

不同温度退火处理后 Al-Mg 与 Al-Mg-Sc 合金板材的组织演变

姜 锋, 黄宏锋, 赵 娟, 韦莉莉

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 采用 X 射线衍射反射法在角度(α)为 0~75°时测量 Al-Mg 和 Al-Mg-Sc 合金板材经不同退火温度处理后的不完整极图, 应用三维取向分布函数(ODF)以及晶粒取向汇集目标线(α 、 β 取向线)研究合金冷轧板材中组织的形成及其在退火过程中的演变规律。结果表明: Al-Mg 合金冷轧板材中主要存在 Brass 组织{011}<211>和 Copper 组织{112}<111>, 退火温度升高到 300 °C 时, Al-Mg 合金板材的形变组织逐渐消失, Brass 组织和 Copper 组织分别向立方组织{001}<100>以及旋转立方组织{001}<110>转变; 添加 Sc 元素没有改变 Al-Mg 合金板材冷轧组织组分, 但组织极密度和取向密度明显增强; 退火温度升高到 450 °C 时, Al-Mg-Sc 合金板材的部分 Brass 组织和 Copper 组织才向立方组织和旋转立方组织转变, 表明 Sc 的加入使 Al-Mg-Sc 合金在退火过程的再结晶温度显著提高。

关键词: Al-Mg-Sc 合金; 组织; 退火; 取向分布函数

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Texture evolution of Al-Mg and Al-Mg-Sc alloy sheets after annealing at different temperatures

JIANG Feng, HUANG Hong-feng, ZHAO Juan, WEI Li-li

(School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The uncompleted pole figures of Al-Mg and Al-Mg-Sc alloy sheets after annealing at different temperatures were measured by X-ray diffractometry at angle (α) from 0° to 75°. The texture compositions and their evolution law were analyzed by the orientation distribution functions(ODF) and the collection of grain orientation (α and β fibre). The results indicate that the brass {011}<211> and copper {112}<111> textures are primary in Al-Mg alloy cold-rolled sheets. When the annealing temperature increases to 300 °C, the deformed textures disappear gradually, the brass and copper textures translate into cube and cube-rotation textures, respectively. Sc element addition can not change the texture compositions of Al-Mg alloy cold-rolled sheets, but it makes the pole and orientation densities increase significantly. For Al-Mg-Sc alloy sheet, the texture translations occur until the annealing temperature rises to 450 °C, partial brass and copper textures change into the cube and cube-rotation textures, which indicates that Sc element addition would evidently enhance the recrystallization temperature of Al-Mg-Sc alloy in the annealing process.

Key words: Al-Mg-Sc alloy; texture; annealing; orientation distribution function

形变组织和再结晶组织是合金板材中最为常见的组织类型, 对合金的综合性能影响最大。就铝合金而言, 形变组织主要是由于金属多晶体中的晶粒取向在塑性变形过程中发生变化而引起的, 晶粒的取向变化情况与晶粒受力状态关系密切, 因此, 合金成分和加

工工艺对形变组织状态有重要影响, 不同的组织组态则决定了不同的平面各向异性值^[1]。经过塑性变形的金属存在以位错为主的晶体缺陷, 储能较高, 在加热条件下易发生再结晶使基体储能得以释放, 快速生长的晶粒取向决定再结晶组织的类型, 在此过程中, 形

变结构沿晶粒易长大的晶体学方向向再结晶结构转变。根据再结晶形核理论^[2]以及 HUMPHERYS^[3]的研究成果可知,温度和第二相粒子是影响再结晶的最主要因素。在此基础上,前人对各系铝合金的变形组织和再结晶组织都做了相关研究^[4],SINGH 等^[5]揭示了6×××铝合金板材在生产加工过程中组织的演变规律;MITSUTOSHI^[6]引入遗传算法优化设计组织分布来减少铝合金的各向异性;BENUM^[7]重点研究了第二相粒子的析出状态对铝合金的再结晶组织组态的影响。

Al-Mg 系合金具有良好的综合性能,越来越受到广大研究者的关注。研究发现^[8-9],添加微量的 Sc 元素能显著改善传统的 Al-Mg 系合金强度不够高,不可热处理强化以及受热容易软化等不足,极大提高 Al-Mg 合金的综合性能。同样,不同的组织组态和晶粒取向对 Al-Mg 和 Al-Mg-Sc 合金的综合性能有显著影响。为了进一步改善结构材料 Al-Mg 以及 Al-Mg-Sc 合金的综合性能,对合金在不同加工条件下晶粒取向的分布进行研究,揭示在此过程中组织组态的演变规律和影响因素是一个重要的研究课题,但目前与此相关的研究鲜见报道。为此,本文作者针对 Al-Mg 和 Al-Mg-Sc 合金板材加工工艺特点,应用取向分布函数(ODF)重点研究在不同稳定化退火温度处理过程中 Al-Mg 以及 Al-Mg-Sc 合金板材组织的组分、演变规律及其影响因素,对比分析并讨论两种合金在退火过程中的再结晶机制,以期控制再结晶组织组态从而提高板材成型性奠定基础。

1 实验

研究材料为在工厂条件下生产的 Al-6Mg-0.4Mn(中国牌号 5A06)及 Al-6Mg-0.4Mn-0.2Sc-0.1Zr(俄罗斯牌号 1570)合金。以工业纯铝、纯镁及 Al-Mn、Al-Sc 和 Mg-Zr 中间合金为原料采用水冷半连续铸造工艺制备铸锭,铸锭经多道次热轧得到 6 mm 热轧板,总变形量为 85%;热轧板再经多道次冷轧得到 2 mm 冷轧

