



拉拔应变变量对1350航空线材组织和力学性能的影响

席志海¹, 靳东¹, 汤浩清¹, 唐宜¹, 王正安², 杨奇锋³, 李红英¹

- (1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;
2. 西南铝业(集团)有限责任公司, 重庆401326;
3. 湖南华菱线缆股份有限公司, 湘潭 411104)

摘要: 采用电子背散射衍射(EBSD)、透射电镜(TEM)和室温拉伸等方法研究了拉拔应变变量对1350航空线材组织和性能的影响。结果表明: 原始1350铝杆为等轴晶组织, 大角度晶界占比较高; 当应变量为0.61和1.28时, 晶粒被拉长, 形成大量胞块结构, 大角度晶界占比显著降低; 当应变变量 ≥ 2.31 时, 拉长晶粒的晶界逐渐趋于与拉拔方向平行, 胞块结构逐渐转变为层状结构, 大角度晶界占比不断增大。不同变形阶段组织类型有所不同, 当应变变量 ≤ 1.28 时, 线材以 $\langle 100 \rangle$ 织构为主; 当应变变量 ≥ 2.31 时, $\langle 111 \rangle$ 织构强度和体积分数不断增加。线材强化机制以位错强化和晶界强化为主, 随着应变变量的增大两者对强度的贡献值不断增加, 当应变变量达到3.90后, 形成的强 $\langle 111 \rangle$ 织构有较大的强化作用。

关键词: 航空线材; 1350铝合金; 微观组织; 力学性能

文章编号: 1004-0609(2022)-12-3567-11

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 席志海, 靳东, 汤浩清, 等. 拉拔应变变量对1350航空线材组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(12): 3567-3577. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42792

XI Zhi-hai, JIN Dong, TANG Hao-qing, et al. Effect of drawing strain on microstructure and mechanical properties of 1350 aviation wire[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(12): 3567-3577. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42792

目前, 我国大飞机基本实现关键零部件的国产化, 但航空电缆仍完全依赖进口, 随时面临着被“卡脖子”的风险, 因此航空电缆国产化迫在眉睫, 其中电缆线芯的研制尤为重要^[1-2]。铜是传统的航空电缆线芯材料, 但是我国铜资源匮乏, 每年要花大量外汇进口铜材。铝资源相对丰富, 用铝电缆代替铜电缆不仅可以降低成本, 而且在电缆安装、飞机轻量化、减少能耗等方面都有显著优势, 因此“以铝节铜”是航空电缆发展总趋势^[3-5]。铝电缆线芯一般采用圆铝杆连续拉拔制备, 为提高电缆导电

效率和柔软度, 一般先将圆铝杆拉拔成细单丝, 然后将多根单丝绞合在一起。线芯细化导致拉拔应变变量进一步提高, 这要求线芯有良好的力学性能, 使其在拉拔时不至于发生断裂。线材在拉拔过程中会产生强烈的塑性变形, 内部组织发生显著变化, 对线材的力学性能产生直接的影响^[6-8]。因此, 有必要了解线材在拉拔过程中的微观组织演变和力学性能变化规律。

候嘉鹏^[9]研究了冷拔A6铝线材组织和强度的变化规律, 发现应变变量在0.81~1.55时, 位错密度

基金项目: 湖南省重点研发计划资助项目(2017GK2263)

收稿日期: 2021-12-16; 修订日期: 2022-02-23

通信作者: 李红英, 教授, 博士; 电话: 0731-88879341; E-mail: lhying@csu.edu.cn

保持恒定, 强度不随应变变量发生改变; 应变变量达到1.55时, 形成的大角晶界使线材强度快速增加。WANG等^[10]对冷拔Al-Y合金线材的变形组织和强度的关系进行了分析, 认为冷拔产生的强<111>织构是提高线材强度的重要原因。目前, 国内外相关研究主要集在中等应变变量对线材组织与性能的影响。航空电缆线芯直径往往小于0.5 mm, 应变量大, 微观组织表征比较困难, 故鲜有大应变变量细丝组织与力学性能对应关系的研究报道^[11-13]。因此, 研究拉拔应变变量, 尤其在大应变情况下, 对航空电缆线芯组织和力学性能的影响规律具有重要的应用价值。本文利用电子背散射衍射(EBSD)和透射电子显微镜(TEM), 研究1350航空线材微观组织演变规律, 分析微观组织对1350航空线材强度的影响, 揭示不同变形阶段线材的强化机制, 为制定航空铝电缆线芯的加工工艺提供参考。

1 实验

采用直径9.5 mm的1350铝杆, 在室温下对铝杆进行多道次的拉拔, 最终得到直径为0.36 mm的细丝, 表1所示为各实验线材的直径及相应的等效应变变量(ϵ)。定义 $\epsilon=2\ln(d_0/d)$, 其中, d_0 为原始铝杆直径(9.5 mm), d 为拉拔后线材的直径。

表1 实验线材的直径及等效应变变量

Table 1 Diameter and equivalent strain of experimental wires

Order number	Diameter/mm	Equivalent strain
1	9.5	0
2	7.0	0.61
3	5.0	1.28
4	3.0	2.31
5	1.35	3.90
6	0.36	6.55

在线材纵截面处切取试样, 用于EBSD和TEM观察。EBSD试样经机械抛光后, 采用电解抛光的方法去除表面应力层, 抛光液采用体积分数为10%高氯酸酒精溶液, 然后用配备有Oxford NordlysMax2探头的ZEISS EVO MA10扫描电镜对试样进行EBSD分析, EBSD扫描步长在0.5~4 μm 之间, 使用AztecCrystal数据处理软件对试样的晶

界取向、微观组织等信息进行分析。TEM试样通过机械减薄和电解双喷后, 采用Titan G2 60-300电镜观察试样的微观组织。

按照GB/T 228.1—2010的规定沿线材轴向切取全截面拉伸试样, 拉伸试样的标距为100 mm, 总长为170 mm, 在MTS 810试验机进行室温拉伸试验, 拉伸速度为2 mm/min, 每组线材取3个试样进行测试, 取平均值作为最终结果。

