

7055-T7951 铝合金热轧厚板微观组织 及非均匀力学行为

邵 勇, 赵鹏飞, 刘启航, 郭平义, 石凤健, 杨宏宇, 严 林, 杨 娜

(江苏科技大学 材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212003)

摘 要: 对工业级 7055-T7951 铝合金热轧厚板的合金成分、室温拉伸性能、显微组织以及织构特征等进行了实验分析, 对该板材的微观组织状态、力学性能各向异性与织构特征关系进行了详细研究, 结果表明: 该板材镁元素含量总体处于下限水平, 难溶的合金化合物很少, 晶内的析出相主要为 η' 相和少量的 η 相, 材料处于轻微过时效状态。板材存在明显的力学性能各向异性, 沿轧制方向及横向的屈服及抗拉强度相近且明显优于与轧制方向呈 45° 方向上的指标。板材中心层各方位上的强度指标均优于表层对应方位上的指标, 并且中心层的力学性能各向异性强于表层。该板材中心层有较为强烈的轧制类织构 Brass 和 S, 而表层则是以再结晶织构 R 为主。基于施密特定律研究了板材不同厚度层不同拉伸方向上平均屈服强度与施密特因子间的定性关系, 探讨了织构特征对热轧厚板非均匀力学行为的影响规律。

关键词: 7055 铝合金; T7951 热处理; 织构; 热轧厚板; 各向异性

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2020)12-4199-08

高强铝合金 7055 是航空航天领域重要的结构材料^[1], 其合金化程度高、晶变相变复杂, 严格控制其加工工艺及热处理制度^[2-4]是获得优异综合力学性能的关键。国外较早就对 Al-Zn-Mg-Cu 系列合金的材料及热处理技术展开了系统研究, 不仅研发了近 20 个材料牌号, 还极大丰富了热处理工艺, 从获得峰值应力为目的的 T6 处理, 到突出应力腐蚀性能的 T73 处理, 再到力求综合性能的回归再时效 T77 等, 该系列合金的应用潜能不断得以提升, 并已广泛应用于主流飞行器的构件。目前, 波音公司大飞机所需的 7055 铝合金热轧厚板多以 T77 状态交付^[5], 但相关热处理技术细节仍未公开。国内在探索 7055-T77 工艺状态下的力学性能、微观组织、热处理制度等方面取得了很大进展^[6], 相关成果在一定程度上揭示了热力学工艺参数对材料力学行为、腐蚀性能的影响以及性能间的匹配规律, 对国产大飞机工程所需的高强铝合金厚板性能提升以及质量改善具有重要意义。

尽管 T77 热处理后的材料综合性能十分优异, 但其三级时效工艺过程复杂、控制难度大、成本高, 进一步优化时效工艺对高强铝合金的工程化应用十分重要。T79 处理被认为采用了单级过时效工艺, 可获得接近于 T77 的综合性能效果, 并在一定程度上可实现对 T77

处理的应用替代。目前, 高强铝合金热轧厚板 7055-T79 热处理工艺仅掌握在少数国外先进铝企手中, 针对该热处理状态下的板材力学性能及微观组织等方面的研究报道极少。同时, 高强铝合金热轧厚板在同层面内以及沿厚度方向均存在明显的力学性能差异, 这种力学性能上的各向异性主要来自于材料在热、力加工过程中的温度不均匀和变形不均匀^[7,8], 从而引起微观组织上的差异, 其中织构的影响是主要因素^[9]。本研究以某先进铝企工业级 7055-T7951 状态下铝合金热轧厚板为研究对象, 对其不同厚度、不同轧制方向上的室温力学、微观组织及取向行为等进行了详细分析及研究, 探讨其力学性能各向异性与织构特征之间的内在关系, 为同类合金的组织调控研究及质量控制提供数据及参考。

1 实 验

实验所用材料为 18 mm 厚的 7055 热轧并经 T7951 热处理的厚板。利用 FTS2000 傅里叶红外光谱仪对试样的不同区域进行测定, 其平均化学成分如表 1 所示。

为了研究板材在不同厚度、不同方位上的力学性能及微观组织形貌差异, 根据 GB/T228-2002 标准, 分别在板材的表层及中心层上, 沿 3 个方位切取拉伸试样, 图 1 为拉伸试样及显微组织取样示意图。拉伸

收稿日期: 2020-04-15

基金项目: 国家自然科学基金 (51701086)

作者简介: 邵 勇, 男, 1978 年生, 博士, 副教授, 江苏科技大学材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212003, E-mail: shy782004@163.com

表 1 7055 铝合金板材的化学成分
Table 1 Chemical composition of 7055 aluminum alloy rolled plate (wt%)

Zn	Mg	Cu	Zr	Si	Fe	Al
7.9	1.8	2.2	0.13	0.17	0.08	Bal.

