较低的应变速率下, DRX 更加充分。

由上述分析可知, 在应变速率为 0.01 s^{-1} 时断后延伸率最高, 随着应变速率的进一步降低, DRX 更充分, 断后延伸率却表现出降低的现象。有研究指出, 对于铝合金的高温拉伸过程, 其断后延伸率主要取决于在变形过程中合金内部的大量晶粒之间协调变形的能力^[31]。对于粗晶铝合金的塑性变形, 晶粒尺寸对变形的分配作用优于晶粒取向, 大晶粒优先发生塑性变形, 导致应变会集中在较少的粗化晶粒中, 容易产生局部应力集中从而萌生裂纹以及裂纹的传播, 这就导致材料的协调变形能力下降^[32]。因此, 晶粒的粗化往往是造成高温断后延伸率下降的重要因素。随着应变速率的降低, DRX 程度不断增加, 虽然 DRX 形成的细小等轴晶粒可以提高材料的塑性, 但温度一定时, 粗大晶粒对材料塑性的影响效果更显著^[33]。如图 6 所示, 随着应变速率的降低, 晶粒的平均尺寸呈现降低的趋势, 这是由于变形时间变长, DRX 更充分, 形成了较多的细小等轴晶粒, 促进了平均晶粒尺寸的降低。

但同时由于变形时间长, 晶粒在高温下长大, 大于 $20\text{ }\mu\text{m}$ 的粗晶的体积分数不断增加, 粗晶的体积分数与断后延伸率总体呈负相关, 其数据统计见图 7。从图 7 中可以看出在温度一定时, 应变速率从 0.1 s^{-1} 降低为 0.01 s^{-1} , 粗晶占比有所降低, 此时晶粒细化效果最好, 与在 0.01 s^{-1} 时获得最大延伸率一致。

图 8 为温度 $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、不同应变速率下 7075 铝合金的

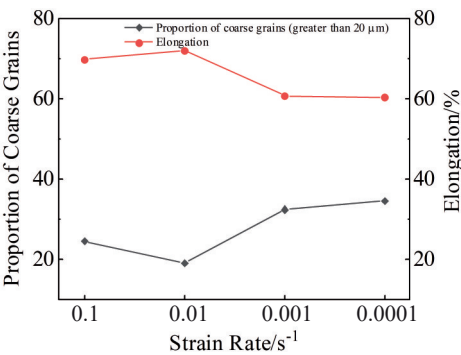


图 7 $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和不同应变速率下 7075 铝合金的延伸率与大于 $20\text{ }\mu\text{m}$ 粗晶占比

Fig.7 Elongation and proportion of coarse grains (greater than $20\text{ }\mu\text{m}$) of 7075 aluminum alloy deformed at $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ with different strain rates

核平均取向差(KAM)图。应变速率为 0.1 s^{-1} 时 KAM 平均值为 0.79。随着应变速率的降低, KAM 值逐渐降低, 在应变速率为 0.0001 s^{-1} 时降低到 0.42。随着应变速率的减小, 位错密度不断降低。由前述分析可知降低应变速率时, 小角度取向差不断减小, 小角度取向差对应于 DRV 中位错亚结构的形成, 应变速率越快, 大量滑移系开动, 位错增殖、缠结越剧烈, 相应的位错密度也更高^[34]。应变速率为 0.01 s^{-1} 时 DRX 效果已经较为明显, 消耗了大量的位错。在较高应变速率下拉伸时, 更多的位错相互缠结, 极大的增加了变形的阻力^[35]。但是由于应变速率快, 位错密度大, 分布于各个晶粒间的位错相对较为均匀, 增大了晶粒间协调变形的能力, 确保了不同取向晶粒