板。从冷轧板上截取 15 mm×10 mm×2 mm 的样品,分别在 130、250、300、350、450 和 550 °C 下进行稳定化退火处理 1 h,出炉后空冷。

对经不同温度退火处理的样品进行表面抛光处理,经多道水磨砂纸粗磨后,依次采用 400[#]、800[#]、1200[#]金相砂纸细磨,将细磨好的样品依次放入 NaOH 溶液和 HCl 溶液浸泡以除去样品表面的应力层。分别采用 D8 Discover X 射线衍射结构仪对样品进行组织测试。组织测量采用 CuK 辐射,测试中使样品作平动,管电压为 40 kV,管电流为 40 mA,扫描按同心圆步进方式进行,测量步长为 5°,测量{111}、{200}、{220}这 3 个不完整极图(极图测绘范围 $\alpha=0\sim75^\circ$, $\beta=0\sim360^\circ$)。利用 Bunge 球谐函数与级数展开法计算 ODF 极图,结果用恒 φ_2 的 ODF 截面图表示。

2 实验结果

2.1 Al-Mg 合金的冷轧及退火组织

在 Bunge 系统中,用图解法分析 ODF 截面时通过(φ_1 , Φ , φ_2)来确定各 ODF 截面所对应的组织类型,对立方晶系,相应的组织解析关系式为

$$H:K:L=\sin\Phi\sin\varphi_2:\sin\Phi\cos\varphi_2:\cos\Phi \quad (1)$$

$$u:v:w=(\cos\varphi_1\cos\varphi_2-\sin\varphi_1\sin\varphi_2\cos\Phi):(-\cos\varphi_1\sin\varphi_2-\sin\varphi_1\cos\varphi_2\cos\Phi):\sin\varphi_1\sin\Phi \quad (2)$$

式中: H , K , L 为晶面指数; u , v , w 为晶向指数。

结合式(1)和(2)可计算各组织所对应的欧拉角,从而标出各组织组分在欧拉空间的位置,如图 1 所示。图 2(a)所示为 Al-Mg 合金试样经多道次轧制变形后恒 φ_2 为 0°、45°、60°和 65°的 ODF 截面图。结合图 1 分析发现,Al-Mg 合金冷轧板整体组织组态具有较强的面心立方金属变形组织特征,表现为典型的 Brass 组织取向{011}{112}和 Copper 复合组织{112}{111},取向密度等级均超过 6 级,此外还有 S 组织取向{123}{634}($\varphi_1=59^\circ$, $\Phi=37^\circ$, $\varphi_2=63^\circ$),这 3 种轧制组织均分布在

