

DOI: 10.11973/jxgccl202010019

Al-Mg-Si-Cu 合金双道次热变形流变软化行为

沈元元¹, 肖 罡^{2,3}, 干 甜², 刘长万², 曾建民⁴

(1. 九江职业技术学院机械工程学院, 九江 332007; 2. 江西应用科技学院, 工程技术协同创新中心, 南昌 330100; 3. 湖南大学, 汽车车身先进设计制造国家重点实验室, 长沙 410082; 4. 广西大学, 广西有色金属及特色材料加工重点实验室, 南宁 530004)

摘要: 在变形温度为 653~733 K、应变速率为 0.01~0.1 s⁻¹、变形道次间停留时间为 30~240 s 下, 对 Al-Mg-Si-Cu 合金进行双道次等温热压缩试验, 定量分析了合金的动态与静态软化行为, 探讨了合金的流变软化行为机理。结果表明: 合金在第一道次变形时的动态软化率均不低于 10%, 流变软化程度随着应变速率的增大和变形温度的升高而减小, 软化机制为动态回复与再结晶相结合; 变形道次间停留阶段的软化行为显著, 最大软化率可达 97.82%, 静态软化程度随变形温度的升高、应变速率的增大和道次间停留时间的延长而增大, 软化行为由静态回复与再结晶共同主导; 合金在第二道次变形时的流变应力峰值较低且软化率均不高于 5%, 软化行为由再结晶与回复共同主导。

关键词: Al-Mg-Si-Cu 合金; 热变形; 软化行为; 再结晶

中图分类号: TG146.2; TH142.3

文献标志码: A

文章编号: 1000-3738(2020)10-0092-06

Flow Softening Behavior of Al-Mg-Si-Cu Alloy during Two-Pass Hot Deformation

SHEN Yuanyuan¹, XIAO Gang^{2,3}, GAN Tian², LIU Changwan², ZENG Jianmin⁴

(1. College of Mechanical Engineering, Jiujiang Vocational and Technical College, Jiujiang 332007, China; 2. Collaborative Innovation Center of Engineering Technology, Jiangxi University of Applied Science, Nanchang 330100, China; 3. State Key Laboratory of Advanced Design and Manufacturing for Vehicle Body, Hunan University, Changsha 410082, China; 4. Guangxi Key Laboratory of Processing for Non-ferrous Metals and Featured Materials, Guangxi University, Nanning 530004, China)

Abstract: Two-pass isothermal compression tests of Al-Mg-Si-Cu alloy were conducted under deformation temperature of 653–733 K, strain rate of 0.01–0.1 s⁻¹ and inter-pass holding time of 30–240 s. The dynamic and static softening behavior of the alloy was quantitatively analyzed and the flow softening behavior mechanism of the alloy was investigated. The results show that the flow softening ratio of the alloy at the first deformation pass was no less than 10%; the flow softening degree decreased with increasing strain rate and deformation temperature; the softening mechanism was a combination of dynamic recovery and recrystallization. During the inter-pass periods, the flow softening behavior was obviously observed and the softening ratio reached up to 97.82%; the static softening degree increased with the deformation temperature, the strain rate and the inter-pass holding time. The softening behavior was dominated by the static recovery and recrystallization. The peak values of flow stress during the second deformation pass were relatively low and the softening ratios were no more than 5%; the softening behavior was dominated by the recrystallization and recovery.

Key words: Al-Mg-Si-Cu alloy; hot deformation; softening behavior; recrystallization

收稿日期: 2019-10-24; 修订日期: 2020-08-25

基金项目: 中国博士后科学基金资助项目(2019M652755); 湖南省自然科学基金资助项目(2018JJ3178); 江西省教育厅科学研究项目(GJJ191277, GJJ191283); 广西有色金属及特色材料加工重点实验室开放基金资助项目(2020GXYSOF16)

作者简介: 沈元元(1982—), 男, 安徽淮南人, 讲师, 硕士

通信作者: 肖罡教授/高级工程师

0 引言

Al-Mg-Si-Cu 系铝合金具有较高的比强度和比刚度, 以及较好的成形性能和耐腐蚀性能, 是车身轻量化结构件与覆盖件的优选材料^[1], 因而备受关注。多道次大应变高温轧制成形是合金铸态坯件加工成

