6061 铝合金热变形行为及动态再结晶

储昭杰[1]，李　波[1]，王文浩[1]，杜　勇[2]，孙　宇[3]

(1. 三峡大学 机械与动力学院，湖北 宜昌 443002)

(2. 中南大学 粉末冶金研究院，湖南 长沙 410083)

(3. 哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院，黑龙江 哈尔滨 150001)

摘　要：通过 Gleeble-3500 热压缩模拟试验机对 6061 铝合金进行热压缩实验，借助金相显微镜和透射电子显微镜研究合金在变形温度为 340~490 ℃，应变速率为 0.001~1 s^{-1} 条件下热变形和动态再结晶行为。结果表明：6061 铝合金的动态再结晶行为对变形温度和应变速率十分敏感，温度的升高和应变速率的减小都会促进动态再结晶的发生。基于峰值应力建立了合金热变形本构方程，计算得出热变形激活能为 235.155 kJ mol^{-1}。采用加工硬化率-流变应力曲线确定了合金热变形过程中的临界应力（应变）和峰值应力（应变）与 Z 参数的关系模型。随着温度的升高和应变速率的减小，DRX 临界应力(应变)和峰值应力(应变)减小。依据 Avrami 方程建立了合金动态再结晶体积分数模型，动态再结晶体积分数随应变的增加，呈现先缓慢增加后迅速增加再缓慢增加的特征，所建模型能够较为准确地预测该合金的动态再结晶行为。

关键词：6061 铝合金；热变形；本构方程；动态再结晶；临界条件

中图法分类号：TG146.22　　**文献标识码**：A　　**文章编号**：1002-185X(2021)07-2502-09

6061 铝合金因其具有优良的力学性能、焊接性能和耐腐蚀性能而被广泛应用于航空航天、轨道交通和军事领域等[1-3]。然而，铝合金在室温下成形较为困难，且易产生开裂、回弹等现象，近年来铝合金热成形技术受到各国学者广泛关注和研究。众所周知，铝合金在热加工过程中，其组织演变规律受热加工温度、加工速度、变形量等参数的影响，而微观组织的变化将会显著影响材料的最终性能[4]。因此，研究 6061 铝合金动态再结晶行为及热变形过程微观组织的动态演变规律，对优化热变形参数、调控热变形组织和性能具有重要理论指导意义。

金属材料在热变形的过程中会发生 DRV 和 DRX 等软化行为，目前有学者对 Mg、Ti、Al 等金属材料进行了相关研究。Xu 等[5]研究铸态 AZ91D 镁合金的变形行为和 DRX 行为，发现动态再结晶晶粒在较高的温度和较低的应变速率下易发生形核和生长；其动态再结晶的体积分数随着真实应变的增加而增加，增长趋势为典型的‘S’曲线。李旭等[6]研究了不同的变形参数对 2195 Al-Li 合金动态再结晶的影响，发现连续和不连续动态再结晶都更容易在低 Z 值下形成，而几何动态再结晶在 Z 值升高到一定程度才出现，并随着 Z 值的进一步升高而增加。朱鸿昌等[7]研究 TB17 钛合金 β 相区的动态再结晶行为及转变机理，发现在低应变速率下发生连续动态再结晶(CDRX)，高应变速率下发生不连续动态再结晶(DDRX)。然而，目前对 6061 铝合金的研究主要停留在流变应力和热加工图阶段，对其热变形行为和动态再结晶的研究鲜有报道。

本实验采用等温热模拟试验、金相显微镜（OM）、透射电子显微镜(TEM)等研究 6061 铝合金动态再结晶行为及组织演化规律，基于流变应力和应变硬化率-应力曲线表征出 DRX 特征参数。建立 6061 铝合金热变形的 Arrhenius 型本构方程、DRX 的临界参数模型和 DRX 体积分数相关模型。旨在为 6061 铝合金热加工工艺优化提供理论依据和指导。

1　实　验

实验使用的 6061 铝合金化学成分如表 1 所示。热压缩试样的尺寸为 Φ6 mm×10 mm。由图 1 初始金相显微组织可知，6061 铝合金晶粒呈等轴状，分布比较均匀，在晶界处存在少许杂质。在 Gleeble-3500 热模拟试验机上先以 12 ℃/s 的升温速率分别将试样加热到 340、390、440、490 ℃后，保温 3 min，使试样内外温度得到均匀分布后，再进行应变速率分别为 0.001、0.01、0.1、1 s^{-1} 的压缩变形实验。待变形结束后立即

收稿日期：2020-08-12
基金项目：湖北省教育厅重点项目(D20201206)；云南省重大科技专项 (2019ZE001-1)
作者简介：储昭杰，男，1996 年生，硕士生，三峡大学机械与动力学院，湖北 宜昌 443002，E-mail: chu19961029@126.com

表 1　6061 铝合金化学成分

Table 1　Chemical composition of 6061 aluminum alloy (ω/%)

Mg	Si	Fe	Cu	Zn	Cr	Mn	Ti	Al
0.8~1.2	0.4~0.8	0.7	0.15~0.4	0.25	0.04~0.35	0.25	0.15	Bal.