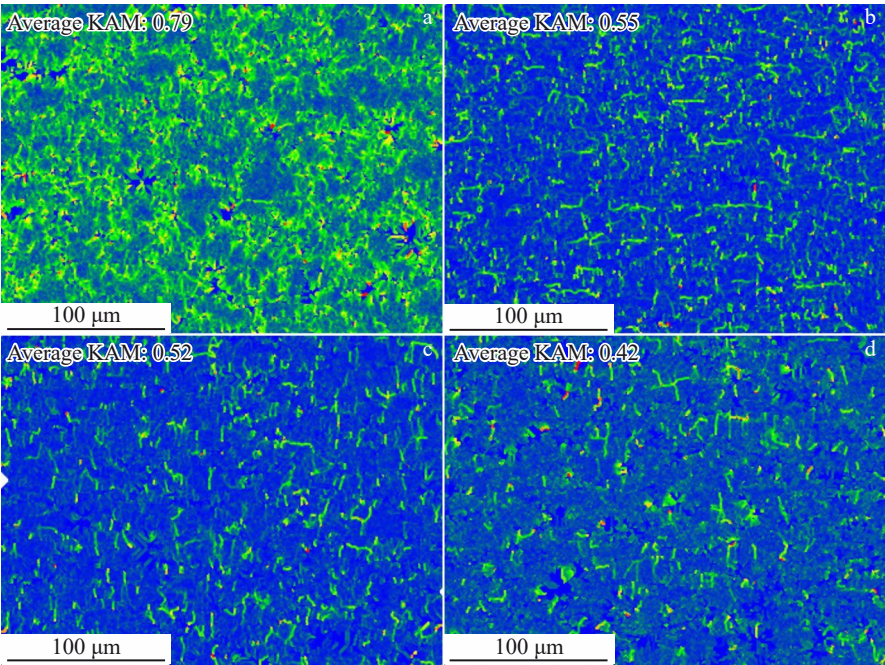


图 8 温度为 $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 不同应变速率下 7075 铝合金的 KAM 图

Fig.8 KAM maps of 7075 aluminum alloy deformed at $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ with the strain rate of 0.1 s^{-1} (a), 0.01 s^{-1} (b), 0.001 s^{-1} (c), and 0.0001 s^{-1} (d)

的应变相容性,进一步使得材料的塑性变形能力增强^[36]。当应变速率减小,动态软化效果更充分,位错密度降低,但应变容易在部分粗晶内积累,使裂纹在粗晶内萌生、扩展最终导致材料断裂。

图9为试样在不同应变速率下拉伸后的再结晶晶粒分布,再结晶晶粒、亚结构和变形晶粒分别用蓝色、黄色和红色表示,不同晶粒类型占比的统计结果如图9e所示。应变速率为 0.1 s^{-1} 时,以变形晶粒和亚结构为主,只有少量的再结晶晶粒,再结晶仅占10.9%,此时DRV主导软化行为。随着应变速率的降低,亚结构逐渐被再结晶晶粒所取代,再结晶晶粒的体积分数逐渐增加,再结晶程度不断增加。当应变速率降低至 0.0001 s^{-1} 时,再结晶晶粒达到53.4%,亚结构和变形晶粒的体积分数基本保持不变,说明即使在低应变速率下,也不能实现完全再结晶,其软化机制为DRV和DRX。

3.3.3 温度对组织的影响

图10为应变速率 0.01 s^{-1} 不同温度下的IPF、平均取向差分布图以及晶粒尺寸分布图。由应力-应变曲线可知,在相同的应变速率下,随着变形温度的升高,材料的延伸率先增大后减小。在 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时沿晶界形成细小的再结晶晶粒,显微组织由细长的晶粒和少量等轴晶粒组成,呈典型的“项链状”特征,平均晶粒尺寸为 $(15.34\pm 0.31)\text{ }\mu\text{m}$,相比原始组织有所减小,该条件下的LAGBs的占比超过50%,表明在 $400\text{ }^{\circ}\text{C}/0.01\text{ s}^{-1}$ 的应变速率下再结晶程度较低,动态软化机制仍以DRV为主。温度升高到 $425\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,DRV形成的亚晶界不断吸收位错,经过旋转、迁移和合并后形成了HAGBs,HAGBs占比增加,达

到60.2%,DRX的程度增大,平均晶粒尺寸降低至 $(12.28\pm 0.25)\text{ }\mu\text{m}$ 。DRV和DRX通过形核和长大的方式产生亚晶、新晶粒取代变形组织,显著细化晶粒,根据Hall-Petch关系,晶粒尺寸减小不仅可以提升强度,同时可以延缓颈缩,提升塑性变形能力^[37]。当变形温度达到 $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,原始大晶粒的晶界边缘以及晶粒内部出现了更多等轴状的DRX晶粒,粗晶占比最少,说明晶粒尺寸在温度达到 $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 后保持一定程度的稳定状态,且由于DRX的充分进行,平均晶粒尺寸随着温度的升高呈单调递减趋势。当温度继续升高,HAGBs占比略有下降,粗晶占比明显增加,因此平均晶粒尺寸略有增加,过高的变形温度会导致晶粒长大,热应力会破坏晶界的结合力,使晶界易于分离,并作为微孔的形核部位^[38],使得性能较差,延伸率反而下降。