高品质构件的重要工艺环节。合理的热轧工艺规划与控制,是提升最终成形产品服役性能的关键。金属在热塑性成形过程中的流变行为是揭示其塑性变形机理、指导成形工艺规划的重要途径与依据^[2]。其中,高温变形过程的流变软化行为是探究其流变行为特征的关键^[3-4],具有重要的研究意义和价值。目前金属高温塑性变形流变软化行为的相关研究多以钢铁^[5-6]或强度较高的 Al-Cu 系^[7]和 Al-Zn 系铝合金^[8]为主要研究对象,并且鲜见将动态与静态软化行为关联分析的研究报道。作者以 Al-Mg-Si-Cu 合金为研究对象,采用平面应变热压缩试验模拟热轧成形过程,通过动态软化率、静态软化率与加工硬化率定量分析合金的动态与静态软化行为,探究合金在不同变形阶段的流变软化行为机理,为热轧工艺的设计与优化提供理论依据。

1 试样制备与试验方法

试验材料为 Al-Mg-Si-Cu 合金,其主要成分(质量分数/%)为 0.95Mg, 0.9Cu, 0.75Si, 0.35Mn, 余 Al, 采用电阻炉熔炼制备而成,浇铸温度为 1 003 K。采用电火花线切割方法将铸锭加工成尺寸为 20 mm×15 mm×10 mm 的平面应变热压缩试样,将热压缩试样用石英砂包裹后,随炉加热至 813 K,保温 15 h 以完成均匀化处理,随后水淬以完成固溶处理。采用 Gleeble-3500 热模拟试验机进行等温双道次平面应变热压缩试验,具体压缩方式如图 1 所示,工艺流程如图 2 所示,变形温度为 653, 693, 733 K,应变速率为 0.01, 0.1 s⁻¹,变形道次间停留时间为 30, 60, 120, 240 s,第一道次与第二道次压缩变形的真应变分别为 0.45, 0.35。

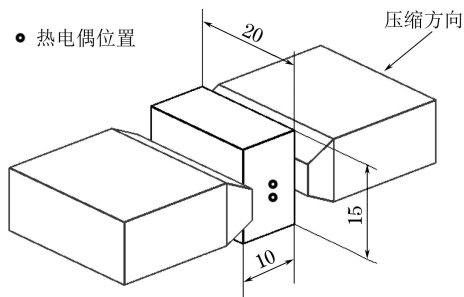


图 1 平面应变热压缩方式示意

Fig. 1 Schematic of plane strain hot compression test

热压缩试验结束后,在热压缩试样变形区域中部与压缩方向平行的纵截面截取金相试样,将除待测面的其他面用环氧树脂密封,待测面经水磨砂纸预磨和机械抛光后进行阳极覆膜,电解液组成(体积分数)为

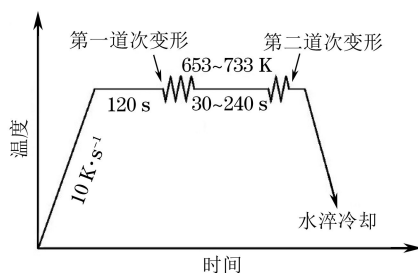


图 2 双道次热压缩试验的工艺流程

Fig. 2 Process flow of two-pass hot compression test

5% 氟硼酸 + 95% 蒸馏水,然后在 POLYVER-MET 型光学显微镜上观察显微组织。

2 试验结果与讨论

2.1 动态软化率

动态软化率 R_s 是用于量化材料动态流变软化程度的有效参量^[9-10],其求解方程为

$$R_s = \frac{\sigma_p - \sigma_{p+k}}{\sigma_p} \times 100\% \quad (1)$$

式中: σ_p 为流变应力峰值; σ_{p+k} 为在流变应力峰值对应的应变 ϵ_p 的基础上真应变增加 k 时的应力,通常 k 取 0.25^[9]。

由式(1)可计算得到 Al-Mg-Si-Cu 合金在不同变形条件时的 R_s 。由图 3 可知:第一道次变形时合金的 R_s 随着应变速率的增大和变形温度的升高而减小,但均不小于 10%;第二道次变形时合金的 R_s 较低, R_s 随着应变速率减小和道次间停留时间的缩短而增大,但均不大于 5%。