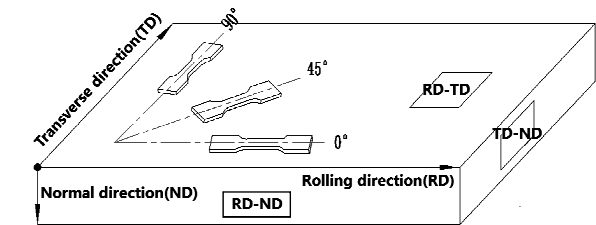


图 1 拉伸试样及组织取样示意图

Fig.1 Schematic diagram of tensile specimen and sampling microstructure

实验在 CMT5205 电子万能试验机上完成, 拉伸速度 2 mm/min, 误差±10 MPa。金相试样经打磨、抛光、电解腐蚀处理, 腐蚀液为 4.2 mL 氟硼酸+200 mL 去离子蒸馏水, 直流稳压电源的电压稳定在 20 V, 电流控制在 0.1 A 以下, 腐蚀时间 2~3 min。利用 VHX-900 超景深三维显微镜观察晶粒形貌, JSM6480 扫描电子显微镜(附能谱分析)进行组织及元素成分分析, 加速电压 30 kV。采用 JEM-2001F 型透射电子显微镜观察样品的显微组织, 加速电压为 200 kV, 透射电镜样品直径为 3 mm, 厚度 0.05 mm, 在含 30% HNO_3 (体积分数) 的甲醇溶液中进行双喷减薄, 温度控制在-25℃, 电压为 15~20 V。织构分析试样取自板材表层及中心层的 RD-TD 面, 测试区域为 15 mm×15 mm, 利用 D8-ADVANCE (A25) 多功能 X 射线衍射仪测定 (111)、(200)、(220)晶面的不全极图数据, 数据采集步长 5°, α 角采集范围 0°~70°, β 角采集范围 0°~360°, 管电压为 40 kV, 管电流为 40 mA, 采用 $\text{Cu K}\alpha$ 辐射。采用 Textools 软件处理极图原始数据并获得取向分布函数 (ODF) 及织构特征数据。利用 Jade 软件对晶体学特征及相组成进行比对分析。

2 实验结果

2.1 拉伸实验结果

图 2 为不同取样位置上的室温拉伸工程应力-应变曲线。表 2 给出了试样不同方位的拉伸性能数据。该板材总体具有约 95% 的屈强比, 板材中心层各方位上强度指标均高于表层对应方位上的强度指标, 45°方位上中心层较表层高出 2%~4%, 而 0°和 90°方位上高出 5%~8%。比较同层不同方位的强度指标, 0°、90°

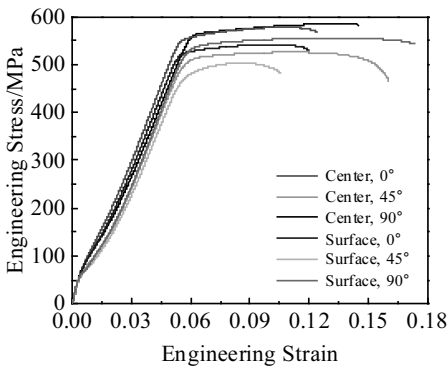


图 2 室温拉伸工程应力-应变曲线

Fig.2 Engineering tensile stress-strain curves at room temperature

表 2 试样拉伸力学性能数据对比
Table 2 Comparison of tensile mechanical property

Position, angle to RD	$\sigma_{0.2} / \sigma_b$	Young's modulus/GPa
Center, 0°	555/580	63.8
Center, 45°	495/525	65.7
Center, 90°	560/585	65.3
Surface, 0°	520/540	58.4
Surface, 45°	485/505	60.2
Surface, 90°	525/555	64.6
Center, 0°	614/634 (Alcoa)	-
Center, 90°	614/641 (Alcoa)	-

方位上的强度指标十分接近, 且 90°方位上的强度指标略高于 0°方位; 而 45°方向上的强度明显偏低。表层不同方位上的屈服强度差异为 40 MPa, 中心层不同方位上的屈服强度差异在 65 MPa, 中心层的强度各向异性程度更高。从弹性模量数据来看, 中心层各方位数值均不低于表层相应数值。上述性能与已报道的美国铝业公司 (Alcoa) 生产的 7055-T7751 状态下的热轧厚板数据相比 (表 2 最后 2 行数据), 本板材中心层屈服强度与抗拉强度低于 T77 状态 50~60 MPa^[5], 但性能指标趋势一致。

2.2 不同切面上的晶粒形貌及特征

图 3 为不同方位切面的金相组织。如图所示, RD-ND 面与 TD-ND 面上晶粒沿材料流动方向被显著压扁、拉长, 表现出明显的纤维特征, 但横向纤维程度要弱于轧向。RD-TD 面上晶粒外形接近于等轴, 纤维特征不显著。同时, 各切面上的晶粒度并不完全均匀, 存在一定的混晶现象。大晶粒总体呈现白色并表现出与基体相似的拓扑形貌特征, RD-TD 面上晶粒近似等轴且个别大晶粒尺度在 100~200 μm ; 而 RD-ND 面与 TD-ND 面上的大晶粒沿变形方向被拉长, 长度约 50 μm 。黑色区域为细晶组织, 且平均尺寸十分细