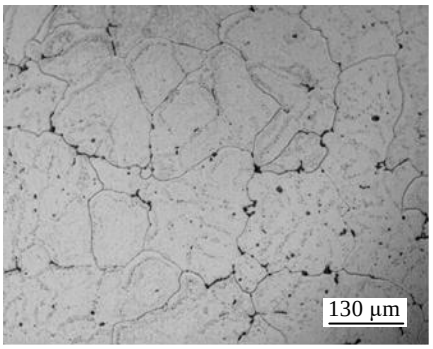

图 1　6061 铝合金初始金相显微组织

Fig.1　Initial microstructure of 6061 aluminum alloy

水淬冷却至室温，以保留变形组织。再利用线切割机将试样沿着轴线切开，随后利用金相显微镜(OM)、透射电子显微镜（TEM）对试样变形后显微组织进行表征。OM 试样使用金相砂纸和过饱和氧化镁溶液进行打磨抛光，抛光后对试样进行腐蚀以观察其微观组织。OM 金相腐蚀液配方为：苦味酸 5.5 g+蒸馏水 10 mL+乙醇 90 mL+乙酸 5 mL。TEM 试样取厚度为 0.5 mm 的薄片，利用机械减薄至 50 μm。将薄片冲制成直径 3 mm 的小圆片，再使用硝酸和甲醇的体积比为 1:2 的混合溶液为电解液进行减薄处理，电压 15~20 V，电流为 50~70 mA，温度控制在–20 ℃以下。

2　实验结果

2.1　真应力-应变曲线

图 2 为 6061 铝合金的真应力-应变曲线。根据曲线变化趋势将其分为 3 个阶段：加工硬化阶段、动态软化阶段和动态稳定阶段[8]。在变形初期，真应力急剧上升，而后随着应变的增大，真应力上升的趋势开始逐渐缓和。这是因为在变形初期产生了加工硬化，而后随着应变的增加。发生了动态回复（DRV）和动态再结晶(DRX)的软化，减缓了加工硬化的作用，所以曲线呈现出先急速上升，后较为平缓。当应变达到

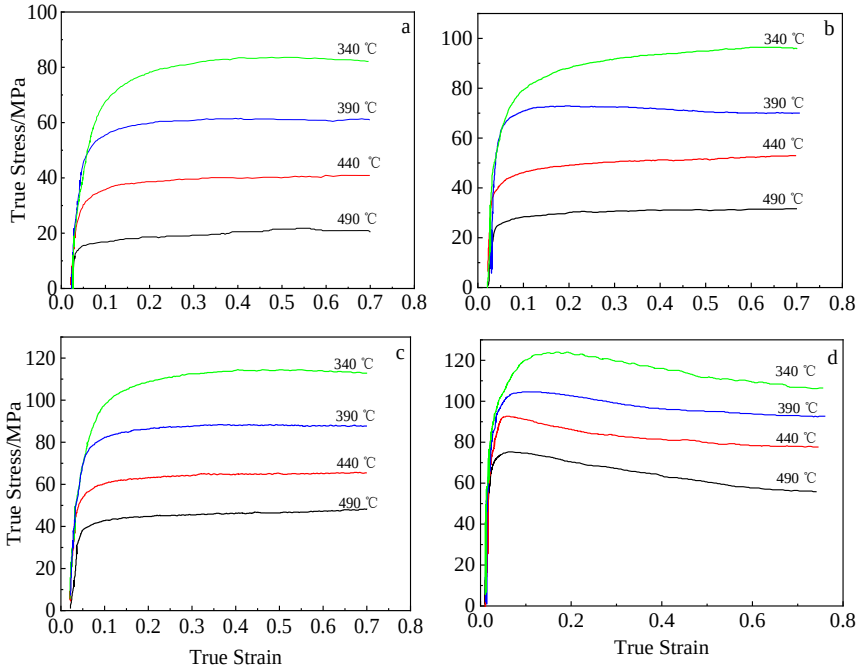

图 2　6061 铝合金真应力-真应变曲线

Fig.2　True stress-true strain curves of 6061 aluminum alloy under different deformation conditions: (a) 0.001 s^{-1}, (b) 0.01 s^{-1}, (c) 0.1 s^{-1}, and (d) 1 s^{-1}

一定值后，应力-应变曲线相对平直，这是因为产生了应力-应变动态平衡，表现出较明显的动态稳定特征[9,10]。当应变速率一定时，变形温度增加，真应力随之减小；这是因为温度上升增加了原子的动能，在高温下位错的交滑移和攀移比较容易进行，因此会导致应力的下降[11]。而当变形温度一定时，随应变速率增加，应力呈现逐渐增加的趋势；这是由于应变速率增大后位错不断增殖，出现相互缠绕和交割，导致变形更加困难，故应力会出现增加的现象。

2.2　微观组织

图 3 为 6061 铝合金在不同条件下变形后的金相显微组织照片。对比图 1 和图 3 可知，图 3 中的晶粒大都沿垂直压缩方向被拉长，晶粒得到了明显的细化。如图 3a 所示，在变形条件为 440 ℃/0.1 s^{-1} 时，合金内部晶界处出现较多细小且分布均匀的动态再结晶晶粒；随着应变速率增加到 1 s^{-1} 时，如图 3b 所示，只有少量的再结晶晶粒分布在晶界处；故应变速率的减小有利于组织动态再结晶的发生。图 3c 和图 3d 是变形条件分别为 390 ℃/0.01 s^{-1} 和 490 ℃/0.01 s^{-1} 的金相显微组织图片。从图 3c 中可见，部分晶粒晶界处有细小晶粒生成，出现了明显的动态再结晶行为；当温度升高到 490 ℃时，在图 3d 中可以观察到晶界处既有细小的萌生晶粒、明显长大的 DRX 晶粒，也有逐步向等轴状变化的动态再结晶晶粒。这是由于变形温度的升高可以有效增强位错运动的迁移能力，导致位错相互抵消和重新排列；并且还能使合金有充足的驱动力促进亚晶转动，从而形成再结晶。另外，温度的升高还会促进部分再结晶晶粒长大[12]。