图11为试样在不同温度下拉伸后的再结晶晶粒分布。 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时晶粒以亚结构为主,占比达60%,此时DRV主导软化机制。随着温度的升高,亚结构逐渐被再结晶晶粒所取代,再结晶程度不断增加,再结晶晶粒的体积分数在 $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时接近最大值,表明DRX较充分^[24]。因此在相同应变速率下,温度的升高对DRX的程度的增加有极大促进作用,最终表现为应力-应变曲线中峰值应力的减小以及断后延伸率上升。 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,再结晶晶粒比例略有降低,变形晶粒比例略有增加,此时温度过高导致的晶粒粗化,使得延伸率下降。

3.4 断口形貌

温度为 $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、不同应变速率下7075铝合金的断口形貌如图12所示。可以看出,在应变速率为 0.1 s^{-1} 时,断

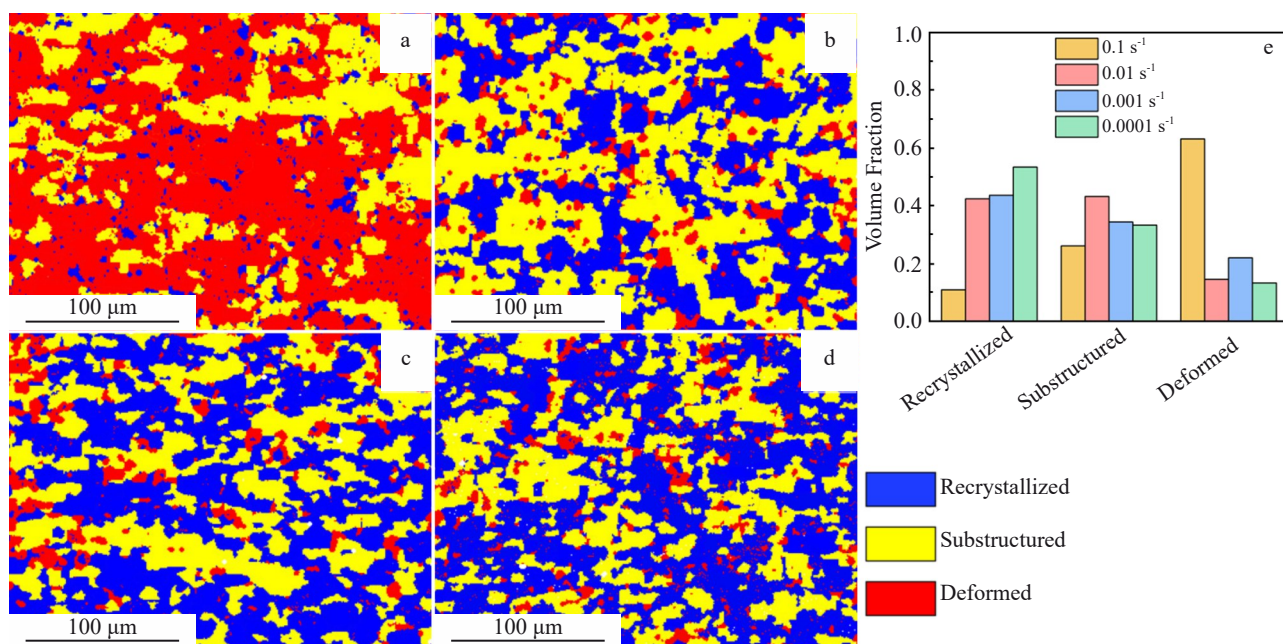


图9 温度为 $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的7075铝合金不同应变速率下的再结晶分布图及不同晶粒类型体积分数

Fig.9 Grain distributions of 7075 aluminum alloy deformed at $450\text{ }^{\circ}\text{C}$ with the strain rate of 0.1 s^{-1} (a), 0.01 s^{-1} (b), 0.001 s^{-1} (c), and 0.0001 s^{-1} (d); volume fraction of different types of grain (e)