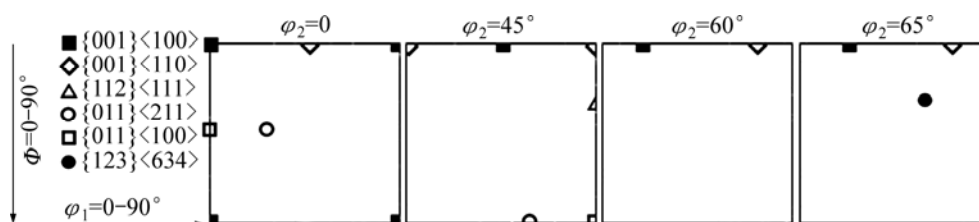


图 1 欧拉空间组织分布示意图

Fig.1 Schematic diagram of texture distribution in Euler space

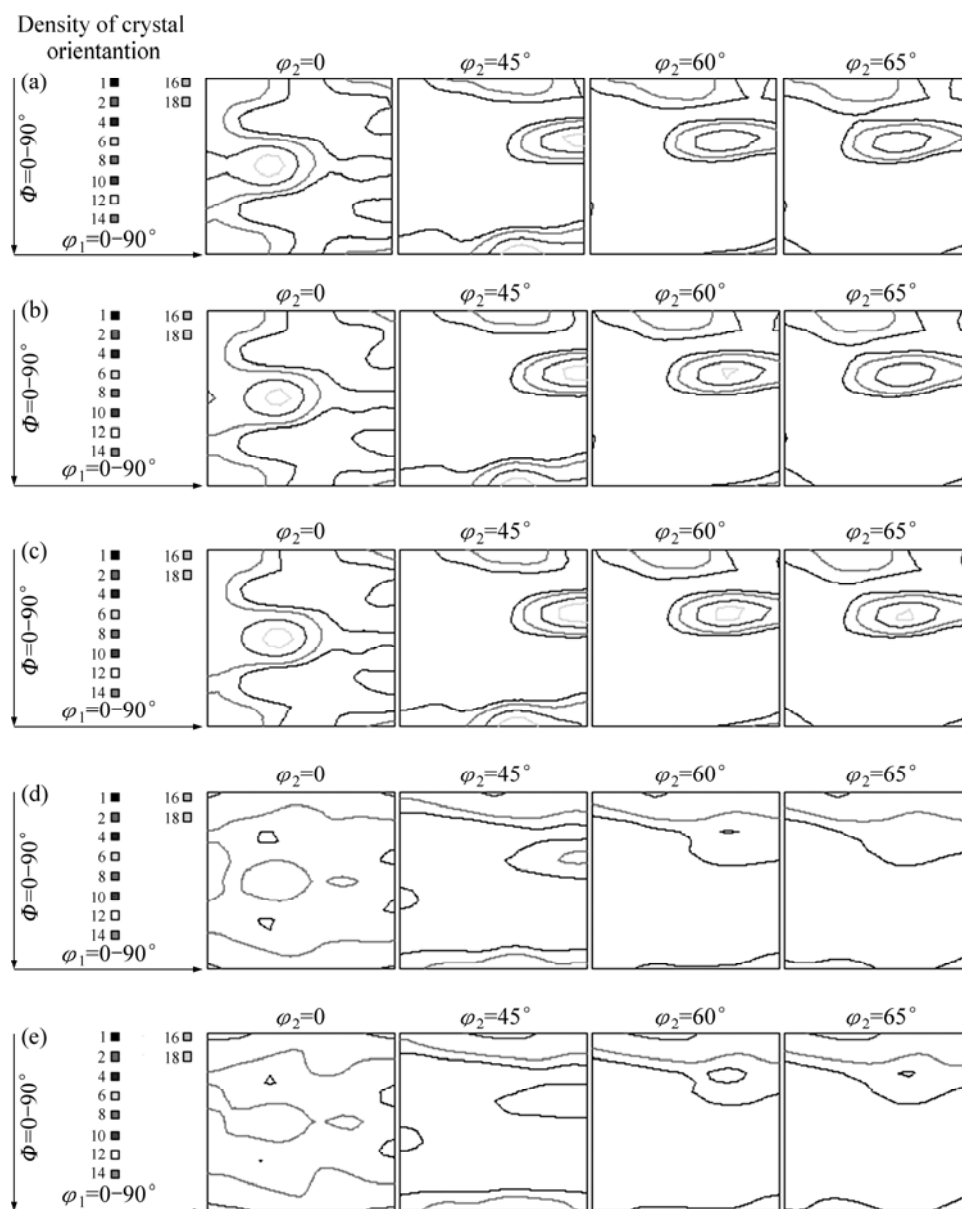


图2 Al-Mg 合金在不同退火温度下的 ODF 图

Fig.2 ODFs maps of Al-Mg alloys at different annealing temperatures: (a) Cold-rolled; (b) 130 °C, 1 h; (c) 250 °C, 1 h; (d) 350 °C, 1 h; (e) 450 °C, 1 h

面心立方金属 β 取向线上, 由 Copper 织构取向开始, 经过 S 取向再转到 Brass 织构取向。各织构取向密度在 β 取向线上的分布见图 3(b)。容易发现, Al-Mg 合金冷轧板中 Brass 织构和 Copper 织构取向密度最强, 等级接近于 7 级, S 织构取向次之为 5.5 级。此外, 结合图 3(a)发现冷轧板中还有少量的 Goss 织构。

图 2(b)和(c)所示为 Al-Mg 合金冷轧板分别经过 (130 °C, 1 h)和(250 °C, 1 h)低温稳定化退火处理后的恒 φ_2 的 ODF 截面图。由图 3 可知, 低温稳定化退火并没有改变 Al-Mg 合金的组织组态。随着退火温度的升高, 在 α 、 β 取向线上, 部分 Goss 取向的晶粒向邻

近的 Brass 取向偏转, 使得 Goss 取向密度有所下降。Brass 取向上的晶粒也向 S 取向和 Copper 织构偏转。使 S 织构和 Copper 织构有所增强, 而 Brass 织构强度无明显变化。结合图 5(a)发现, 低温退火过程中 Al-Mg 合金总体仍然以形变织构组分为主。

随着稳定化退火温度的进一步升高, Al-Mg 合金织构组分变化明显, 形变织构组分降低, 再结晶织构显著增强。图 2(d)和(e)所示为 Al-Mg 合金冷轧板以及分别经过(350 °C, 1 h)和(450 °C, 1 h)退火处理后的 ODF 截面图。由图 3 和 5(a)可知, 退火温度达到 350 °C 时, Al-Mg 合金中 Brass 织构、Copper 织构和 S 织构

