

2099 合金的热变形行为及组织演化

张 飞^{1,2}, 沈 健¹, 闫晓东¹, 孙建林², 陈 松¹, 白云峰³, 周 华⁴

(1. 北京有色金属研究总院 有色金属加工中心, 北京 100088;

2. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083;

3. 鞍山钢铁集团公司, 鞍山 114021;

4. 西南铝业(集团)有限责任公司, 重庆 401326)

摘 要: 采用热压缩试验、方差分析和 TEM 技术研究变形条件对 2099 合金流变行为的影响规律和组织演化特征。结果表明: 随着应变的增加, 2099 合金流变应力经历了过渡变形和稳态变形两个阶段。在显著性水平为 0.01 条件下, 变形温度和应变速率对 2099 合金流变应力的影响高度显著, 表明该合金为正的应变速率和负的变形温度敏感性材料。且随着应变的增加、变形温度的升高和应变速率的降低, 合金组织依次经历了无规则的位错缠结→多边形化→晶界弓出形核+亚晶合并→再结晶晶粒长大过程。当变形温度为 460 °C、应变速率为 0.01 s⁻¹、应变量为 1.1 时, 合金可获得细小的再结晶组织。

关键词: 2099 合金; 应变; 变形温度; 应变速率; 方差分析

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Hot deformation behavior and microstructure evolution of 2099 alloy

ZHANG Fei^{1,2}, SHEN Jian¹, YAN Xiao-dong¹, SUN Jian-lin², CHEN Song¹, BAI Yun-feng³, ZHOU Hua⁴

(1. Nonferrous Metals Processing Division, Beijing General Research Institute for Non-ferrous Metals, Beijing 100088, China;

2. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China;

3. Anshan Iron and Steel Group Corporation, Anshan 114021, China;

4. Southwest Aluminum (Group) Co., Ltd, Chongqing 401326, China)

Abstract: The effects of deformation conditions on flow behaviors and microstructure evolution characteristics of 2099 alloy were investigated by hot compression tests, variance analysis and TEM technology. The results show that, the flow stress of 2099 alloy experiences two stages with the increase of strains, namely, the transition deformation stage and the steady deformation stage. The effects of temperatures and strain rates on the flow stress are significant under the significance level of 0.01, which indicates that 2099 alloy is a positive strain rate sensitive and negative temperature sensitive materials. The microstructure of 2099 alloy experiences irregular dislocation tangles → polygonization → grain boundaries bulging + subgrains coalescence → dynamic recrystallization grain growth with increasing the strains and temperatures and decreasing the strain rates. And the fine recrystallized microstructure of 2099 alloy can be obtained under the deformation conditions of temperature 460 °C, strain rate 0.01 s⁻¹ and stain 1.1.

Key words: 2099 alloy; strain; deformation temperatures; strain rates; variance analysis

锂作为自然界较轻的金属元素, 其密度约为铝的 1/5, 在铝中每加入 1% 的锂, 可使合金密度减小 3%,

弹性模量提高 6%^[1]。由于铝锂合金具有低密度、高比强度和比刚度、优异的低温性能和耐腐蚀性能以及

基金项目: 国家重点基础研究发展计划资助项目(2012CB619504)

收稿日期: 2013-12-16; **修订日期:** 2014-03-12

通信作者: 沈 健, 教授, 博士; 电话: 010-82241929; E-mail: jshen@grinm.com

卓越的超塑性成形性能，用其取代常规铝合金，可使构件质量减轻 10%~15%，刚度提高 15%~20%^[2]。作为第三代铝锂合金的主要牌号之一，2099 合金由 Alcoa 公司于 1997 年研发，2004 年被正式命名为 AA 2099 合金^[3]。由于 2099 合金具有优异的物理和力学性能，特别是良好的低各向异性性能^[4]，其挤压型材已用于 A380 客机大梁、座椅导轨和驾驶舱地板等结构件，同时也将装机于 A350 客机地板梁、机身蒙皮和下翼面桁条，我国大飞机部件也拟采用该合金^[5-6]。

目前，国内外对 2099 合金的研究主要集中在微合金化^[7]、时效工艺^[8-9]、耐热耐蚀^[10-11]、疲劳断裂^[12]等方面，而有关 2099 合金的流变规律和组织演化特征尚没有相关报道。本文作者利用流变曲线结合方差分析研究变形条件对流变应力的影响规律，并采用 TEM 技术分析变形条件对组织演化的影响规律，以期为热加工工艺的制定和合金组织控制提供理论依据。