2 结果与分析

2.1 拉拔应变变量对组织的影响

图1所示为不同应变时线材纵截面法向EBSD取向图。由图1可以看出, 随着应变变量的增加晶粒不断细化, 晶界逐渐趋于与拉拔方向平行。由图1(a)可以看出, 原始1350铝杆晶粒以等轴状为主, 平均晶粒尺寸约为137.5 μm 。当 $\epsilon=0.61$ 时(见图1(b)), 晶粒发生明显的细化, 平均晶粒尺寸约为55.7 μm 。当 $\epsilon=1.28$ 时(见图1(c)), 晶粒明显被拉长, 晶界开始与拉拔方向平行, 平均晶粒宽度约为20.0 μm 。当 $\epsilon=2.31$ 时(见图1(d)), 晶粒呈细长纤维状, 平均晶粒宽度约为11.9 μm 。当 ϵ 增加至3.90和6.55时(见图1(e)和(f)), 平均晶粒宽度进一步减小, 分别为6.1 μm 和2.6 μm 。晶粒细化的同时, 还伴随着晶粒取向的变化。当 $\epsilon \geq 2.31$ 时, 能够发现晶粒颜色发生明显变化, 说明应变变量较高时轴向塑性变形使晶粒发生转动, 导致晶粒取向发生转变。

图2所示为不同应变时线材晶界示意图。其中取向差在 $2^\circ \sim 15^\circ$ 范围内的晶界为小角度晶界(Low angle grain boundaries, LAGBs), 在图中对应绿色线条, 取向差大于 15° 的晶界为大角度晶界(High angle grain boundaries, HAGBs), 在图中对应红色线条。由图2(a)~(d)可以看出, 铝杆晶粒呈等轴状, 经拉拔变形后晶粒内部形成大量的小角度晶界; 当 $\epsilon=1.28$ 时, 晶粒碎化的同时形成了少量大角晶界。当 ϵ 增加至3.90和6.55时, 如图2(e)和(f)所示, 大角度晶界数量显著增加, 小角度晶界主要分布在近乎平行的大角度晶界之间。上述结果表明, 应变变量较低时, 形成了大量的小角度晶界, 但随着拉拔应变变量的增加, 变形诱导产生的大角度晶界逐渐占据主导地位。

为了定量表示大角度晶界随拉拔应变变量的变化

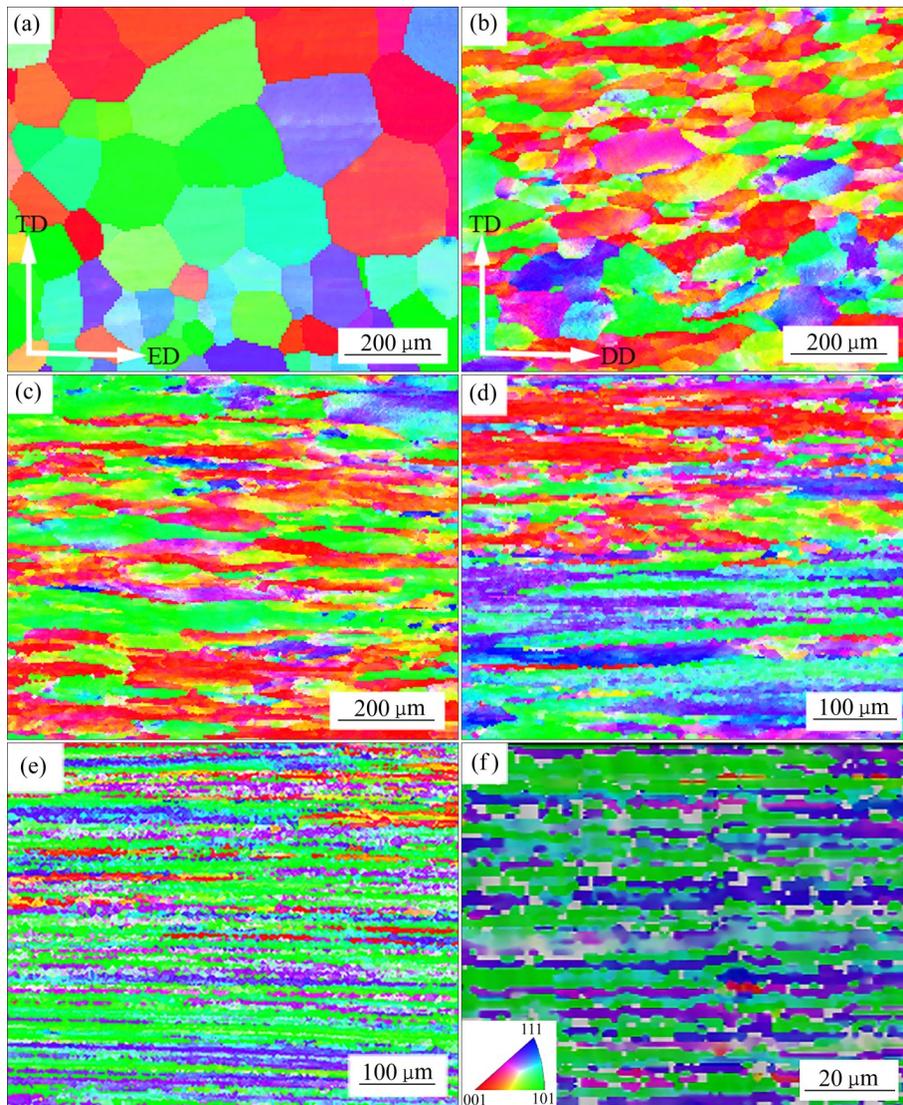


图 1 不同应变时线材纵截面法向EBSD取向图

Fig. 1 EBSD orientation maps of normal direction (ND) of wires at various strains: (a) $\epsilon=0$; (b) $\epsilon=0.61$; (c) $\epsilon=1.28$; (d) $\epsilon=2.31$; (e) $\epsilon=3.90$; (f) $\epsilon=6.55$

关系, 采用式(1)计算不同应变变量下大角度晶界的体积分数:

$$\varphi_{\text{HAGBs}} = \frac{N_{\text{HAGBs}}}{N_{\text{LAGBs}} + N_{\text{HAGBs}}} \times 100\% \quad (1)$$

式中: φ_{HAGBs} 为 HAGBs 的体积分数; N_{HAGBs} 为取向差大于 15° 晶界的相对频率之和; N_{LAGBs} 为取向差小于等于 15° 晶界的相对频率之和。

图 3 所示为不同应变时线材晶界取向差分布图。由图 3 可以看出, 拉拔导致小角度晶界迅速发展, 当 $\epsilon \geq 1.28$ 时, 随着 ϵ 的增加, 大角度晶界分布范围和体积分数逐渐增大。由图 3(a) 可以看出, 原始 1350 铝杆晶界取向差分布范围较宽, 在 $15^\circ \sim 60^\circ$ 范围内均有大角度晶界存在, 大角度晶界体积分数