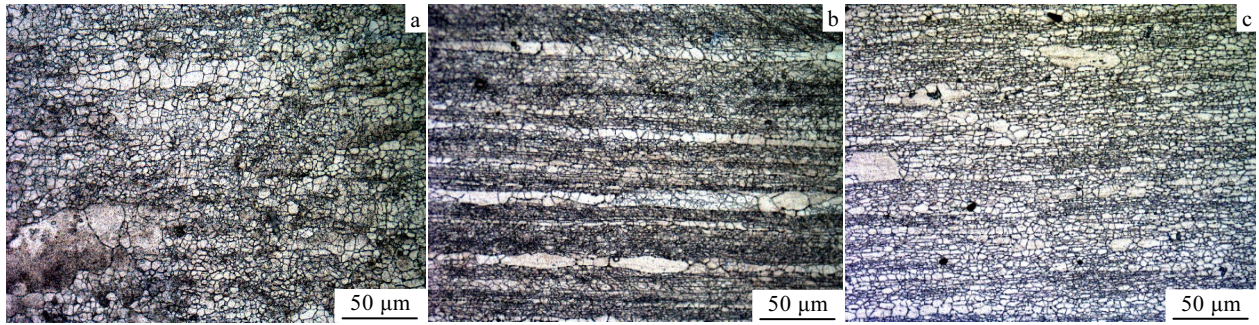


图 3 不同方位切面光学显微形貌

Fig.3 Optical micrographs of different sections: (a) RD-TD surface, (b) RD-ND surface, and (c) TD-ND surface

小, 主要由变形亚晶组成。

2.3 微观组织成分及特征

图 4 为扫描电镜 (SEM) 下材料 TD-ND 面上中心层细晶区的典型微观形貌特征。如图所示, 区域内大量亚晶界已形成, 亚晶平均尺寸小于 $5\ \mu\text{m}$ 。由于经腐蚀处理, 一些晶界上出现了非连续的黑点状腐蚀坑, 这些腐蚀坑分布得并不均匀, 明显沿着纤维方向较为密集, 而内部更加细小的亚晶界上腐蚀坑则较少。由于细晶区主要为变形组织, 原始晶粒的晶界大多得以保留且呈纤维状分布, 而缺陷、溶质元素及沉淀析出相等密度较高, 因而更容易被腐蚀, 其阻碍作用是迫使再结晶晶粒沿纤维方向长大的原因之一。

图 5 为背散射模式下的残余粗大相形貌及分布。如图所示, 基体上主要分布有黑、白两类较大的夹杂物, 它们具有分布不均匀、形状不规则、尺寸不一等特点。表 3 给出了典型粗大第二相的能谱分析结果, 其中白色区域 (A 点、B 点) 根据原子比可确定该相为 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}^{[10,11]}$; 黑色区域 (C 点、D 点) 镁、硅含量很高, 镁、硅易形成化合物 $\text{Mg}_2\text{Si}^{[12,13]}$, 硅含量更高的区域还可构成 $\alpha(\text{Al})\text{-Mg}_2\text{Si-Si}$ 的三元系混合物。

这 2 类夹杂物沿纤维方向表现出一定的带状分布, 且有破碎现象, 因此属于难溶的杂质相, 表现出高熔点及硬脆性特征, 来源于原始铸态组织, 且形成后难以溶解。

图 6 为板材表层附近晶内及晶界处析出相以及沿 $[110]_{\alpha\text{-Al}}$ 晶带轴的选区电子衍射 (SAED) 花样。图 6c 的 SAED 中, 除了较亮的 $\alpha\text{-Al}$ 衍射斑点外, 在 $1/2\{220\}$ 处有十分明锐的衍射斑点 (空心箭头), 这是与基体呈共格关系的立方结构 Al_3Zr 弥散相衍射斑; 而在 $1/3$ 和 $2/3$ 的 $\{220\}$ 处有隐约可见的衍射斑点 (实心箭头), 为与基体呈半共格六方结构的 η' 析出相衍射斑^[14]。除此之外, 再无明显规律的衍射斑点。图 6a 为晶内析出相形貌, η' 相一般认为近似盘片状, 且盘面位向与基体 $\{111\}$ 面平行, 因而从 $[110]$ 方向观察, 可呈现出近似椭圆形和细杆形^[15]。图中的杆形长度约为 $15\ \text{nm}$ 以下, 大部分杆形组织并未发生明显粗化, 因此该板材主要的时效析出相为 η' 。另外, 有少部分的杆形物已经明显粗大, 长度为 $30\sim 40\ \text{nm}$, 这些析出物为 η 相 (与基体不共格)。图 6b 晶界上的析出物为典型的 η 相, 比晶内的 η 相更粗大, 尺寸很不均匀, 一些析出物的

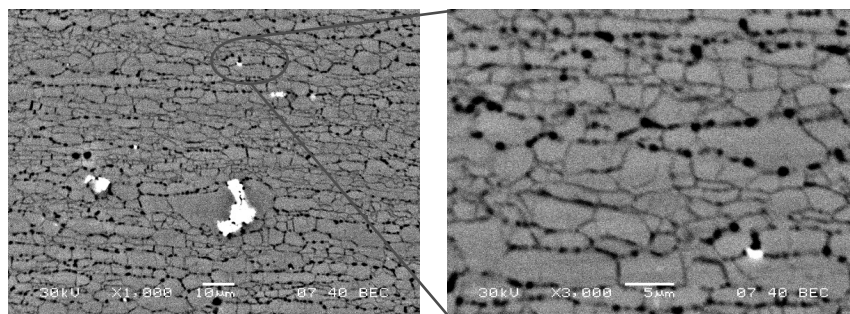


图 4 TD-ND 面上中心层细晶区 SEM 照片

Fig.4 SEM images of fine grained region in center layer on TD-ND surface

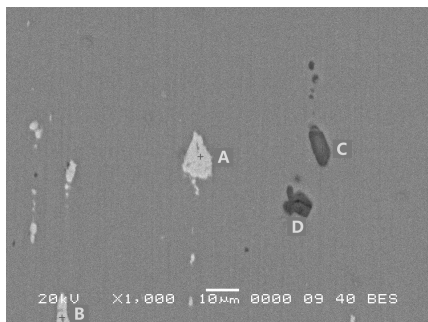


图 5 主要残余粗大相形貌及分布

Fig.5 Morphology and distribution of main residual coarse phases

表 3 图 5 中粗大第二相能谱分析结果

Table 3 EDS analysis of coarse particles in Fig.5 (at%)

