

7056 铝合金厚板的组织和性能

冯 帅¹, 孙黎明², 陈志国^{1,3}, 郑子樵¹, 李劲风¹

(1. 中南大学, 湖南 长沙 410083)

(2. 东北轻合金有限责任公司, 黑龙江 哈尔滨 150060)

(3. 湖南人文科技学院, 湖南 娄底 417000)

摘 要: 通过金相显微镜、透射电镜、扫描电镜观察及 X 射线衍射织构测量与拉伸试验, 研究了 40 mm 厚 7056 铝合金厚板热轧态与时效后不同厚度层的微观组织与力学性能。结果表明, 热轧态厚板不同厚度层的组织有很大差别: 表层第二相弥散, 尺寸相对较小; 中心层有粗大的第二相, 分布集中。从表层到中心层, 剪切织构减少, 中心层变形织构最多, 不同厚度层立方织构差别不大。固溶后表层再结晶织构增加, 剪切织构减少, 中心层变形织构增强。固溶时效后表层与中心层晶内均出现大量均匀细小的 η' 相, 晶界处都出现不连续析出相与一定宽度的无沉淀析出带。40 mm 厚板(7056 铝合金)最优固溶制度是 470 °C/3 h, 时效后表层屈服强度为 605 MPa, 抗拉强度达 628 MPa; T/4 层屈服强度 626 MPa, 抗拉强度达 643 MPa; 中心层屈服强度 623 MPa, 抗拉强度达 639 MPa。

关键词: 7056 铝合金; 厚板; 织构; 显微组织

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)10-3088-08

Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金具有密度小, 比强度高, 加工性能优良等优点, 广泛应用于航空航天工业。合金化和热处理是提高铝材性能的重要途径。研究人员通过调控合金元素含量, 相继推出了 7050、7150、7449、7055、7085、7056 等超高强铝合金, 同时在 T6 峰时效的基础上, 研发出了 T73、T74、T76、T79 及 RRA 等时效制度。合金经 RRA 处理后具备 T6 态细小晶内析出相的同时, 晶界析出相类似于过时效处理的 T7X 态, 从而兼顾了强度与抗应力腐蚀性能^[1-10]。

7056 铝合金是在 7055 的基础上, 通过提高 Zn 含量, 降低 Mg、Cu 含量以及控制 Fe、Si 杂质元素获得的一种新型超高强铝合金, 具有高强度, 较好断裂韧性及抗腐蚀性能^[11]。7056-T7951 强度高于 7449 合金, 断裂韧性比 7449 高 40% 以上, 被选作 A380-800F 的机翼壁板材料。目前, 中国针对 7056 合金薄板进行了一定的研究。如蒋建辉等^[12]对不同时效温度下 7056 合金的硬度与电导率进行了研究, 结果表明, 合金具有非常高的强度和极快的时效响应速度。马灿等^[13]观察单级与双级时效后 7056 合金表面腐蚀形貌, 发现合金具有优良的抗腐蚀能力。但是, 对 7056 合金厚板的研究很少, 而厚板与薄板存在很大差异, 如铸锭组织

不均匀、第二相沿厚度方向不均匀分布、轧制过程中不同厚度层变形量不同、固溶过程中不同厚度层再结晶程度不同、淬火敏感性等因素都会影响其性能^[5,14]。

为此, 本实验主要研究工业化生产的 7056 铝合金厚板固溶时效后的不同厚度层的微观组织与力学性能, 为 7056 铝合金厚板的实际应用提供依据。

1 实 验

实验所用材料是东北轻合金有限责任公司提供的 40 mm 厚 7056 铝合金热轧板材。合金成分(质量分数, %)为: 9.1Zn, 1.6Cu, 1.9Mg, 0.1Zr, 0.2Mn, 0.08Ti, 余量为 Al。固溶制度为单级随炉升温, 固溶温度分别为 460、470、480 和 490 °C。炉温达 200 °C 时将样品放入空气炉中, 温度达到设定的固溶温度后开始计时, 固溶时间分别为 2、3 和 4 h。样品达到固溶时间后在室温冷水中淬火, 时效处理采用 RRA 制度。

分别在厚板的表层、T/4 和 T/2 厚度处沿轧向截取圆棒状拉伸试样, 其平行段长度为 30 mm, 直径为 5 mm, 拉伸试验在 MTS 858 材料试验机上进行, 拉伸速率为 2 mm/min。扫描电镜观察试样大小为 15 mm×10 mm×2 mm, 先在 80#, 400#, 800#水磨砂纸上预

收稿日期: 2017-10-17

基金项目: 国家重点基础研究发展计划(“973”计划)(2012CB619503)

作者简介: 冯 帅, 男, 1993 年生, 硕士生, 中南大学材料科学与工程学院, 湖南 长沙 410083, 电话: 0731-88830270, E-mail: 1476173649@qq.com