1 实验

实验材料由西南铝业(集团)提供的 2099 合金半连续铸锭，铸锭规格为 $d\ 540\ \text{mm}\times 3000\ \text{mm}$ ，化学成分如表 1 所列。均匀化热处理工艺为(515 ℃, 18 h)+(525 ℃, 16 h)，随炉冷却。图 1 所示为该合金均热前后的金相组织。由图 1 可以发现，铸态合金中存在发达的枝晶组织(见图 1(a))，由于组织具有遗传性，这种组织不均匀性在后续的加工中会极大地影响合金的强韧性，并增加其各向异性。由文献[13]可知，经双级均匀化热处理后，合金中的枝晶偏析基本消除，非平衡共晶相充分回溶到基体中(图 1(b))，合金元素在基体内均匀分布，合金的组织 and 成分不均匀性得到极大改善。

表 1 2099 合金化学成分

Table 1 Chemical composition of 2099 alloy (mass fraction, %)

Cu	Li	Zn	Mg	Mn	Zr	Al
2.6	1.75	0.64	0.29	0.3	0.08	Bal.

热压缩实验在 Gleeble-1500 热/力模拟实验机上进行。变形温度为 300~500 ℃，应变速率为 0.001~10 s⁻¹，应变量(真应变)分别取 0.3、0.7 和 1.1，利用自身电阻进行加热，加热速度为 10 ℃/s，变形前保温 3 min，压缩结束时迅速水淬，以冻结高温变形组织。压缩试样规格为 $d\ 10\ \text{mm}\times 15\ \text{mm}$ ，试样的两端面带有 $d\ 9\ \text{mm}\times 0.2\ \text{mm}$ 的凹槽，槽内填充润滑剂为 75%石

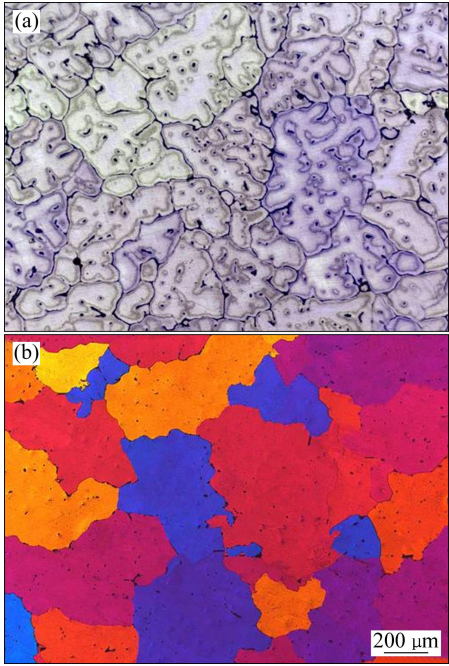


图 1 2099 合金均热前后的金相组织
Fig. 1 Optical microstructures of 2099 alloy before and after hot homogenization: (a) As-cast; (b) (515 ℃, 18 h)+(525 ℃, 16 h)

墨+25%特种高温合成脂(质量分数)。
采用 JEM 2100F 型透射电子显微镜(TEM)进行组织观察。利用线切割在垂直于压缩轴方向中部的易变形区切取厚度为 0.6 mm 薄片试样，用金相砂纸将试样研磨至 50 μm，尽可能消除表面划痕，然后利用金属圆片微型冲片器将研磨好的试样冲制成 $d\ 3\ \text{mm}$ 的圆片，在 MTP-1A 型磁力驱动双喷电解减薄器上进行减薄，电解液为 HNO₃ (30 mL) + CH₃OH (70 mL)，电解双喷工艺参数为电压 10~12 V，电流 50~60 mA，采用液氮冷却，电解液温度控制在-20 ℃以下。

2 结果与分析

2.1 变形条件对流变应力的影响

图 2 所示为不同变形条件下 2099 合金的真应力-真应变曲线。从图 2 中可以看出，随着应变的增加，流变曲线经历了由过渡变形到稳态变形。在过渡变形阶段，流变应力随着应变的增加而迅速上升。由于变形初期位错不断增殖，位错间的重叠、堆积以及纠结等交互作用增大了位错运动的阻力，而该阶段的软化机制以螺位错的交滑移为主，其软化效应不足以克服位错密度增殖带来的硬化。因此，在达到峰值应力之