Particle	Al	Fe	Cu	Mg	Si
A	73.05	9.98	16.97	0	0
B	75.48	7.98	16.53	0	0
C	25.1	0	0	35.69	39.2
D	42.2	0	0	11.68	46.12

尺寸还很小, 这些析出物沿晶界分布并不连续, 析出过程显然仍处于早期阶段^[16]。

2.4 织构特征

图 7 为 RD-TD 面上的 X 射线衍射 (XRD) 分析图谱。如图所示, 主要的衍射峰都对应为单相的 α 铝, 而无明显其它二次相特征峰。这表明与基体呈非共格

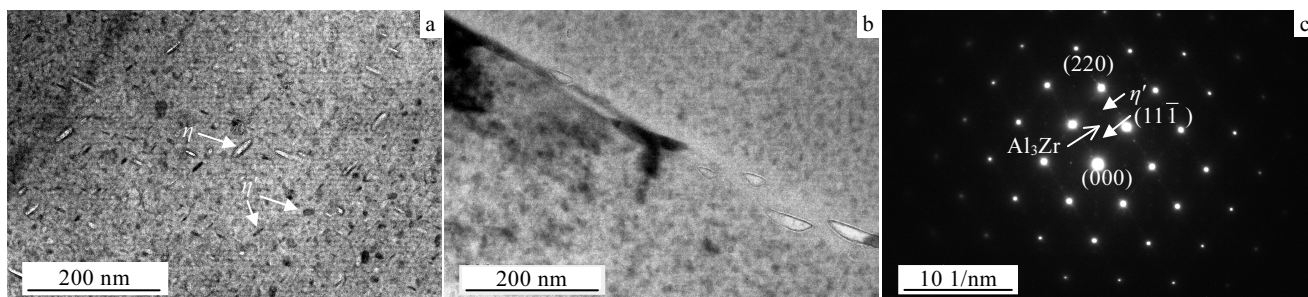
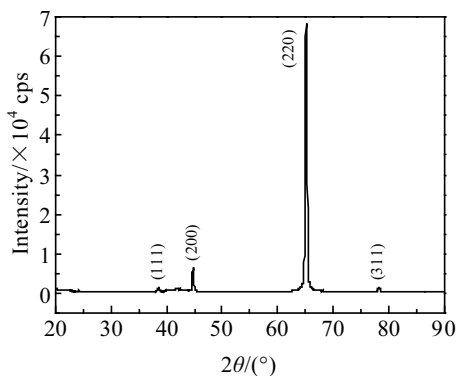
图 6 晶内和晶界处的 TEM 明场像以及沿 $[110]_{\alpha-Al}$ 晶带轴的晶内选区电子衍射花样Fig.6 TEM bright field images in grains (a), grain boundary (b) and SAED pattern in grains of $[110]_{\alpha-Al}$ (c)

图 7 RD-TD 面上的 XRD 图谱

Fig.7 XRD pattern of the rolling surface

关系的析出相以及其它的合金化合物仍较少。该板材存在明显的取向行为, 这导致 α 铝某些特征晶面上的衍射峰异常强烈, 图中标定了这些衍射峰所对应的晶面。

通过 XRD 分别采集晶粒在(111)、(200)、(220)晶面上的极密度数据, 通过软件处理并获得了完整的取向分布函数数据。图 8 给出的是非样本对称条件下的

{001}、{011}、{111} 3 个晶面的极图, 图 8a、8b 分别取自板材表层以及板材中心层。如图所示, 板材中心层的极密度值均明显高于板材表层, 因而具有更高的织构强度; 而板材表层的极密度值小, 晶粒取向集中程度下降, 织构相对较弱。从极图中的极密度峰分布位置可大致判断出板材表层的主要织构为 R, 而中心层则为 Brass 织构。如图所示, 图中虚线圆分别对应着表层 R 织构和中心层 Brass 织构在 3 个晶面极图中的理论近似位置, 显然, 图中的极密度峰位置与虚线圆对应得较好。

为了便于织构特征的全面、定量识别, 图 9 给出了试样 RD-TD 面上的 ODF 图。固溶时效后的铝合金轧制板材主要的织构类型可分为轧制类织构和再结晶类织构。如图所示, 板材表层主要有再结晶织构 R 和少量的轧制织构 Brass; 板材中心层则为较强的轧制织构 Brass 和 S。表 4 详细给出了 ODF 中出现的典型织构信息以及对偏离每种织构理想位向 10° 以内的取向晶粒所对应的体积分数。表中数据表明: 板材中心层主要以轧制织构 Brass 和 S 织构为主, 体积分数约为 45% (28.8%Brass+16%S), 而随机取向占比约 53%;

