

镜面铝用 8014 铝合金的热变形行为及微观组织

贵星卉¹ 高 崇² 杨 易¹ 林师朋¹ 马 科¹ 赵丕植² 姜星旭³ 黄 鑫³ 徐巍昆⁴
(1.中铝材料应用研究院有限公司苏州分公司;2.中铝材料应用研究院有限公司;
3.北京航空航天大学材料科学与工程学院;4.中铝河南洛阳铝加工有限公司)

摘 要 采用 Gleeble-3500 热模拟试验机对 8014 铝合金进行了不同变形条件下的热变形试验,得到了 8014 合金的真应力-真应变曲线,分析了不同变形条件下合金的微观组织,构建了 8014 合金基于应力的本构方程及不同应变条件下的热加工图。结果表明,在应变为 0.3 条件下,8014 合金的软化机制以动态回复为主。8014 合金的最佳加工区域为 340~400 ℃、0.1~10 s⁻¹。
关键词 8014 合金;本构方程;热加工图;微观组织;应力-应变曲线
中图分类号 TG146.21 文献标志码 A
DOI:10.15980/j.tzzz.2023.07.010 开放科学(资源服务)标识码(OSID):

Hot Deformation Behavior and Microstructure of 8014 Aluminum Alloy for the Mirror Aluminum
Gui Xinghui¹, Gao Chong², Yang Yi¹, Lin Shipeng¹, Ma Ke¹, Zhao Pizhi², Jiang Xingxu³, Huang Xin³, Xu Weikun⁴
(1.Suzhou Branch, Chinalco Materials Application Research Institute Co.,Ltd.;2.Chinalco Materials Application Research Institute Co.,Ltd.; 3.School of Materials Science and Engineering, Beihang University;
4.Chinalco Luoyang Henan Aluminum Processing Co., Ltd.)

Abstract: A thermal compression experiment for 8014 aluminum alloy under different deformation conditions was carried out by the Gleeble-3500 thermal simulation test machine, and the true stress-strain curves of 8014 alloy were obtained. The microstructure of alloy under different deformation conditions was analyzed, and the stress-based constitutive equation and thermal processing diagram of 8014 alloy under different strains were established. The results indicate that the softening mechanism of 8014 alloy is dominated by dynamic recovery under the strain of 0.3, and the optimum processing zone is 340~400 ℃ and 0.1~10 s⁻¹.
Key Words: 8014 Alloy, Constitutive Equation, Thermal Processing Diagram, Microstructure, Stress-strain Curve

8014 铝合金属于高表面铝合金,经过热轧、冷轧退火和镜面轧制后,可作为镜面铝板材应用于汽车内饰,如玻璃边框、中控台边框等,其对伸长率和表面粗糙度有极高要求。8014 合金的伸长率和表面粗糙度均与材料的微观组织密切相关,热加工工艺是影响成品板材微观组织的关键环节之一。通过热模拟试验建立 8014 合金的热压缩本构方程并绘制热加工图,对指导热加工工艺的制定和改进、调控金属组织具有积极意义。
目前,研究者对铝合金进行了大量的热变形行为研究。吴道祥等^[1]对 2024A 合金高温流变行为进行了研究,分别对比了不同变形条件下 Arrhenius 本构模型和 M-JC 模型的预测值与试验值,发现修正 JC 本构模型

收稿日期:2022-09-29;修改稿收到日期:2022-11-08
第一作者简介:贵星卉,女,1990 年出生,工程师,江苏苏州(215000),E-mail: 490515159@qq.com
通信作者:高崇,男,1986 年出生,高级工程师,北京(102200),E-mail: gaochong@cmari.com
引用格式:贵星卉,高崇,杨易,等. 镜面铝用 8014 铝合金的热变形行为及微观组织[J]. 特种铸造及有色合金,2023,43(7):911-916.
GUI X H, GAO C, YANG Y, et al. Hot deformation behavior and microstructure of 8014 aluminum alloy for the mirror aluminum[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2023, 43(7):911-916.

[6] BO L, SHEN Y, HU W. Casting defects induced fatigue damage in aircraft frames of ZL205A aluminum alloy-A failure analysis[J]. Materials & Design, 2011, 32(5): 2 570-2 582.
[7] 曹亚楠.高通量连铸连轧 AlFeSi 合金铸板表面偏析调控行为的研究[D].郑州:郑州大学,2020.
[8] 赵旭,王平,孙晶莹,等.压铸 AlSi10MnMg 铝合金中铸态缺陷分析[J]. 特种铸造及有色合金, 2019, 39(12): 1 291-1 293.
[9] 郭有军. A356.2 合金铸锭中 Si 元素的偏析现象[J]. 特种铸造及有色合金, 2008, 28(4): 319-320.
[10] 郭兴,蒋日鹏,李晓谦,等. 超声处理铝合金熔体对半连铸大铸锭组织与偏析的影响[J]. 热加工工艺, 2016, 45(7): 25-29.