图 4 为 6061 铝合金在不同变形条件下的透射电镜显微组织照片。图 4a 和图 4b 的变形条件分别为 390 ℃/0.01 s^{-1} 和 390 ℃/1 s^{-1}。从图 4a 中可以观察到，晶界处存在 DRX 晶粒，在晶粒周围出现了较多的位错缠结，位错缠结会为 DRX 的形核和长大提供能量；当应变速率增加到 1 s^{-1} 时，如图 4b 所示，产生大量的位错并未出现明显的再结晶组织。这是由于应变速率较快，导致再结晶晶粒来不及形核和长大，所以产生大量位错来消除变形。图 4c 和图 4d 是在 440 ℃/0.1 s^{-1} 和 490 ℃/0.1 s^{-1} 条件下的 TEM 照片。从图 4c 可以看到，在晶界处存在少量的 DRX 晶粒和缠结位错；当温度升高至 490 ℃时，如图 4d 所示，可以观察到在晶界周围存在大量的 DRX 晶粒。这是因为温度升高，位错的滑移和攀移的驱动力增大，导致位错运动增强，促进了晶粒的形核和长大。因此温度升高和应变速率减小会促进动态再结晶的发生。

2.3　本构方程的构建

本构方程能够确定温度、应变速率和应变之间的关系，同时也是分析材料热塑性变形的重要理论依据。采用双曲本构模型，构建了 Arrhenius 本构关系模型[13,14]。

$$\dot{\varepsilon} = A\left[\sinh\left(\alpha\sigma\right)\right]^{n}\exp\left(\frac{-Q}{RT}\right) \tag{1}$$

其中，Q 为材料热变形激活能（J/mol）；ε为应变速率（s^{-1}）；

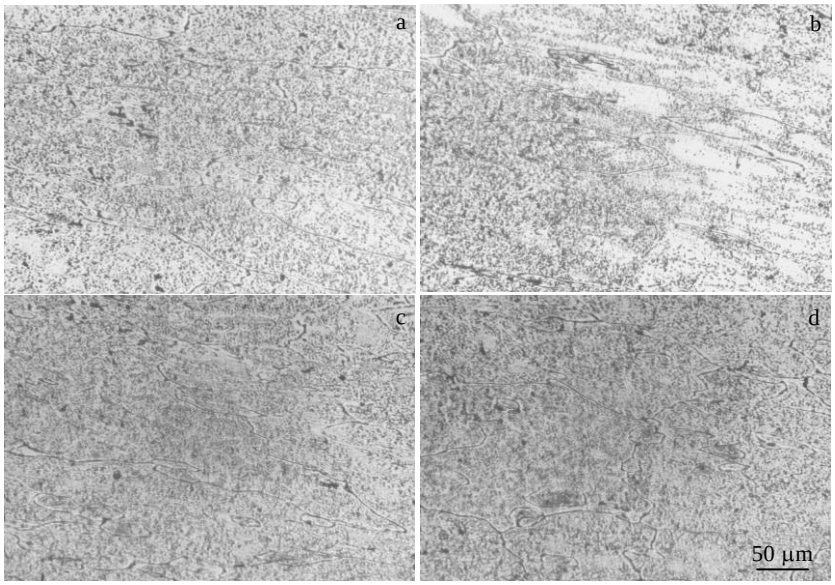

图 3　6061 铝合金的金相显微组织

Fig.3　OM microstructures of 6061 aluminum alloys under different deformation conditions: (a) 440 ℃/0.1s^{-1}, (b) 440 ℃/1 s^{-1}, (c) 390 ℃/0.01 s^{-1}, and (d) 490 ℃/0.01 s^{-1}

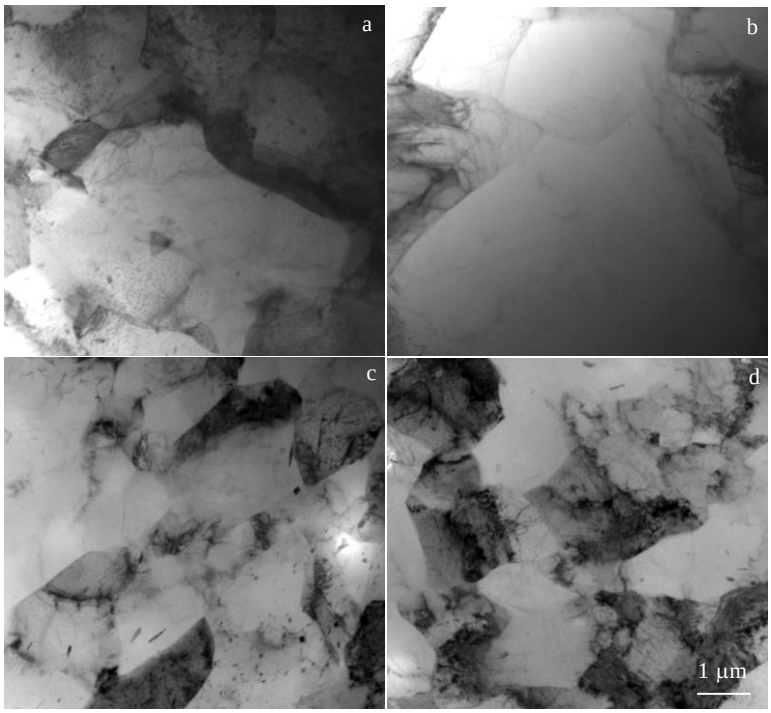

图 4　6061 铝合金在不同变形条件下的 TEM 照片

Fig.4　TEM images of 6061 aluminum alloy under different deformation conditions: (a) 390 ℃/0.01 s^{-1}; (b) 390 ℃/1 s^{-1}; (c) 440 ℃/0.1 s^{-1}; (d) 490 ℃/0.1 s^{-1}