为 62.8%。由图 3(b) 可以看出, 当 $\epsilon=0.61$ 时, 晶界取向差集中分布在小角度范围内, 特别是 5° 以内的小角度晶界显著增加, 而少量的大角度晶界主要分布在 $15^\circ \sim 30^\circ$ 范围内。由图 3(c) 可以看出, 当 $\epsilon=1.28$ 时, 小角度晶界比例开始降低, $15^\circ \sim 30^\circ$ 范围内的大角度晶界开始增加。图 3(d) 和 (e) 所示分别为 $\epsilon=2.31$ 、 $\epsilon=3.90$ 时的取向差分布图。可以看出, 随着 ϵ 的增加, 大角度晶界分布范围和体积分数继续增大, 在 $30^\circ \sim 60^\circ$ 范围内也出现较多的大角度晶界。由图 3(f) 可以看出, 当 $\epsilon=6.55$ 时, 小角度晶界比例显著降低, 晶界取向差分布较均匀, 大角度晶界体积分数为 60.7%。

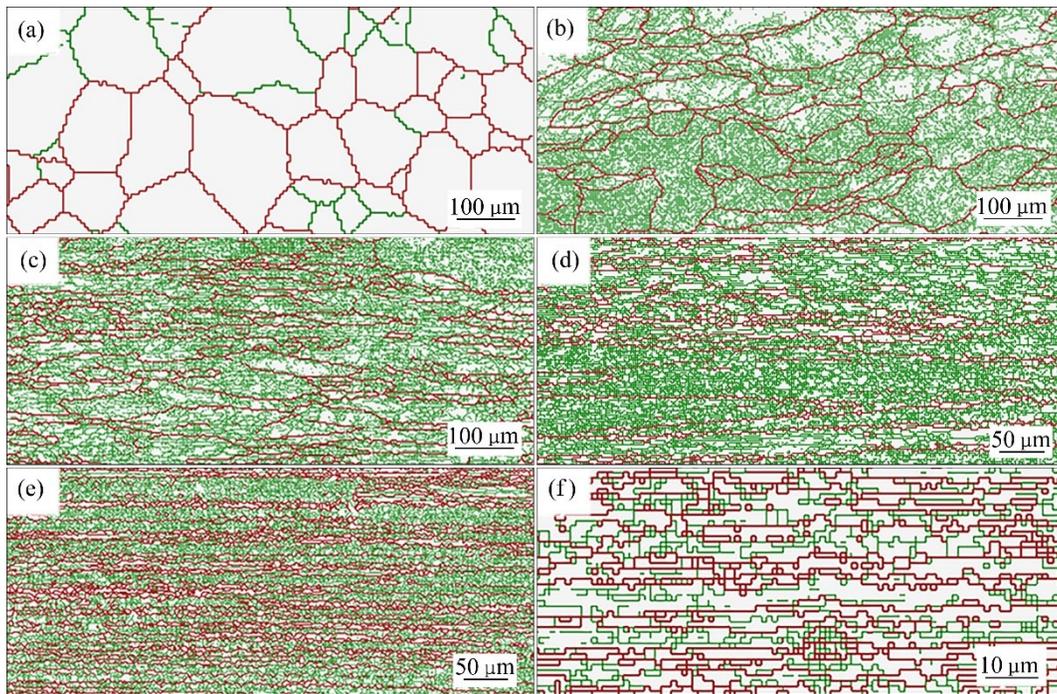


图2 不同应变时线材的晶界示意图

Fig. 2 Normal GB maps of wires at various strains: (a) $\varepsilon=0$; (b) $\varepsilon=0.61$; (c) $\varepsilon=1.28$; (d) $\varepsilon=2.31$; (e) $\varepsilon=3.90$; (f) $\varepsilon=6.55$

图4所示为不同应变时线材的TEM像。由图4(a)可以看出,当 $\varepsilon=0.61$ 时,由于晶粒内部不同区域开动的滑移系和滑移系的数目并不相同,晶粒发生碎化,形成几何必须位错界面(Geometrically necessary boundaries, GNBs),以协调协调相邻胞块(Cell block, CB)之间的变形;另外,由于位错的增殖和交互作用,胞块中出现位错胞结构,胞壁为高密度位错缠结的附生位错界面(Incidental dislocation boundaries, IDBs, 见箭头所指)。由图4(b)可以看出,当 $\varepsilon=1.28$ 时,胞块的变化并不明显,但位错胞明显被拉长,胞壁变得规则。由图4(c)可以看出,当 $\varepsilon=2.31$ 时, IDBs界面近似垂直或平行于GNBs界面,变形组织特征也发生变化,胞块结构转变为典型的层状结构(Lamellar boundaries, LBs)。由图4(d)可以看出,当 $\varepsilon=3.90$ 时,晶粒变得细长, LBs和其内部相连的IDBs界面呈“竹节”状结构。图4(e)和(f)均为 $\varepsilon=6.55$ 的TEM像。由图4(e)可以看出变形组织仍为LBs,“竹节”状特征更加明显;由图4(f)可以看出在LBs内存在大量的位错, GNBs界面相邻两侧的晶粒衬度差异明显,可定性分析出界面两侧晶粒取向差较大,结合图2(f)的观察结果,可知GNBs界面已演变为大角度

晶界。

综上所述,当 $\varepsilon=0.61$ 和 $\varepsilon=1.28$ 时,位错缠结形成了大量低角度位错晶界,因此小角度晶界体积分数显著增加。随着 ε 的增大,大角度晶界主要通过以下两种机制形成。第一种机制是,随着变形程度的增加,小角度晶界转化为大角度晶界^[14-16]。当 ε 达到一定程度时,在高弹性畸变能、铝线和拉拔模具摩擦热的作用下,位错不断攀移至位错界面上(主要为GNBs界面)发生塞积和湮灭,导致位错界面两侧取向差逐渐增大,并演变成为大角度晶界。第二种机制是,在变形过程中晶体发生转动形成大角度晶界^[17-18]。大塑性变形使晶粒细化,为协调不同区域间的连续变形,细化的晶粒会旋转到更有利的方位,随着旋转角度的增加,会形成错配角度较大的晶界。高应变量的拉拔变形对促进晶粒的细化和旋转尤为有效,这在图1中已经得到验证。

2.2 拉拔应变变量对织构的影响

图5所示为不同应变时线材沿拉拔方向的反极图(IPF)。由图5可以看出,原始1350铝杆和拉拔线材主要含有 $\langle 100 \rangle$ 和 $\langle 111 \rangle$ 两种丝织构。由图5(a)可以看出,原始铝杆表现为强 $\langle 100 \rangle$ +弱 $\langle 111 \rangle$ 织构类