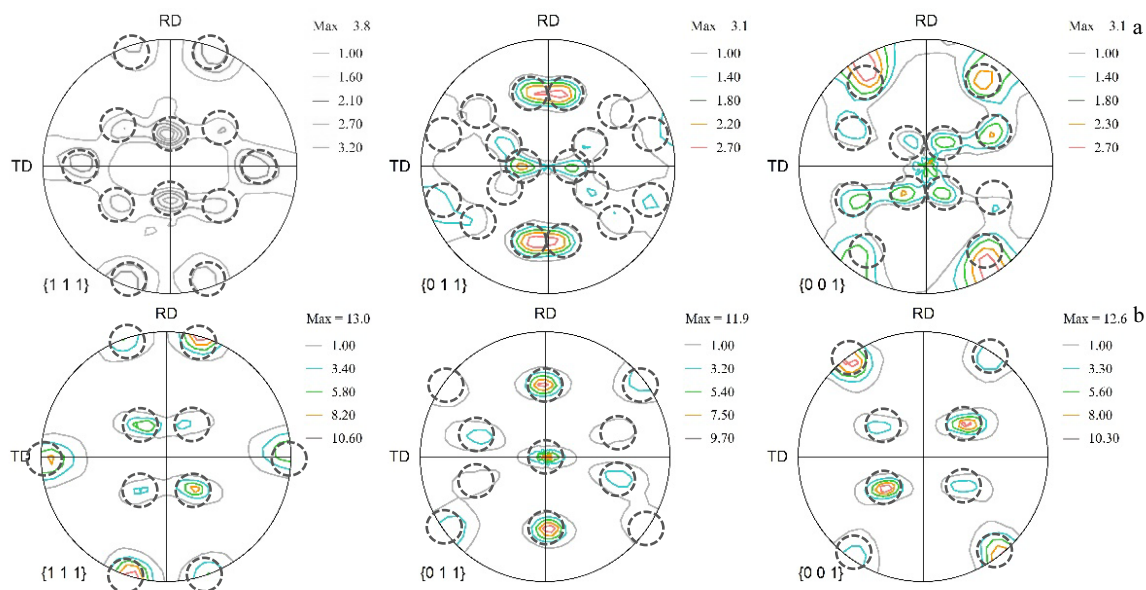


图 8 {001}、{011}、{111} 晶面族在 RD-TD 面上的极图

Fig.8 Pole figures of {001}, {011}, {111} crystal plane family projected to the rolling surface in surface layer (a) and central layer (b)

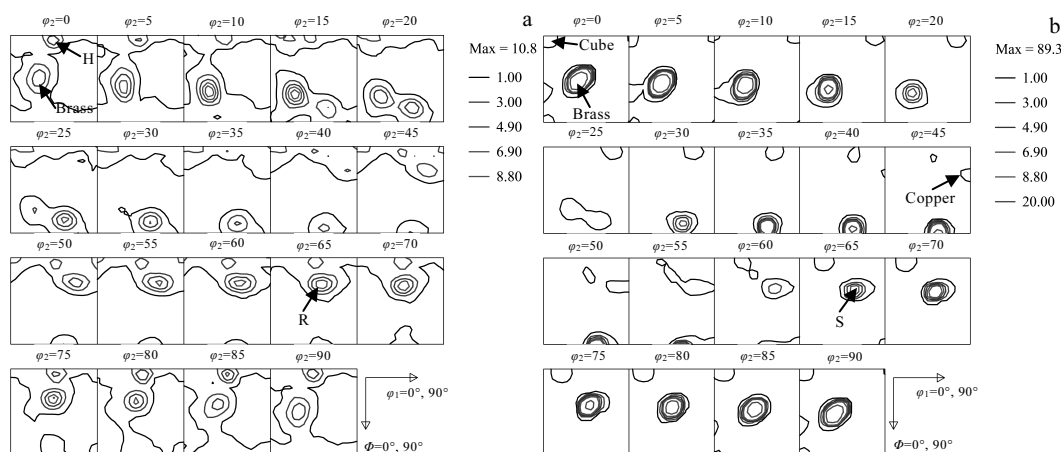


图 9 中心层及表层的取向分布函数

Fig.9 Orientation distribution function (ODF) in surface layer (a) and central layer (b)

表 4 不同类型结构体积分数

Table 4 Volume fraction of different texture components

Texture component	Euler angle	Volume fraction (surface)/%	Volume fraction (center)/%
Brass {110}<112>	(35°, 45°, 0°)	4	28.8
Copper {112}<111>	(90°, 35°, 45°)	1.8	1.4
S {123}<634>	(59°, 37°, 63°)	-	16
R {124}<211>	(57°, 29°, 63°)	13.3	-
Cube {001}<100>	(0°, 0°, 0°)	1.1	0.7
H {001}<110>	(45°, 0°, 0°)	1.4	0.1
Remainder	-	78.4	53

表层主要以再结晶组织 R 为主, 体积分数约 13%, 而随机取向占比约 78%, 板材中心层的再结晶程度明显

小于表层。中心层轧制类组织 (Brass、S、Copper) 的体积分数显著多于表层, 而再结晶组织 (R、Cube)