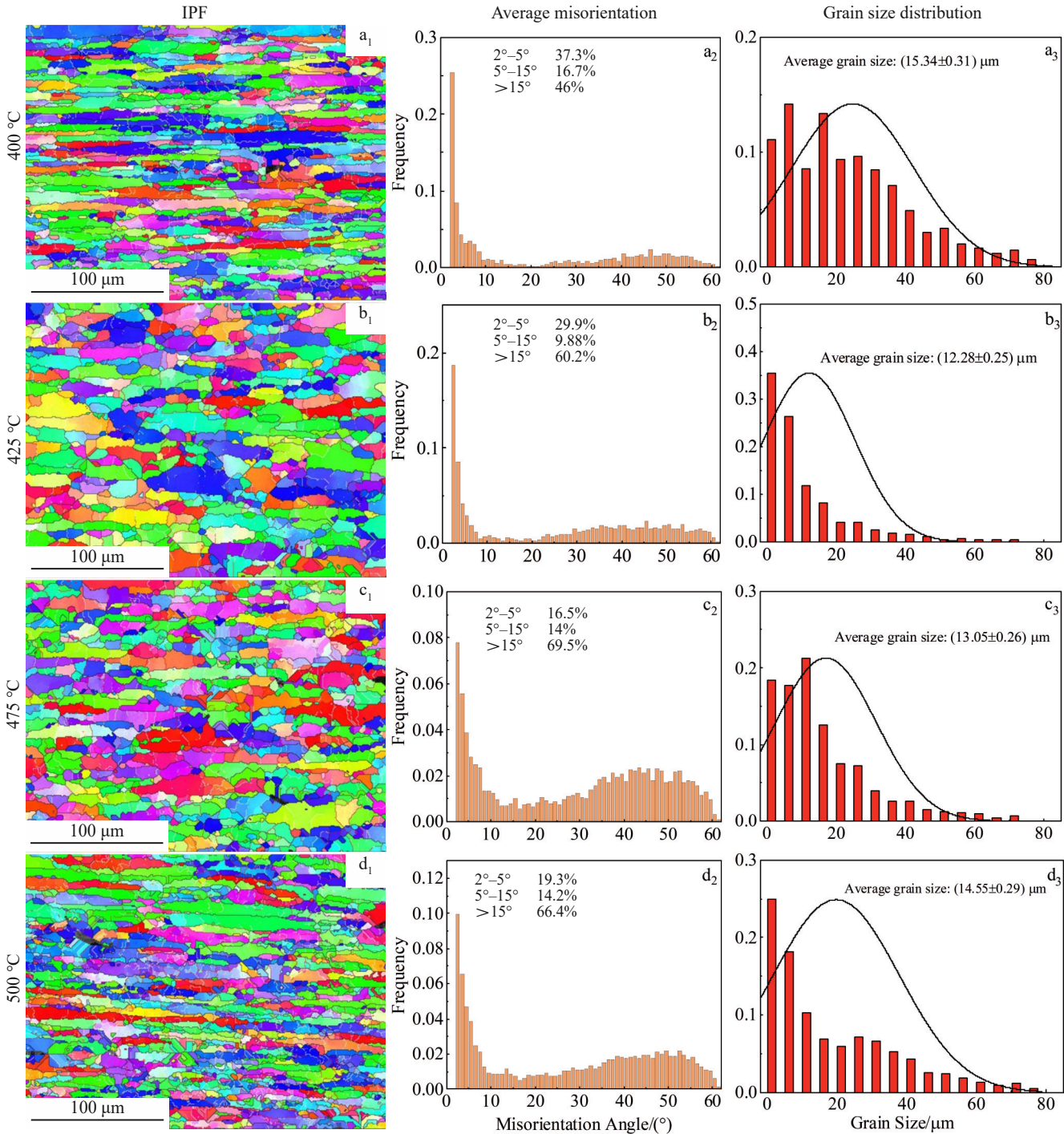


图10 应变速率为0.01 s⁻¹不同温度下 7075 铝合金 IPF 图、平均取向差分布图、晶粒尺寸分布图

Fig.10 IPFs, average misorientation distributions, and grain size distributions of 7075 aluminum alloy deformed at different temperatures with the strain rate of 0.01 s⁻¹ (black: HAGB (>15°); red: MAGB (5°-15°); white: LAGB (2°-5°))

口形貌以韧窝为主,大、小韧窝相间分布,韧窝边缘存在撕裂棱,表现出明显的塑性断裂特征。大尺寸韧窝通常对应较高的局部塑性变形能力,较深的韧窝表明材料在断裂前经历了充分的空洞形核、长大和连接过程,延伸率较高。随着应变速率降低为0.01 s⁻¹,韧窝变深,韧窝边缘的撕裂棱表明塑性变形量较大,且在部分韧窝的底部还存在着第二相颗粒,塑性得到提高。在应变速率为

