微量 Zr 对不对称轧制 Al-0.8Mg-0.9Si 合金板织构及性能的影响

杜 红，袁鸽成，丁灿培，林典海，杨安宸，吴其光

(广东工业大学，广东 广州 510006)

摘 要：研究了微量 Zr 对不对称轧制 Al-0.8Mg-0.9Si 合金板及其固溶处理后的微观结构及性能的影响。结果表明：微量 Zr 在 Al-0.8Mg-0.9Si 合金中形成 Al_3Zr 相弥散分布在基体中。在不对称轧制过程中，该 Al_3Zr 化合物对 Copper{112}<111>、Brass{011}<211>、S{123}<634>、E{111}<110>和 F{111}<112>等形变织构无明显影响；在随后的固溶处理过程中，轧制板材发生的再结晶使得 Copper、Brass、S 等形变织构的取向密度降低，但不溶的细小 Al_3Zr 相在一定程度上抑制了不连续再结晶行为，反而使轧制过程中形成的 E、F 剪切织构的取向密度增加。添加微量 Zr 所形成的上述结构使该合金板材在固溶后获得较好的综合性能，其抗拉强度、屈强比和延伸率分别可达 230 MPa、0.49 和 9.5%以上；塑性应变比 r 值从 0.7 提高至 0.87，杯突值 IE 由 8.94 提高至 9.84，各向异性度 $|\Delta r|$ 由 0.15 降低至 0.04。

关键词：微量元素 Zr；不对称轧制；铝合金；织构；性能

中图法分类号：TG146.21 **文献标识码**：A **文章编号**：1002-185X(2019)06-1860-07

铝合金板材的织构组态是影响其成形性能的重要因素。现有研究表明，强剪切织构如{001}<110>，{111}<110>和{111}<112>等织构取向密度的提高可以明显提高板材塑性应变比 r 值从而提高其成形性能；不对称轧制这种强剪切形变方式是促使铝合金变形时形成强剪切织构最行之有效的方法[1-6]。然而，Al-0.8Mg-0.9Si 合金轧制板材还需要通过固溶处理来提高其随后的时效硬化能力，高温固溶时发生的再结晶行为极易导致之前产生的剪切织构发生改变，从而降低了板材的成形性能。Chen 等人[7-10]指出，在固溶处理过程中，若晶体发生不连续再结晶，通常会形成新的织构类型，若发生连续再结晶，则形成的织构类型与此前形变织构类型相似。而第二相性质又是影响再结晶行为的重要因素，因此，通过添加微量元素形成第二相化合物或许是控制合金固溶时再结晶织构组态的有效途径。迄今，在铝合金微合金化研究领域，大多集中在微量元素细化晶粒并优化力学性能及耐蚀性能等方面，对微量元素调控铝合金再结晶织构从而控制性能等方面的研究报道较少。因此本研究通过对比分析添加及未添加微量元素 Zr 的 Al-0.8Mg-0.9Si 合金铸锭在不对称轧制及其随后固溶处理过程中的结构及性能的差异，为微量元素调控该类板材微织构及性能提供实验依据。

1 实 验

以工业纯铝、纯镁及 Al-95Si、Al-4Zr、Al-30Cu 等中间合金为原料，采用 IM 法制备出实验用 1#、2# 2 种合金铸锭，其化学成分如表 1 所示。

铸锭经均匀化处理，切头、铣面后的长、宽、高分别为 200、100 和 10 mm。经马弗炉加热后在二辊异步轧机上进行不对称轧制，若干道次轧成 1.5 mm 厚的板材，总变形量为 85%。在轧制板材上切取待测样品。剩余轧制板在 530 ℃下保温 0.5 h 进行固溶处理，同样切取固溶后样品。金相试样经磨光、抛光后进行阳极覆膜，覆膜液成分为 38 mL 浓 H_2SO_4+43 mL H_3PO_4+19 mL H_2O，覆膜电压约 15 V，时间 10 min 左右，之后在 MJ42-BD 偏振光显微镜上观察；进一步用扫描电镜观察合金样品中晶粒及第二相形貌与分布，并采用能谱仪（EDS）测定第二相粒子成分；透射电镜样品经磨光后再利用双喷减薄仪制得，随后在 JEM-3010 透

表 1 实验铝合金编号及化学成分

Table 1 Chemical composition and serial number (ω/%)

Alloy	Mg	Si	Fe	Cu	Zr	Al
1#	0.8	0.9	0.5	0.5	-	Bal.
2#	0.8	0.9	0.5	0.5	0.2	Bal.