则少于表层, 这表明中心层的再结晶程度低而表层的再结晶程度高。并且, 轧制织构 S 和再结晶织构 R 的取向十分接近, 最小取向差仅为 8.2° , R 织构被认为是由 S 取向晶粒的原位再结晶所形成^[17,18]。本研究探讨了表层和中心层 $\varphi_2=65^\circ$ 取向空间上的取向密度极值点的位置, 结果发现, 表层的极值点位更接近于 R 织构的理论欧拉角, 而中心层则更接近于 S 织构所对应的欧拉角, 因此它们属于不同的织构类型。

3 分析与讨论

从图 3b 的金相组织上看, 白色区域主要由大晶粒组成, 通常来自于再结晶晶粒的长大, 由于其内部晶体缺陷以及位错密度低, 因而较耐腐蚀; 而黑色区域晶粒细小, 多为变形亚晶组织 (如图 4 所示), 由于晶体缺陷及位错密度高并形成大量亚晶界, 易被腐蚀, 因而呈现黑色。该板材的再结晶程度较为有限, 大部分区域仍以变形亚晶为主, 这也使得板材具有较高的力学性能。再结晶晶粒的长大明显受到变形行为的影响, 大晶粒普遍表现出了纤维特征, 具有明显的择优长大效应^[19], 同时析出相粒子的钉扎阻碍作用也会对再结晶晶粒的长大产生影响。目前, 高强铝合金热轧厚板的再结晶机制^[20,21]仍需更多研究。

从该板材晶内的透射明场像以及对 SAED 花样的分析, η' 相为主要的晶内析出相, 同时已经有少部分 η 相的出现, 这表明该试样一定是处于过时效状态; 但晶内、晶界上的 η 相尺寸及分布都不均匀, 且体积分数偏少, 因而该板材的过时效程度比较小。该系列合金随着过时效程度的增加, 室温强度下降, 而抗应力腐蚀性能提高。相关研究表明^[22], 经 T76、T74、T73 处理的板材强度水平相比于峰值时效的强度水平普遍低 10%~15%, T77 状态的强度水平与峰值时效状态 T6 相当, 而本试样的屈服强度及抗拉强度与 T77 状态指标相比较低, 但差距少于 10% (见表 2), 因而在过时效状态中应属于力学性能较高的水平。

从合金元素含量的实测结果上看 (表 1), 与一些文献中 7055 材料合金元素成分含量相比^[5,23], 本研究中板材的 Mg 元素含量总体处于下限。从 XRD 数据 (图 7) 和 SEM 的能谱分析中 (图 5) 未发现 Mg 元素通常存在的 η 相和 S 相^[15,24], 同时在 Mg_2Si 杂质相的能谱分析中 Si 元素有富余的现象, 这都表明该板材中 Mg 元素的含量是较为有限的。Mg 元素偏少将引起时效析出相 (η' 、 η) 数量的下降, 考虑到 7055 铝合金主要为析出强化, 因而在一定程度上会影响材料的强度。然而, Mg 元素适当减少则抑制了大量高熔点合金化合物 S 相、T 相等的形成, 减少了不同相之间电

化学特性差异所引起的局部点蚀行为^[25], 促进了合金元素整体固溶程度的提高, 降低了热加工过程中粒子激发再结晶形核质点数量, 并有利于板材疲劳性能以及冲击韧性的改善。另外, 晶内部分析出相的长大并形成与基体非共格的 η 相, 可阻碍位错的切过行为, 并形成位错环, 从而可有效降低滑移带内的位错集中, 缓解晶界处的位错塞积、降低应力。相比于 T6 状态下晶界上 η 相的连续、密集析出^[16], 本研究中板材的析出相尺寸则明显粗大且呈非连续分布, 这有利于减少连续腐蚀通道的形成^[26-28]。上述晶内及晶界析出相的形貌特征均有利于提高材料抵抗晶间腐蚀、应力腐蚀的能力, 进而提升板材的综合性能。

高强铝合金热轧厚板的织构类型及分布状态与热加工工艺密切相关。由于外摩擦的影响, 轧制板材表面在剪切应力作用下通常将出现一定数量的剪切织构 H^[29], 但本研究中板材表层的 H 织构体积分数很少, 因此摩擦对该板材非均匀变形的影响程度较小。尽管面心立方金属常见的轧制类织构 (Copper、S、Brass) 在轧制板材中都会或多或少的存在, 但本研究中板材不论是中心部还是表层, 主要的轧制类织构都是 Brass, Copper 织构占比都很少。7055 铝合金的合金化程度较高, 在大变形条件下, 沉淀析出相及弥散相对晶体的位错滑移产生限制, 进而改变多晶体的塑性变形机制, 如剪切带的形成, 这将导致 Copper 织构被抑制而 Brass 织构得以增强^[30]。同时, 中心部的 Brass 织构体积分数 (28.8%) 显著高于表层 (4%), 在其它类型织构体积分数相差不大的情况下, 大多数表层的 Brass 织构可能通过再结晶转化为了随机取向晶粒, 而中心层的 Brass 织构则被很大程度地保留下来。表层上轧制织构 S 主要通过原位再结晶转化为 R 织构, 而中心层的 S 织构则大多数被保留。总的来看, 由于热轧过程中板材表层的应变储能要高于中心层^[7,14], 动态再结晶及随后的热处理过程将促使表层形成相对更多的再结晶类组织, 而中心层则保留下更多的轧制类织构。