0.001 s⁻¹时,韧窝数量减少,且逐渐变浅,形状和分布不均匀,出现局部的解理台阶,还观察到了空洞的成核和聚集,断裂的原因可能是由于空洞的聚集^[39],韧窝底部没有看到明显的第二相粒子,韧窝的撕裂棱和滑移痕迹不明显,塑性下降。当等轴韧窝呈蜂窝状均匀分布时,应力均匀释放,延伸率较高。而韧窝在局部集中时,沿剪切带分布的韧窝簇会造成局部应变集中,使延伸

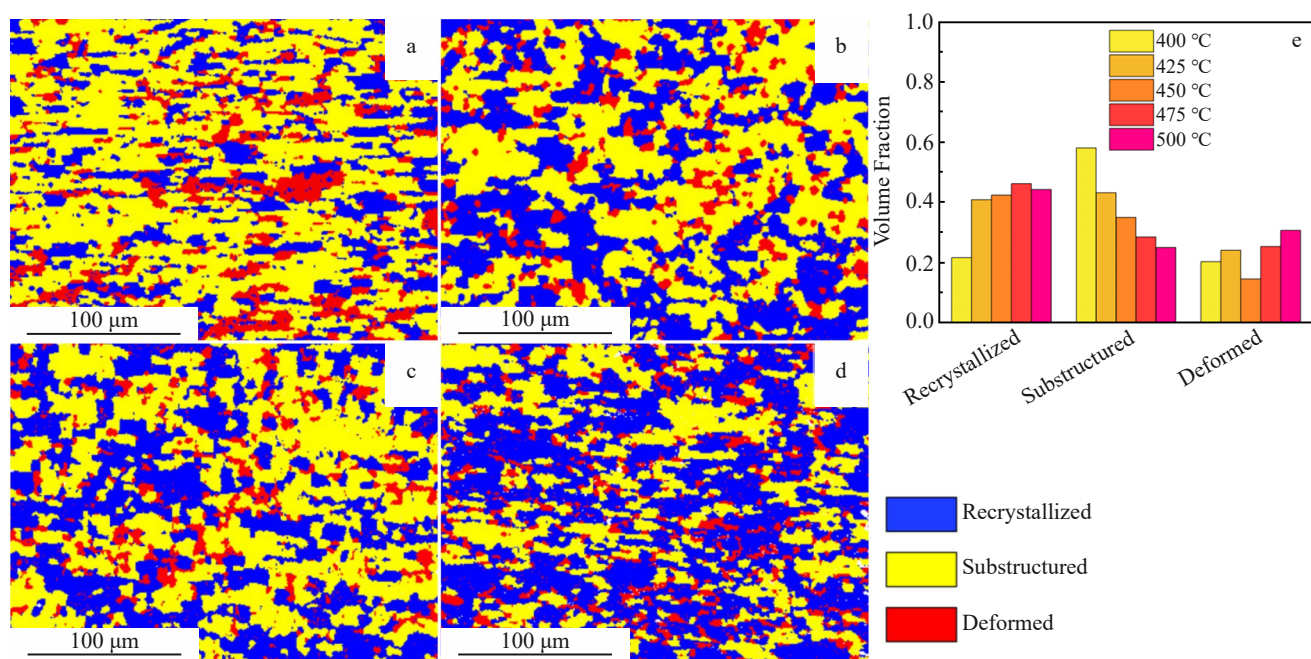


图 11 应变速率为 0.01 s^{-1} 不同温度下 7075 铝合金的再结晶分布图及不同晶粒类型体积分数

Fig.11 Grain distributions (a–d) of 7075 aluminum alloy deformed at 400 °C (a), 425 °C (b), 475 °C (c), and 500 °C (d) with strain rate of 0.01 s^{-1} ; volume fraction of different types of grain (e)