(编辑:栗万仲)

对 2024A 合金流变行为的描述更加准确;LIU L 等^[2]研究了不同变形条件下 2219 铝合金的微观组织变化,发现 2219 合金在中温变形过程中主要发生了动态回复,导致亚结构增加。在随后的固溶处理过程中,亚结构完全消失,发生了完全静态再结晶。仇鹏等^[3]研究了 AA7021 合金的热变形行为并绘制了热加工图,发现合金的安全加工区域主要出现在低应变速率条件下,最大功率耗散因子出现在 380~430 ℃、0.01~0.5 s⁻¹ 区域。胡强等^[4]分析了 A356 压铸合金的热变形行为,通过对热加工图和微观组织的分析,确定了 330~380 ℃、5~10 s⁻¹ 为其最佳热加工范围。卞东伟^[5]通过对 6063 铝合金第二相和晶粒尺寸的分析,构建了 6063 铝合金不同变形条件下的晶粒尺寸演变模型,并基于位错密度演变理论确定了 6063 铝合金发生动态再结晶的临界应变值和饱和应力值。但目前,尚未出现关于 8014 铝合金热变形行为、微观组织及热加工图的分析 and 研究。

研究了 8014 合金在不同温度和应变速率条件下的热变形行为,建立本构方程,绘制热加工图,确定安全加工区间,为 8014 合金的工业化应用提供参考。

1 试验方法

8014 铝合金的化学成分见表 1。热压缩在 Gleeble-3500 热模拟试验机上进行,试样尺寸为 φ8 mm×12 mm。分别将试样以 10 ℃/min 的速率升温至 240、280、360 和 400 ℃,保温 5 min,再分别采用 0.1、1 和 10 s⁻¹ 的应变速率进行压缩变形,应变为 0.3,热压缩过程中产生的数据由 Gleeble-3500 热模拟机自动采集,利用 Origin 软件绘制真应力-真应变曲线。待变形结束后立即将试样进行水淬冷却,再利用线切割沿压缩试样中轴线切开,对剖面组织进行观察。将热模拟试样剖面进行磨抛,并使用 AxioScope.A1 型光学显微镜观察晶粒组织。

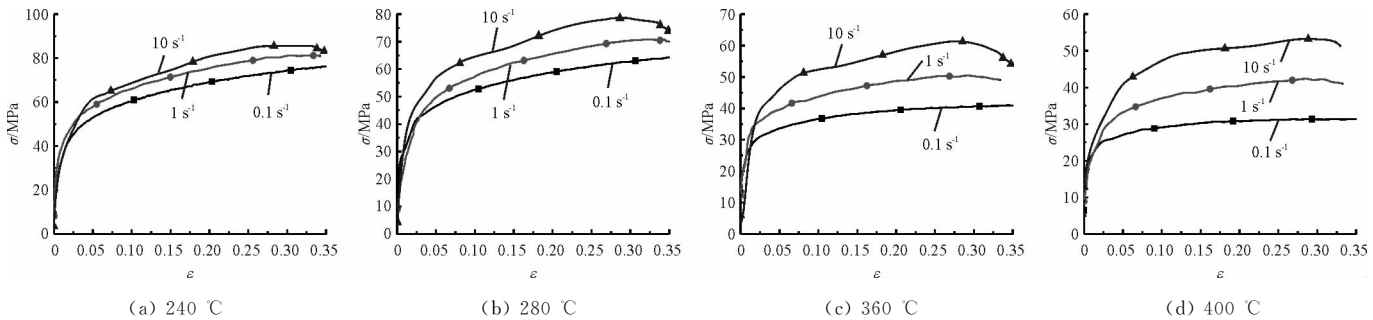


图 1 不同变形条件下的 8014 合金真应力-真应变曲线
Fig.1 True stress-strain curves of 8014 aluminum alloy under different deformation conditions

2.2 本构方程

材料的热变形过程是受热变形参数所控制的热激

表 1 8014 合金的化学成分

Tab.1 Chemical composition of 6061 aluminum alloy %						
w _B						
Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Ti	Al
0.10~0.20	1.00~2.00	<0.05	0.20~0.80	<0.05	<0.02	余量

