

温度与应变率对 Cu70-Zn30 孪晶变形的影响

周剑秋,叶志雄,邱奇,江娥

武汉工程大学机电工程学院,湖北 武汉 430205

摘要:为了研究孪晶变形过程中孪晶间距与孪晶片层厚度随温度与应变率变化情况,建立一个关于 Cu70-Zn30 的流动应力本构方程,其中流动应力分为短程应力与长程应力,短程应力用 Johnson-Cook 模型描述,长程应力采用幂次强化法则,运用 Matlab 软件模拟了 Cu70-Zn30 在不同温度与不同应变率条件下的孪晶变形,得出了孪晶变形过程中孪晶间距与孪晶片层厚度在不同条件下的演化曲线,通过对比实验结果,证实了低温与高应变率均能促进孪晶变形,其效果随着温度的降低与应变率的升高而增强;相对于应变率的影响,温度的降低更能促使孪晶的生长,孪晶间距的大小与孪晶片层的厚度随着温度的降低与应变率的升高而减小。

关键词:孪晶变形;应变率;温度

中图分类号:TB31

文献标识码:A

doi:10.3969/j.issn.1674-2869.2014.05.010

0 引言

孪晶变形是塑性变形的主要方式,因为其独特的变形机理而被广泛的研究^[1-4].共格孪晶界可以像晶界一样阻碍位错运动,从而提高材料的强度^[5].研究发现,通过多晶铜中引入纳米级的孪晶,材料的强度会达到 1 GPa^[6].同时,当孪晶间距大小 $\lambda = 15 \text{ nm}$ 时,材料的强度会达到最大值,此后继续减小孪晶间距,材料的强度反而减小^[7].低温和高应变率可以促进孪晶的形成,Christian 与 Mahajan^[1]阐述了温度与应变率对粗晶面心立方晶格材料(FCC)的作用.众多实验证实,在常温准静态变形中适度的应变条件下,粗晶铜不会发生孪晶变形,然而在高应变率或者低温的条件下能够产生孪晶^[8-13].上述文献表明,温度与应变率可以促进材料的孪晶变形,孪晶的存在对材料的性能有很大的影响.但是,目前关于温度与应变率对孪晶变形的影响人们了解的还是很少,中科院卢柯院士的研究表明^[14],随着温度的降低与应变率的增加,孪晶的生长像一个“内嵌”的过程,不断的在未形成孪晶区域生成新的孪晶.笔者主要建立一个关于 Cu70-Zn30 的力学本构模型,模拟不同的温度与不同的应变率的情况下 Cu70-Zn30 的孪晶变形,并通过与实验结果相比较,预测孪晶变形过程中孪晶间距的演化过程。

1 理论模型

1.1 Cu70-Zn30 的变形机理

滑移与孪生是材料塑性变形的主要变形机制,变形机理与材料的层错能大小有密切的关系.随着纯铜中锌的含量的增加,材料的层错能也逐渐减小,从纯铜的 80 mJ/m^2 减小到 Cu70-Zn30 的 14 mJ/m^2 ^[15].本实验研究的材料为 Cu70-Zn30,因为其层错能很小,容易形成层错,常温下会存在大量孪晶,孪晶变形成为其主要的变形机理。

1.2 Cu70-Zn30 的流动应力

材料的流动应力主要归功于材料内部障碍对位错的阻碍作用,根据障碍作用范围的大小将流动应力分为短程应力与长程应力^[16].短程应力可以通过热激活运动来克服,降低温度或者增加应变率可以导致短程应力增大.然而长程障碍主要包括晶界、孪晶界等其他微观结构,不随温度与应变率的改变而变化,长程应力主要与应变有关.因此,铜锌合金的流动应力可以描述为:

$$\sigma(\epsilon, \dot{\epsilon}, T) = \sigma^*(\epsilon, \dot{\epsilon}, T) + \sigma_a \quad (1)$$

式(1)中 σ_a 是长程应力(非热应力), σ^* 为短程应力(热激活应力).由于热激活应力主要与温度、应变率有关,因此在本文中,热激活应力采用 Johnson-Cook 方程^[17].

$$\sigma = [\sigma_0 + B\epsilon^n][1 + C\ln \dot{\epsilon}^*][1 - T^*]^m \quad (2)$$

收稿日期:2014-04-17

基金项目:新世纪优秀人才支持计划(NCET-12-0712)

作者简介:周剑秋(1972-),男,江苏南京人,教授,博士.研究方向:先进材料力学行为.