2.2 静态软化率

静态软化率 F_s 是用于量化道次间停留阶段流变软化程度的有效参量^[11],其求解方程为

$$F_s = \frac{\sigma_m - \sigma_2}{\sigma_m - \sigma_1} \times 100\% \quad (2)$$

式中: σ_m 为第一道次变形结束时的应力; σ_2 为第二道次变形时的屈服应力; σ_1 为第一道次变形时的屈服应力。

由式(2)计算得到在不同变形条件下 Al-Mg-Si-Cu 合金的 F_s 。由图 4 可知:在不同热压缩变形条件下 Al-Mg-Si-Cu 合金的 F_s 均不低于 10%,当变形温度、应变速率和道次间停留时间分别为 733 K, 0.1 s⁻¹, 240 s 时, F_s 最大,可达 97.82%; F_s 受变形条件的影响显著,随着应变速率的增大、变形温度的升高和道次间停留时间的延长而增大,且 F_s 的增大速率随道次间停留时间的持续增加而减缓。

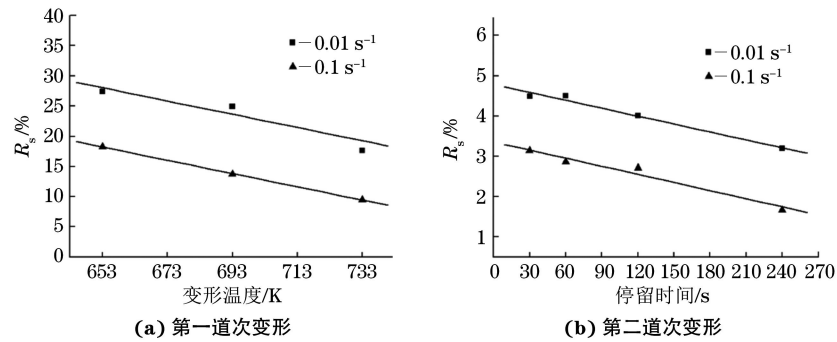


图3 双道次热压缩变形时 Al-Mg-Si-Cu 合金的动态软化率

Fig.3 Dynamic softening rates of Al-Mg-Si-Cu alloy during two-pass hot compression deformation: (a) the first pass deformation and (b) the second pass deformation

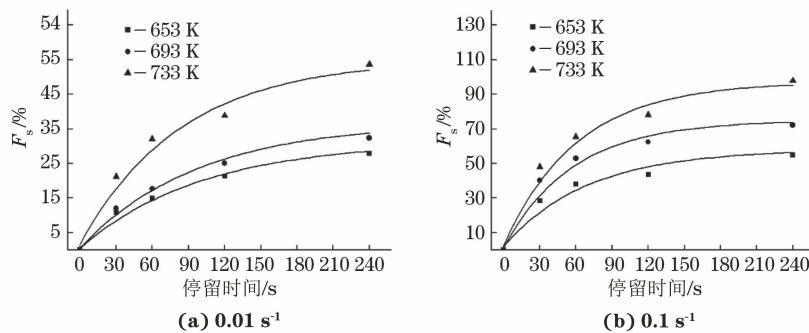


图4 不同应变速率下双道次热压缩变形时 Al-Mg-Si-Cu 合金的静态软化率

Fig.4 Static softening rates of Al-Mg-Si-Cu alloy during two-pass hot compression deformation at different strain rates

2.3 加工硬化率

加工硬化率 θ 的演变行为是揭示材料在塑性变形过程中组织演变规律的重要依据,是表征材料动态软化行为的重要手段^[12-13],其求解方程为

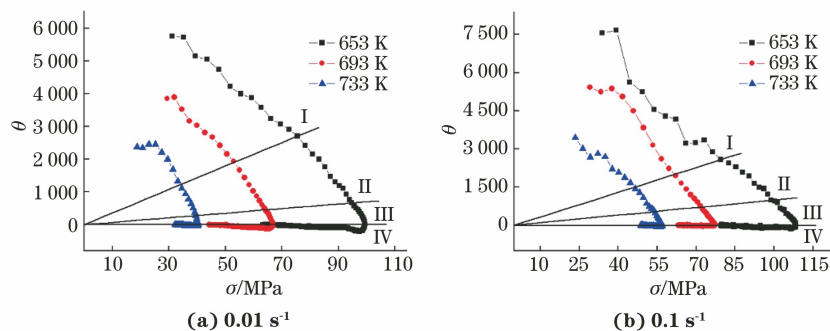
$$\theta = \left(\frac{d\sigma}{d\varepsilon} \right)_{\varepsilon, T} \quad (3)$$