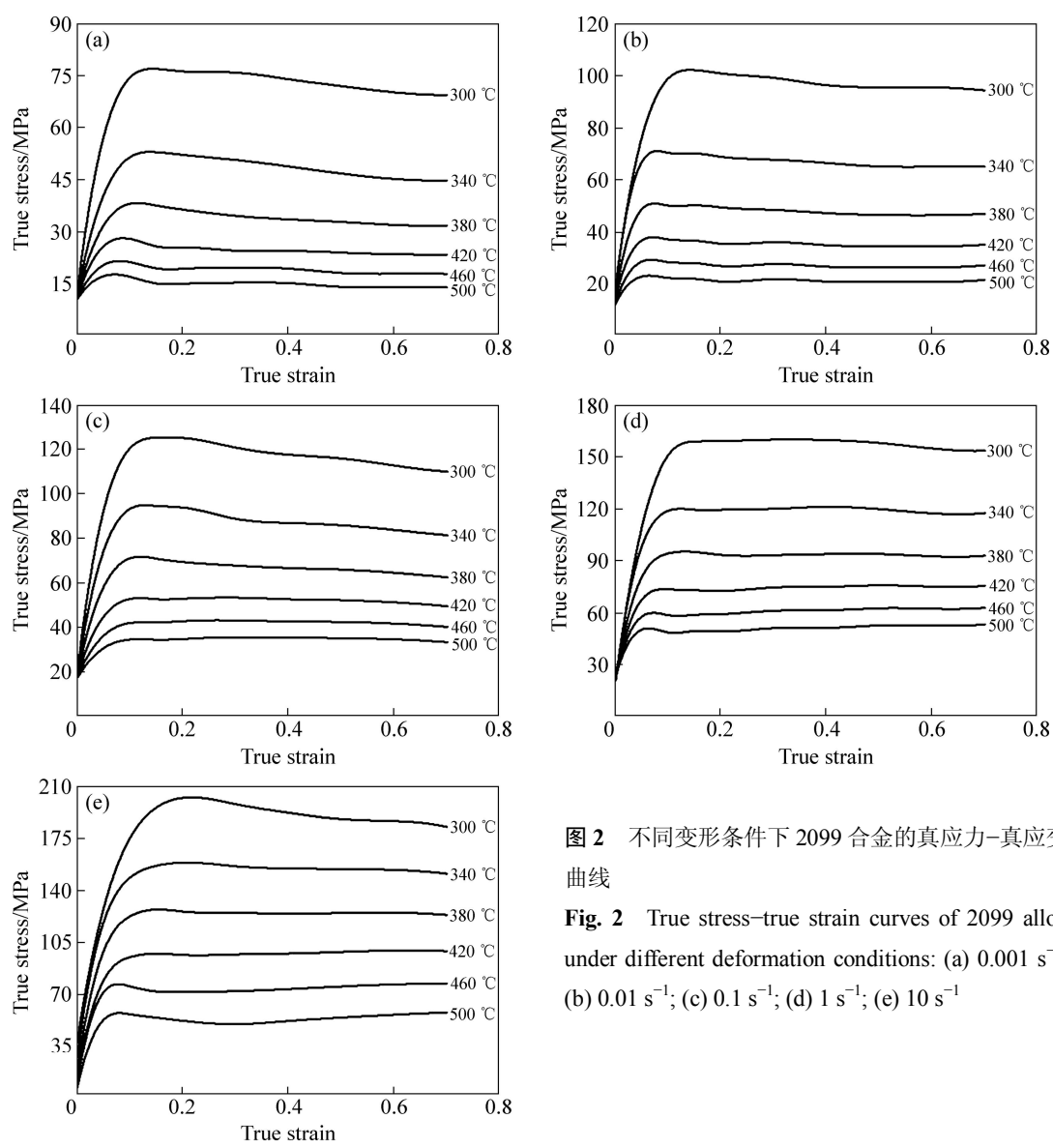


图 2 不同变形条件下 2099 合金的真应力-真应变曲线

Fig. 2 True stress-true strain curves of 2099 alloy under different deformation conditions: (a) 0.001 s⁻¹; (b) 0.01 s⁻¹; (c) 0.1 s⁻¹; (d) 1 s⁻¹; (e) 10 s⁻¹

前加工硬化占主导地位^[14-15]。随着应变的进一步增加,材料中的空位浓度增大,为刃型位错的攀移创造了条件,促使位错攀移在过渡变形阶段的中后期也参与了软化过程,位错克服运动阻力的能力增强,表现为材料的加工硬化和动态软化的平衡向低硬化指数方向发展,流变曲线趋于平缓。最终变形进入稳态流变阶段,即交滑移和攀移引起的动态软化和加工硬化达到平衡。

为了表征变形温度和应变速率对 2099 合金流变应力的影响程度,本研究对不同变形条件下的流变应力进行方差分析,按照多因素单测量进行统计。选取峰值应力为目标变量,如表 2 所列。

