

横轧 3105 铝合金织构演变的定量分析

孔祥宇, 李 敬, 于翠翠, 苑 辉, 刘文昌

(燕山大学 材料科学与工程学院 亚稳材料制备技术与科学国家重点实验室, 秦皇岛 066004)

摘 要: 采用 X 射线衍射仪研究 3105 铝合金在横轧过程中织构的演变。结果表明: 3105 铝合金热轧板材具有强的 β 纤维轧制织构, 在横轧过程中 $B'\{110\}\langle 111 \rangle$ 、 $S'\{123\}\langle 17229 \rangle$ 和 $C'\{112\}\langle 110 \rangle$ 取向是不稳定的, 它们将逐渐向新的坐标系中 β 纤维的位置旋转; 随横轧压下量增大, C' 和 S' 取向强度快速降低, B' 取向强度先增加后降低, 而 β 纤维轧制织构的强度逐渐增加; β 纤维和剩余组分织构体积分数的变化与轧制真应变的关系遵循 Avrami 方程, 强的初始 B' 、 S' 和 C' 织构显著地提高了 β 纤维织构的形成速率。

关键词: 铝合金; 横轧; 织构

中图分类号: TG 146.2

文献标识码: A

Quantitative analysis of texture evolution in cross-rolled 3105 aluminum alloy

KONG Xiang-yu, LI Jing, YU Cui-cui, YUAN Hui, LIU Wen-chang

(State Key Laboratory of Metastable Materials Science and Technology, College of Materials Science and Engineering, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, China)

Abstract: The hot band of continuous cast 3105 aluminum alloy was cold rolled to different reductions along the original transverse direction. The texture evolution during cross-rolling was investigated by X-ray diffractometry. The results show that the hot band of 3105 aluminum alloy possesses a strong β fiber rolling texture. After 90° rotation about the normal direction, the typical B , S and C orientations on the β fiber transform into the $B'\{110\}\langle 111 \rangle$, $S'\{123\}\langle 17229 \rangle$ and $C'\{112\}\langle 110 \rangle$ orientations. These orientations are unstable and gradually rotate to the β fiber in the new sample reference frame. As the rolling reduction increases, the intensities of the C' and S' orientations decrease, while the intensity of the B' orientation first increases and then decreases. At the same time, the strength of the β fiber rolling texture increases with increasing rolling reduction. The variation in the volume fractions of the β fiber and remainder components with rolling true strain follows the Avrami equation. The strong initial B' , S' and C' textures significantly increase the formation rate of the β fiber rolling texture.

Key words: aluminum alloy; cross-rolling; texture

铝合金生产过程中形成的晶体织构强烈地影响板材力学性能的各向异性, 为了改进板材的成形性, 人们对铝合金轧制织构的演变进行了广泛的研究。在轧制过程中, 所有的初始取向逐渐旋转到稳定的 β 纤维^[1-3], 合金成分、初始微结构和织构影响轧制织构的演变^[4-7]。

横向轧制可以减轻板材组织和力学性能的各向异性, 提高板材横向塑性和冲击韧性^[8]。横轧可分为“真横轧”和“假横轧”, 所谓“真横轧”即是板材每经过一道次的轧制后旋转 90° 再进行下一道次的轧制, 而“假横轧”则是在一些道次按原方向轧制后, 旋转 90° 再继续进行轧制。研究发现, 在真横轧铝和铜合金中

形成了非常强的 $\{011\}\langle 322 \rangle$ 取向织构^[9-11],而假横轧导致相对弱的变形织构,该织构位于 β 纤维和 $\{011\}\langle 322 \rangle$ 取向织构之间^[11]。胡卓超等^[12]研究了横轧 3104 铝合金变形织构,发现横轧后板材中 $\{102\}$ 、 $\{101\}$ 丝织构增加较多,且出现新的 $\{110\}\langle uvw \rangle$ 取向织构。3105 铝合金热轧板材具有强的 β 纤维轧制织构。本文作者将 3105 铝合金热轧板材沿横向冷轧到不同压下量,采用 X 射线衍射仪定量地研究 3105 铝合金在横轧过程中织构的演变。