2 试验结果与分析

2.1 真应力-真应变曲线

图 1 为 8014 铝合金在不同变形条件下的真应力-真应变曲线。可以看出,8014 合金在热压缩过程中经历了 2 个阶段:第 1 阶段为加工硬化阶段^[6],在该阶段真应力-真应变曲线斜率很大,说明应力随应变的增加而迅速增加,这主要是由于变形后位错开始大量增殖,在变形过程中出现位错交割、缠绕现象,阻碍了位错的进一步运动,导致应力显著增大^[7]。另外,由于该阶段变形较小,不能为动态回复提供足够的储能,所以软化过程进行缓慢,加工硬化在此阶段占主导地位;第二阶段为动态软化阶段,在该阶段真应力-真应变曲线斜率明显减小,表现为平滑上升,说明应力随应变增加而缓慢增加或趋于平稳,这主要是因为该阶段发生了动态回复和极少量的动态再结晶,使位错密度下降,发生动态软化^[8]。

8014 合金的应力与变形温度、应变速率有密切关系。当变形温度一定时,随着应变速率增加,应力也逐渐增加。这是由于应变速率增大后,位错增殖加快,位错密度提高,出现位错缠绕和交割,使位错难以运动,同时由于变形时间较短,位错没有足够的时间进行滑移或攀移,导致加工硬化效果增强,应力也越大。当应变速率一定时,随着变形温度升高,真应力随之减小。这是由于随着温度升高,原子的热激活能增加,导致位错运动加快,加速位错相消和重新排列,动态软化作用增强^[9]。

活过程,其流变应力 σ 主要取决于变形温度 T 和应变速率 $\dot{\epsilon}$ 。通过对不同材料热加工数据的采集和整理,构

建了 Arrhenius 本构关系模型^[10-13]：

$$\dot{\epsilon} = A_2 [\sinh(\alpha\sigma)]^{n_1} e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (1)$$

式中, $\dot{\epsilon}$ 为应变速率, s^{-1} ; σ 为流变应力, MPa; T 为热力学温度, K; Q 为变形激活能, J/mol; n_1 为应力指数; A_2 、 α 为与温度无关的常数; $R=8.314 \text{ J/(K} \cdot \text{mol)}$, 为气体常数。

当流变应力较低时, 即 $\alpha\sigma < 0.8$ 时, 式(1)可简化为：

$$\dot{\epsilon} = A \sigma^n e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (2)$$

当流变应力较高时, 即 $\alpha\sigma > 1.2$ 时, 式(1)可简化为：

$$\dot{\epsilon} = A_1 e^{\beta\sigma} e^{-\frac{Q}{RT}} \quad (3)$$

式(2)和式(3)中, A 、 A_1 和 β 均为与温度无关的常数, 且 $\alpha = \beta/n$ 。

当变形温度一定时, 分别对式(1)~式(3)两边取自

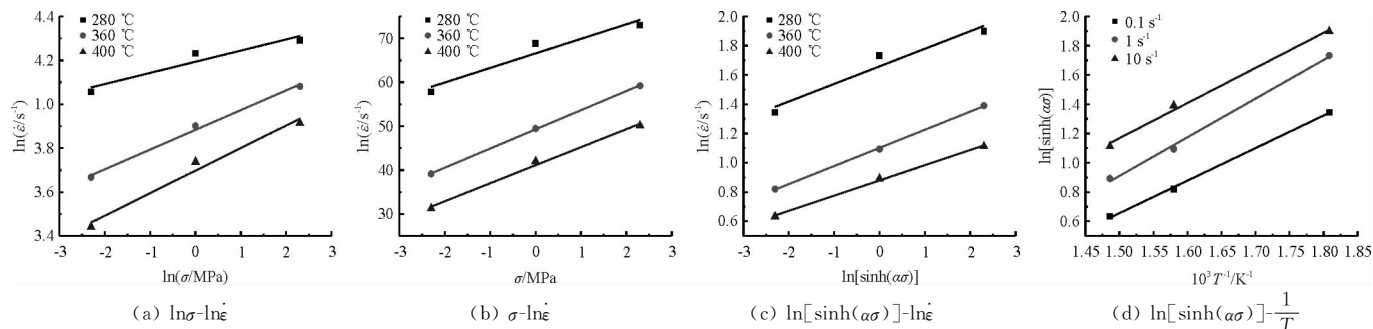


图 2 $\ln\sigma - \ln\dot{\epsilon}$, $\sigma - \ln\dot{\epsilon}$, $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln\dot{\epsilon}$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$ 关系曲线

Fig.2 Relationship curves of $\ln\sigma - \ln\dot{\epsilon}$, $\sigma - \ln\dot{\epsilon}$, $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln\dot{\epsilon}$ and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$