影响材料热变形行为的因素很多,如材料组织结构、变形温度、应变速率、保温时间、变形程度以及润滑条件等。通常认为,在给定应变条件下,流变应

力取决于变形温度和应变速率,可表示为

$$\sigma = f(\dot{\epsilon}, T) \tag{1}$$

将变形温度和应变速率作为影响流变曲线的主要因素并进行方差分析,其结果如表 3 所列。

表 2 2099 合金峰值应力

Strain rate/s ⁻¹	Peak stress/MPa					
	300 °C	340 °C	380 °C	420 °C	460 °C	500 °C
0.001	77.3	53.1	38.5	28.5	21.9	17.7
0.01	103.6	72.4	53.7	36.9	28.6	22.8
0.1	125.7	95.3	72	53.7	43.6	36
1	161.2	121.6	95.9	75.5	63.5	53.3
10	203.3	159.3	126.9	97.9	77.7	58.2

表 3 方差分析结果

Table 3 Variance statistical analysis result

Variance source	Statistical result				
	Degree of freedom	Sum of square	Mean square	<i>F</i> value	<i>P</i> value
Temperature	5	33010.8427	6602.1685	45.5237	2.9897×10^{-10}
Strain rate	4	25426.2513	6356.5628	43.8302	1.2641×10^{-9}
Model	9	58437.094	6493.0104	44.771	2.6231×10^{-11}
Error	20	2900.5407	145.027	—	—
Corrected total	29	61337.6347	—	—	—

结果显示,变形温度的均方差为 6602.1685,远远大于误差项的均方差 145.027;变形温度的 *F* 值为 45.5237,大于 $F_{0.99}(5,20)=4.1$,因此,变形温度对流变应力的影响是高度显著的。同样,应变速率的均方差为 6356.5628,也远大于误差项的均方差,应变速率的 *F* 值为 43.8302,大于 $F_{0.99}(4,20)=4.43$,所以,应变速率对流变应力的影响也是高度显著的。方差分析表明,2099 合金为正的应变速率或负的变形温度敏感性材料。

在变形温度恒定条件下,流变应力随着应变速率的增加而增大。由于随着应变速率的增加,单位应变所需的变形时间缩短,位错增值和运动的数目增大,位错运动的速度也增大,从而提高了合金变形的临界切应力。与此同时,由于实现由动态回复等提供的软化过程的时间缩短,这种情况下,只有在更高温度下才可能提供足够大的软化速度以平衡应变速率的增加而引起的硬化速率的增大。因此,随应变速率的增大,相应地以相同过渡变形量进入稳态流变阶段所需要的变形温度也就越高。

在应变速率恒定条件下,流变应力随着变形温度的升高而降低。随着温度的升高,合金基体中的自扩散及刃型位错的攀移得以充分进行,交滑移和攀移所提供的软化程度增大,从而降低了合金的变形抗力。此外,合金软化程度的改善使得进入稳态流变阶段所需的应变变量也就相应地降低。

2.2 变形条件对合金组织的影响

2.2.1 应变变量对合金组织的影响

图 3 所示为 2099 合金在应变速率为 0.01 s^{-1} 、变形温度为 460°C 、应变变量分别为 0.3、0.7 和 1.1 时的 TEM 像。由图 3 可看出,当应变变量为 0.3 时(见图 3(a)),在相邻的晶粒 A 和 B 中,A 内几乎看不到位错,而 B 内可观察到位错缠结和位错壁,表明合金组织正由高能态的位错发团向低能态的亚晶结构转变。由于变形的不均匀性,晶粒 B 中的畸变能分布不均匀,晶界向

B 晶粒弓出扩张时优先向畸变能大的地方推移因此,晶界总是参差不齐甚至出现锯齿状。另外,析出相对亚晶界的钉扎作用使得这种锯齿状亚晶界特征变得更为明显。当应变变量增加到 0.7 时,如图 3(b)和(c)所示,位错通过攀移和滑动由能量较高的水平塞积逐步转变为能量较低的垂直堆积,并形成较为整齐的位错壁(见图 3(b)),即发生了多边形化,变形晶粒被分割成长条状的亚晶。多边形化完成后,亚晶进行长大和合并,图 3(c)中圆圈部分出现一个 Y 形的亚晶界,将圆圈部分分成 3 个亚晶,成锐角的两条亚晶界中的位错由于相互作用最终凝集在一起形成一条亚晶界实现亚晶合并,这也是动态再结晶形核特征之一。当应变变量达到 1.1 时,如图 3(d)所示,亚晶粒已经完全转化为再结晶新晶粒,晶界清晰明锐,且呈沿其曲率中心相反的方向移动的趋势,即动态再结晶晶粒开始长大。