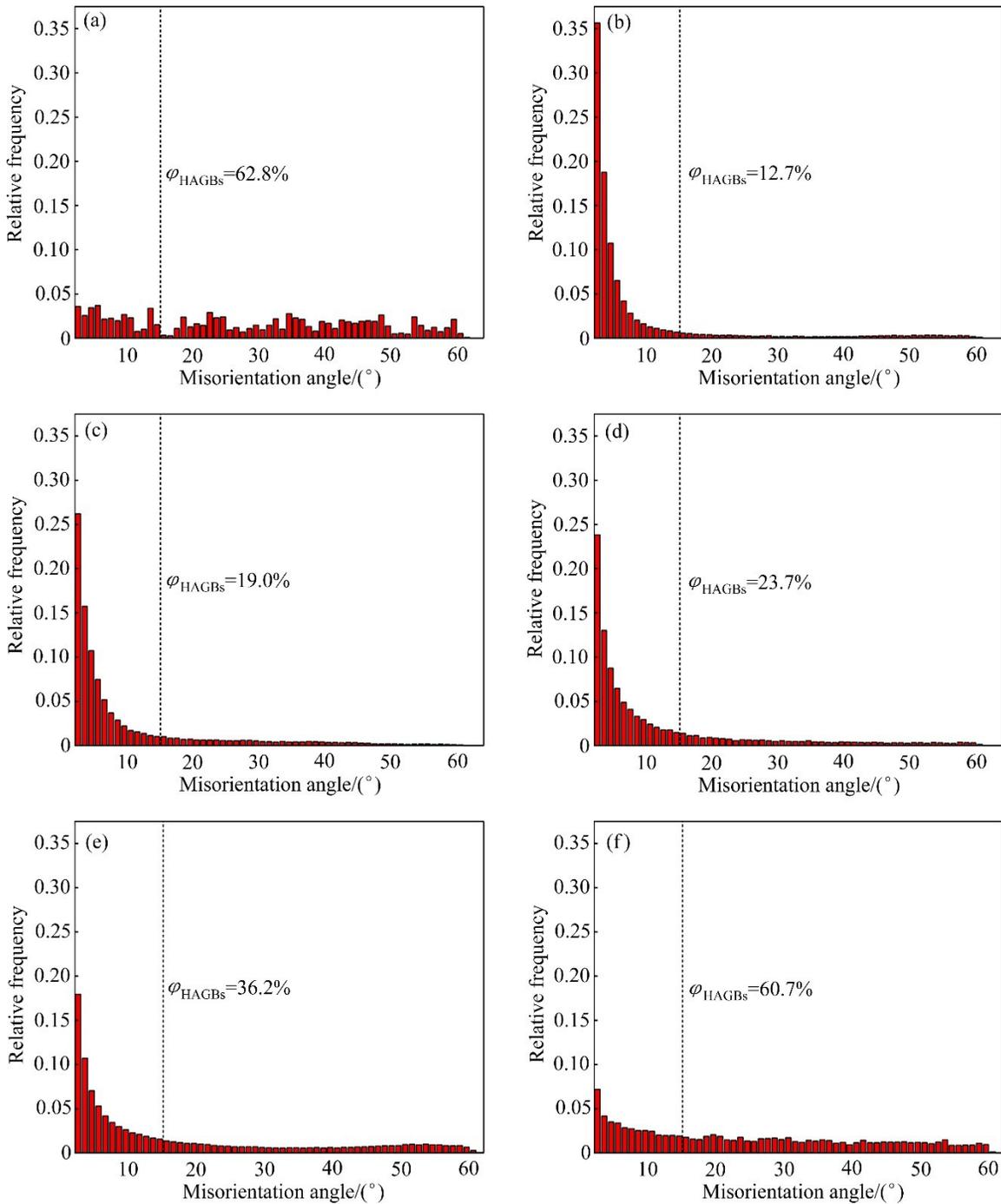


图 3 不同应变时线材的晶界取向差分布图

Fig. 3 Misorientation angle distribution of wires at various strains: (a) $\varepsilon=0$; (b) $\varepsilon=0.61$; (c) $\varepsilon=1.28$; (d) $\varepsilon=2.31$; (e) $\varepsilon=3.90$; (f) $\varepsilon=6.55$

型。由图 5(b)和(c)可以看出, $\varepsilon=0.61$ 和 $\varepsilon=1.28$ 时, 线材遗传了原始试样结构类型, 并且 $\langle 100 \rangle$ 织构强度明显增强。由图 5(d)可以看出, 当 $\varepsilon=2.31$ 时, 织构强度发生明显的转变, 形成强 $\langle 111 \rangle$ +弱 $\langle 100 \rangle$ 织构。由图 5(e)和(f)可以看出, 当 ε 增加至 3.90 和 6.55 时, $\langle 111 \rangle$ 织构强度显著增加, 最高强度为

30.02。

图 6 所示为不同应变时线材主要织构体积分数的变化曲线, 图 6 复杂(Complex)织构为 $\langle 100 \rangle$ 和 $\langle 111 \rangle$ 织构以外的取向。由图 6 可以看出, $\varepsilon \leq 1.28$ 时, 随着 ε 的增加, $\langle 100 \rangle$ 织构体积分数逐渐增大, 复杂(Complex)织构体积分数逐渐减小, $\langle 111 \rangle$ 织构