当应变速率 $\dot{\epsilon}$ 一定时, 可得：

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{Q}{n_1 RT} + \frac{\ln\dot{\epsilon}}{n_1} - \frac{\ln A_2}{n_1} \quad (7)$$

由式(7)可知, $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $1/T$ 呈线性关系, 代入数据可绘制出拟合曲线 (见图 2d), 可得到曲线斜率 $K=2.4210$ 。

将 n_1 、 K 、 R 值代入下式：

$$Q = R n_1 K \quad (8)$$

得到 8014 铝合金的平均变形激活能 $Q=174.4624 \text{ kJ/mol}$ 。

根据 Zener-Hollomon 公式, 材料在高温塑性变形时应变速率受热激活能控制, 应变速率与温度之间的关系可用温度补偿的应变速率因子 Z 表示^[14], 并结合式(4)可得：

$$Z = \dot{\epsilon} e^{\frac{Q}{RT}} = A_2 [\sinh(\alpha\sigma)]^{n_1} \quad (9)$$

对式(9)两边取对数, 可得：

$$\ln Z = \ln A_2 + n_1 \ln[\sinh(\alpha\sigma)] \quad (10)$$

式中, $\ln Z$ 与 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 呈线性关系, $\ln A_2$ 为 $\ln Z$ -

然对数可得：

$$\ln\dot{\epsilon} = \ln A_2 + n_1 \ln[\sinh(\alpha\sigma)] - Q/(RT) \quad (4)$$

$$\ln\dot{\epsilon} = \ln A + n \ln\sigma - Q/(RT) \quad (5)$$

$$\ln\dot{\epsilon} = \ln A_1 + \beta\sigma - Q/(RT) \quad (6)$$

从式(4)~式(6)可知, 在 8014 合金的应变为 0.3 条件下, 当变形温度 T 不变时, $\ln\dot{\epsilon}$ 和 $\ln\sigma$ 、 $\ln\dot{\epsilon}$ 和 σ 、 $\ln\dot{\epsilon}$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 分别呈线性关系, 其中 n 、 β 、 n_1 分别为 $\ln\sigma - \ln\dot{\epsilon}$ 、 $\sigma - \ln\dot{\epsilon}$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln\dot{\epsilon}$ 拟合曲线的斜率。取 σ 为不同变形条件下 $\epsilon=0.2$ 时对应的应力值, $\ln\sigma - \ln\dot{\epsilon}$ 、 $\sigma - \ln\dot{\epsilon}$ 、 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln\dot{\epsilon}$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - 1/T$ 的关系曲线见图 2。可根据图 2a 和图 2b 得到 $n=13.5047$ 、 $\beta=0.2583$, 并根据 $\alpha=\beta/n$, 得到 $\alpha=0.0191$ 。

将同一温度下的应变速率、峰值应力及 α 值代入式(4), 可得到 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - \ln\dot{\epsilon}$ 拟合曲线的斜率, 见图 2c, 从而得 $n_1=8.6677$ 。

$\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 直线的截距。代入 Q 、 T 和 $\dot{\epsilon}$, 可得到对应的 Z 值, 并绘制出相应的 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 曲线 (见图 3), 得到 $A_2=1.5915 \times 10^{14}$ 。

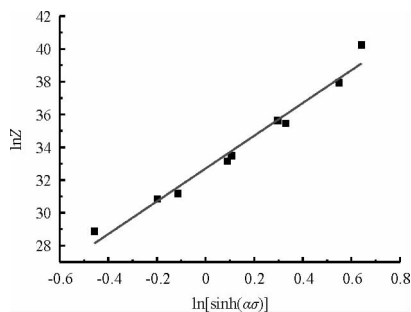


图 3 $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系曲线

Fig.3 Relationship curve of $\ln Z - \ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

将所求得的材料相关参数 Q 、 A_2 、 n_1 和 α 分别代入式(1), 可得到 8014 铝合金热变形的本构方程：

$$\dot{\epsilon} = 1.5915 \times 10^{14} \times [\sinh(0.0191\sigma)]^{8.6677} e^{-\frac{174462.4}{8.314T}} \quad (11)$$

2.3 热加工图

2.3.1 加工图理论

加工图可反映材料在不同变形条件下的变形机制,评价合金的可加工性,为材料塑性加工提供重要依据。动态材料模型表明,热加工变形的材料具有非线性能量耗散的特点^[15-16]。在金属材料热变形过程中,吸收的能量由以下两个部分组成:

$$P = G + J = \int_0^{\dot{\epsilon}} \sigma d\dot{\epsilon} + \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma \quad (12)$$