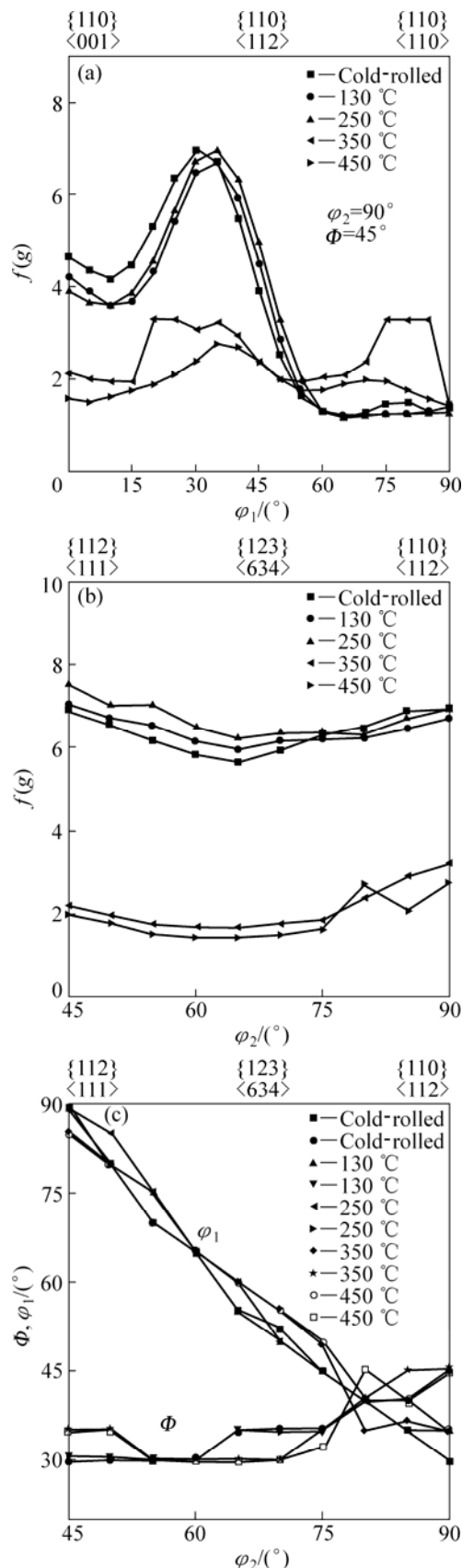


图3 Al-Mg合金冷轧板在退火过程中的取向密度变化

Fig.3 Changes of orientation densities of cold rolled Al-Mg sheet in annealing process: (a) α fibre; (b) β fibre; (c) Positions of β fibre

急剧下降, 合金整体织构组态主要由立方织构 $\{001\}\langle 100\rangle$ 和旋转立方织构 $\{001\}\langle 110\rangle$ 组成, 继续升高稳定化退火温度到450 °C, Al-Mg合金板材织构无明显变化。

2.2 Al-Mg-Sc合金的冷轧及退火织构

将Al-Mg-Sc合金冷轧后再进行不同温度稳定化退火处理, 对其织构组分进行分析发现Al-Mg-Sc合金与Al-Mg合金有相同的织构组态(见图4(a)和(b))。冷轧态表现为Brass织构、Copper织构和S织构, 但Brass织构强度远远高于Copper织构和S织构。各织构组分相比Al-Mg合金都有明显增强。在稳定化退火过程中, Al-Mg-Sc合金晶粒取向转变与Al-Mg合金相似。低温稳定化退火阶段, 在 α 、 β 取向线上, Al-Mg-Sc合金晶粒取向由S取向逐渐流向Brass取向, S织构强度稍有下降。与此同时, 部分Brass织构向Goss取向的晶粒转变。随着稳定化退火温度的逐渐上升, Copper织构向旋转立方取向偏转, 当温度达到550 °C时, 在 α 、 β 取向线上的形变织构强度急剧下降, Al-Mg-Sc合金试样中立方织构和旋转立方织构显著增强, 此外还保留有部分Brass织构, 合金整体表现为强的再结晶织构组分(见图4(c)和5(b))。

3 分析与讨论

3.1 Al-Mg以及Al-Mg-Sc合金冷轧板形变织构的形成分析

Al-Mg合金和Al-Mg-Sc合金试样经过轧制变形, 在冷轧板内均出现了面心立方金属中常出现的 $\{011\}\langle 211\rangle$ 和 $\{112\}\langle 111\rangle$ 等轧制织构(见图2(a)和4(a))。根据金属塑性加工原理, Al-Mg合金以及Al-Mg-Sc合金轧制织构的形成主要是在多道次轧制过程中, 合金试样中的晶体受到轧制平面法线方向上的压缩力和轧制方向上的拉伸力共同作用, 晶体沿着特定晶面和晶向发生滑移。晶粒在拉伸力的作用下会发生转动, 使滑移方向和拉力方向差异趋于减小; 压缩力的作用使得倾斜的滑移面的法线转向和压力方向一致。由于晶体塑性形变抗力的各向异性, 根据临界分切应力定律:

$$\mu = \cos\phi \cos\lambda = \frac{\tau_c}{\sigma_s} \quad (3)$$

式中: μ 为拉伸形变取向因子; τ_c 为临界分切应力; σ_s 为屈服应力。取向因子的大小取决于拉伸方向分别与滑移面法向及滑移方向的夹角余弦 $\cos\phi$ 和 $\cos\lambda$ 。对于面心立方金属, 滑移在分切应力最大(即取向因子 μ 最大)的滑移系统上进行。图6所示为面心立方结构的极