收稿日期：2018-06-12

基金项目：广东省自然科学基金（2014A030313518）；广东省科技计划（2017A010103018）

作者简介：杜 红，女，1992 年生，硕士，广东工业大学材料与能源学院，广东 广州 510006，电话：020-39322570，E-mail: yjmdz1234@163.com

射电镜下观察；织构测试样品经磨光及电解抛光制得，随后在理学 Y-2000 全自动 X 射线衍射仪上对合金材料进行宏观织构分析；并运用织构分析软件 Jtex 计算极图及晶体取向分布 ODF；用线切割机分别沿着与轧向成 0°、45°和 90°的方向切取拉伸试样，在万能材料试验机上分别测试其各方向上的性能，板材塑性应变比 r 值按式(1)进行计算：

$$r=\frac{r_0+r_{90}+2r_{45}}{4} \tag{1}$$

各向异性度 $|\Delta r|$ 按式(2)进行计算，

$$|\Delta r|=\left|\frac{r_0+r_{90}}{2}-r_{45}\right| \tag{2}$$

式中，r_0、r_{45}、r_{90} 分别为沿与板材轧向成 0°、45°和 90°方向上的塑性应变比；

在轧制板材及轧制固溶板材上，采用线切割机分别切取边长为 90 mm 的正方形杯突试样，并在杯突试验机上测量板材的杯突值(*IE*)。

2　结果及讨论

2.1　Zr 对合金板材织构的影响

1#、2# 2 种铝合金板材经不对称轧制后及固溶处理后的极图分别如图 1a、1b 及 1c、1d 所示。由图 1 可知，2 种板材经不对称轧制后，其晶体织构类型均为 Brass{011}<211>，Copper{112}<111>，S{123}<634>，E{111}<110>，F{111}<112>和 r-cube{001}<110>等形变织构及少量 Cube{011}<100>，Goss{011}<100>，P{011}<122>和 R{124}<211>等再结晶织构。形变织构与再结晶织构并存的现象，是由板材在不对称轧制时伴有晶粒组织发生动态再结晶所致。这种以位错运动为主的塑性变形和以回复、晶粒形核及长大为主的动态再结晶同时或交替出现，致使热变形板材织构显得极为复杂。但由于热形变时金属的塑性变形占据了主导地位，所以 1#、2# 2 种合金板材的微观组织均呈现出强烈的形变织构特征。但是，1#、2# 2 种合金板材的形变织构均表现出在板材横向(TD)上偏转，究其原因在于轧制方式的改变，相较于普通的同步轧制，不对称轧制还使板材受到更为强烈的剪切形变，导致平面压缩状态下产生的 β 取向线绕 TD 旋转。Jin[11]等人的早前研究报道也证实了上述这一轧制变形行为。

经固溶处理后，1#、2# 2 种合金板材均形成以 Cube{001}<100>取向为主的再结晶织构，最高取向密度分别为 4.75 和 4.5，总体上织构取向较分散。Inoue[12]等人研究发现，铝合金经普通轧制变形后产生的剪切织构在热处理后极易形成 Cube{011}<100>和{013}<631>等再结晶织构，导致变形形成的剪切织构减少。而从图 1 织构取向密度对比，可分析得出，1#、2#合金板材 E、F 剪切织构取向密度在固溶处理后均有所增加；造成本实验 E、F 剪切织构取向密度增加的原因在于变形方式及随后固溶再结晶行为的改变，经不对称轧制后形成的绕 TD 旋转的 β 取向线织构在经过固溶处理后可形成 E、F 剪切织构，导致剪切织构取向密度增加[13,14]。

1#和 2#合金轧制后及固溶处理后晶体的取向分布函数 ODF 分别如图 2a、2b 及 2c、2d 所示。对比图 2e 中 Φ_2 分别为 0°、45°、65°的 Copper、Goss、Brass、E 等织构的分布标准图，可进一步看出，经不对称轧制后，除常出现的 Brass、Copper 等织构外，强剪切形变使 2 种板材中均出现一定程度的 E、F 剪切织构，2 种合金的 E、F 织构取向密度相近，可见，微量 Zr 对不对称轧制后的 E、F 剪切织构取向密度无明显影