1 实验

实验所用材料为采用板带连续铸轧技术生产的 3105 铝合金热轧板材,板材厚度为 2.0 mm,其化学成分如表 1 所列。3105 铝合金热轧板材具有典型的变形结构和强的 β 纤维轧制织构^[13]。为了定量地研究具

有 β 纤维轧制织构的板材在横轧过程中织构的演变,将 3105 铝合金热轧板材沿横向冷轧到不同压下量(0~90%)。

采用 X 射线衍射仪测量冷轧板 1/4 厚度层(111)、(200)和(220)极图,利用级数展开法计算取向分布函数(ODF),用一种新的方法来计算织构的体积分数^[14-15]。在这个方法中,面心立方金属的 Euler 空间被划分成 6 个取向区域,即 cube, rotated cube (*r*-cube), Goss, rotated Goss (*r*-Goss), brass 和 copper 取向区^[16]。cube, *r*-cube, Goss 和 *r*-Goss 织构组分的体积分数通过积分 Euler 空间中 cube, *r*-cube, Goss 和 *r*-Goss 取向区的取向函数来计算。 β 纤维轧制织构是从 $B\{110\}\langle 112 \rangle$ 取向通过 $S\{123\}\langle 634 \rangle$ 取向延伸到 $C\{112\}\langle 111 \rangle$ 取向^[1-3],存在 brass 和 copper 取向区,但并没有占据整个区域。通过对 β 组分中心线 15.5°内取向函数的积分,可以准确地提出 β 组分的体积分数,在剩余 brass 和 copper 取向区的取向被称为剩余取向。

2 结果与分析

2.1 3105 铝合金在横轧过程中织构的演变

图 1 和 2 所示分别为 3105 铝合金横轧到不同变形量时板材的(111)极图和 ODF 图。由图 1 和 2 可以看

表 1 3105 铝合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of 3105 aluminum alloy (mass fraction, %)

Si	Fe	Cu	Mn	Mg	Al
0.34	0.66	0.16	0.58	0.60	Bal.