式中: σ 为流变应力; ε 为真应变; $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率; T 为变形温度。

由式(3)计算得到不同变形条件下 Al-Mg-Si-Cu 合金在第一道次和第二道次热压缩变形时的 θ - σ 曲线。由图 5 可知,第一道次热压缩变形时合金的 θ - σ 曲线具有较为明显的 4 个演化阶段。在阶段 I, 变

形开启瞬间,合金的 θ 较大,然后呈快速下降趋势;在阶段 II, θ 随 σ 降低的速率略有减缓;在阶段 III, θ 持续降低且降低速率增大,当降至 0 时流变应力达到峰值;在阶段 IV, θ 下降后缓慢回升,当 θ 再次到达 0 时,由合金组织演变形成的软化作用与加工硬化作用趋于平衡,此时流变应力为稳态应力 σ_s ,标志合金进入稳态变形阶段^[6]。 θ 受变形条件的影响显著,随着变形温度的降低和应变速率的升高而增大。

由图 6 可知,第二道次热压缩变形时,合金的 θ - σ 曲线的演化过程与第一道次时的不同,仅表现出较明显的 2 个演化阶段。在阶段 I, θ 随 σ 的增加而急剧降至 0,该阶段的持续时间非常短,表现出类

图5 不同应变速率下第一道热压缩变形时 Al-Mg-Si-Cu 合金的 θ - σ 曲线Fig.5 θ - σ curves of Al-Mg-Si-Cu alloy during the first pass hot compression deformation at different strain rates

线性的演变关系;在阶段Ⅱ, θ 基本保持稳定,表现为在 0 处上下浮动的演变规律。由图 7 可知, θ - ϵ 曲线的演变规律与 θ - σ 曲线的演化规律相似。通过对比可以发现,第一道次热压缩变形初期合金的 θ 比第二道次热压缩变形初期的大,在第二道次热压缩

变形时的流变应力峰值更小。在第二道次热压缩变形时,变形条件对 θ 达到稳态所需时间的影响较小,但对 θ 达到稳态后其值的上下波动幅度的影响较大,在变形温度较高且应变速率较低时 θ 的波动幅度较大。

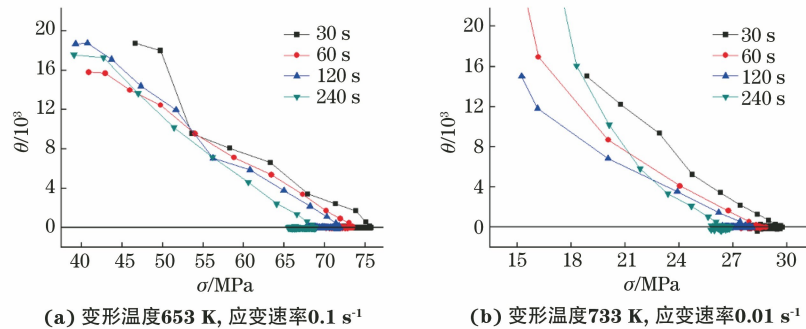


图 6 第二道次热压缩变形时 Al-Mg-Si-Cu 合金的 θ - σ 曲线

Fig. 6 θ - σ curves of Al-Mg-Si-Cu alloy during the second pass hot compression deformation: (a) deformation temperature of 653 K and strain rate of 0.1 s^{-1} and (b) deformation temperature of 733 K and strain rate of 0.01 s^{-1}