根据施密特定律, 由于材料的临界分切应力为定值, 因此单个晶粒发生滑移时的拉应力与施密特因子直接相关。在外力方向一定的情况下, 对于取向固定的面心立方晶体而言, $\{111\}<110>$ 滑移系中最先开动的滑移系必然对应着最大的施密特因子以及最小的屈服应力。特定取向晶粒单向拉伸时的施密特因子可按下式计算^[31]:

$$\mu = \frac{Fb}{|F| \cdot |b|} \cdot \frac{Fn}{|F| \cdot |n|} \quad (1)$$

式中: F 为加载方向矢量; b 为滑移方向矢量; n 为滑移面法线矢量。

不同类型织构晶体沿不同方向单向拉伸时, 所有可能滑移系所对应的施密特因子中的最大值计算结果如表 5 所示, 其中, 随机取向的施密特因子取 Sachs 因子的倒数^[32,33]。数据显示, Cube、H 及随机织构在各方向上的最大施密特因子相同, 可认为加载方向对滑移系开动影响近似为各向同性。不论是板材表层还是中心层, 平面内的施密特因子最大值均出现在 45°方向, 说明 45°方向上的滑移系最容易开动, 为平面内的软取向, 对应屈服强度最小。Brass 织构在 90°方向, 而 Copper、S 及 R 织构在 0°方向为各自织构的硬取向, 对应屈服强度最高。综合考虑不同织构的体积分数, 可按下式计算不同方向上的平均最大施密特因子:

$$\mu_m = \sum_{i=1}^n \mu_i V_i / \sum_{i=1}^n V_i \tag{2}$$

式中: μ_i 和 V_i 分别为织构类型 i 所对应的最大施密特因子及体积分数, n 为参与计算的织构类型总数。

根据表 4 和表 5 中的数据, 分别计算表层与中心层在 0°、45°以及 90°方向上的平均最大施密特因子, 如表 6 所示。计算结果显示, 中心层不同拉伸方向上的最大施密特因子平均值均小于表层对应方向上的数值, 这表明: 如果仅从晶体取向上考虑, 比较对应方位上的屈服强度, 中心层均应高于表层。同时, 板材表层随机取向占比较多, 在不同方向上拉伸的平均最大施密特因子差别较小; 而中心层随机取向占比较少, 施密特因子差别相对较大, 导致中心层不同方位上的屈服强度各向异性强于表层。在同层面内, 45°方向上的最大施密特因子平均值均最大, 对应最低的屈服强度; 而中心层 90°方向以及表层 0°方向均对应最小的施密特因子平均值, 对应最高的屈服强度。以上模型预测结果, 与表 2 中的物理实验结果基本一致, 只在表层最大屈服方向上有差异。虽然, 织构是决定热轧板材力学性能各向异性的主要因素^[14,34], 但晶粒形貌与尺寸也在一定程度上影响材料的屈服强度。RD-ND 面与

表 5 不同织构类型的面心立方晶体{111}<110>滑移系沿不同方向单向拉伸时的最大施密特因子

Table 5 Maximum Schmid factors along different uniaxial tensile directions for different texture components

Texture component	Maximum Schmid factor			Orientation with easy crystal slip	Orientation with hard crystal slip
	0°	45°	90°		
Brass	0.408	0.433	0.272	45°	90°
Copper	0.272	0.500	0.408	45°	0°
S	0.424	0.476	0.442	45°	0°
R	0.408	0.488	0.467	45°	0°
Cube	0.408	0.408	0.408	-	-
H	0.408	0.408	0.408	-	-
Remainder	0.446	0.446	0.446	-	-

表 6 表层与中心层在不同拉伸方向上的最大施密特因子平均值

Table 6 Mean of maximum Schmid factors in different in-plane uniaxial tensile directions

Layer	0°	45°	90°
Surface layer	0.435	0.451	0.440
Center layer	0.429	0.448	0.394

TD-ND 面上的晶粒尽管都表现出纤维特征, 但显然 RD-ND 面上的晶粒有着更大的长宽比 (如图 3b、3c 所示), 因而变形程度更大, 亚晶粒更多, 组织更为细小, 这在一定程度上有利于 90°方向拉伸取样截面上力学性能的提高。

4 结 论

- 1) 除少量铁、硅等杂质相以外, 该工业级 7055-T7951 状态下的铝合金热轧厚板未见明显的高熔点合金二次相, 这与镁元素含量偏少有关, 并有利于提高材料的抗腐蚀性能。晶粒内部时效析出相主要由 η' 和少量的 η 组成, 属于轻微的过时效状态。材料的屈服强度及抗拉强度低于 T77 状态下指标的 10%以内, 该板材总体上具有较高的综合性能。
- 2) 该板材在同层面内沿轧制方向及横向上的屈服及抗拉性能指标相近且较高, 而与轧制方向呈 45°方向上的性能指标则明显较低, 且中心层上的拉伸力学性能各向异性程度要高于表层。板材中心层在各方位上的屈服及抗拉强度指标均优于表层对应方位上的性能指标。
- 3) 造成室温拉伸性能各向异性的主要原因来自于织构效应。板材中心层主要以轧制织构 Brass 和 S 织构为主, 体积分数约为 45% (28.8%Brass+16%S), 而随机取向占比约 53%; 表层主要以再结晶织构 R 为主, 体积分数约 13%, 而随机取向占比约 78%, 板材中心层的再结晶程度明显小于表层。

参考文献 References

[1] Rioja R J, Liu J. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2012, 43(9): 3325