在给定应变速率和变形温度条件下,随着应变变量的增加,混乱无规则的位错缠结发生多边形化,位错密度降低,亚晶结构发展比较完善,并为动态再结晶形核创造了条件。由于变形程度的增加而产生的大量空位为刃型位错的迅速攀移创造了条件,位错的相互重组和对消进行的更为彻底,因此,晶体内位错密度减小。在外力作用下,一些薄弱亚晶界上的可动位错发生脱缠而使得部分亚晶界消失,并形成更为完善的亚晶结构或再结晶晶核。

2.2.2 变形温度对合金组织的影响

图 4 所示为 2099 合金在应变速率为 0.001 s^{-1} 、应变变量为 0.7、变形温度分别为 300°C 、 380°C 、 420°C 和 500°C 时的 TEM 像。由图 4 可看出,当变形温度为 300°C 时,如图 4(a)所示,亚晶界由一定宽度平行排列的位错网构成,左边亚晶内位错密度很低,晶内有针状的第二相粒子析出;右边两个晶粒内位错密度较高,并有细小的第二相粒子对位错形成钉扎。当变形温度升高到 380°C 时,如图 4(b)所示,亚晶界变得较为清晰,靠近亚晶界一侧有明显的位错塞积现象,球形第二相粒子对位错的钉扎较为明显。当变形温度达到 420°C

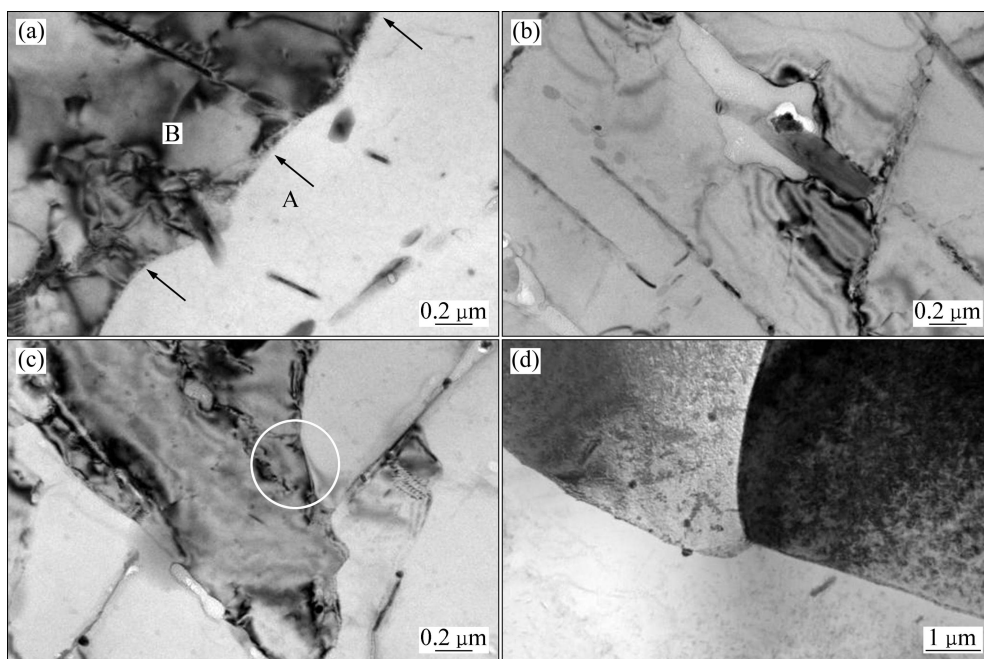


图 3 应变速率为 0.01 s^{-1} 、变形温度为 $460 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时不同应变下 2099 合金的 TEM 像

Fig. 3 TEM images of 2099 alloy at strain rate of 0.01 s^{-1} , temperature of $460 \text{ }^{\circ}\text{C}$ and different strains: (a) $\varepsilon=0.3$; (b), (c) $\varepsilon=0.7$; (d) $\varepsilon=1.1$