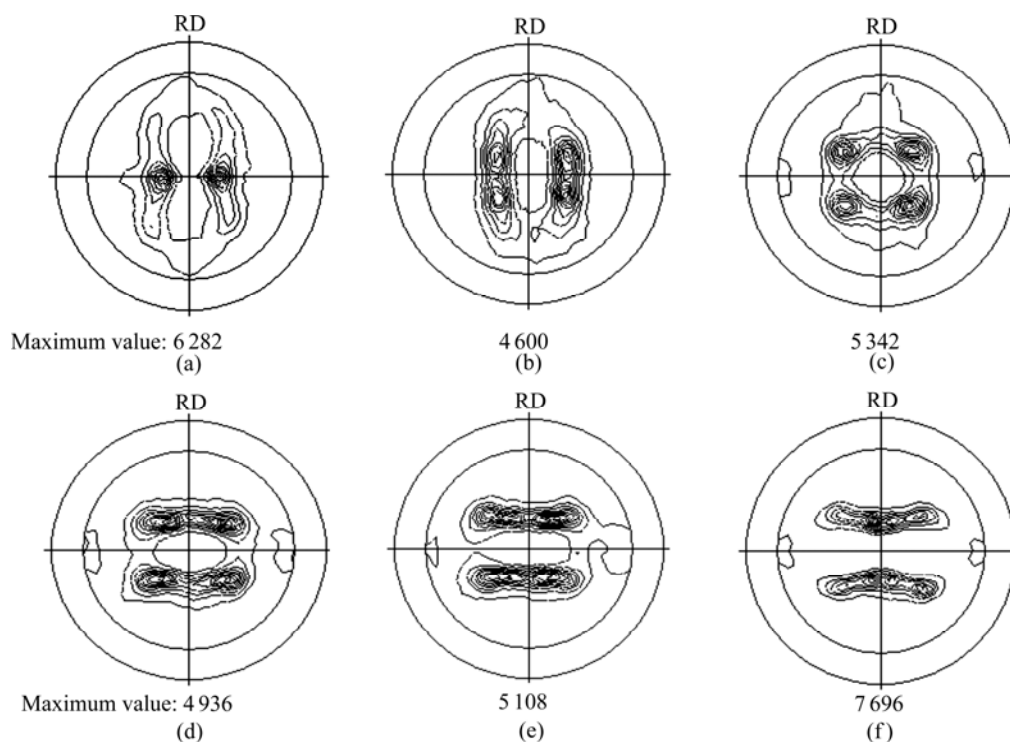


图 1 不同横轧压下量板材的(111)极图

Fig.1 (111) pole figures of 3105 aluminum alloy cross-rolled to reductions of 0(a), 20.5%(b), 46.2%(c), 59.5%(d), 70.9%(e) and 90.1%(f)