磨,然后在 400#, 800#金相砂纸上打磨,在 Quanta-200 环境扫描电镜下进行微观形貌观察以及能谱分析。透射电镜观察在 TecnaiG220 透射电镜下进行,加速电压为 200 kV。透射电镜试样先经机械减薄达到 70~80 μm 厚,再在 MT-PI 型双喷电解减薄仪上,用 30%硝酸+70%甲醇(体积分数)混合溶液双喷而成,双喷时电压为 15~20 V,电流为 50~60 mA,温度约为-25 $^{\circ}\text{C}$ 。织构分析试样分别在厚板表层和 T/2 处截取,尺寸为 15 mm $\times$ 10 mm $\times$ 2 mm,经金相砂纸打磨抛光后,表面用 Keller 试剂腐蚀以消除残余应力。织构分析在 Bruker D8 Discover 型 X 射线衍射仪上进行,管电压为 40 kV,管电流为 40 mA,使用 Cu K α 辐射,织构定量分析采用粒子群算法^[15]进行。

2 实验结果

2.1 晶粒组织形貌

图 1 为热轧态合金不同厚度层纵截面金相组织。由此可以看出,不同厚度层都是沿轧向拉长的晶粒,再结晶程度很小,对比发现,表层晶粒拉长更明显。

合金热轧板在不同温度(450、470、490 $^{\circ}\text{C}$)下固溶淬火后不同厚度层金相形貌见图 2。可以看出,随固溶温度的升高,表层晶粒形貌变化很大。450 $^{\circ}\text{C}$ 晶粒仍保持纤维状,470 $^{\circ}\text{C}$ 出现一部分明显再结晶的晶粒,490 $^{\circ}\text{C}$ 再结晶程度进一步增大,而中心层晶粒形貌随温度升高变化不大,仍保持拉长纤维组织。图 3 所示为合金经不同固溶制度处理后的表层金相形貌。由图 3 可看出,固溶温度提高到 480 和 490 $^{\circ}\text{C}$ 或固溶的时间延长至 4 h,呈链状分布的残留第二相没有减少,470 与 480 $^{\circ}\text{C}$ 都是长条形煎饼状晶粒,490 $^{\circ}\text{C}$ 出现细小的再结晶晶粒。

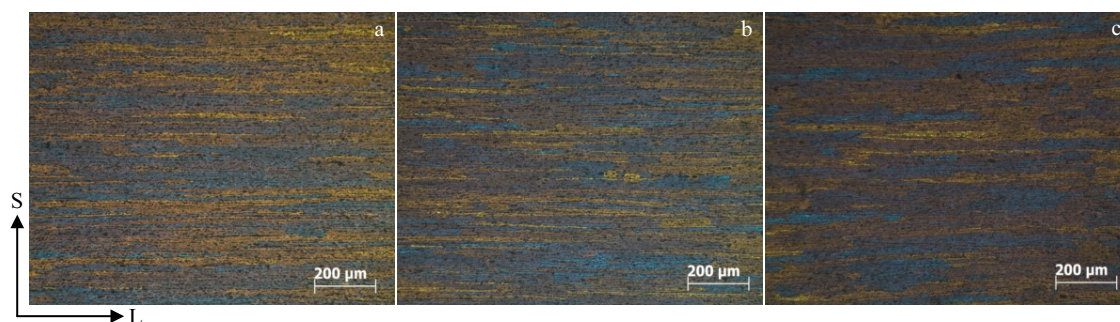


图 1 热轧态合金不同厚度层纵截面金相照片

Fig.1 Optical micrographs of hot rolled 7056 alloy plate: (a) surface, (b) T/4, and (c) T/2