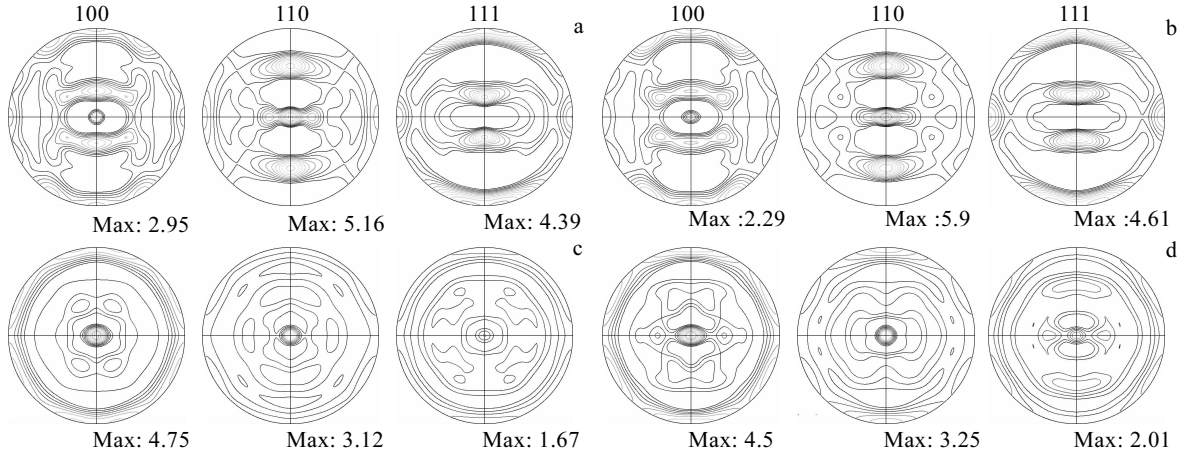


图 1　2 种合金在不同状态下的(100)、(110)、(111)极图

Fig.1　Poles of (100), (110) and (111) of two alloys under various states: (a) 1# rolled, (b) 2# rolled, (c) 1# solution, and (d) 2# solution

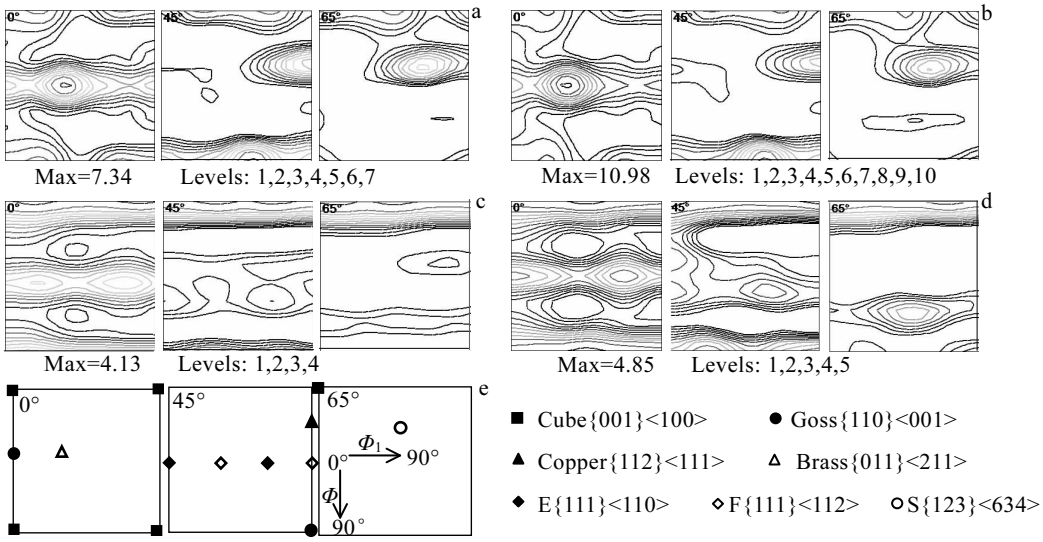


图 2　2 种合金板材在不同状态下的 ODF 图

Fig.2　ODF figures of two alloys under various states: (a) 1# rolled, (b) 2# rolled, (c) 1# solution, (d) 2# solution, and (e) standard ODF figures

响。然而，在固溶处理后，2 种合金板材的 E、F 剪切织构的取向密度均明显增加，且添加 Zr 的 2#合金板材中 E、F 剪切织构的取向密度增加幅度更大，因此说明添加微量 Zr 有利于提高固溶后合金板材的 E、F 剪切织构的取向密度。

借助几种常用的取向线可进一步了解上述典型织构在轧制后及固溶后织构取向密度的变化。α 取向线(Φ=45°，Φ_2=90°)、β 取向线(Φ_2=0°~45°)及 γ 取向线(Φ=54.7°，Φ_2=45°)分别如图 3a、3b、3c 所示。经不对称轧制后，1#、2# 2 种板材的晶体织构均主要聚集在 Brass{011}<211>取向上，添加 Zr 使板材的 Brass 织构取向密度增加。经固溶处理后，立方 Cube{001}<100>织构取向密度增加，但沿 α、β 取向线上各变形织构取向密度均明显弱化且趋于相近，板材整体织构取向密度降低，这与上述极图的分析结果一致。主要是因为在 530 ℃条件下固溶，组织发生静态回复与静态再结晶，晶粒转动，使得板材织构的极密度减弱。因此，在固溶时，形变织构取向密度的降低导致板材整体织构弱化，但是，添加微量 Zr 的板材在固溶后 E、F 剪切织构却显著增加，1#板材剪切织构 E 的取向密度为 1.42，而 2#含 Zr 板材则达到 2.14，如图 3c 所示。