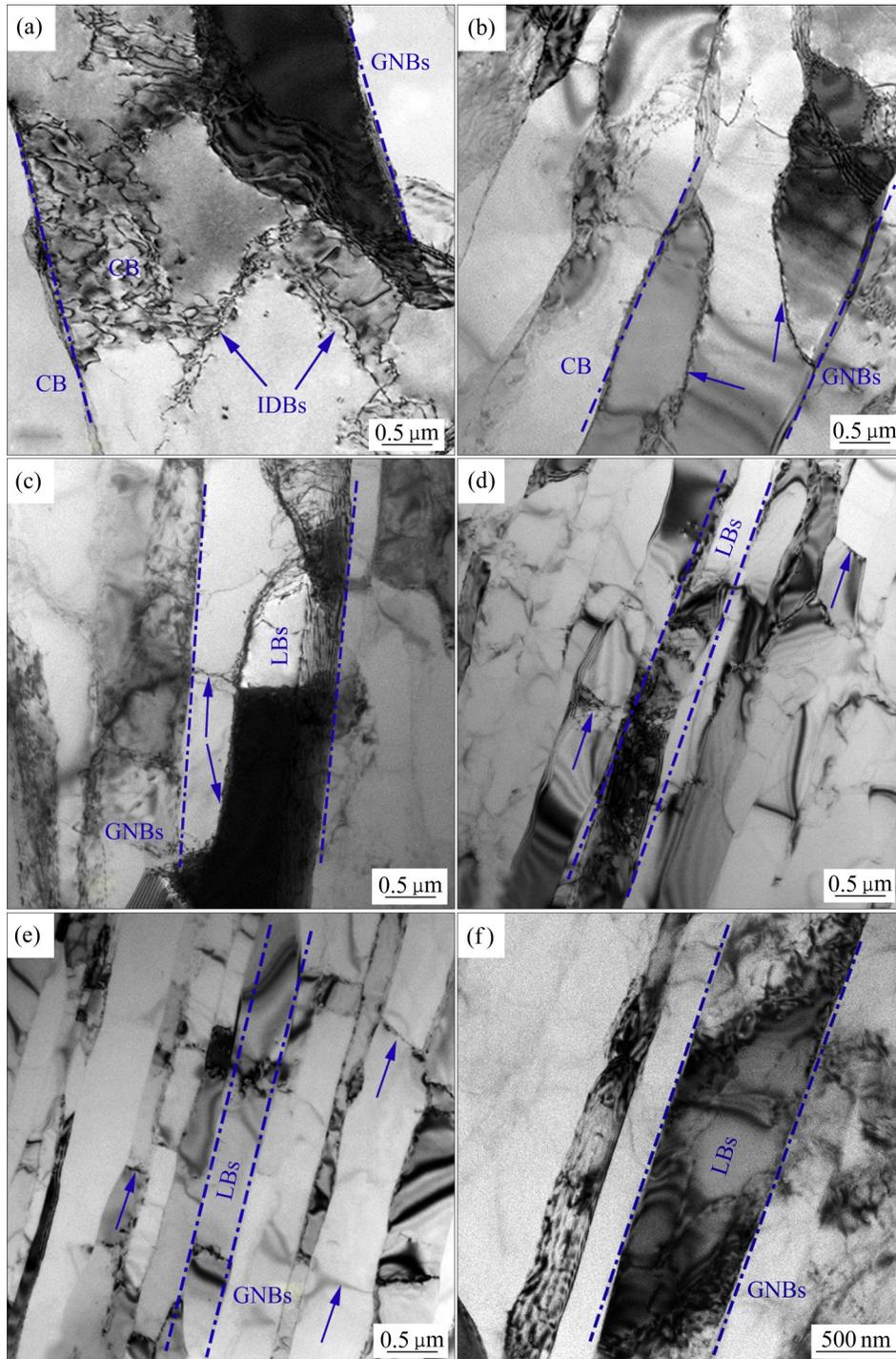


图4 不同应变时线材的TEM像

Fig. 4 TEM images of wires at various strains: (a) $\varepsilon=0.61$; (b) $\varepsilon=1.28$; (c) $\varepsilon=2.31$; (d) $\varepsilon=3.90$; (e), (f) $\varepsilon=6.55$

体积分数变化不大。当 $\varepsilon \geq 2.31$ 时，随着 ε 的增加 $\langle 111 \rangle$ 织构体积分数不断增大；当 $\varepsilon=6.55$ 时 $\langle 111 \rangle$ 织构体积分数达到峰值，为95.3%。Taylor模型^[9]表明，面心立方金属塑性变形机制以位错滑移为主，受到拉应力作用后晶粒内的滑移面向 $\langle 100 \rangle$ 或 $\langle 111 \rangle$ 方向旋转，旋转方向主要取决于初始取向。由于原

始铝杆表现为强 $\langle 100 \rangle$ +弱 $\langle 111 \rangle$ 织构，导致晶粒倾向旋转与拉拔轴夹角较小的 $\langle 100 \rangle$ 方向。因此，当 $\varepsilon \leq 1.28$ 时，线材表现为 $\langle 100 \rangle$ 择优取向。当 $\varepsilon \geq 2.31$ 时，择优取向发生改变， $\langle 111 \rangle$ 织构逐渐占据主导地位，说明在高应变条件下晶粒会旋转到更稳定的 $\langle 111 \rangle$ 方向。

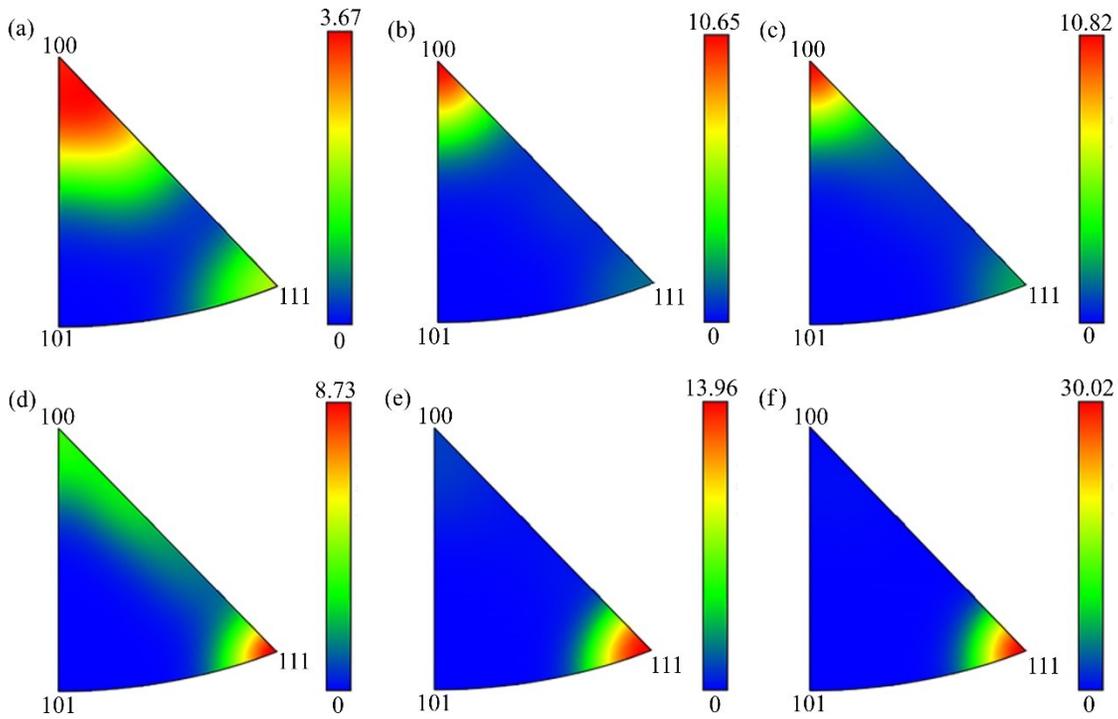


图 5 不同应变时线材沿拉拔方向的反极图

Fig. 5 Drawing direction (DD) inverse pole figures of wires at various strains: (a) $\epsilon=0$; (b) $\epsilon=0.61$; (c) $\epsilon=1.28$; (d) $\epsilon=2.31$; (e) $\epsilon=3.90$; (f) $\epsilon=6.55$