式(2)中, ϵ 表示应变, $T^* = \frac{T - T_r}{T_m - T_r}$, T 表示温度, T_m 是材料的熔点温度, T_r 为参考温度, 本文取 77 K, $\epsilon^* = \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0}$, $\dot{\epsilon}$ 表示应变, $\dot{\epsilon}_0$ 一般取 0.001 /s, σ_0 , B 和 n 为材料常数, C 与 m 分别表示应变率硬化指数与热软化指数。

长程应力采用幂次强化^[16], 主要与应变大小有关系, 表述为

$$\tau_a = \tau_a^0 \gamma^{n_1} \quad (3)$$

参照 OFFC Cu^[16] 以及粗晶铜^[18] 的拉伸实验数据分别取 $\tau_a^0 = 380$ MPa, $n_1 = 0.4$, 引入施密特因子 M , 将剪切应力转化为

$$\sigma_a = M^{1+n_1} \tau_a^0 \epsilon^{n_1} \quad (4)$$

联合方程(2)与方程(4), 材料的流动应力可以表示为

$$\sigma(\epsilon, \dot{\epsilon}, T) = [\sigma_0 + B\epsilon^n] \left[1 + C \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right] \times \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] + M^{1+n_1} \tau_a^0 \epsilon^{n_1} \quad (5)$$

2 Cu70-Zn30 的孪晶变形

塑性变形机理与材料的层错能大小有关联, Cu70-Zn30 在常温下存在大量孪晶, 其变形机理主要是孪晶变形. 孪晶界阻碍位错的运动, 从而提高材料的强度. 为了能够很好的描述在不同条件下的孪晶变形, 有必要去描述孪晶的结构原理图. 孪晶片层与基体部分被晶面分开组成一个三维的孪晶晶粒模型, 如图 1 所示, 孪晶片层厚度用 t 表示, 孪晶间距大小用 λ 表示。

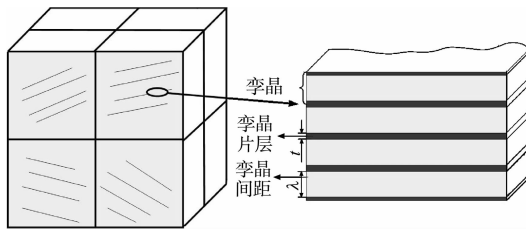


图 1 理想状态下 Cu70-Zn30 的孪晶结构示意图

Fig. 1 Schematic framework of

Cu70-Zn30 alloy with twins

2.1 局部应力

根据泰勒位错硬化模型^[19-20], 对于 FCC 材料, 由于位错运动而引起的局部应力 σ_1 为

$$\sigma_1 = M\alpha Gb\sqrt{\rho} \quad (6)$$

式(6)中, $M = 3.06$ 表示泰勒常数, α 表示经验常数, G 是材料的弹性模量, b 为柏氏矢量, ρ 表示位错密度. 在等位错分布的模型中, 位错密度 ρ 与两

个相邻障碍的距离 ΔL 满足式子: $\Delta L \approx \rho^{-1/2}$, 在这里 ΔL 用孪晶间距 λ 代替, 故

$$\sigma_1 = M\alpha Gb/\lambda \quad (7)$$

2.2 变形孪晶的应变硬化作用

孪晶界能阻碍位错的运动, 因此晶体材料中的变形孪晶对其流动应力有着应变强化效应. 随着塑性应变的增加, 孪晶强化作用越明显, 此外孪晶结构细化晶粒也提高了材料的应变硬化作用. 晶体材料中的孪晶强化原理图如图 2 所示。