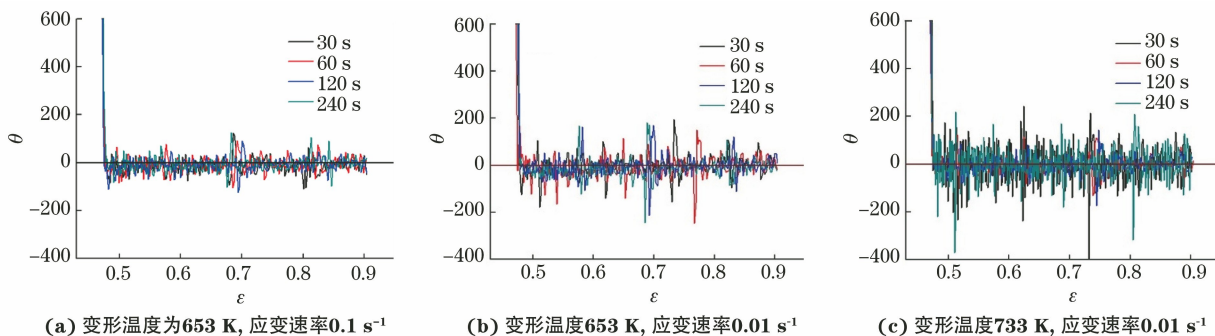


图 7 第二道次热压缩变形时 Al-Mg-Si-Cu 合金的 θ - ϵ 曲线

Fig. 7 θ - ϵ curves of Al-Mg-Si-Cu alloy during the second pass hot compression deformation: (a) deformation temperature of 653 K and strain rate of 0.1 s^{-1} ; (b) deformation temperature of 653 K and strain rate of 0.01 s^{-1} and (c) deformation temperature of 733 K and strain rate of 0.01 s^{-1}

2.4 流变软化行为机理

当 $0 < R_s < M$ 时,流变软化行为由动态回复主导;当 $M < R_s < 100\%$ 时,流变软化行为由动态回复及动态再结晶共同决定,通常 M 在 $5\% \sim 10\%$ 之间^[9-10]。可知,合金在第一道次热压缩变形时,再结晶行为已开启,动态软化机制是动态回复与再结晶相结合。若合金变形时有动态再结晶发生,则 θ - σ 曲线的演化预示着相应流变软化机制的转变^[6,13]:阶段Ⅰ,流变行为先由加工硬化主导,随着回复行为的开启, θ 开始快速下降,亚晶在该阶段结束时开始形成^[14];阶段Ⅱ,随着亚晶数量的增加,动态回复速率减缓, θ 的下降速率相应变缓,再结晶在该阶段结束时开启^[14];阶段Ⅲ,随着再结晶的开启, θ 的下降速率逐渐增大,当降至 0 时,塑性变形机制由加工硬化向流变软化转变;阶段Ⅳ,随着再结晶的持续进

行,流变行为由流变软化作用主导($\theta < 0$),当 θ 回升至 0 时,由再结晶主导的软化作用与加工硬化作用趋于动态平衡状态,此时合金的塑性变形进入稳态阶段^[6]。在第一道次热压缩变形时,加工硬化作用会在变形温度较低时得到强化,同时相对较低的应变速率(即 0.01 s^{-1} 时)为动态软化行为提供更为充足的反应时间,从而形成相对较高的动态软化率;合金在第一道次变形阶段结束之前(即 $\epsilon < 0.45$ 时),流变软化与加工硬化作用均已进入了动态平衡状态。

$F_s = 0$,表明道次间停留阶段材料没有发生软化; $F_s = 100\%$,表明道次间停留阶段材料发生了完全软化; $0 < F_s < 100\%$,表明道次间停留阶段由组织演变形成的软化行为部分消除了加工硬化作用^[11]。合金在变形道次间停留阶段,再结晶行为已

开启条件下,其软化机制继续由回复与再结晶行为共同主导,且主次关系取决于变形条件。回复与再结晶等组织演变行为均为热激活过程,较高的变形温度将促进该过程的发生,同时晶界迁移及晶粒长大速率也会随之提高,因此 F_s 随变形温度的升高而增大。在较高应变速率条件下,合金在第一道次变形阶段时所形成的位错密度较大,相应形成的形变储能较高,这有利于在道次间停留阶段组织演变的持续进行,因此 F_s 随应变速率的升高而增大。在相同变形温度和应变速率条件下,道次间停留时间越长则组织演变(回复与再结晶)越充分,表现为合金的静态软化程度越高。但是,随着组织演变的进行,位错密度降低,形变储能逐步耗散,回复与再结晶行为所需要的驱动力逐步减弱,软化行为持续作用的速率随之减慢,因此 F_s 随道次间停留时间的延长而增大,同时增大速率逐渐减缓。

合金在第二道次热压缩变形时的动态软化率较第一道次热压缩变形时的低,流变应力峰值也较低,且达到流变应力峰值以及进入流变稳态所需的时间均较短。形成该现象的主要原因是:合金的再结晶行为在第一道次变形时已开启,并在道次间停留阶段持续进行;第二道次变形时合金的流变软化机制并非由动态回复行为主导,应为再结晶与回复行为相结合。在再结晶行为的持续作用之下,显著的软化效果将快速消除加工硬化作用,并迅速达到硬化与软化作用的动态平衡。