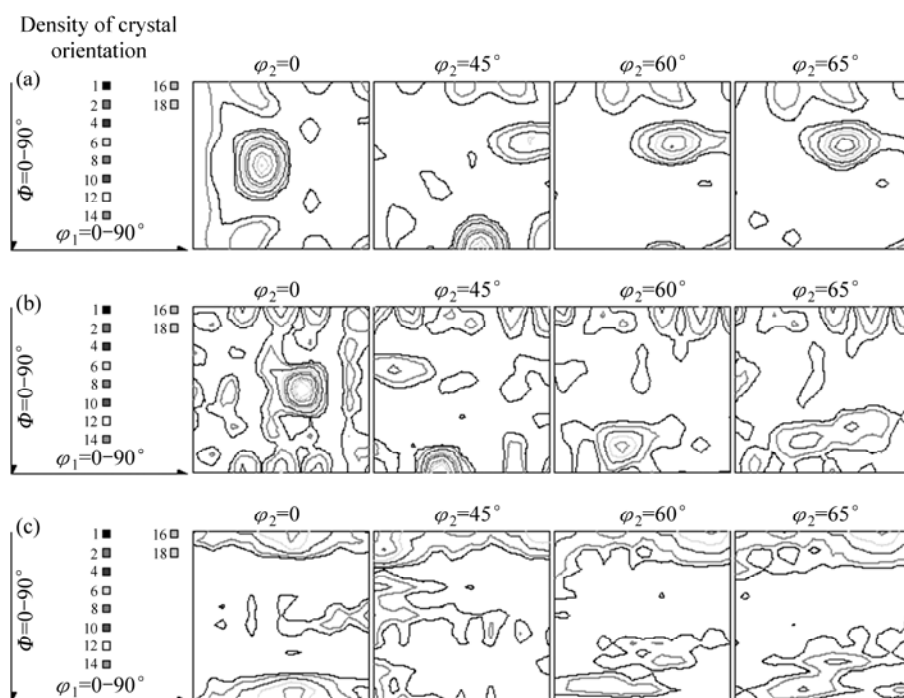


图 4 Al-Mg-Sc 合金在不同退火温度下的 ODF 图

Fig.4 ODF maps of Al-Mg-Sc alloys at different annealing temperatures: (a) Cold-rolled; (b) 450 °C, 1 h; (c) 550 °C, 1 h

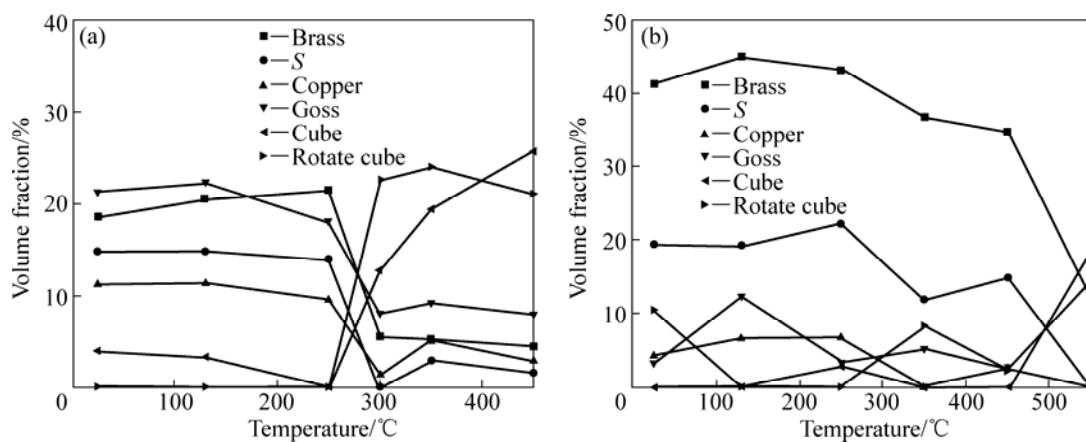


图 5 合金冷轧板退火过程各织构组分体积分数的变化

Fig.5 Volume fraction change of main texture components during annealing process: (a) Al-Mg alloy; (b) Al-Mg-Sc alloy

射赤面投影^[10], 根据面心立方结构的晶体学对称性, 并结合面心立方金属 $\{111\}\langle 110\rangle$ 滑移系取向因子 μ 值的反极图^[11]分析可知, 三角形 $[001]$ - $[-111]$ - $[011]$ 中晶体拉力轴方向接近 $[\bar{1}23]$, $[\bar{1}35]$ 的 H 取向处在高取向因子区域, 易发生滑移, 此时主滑移系统为 $(\bar{1}11)[101]$ 。在轧向拉力作用下使晶体发生旋转, 拉力轴线方向转向 $[101]$, 当穿过 $[001]$ - $[-111]$ 连线时次滑移系 $(1\bar{1}1)[011]$ 开始取代原系统, 拉力轴线往回转向新的滑移方向 $[011]$ 。当超过 $[001]$ - $[-111]$ 连线原先的滑移系统重新激活, 故而拉力轴方向来回倒转最后转到 $[001]$ - $[-111]$ 联

线上的 $[112]$, 因为该方向正好和 $[101]$ 及 $[011]$ 对称, 此种状态两滑移系统的取向因子完全相同。与此同时, 最初与 H 方向正交的压力轴线方向(图中的 C 点)也发生移动, 在压缩力作用下, C 应该转向 $[\bar{1}11]$, 但当 H 穿过 $[001]$ - $[-111]$ 连线时, 由于此滑移系统取代了原滑移系统, 所以 C 又转向 $[1\bar{1}1]$ 。最后 C 的取向停在了 $[\bar{1}10]$ 。因此, 面心立方结构的 Al-Mg 合金以及 Al-Mg-Sc 合金在轧制过程中出现组分含量较高的 Brass 织构 $\{011\}\langle 211\rangle$ 。