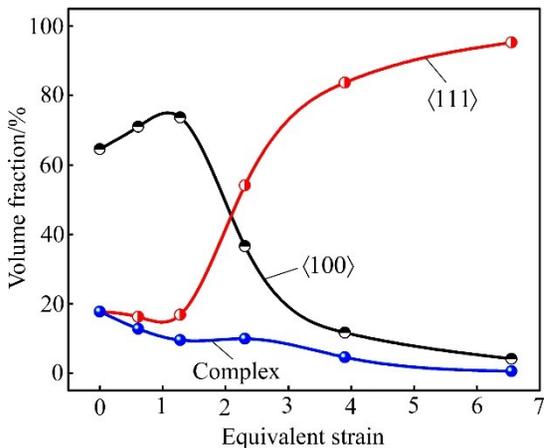


图 6 织构体积分数随应变的变化曲线

Fig. 6 Variation curve of texture volume fraction with strain

2.3 拉拔应变量对力学性能的影响

图 7 所示为不同应变时线材的常规拉伸实验结果。应当指出的是, 当 $\epsilon=3.90$ ($d=1.35$ mm) 和 $\epsilon=6.55$ ($d=0.36$ mm) 时线材直径太小, 屈服强度无法测出, 故图中只显示了其抗拉强度和断后伸长率。由图 7 可以看出, 随着 ϵ 的增加, 线材屈服强度逐渐增大, 原始铝杆的屈服强度为 26.5 MPa, 当 ϵ 为 0.61 和 $\epsilon=1.28$ 时, 线材的屈服强度分别增加至

78.0 MPa 和 87.3 MPa; 当 $\epsilon=2.31$ 时, 屈服强度提高至 120.3 MPa。抗拉强度的变化趋势与屈服强度变化趋势一致, 从初始 48.5 MPa 增加至 147.0 MPa。随着强度的提高, 线材的断后伸长率逐渐降低, 其中, $\epsilon=0.61$ 时伸长率降低幅度较大, 从初始 55.9% 降低到 10.2%, 在随后的变形过程中伸长率降低的幅度减小, 伸长率缓慢降低至 1.8%。

材料屈服强度与微观组织有紧密的联系, 影响变形金属强度的因素主要有位错、晶界、固溶原

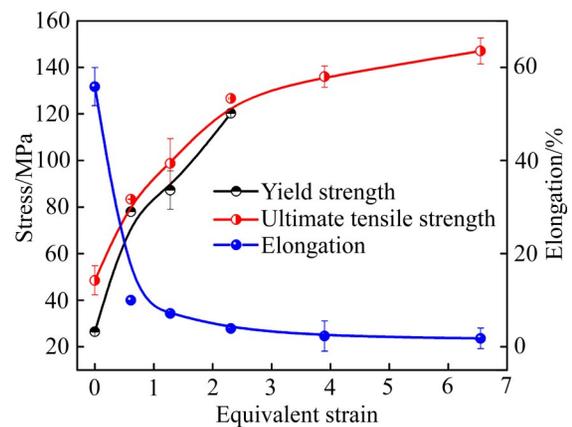


图 7 不同应变时线材的拉伸性能

Fig. 7 Tensile properties of wires at various strains

子、第二相以及织构等。1350合金元素主要为Fe、Si，两种元素含量相对较低，形成的第二相颗粒数量有限，并且Fe、Si元素在基体中的固溶度极低，故第二相强化和固溶强化对强度的影响可不做考虑。因此，1350线材的强度可采用式(2)来表示：

$$\sigma_{YS} = \sigma_0 + \sigma_\rho + \sigma_{HP} + \sigma_{tex} \quad (2)$$

式中： σ_0 表示基体的强度，为10 MPa； σ_ρ 表示位错强化贡献值； σ_{HP} 表示晶界强化贡献值； σ_{tex} 表示织构强化贡献值。为了定量研究位错密度的变化规律，利用局部取向差(KAM)方法，采用式(3)^[20]算不同应变变量下线材的位错密度。

$$\rho = \frac{2\bar{\theta}}{\mu b} \quad (3)$$

式中： ρ 为位错密度； $\bar{\theta}$ 为平均KAM值； μ 为EBSD扫描步长； b 为柏氏矢量的模，其值为0.248 nm。计算结果如表2所示，可以看出原始试样位错密度仅为 $10.0 \times 10^{12} \text{ m}^{-2}$ ，随着应变量的增加，位错密度持续增长，当应变量为6.55时，位错密度增加至 $181.1 \times 10^{12} \text{ m}^{-2}$ 。

表2 不同应变时线材的微观结构参数

Table 2 Microstructure parameters of wires at various strains

ε	$\rho/(10^{12} \text{ m}^{-2})$	f_{HAGB}	$L/\mu\text{m}$	$\bar{\theta}_{LAGB}$	M_s
0	10.0	0.628	106.3	6.79	2.79
0.61	82.1	0.142	6.9	4.42	2.70
1.28	94.7	0.190	4.9	4.95	2.70
2.31	130.5	0.237	3.5	5.41	3.00
3.90	159.2	0.362	2.8	5.68	3.37
6.55	181.1	0.607	1.7	7.13	3.49

位错密度对屈服强度的贡献(σ_ρ)与位错密度(ρ)之间的关系如式(4)^[21]示：

$$\sigma_\rho = M\alpha Gb\rho^{1/2} \quad (4)$$

式中： M 为泰勒因子，忽略织构影响时，其值为3.06； G 为剪切模量，其值为26 GPa； α 为数值因子，对于面心立方金属而言 α 的值为0.24。

根据微观组织形态与流动应力计算基础，可知晶界对屈服强度的贡献(σ_{HP})主要来自两个方面，分别为与大角度晶界(GNBs)有关的大角晶界强化(σ_{HAGB})和与小角度晶界(位错胞)有关的位错界面强化(σ_{LAGB})。其中，大角度晶界对屈服强度的贡献

(σ_{HAGB})符合Hall-Petch关系，如式(5)^[22]所示：

$$\sigma_{HAGB} = k \left(\frac{L}{f_{HAGB}} \right)^{-1/2} \quad (5)$$

式中： k 为Hall-Petch系数，其值为 $40 \text{ MPa} \cdot \mu\text{m}^{-1/2}$ ^[23-24]； f_{HAGB} 为大角度晶界的百分比； L 为平均晶界间距(由EBSD分析计算取向差 $\geq 2^\circ$ 的晶界得到)，如表2所示。