根据上述结果，在固溶处理后，板材的形变织构 Brass、S、Copper 等减弱，Cube、P 等再结晶织构增强，这一结果与通常的不连续再结晶行为引起的织构转变特征吻合。然而值得关注的是，1#和 2# 2 种合金板固溶后 E、F 剪切形变织构均明显增强，且 Zr 元素

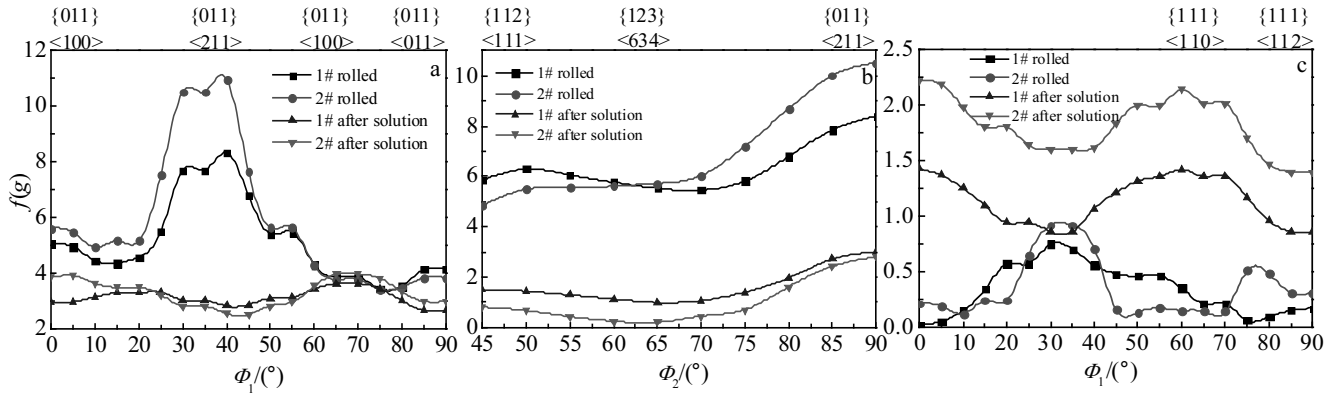


图 3　1#、2#板材不对称轧制后及固溶处理后取向线

Fig.3　Orientation density of 1# and 2# alloy before and after solution treatment: (a) α-fiber, (b) β-fiber, and (c) γ-fiber

使得剪切织构取向密度增加更为显著。Prangnell 等人曾指出[10]，固溶时若发生连续再结晶，则可保留强剪切形变织构并使之占主导地位。由此可推测，2 种实验合金均发生了不连续再结晶的过程，但是其再结晶程度存在差异，2#合金板除发生不连续再结晶外，局部区域还可能存在连续再结晶的行为，与之对应的再结晶形貌差异将在后面进一步分析。

2.2　Zr 对合金板材再结晶过程的影响

1#、2#合金板材轧制后及固溶后的金相组织如图 4 所示。经过不对称轧制后，2 种板材的晶粒均表现出沿着轧制方向呈长条状分布的形貌特点，破碎的细小第二相粒子也沿着轧向呈链状分布。添加 Zr 元素板材的轧制态晶粒形貌及大小无明显变化，但其第二相粒子较多。在固溶处理后，板材晶粒形貌发生显著变化，形变组织几乎完全消失，长条状晶粒趋于等轴化。对比图 4c、4d 可知，未添加 Zr 的 1#板材的晶粒较细，等轴化程度大，再结晶较充分；而添加 Zr 的 2#板材带状形变晶粒中也有等轴化的晶粒形成，但大部分晶粒仍显示出类似回复型组织的再结晶形貌，这种再结晶组织似乎以回复的方式来消除变形的畸变晶粒，所以，相比于 1#板材的等轴状晶粒，2#板材的晶粒尺寸稍大。毫无疑问，这 2 种板材再结晶形貌差异必然来源于固溶时不同的再结晶机制。进一步采用 SEM 及 EDS 对其微观组织进行分析。1#、2#合金板材轧制后及固溶后的微观组织形貌 SEM 照片如图 5a~5d 所示。经不对称轧制后，两种板材破碎的第二相粒子均沿着晶界呈链状分布。固溶处理后，板材的第二相粒子减少，但仍可见一些不溶的第二相。1#合金板第二相较少，晶粒较细；2#合金板材第二相较多，呈均匀、细小、弥散的分布状态，晶粒大部分呈现出类似变形态晶粒形貌特征，再结晶不完全，这与金相组织分析结果一致。