T 为热力学温度（K）；R 为气体常数（8.314 J/mol·K）；A、α、n 均为材料常数。

不同的应力水平下用不同的幂指数模型来描述 $\dot{\varepsilon}$ 与 σ 之间的关系：

$$\dot{\varepsilon} = A_1\sigma^{n_1} \qquad (\alpha\sigma > 1.2) \tag{2}$$

$$\dot{\varepsilon} = A_2\exp(\beta\sigma) \qquad (\alpha\sigma < 0.8) \tag{3}$$

其中，A_1、A_2、β、n_1 均为材料常数。

对式(1)、(2)、(3)分别取自然对数并整理可得：

$$\ln\dot{\varepsilon} = \ln A + n\ln[\sinh(\alpha\sigma)] - Q/RT \tag{4}$$

$$\ln\dot{\varepsilon} = \ln A_1 + n_1\ln\sigma \tag{5}$$

$$\ln\dot{\varepsilon} = \ln A_2 + \beta\sigma \tag{6}$$

由图 5a 和 5b 所示的 $\ln\dot{\varepsilon}$-σ 和 $\ln\dot{\varepsilon}$-$\ln\sigma$ 关系图，可以求得 β = 0.144 29，n_1=10.4451。

$$\alpha = \beta/n_1 \tag{7}$$

由式(7) 得到 α=0.0138。将同一温度下的应变速率、峰值应力及 α 值代入式(4)，可绘出如图 5c 所示 $\ln\dot{\varepsilon}$-$\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的关系曲线图，可得 n=7.55。

将式(1)两边取自然对数，并将 1/T 的值扩大 1000 倍，经整理有：

$$\ln[\sinh(\alpha\sigma)] = \frac{\ln\dot{\varepsilon}}{n} - \frac{\ln A}{n} + \frac{1000Q}{nRT} \tag{8}$$

代入数据，绘出如图 5d 所示拟合关系图。对式(8)求偏微分并整理得：

$$Q = R\left[\frac{\partial\ln\dot{\varepsilon}}{\partial\ln[\sinh(\alpha\sigma)]}\right]_T\left[\frac{\partial\ln[\sinh(\alpha\sigma)]}{\partial(1/T)}\right]_{\dot{\varepsilon}} \tag{9}$$

式(9)右边 3 项依次分别为气体常数 R；温度 T 一定时的直线 $\ln\dot{\varepsilon}$-$\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的斜率；应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 不变时直线 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$-1000/T 的斜率；此时均为已知数，直接代入即可得 6061 铝合金的平均变形激活能 Q 值为 235.155 kJ·mol^{-1}。

引入 Z 参数(Zener-Hollomon)来耦合温度和应变速率对流变行为的影响[15]。用下式描述其与流变应力的关系：

$$Z = \dot{\varepsilon}\exp(Q/RT) = A[\sinh(\alpha\sigma)]^n \tag{10}$$

对式(10)两边取对数：

$$\ln Z = \ln A + n\ln[\sinh(\alpha\sigma)] \tag{11}$$

将 Q=235.155 kJ·mol^{-1} 和各变形参数分别代入式(10)，结合前面 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 的值可绘制 $\ln Z$-$\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系曲线如图 6 所示，拟合后可以得到参数 A=2.0312×10^{16}。将已求得的材料相关参数 n、α、A、Q 逐一代入式(1)中，可以确定 6061 铝合金热变形的本构方程：

$$\dot{\varepsilon} = 2.0312\times10^{16}[\sinh(0.0138\sigma)]^{7.55}\exp\left(\frac{-235155}{RT}\right) \tag{12}$$

包含 Z 参数的表述为：

$$Z = \dot{\varepsilon}\exp(235155/RT) \tag{13}$$

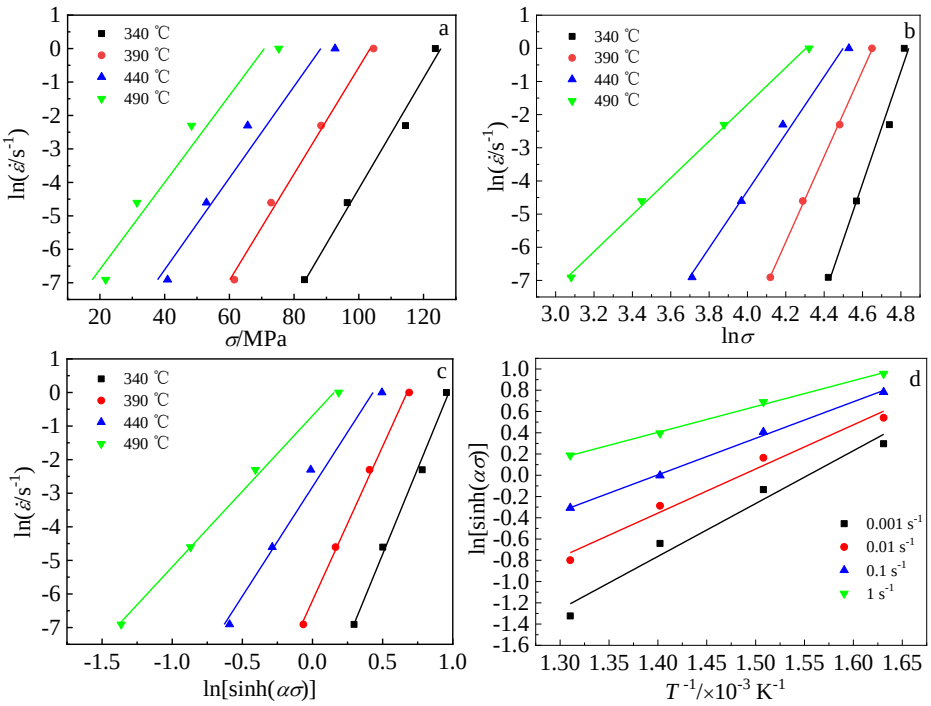

图 5　$\ln\dot{\varepsilon}$-σ, $\ln\dot{\varepsilon}$-$\ln\sigma$, $\ln\dot{\varepsilon}$-$\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 和 $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$-T^{-1} 关系曲线

Fig.5　Relationship curves of $\ln\dot{\varepsilon}$-σ (a), $\ln\dot{\varepsilon}$-$\ln\sigma$ (b), $\ln\dot{\varepsilon}$-$\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ (c) and $\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$-T^{-1} (d)