结合以上分析, 面心立方金属仅以位错滑移方式

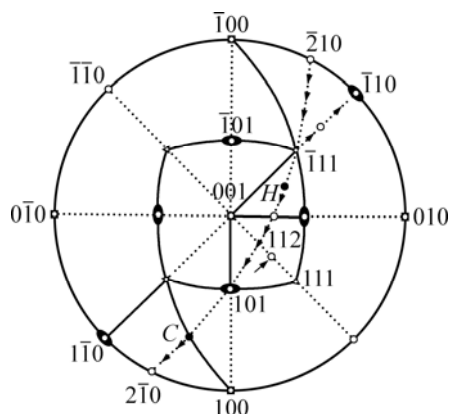


图6 面心立方晶体在轧制过程中的取向变化

Fig.6 Orientation changes of FCC crystal in rolling process

变形时取向 $\{011\}$ 、 $\{211\}$ 和 $\{112\}$ 、 $\{111\}$ 均为较稳定取向,在轧制过程中晶粒取向容易流向这两个取向,因此,在 Al-Mg 合金以及 Al-Mg-Sc 合金冷轧板中这两种织构组分强度比较高(见图 2(a)和 4(a))。由于 Al-Mg 及 Al-Mg-Sc 合金具有面心立方的晶体结构,具备有 5 个独立滑移系统以保证各晶粒形变的协调性,因而在轧制过程中晶体有多个滑移系统能同时启动,晶体塑性变形时处在更为复杂的应力应变状态,Brass 织构会被较为复杂的织构代替,因此,冷轧板中还存在有 Copper 织构, Goss 织构以及少量 S 织构等混合型织构组分(见图 3 和 5)。

3.2 Sc 对 Al-Mg 合金冷轧板变形织构形成的影响

在 Al-Mg 及 Al-Mg-Sc 合金冷轧板中,除了发现有较强的 Brass 织构等典型的轧制织构外,还发现 Al-Mg-Sc 合金冷轧板中的 Brass 织构显著强于 Al-Mg 合金冷轧板中的 Brass 织构(见图 2(a)、4(a)和 5)。根据晶体塑性变形理论以及大量研究表明,塑性变形金属中变形织构组分含量与金属位错滑移有很大关系,Brass 织构的材料不易发生交滑移,如果提高轧制温度使得交滑移得以大量进行,则有助于使织构向 Copper 织构转变。当加工工艺相同时,Sc 元素使 Al-Mg-Sc 合金的晶粒显著细化,组织形貌得以改善。研究发现^[12],在塑性变形过程中,晶粒的尺寸对流变应力有显著影响。晶粒细化使得位错自由路程可以直达晶界,造成位错塞积,不利于交滑移的进行。此外,在 Al-Mg-Sc 合金中还存在与 Al 基体共格的 Al_3Sc 粒子,根据 Fleischer 理论^[12],在加工过程中 Al_3Sc 粒子对位错的阻碍作用力 F 可以表示为

$$F=2T\sin(\theta/2) \quad (4)$$

式中: T 为位错张力,近似取值为 μb^2 , 其中 μ 为弹性

模量, b 为位错的伯氏矢量。位错在切应力 τ 的作用下向前运动的过程中会被弥散分布于基体中的 Al_3Sc 粒子钉扎而发生弯曲,随着 τ 的增大, θ 达到一个临界值 θ_c , F 也增大到峰值 F_m , 所对应的切应力就是晶体的屈服应力:

$$\tau_c = \frac{F_m}{\lambda b} = \frac{2T}{\lambda b} \sin\left(\frac{\theta_c}{2}\right) \quad (5)$$

图 7 所示为位错被点状障碍阻挡示意图。其中: λ 为 Al_3Sc 粒子的平均间距。根据以上可知,当 Al_3Sc 粒子在基体中的分布越密集,则对位错的阻碍作用越明显,位错滑移越困难。另外,由于 Al_3Sc 粒子与基体收缩系数的不同并存在共格关系,在粒子周围会产生应力应变场,进一步增大位错通过此区域的阻力,所以在轧制过程中更不易出现交滑移。因此,Al-Mg-Sc 合金冷轧板中的 Brass 织构得以保存下来并显著增强。

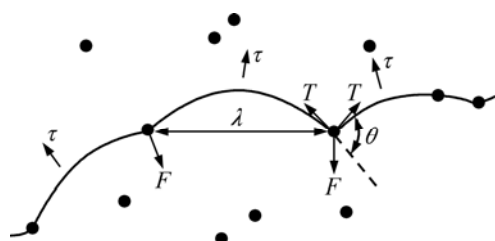


图7 位错被点状障碍阻挡示意图

Fig.7 Schematic diagram of dislocation hindered by point defect

在多道次变形过程中 Al_3Sc 粒子对位错滑移的显著阻碍作用,不但对 Brass 织构和 Copper 织构的形成有重要影响,同时也增强 Al-Mg-Sc 合金的再结晶温度,使轧制过程中的动态回复和再结晶难以发生,因此,部分立方织构组态在 Al-Mg 合金冷轧板中得以保留,而在 Al-Mg-Sc 合金强度较弱。

3.3 冷轧织构在退火过程中的演变

由于 Al-Mg 和 Al-Mg-Sc 合金冷轧板经过大的形变,合金位错密集,形变储能较高。在退火过程中,这部分储能促进再结晶的进行,伴随着再结晶晶粒的形核长大和晶界迁移,变形合金的择优取向会沿着特定晶体学方向转变为再结晶织构。由试验可知,Al-Mg 和 Al-Mg-Sc 合金冷轧板中含有典型的 β 纤维轧制织构,在稳定化退火过程中,合金轧制织构含量逐渐减少,再结晶织构组分逐渐增多(见图 2(d)、图 2(e)、图 4(c)和图 5),充分退火处理后合金织构组态为再结晶织构。