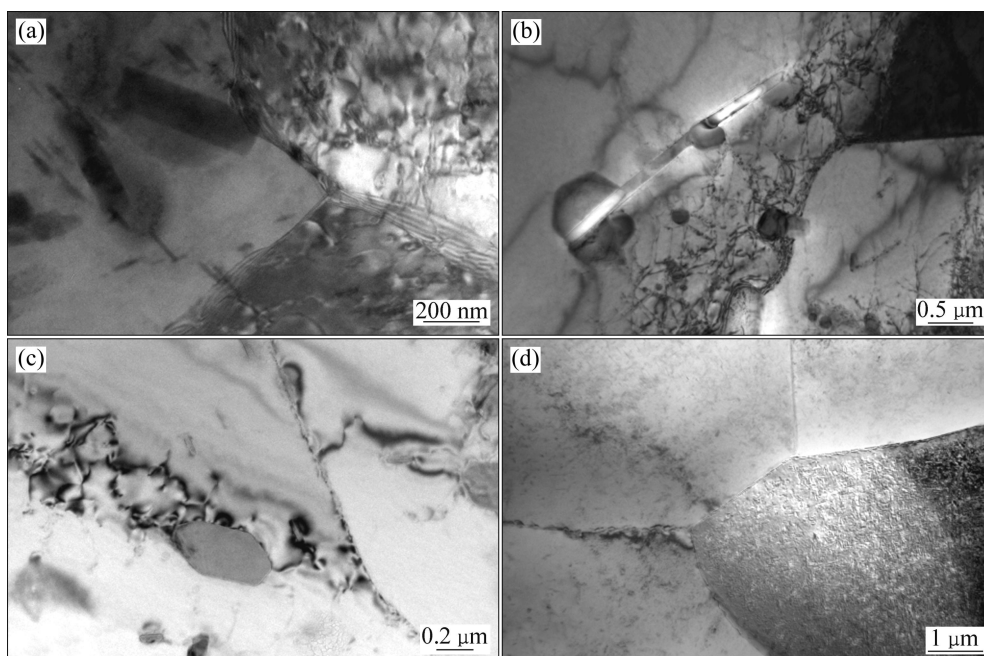


图 4 应变速率为 0.001 s^{-1} 、应变量为 0.7 不同变形温度下 2099 合金的 TEM 像

Fig. 4 TEM images of 2099 alloy at strain rate of 0.001 s^{-1} , strain of 0.7 and different temperatures: (a) $300 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (b) $380 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (c) $420 \text{ }^{\circ}\text{C}$; (d) $500 \text{ }^{\circ}\text{C}$

时, 如图 4(c)所示, 亚晶内位错密度很低, 亚晶界清晰明确, 较大的第二相粒子一侧出现位错塞积现象, 由于位错纠结较为松散, 其可动性相对较强, 在外力作用下有可能发生脱缠使得该处亚晶界消失, 进而实

现相邻亚晶的合并。进一步升高变形温度到 $500 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 如图 4(d)所示, 晶界清晰明确, 晶内未观察到位错, 晶粒间取向差明显, 晶界呈沿着曲率的相反方向迁移的趋势, 表明该变形条件下合金已经发生了动态再

结晶。

在给定应变量和应变速率条件下,随着变形温度的升高,合金的位错密度减小,亚晶组织更加完善,动态再结晶易于发生。变形温度较低时,原子运动能力较弱,合金只能发生一定程度的动态回复,但不能同步抵消变形时位错的增殖和积累,因此,形成的亚晶结构中位错密度仍然较高。当变形温度升高时,由于热激活作用,原子运动能力增强,特别是刃型位错的攀移能力增强,位错相互对消和重组更加完善和彻底,并形成尺寸较大且更为完善的亚晶,使得位错可动距离增大的同时密度降低。

2.2.3 应变速率对合金组织的影响

图 5 所示为 2099 合金在变形温度为 420 °C、应变量为 0.7、应变速率分别为 0.01、0.1、1 和 10 s⁻¹ 时的 TEM 像。由图 5 可看出,当应变速率为 0.01 s⁻¹ 时,如图 5(a)所示,亚晶发展非常完善,亚晶内位错密度很低,亚晶界一侧有平行规整的位错网。当应变速率增大到 0.1 s⁻¹ 时,如图 5(b)所示,亚晶发展较为完善,亚晶界清晰明确,亚晶内位错密度较低,并有细小的第二相分布于晶内。当应变速率增加到 1 s⁻¹ 时,如图 5(c)所示,亚晶界仍旧清晰,局部亚晶界由一定宽度的位错网平行排列构成,亚晶内位错壁增加,表明位错的攀移运动较为活跃。进一步增加应变速率到 10 s⁻¹ 时,如图 5(d)所示,亚晶界仍较为明确,亚晶内位错

密度较高且相互纠结,说明该变形条件下动态回复还没有足够的时间进行,相应的亚晶结构并不完善。

当应变速率较低时,单位应变所需的变形时间较长,动态软化有足够的时间进行,相应地,位错也有充裕的时间进行滑移和攀移,晶内的位错密度相对较低。当应变速率较高时,单位应变的变形时间缩短,形变储能来不及释放,位错没有足够的时间进行抵消和重组,动态软化行为不能充分进行,导致晶体内部位错密度较高。