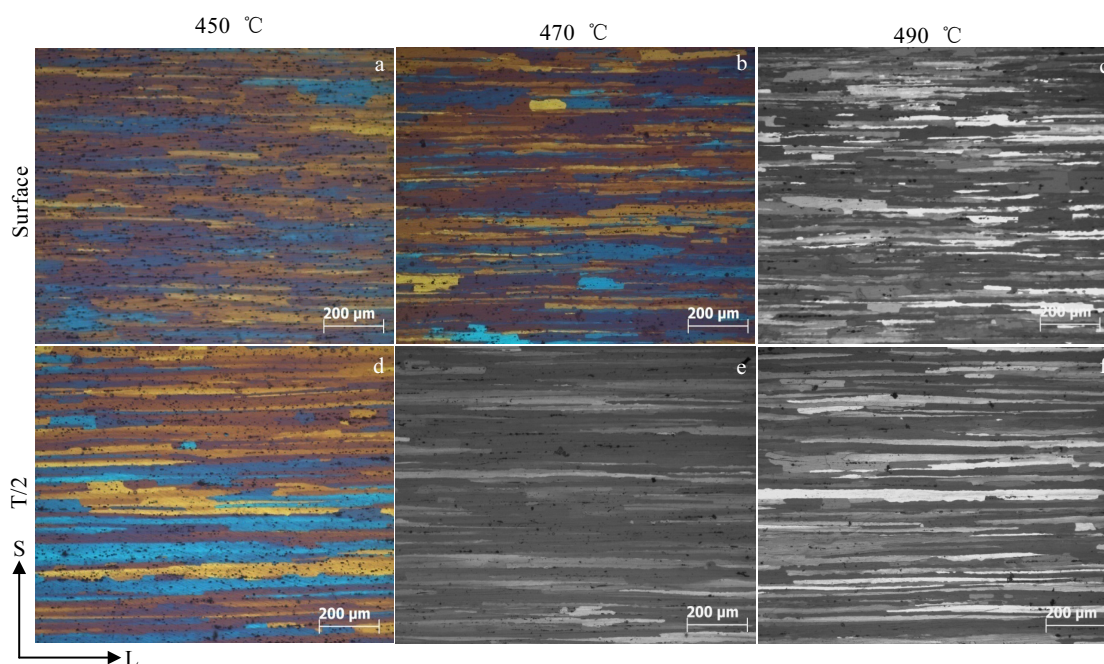


图 2 热轧板经不同温度固溶后表层与中心层纵截面金相形貌

Fig.2 Optical micrographs of hot rolled 7056 alloy plate after solution at different temperatures

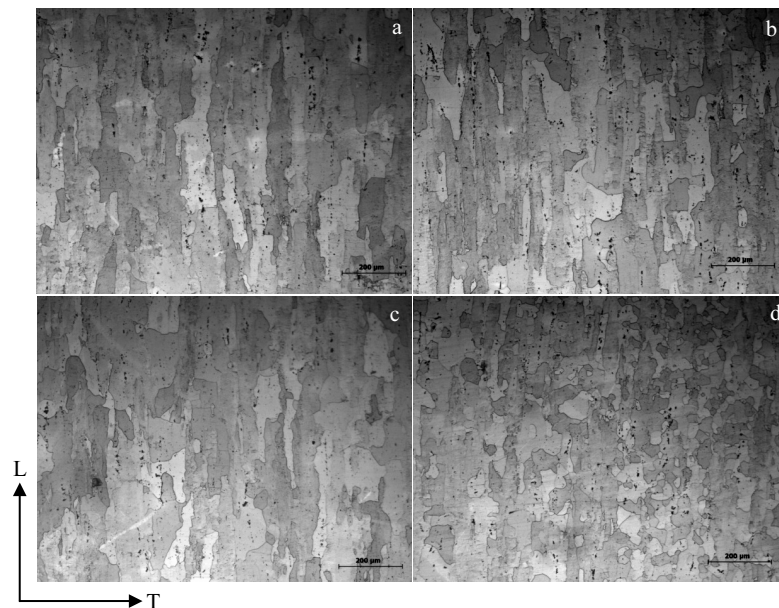


图 3 合金经不同固溶制度处理后的表层金相形貌

Fig.3 Optical micrographs of the surface of 7056 alloy plate after different solution treatments: (a) 470 °C/3 h, (b) 480 °C/3 h, (c) 470 °C/4 h, and (d) 490 °C/3 h

图 4 为热轧态板材不同厚度层的组织 ODF 图。由组织分析可知,热轧态 7056 合金中主要存在变形组织 β -fiber (包括黄铜组织 $B\{110\}\langle 211\rangle$ 、S 组织 $\{123\}\langle 634\rangle$ 、铜组织 $C\{112\}\langle 111\rangle$ 和 Goss $\{011\}\langle 110\rangle$ 组织,并存在一定量的剪切组织(旋转立方组织 $rotate\ cube\{001\}\langle 110\rangle$)和少量的再结晶组织(立方组织 $cube\{001\}\langle 110\rangle$)。表层剪切组织明显,中心层没有出现剪切组织。不同厚度层都存在一定量的再结晶组织,中心层处于平面应变状态,择优取向明显,主要是纤维方向的 β 变形组织,包括 Brass、Copper 与 S 组织。

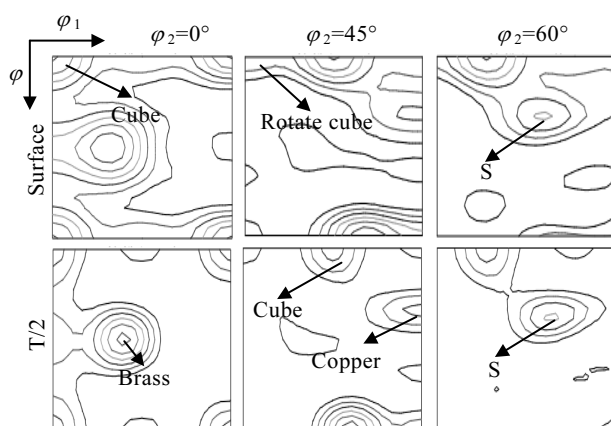


图 4 热轧态合金板不同厚度层的组织 ODF 图

Fig.4 ODF sections of hot rolled 7056 alloy plate in different layers

图 5 为 470 °C 固溶后表层与中心层的取向分布函数(ODF)图。可以看出,不同厚度层都存在大量的变形组织,相比之下,中心层的更加集中。表 1 为热轧板与固溶处理板的组织体积分数。可以看出,热轧态和固溶态取向密度最大的都是 β -fiber 变形组织,经固溶淬火表层再结晶组织(立方组织 $cube$)含量从 6.38% 增加到 15.64%, Goss 组织大量减少,剪切组织($rotate\ cube$)含量从 20.72%减少到 10.24%,变形组织 β -fiber 基本不变。中心层固溶后再结晶组织基本不变, Goss