小角度晶界两侧的取向差很小，晶界基本由位错组成。因此，小角度晶界对屈服强度的贡献(σ_{LAGB})可视为存储在小角度晶界中的位错(ρ_{LAGB})产生的强化作用， ρ_{LAGB} 可由式(6)^[25-26]来计算：

$$\rho_{LAGB} = \frac{3(1-f_{HAGB})\bar{\theta}_{LAGB}}{bL} \quad (6)$$

式中： $\bar{\theta}_{LAGB}$ 为平均小角度晶界取向差，如表2所示。

结合式(4)和式(6)，可得位错和小角度晶界对屈服强度的贡献($\sigma_{\rho+LAGB}$)，如式(7)所示：

$$\sigma_{\rho+LAGB} = M\alpha Gb \sqrt{\rho + \rho_{LAGB}} = M\alpha Gb \sqrt{\rho + \frac{3(1-f_{HAGB})\bar{\theta}_{LAGB}}{bL}} \quad (7)$$

泰勒因子 M 直接反映了织构对屈服强度的影响，对于随机取向多晶铝而言泰勒因子 M 大小为3.06。当形成织构后泰勒因子随之发生变化，通过EBSD可分析计算出不同应变变量下的泰勒因子 M_s ，如表2所示。进一步根据式(7)和 M_s 对强度的影响规律可得织构强化对屈服强度的贡献(σ_{tex})，如式(8)所示：

$$\sigma_{tex} = M_s \alpha Gb \sqrt{\rho + \rho_{LAGB}} - M\alpha Gb \sqrt{\rho + \rho_{LAGB}} = \sigma_{\rho+LAGB} \cdot \left(\frac{M_s}{M} - 1 \right) \quad (8)$$

每种强化机制的计算值和实验屈服强度值如图8所示。由图8可以看出，在0~2.31应变变量范围内计算强度值和实验强度值具有很好的一致性。另外，根据每种强化机制的计算结果可以看出位错强化、晶界强化起主要作用，并且随着应变量的增加，两者对强度的贡献值逐渐增大。织构强化在不同变形阶段作用有所不同，当 $\varepsilon \leq 2.31$ 时，织构强化为负值，说明高占比 $\langle 100 \rangle$ 织构减小了泰勒因子，不起强化作用；当 $\varepsilon \geq 3.90$ 时，织构强化为正值，说明强 $\langle 111 \rangle$ 织构能增加泰勒因子，提高线材强度。

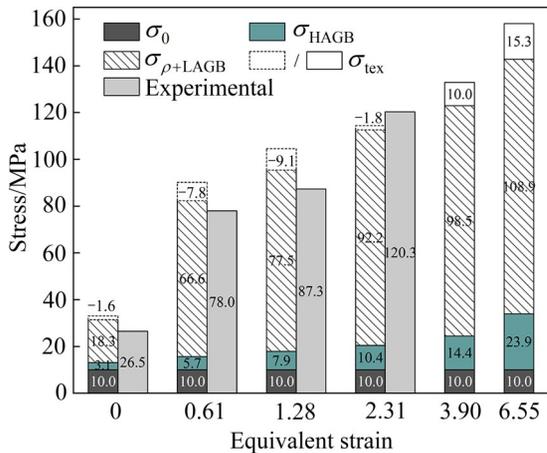


图8 不同应变时线材的屈服强度计算值和屈服强度实验值的比较

Fig. 8 Comparison of calculated value and experimental value of yield strength of wires at various strains

3 结论

1) 原始 1350 铝杆为等轴晶组织, 大角度晶界所占比例较高; 当 $\varepsilon=0.61$ 和 $\varepsilon=1.28$ 时, 晶粒中形成大量胞块结构和位错界面, 大角度晶界占比显著降低; 当 $\varepsilon \geq 2.31$ 时, 拉长晶粒的晶界趋于与拉拔方向平行, 胞块结构转变为典型的层片状结构, 同时小角度位错界面逐渐演变为大角度晶界, 大角度晶界占比不断增加。

2) 原始铝杆织构类型为强 $\langle 100 \rangle$ + 弱 $\langle 111 \rangle$ 织构, 当 $\varepsilon \leq 1.28$ 时, 线材遗传了原始试样织构类型; 当 $\varepsilon \geq 2.31$ 时, $\langle 100 \rangle$ 织构逐渐转变为更稳定的 $\langle 111 \rangle$ 织构, 织构类型为强 $\langle 111 \rangle$ + 弱 $\langle 100 \rangle$, 且随着 ε 的增加 $\langle 111 \rangle$ 织构体积分数逐渐增大, 当 $\varepsilon=6.55$ 时, $\langle 111 \rangle$ 织构体积分数最高, 为 95.3%。

3) 随着应变量的增加, 线材强度不断提高, 断后伸长率逐渐降低。线材强化主要来自位错强化和晶界强化(包括 LAGBs 和 HAGBs), 随着应变程度的增加, 位错强化和晶界强化对屈服强度的贡献值逐渐增大; 当 $\varepsilon \leq 2.31$ 时, 高占比的 $\langle 100 \rangle$ 织构不起强化作用, 当 ε 达到 3.90 后, 形成的强 $\langle 111 \rangle$ 织构有较大的强化作用。

REFERENCES

[1] 刘兵, 彭超群, 王日初, 等. 大飞机用铝合金的研究现状及

展望[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(9): 1705-1715.

LIU Bing, PENG Chao-qun, WANG Ri-chu, et al. Recent development and prospects for giant plane aluminum alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(9): 1705-1715.

[2] 王海岭, 蔡青青, 张红艳. 航空航天用 77 Ω 数据总线电缆的设计[J]. 光纤与电缆及其应用技术, 2019(2): 22-25.

WANG Hai-ling, CAI Qing-qing, ZHANG Hong-yan. Design of 77 Ω data bus cable for aerospace[J]. Optical Fiber and Cable and Its Application Technology, 2019(2): 22-25.

[3] 赵要. 铝合金导体的推广势在必行[J]. 中国有色金属, 2014(13): 39-42.

ZHAO Yao. The promotion of aluminum alloy conductors is imperative[J]. China Nonferrous Metals, 2014(13): 39-42.

[4] 陈冠, 杨荣凯, 唐建国, 等. 热循环对电气接续材料长期连接性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(3): 484-490.

CHEN Guan, YANG Rong-kai, TANG Jian-guo, et al. Effect of thermal cycling on long-term connection performance of electrical connection materials[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(3): 484-490.

[5] 戴洪琦. 浅析铝合金电缆的优势和劣势[J]. 世界有色金属, 2019(19): 246-250.

DAI Hong-qi. Analysis of the advantages and disadvantages of aluminum alloy cables[J]. World Nonferrous Metals, 2019(19): 246-250.

[6] 胡炜, 王彦红, 赵小军, 等. 热型连铸铝线的制备及其显微组织和性能[J]. 中国有色金属学报, 2015, 25(7): 1882-1889.