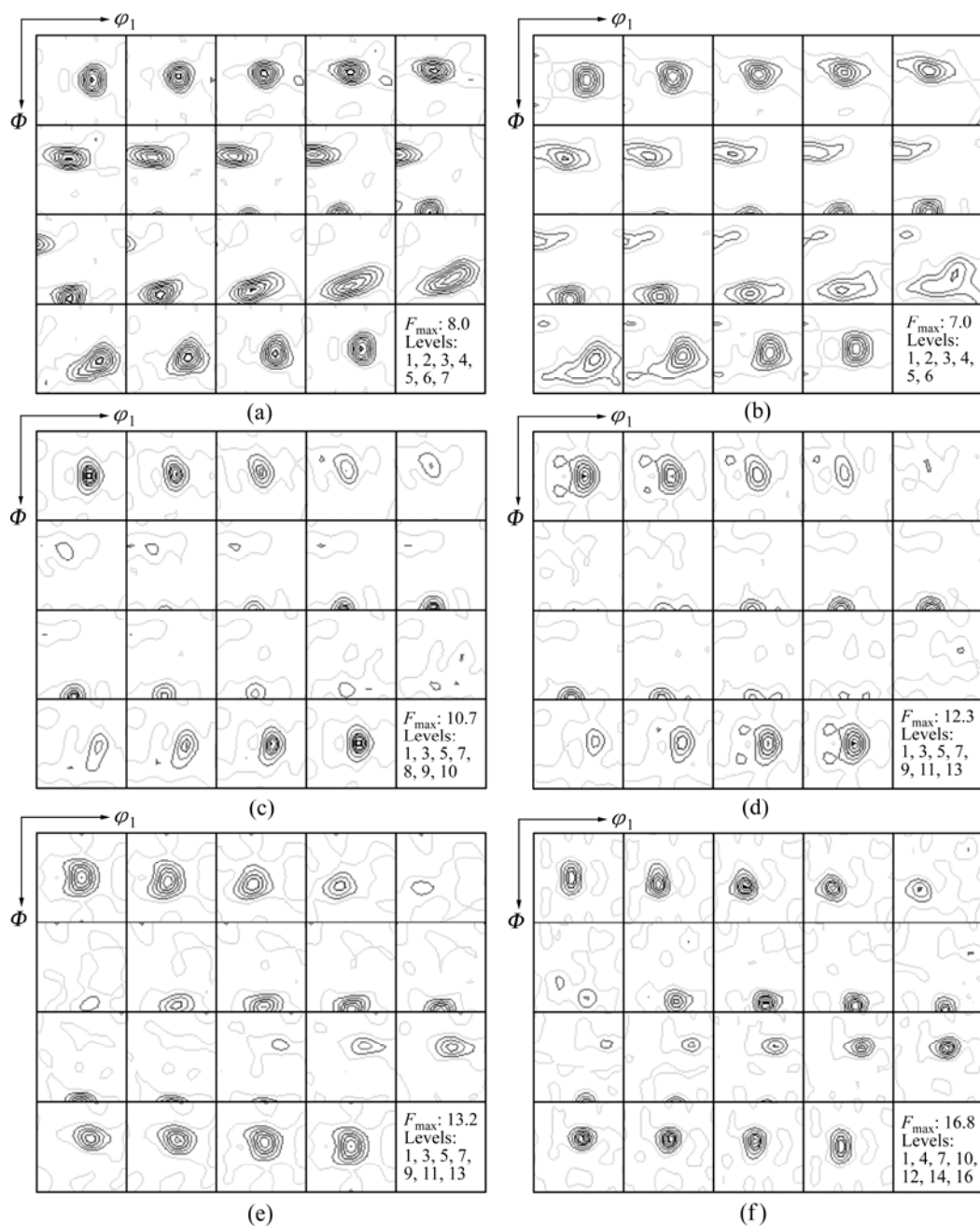


图 2 3105 铝合金横轧到不同变形量时的 ODF 图

Fig.2 ODFs of 3105 aluminum alloy cross-rolled to reductions of 0(a), 13.9%(b), 20.5%(c), 33.2%(d), 59.5%(e) and 90.1%(f)

出, 3105 铝合金热轧板材具有强的 β 纤维轧制结构, 在绕法向(ND)旋转 90° 后, B 、 S 和 C 取向被转变为 $B'\{110\}\langle 111 \rangle$ 、 $S'\{123\}\langle 17229 \rangle$ 和 $C'\{112\}\langle 110 \rangle$ 取向, 这些取向在横向轧制过程中是不稳定的, 在冷轧过程中逐渐向新的坐标系中 β 纤维的位置移动。图 3 所示为 B' 、 S' 和 C' 取向强度随轧制压下量的变化。由图 3 可以看出, 随着轧制压下量的增大, C' 和 S' 取向强度快速降低, B' 取向强度先增加而后降低, C' 、 S' 和 B' 取向强度随轧制压下量的变化也反映了这 3 个晶体取向

的点阵旋转路径。在横轧过程中, C' 取向沿着图 2(a) 中纤维的路径通过 S' 取向移动到 B' 取向, 同时 B' 取向又沿着 $\phi=45^\circ$ 的直线移动到 B 取向, 当轧制压下量达到 46.2% 时, C' 、 S' 和 B' 取向已经全部移动到 $\{110\}\langle 556 \rangle$ 取向(见图 1(c)), 随着轧制压下量的继续增加, 又从 $\{110\}\langle 556 \rangle$ 取向向 B 和 S 取向之间的 β 纤维位置移动, 导致 β 纤维轧制结构的强度随轧制压下量增大而增加。图 4 所示为 3105 铝合金在轧制过程中沿 β 纤维中心线取向强度的变化。由图 4 可以看出, B 和 S 取

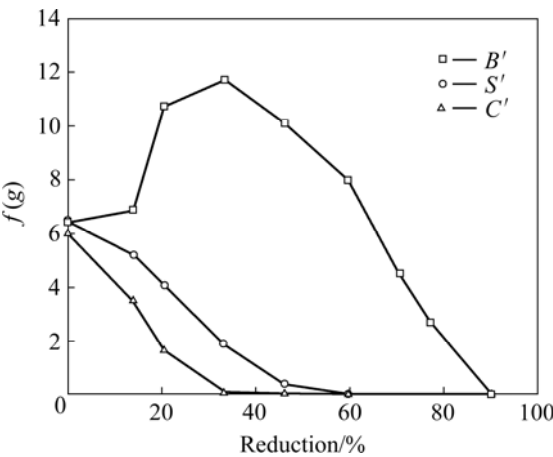


图 3 B' 、 S' 和 C' 取向强度与轧制压下量的关系

Fig.3 Relationship between intensities of B' , S' and C' orientations and rolling reduction

向的强度随压下量增加的幅度明显高于 C 取向。

2.2 横轧过程中织构演变的定量分析

表 2 所列为不同轧制量下织构的体积分数。图 5 所示为织构体积分数与轧制真应变的关系。可以看出，随轧制压下量的增加， r -Goss 和剩余组分体积分数减少， β 纤维组分体积分数增加，Goss 组分体积分数先随压下量的增加而增加，而后又稍微降低。在这个初始样品中，cube 和 r -cube 组分体积分数非常低，在轧制过程中其变化也很小。