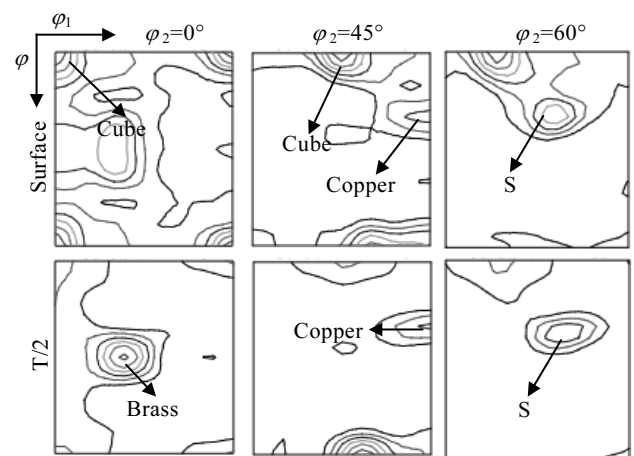


图 5 470 °C 固溶淬火后表层与中心层组织 ODF 图

Fig.5 ODF sections of different layers of 7056 alloy plate after solution at 470 °C

表 1 热轧板与 470 ℃固溶处理板不同厚度层织构体积分数
Table 1 Texture volume fractions of different layers of 7056 plate hot rolled and solution treated at 470 ℃ (%)

State	Position	Cube	Goss	Rotate cube	β-fiber
Hot rolled	Surface	6.38	9.76	20.72	25.23
	T/2	7.17	12.4	0	42.24
Solution treated	Surface	15.64	0	10.24	27.4
	T/2	8.18	18.21	0	56.25

织构与变形织构有所增加，这可能与固溶过程中心层主要发生回复过程，亚晶取向趋向一致，增强变形织构有关。

2.2 第二相

图 6 为热轧态 7056 合金不同厚度层第二相粒子分布的扫描电镜照片。可以看出，热轧态合金有许多第二相粒子沿轧向呈链状分布，不同厚度层的第二相粒子形貌有很大差别。板材表层第二相粒子(图 6a)尺寸较小，数量较多，分布均匀；板材中心层第二相粒子(图 6c)比较聚集，尺寸较大；T/4 层(图 6b)第二相尺寸比中心层小，数目相比表层也较少。图 6d 为热轧态 7056 合金中心层(图 6c)第二相粒子放大图。对图 6d 中 A、B、C 所示粒子进行 EDS 能谱分析，结果见表 2。由表 2 可以判断出，亮度较高的 A 粒子中 Al、Zn、Mg、Cu 各元素都比较多，含有极少量的 Fe 元素，判断可能是 T 相 (AlZnMgCu)。较暗的 B 粒子为含 Fe 的杂质相，根据能谱结果分析，该相化学成分接近 Al₇Cu₂Fe 相，但含有少量的 Zn 和 Mg 元素。由于 MgZn₂ 相常常与 α-Al 形成 α-Al+MgZn₂ 共晶组织，EDS 很难

测定其准确成分，根据形貌和 EDS 分析，细小棒状的 C 粒子应该为 MgZn₂ 相。

合金热轧板在不同温度下固溶淬火后中心层扫描电镜形貌见图 7。由此可见，随固溶温度的升高，第二相溶解越来越彻底。450 ℃固溶后存在大量第二相；470 ℃固溶后，第二相粒子大量溶解，但仍有残存的第二相呈链状分布；固溶温度提高到 480 与 490 ℃，残存的第二相数量并没有进一步减少。由 EDS 成分分析可知，未溶第二相主要是 2 种粒子，粗大的未溶粒子 A 主要含 Fe、Cu 和少量 Ti 元素，该相可能是难溶的 Al₇Cu₂Fe 杂质相。细小的未溶粒子 B 主要含 Ti 元素与少量 Zn、Mg 元素，合金中添加少量 Ti 的目的是细化铸态时的晶粒。这些粒子含量少，在固溶阶段很难溶解。固溶后没有发现热轧板中大量存在的 MgZn₂ 与 AlZnMgCu 相，说明温度达到 470 ℃，这些相已经溶解。

图 8 为合金 470 ℃/3 h 固溶，RRA 时效后表层与中心层的析出相 TEM 形貌。从<100>晶带轴的选区电子衍射花样上可以看出，在 1/3 和 2/3 的{220}上有明亮的衍射斑点，这是 η'相在晶内大量析出的标志。从图 8b 与 8d 可看出，RRA 时效后晶界处出现不连续的析出相，同时两者都存在一定宽度的无沉淀析出带 (PFZ)，不连续分布的晶界析出相有利于提高合金抗应力腐蚀性能。

2.3 力学性能

热轧板在不同温度下(460~490 ℃)固溶 3 h，冷水淬火再经 RRA 时效后的拉伸力学性能见图 9。可见，随固溶温度的提高，抗拉强度与屈服强度都有显著的提升，而伸长率下降。470 ℃强度最高，表层屈服强