对固溶处理后的 2 种合金板材中未溶的第二相粒子进行 EDS 分析，其分析结果分别如图 6a 和 6b 所示。从图可知，1#板材中第二相化合物主要化学组成为 Al、Fe，说明未溶相为含 Fe 的 AlFe 杂质相。2#板材中第二相粒子则显示含有 Al、Zr、Fe 元素，由此可见，Zr 元素除与 Al 形成 Al_3Zr 相外，还可与杂质元素 Fe 形成更为复杂的含 Zr 的 AlZrFe 多元化合物相。这些相细小微量，它们的具体组成有待进一步研究。但是，这些相的热稳定性较高，在热轧和固溶处理过程中并未固溶，它们在固溶处理后仍存在于 α(Al)基体中。一些文献[15-17]指出：Zr 元素的添加可在基体中形成第二相化合物 Al_3Zr，能有效地钉扎位错和亚晶界，抑制再结晶。由此可知，在固溶处理时，未添加 Zr 的 1#板材发生了不连续再结晶过程，晶粒形核和长大，大角度晶界迁移，较大程度上改变了变形组织，从而使带状变形晶粒转变为等轴晶，强变形织构弱化；而添加 Zr 的 2#板材由于第二相粒子对亚晶的钉扎作用，不连续再结晶受阻，部分区域发生了连续再结晶，从形变的高能状态恢复到低能态时，没有涉及明显的大角度晶界迁移，即以回复的方式来减除形变的畸变，所以，

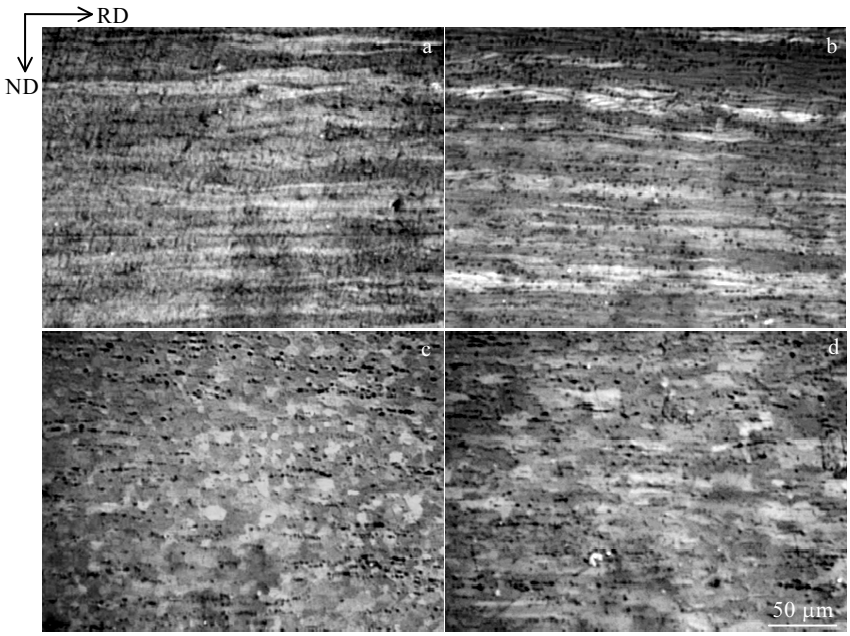


图 4　2 种合金板材轧制后及固溶后金相组织

Fig.4　OM microstructures of two alloys rolled and after solution: (a) 1# rolled, (b) 2# rolled, (c) 1# solution, and (d) 2# solution