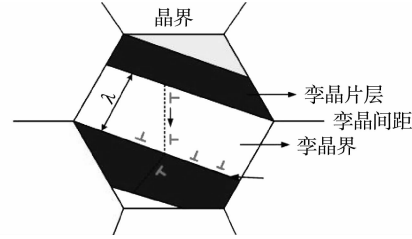


图 2 孪晶强化原理示意图

Fig. 2 Schematic illustration of strain hardening about DTs

依照描述晶界滑移阻力的 H-P 关系, 将孪晶界造成的位错滑移阻力的提高能力表达为

$$\Delta\sigma = K_T \lambda^{-1/2} \quad (8)$$

式(8)中, K_T 为孪晶变形时的 H-P 斜率. 联合式(7)与式(8)可以得到材料在孪晶变形时总的流动应力关系式为

$$\sigma = M\alpha Gb/\lambda + K_T \lambda^{-1/2} \quad (9)$$

因此, 式(5)与式(9)对等会得到孪晶间距 λ 与温度、应变率的关系式为

$$M\alpha Gb/\lambda + K_T \lambda^{-1/2} = [\sigma_0 + B\epsilon^n] \left[1 + C \ln \frac{\dot{\epsilon}}{\dot{\epsilon}_0} \right] \times \left[1 - \left(\frac{T - T_r}{T_m - T_r} \right)^m \right] + M^{1+n_1} \tau_a^0 \epsilon^{n_1} \quad (10)$$

表 1 方程(10)计算所需的参数

Table 1 The parameters used in calculation in equation (10)

参数	取值	参考文献
屈服应力 σ_0 /MPa	112	[17]
应变硬化指数 n	0.42	[17]
应变硬化系数 B /MPa	505	[17]
应变率相关系数 C	0.009	[17]
Cu70-Zn30 熔点温度 T_m /K	1 189	[17]
热软化指数 m	1.68	[17]
孪晶变形时 H-P 常数 K_T / (MN/m ^{3/2})	0.31	[19]
经验常数 α	0.2~0.5	[20]
柏氏矢量 b /nm	0.256	[21]
剪切模量 G /GPa	37	[21]
泰勒常数 M	3.06	[22]

3 结果与讨论

3.1 结果与实验对比

为了验证式(10)的合理性,将 Cu70-Zn30 的实验数据与数值模拟的结果进行比较,计算所需的参数如表 1 所示,实验数据来自于 Xiao G H 和 Tao N R^[14] 等人的研究论文,首先采用氩气气氛炉对 Cu70-Zn30 进行退火,退火温度为 700 °C,退火时间为 1 h,获得了平均晶粒尺寸为 110 μm 的 Cu70-Zn30 粗晶体结构,然后在液氮温度下对材料进行动态塑性变形(LNT-DPD)处理,发现 Cu70-Zn30 晶体内部有大量的纳米孪晶,并且随着应变的增加,孪晶片层厚度与孪晶间距不断减小.本文数值模拟了孪晶间距在液氮温度 77 K,应变率为 1 000/s 的变化曲线,如图 3 所示.

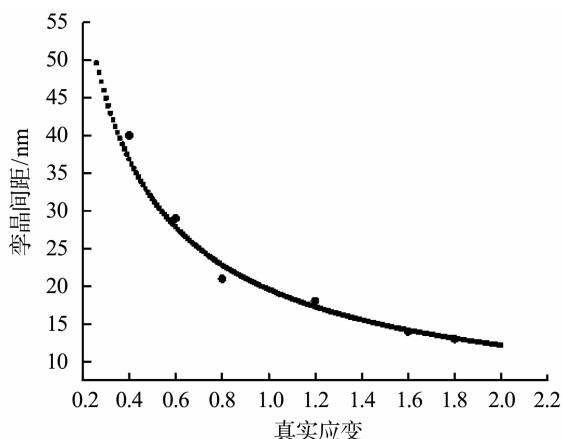


图 3 Cu70-Zn30 在温度为 77 K,应变率为 1 000/s 下孪晶间距-应变曲线与实验数据对比图

Fig. 3 Comparison between the calculated and experimental TB spacing-strain curve under dynamic plastic deformation at a liquid nitrogen temperature

注:■ $T=77$ K 应变率:1 000/s;● LNT-DPD 实验数据

从图 3 中可以看出,Cu70-Zn30 在温度为 77 K,应变率为 1 000/s 下孪晶间距-应变曲线与实验数据能够很好的吻合.

3.2 孪晶片层厚度的演化过程

根据文献[23],孪晶间距与孪晶片层厚度的关系为

$$\frac{1}{\lambda} = \frac{1}{2t} \frac{f}{1-f} \quad (11)$$

式(11)中 t 表示孪晶片层的平均厚度, f 为孪晶的体积分数.