式中, P 为材料在热变形过程中获得的总能量; G 为材料变形过程所消耗的能量; J 为材料微观组织演变所消耗的能量, 又称耗散协量。其中, G 与 J 之比可用应变速率敏感指数 m 表示:

$$m = \frac{\partial J}{\partial G} = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (13)$$

在恒温、恒应变条件下, 材料变形过程中应力与应变速率满足以下关系:

$$\sigma = k \dot{\epsilon}^m \quad (14)$$

式中, k 为材料常数。

由式(12)~式(14)可得到耗散协量 J :

$$J = \int_0^{\sigma} \dot{\epsilon} d\sigma = \frac{m}{m+1} \sigma \dot{\epsilon} \quad (15)$$

式中, 当 $m=1$ 时, 材料处于理想耗散状态, J 取最大值, 即 $J_{\max} = \frac{1}{2} \sigma \dot{\epsilon}$ 。

对于非线性耗散, 引入功率耗散因子 η 表示功率耗散特征^[17]:

$$\eta = \frac{J}{J_{\max}} = \frac{2m}{m+1} \quad (16)$$

η 与变形过程的显微组织变化有密切关系。由变形温度和应变速率与功率耗散因子 η 之间关系绘制的等线图即为功率耗散图, 可以用来判断合金的变形机制。

使用热加工图研究合金高温流变行为时, 除了对功

率耗散进行研究, 还需要考虑材料塑性变形失稳的情况。根据最大熵原理, 提出材料在高温变形时的失稳判断依据^[18]:

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{\partial \lg \left(\frac{m}{m+1} \right)}{\partial \lg \dot{\epsilon}} + m < 0 \quad (17)$$

将不同变形温度 and 不同应变速率条件下的 m 值代入式(17), 计算出相应的 ξ 值, 以变形温度为横坐标, 应变速率的对数值为纵坐标, 绘制 $\xi(\dot{\epsilon})$ 的等高线图, 其中 $\xi(\dot{\epsilon}) < 0$ 的区域即为加工失稳区。

2.3.2 8014 铝合金加工图

根据 8014 合金的真应力-真应变关系曲线建立热加工图。为保证 m 的精度, 分别采集不同变形条件下 $\epsilon=0.2$ 时对应的应力值, 在一定温度条件下, 采用 3 次多项式拟合 $\ln \sigma$ 与 $\ln \dot{\epsilon}$ 之间的关系^[19]:

$$\ln \sigma = a (\ln \dot{\epsilon})^3 + b (\ln \dot{\epsilon})^2 + c \ln \dot{\epsilon} + d \quad (18)$$

式中, a 、 b 、 c 、 d 均为常数。对式(18)求导可得 m :

$$m = \frac{\partial \ln \sigma}{\partial \ln \dot{\epsilon}} = 3a (\ln \dot{\epsilon})^2 + 2b \ln \dot{\epsilon} + c \quad (19)$$

$$\xi(\dot{\epsilon}) = \frac{2b + 6a \lg \dot{\epsilon}}{m(m+1) \ln 10} + m \quad (20)$$

将不同 $\lg \sigma$ 和 $\lg \dot{\epsilon}$ 代入式(18)和式(19)求出 m 值。再将 m 值代入式(16), 可得到功率耗散因子 η , 绘制出功率耗散图, 功率耗散图中等高线数字即功率耗散系数 η , 可表征合金热加工微观组织的演变, 图 4 为 8014 合金功率耗散图。变形温度对 η 值的影响较大, 随着变形温度升高, η 值逐渐增大。

将 m 值代入式(20), 可得到不同变形条件下的 $\xi(\dot{\epsilon})$ 值, 绘制出材料失稳图, 见图 5。其中 $\xi(\dot{\epsilon}) < 0$ 为失稳区, $\xi(\dot{\epsilon}) > 0$ 为加工安全区^[20]。可以看出, 8014 合金的安全加工范围较大, 仅当变形温度为 240~250℃, 应变速率为 0.1~1 s⁻¹ 时发生失稳。