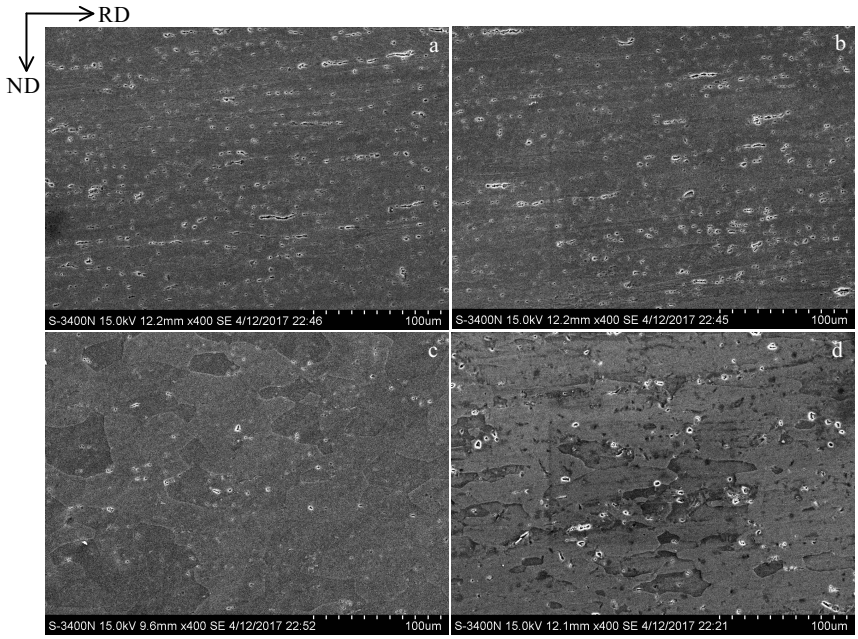


图 5　2 种合金板材不同状态下的 SEM 组织

Fig.5　SEM images of two alloys under various states: (a) 1# rolled, (b) 2# rolled, (c) 1# solution, and (d) 2# solution

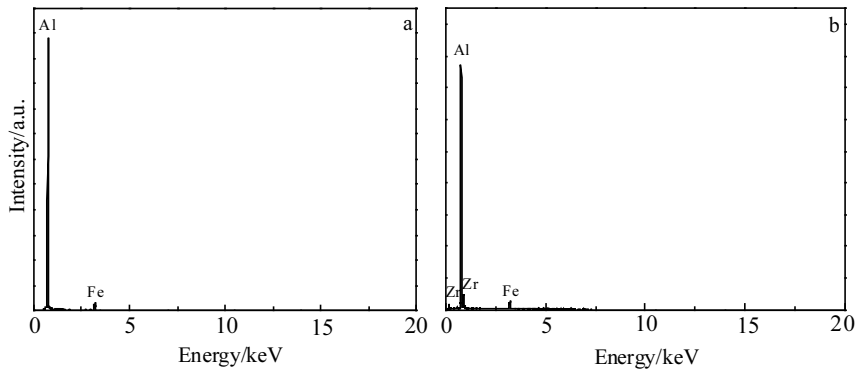


图 6　2 种合金板材固溶后未溶的第二相粒子的 EDS 能谱图

Fig.6　EDS spectra of unsolved second phase grains of two alloys after solution: (a) 1# alloy and (b) 2# alloy

组织转变相对均匀，在固溶时，晶粒呈回复型组织形貌，强变形织构弱化，E、F 剪切织构取向密度增加。

采用透射电镜进一步观察 1#、2#板材固溶后第二相在 Al-0.8Mg-0.9Si 合金板中的分布情况(图 7)。由图知，在固溶处理后，2 种合金板材均有不溶的第二相粒子存在，高熔点的 Al_3Zr 相及其它不溶杂质相仍保持在晶界处[18]。1#合金板材晶界平直、清晰，呈明显的等轴晶晶界，大角度晶界的长程迁移，发生较大程度的再结晶。添加 Zr 的 2#合金板材第二相粒子尺寸较小，为 50~60 nm，粒子平均间距约为 0.5 μm，因而在固溶前其第二相粒子应更为细小且密集。一般认为，当粒子直径 d<0.3 μm，粒子间距 λ<1 μm 时，第二相粒子会抑制再结晶，因而 Zr 元素形成细小的 Al_3Zr 化合物相有抑制再结晶的作用。在图 7b 中，还隐约可见在晶界交界形成的第二相粒子集中区，这是由于在晶界或亚晶界分布的不溶化合物相阻碍了晶界的迁移和转动。文献[19]也表明，Zr 元素添加形成的 Al_3Zr 粒子在固溶处理时能有效地钉扎位错和亚晶界，阻止亚晶界迁移和合并，稳定变形亚晶粒，抑制再结晶。同时，由于在固溶处理过程中，添加 Zr 元素的合金易在 Al_3Zr 相密度相对较低的区域发生再结晶，而 Zr 元素在合金中分布存在差异，导致合金再结晶发生的温度区间变宽，再结晶行为受到抑制。