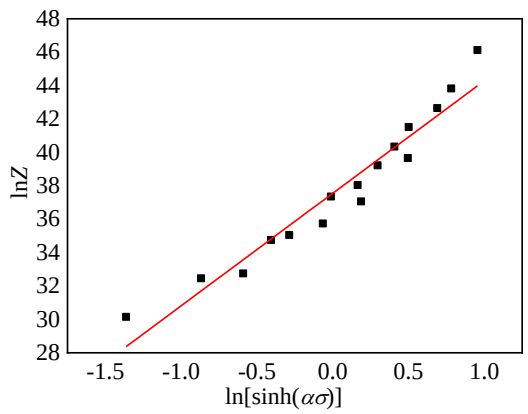

图 6　$\ln Z$-$\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$ 关系曲线

Fig.6　Relationship curve of $\ln Z$-$\ln[\sinh(\alpha\sigma)]$

2.4　动态再结晶临界条件

研究 DRX 临界条件，是定量研究 DRX 和优化热加工工艺参数的关键。引入加工硬化率(θ=dσ/dε)来反映材料流变应力随应变的变化趋势，绘制加工硬化率-应力（θ-σ）曲线来确定不同条件下的临界应力。在临界模型中依据 P-J 准则来对 DRX 临界条件进行判定[16,17]。Najafizadeh 等[18,19]在研究材料的临界应力时，指出（θ-σ）曲线可以很好地拟合三次多项式，再通过对应(–dθ/dσ)-σ 曲线的最低点确定其拐点，从而确切地得出 DRX 的临界条件[20]。

图 7 为试样在 0.001~1 s^{-1} 下不同温度对应三次多项式拟合的θ-σ曲线。可以清楚看到曲线的 2 个零点，前 1 个零点为软化应力(σ_s)，后 1 个零点为峰值应力(σ_p)。但是很难判断出其拐点，因此要通过绘制出的(–dθ/dσ)-σ 曲线判断出动态再结晶的临界条件。图 8 为在不同变形条件下对应的(–dθ/dσ)-σ 曲线。曲线的最低点所对应的 σ 值即为所对应的 σ 值临界应力。由图 8 可知，应变速率的升高和温度的降低都会使临界应力随之增大；由于较高的应变速率导致大量的位错缠结，位错缠结产生应力集中，降低 DRX 的形核速率；温度降低会导致空位原子的扩散速率减弱，导致位错的交滑移难以发生，限制其 DRX 形核，从而提高了动态再结晶的临界条件。

图 9 是 6061 铝合金的 ε_c-ε_p 和 σ_c-σ_p 之间的拟合曲线。图 10 为临界应力 σ_c(应变 ε_c)、峰值应力 σ_p (应变 ε_p)同 Z 参数之间的拟合曲线。可以看出，各个参数之间是符合线性关系的，对图中的数据进行拟合分析可以得到线性方程如式（14）所示：

$$\begin{cases}\sigma_c = 0.8908\sigma_p \\ \varepsilon_c = 0.4664\varepsilon_p \\ \sigma_p = 1.0152Z^{0.1055} \\ \sigma_c = 0.7928Z^{0.1084} \\ \varepsilon_p = 0.026Z^{0.0528} \\ \varepsilon_c = 0.0239Z^{0.0317}\end{cases} \tag{14}$$

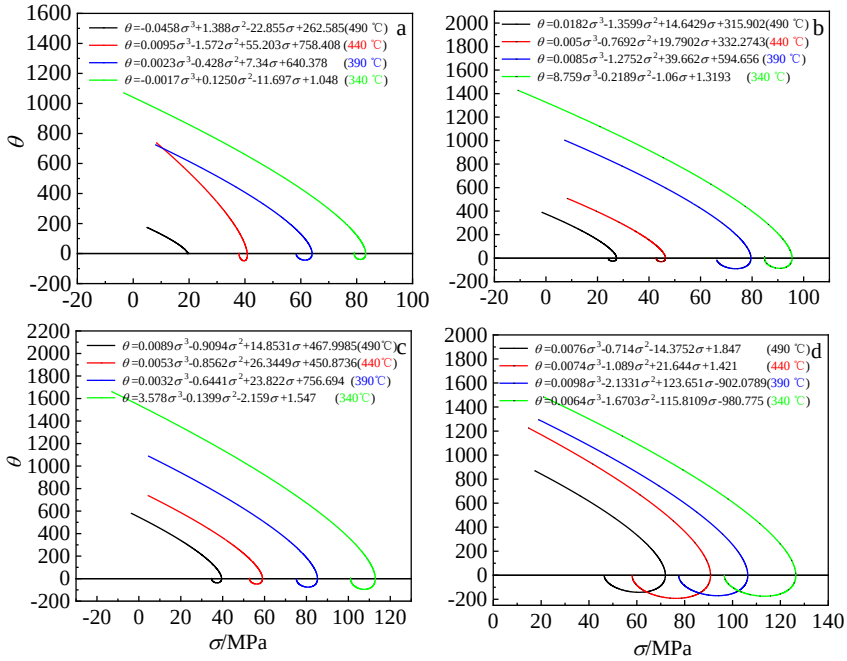

图 7　6061 铝合金在不同应变速率条件下的 θ-σ 曲线

Fig.7　θ-σ curves of 6061 aluminum alloy under different strain rates: (a) 0.001 s^{-1}, (b) 0.01 s^{-1}, (c) 0.1 s^{-1}, and (d) 1 s^{-1}