退火织构的形成是一个复杂的晶体位向转变过

程, 有诸多影响因素。在大量实验基础上, 前人提出了许多组织转变机制和理论模型。COOK 和 RICHARDS^[13]研究发现, 形变组织类型对退火组织形成有很大关系, 变形组织越清晰, 稳定化退火生成的再结晶组织的轮廓也会越清楚。结合图 6 分析, 面心立方金属 $\{001\}\langle 100\rangle$ 取向处在高 μ 值区, 在轧制过程中这些晶粒取向容易流向 $\{011\}\langle 211\rangle$ 取向形成 brass 织构, RIDHA 和 RICHARDS^[14]研究发现, 轧制变形可以使得取向 $\{001\}\langle 100\rangle$ 可以向 $(011)[100]$ 和 $(01\bar{1})[100]$ 两个子取向转动, 使 Goss 取向 $\{011\}\langle 100\rangle$ 可以向 $(011)[21\bar{1}]$ 和 $(011)[2\bar{1}1]$ 两个子取向转动, 因此在稳定取向之间会留下转动痕迹, 从而建立起相应的过渡带结构。同样, Al-Mg 和 Al-Mg-Sc 合金冷轧板中强烈的 Brass 和 Goss 轧制织构是立方织构的晶体, 它们也是在冷变形材料中以立方织构的痕迹所形成, 均处在立方织构晶体滑移的过渡带中, 取向接近于 $\{112\}\langle 111\rangle$ 的大变形 Copper 织构也与立方织构的痕迹相联系。因此, 在退火过程中, 合金中晶粒的主要再结晶方向与形变组织之间晶界发生移动, 不断将形变组织并拢而长大, 从而导致相应的形变组织向立方织构转变。READ 和 SHOCKLEY^[15]将此晶界的可动性表示为能量的函数:

$$E = E_0\theta(A - \ln\theta) \quad (6)$$

式中: E 为晶界能; θ 为位向差; E_0 和 A 为常数; 在面心立方金属中可动性最大的晶界是绕 $\langle 111\rangle$ 轴转动 $30^\circ\sim 50^\circ$, 间或有绕 $\langle 100\rangle$ 轴转动。图 8 和 9 为 Al-Mg 和 Al-Mg-Sc 合金冷轧板中的形变组织在退火过程中转变为退火组织的演变示意图, 随着退火温度的进一步升高, 再结晶驱动力的不断增大, $\{011\}\langle 2\bar{1}1\rangle$ 取向的晶粒会绕 $\langle 111\rangle$ 轴做 30° 的转动, 使 $\{011\}\langle 2\bar{1}1\rangle$ 不断向 $\{112\}\langle 1\bar{1}0\rangle$ 取向区域聚集, Brass 织构组分不断降低, $\{112\}\langle 1\bar{1}0\rangle$ 取向为不稳定取向, 该取向的晶粒在退火过程中会绕 $\langle 100\rangle$ 轴转动形成 Goss 织构和稳定的立方织构, 从而完成了由形变组织向稳定的退火组织的转变。 $\{112\}\langle 111\rangle$ 取向在退火过程中会绕 $\langle 110\rangle$ 轴做转动流向旋转立方织构。使得合金旋转立方织构组分上升(见图 5)。因此, 随着退火的进一步进行, 合金形变组织组分不断下降, 立方退火组织组分上升(见图 5)。在退火过程中, Al-Mg 和 Al-Mg-Sc 合金主要是立方过渡带形核机制。Sc 元素没有改变 Al-Mg 合金形变组织转变机制, 但是在退火过程中析出的 $Al_3(Sc, Zr)$ 颗粒对晶界迁移具有很明显的阻碍作用, 再结晶前沿向未再结晶基体中前进受阻碍, 使再结晶晶核成长受阻, 不利于再结晶的发生, 稳定化退火温度高于 450°C 时, Al-Mg-Sc 合金形变组织的取向密度仍然没有明显

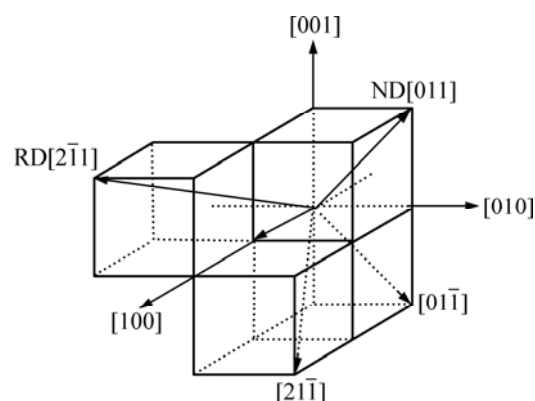


图 8 冷轧态组织形态示意图

Fig.8 Schematic diagram of texture morphology of cold-rolled alloy

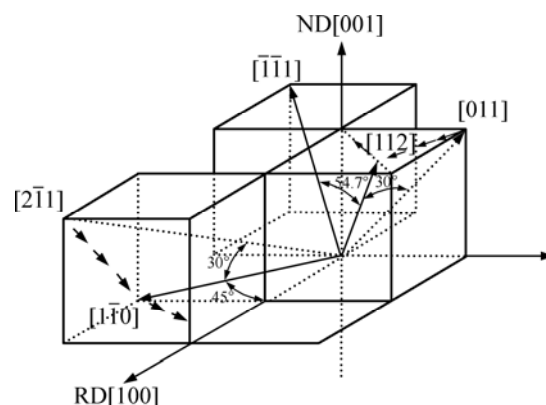


图 9 退火过程组织的演变

Fig.9 Texture evolution in annealing process

下降(见图 2 和 5(b)), 当退火温度达到 550°C 时, 合金发生再结晶, 形变组织的强度才剧烈下降。因此, Al-Mg-Sc 合金的再结晶温度有较大提高。