2.3　Zr 对合金板材性能的影响

1#、2#板材经不对称轧制后及固溶处理后力学性能及成形性能如表 2 所示。在本实验中，Zr 元素的添

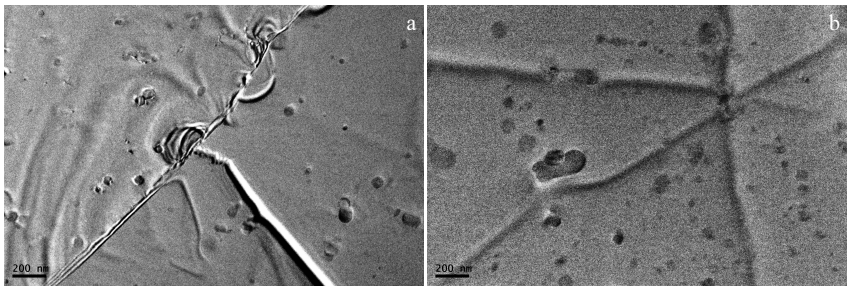


图 7　2 种合金板材固溶后 TEM 照片

Fig.7　TEM images of two alloys after solution: (a) 1# alloy and (b) 2# alloy

表 2　不对称轧制后及固溶处理后板材的性能

Table 2　Properties of the alloys after asymmetrical rolling and solution treatment

Alloy	R_m/MPa	$R_{0.2}$/MPa	Yield ratio	A/%	IE	$\bar{r}$	$\lvert\Delta r\rvert$
1# rolled	345.7	205.7	-	5.7	4.5	-	-
1# solution	231.7	150	0.65	8.6	8.94	0.7	0.15
2# rolled	347.3	201.8	-	4.9	4.64	-	-
2# solution	230.0	112	0.49	9.5	9.84	0.87	0.04

表 3　面心立方金属典型织构及对应的 $\bar{r}$ 及 Δr 值

Table 3　Values of $\bar{r}$ and Δr for major texture components in fcc materials[20]

Designation	Miller indices {*hkl*}<*uvw*>	Euler angles/(°)			Predicted anisotropy		Texture type
		Φ_1	Φ	Φ_2	$\bar{r}$	$\lvert\Delta r\rvert$	
Copper	{112}<111>	90	35	45	3.4	–5.7	Rolling texture components
S	{123}<634>	59	34	65	2.9	–5.1	
Brass	{011}<211>	35	45	0	4.7	–8.1	
r-cube	{001}<110>	0	0	45	0.5	–1	Shear texture components
E	{111}<110>	60	54.7	45	7.2	–0.5	
F	{111}<112>	90	54.7	45	7.3	–0.8	
Cube	{011}<100>	0	0	0	0.5	1	RX texture components
Goss	{011}<100>	0	45	0	15	30	
R	{124}<211>	53	36	60	1.9	–1.2	
P	{011}<122>	65	45	0	2.8	1.6	

加使固溶后板材的抗拉强度、屈强比和延伸率分别达到 230 MPa、0.49 和 9.5%，r 值从 0.7 提高至 0.87，各向异性度(Δr)从 0.15 降低至 0.04，拉胀成形性能 (IE) 也从 8.94 提高至 9.84。在力学性能上，Zr 元素对轧制后板材的抗拉强度、屈服强度等影响不大。经固溶处理后，添加 Zr 的 2#板材的屈强比较低。由于 2 种合金的 Cu 元素含量相较于 6009、6016 等合金而言略高，起到了一定的固溶强化作用，但会使得延伸率略微减低，均为 9%左右。相比于 1#合金板材而言，添加 Zr 的 2#合金板材其力学性能及成形性能相对较好，说明 Zr 元素的添加在一定程度上优化了板材的综合性能。

在不对称轧制时，由于形变加工硬化，2 种板材均表现出较高的抗拉强度和屈服强度，但是 Zr 元素对轧制态的晶粒形貌及大小、主要的形变织构类型等影响不大，从而对轧后板材的性能也无明显影响。但在固溶处理时，板材发生回复与再结晶，此时，添加 Zr 元素形成的不溶 Al_3Zr 第二相化合物对不连续再结晶有阻碍作用，从而使板材晶体取向中 E、F 剪切织构增强。由表 3[20]可知，若固溶后板材的 E、F 等剪切织构的取向密度提高，可提高板材 r 值、降低 $\lvert\Delta r\rvert$，有利于成形性能，因此，添加 Zr 元素板材 r 值较高。综上分析可知，不对称轧制的形变方式特点及 Zr 元素形成的 Al_3Zr 相影响了再结晶过程中的微结构尤其是织构组态，因而在一定程度上优化了 Al-0.8Mg-0.9Si 合金板材的成形性能。

3　结　论

1) 微量元素 Zr 形成的 Al_3Zr 相弥散地分布在 Al-0.8Mg-0.9Si 合金基体中，对不对称轧制后形变织构无明显影响。添加及未添加微量 Zr 元素的两种合金板经轧制后均形成大量的 Copper、S、Brass、E、F 等形变织构及少量的 Cube 等再结晶织构。