HU Wei, WANG Yan-hong, ZHAO Xiao-jun, et al. Preparation of aluminum wire by Ohno continuous casting and its microstructure and properties[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2015, 25(7): 1882-1889.

[7] MA X G, CHEN J, YANG Y, et al. Temperature dependence of microstructure and texture in cold drawn aluminum wire[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(4): 763-770.

[8] WANG W Y, PAN Q L, LIN G, et al. Microstructure and properties of novel Al-Ce-Sc, Al-Ce-Y, Al-Ce-Zr and Al-Ce-Sc-Y alloy conductors processed by die casting, hot extrusion and cold drawing[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2020, 58(23): 155-170.

[9] 侯嘉鹏. 拉拔态 A6 铝导线强化机制及疲劳断裂行为研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2015: 39-44.

HOU Jia-peng. Strengthening mechanism and fatigue fracture behavior of drawn A6 aluminum wire[D]. Shenyang: Northeastern University, 2015: 39-44.

- [10] WANG M, LV H, ZHANG C, et al. High strength high electrical conductivity ultrafine-grained Al-Y alloy processed via cold drawing[J]. *Materials Science and Engineering*, 2020, 772: 138824.1–138824.10.
- [11] LUO X M, SONG Z M, LI M L, et al. Microstructural evolution and service performance of cold-drawn pure aluminum conductor wires[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2017, 33(9): 1039–1043.
- [12] ZHU Y K, CHEN Q Y, WANG Q, et al. Effect of stress profile on microstructure evolution of cold-drawn commercially pure aluminum wire analyzed by finite element simulation[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2018, 34(7): 1214–1221.
- [13] SATHIARAJ G D, PUKENAS A, SKROTZKI W. Texture formation in face-centered cubic high-entropy alloys[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2020, 826: 154–183.
- [14] HUGHES D A, HANSEN N, BAMMANN D J. Geometrically necessary boundaries, incidental dislocation boundaries and geometrically necessary dislocations[J]. *Scripta Materialia*, 2015, 48(2): 147–153.
- [15] HUGHES D A, HANSEN N. The microstructural origin of work hardening stages[J]. *Acta Materialia*, 2018, 148: 374–383.
- [16] XU N, CHEN L, GU B K, et al. Heterogeneous structure-induced strength and ductility synergy of α -brass subjected to rapid cooling friction stir welding[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2021, 31(12): 3785–3799.
- [17] WU X, TAO N, HONG Y, et al. Microstructure and evolution of mechanically-induced ultrafine grain in surface layer of AL-alloy subjected to USSP[J]. *Acta Materialia*, 2002, 50(8): 2075–2084.
- [18] MA G Q, HUGHES D A, CHEN Q, et al. Microstructure and strength of a tantalum-tungsten alloy after cold rolling from small to large strains[J]. *Journal of Materials Science & Technology*, 2021, 83(24): 34–48.
- [19] JOHN H, GREGORY S R, ANTHONY R. *Deformation textures*[M]. 3rd ed. Netherlands: Elsevier, 2017: 81–107.
- [20] YAN Z F, WANG D G, HE Z L, et al. Deformation behaviors and cyclic strength assessment of AZ31B magnesium alloy based on steady ratcheting effect[J]. *Materials Science & Engineering A*, 2018, 723: 212–220.
- [21] QSA B, YONG N B, SHUAI W A. Orientation dependence of dislocation structure in surface grain of pure copper deformed in tension[J]. *Acta Materialia*, 2021, 203: 116474.
- [22] 张香丽, 许晓静, 凌智勇, 等. 预变形对超高强铝合金挤压材组织性能的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2016, 26(3): 507–515.
- ZHANG Xiang-li, XU Xiao-jing, LING Zhi-yong, et al. Effect of pre-deformation on microstructure and properties of ultra-high-strength aluminum alloy extrusions[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2016, 26(3): 507–515.
- [23] GASHTI S O, MAZAHERI Y, KESHAVARZ M K, et al. Effects of grain size and dislocation density on strain hardening behavior of ultrafine grained AA1050 processed by accumulative roll bonding[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2016, 658: 854–861.
- [24] HOU J P, LI R, WANG Q, et al. Breaking the trade-off relation of strength and electrical conductivity in pure Al wire by controlling texture and grain boundary[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2018, 769: 96–109.
- [25] LUO P, MCDONALD D T, XU W, et al. A modified Hall-Petch relationship in ultrafine-grained titanium recycled from chips by equal channel angular pressing[J]. *Scripta Materialia*, 2012, 66(10): 785–788.
- [26] ZOLOTOREVSKY N, USHANOVA E, BRODOVA I, et al. Microstructure evolution and peculiarities of strain hardening in aluminum processed by dynamic channel angular pressing[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2021, 857: 158298.

Effect of drawing strain on microstructure and mechanical properties of 1350 aviation wire

XI Zhi-hai¹, JIN Dong¹, TANG Hao-qing¹, TANG Yi¹, WANG Zheng-an², YANG Qi-feng³, LI Hong-ying¹

(1. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Southwest Aluminum (Group) Co., Ltd., Chongqing 401326, China;

3. Hunan Valin Cable Co., Ltd., Xiangtan 411104, China)

Abstract: The effect of drawing strain on the microstructure and properties of 1350 aerospace wire was investigated by electron backscattered diffraction (EBSD), transmission electron microscope (TEM) and ambient-temperature tensile test. The results show that the original 1350 aluminum rod has an equiaxed crystal structure, and the high-angle grain boundaries (HAGBs) account for a relatively high proportion. At the strains of 0.61 and 1.28, the grains are elongated to form a large number of cell block, and the proportion of the HAGBs is significantly reduced. At strain higher than 2.31, the grain boundaries of elongated grains are gradually parallel to the drawing direction, the cell block gradually transforms into a lamellar boundaries, and the proportion of HAGBs gradually increases. The texture types are different in different deformation stages. At strain less than 1.28, the wire is mainly made of $\langle 100 \rangle$ texture. At strain higher than 2.31, the intensity and volume fraction of $\langle 111 \rangle$ texture increase continuously. The strengthening mechanism of wire is mainly dislocation strengthening and grain boundary strengthening. With the increase of the strain, the contribution of dislocation and grain boundary to the strength increases. When the strain reaches 3.90, the strong $\langle 111 \rangle$ texture has a relatively significant strengthening effect.

Key words: aviation wire; 1350 aluminum alloy; microstructure; mechanical property

Foundation item: Project(2017GK2263) supported by the Key Program of Research and Development of Hunan Province, China

Received date: 2021-12-16; **Accepted date:** 2021-02-23

Corresponding author: LI Hong-ying; Tel: +86-731-88879341; E-mail: lhying@csu.edu.cn

(编辑 龙怀中)