将图 4 与图 5 叠加, 可得到 8014 铝合金加工图(见图 6), 其中阴影部分是合金热加工过程的流变失稳区,

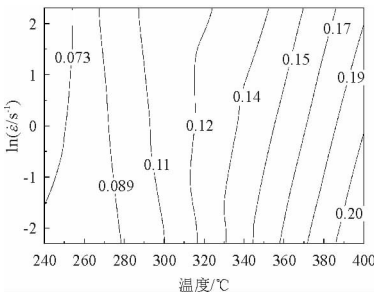


图 4 8014 合金的功率耗散图

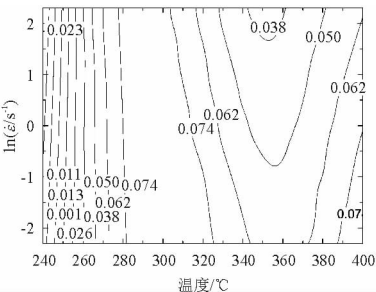


图 5 8014 铝合金流变失稳图

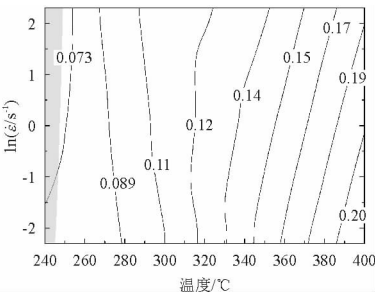


图 6 8014 铝合金加工图

Fig.4 Power dissipation diagram of 8014 aluminum alloy

Fig.5 Flow instability diagram for 8014 aluminum alloy

Fig.6 Processing diagram for 8014 aluminum alloy

白色部分是其加工安全区。可以看出,8014 合金功率耗散最大值出现在高温、低应变速率条件下,而变形失稳区出现在低温条件,说明在应变较小时,高温、低应变速率可促进再结晶组织的形成。8014 合金的最佳加工区域为:250~400 ℃、0.1~10 s⁻¹。

2.4 微观组织分析

图 7 为 8014 铝合金在不同变形条件下的组织。由图 7a~图 7c 可知,8014 合金在 0.1 s⁻¹ 变形条件下,随着温度升高,晶粒被逐渐拉长。由图 7c~图 7e 可以看

出,8014 合金在 400 ℃下,随着应变速率增加,出现了少量再结晶组织。结合图 1 可知,8014 合金的主要软化机制为动态回复。

采用 EBSD 技术表征不同变形条件下再结晶的微观组织分布情况,见图 8,其中浅灰代表变形组织,晶界取向为 2°~10°,深灰代表亚结构组织,晶界取向为 10°~15°,黑色代表再结晶组织,晶粒取向大于 15°。可以发现,大部分再结晶晶粒优先出现于晶界附近,少量出现在晶粒内部。结合图 9 不同变形条件下 8014 合金