2) 经固溶处理，添加及未添加微量 Zr 元素的 2 种板材均形成以 Cube 取向为主的再结晶织构。Zr 元素形成的 Al_3Zr 相在更大程度上抑制了不连续再结晶过程，使 E、F 剪切织构的取向密度在固溶后进一步增强。

3) 添加 Zr 元素板材获得较好综合性能，其抗拉强度、屈强比和延伸率分别为 230 MPa、0.49 和 9.5%；塑性应变比 *r* 值从 0.7 提高到 0.87，杯突 *IE* 值由 8.94 提高至 9.84，各向异性度 $|\Delta r|$ 由 0.15 降低至 0.04。

参考文献　References

[1] Son S, Kim H, Cho J *et al*. *Metals and Materials International* [J], 2016, 22(1): 108

[2] Bintu A, Vincze G, Picu R C *et al*. *Materials & Design*[J], 2016, 100: 151

[3] Engler O, Kim H C, Huh M Y. *Materials Science and Technology*[J], 2001, 17: 74

[4] Inoue H, Takasugi T. *Materials Transactions*[J], 2007, 48(8): 2014

[5] Ghosh M, Miroux A, Kestens L A I. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2015, 619: 585

[6] Kim K J, Won S T, Park J H. *Materialwissenschaft und Werkstofftechnik*[J], 2012, 43(5): 375

[7] Xiong Chuangxian(熊创贤), Deng Yunlai(邓运来), Wan Li(万里) *et al*. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(3): 427

[8] Chen Qin(陈　琴), Pan Qinglin(潘青林), Wang Ying(王　迎) *et al*. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(6): 1555

[9] Chen X P, Li X G, Li S *et al*. *Materials Letters*[J], 2016, 180: 101

[10] Prangnell P B, Hayes J S, Bowen J R *et al*. *Acta Materialia*[J], 2004, 52(11): 3193

[11] Jin H, Lloyd D J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2007, 465(1-2): 267

[12] Inoue H. *Materials Science Forum*[J], 2014, 783-786: 33

[13] Cheon B, Kim H, Lee J. *Materials Science and Engineering A*[J], 2011, 528(15): 5223

[14] Kim I S, Nam S K. Akramov S. *Materials Science Forum*[J], 2010, 654-656: 1259

[15] Wang T, Jin Z P, Zhao J C. *Journal of Phase Equilibria*[J], 2001, 22(5): 544

[16] Zhang W, Xing Y, Jia Z H *et al*. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(12): 3866

[17] Meng Y, Zhao Z H, Cui J Z. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(7): 1882

[18] Vlach M, Čížek J, Smola B *et al*. *Materials Characterization* [J], 2017, 129:1

[19] Shang Baochuan(商宝川), Yin Zhimin(尹志民), Zhou Xiang(周　向) *et al*. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(11): 2063

[20] Sidor J, Miroux A, Petrov R *et al*. *Acta Materialia*[J], 2008, 56(11): 2495

Effects of Trace Zr on the Solid Solution Texture and Properties of Al-0.8Mg-0.9Si Alloy Sheets by Asymmetrical Rolling

Du Hong, Yuan Gecheng, Ding Canpei, Lin Dianhai, Yang Anchen, Wu Qiguang

(Guangdong University of Technology, Guangzhou 510006, China)

Abstract: The effects of trace Zr on microstructure and properties of Al-0.8Mg-0.9Si alloy sheets by asymmetrical rolling and its subsequent solution treatment were investigated. The results show that the Al_3Zr forms in the alloy and disperses in the matrix. The Al_3Zr has unobvious effect on the formation of deformation textures Copper{112}<111>, Brass{011}<211>, S{123}<634>, E{111}<110>, F{111}<112> and others during asymmetric rolling process. However, the recrystallization happens during the subsequent solution treatment to reduce the orientation density of the textures Copper, Brass, S etc, while the density of shear textures E and F formed in the asymmetric rolling process increases due to the insoluble fine phase Al_3Zr inhibiting recrystallization process to some extent. The structure formed with trace element Zr promotes the alloy plates to get better comprehensive properties, among which the tensile strength, yield ratio and elongation are up to 230 MPa, 0.49 and 9.5%, respectively, the plastic strain ratio *r* value increases from 0.7 to 0.87, the value of cup drawing *IE* increases from 8.94 to 9.84, and the anisotropy degree of $|\Delta r|$ decreases from 0.15 to 0.04.

Key words: trace element Zr; asymmetric rolling; aluminium alloy; textures; properties

Corresponding author: Yuan Gecheng, Ph. D., Professor, Guangdong University of Technology, Guangzhou 510006, P. R. China, Tel: 0086-20-39322570, E-mail: gchyuan@gdut.edu.cn