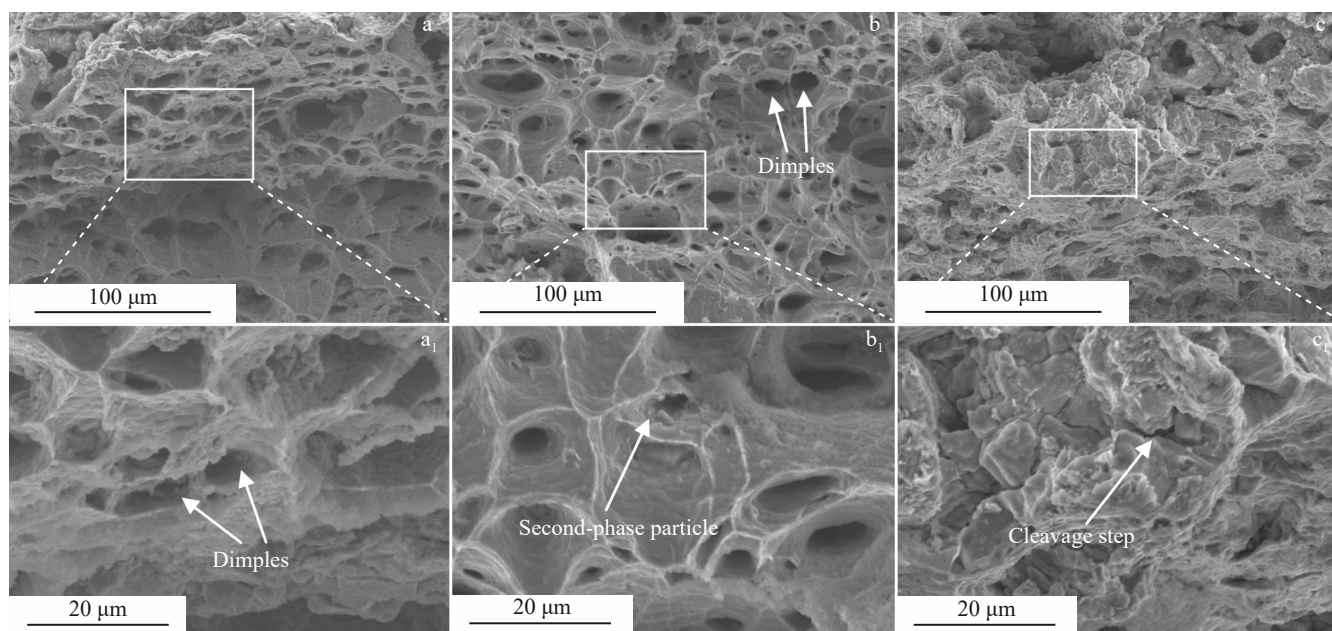


图 12 温度为 450 °C 不同应变速率下 7075 铝合金的断口形貌

Fig.12 Fracture morphologies of 7075 aluminum alloy deformed at 450 °C with strain rate of 0.1 s^{-1} (a, a₁), 0.01 s^{-1} (b, b₁), and 0.001 s^{-1} (c, c₁)

率下降。图 13 为 400 和 500 °C 下 7075 铝合金的断口形貌,当变形温度为 400 °C 时,断口表面可观察到各种韧窝,韧窝深浅不一,表明断裂机制以韧性断裂为主。7075 铝合金主要由 α -Al 基体和第二相颗粒组成,在拉伸过程中, α -Al 基体首先变形,当变形达到一定程度时,第二相

颗粒开始变形,随着变形的进行, α -Al 基体与第二相颗粒的变形程度差异越来越大,最后,在所研究的合金中产生微裂纹和微孔,然后微孔形核、生长和聚合,直至断裂^[40]。当变形温度为 500 °C 时,断口表面存在大量解理台阶和一些撕裂边,韧窝数量减少,断裂机制为局部解理断裂。