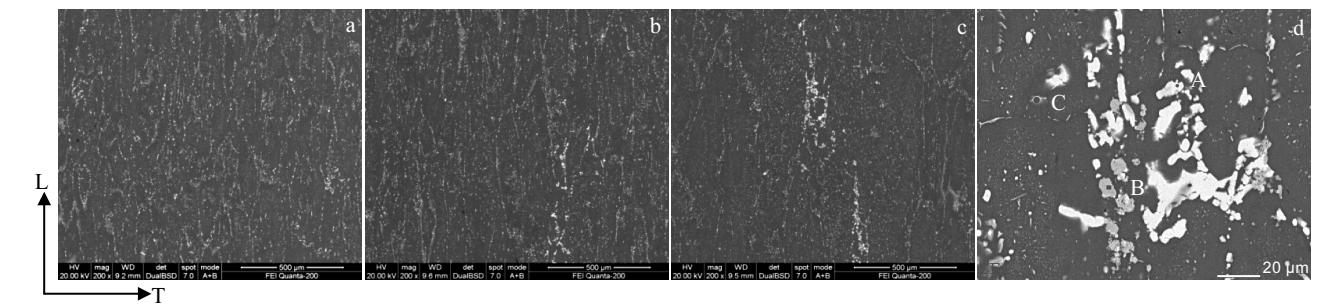


图 6 第二相粒子在热轧态 7056 合金不同厚度层分布的扫描电镜照片

Fig.6 Distribution of the second-phase particles in different layers: (a) surface, (b) T/4, and (c, d) T/2

表 2 图 6d 中标识 A, B, C 第二相的 EDS 化学成分
Table 2 Chemical composition of the second phase particles marked as A, B, C in Fig.6d (at%)

Point	Al	Zn	Mg	Cu	Fe
A	22.81	26.79	35.60	14.72	0.13
B	73.91	1.18	1.42	15.29	7.80
C	59.49	18.26	15.99	6.04	0.22

度 605 MPa，抗拉强度 628 MPa；T/4 层屈服强度 626 MPa，抗拉强度 643 MPa；中心层屈服强度 623 MPa，抗拉强度 639 MPa。470 ℃固溶不同时间(2、3、4 h)后经 RRA 时效的拉伸性能见图 10。可见，固溶时间对板材力学性能有很大影响，固溶 2 h 中心层屈服强度仅仅 545 MPa，抗拉强度 582 MPa，比固溶 3 h 屈服