合金在第二道次热压缩变形初期的 θ 明显高于第一道次变形时的,这是因为:在第二道次热压缩变

形前合金所经历的流变软化过程并未完全消除加工硬化作用,其位错密度相对较大;同时,在第二道次热压缩变形前发生再结晶而形成的组织具有一定程度的细晶强化效果。在第二道次热压缩变形进入稳态后,合金的 θ 表现出周期性波动现象,且波动幅度受变形条件的影响,其中应变速率的影响较大,变形温度的影响较小,道次间停留时间的影响不明显;在应变速率较低且变形温度较高时该波动幅度较大。该现象充分说明合金的稳态变形阶段是加工硬化与流变软化作用交替进行的动态平衡状态,该交替作用程度随应变速率的降低和变形温度的升高而加剧,这主要是由于在应变速率较低且变形温度较高时,动态回复与再结晶等软化行为的反应时间更充分且反应程度更剧烈,使得相同应变条件下的流变软化程度较高,同时流变软化平衡加工硬化作用的节奏较缓慢导致的。

图 8 中 RD 表示轧制方向,ND 表示法线方向,TD 表示轧件横向。由图 8 可以看出:在试样热压缩试验可使合金获得与热轧过程吻合度较高的变形组织;变形带内的晶粒较细小,呈纤维状,说明变形程度较高;变形带外的晶粒尺寸较大,且呈近似等轴状,说明变形程度较低。变形带及附近区域可见细小晶粒,说明合金在不同变形条件下均有再结晶行为发生。由晶粒尺寸以及拉长程度的差异性判断可知,部分再结晶晶粒在第一道次变形中已经形成,在变形道次间停留阶段逐渐长大,在第二道次变形阶段被再次压扁和拉长,这与上述分析结果完全吻合。

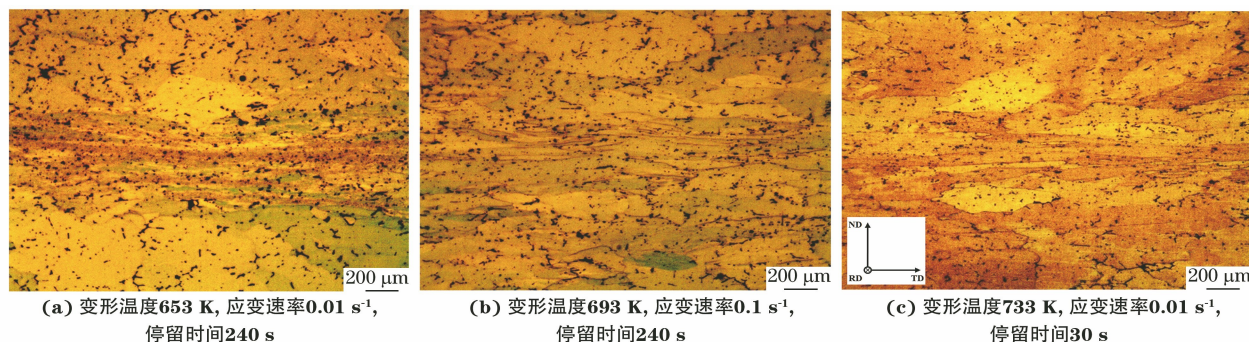


图 8 不同条件下双道次热压缩变形后 Al-Mg-Si-Cu 合金的显微组织

Fig. 8 Microstructures of Al-Mg-Si-Cu alloy after two-pass hot compression deformation under different conditions: (a) deformation temperature of 653 K, strain rate of 0.01 s^{-1} , holding time of 240 s; (b) deformation temperature of 693 K, strain rate of 0.1 s^{-1} , holding time of 240 s and (c) deformation temperature of 733 K, strain rate of 0.01 s^{-1} , holding time of 30 s

3 结 论

(1) 在变形温度 653~733 K 以及应变速率

$0.01 \sim 0.1 \text{ s}^{-1}$ 条件下, Al-Mg-Si-Cu 合金在第一道次热压缩变形时已发生再结晶,流变软化率均不低于 10%;该阶段的流变软化程度随着应变速率的增

大和变形温度的升高而减小,软化机制为动态回复与再结晶相结合。

(2) 合金在变形道次间的停留阶段,静态软化程度随变形温度的升高、应变速率的增大和道次间停留时间的延长而增大,同时静态软化速率随着道次间停留时间的延长而逐渐减缓,最大软化率可达 97.82%;该阶段的软化行为由静态回复与再结晶共同主导,主次关系取决于变形条件。