在塑性变形过程中,位错被孪晶界所阻碍,随着应变的增加,位错在孪晶界堆积形成应力集中.应力集中的程度大小与位错堆积的数量有关.如

图 4 所示,对比实验数据^[14],发现温度降低与应变率的增大均能导致孪晶片层厚度的减小,使得孪晶内部可塞积的位错数量减小,这就需要更高的驱动应力才能使位错穿过孪晶界,因此更小的孪晶间距与孪晶片层厚度可以增强材料的流动应力.

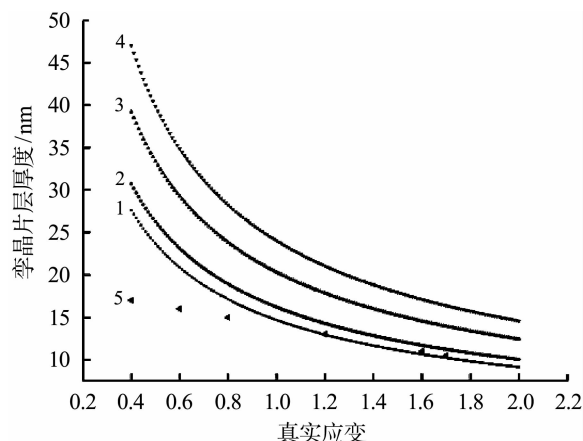


图 4 Cu70-Zn30 在应变率为 1 000/s,不同的温度条件下孪晶片层厚度-应变曲线与实验数据对比图

Fig. 4 Comparison between the calculated and experimental Twin layer thickness-strain curve under dynamic plastic deformation at a liquid nitrogen temperature

注:1—— $T=77$ K;2—— $T=496$ K;3—— $T=896$ K;

4—— $T=1\,096$ K;5——LNT-DPD 实验数据

3.3 温度对孪晶变形的影响

根据文献[24],在塑性变形过程中,需要考虑由于材料的变形而导致的绝热温升 $\Delta T =$

$$\frac{\beta}{\rho_s C} \int_0^{\epsilon_f} \sigma d\epsilon, \text{ 其中, } \beta=0.9 \text{ (假设塑性变形中所做的}$$

功 90%都转为热量), $\rho_s=8.52 \text{ g/cm}^3$ 表示 Cu70-Zn30 的密度,为比热容($385 \text{ J/kg} \cdot \text{K}$).图 5 与图 6 分别表示铜锌合金在应变率为 0.001/s 和 1 000/s,不同的温度的条件下的孪晶间距随应变的变化曲线.在温度范围为 $77 \text{ K} < T < 1\,096 \text{ K}$,孪晶间距 λ 随着温度的降低而减小,温度的变化对孪晶变形的影响很大.主要是在低温的条件下,位错的运动受到抑制,而孪生应力与温度无关,因此低温的状态下,孪晶变形成为其主要的变形机理.塑性应变导致孪晶数量增多,材料内部的孪生区域也增大,从而引起孪晶间距的减小.前期生成的孪晶由于剧烈的塑性变形发生破碎,孪晶片层厚度减小.随着应变的继续进行,孪晶区域增加,未发生孪晶的区域减小,为后续孪晶的形成与生长所提供的空间也逐渐减小,故导致孪晶片层厚度与孪晶间距均减小.

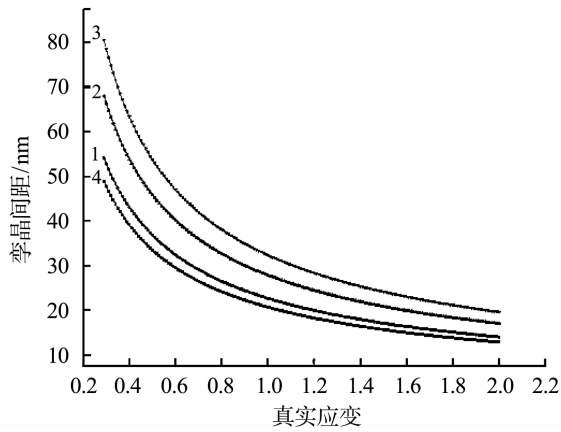


图5 Cu70-Zn30 在应变率为 0.001/s, 不同的温度下孪晶间距变化的模拟结果

Fig. 5 The predictions for Cu70-Zn30 at 0.001/s strain rate and indicated temperature