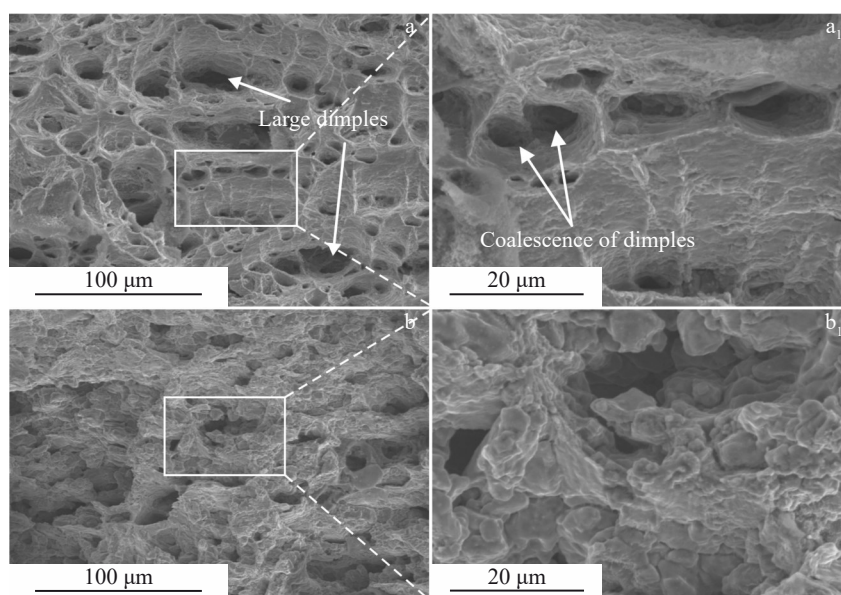
图13 变速率为 0.01 s^{-1} 不同温度下7075铝合金的断口形貌

Fig.13 Fracture morphologies of 7075 aluminum alloy deformed at temperature of 400 °C (a, a₁) and 500 °C (b, b₁) with strain rate of 0.01 s^{-1}

4 结论

1)随着应变的增大,流变应力迅速增大至峰值,然后逐渐减小,直至达到稳定状态。随着温度的升高或应变速率的降低,抗拉强度逐渐降低,延伸率先升高后降低。7075 铝合金高温拉伸过程中存在加工硬化和动态软化的竞争。

2)在 450 °C/ 0.01 s^{-1} 条件下得到最大延伸率 72%,归因于 DRX 过程的晶粒细化,导致 HAGBs 比例高、位错密度低。在较低温度下变形以 DRV 为主,随着温度的逐渐升高,HAGBs 显著增加,DRX 分数升高,使得晶粒细化。而温度过高时晶粒粗化,导致延伸率降低。

3)在较高的应变速率或较低温度下变形时,断口分布着不同尺寸的韧窝,在韧窝底部观察到部分第二相粒子,韧窝边缘的滑移痕迹明显,说明产生了较大的塑性变形量,断裂方式主要以韧性断裂为主。随着应变速率的降低或温度的升高,韧窝逐渐减少、深度逐渐变浅,出现了局部的解理形貌,最终延伸率降低。

参考文献 References

- [1] Tang Jie, Jiang Fulin, Luo Chunhui *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2020, 134: 102809
- [2] Azarniya A, Taheri A K, Taheri K K. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 781: 945
- [3] Chen Yu, Ding Hua, Cai Zhihui *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 650: 396
- [4] Qin Fengming, Li Yafei, Li Yajie *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2025, 1014: 178791
- [5] Li Yajie(李亚杰), Ma Chengrui(马承睿), Liu Cuirong(刘翠荣) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工

程)[J], 2023, 52(9): 3264

- [6] Liu Zhangguang, Li Peijie, Xiong Liangtong *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 680: 259
- [7] Zha Min, Li Yanjun, Mathiesen R H *et al. Materials Science Forum*[J], 2014, 794: 870
- [8] Eskandarzade M, Masoumi A, Faraji G *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 695: 1539
- [9] García-Bernal M A, Mishra R S, Verma R *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 670: 9
- [10] Sun Lu, Li Feng, Zhang Jiayang *et al. Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2025, 13: 3430
- [11] Chen Ming, He Jingsheng, Wang Mengmeng *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 845: 143224
- [12] Duan Yulu, Xu Guofu, Tang Lei *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 715: 311
- [13] Ma Z Y, Liu F C, Mishra R S. *Acta Materialia*[J], 2010, 58(14): 4693
- [14] Liu F C, Ma Z Y. *Scripta Materialia*[J], 2010, 62(3): 125
- [15] Duan Yulu, Xu Guofu, Zhou Liqi *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 638: 364
- [16] Masuda H, Tobe H, Hara T *et al. Scripta Mater*[J], 2019, 164: 82
- [17] Soer W A, Chezan A R, De Hosson J T M. *Acta Materialia*[J], 2006, 54(14): 3827
- [18] Wu W, Tan H. *Materials Research Innovations*[J], 2015, 19(S5): 1124
- [19] Zou Chenghong, Zhou Qing, Wang Lei. *Chinese Journal of Aeronautics*[J], 2018, 31(7): 1619
- [20] Wang H, Koenigsmann K, Zhang S Y *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2023, 168 :103694
- [21] Wang Guofeng, Zhang Kaifeng. *Journal of Plasticity Engineering*[J], 2010, 17(6): 55