(3) 合金在第二道次热压缩变形阶段,动态回复与再结晶持续进行而形成的软化作用与加工硬化作用迅速达到动态平衡状态,使得流变软化率(不高于 5%)及流变应力峰值均低于第一道次变形时的,同时该变形阶段的动态平衡交替作用程度随应变速率的降低和变形温度的升高而加剧。

参考文献:

- [1] DING L P, JIA Z H, NIE J F, et al. The structural and compositional evolution of precipitates in Al-Mg-Si-Cu alloy [J]. *Acta Materialia*, 2018, 145: 437-450.
- [2] LUO J, LI M Q, WU B. The correlation between flow behavior and microstructural evolution of 7050 aluminum alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2011, 530: 559-564.
- [3] LIU W Y, ZHAO H, LI D, et al. Hot deformation behavior of AA7085 aluminum alloy during isothermal compression at elevated temperature [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 596: 176-182.
- [4] ZHANG H, LIN G, PENG D, et al. Dynamic and static softening behaviors of aluminum alloys during multistage hot deformation [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, 148(2): 245-249.
- [5] LIU Y G, LI M Q, LUO J. The modelling of dynamic recrystallization in the isothermal compression of 300M steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 574: 1-8.
- [6] WANG M H, LI Y F, WANG W H, et al. Quantitative analysis of work hardening and dynamic softening behavior of low carbon alloy steel based on the flow stress [J]. *Materials & Design*, 2013, 45: 384-392.
- [7] JIANG F L, ZHANG H, LI L X, et al. The kinetics of dynamic and static softening during multistage hot deformation of 7150 aluminum alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2012, 552: 269-275.
- [8] LI L X, WANG G, LIU J, et al. Flow softening behavior and microstructure evolution of Al-5Zn-2Mg aluminum alloy during dynamic recovery [J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2014, 24(1): 42-48.
- [9] ZHANG H, LIN G, PENG D, et al. Dynamic and static softening behaviors of aluminum alloys during multistage hot deformation [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2004, 148(2): 245-249.
- [10] LIU W Y, ZHAO H, LI D, et al. Hot deformation behavior of AA7085 aluminum alloy during isothermal compression at elevated temperature [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 596: 176-182.
- [11] RAO K, PRASAD Y, HAWBOLT E. Study of fractional softening in multi-stage hot deformation [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 1998, 77(1/2/3): 166-174.
- [12] LAASRAOUI A, JONAS J J. Prediction of steel flow stresses at high temperatures and strain rates [J]. *Metallurgical Transactions A*, 1991, 22(7): 1545-1558.
- [13] LIU Y G, LI M Q, LUO J. The modelling of dynamic recrystallization in the isothermal compression of 300M steel [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2013, 574: 1-8.
- [14] PEDERSEN K O, WESTERMANN I, FURU T, et al. Influence of microstructure on work-hardening and ductile fracture of aluminium alloys [J]. *Materials & Design*, 2015, 70: 31-44.
- [15] JOHNSON G R, COOK W H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures [C]//7th International Symposium on Ballistics. Hague, Netherlands: [s. n.], 1983: 541-547.
- [16] 贾翠玲, 陈芙蓉. 7A52 铝合金 Johnson-Cook 本构模型的有限元模拟 [J]. *兵器材料与工程*, 2018, 41(7): 30-32.
- [17] 董菲, GERMAIN G, LEBRUN J L, 等. 有限元分析法确定 Johnson-Cook 本构方程材参数 [J]. *上海交通大学学报*, 2011, 45(11): 1657-1660.
- [18] 刘丽娟, 吕明, 武文革. Ti-6Al-4V 合金的修正本构模型及其有限元仿真 [J]. *西安交通大学学报*, 2013, 47(7): 73-79.
- [19] 肖寒, 陈泽邦, 胡海莲, 等. 半固态铜合金单向压缩变形本构模型研究 [J]. *材料导报*, 2016, 30(10): 139-143.
- [20] 刘建波, 宁爱林, 刘顺同. BFe10-1-1 铜合金的热压缩本构方程 [J]. *邵阳学院学报*, 2016, 13(2): 95-101.
- [21] 马继山, 孟宪国, 于海平, 等. QCr0.8 铜合金动态力学性能研究 [J]. *火箭推进*, 2016, 42(6): 57-61.

(上接第 91 页)