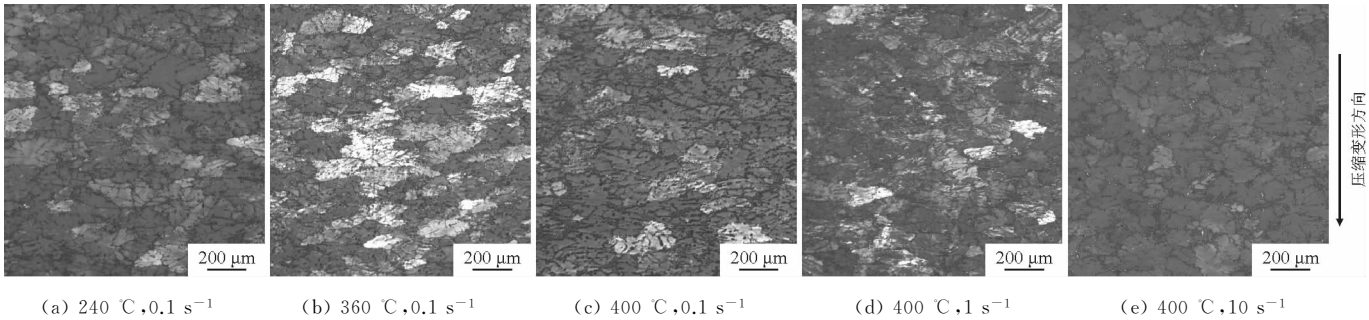


图 7 温度和应变速率对 8014 合金显微组织的影响

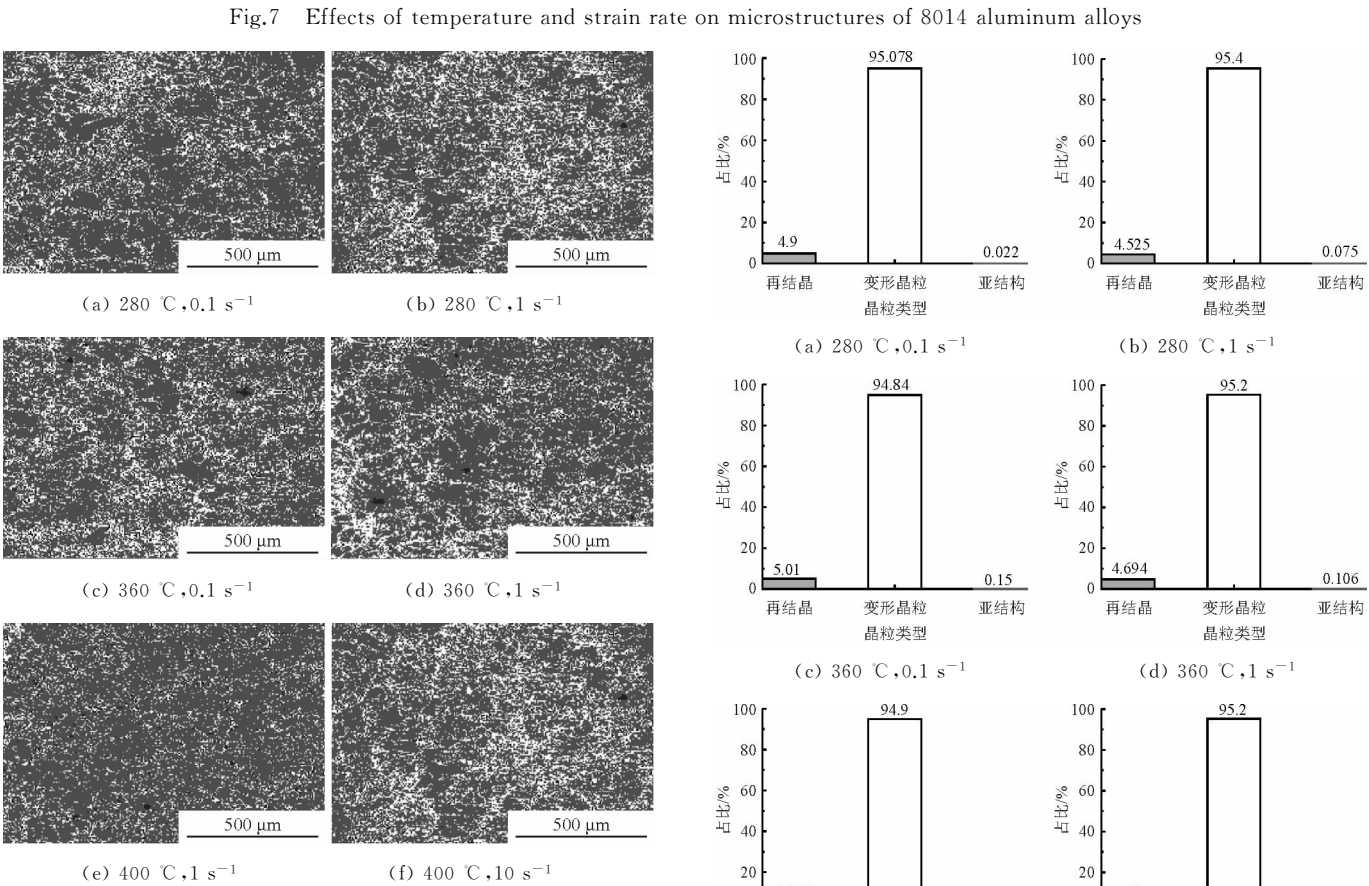


图 8 不同变形条件下 8014 合金的变形组织

Fig.8 Deformation structure of 8014 aluminum alloy under different deformation conditions

再结晶组织占比可知,8014 合金中以变形组织为主,其占比超过 90%。当变形温度不变时,随着应变速率增加,变形组织占比增加,再结晶组织占比逐渐降低;当应

图 9 不同变形条件下 8014 合金再结晶组织分布

Fig.9 Recrystallized structure distribution of 8014 aluminum alloy under different deformation conditions

变速率不变时,随着温度升高,变形组织占比减小,再结晶组织占比增加。这是由于随着温度升高,晶粒储能增加,晶界迁移所需的驱动力越小,缩短了再结晶时间,更容易发生再结晶。说明在高温、低应变速率条件下,8014 合金更容易发生再结晶,与热加工图计算结果一致。

3 结 论

(1)利用 Gleeble-3500 热模拟试验机,得到了 8014 合金的真应力-真应变曲线,构建了基于流变应力的本构方程为:

$$\dot{\epsilon} = 1.5915 \times 10^{14} \times [\sinh(0.0191\sigma)]^{8.6677} e^{\left(-\frac{174462.4}{8.314T}\right)}$$

(2)构建了 8014 合金的热加工图。8014 合金的最佳加工区域主要出现在高温、低应变速率范围内。当变形温度为 400℃时,动态再结晶程度随着应变速率的降低而更加充分。最佳加工区域为:340~400℃、0.1~10 s⁻¹。

参 考 文 献

[1] 吴道祥,梁强,王敬.2024A 铝合金高温流变行为及本构关系研究[J].特种铸造及有色合金,2020,40(3):233-238.