在冷轧过程中，织构的演变可以用织构的体积分数随轧制真应变的变化来描述，织构体积分数的变化可定义为

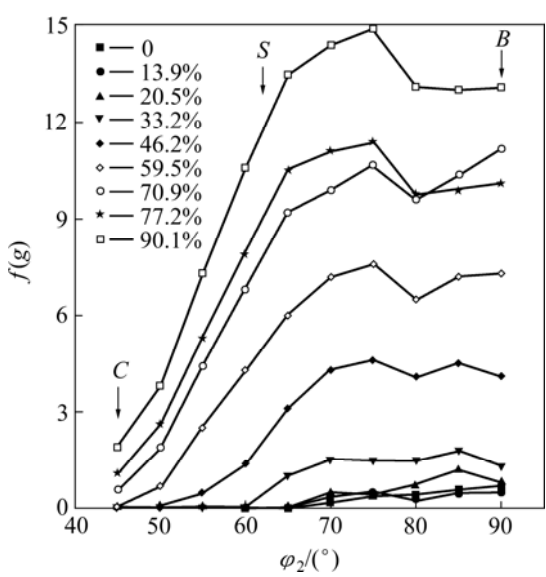


图 4 3105 铝合金在横轧过程中沿 β 纤维中心线取向强度的变化

Fig.4 Intensities of ODF $f(g)$ at center position of β fiber as function of particular angle φ_2 for 3105 aluminum alloy cross-rolled to different reductions

$$f_i = \frac{M_i - M_{i0}}{M_{i\infty} - M_{i0}} \tag{1}$$

式中： M_{i0} 、 M_i 和 $M_{i\infty}$ 分别为初始、给定真应变和织构转变结束时的织构体积分数。对于剩余组分， $M_{i\infty}$ 值为 0；而对于 β 组， $M_{i\infty}$ 值为 1。LIU 和 MORRIS^[14-15]研究了 5000 系列铝合金轧制织构的演变，发现材料织构体积分数的变化与轧制真应变的关系可以用下列经验

表 2 3105 铝合金横轧到不同压下量时织构的体积分数

Reduction/ %	Volume fraction of texture/%					
	Cube	r -cube	Goss	r -Goss	β fiber	Remainder
0	2.7	2.4	2.6	7.7	12.0	72.7
13.9	3.0	3.1	4.0	7.3	14.6	67.9
20.5	3.1	4.2	4.7	6.3	18.9	62.9
33.2	1.9	4.7	5.7	5.1	27.2	55.5
46.2	1.5	3.9	7.3	3.7	39.1	44.5
59.5	2.4	2.6	8.0	2.8	50.9	33.3
70.9	3	1.3	8.1	1.9	62.3	23.5
77.2	3.1	0.6	9.1	3.4	61.6	22.2
90.1	5.1	-0.3	9.1	1.7	71.9	12.5

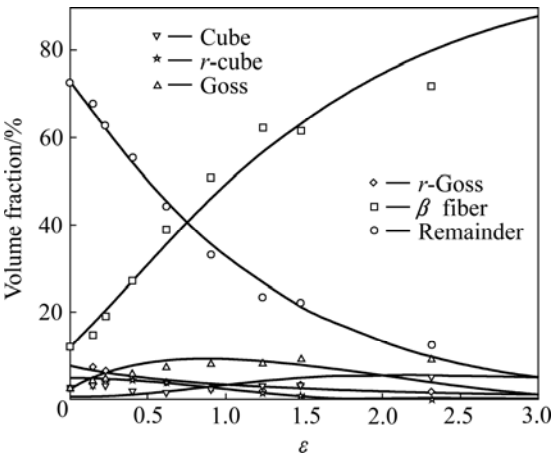


图 5 3105 铝合金织构体积分数与轧制真应变的关系

Fig.5 Plots of texture volume fraction as function of rolling true strain for 3105 aluminum alloy (Points with different symbols are measured values, and solid lines are calculated by Eq.(2))

方程式来描述：

$$f_i = 1 - \exp(-k_i \varepsilon^{n_i}) \tag{2}$$

式中： k_i 为实验常数， n_i 为织构组分的应变指数。对于 β 纤维组分和剩余组分， f_i 的值和真应变数据可用 $\ln[-\ln(1-f_i)]-\ln\varepsilon$ 曲线给出，结果如图 6 所示。对实验数据进行线性回归分析，所获得的 k_i 和 n_i 的数值如表 3 所列。 k_i 值反映了每一个织构组分的形成和消失速率。从图 6 可见，方程(2)很好地描述了 3105 铝合金在横轧过程中织构的演变，由初始织构以及采用方程(2)模拟获得的 k_i 和 n_i 的数值就可以预测 3105 铝合金在横轧过程中织构的演变。