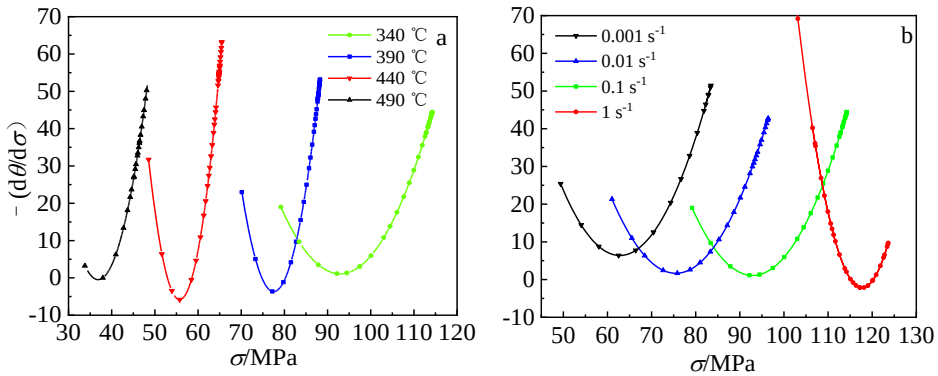

图 8　6061 铝合金在不同变形条件下的(–dθ/dσ)-σ 曲线

Fig.8　(–dθ/dσ)-σ curves of 6061 aluminum alloy under different deformation conditions: (a) 0.1 s^{-1} and (b) 340 ℃

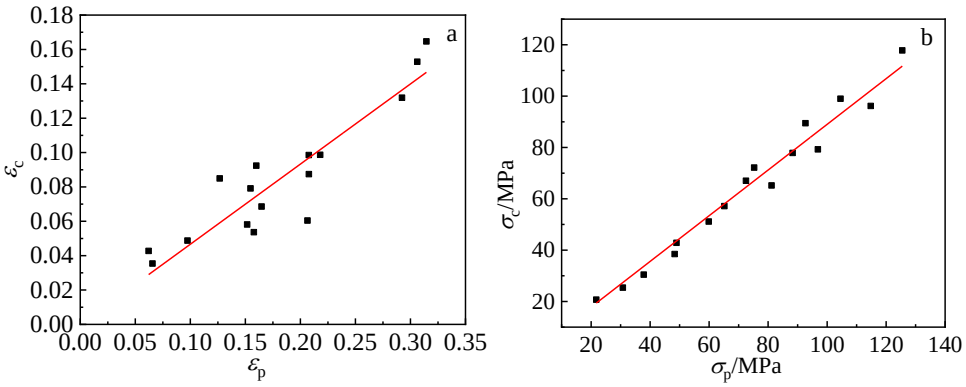

图 9　临界条件相关数据之间的拟合曲线

Fig.9　Fitting curves of correlation data of critical conditions: (a) ε_c-ε_p and (b) σ_c-σ_p

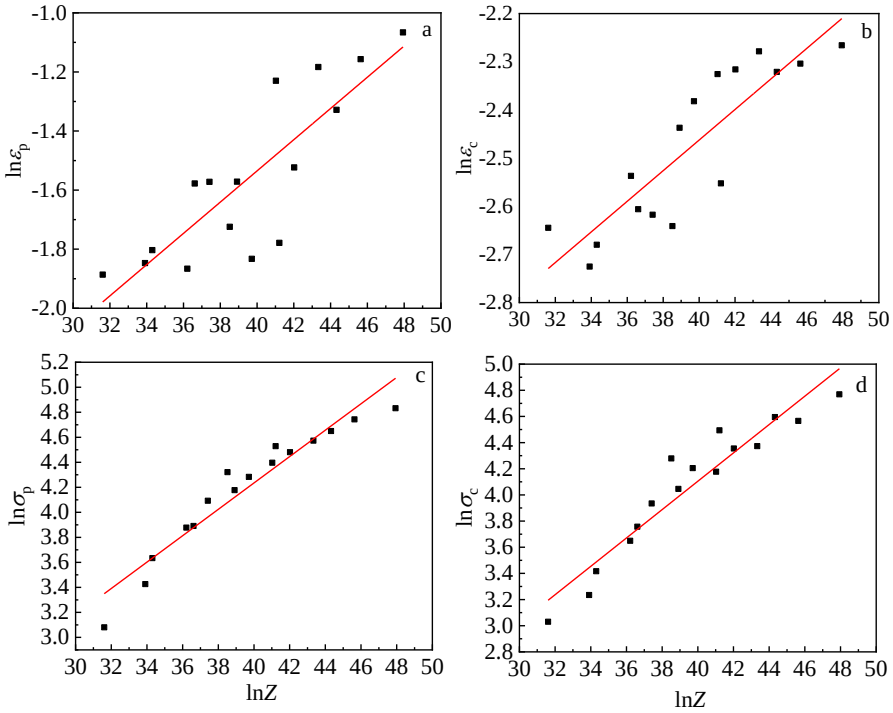

图 10　临界条件与 Z 参数之间的拟合曲线

Fig.10　Fitting curves between the critical condition and the Z parameter: (a) $\ln\varepsilon_p$-$\ln Z$, (b) $\ln\varepsilon_c$-$\ln Z$, (c) $\ln\sigma_p$-$\ln Z$, and (d) $\ln\sigma_c$-$\ln Z$

结合式（14）和图 10 可知，临界应力(应变)和峰值应力(应变)随着 Z 参数的增加而增加，即与应变速率呈正相关，与温度呈负相关。由图 4b 可知，在高 Z 值的情况下会积累大量的位错，导致位错与晶界的相互作用加剧，使得应力集中在晶界处不利于动态再结晶的发生，减弱软化效果。在图 3c 和 3d 中可以观察到较多的再结晶晶粒，因为在低 Z 值的情况下，有足够的能量和时间来发生结晶和晶界的迁移，使得 DRX 更加容易发生。

2.5　动态再结晶模型

构建动态再结晶体积分数模型对研究 6061 铝合金热变形过程中的 DRX 行为和提高材料性能具有十分重要的意义[21]。本研究将选用 Avrami 模型构建动态再结晶动力学模型[22]。其模型如式（15）所示：

$$X=1-\exp\left\{-k\left[(\varepsilon-\varepsilon_c)/\varepsilon_p\right]^m\right\} \tag{15}$$