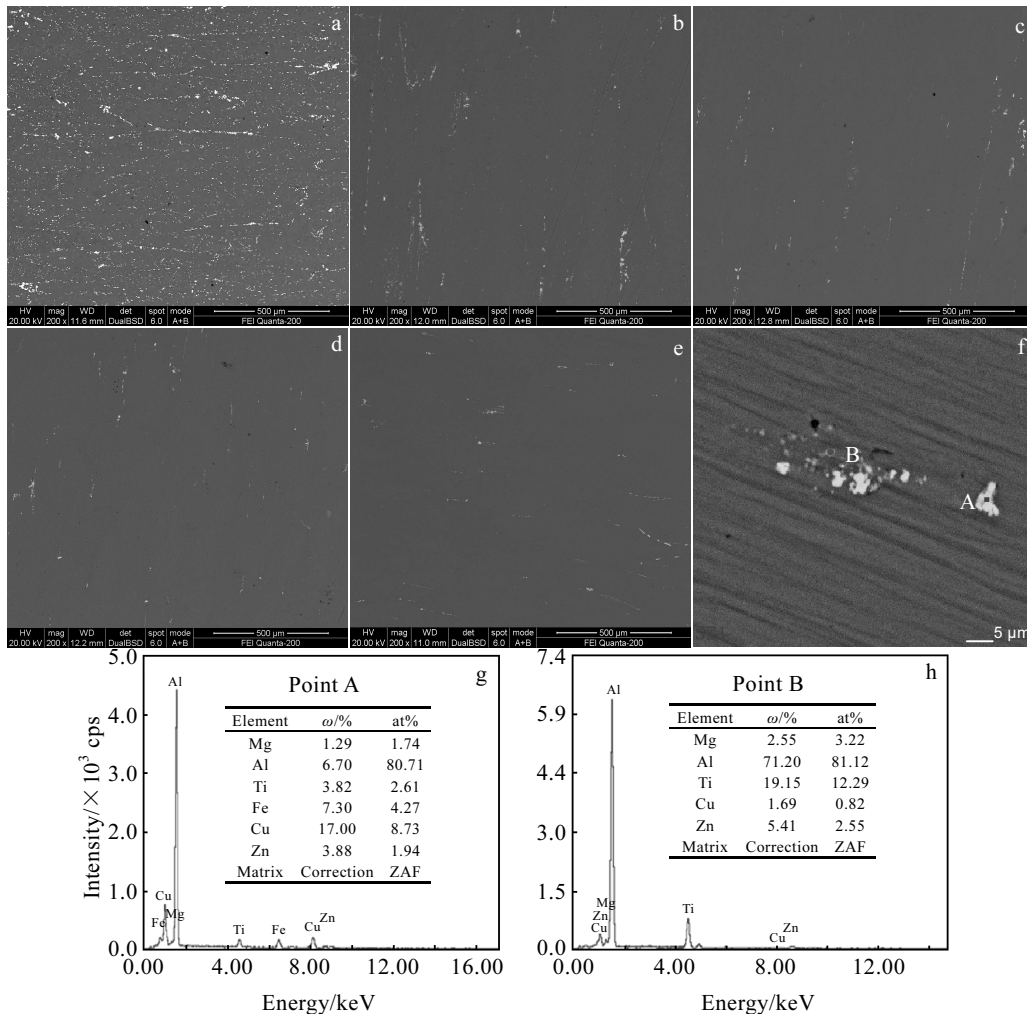


图 7 不同温度固溶后中心层扫描形貌

Fig.7 SEM micrographs of the second phase particles of T/2 layer at different solution temperatures: (a) 450 °C, (b) 460 °C, (c) 470 °C, (d) 480 °C, (e, f) 490 °C, and (g, h) corresponding EDS results of the second phase particles in Fig.7f

强度低了 78 MPa, 抗拉强度低了 57 MPa, 固溶 4 h 后中心层屈服强度为 576 MPa, 抗拉强度为 601 MPa, 强度与 3 h 比较, 已明显下降。

7056 合金厚板不同厚度层拉伸性能不均匀, 结果见表 3。由表 3 可知, T/4 层与中心层性能接近, 屈服强度与抗拉强度比表层高 15~20 MPa, 从表层到中心层, 伸长率逐渐降低。

3 分析与讨论

热轧态板材晶粒呈沿轧向拉长的煎饼状, 不同厚度层晶粒形貌有差别, 距离表层越远, 晶粒沿高向宽度越大。板材表层第二相粒子分布比较密集, 数量较多, 尺寸较小; 中心层粒子聚集成团簇状, 有粗大的第二相。产生这种现象的原因为: (1) 厚板铸造过程中, 从表层到中心层冷却速度减小, 第二相的尺寸增

大。(2) 在轧制过程中, 从表层到中心层, 塑性变形程度逐渐减小, 表层第二相容易压碎呈链状, 中心层粗大的第二相则保存下来。因此, 距离表层越远, 晶粒拉长程度越小, 晶粒沿高向宽度越大, 第二相尺寸越大。

厚板在轧制过程中不同厚度层应变状态有差异, 导致不同层组织分布不均匀。表层直接接触轧机, 容易产生大量剪切带, 剪切组织含量达到 20.72%, 从表层到中心, 剪切力对板材影响减弱, 剪切组织逐渐减少。随后的热处理过程中不会产生剪切变形, 反而会削弱剪切力的影响, 因此, 热处理后, 表层剪切组织含量大量减少, 降到 10.24%。厚板中心处于平面应变状态, 容易产生 β 取向纤维组织, 靠近厚板中心, 合金储能较低, 再结晶驱动力较小, 经 470 °C 固溶处理后, 中心层主要发生回复, 晶粒仍然保持沿轧向分布 (图 2e), 存在大量亚晶, 中心层固溶态变形组织含量

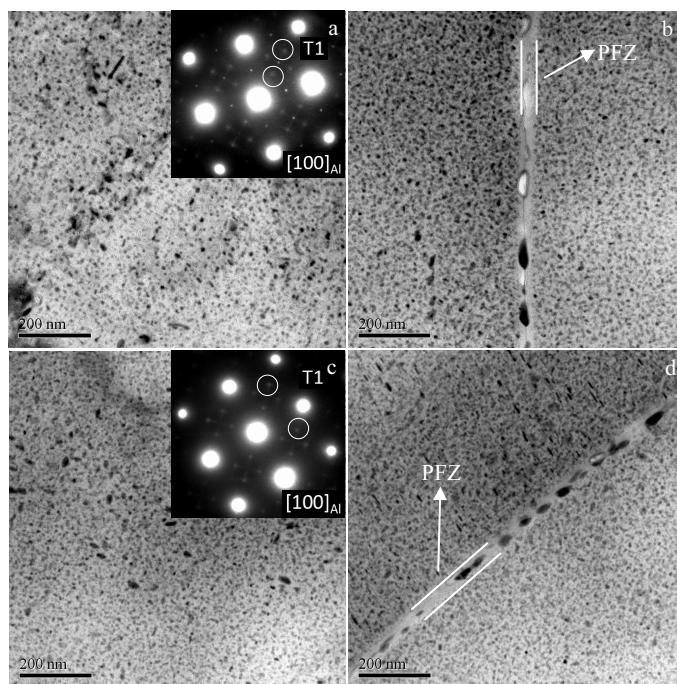


图 8 7056 合金 470 °C/3 h 固溶和 RRA 处理后不同厚度层的析出相 TEM 形貌

Fig.8 TEM micrographs in $\langle 100 \rangle_{\alpha}$ zone axis in different layers and corresponding SAED patterns of 7056 plate after 470 °C/3 h solution and RRA treatment: (a, b) surface and (c, d) T/2