冷轧前材料的初始织构强烈地影响铝合金在轧制过程中织构的演变，LIU 等^[6]研究了初始 cube 和

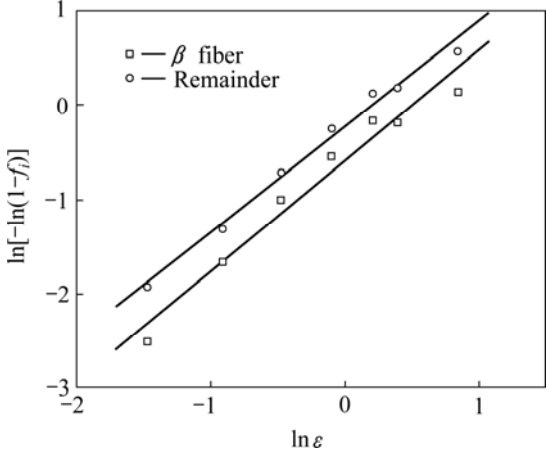


图 6 $\ln[-\ln(1-f_i)]$ 与 $\ln\varepsilon$ 的关系

Fig.6 $\ln[-\ln(1-f_i)]$ vs $\ln\varepsilon$ for 3105 aluminum alloy

表 3 方程(2)中 k 和 n_i 的数值

Table 3 Values of k_i and n_i in Eq.(2) for CC 3105 hot band

Texture component	$M_{i0}/\%$	k_i	n_i	r
β fiber	12.0	0.55 (0.51–0.60)	1.17±0.10	0.982
Remainder	72.7	0.79 (0.76–0.82)	1.11±0.05	0.994

r -cube 织构对轧制织构演变的作用，发现当初始织构由 r -cube 织构转变为 cube 织构时， β 纤维织物的形成速率降低。在目前工作中， β 纤维在环绕 ND 旋转 90° 后位于剩余取向区，因此，导致非常高的剩余组分的体积分数，并且 cube 和 r -cube 组分的体积分数非常低。本文作者已经研究了该合金经不同再结晶退火后在轧制过程中织构的演变^[13]，其初始织构组分的体积分数和采用数值模拟所获得的 k_i 和 n_i 的数值如表 4 所列。比较 k_i 的数值发现，强的初始 C' 、 S' 和 B' 织构显著地提高了 β 纤维织物的形成速率。

表 4 3105 铝合金不同预处理条件下方程(2)中的 k_i 和 n_i 值^[13]

Table 4 Values of k_i and n_i in Eq.(2) for 3105 aluminum alloy with different preheat treatments^[13]

Pre-treatment condition	Texture component	$M_{i0}/\%$	k_i	n_i	r
599 °C, 6 h	cube + r -cube	19.2	0.57 (0.52–0.61)	1.12 ± 0.08	0.985
	β fiber	10.3	0.38 (0.36–0.40)	1.00 ± 0.05	0.992
	remainder	59.9	0.59 (0.56–0.62)	1.02 ± 0.05	0.993
	r -cube	10.7	1.36 (1.19–1.41)	1.36 ± 0.09	0.990
482 °C, 6 h	cube + r -cube	18.8	0.47 (0.43–0.52)	0.95 ± 0.09	0.972
	β fiber	12.2	0.35 (0.34–0.37)	0.97 ± 0.05	0.992
	remainder	57.2	0.54 (0.51–0.58)	1.07 ± 0.07	0.989
	r -cube	9.9	1.07 (1.00–1.14)	1.41 ± 0.07	0.993

3 结论

1) 3105 铝合金热轧板材具有强的 β 纤维轧制织构, 在环绕 ND 旋转 90° 后, β 纤维上典型的 B 、 S 和 C 取向转变为 $B'\{110\}\langle 111\rangle$ 、 $S'\{123\}\langle 17229\rangle$ 和 $C'\{112\}\langle 110\rangle$ 取向, 这些取向在横向轧制过程中不稳定, 在冷轧过程中逐渐向新的坐标系中 β 纤维的位置移动。