由以上分析可知,应变量和变形温度和应变速率对 2099 合金组织演化均有不同程度的影响。且随着应变量的增加、变形温度的升高以及应变速率的降低,动态回复和动态再结晶的趋势增强。通过对比分析,在变形温度为 460 °C、应变速率为 0.01 s⁻¹、应变量为 1.1 时,可获得细小的再结晶组织,对于改善合金力学和使用性能非常有益。

3 结论

1) 随着应变的增加,流变曲线经历了过渡和稳态两个变形阶段。在过渡阶段,由位错的滑移、交滑移等机制产生的软化效应不足以克服位错增殖所引起的加工硬化;在稳态阶段,由位错的交滑移、攀移等机

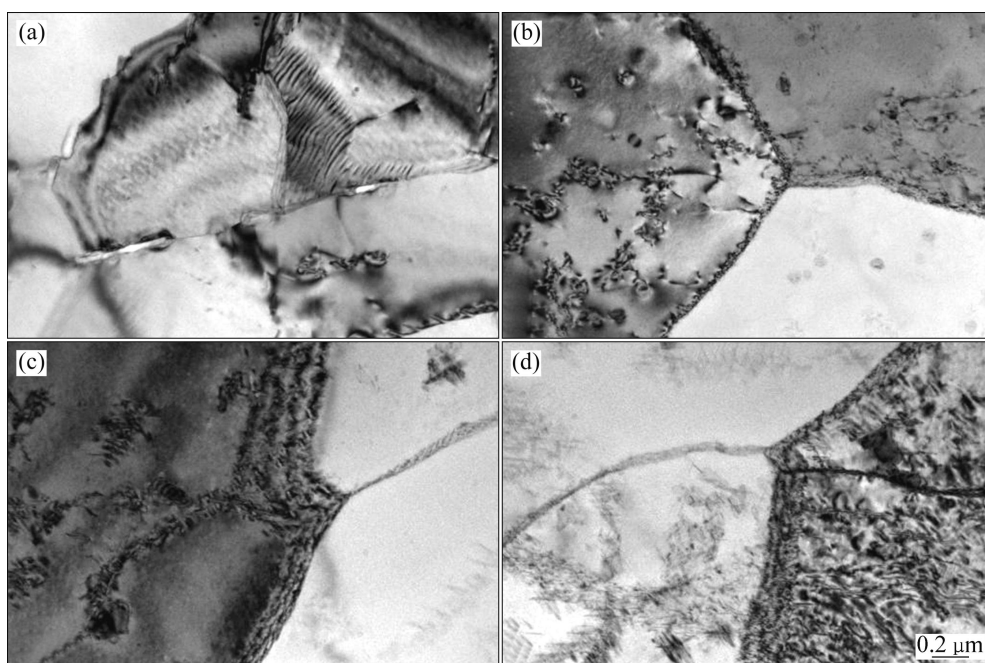


图 5 变形温度为 420 °C、应变量为 0.7 不同应变速率下 2099 合金的 TEM 像

Fig. 5 TEM images of 2099 alloy at temperature of 420 °C, strain of 0.7 and different strain rates: (a) 0.01 s⁻¹; (b) 0.1 s⁻¹; (c) 1 s⁻¹; (d) 10 s⁻¹

制产生的软化效应与加工硬化达到动态平衡。

2) 方差分析显示, 在显著性水平为 0.01 的条件下, 变形温度和应变速率对流变应力的影响高度显著, 表明 2099 合金为正的应变速率和负的变形温度敏感性材料。