式中的 k 和 m 均为材料常数。构建 Avrami 模型的关键在于不同条件下 X 值的获取，本文利用应力软化模型进行求取[23]。

$$X=\frac{\sigma_{sat}-\sigma}{\sigma_{sat}-\sigma_s} \tag{16}$$

式中，σ_{sat} 为动态回复应力，计算时可用峰值应力 σ_p 替代，σ_s 为动态再结晶发生后达到稳定状态时的软化应力值[24]。

对式（15）变形后求自然对数可得：

$$\ln\ln[1/(1-X)]=m\ln[(\varepsilon-\varepsilon_c)/\varepsilon_p]+\ln k \tag{17}$$

图 11 是在应变速率为 0.1 和 0.01 s^{-1} 下的 $\ln\ln[1/(1-X)]$ 和 $\ln[(\varepsilon-\varepsilon_c)/\varepsilon_p]$ 拟合关系曲线。可以得到应变速率为 0.1 s^{-1} 时，对应的 m=2.1357，k=0.0865；应变速率为 0.01 s^{-1} 时的 m=2.2685，k=0.1063 [25]。因此可以得到相应的动态再结晶方程如式(18)和(19)所示：

$$X=1-\exp\left\{-0.0865[(\varepsilon-\varepsilon_c)/\varepsilon_p]^{2.1357}\right\} \tag{18}$$

$$X=1-\exp\left\{-0.1063[(\varepsilon-\varepsilon_c)/\varepsilon_p]^{2.2685}\right\} \tag{19}$$

图 12 是应变速率为 0.1 和 0.01 s^{-1} 条件下根据相应动力学方程绘制的 6061 铝合金动态再结晶体积分数预测曲线。由图 12 可知，在变形初期，DRX 体积分数上升缓慢；随变形量增加，DRX 体积分数上升迅速，符合铝合金的 DRX 体积分数的变化规律[26]。在温度恒定时，DRX 体积分数随着应变速率的减小而上升；当应变速率不变时，DRX 体积分数随着温度的升高而升高；温度提高会给动态再结晶的形核和长大提供能量，使得 DRX 的体积分数增大。而应变速率的提高又会导致大量位错的产生，会削弱其在晶界处的形核能力，导致 DRX 体积分数的下降。对比图 3 中的金相组织照片可知，动力学方程预测的体积分数与实验结果较为吻合，故 6061 铝合金的 DRX 模型能较准确反映 DRX 体积分数的变化规律。因此，能通过调整变形条件来改善合金的微观组织，以达到提高材料性能的目的。

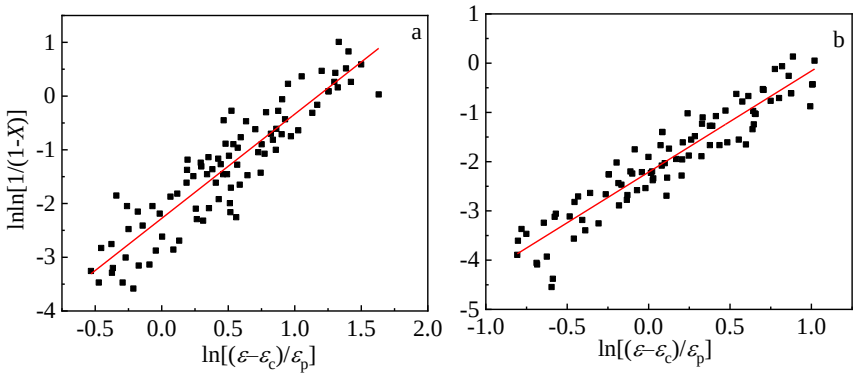

图 11　在 0.1 和 0.01 s^{-1} 应变速率下的 $\ln\ln[1/(1-X)]$-$\ln[(\varepsilon-\varepsilon_c)/\varepsilon_p]$ 拟合关系曲线

Fig.11　$\ln\ln[1/(1-X)]$-$\ln[(\varepsilon-\varepsilon_c)/\varepsilon_p]$ fitting relationship curves under strain rate of 0.1 s^{-1} (a) and 0.01 s^{-1} (b)

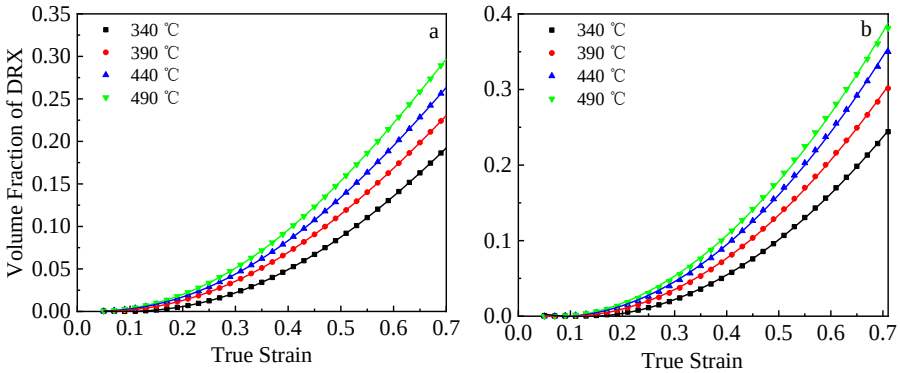

图 12　在 340~490 ℃和 0.1，0.01 s^{-1} 应变速率下的再结晶体积分数预测曲线

Fig.12　Prediction curves of recrystallization volume fractions at 340～490 ℃ and strain rate of 0.1 s^{-1} (a) and 0.01 s^{-1} (b)

3　结　论

1) 6061 铝合金热变形激活能 Q 值为 235.155 kJ mol^{-1}，构建的 6061 铝合金的热变形本构方程为：

$$\dot{\varepsilon}=2.0312\times10^{16}\left[\sinh(0.0138\sigma)\right]^{7.55}\exp\left(\frac{-235155}{RT}\right)。$$