由于形变组织中 S 取向 $\{123\}\langle 634\rangle$ 与再结晶组织 R 取向 $\{124\}\langle 211\rangle$ 非常接近, Al-Mg 合金在退火过程中发生原晶界形核, S 取向不断流向 R 取向, 使 R 组织的体积分数上升。但是在 Al-Mg-Sc 合金中由于存在阻碍晶界移动的析出相粒子, 结晶初期 R 取向的晶粒常会遇到相似、互补的取向, 此时很难继续长大, 所以 R 织构被抑制。

4 结论

1) Al-Mg 以及 Al-Mg-Sc 合金冷轧板的晶粒取向主要在 β 取向线上聚集, 织构组分相似, 主要是 Brass 织构 $\{011\}\langle 211\rangle$, S 织构 $\{123\}\langle 634\rangle$ 以及 Copper 织构 $\{112\}\langle 111\rangle$ 3 种形变织构。

2) 随着稳定化退火温度的升高, Al-Mg 以及 Al-Mg-Sc 合金冷轧板中的形变织构都有减弱趋势, 并逐渐向立方织构和旋转立方织构等再结晶织构转变。Sc 对 Al-Mg 合金冷轧板织构类型以及在稳定化退火过程中织构转变机制影响不大。

3) Al-Mg 合金在 300 °C 稳定化退火时, 发生再结晶, 形变织构强度剧烈下降, 立方织构和旋转立方织构强度迅速上升。Al-Mg-Sc 冷轧板在退火温度达到 550 °C 时, 再结晶织构强度才迅速上升, Sc 使 Al-Mg 合金的再结晶温度得到极大提高。

REFERENCES

- [1] 五弓勇雄. 金属塑性加工技术[M]. 陈天忠, 张荣国, 译. 北京: 冶金工业出版社, 1987: 539–542.
WUGONG Yong-xiong. Technology of metal plastic processing [M]. CHEN Tian-zhong, ZHANG Rong-guo, transl. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1987: 539–542.
- [2] 李松瑞, 周善初. 金属热处理[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2005: 38–45.
LI Song-rui, ZHOU Shan-chu. Heat treatment of metals[M]. Changsha: Central South University Press, 2005: 38–45.
- [3] HANSEN N, JONES A R, LEFFERS T. Recrystallization and grain growth of multiphase and particle containing materials[M]. Roskilde, Denmark: Riso National Laboratory, 1980: 35–44.
- [4] OSCARSSON A, LINDH E, HUTCHINSON W B. Evolution of microstructure and texture during hot and annealing of AA3004 can stock[C]//Thermo-Mechanical Processing in Theory. Stockholm: Modeling & Practice, 1997: 290–306.
- [5] SINGH P K, SINGH A K. Evolution of texture during thermo-mechanical processing of an Al-Mg-Si-Cu alloy[J]. Scripta Materialia, 1998, 38(8): 1299–1306.
- [6] MITSUTOSHI K. Effects of texture on mechanical properties of aluminum alloy sheets and texture optimization strategy[C]//AIP Conference Proceedings A, America Institute of Physics, 2005, 778(5): 445–450.
- [7] BENUM S, NES E. Effect of precipitation on the evolution of cube recrystallization texture[J]. Acta Metallurgica, 1997, 45(11): 4593–4602.
- [8] FAZELI F, POOLE W J, SINCLAIR C W. Modeling the effect of Al₃Sc precipitates on the yield stress and work hardening of an Al-Mg-Sc alloy[J]. Acta Metallurgica, 2008, 56(9): 1909–1918.
- [9] ROUMINA R, SINCLAIR C. Recovery kinetics in the presence of precipitates: The softening response of an Al-Mg-Sc alloy[J]. Acta Metallurgica, 2009, 58(1): 111–121.
- [10] 冯 端. 金属物理学[M]. 北京: 科学出版社, 1975: 658.
FENG Duan. Metal physics[M]. Beijing: Science Press, 1975: 658.
- [11] 马全仓, 毛卫民, 冯惠平. 工业铝板的低应变量拉伸变形行为[J]. 塑性工程学报, 2005, 12(6): 89–93.
MA Quan-cang, MAO Wei-ming, FENG Hui-ping. Tensile behavior of commercial aluminum sheets at low deformation degree[J]. Journal of Plasticity engineering, 2005, 12(6): 89–93.
- [12] JOHONSTON T L, FELTNER C E. Grain size effects in the strain hardening of polycrystals[J]. Metallurgical and Materials Transactions B, 1970, 1(5): 1161–1167.
- [13] COOK M, RICHARDS T L. Observations on the rate and mechanism of recrystallization in copper[J]. J Inst Metals, 1946/1947, 73: 1–31.
- [14] RIDHA A A, HUTCHINSON W B. Recrystallization mechanisms and the origin of cube texture in copper[J]. Acta Metallurgica, 1982, 30(10): 1929–1939.
- [15] READ W T, SHOCKLEY W. Dislocation models of crystal grain boundaries[J]. Phys Rev, 1950, 78(3): 275–289.

(编辑 龙怀中)