3) 随着应变的增加、变形温度的升高和应变速率的降低, 合金组织依次经历了无规则的位错缠结→多边形化→晶界弓出形核+亚晶合并→再结晶晶粒长大过程。

4) 在变形温度为 460 °C、应变速率为 0.01 s⁻¹、应变量为 1.1 时, 可获得细小的再结晶组织。

REFERENCES

- [1] FRAGOMENI J, WHEELER R, JATA K V. Effect of single and duplex aging on precipitation response, microstructure, and fatigue crack behavior in Al-Li-Cu alloy AF/C-458[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2005, 14(1): 18–27.
- [2] JABRA J, ROMIOS M, LAI J, LEE E, SETIAWAN M, LEE E W, WITTERS J, ABOURIALY N, OGREN J R, CLARK R, OPPENHEIM T, FRAZIER W E, ES-SAID O S. The effect of thermal exposure on the mechanical properties of 2099-T6 die forgings, 2099-T83 extrusions, 7075-T7651 plate, 7085-T7452 die forgings, 7085-T7651 plate, and 2397-T87 plate aluminum alloys[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2006, 15(5): 601–607.
- [3] MA Y, ZHOU X, THOMPSON G E, HASHIMOTO T, THOMSON P, FOWLES M. Distribution of intermetallics in an AA 2099-T8 aluminum alloy extrusion[J]. *Materials Chemistry and Physical*, 2011, 126: 46–53.
- [4] ROMIOS M, TIRASCHI R, PARRISH C, BABEL H W, OGREN J R, ES-SAID O S. Design of multistep aging treatments of 2099 (C458) Al-Li alloy[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2005, 14(5): 641–646.
- [5] WARD N, TRAN A, ABAD A, LEE E W, HAHN M, FORDAN E, ES-SAID O S. The effects of retrogression and reaging on aluminum alloy 2099(C458)[J]. *Journal of Materials Engineering and Performance*, 2011, 20(6): 989–995.
- [6] 魏修宇, 郑子樵, 余玲娟, 陈秋妮, 李世晨. Mg、Zn 在 2099 铝锂合金中的微合金化作用[J]. *稀有金属材料与工程*, 2010, 39(9): 1583–1587.
WEI Xiu-yu, ZHENG Zi-qiao, SHE Ling-juan, CHEN Qiu-ni, LI Shi-chen. Microalloying roles of Mg and Zn additions in 2099 Al-Li alloy[J]. *Rare Metal Materials and Engineering*, 2010, 39(9): 1583–1587.
- [7] 许晓静, 王 彬, 吴桂潮, 张福豹, 宋 涛, 罗 勇, 程晓农. 锆微合金化高锌 2099 型铝合金抗晶间腐蚀及剥蚀性能[J]. *稀有金属材料与工程*, 2011, 40(S2): s248–s251.
- [8] 朱小辉, 郑之樵, 钟 申. Mg 和 Zn 对 2099 合金时效组织与拉伸性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2010, 20(10): 1861–1867.
ZHU Xiao-hui, ZHENG Zhi-qiao, ZHONG Shen. Effect of Mg and Zn on microstructure and tensile properties of 2099 alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2010, 20(10): 1861–1867.
- [9] 林 毅, 郑子樵, 李世晨, 孔 祥, 韩 烨. 2099 铝锂合金微观组织及性能[J]. *中国有色金属学报*, 2013, 23(7): 1848–1854.
LIN Yi, ZHENG Zi-qiao, LI Shi-chen, KONG Xiang, HAN Ye. Microstructures and properties of 2099 Al-Li alloy[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2013, 23(7): 1848–1854.
- [10] 宋 涛, 许晓静, 范 真, 张振强, 王 彬, 罗 勇. 含锆钽 2099 型铝锂合金的晶间腐蚀和剥落腐蚀性能[J]. *稀有金属*, 2012, 36(2): 196–200.
SONG Tao, XU Xiao-jing, FAN Zhen, ZHANG Zhen-qiang, WANG Bin, LUO Yong. Intergranular and exfoliation corrosion properties of 2099 type Al-Li alloy with Sr and Sc additions[J]. *Chinese Journal of Rare Metals*, 2012, 36(2): 196–200.
- [11] KERTZ J E, GOUMA P I, BUCHHEIT R G. Localized corrosion susceptibility of Al-Li-Cu-Mg-Zn alloy AF/C458 due to interrupted quenching from solutionizing temperatures[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2001, 32: 2561–2572.
- [12] CSONTOS A A, STARKE E A. The effect of processing and microstructure development on the slip and fracture behavior of the 2.1 wt pct Li AF/C-489 and 1.8 wt pct Li AF/C-458 Al-Li-Cu-X alloys[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2000, 31: 1965–1976.
- [13] ZHANG Fei, SHEN Jian, YAN Xiao-dong, SUN Jian-lin, SUN Xiao-long, YANG Yin. Homogenization heat treatment of 2099 Al-Li alloy[J]. *Rare Metals*, 2014, 33(1): 28–36.
- [14] LI H Z, WANG H J, LI Z, LIU C M, LIU H T. Flow behavior and processing map of as-cast Mg-10Gd-4.8Y-2Zn-0.6Zr alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2010, 528: 154–160.
- [15] LUO J, LI M Q, MA D W. The deformation behavior and processing maps in the isothermal compression of 7A09 aluminum alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2012, 532: 548–557.

(编辑 李艳红)