[2] Azarniya A, Taheri A K, Taheri K K. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 781: 945

[3] Rometsch P A, Zhang Y, Knight S. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(7): 2003

[4] Guo Pingyi(郭平义), Lu Bin(陆彬), Shao Yong(邵勇). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2017, 46(2): 461

[5] Sankaran K K, Mishra R S. *Metallurgy and Design of Alloys with Hierarchical Microstructures*[M]. Amsterdam: Elsevier Science, 2017: 4, 148

- [6] Zhang Xinming(张新明), Deng Yunlai(邓运来), Zhang Yong (张 勇). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2015, 51(3): 257
- [7] Feng Di(冯 迪), Zhang Xinming(张新明), Chen Hongmei(陈洪美) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2018, 54(1): 100
- [8] She H, Shu D, Wang J *et al. Materials Characterization*[J], 2016, 113: 189
- [9] Yan L M, Shen J, Li Z B *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2013, 23(3): 625
- [10] Yang X B, Chen J H, Liu J Z *et al. Materials Characterization*[J], 2013, 83: 79
- [11] Guo P Y, Lai Y B, Shao Y *et al. Metals*[J], 2017, 7(12): 522
- [12] She H, Shu D, Dong A P *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2019, 35(11): 2570
- [13] Liu Y, Jiang D M, Xie W L *et al. Materials Characterization*[J], 2014, 93: 173
- [14] Chen Junzhou(陈军洲). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Harbin: Harbin Institute of Technology, 2008
- [15] Yang Xiubo(杨修波). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Changsha: Hunan University, 2014
- [16] Feng Di(冯 迪), Liu Shengdan(刘胜胆), Han Nianmei(韩念梅) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2019, 29(6): 1150
- [17] Hirsch J, Al-Samman T. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 818
- [18] Tsivoulas D, Prangnell P B. *Acta Materialia*[J], 2014, 77: 1
- [19] Sabin T J, Winther G, Juul Jensen D. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(14): 3999
- [20] Huang K, Logé R E. *Materials & Design*[J], 2016, 111: 548
- [21] Zhao J H, Deng Y L, Zhang J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 756: 119
- [22] Viana F, Pinto A M P, Santos H M C *et al. Journal of Materials Processing Technology*[J], 1999, 92-93: 54
- [23] Dursun T, Soutis C. *Materials & Design*[J], 2014, 56: 862
- [24] She Huan(余 欢). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shanghai: Shanghai Jiao Tong University, 2017
- [25] Birbilis N, Buchheit R G. *Journal of the Electrochemical Society*[J], 2005, 152(4): B140
- [26] Li J F, Birbilis N, Li C X *et al. Materials Characterization*[J], 2009, 60(11): 1334
- [27] Shao Y, Guo P Y, Sun H *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2019, 811: 152 006
- [28] Guo P Y, Sun H, Shao Y *et al. Corrosion Science*[J], 2020, 172: 108 738
- [29] Benum S, Engler O, Nes E. *Materials Science Forum*[J], 1994, 157-162: 913
- [30] Duckham A, Knutsen R D, Engler O. *Acta Materialia*[J], 2001, 49(14): 2739
- [31] Li M J, Shi Y J, Pan Q L *et al. International Journal of Fatigue*[J], 2019, 125: 170
- [32] Starink M J, Wang S C. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(17): 5131
- [33] Yang Ping(杨 平). *Electron Backscatter Diffraction Technology and Application*(电子背散射衍射技术及其应用)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2007: 157
- [34] Dixit M, Mishra R S, Sankaran K K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 478(1-2): 163

Microstructure and Tensile Property Inhomogeneity of Commercial 7055-T7951 Aluminum Alloy Thick Plate by Hot Rolling

Shao Yong, Zhao Pengfei, Liu Qihang, Guo Pingyi, Shi Fengjian, Yang Hongyu, Yan Lin, Yang Na
(School of Material Science and Technology, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, China)

Abstract: An experimental research of a commercial hot rolled 7055-T7951 aluminum alloy thick plate on composition, microstructure details, uniaxial tensile properties at room temperature, and texture feature was carried out. A quantitative analysis for texture feature as well as their influences on the mechanical anisotropy was investigated. The results show that there are few undissolved alloy compounds existing in the microstructure of this plate, possibly due to a low content level of magnesium. The precipitations in grains mainly consist of η' and η phases, which indicates a slight overaged status for the material. The uniaxial tensile properties along the 0° and the 90° to the rolling direction of the plate are almost equal and both superior to those along the 45° to the rolling direction. In addition, the strength indicators in central layer of the plate are all superior to the corresponding parts in surface layer, and the tensile mechanical property anisotropy in central layer is more intense than that in surface layer. The texture near the center of the plate mainly consists of Brass and S rolling type. The R texture with recrystallization type is dominant near the surface. The mean yield strengths along different in-plane directions through the thickness were studied and compared based on the Schmid's law. The relationship between the nonuniformity of mechanical behavior and texture characterization was discussed finally.

Key words: 7055 aluminum alloy; T7951 heat treatment; texture; hot rolling thick plate; mechanical anisotropy

Corresponding author: Guo Pingyi, Ph. D., Professor, School of Material Science and Technology, Jiangsu University of Science and Technology, Zhenjiang 212003, P. R. China, E-mail: pyguo@just.edu.cn