- [22] Yang Yonggang, Zhao Yutao, Kai Xizhou *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 710: 225
- [23] Wen Dongxu, Gao Chenxin, Zheng Zhizhen *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2021, 13: 1684
- [24] Österreicher J A, Tunes M A, Grabner F *et al. Materials & Design*[J], 2020, 193: 108837
- [25] Liu Chunhui, Yang Jianshi, Ma Peipei *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2020, 134: 102774
- [26] Wang Zengyu, Yang Zhiting, Jiang Senbao *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2024, 891: 145988
- [27] Jiang Xueyu, Chen Xin, Zhou Ge *et al. Materials Today Communcations*[J], 2024, 38: 107757
- [28] Wang Xiuping, Meng Bao, Han Jinquan *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2023, 870: 144877
- [29] Zhang Xuemin, Cao Leilei, Zhao Yongqing *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 560: 700
- [30] Zhang Wanpeng(张万鹏), Lang Lihui(郎利辉), Zang Bo(臧 博) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2023, 52(6): 2085
- [31] Csanádi T, Chinh N Q, Gubicza J *et al. International Journal of Plasticity*[J], 2014, 54: 178
- [32] Kundu A, Field D P. *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 667: 435
- [33] Qi Yushi, Jin Yu, Wei Fangming *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2025, 54(2): 327
- [34] Jin Yanye, Yu Haiping. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 816: 141314
- [35] Xu Liwei, Li Huabing, Ma Qifeng *et al. Advanced Materials Research*[J], 2012, 430: 7
- [36] Biroscia S, Gioacchino F D, Stekovic S *et al. Acta Materialia*[J], 2014, 74: 110
- [37] Liu Shichao, Xu Guofu, Li Yao *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 844: 143158
- [38] Ding Wanwu, Chen Shihao, Hu Liwen *et al. Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2023, 52(12): 4086
- [39] Narasayya C V A, Rambabu P, Mohan M K *et al. Procedia Materials Science*[J], 2014, 6: 322
- [40] Liu Meng, Shan Zhongde, Li Xinya *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2023, 24: 724

Superplasticity-Like Deformation Behavior and Microstructure Evolution of 7075 Aluminum Alloy

Qin Fengming, Cao Kefan, Zhao Xiaodong, Li Yajie, Liang Shangshang

(College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, China)

Abstract: The superplastic-like deformation behavior of 7075 aluminum alloy sheets was studied by high-temperature tensile tests under deformation temperature range of 400–500 °C and strain rate range of 0.0001–0.1 s⁻¹. The relationship between deformation behavior and microstructural evolution was analyzed using scanning electron microscope and electron backscatter diffraction techniques. A hyperbolic sine constitutive model was established to characterize the plastic flow behavior. The results indicate that dynamic recovery is the predominant softening mechanism at high strain rates, while a transition to dynamic recrystallization occurs at lower strain rates, accompanied by a notable increase in the proportion of high-angle grain boundaries (HAGBs). Nonetheless, excessively low strain rates can lead to grain coarsening. At 450 °C/0.01 s⁻¹, the maximum elongation of 72% is achieved, which is attributed to the presence of fine equiaxed grains, a high fraction of HAGBs, and a low dislocation density. With the increase in temperature, dynamic recrystallization becomes more obvious, resulting in a reduction in average grain size and a gradual enhancement in elongation. However, excessively high deformation temperatures promote atomic diffusion at grain boundaries due to more intense atomic thermal motion, leading to diminished bond strength and a sharp decline in elongation. Examination of microscopic fractures at 450 °C/0.01 s⁻¹ reveals a multitude of uniformly distributed ductile dimples, indicative of a typical ductile fracture. As the deformation temperature rises, the fracture mechanism progressively shifts towards brittle fracture. Conversely, at constant temperature, higher strain rates predominantly induce ductile fracture, which transitions to localized brittle fracture as strain rates decrease, consequently reducing post-fracture elongation. This study investigates the deformation mechanisms of coarse-grained aluminum alloys, which helps to reduce the cumbersome pretreatment processes required for these materials. The findings hold significant importance for optimizing the processing techniques and mechanical properties of 7075 aluminum alloy, thereby promoting its broader industrial applications.

Key words: 7075 aluminum alloy; superplasticity-like; dynamic recrystallization; microstructure

Corresponding author: Qin Fengming, Ph. D., Associate Professor, College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Science and Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, Tel: 0086-351-2161126, E-mail: qinfengming1014@126.com