注:1—— $T=77\text{ K}$;2—— $T=496\text{ K}$;
3—— $T=896\text{ K}$;4—— $T=1\,096\text{ K}$

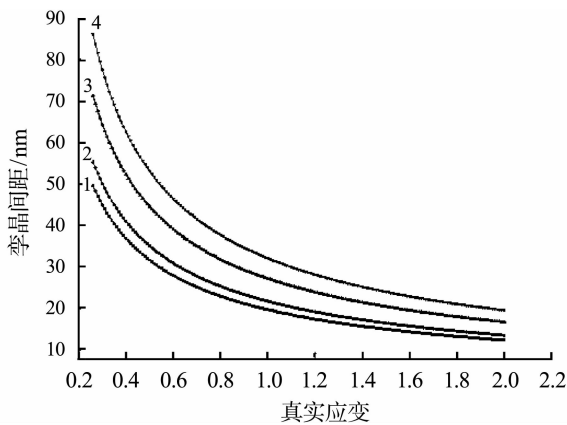


图6 Cu70-Zn30 在应变率为 1 000/s, 不同的温度下孪晶间距变化的模拟结果

Fig. 6 The predictions for Cu70-Zn30 at 1 000/s strain rate and indicated temperature

注:1—— $T=77\text{ K}$;2—— $T=496\text{ K}$;
3—— $T=896\text{ K}$;4—— $T=1\,096\text{ K}$

3.4 应变率对孪晶变形的影响

图7、图8分别表示铜锌合金在温度为 77 K 和 496 K,不同的应变率的条件下的孪晶间距随应变的变化曲线,孪晶间距随着应变率的增大而减小,但是应变率的作用并不明显。图9中,三种不同条件下孪晶间距随应变变化曲线,其中在温度 $T=77\text{ K}$, $\dot{\epsilon}=0.001/\text{s}$ 时,孪晶间距最小。对比图7、图8和图9发现,孪晶变形对温度要敏感的多。主要原因是应变率主要影响孪晶的形核与孪晶生长的时间。孪晶形核需要较高的应力集中,应变率越大,应力集中时间越短,形核速度越快,孪晶生长的时间越短,从而导致孪晶片层厚度减小,另外一方面,应变率越高,应变速度越快,孪晶的数量也随着应变增加,所以孪晶间距也减小。

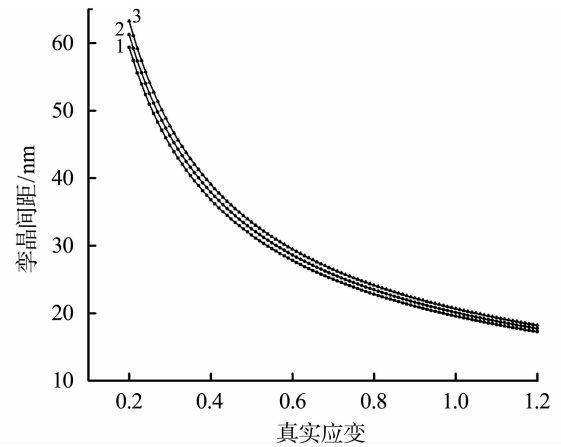


图7 铜锌合金在温度为 77 K,不同的应变率的条件下的孪晶间距随应变的变化曲线

Fig. 7 TB spacing evolves with different strain rates at 77

注:1—— $T=77\text{ K}$ 1 000/s;2—— $T=77\text{ K}$ 1/s;
3—— $T=77\text{ K}$ 0.001/s