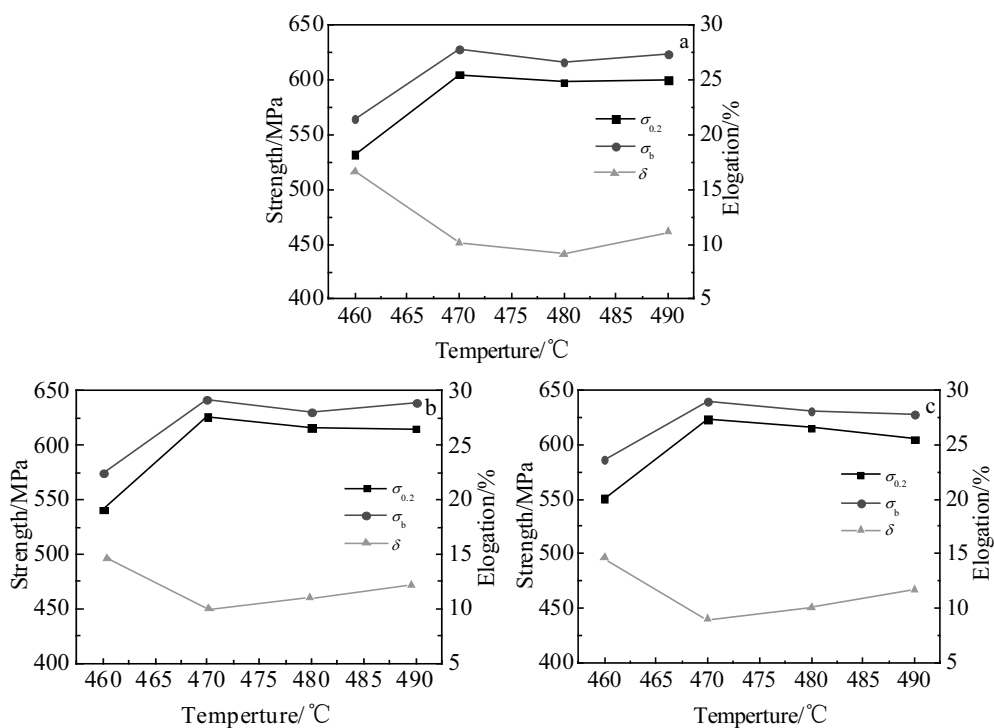


图 9 不同温度固溶 3 h 再经 RRA 时效后 7056 板材的拉伸性能

Fig.9 Tensile properties of 7056 alloy plate after RRA treatment followed by solution at different temperatures for 3 h: (a) surface, (b) T/4, and (c) T/2

比热轧态含量高 14%，这一结果与熊创贤^[16]探索 7050 合金固溶过程中的微结构与组织演变时，发现合金固

溶处理中长条形的变形组织内亚晶粒取向会逐渐趋同，导致固溶样品比轧态具有更强的变形组织相一致。

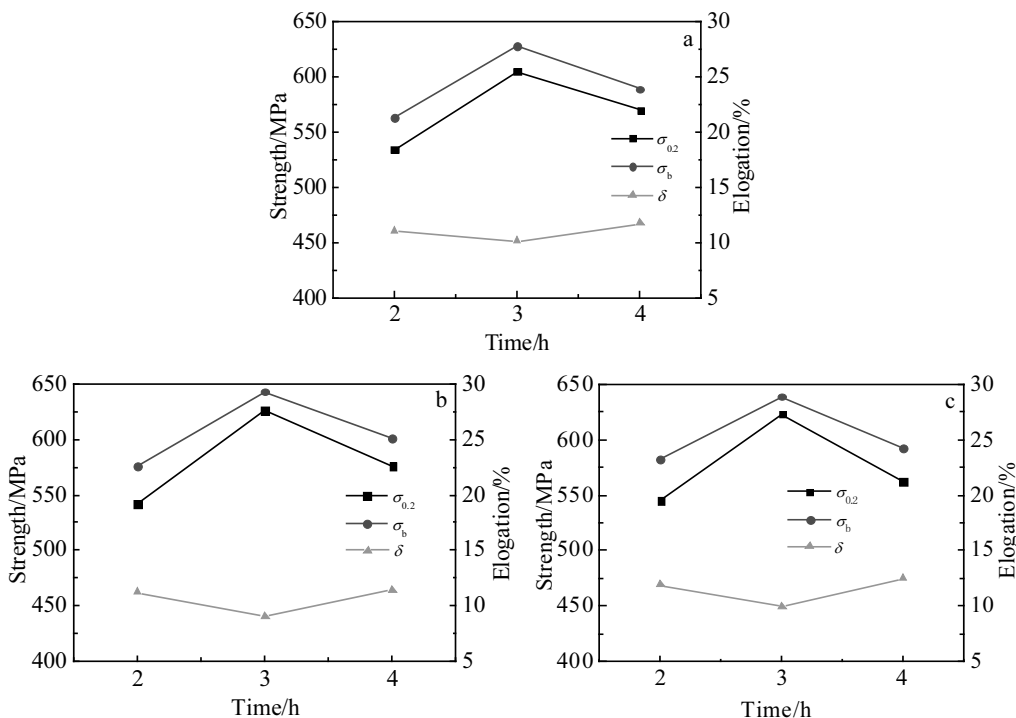


图 10 470 °C 固溶不同时间再经 RRA 时效后 7056 板材的拉伸性能

Fig.10 Tensile properties of 7056 alloy plate after RRA treatment followed by solution at 470 °C for different time: (a) surface, (b) T/4, and (c) T/2