2) 随着横轧压下量的增大, C' 和 S' 取向强度快速降低, B' 取向强度先增加后降低, 而 β 纤维轧制织构的强度逐渐增加。

3) β 纤维和剩余组分织构体积分数的变化与轧制真应变的关系遵循 Avrami 方程, 强的初始 C' 、 S' 和 B' 织构显著地提高了 β 纤维织构的形成速率。

REFERENCES

- [1] HIRSCH J, LÜCKE K. Mechanism of deformation and development of rolling textures in polycrystalline f.c.c. metals—I. Description of rolling texture development in homogeneous CuZn alloys[J]. Acta Metall Mater, 1988, 36(11): 2863–2882.
- [2] ENGLER O, HIRSCH J, LÜCKE K. Texture development in Al 1.8wt% Cu depending on the precipitation state—I. Rolling textures[J]. Acta Metall Mater, 1989, 37(10): 2743–2753.
- [3] HOLLINSHEAD P A, SHEPPARD T. Development of rolling textures in aluminum alloy 3004 subjected to varying hot-rolling deformation[J]. Metall Trans A, 1989, 20(8): 1495–1507.
- [4] HIRSCH J, NES E, LÜCKE K. Rolling and recrystallization textures in directionally solidified aluminium[J]. Acta Metall Mater, 1987, 35(2): 427–438.
- [5] OSCARSSON A, HUTCHINSON W B, EKSTROM H E. Influence of initial microstructure on texture and earing in aluminium sheet after cold rolling and annealing[J]. Mater Sci Technol, 1991, 7(1): 554–564.
- [6] LIU W C, ZHAI T, MAN C-S, RADHAKRISHNAN B, MORRIS J G. Effect of initial texture on texture evolution in cold-rolled AA 5182 aluminium alloy[J]. Philos Mag, 2004, 84(31): 3305–3321.
- [7] ENGLER O, CRUMBACH M, LI S. Alloy-dependent rolling texture simulation of aluminium alloys with a grain-interaction model[J]. Acta Mater, 2005, 53(8): 2241–2257.
- [8] CHINO Y, SASSA K, KAMIYA A, MABUCHI M. Microstructure and press formability of a cross-rolled magnesium alloy sheet[J]. Materials Letters, 2007, 61(7): 1504–1506.
- [9] MERLINI A, BECK, P A. Study of the origin of the cube texture[J]. Acta Metall, 1953, 1(5): 598–606.
- [10] OZTURK T. Deformation and recrystallization textures in cross-rolled sheets of copper and α -brass[J]. Scripta Metall, 1988, 22(10): 1611–1616.
- [11] BÖCKER A, KLEIN H, BUNGE H J. Development of cross-rolling textures in AlMn1[J]. Textures Microstruct, 1990, 12(1/3): 155–174.
- [12] 胡卓超, 左良, 王福. 横轧 3104 铝合金变形织构的研究[J]. 轻合金加工技术, 2002, 30(11): 23–25.
HU Zhuo-chao, ZUO Liang, WANG Fu. Effects of transverse direction rolling on the deforming texture of 3104 aluminium alloys[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2002, 30(11): 23–25.
- [13] LIU W C, LI Z, MAN C S. Effect of heating rate on the microstructure and texture of continuous cast AA 3105 aluminum alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2008, 478(1/2): 173–180.
- [14] LIU W C, MORRIS J G. Comparison of the texture evolution in cold rolled DC and SC AA 5182 aluminum alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2003, 339(1/2): 183–193.
- [15] LIU W C, MORRIS J G. Quantitative analysis of texture evolution in cold-rolled, continuous-cast AA 5xxx-series aluminum alloys[J]. Metall Trans A, 2004, 35(1): 265–277.
- [16] LIU W C, JUUL JENSEN D, MORRIS J G. Effect of grain orientation on microstructures during hot deformation of AA 3104 aluminium alloy by plane strain compression[J]. Acta Metall Mater, 2001, 49(16): 3347–3367.

(编辑 李向群)