[2] LIU L, WU Y, GONG H. Effects of deformation parameters on microstructural evolution of 2219 aluminum alloy during intermediate thermo-mechanical treatment process[J]. Materials, 2018, 11(9):1496-1512.

[3] 仇鹏,王家毅,段晓鸽,等. AA7021 铝合金热变形行为及微观组织演变机理的研究[J]. 材料导报,2020,34(8):8106-8112.

[4] 胡强,闫亮明,杜青春,等. 压铸 A356 铝合金的热变形行为[J]. 特种铸造及有色合金,2020,40(10):1099-1103.

[5] 卞东伟. 6063 铝合金微观组织演变多尺度本构建模研究[D]. 银川:宁夏大学,2019.

[6] MA W Y, WANG B Y, LIN J G, et al. Influence of process parameters on properties of AA6082 in hot forming process[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(11):2454-2463.

[7] CAI Z W, CHEN F X, MA F J, et al. Dynamic recrystallization behavior and hot workability of AZ41M magnesium alloy during hot deformation[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 670(15):55-63.

[8] 徐振宇,胡道春.6082 铝合金热变形过程中的动态再结晶行为[J]. 中国有色金属学报,2020,30(6):1230-1237.

[9] YUAN X, CHEN L. Hot deformation at elevated temperature and recrystallization behavior of a high manganese austenitic twip steel[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2015, 51(6):651-658.

[10] ROKNI M R, ZAREI-HANZAKI A, WIDENER C A, et al. The strain-compensated constitutive equation for high temperature flow behavior of an Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Journal of Materials Engi-

neering & Performance, 2014, 23(11):4002-4009.

[11] SELLARS C M, MCTEGART W J. On the mechanism of hot deformation[J]. Acta Metallurgica, 1966, 14(9):1136-1138.

[12] ZENER C, HOLLOMON J H. Effect of strain rate upon plastic flow of steel[J]. Journal of Applied Physics, 1944, 15(1):22-32.

[13] MCQUEEN H J, RYAN N D. Constitutive analysis in hot working[J]. Materials Science & Engineering, 2002, A322(1-2):43-63.

[14] HAN Y, ZENG R, ZHAO R, et al. Modeling of constitutive relationship of Ti-25V-15Cr-0.2Si alloy during hot deformation process by fuzzy-neural network[J]. Materials & Design, 2010, 31(9):4380-4385.

[15] 储昭杰,李波,王文浩,等. 6061 铝合金热变形行为及动态再结晶[J]. 稀有金属材料与工程,2021,50(7):2502-2510.

[16] 毛敏,栾佰峰,李飞涛,等. β -T51Z 合金的热变形行为与组织演变研究[J]. 稀有金属材料与工程,2020,49(4):1211-1219.

[17] 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, 2012, A532(15):548-557.

[18] 邹东利,栾佰峰,肖东平.应变速率对锆合金塑性变形机制的影响[J].稀有金属材料与工程,2014,43(8):1897-1901.

[19] 骆浩东. BFε30-1-1 合金热变形行为及热加工图[D]. 兰州:兰州理工大学,2017.

[20] 刘乐,石大鹏,孙晓军,等.航天用 7055 高强铝合金热变形行为及热加工图[J]. 特种铸造及有色合金,2022,42(5):564-568.

(编辑:栗万仲)

丁文江院士荣获全国创新争先奖

庆祝全国科技工作者日暨全国创新争先奖表彰大会在国家科技传播中心举行。中国工程院院士、上海交通大学材料科学与工程学院教授丁文江荣获第三届全国创新争先奖。

丁文江从事先进镁合金研究 40 年,创制了世界上性能最优、质量最轻的镁稀土合金,研发新一代镁材料,支撑了一代新装备的发展,开启了镁的轻量化时代,也开启了能源、医疗之“镁材”新时代。丁文江先后创建了轻合金精密成型国家工程研究中心、上海市镁材料应用研究工程中心和上海交通大学氢科学中心,让镁材料在航空航天、医疗、能源等行业大放异彩;以第一完成人获得国家技术发明奖一等奖 1 项、二等奖 1 项、国家科技进步奖二等奖 1 项。

全国创新争先奖由人力资源社会保障部、中国科协、科技部、国务院国资委于 2017 年共同设立,每 3 年评选一次,表彰在面向世界科技前沿、面向经济主战场、面向国家重大需求、面向人民生命健康、社会服务等相关科技创新领域作出突出贡献的优秀科技工作者和团队。

(摘自中国有色网)