2) 引入 Z 参数和加工硬化率(θ)对动态再结晶临界条件进行求解和描述：σ_c=0.8908σ_p；ε_c=0.4664ε_p；ε_c=0.0239$Z^{0.0317}$；σ_c=0.7928$Z^{0.1084}$；其中 Z 参数为：$Z=\dot{\varepsilon}\exp(235155/RT)$，发现临界应力（应变）随着温度的升高而减小，随着应变速率的增大而增大。

3) 选用 Avrami 模型，构建应变速率为 0.1 和 0.01 s^{-1} 的动态再结晶的动力学模型：

$$X=1-\exp\left\{-0.0865[(\varepsilon-\varepsilon_c)/\varepsilon_p]^{2.1357}\right\}$$

$$X=1-\exp\left\{-0.1063[(\varepsilon-\varepsilon_c)/\varepsilon_p]^{2.2685}\right\}$$

能够较准确地预测合金的动态再结晶行为。

参考文献　References

[1] Ji Hao(姬 浩), Duan Xiaowei(段小维). *Welded Pipe*(焊管)[J], 2018(6): 24

[2] Li Luoxing(李落星), Ye Tuo(叶 拓), Guo Pengcheng(郭鹏程) *et al. Materials China*(中国材料进展)[J], 2016, 35(4): 268

[3] Niu Z, Huang J, Liu K *et al. Materials Letters*[J], 2016, 179: 47

[4] Zhang C S, Wang C X, Guo R *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 773: 59

[5] Xu Y, Hu L X, Sun Y. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(6): 1683

[6] Li Xu(李 旭), Yang Qingbo(杨庆波), Fan Xiangze(樊祥泽) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2019, 55(6): 709

[7] Zhu Hongchang(朱鸿昌), Luo Junming(罗军明), Zhu Zhishou(朱知寿). *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2020, 48(2): 108

[8] Liu L, Wu Y, Gong H *et al. Materials*[J], 2018, 11(8): 1443

[9] Chen G, Chen L, Zhao G *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2017, 710: 80

[10] Yang Shengli(杨胜利), Shen Jian(沈 健), Yan Xiaodong(闫晓东)

et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)[J], 2015, 25(8): 2083

[11] Yuan Xiaoyun(袁晓云), Chen Liqing(程礼清). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2015, 51(6): 651

[12] Huang Yuanchun(黄元春), Xu Tiancheng(许天成), Xiao Zhengbing(肖政兵) *et al. Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2018, 46(6): 65

[13] Sellars C M, McTegart W. *Acta Metallurgica*[J], 1966, 14(9): 1136

[14] Mao Min(毛 敏), Luan Baifeng(栾佰峰), Li Feitao(李飞涛) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(4): 1211

[15] Ma Tengfei(马腾飞), Li Yuli(李宇力), Zhou Xuan(周 宣) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(1): 201

[16] Xu Y, Chen C, Zhang X *et al. Materials Characterization*[J], 2018, 145: 39

[17] Poliak E, Jonas J. *Acta Materialia*[J], 1996, 44(1): 127

[18] Najafizadeh A, Jonas J J. *The Iron and Steel Institute, International*[J], 2006, 46 (11): 1679

[19] Xu Zhaohua(许赵华), Li Hong(李 宏), Li Miaoquan(李淼泉). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2017, 27(8): 1551

[20] Li H Z, Yang L, Wang Y *et al. Materials Characterization*[J], 2020, 163: 110 285

[21] Kim S I, Yoo Y C. *Materials Science and Engineering*[J], 2001, 311(1-2): 108

[22] Li Ping(李 萍), Zuo Biao(左 标), Guo Weiwei(郭威威) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(12): 3811

[23] Deng Yahui(邓亚辉), Yang Yinhui(杨银辉), Cao Jianchun(曹建春) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2018, 55(4): 445

[24] Zhou Haiping(周海萍), Zhang Hongbin(张弘斌), Liu Jie(李 杰) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(11): 3329

[25] Zhang C, Wang C, Guo R *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 773: 59

[26] Ding S, Sabrina Alam Khan, Jun Yanagimoto. *Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 787: 139 522

Hot Deformation Behavior and Dynamic Recrystallization of 6061 Aluminum Alloy

Chu Zhaojie[1], Li Bo[1], Wang Wenhao[1], Du Yong[2], Sun Yu[3]

(1. College of Mechanics and Power, Three Gorges University, Yichang 443002, China)

(2. Institute of Powder Metallurgy, Central South University, Changsha 410083, China)

(3. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: The hot compression experiment of 6061 aluminum alloy was carried out using Gleeble-3500 thermal simulator. The hot deformation and dynamic recrystallization behaviors of the alloy at a deformation temperature of 340~490 °C and a strain rate of 0.001~1 s^{-1} were investigated by metallographic microscope and transmission electron microscope. The results show that the dynamic recrystallization behavior of the alloy is very sensitive to deformation temperature and strain rate. The increase of temperature and the decrease of strain rate will promote the occurrence of dynamic recrystallization. Based on the peak stress, the constitutive equation was established, and the thermal deformation activation energy was calculated to be 235.155 kJ·mol^{-1}. The work hardening rate and flow stress curve was used to determine the relationship model between the critical stress (strain), peak stress (strain) and the *Z* parameter during the hot deformation process. As the increases of temperature and the decreases of strain rate, the critical stress (strain) and peak stress (strain) of DRX decrease. According to the Avrami equation, the dynamic recrystallization volume fraction model of the alloy was established. With the increase of strain, the dynamic recrystallization volume fraction first slowly increases, then rapidly increases and then slowly increases. The dynamic recrystallization volume fraction model can predict the dynamic recrystallization behavior of the alloy more accurately.

Key words: 6061 aluminum alloy; hot deformation; constitutive equation; dynamic recrystallization; critical condition

Corresponding author: Chu Zhaojie, Candidate for Master, School of Mechanics and Power, Three Gorges University, Yichang 443002, P. R. China, E-mail: chu19961029@126.com