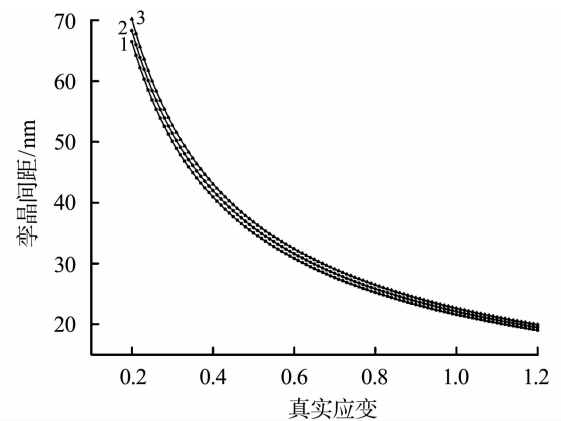


图8 铜锌合金在温度为 496 K,不同的应变率的条件下的孪晶间距随应变的变化曲线

Fig. 8 TB spacing evolves with different strain rates at 496

1——1 000/s;2——1/s;3——0.001/s

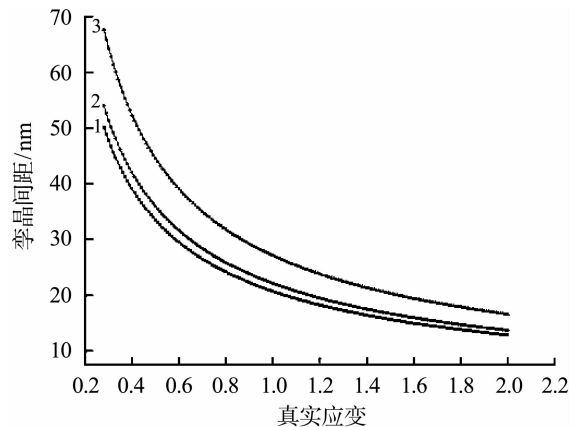


图9 三种不同条件下孪晶间距随应变变化曲线

Fig. 9 TB spacing evolves with different strain rates at different temperatures

注:1—— $T=77\text{ K}$ 0.001/s;2—— $T=496\text{ K}$ 1/s;
3—— $T=896\text{ K}$ 1 000/s

4 结 语

通过建立一个关于 Cu70-Zn30 的力学理论模型,模拟不同的温度与不同的应变率的情况下 Cu70-Zn30 的孪晶变形,并与实验结果相比较发现,低温与高应变率均能促进孪晶变形,孪晶间距与孪晶片层厚度随着温度的降低与应变率的升高而减小,但是材料的孪晶变形对温度的变化要更为敏感。

致 谢

该项研究得到了教育部新世纪优秀人才项目的支持,在此表示衷心的感谢!

参考文献:

- [1] CHRISTIAN J W, MAHAJAN S. Deformation twinning[J]. *Progress in Materials Science*, 1995, 39(1): 1-157.
- [2] ZHU L, RUAN H, LI X, et al. Modeling grain size dependent optimal twin spacing for achieving ultimate high strength and related high ductility in nanotwinned metals [J]. *Acta Materialia*, 2011, 59(14): 5544-5557.
- [3] KOCHMANN D M, LE K C. A continuum model for initiation and evolution of deformation twinning[J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2009, 57(6): 987-1002.
- [4] STEBNER A P, VOGEL S C, NOEBE R D, et al. Micromechanical quantification of elastic, twinning, and slip strain partitioning exhibited by polycrystalline, monoclinic nickel-titanium during large uniaxial deformations measured via in-situ neutron diffraction [J]. *Journal of the Mechanics and Physics of Solids*, 2013, 61(11): 2302-2330.
- [5] MEYERS M A, VOHRINGER O, LUBARDA V A. The onset of twinning in metals; a constitutive description[J]. *Acta Materialia*, 2001, 49(19): 4025-4039.
- [6] SHEN Y F, LU L, LU Q H, et al. Tensile properties of copper with nano-scale twins[J]. *Scripta Materialia*, 2005, 52(10): 989-994.
- [7] SCHIOTZ J, JACOBSEN K W. A maximum in the strength of nanocrystalline copper[J]. *Science*, 2003, 301(5638): 1357-1359.
- [8] JOHARI O, THOMAS G. Substructures in explosively deformed Cu and Cu-Al alloys[J]. *Acta Metallurgica*, 1964, 12(10): 1153-1159.
- [9] CRIMP M A, SMITH B C, MIKKOLA D E. Substructure development in shock-loaded Cu-8.7 Ge and Copper: the role of temperature, grain size and stacking fault energy[J]. *Materials Science and Engineering*, 1987(96): 27-40.
- [10] GRAY III G T, HUANG J C. Influence of repeated shock loading on the substructure evolution of 99.99 wt. % aluminum[J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1991, 145(1): 21-35.
- [11] MURR L E, ESQUIVEL E V. Observations of common microstructural issues associated with dynamic deformation phenomena: Twins, microbands, grain size effects, shear bands, and dynamic recrystallization[J]. *Journal of Materials Science*, 2004, 39(4): 1153-1168.
- [12] BLEWITT T H, COLTMAN R R, JAMISON R E, et al. Radiation hardening of copper single crystals [J]. *Journal of Nuclear Materials*, 1960, 2(4): 277-298.
- [13] WANG Y, JIAO T, MA E. Dynamic processes for nanostructure development in Cu after severe cryogenic rolling deformation [J]. *Materials Transactions*, 2003, 44(10): 1926-1934.
- [14] XIAO G H, TAO N R, LU K. Effects of strain, strain rate and temperature on deformation twinning in a Cu-Zn alloy [J]. *Scripta Materialia*, 2008, 59(9): 975-978.
- [15] 梁晓光, 伞星源, 杨鹏, 等. Cu 及 Cu-Zn 合金压缩行为机理的研究[J]. *昆明理工大学学报: 自然科学版*, 2011, 36(4): 23-28.
LIANG Xiao-guang, SAN Xing-yuan, YANG Peng, et al. Study on mechanism of compression behavior of Cu and Cu-Zn alloys[J]. *Journal of Kunming University of Science and Technology*, 2011, 36(4): 23-28. (in Chinese)
- [16] NEMAT-Nasser S, LI Y. Flow stress of fcc polycrystals with application to OFHC Cu[J]. *Acta Materialia*, 1998, 46(2): 565-577.
- [17] JOHNSON G R, COOK W H. A constitutive model and data for metals subjected to large strains, high strain rates and high temperatures[C]//*Proceedings of the 7th International Symposium on Ballistics*. Netherlands, 1983: 541-547.
- [18] XIAO G H, TAO N R, LU K. Strength-ductility combination of nanostructured Cu-Zn alloy with nanotwin bundles[J]. *Scripta Materialia*, 2011, 65(2): 119-122.
- [19] BAHMANPOUR H, YOUSSEF K M, HORKY J, et al. Deformation twins and related softening behavior in nanocrystalline Cu-30% Zn alloy[J]. *Acta*

- Materialia, 2012, 60(8): 3340-3349.
- [20] ZHANG S, ZHOU J, WANG L, et al. The effect of the angle between loading axis and twin boundary on the mechanical behaviors of nanotwinned materials[J]. Materials & Design, 2013(45): 292-299.
- [21] HAGHSHENAS M, KLASSEN R J. Indentation-based assessment of the dependence of geometrically necessary dislocations upon depth and strain rate in FCC materials[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013(586): 223-230.
- [22] FISK M, ION J C, LINDGREN L E. Flow stress model for IN718 accounting for evolution of strengthening precipitates during thermal treatment[J]. Computational Materials Science, 2014(82): 531-539.
- [23] KARAMAN I, SEHITOGLU H, BEAUDOIN A J, et al. Modeling the deformation behavior of Hadfield steel single and polycrystals due to twinning and slip[J]. Acta Materialia, 2000, 48(9): 2031-2047.
- [24] MISHRA A, KAD B K, GREGORI F, et al. Microstructural evolution in copper subjected to severe plastic deformation: Experiments and analysis[J]. Acta Materialia, 2007, 55(1): 13-28.

Effects of strain rate and temperature on deformation twinning in Cu70-Zn30 alloy

ZHOU Jian-qiu, YE Zhi-xiong, QIU Qi, JIANG E

School of Mechanical and Electrical Engineering, Wuhan Institute of Technology, Wuhan 430205, China

Abstract: Aimed at the evolutions of twin spacing and twin layer thickness on deformation twinning, a flow stress equation of Cu70-Zn30 alloy was proposed. The flow stress of the material was divided into two parts of short-range part and long-range part, the short-range part of the flow stress described by Johnson-Cook equation because of its dependency of temperature and strain rate, the long-range parts adopting the power strengthening law. Deformation twinings under the different temperatures and different strain rates was simulated by Matlab. Compared with experimental results, it was found low temperature and high strain rate promote deformation twinning; besides, deformation twinning is more susceptible to low temperature than high strain rate, and TB spacing and twin layer thickness decrease as the strain rate increases or the temperature drops.

Key words: deformation twinning; strain rate; temperature

本文编辑:陈小平