表 3 470 °C 固溶 3 h, 再经 RRA 时效后不同厚度层的拉伸性能
Table 3 Tensile properties of 7056 alloy plate after solution at 470 °C for 3 h and RRA treatment in different layers

Layer	$\sigma_{0.2}$ /MPa	σ_b /MPa	δ /%
Surface	605	628	10.1
T/4	626	643	10.0
T/2	623	639	9.0

固溶后第二相粒子数量较少, 未溶第二相呈链状分布(图 7), 并未形成再结晶形核的位点, 再结晶受 PSN 机制影响较小, 而受立方带形核机制影响较大。固溶后表层再结晶程度较大, 再结晶织构含量从 6.38% 增加到 15.64%。表层主要形核机制是立方带形核, 再结晶过程中, 立方取向在 β 取向(主要是 S 取向)的 $40^\circ < 111 \rangle$ 位向生长迅速, 故 β 取向织构较多的地方, 立方织构含量也相对较高。中心层再结晶驱动力小, 因此表层再结晶织构高于中心层。织构的种类及数量影响合金的强度, 根据 Taylor 模型, 不同织构具有不同的 Taylor 因子(M), M 值越大, 强度越高, 变形织构 M 值高于 Cube 与 Rotate cube 的 M 值。根据 Starink^[17]提出的模型, 代入本实验结果中, 计算固溶处理后中心层 M 值为 2.95, 表层 M 值为 2.69, 这应该是中心层强度高于表层的主要原因。

固溶温度较低或者固溶时间过短时, 第二相不能

充分溶入基体, 过饱和度较低是影响合金性能的主要因素。470 °C/3 h 固溶处理后第二相大量溶解, 力学性能达到最优。继续提高温度或者延长时间, 晶粒长大与再结晶组织增加导致力学性能反而降低。

4 结 论

1) 7056 热轧态厚板不同厚度层组织有很大差别, 表层第二相弥散, 尺寸相对较小, 中心层有粗大的第二相, 分布较为集中。从表层到中心层, 剪切织构减少, 中心层变形织构最多, 不同厚度层立方织构差别不大。

2) 固溶后表层剪切织构减弱, 再结晶织构增强, 中心层变形织构增强, 远高于再结晶织构。时效后表层再结晶程度较大, 中心层仍保持纤维拉长组织。RRA 时效后表层与中心层晶内都出现大量均匀细小的 η' 相, 晶界处都出现不连续的粗大 η 析出相和一定宽度的无沉淀析出带。

3) 合金固溶时效后不同厚度层强度有差异, 在 470 °C/3 h 固溶后达到最佳性能, 表层屈服强度 605 MPa, 抗拉强度 628 MPa; T/4 层屈服强度 626 MPa, 抗拉强度 643 MPa; 中心层屈服强度 623 MPa, 抗拉强度 639 MPa。

参考文献 References

- [1] Long Jia(龙 佳), Zheng Ziqiao(郑子樵), Wei Xiuyu(魏修宇) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(9): 1588
- [2] Chen Songyi, Chen Kanghua, Dong Pengxuan *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 581: 705
- [3] Marlaud T, Deschamps A, Bley F *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58: 4814
- [4] Yu Hongchun, Wang Mingpu, Sheng Xiaofei *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2013, 578: 208
- [5] Liu S D, Zhang X M, Chen M A *et al. Materials Characterization*[J], 2008, 59: 53
- [6] She H, Shu D, Wang J *et al. Materials Characterization*[J], 2016, 113: 189
- [7] Marlaud T, Deschamps A, Bley F *et al. Acta Materialia*[J], 2010, 58: 248
- [8] Liu Shengdan, Zhang Yong, Liu Wenjun *et al. Science Direct* [J], 2010, 10: 1
- [9] Dixit M, Mishra R S, Sankaran K K. *Materials Science and Engineering A*[J], 2008, 478: 163
- [10] Liu Dongmei, Xiong Baiqing, Bian Fenggang *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2013, 588: 1
- [11] Zhang Xinming(张新明), Deng Yunlai(邓运来), Zhang Yong (张 勇) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2015, 51(3): 257
- [12] Jiang Jianhui(蒋建辉), Zheng Ziqiao(郑子樵), Tang Juan(唐娟) *et al. Material of Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2013, 37(4): 69
- [13] Ma Can(马 灿), Tan Chengyu(谭澄宇), Qin Sisi(覃思思) *et al. Corrosion and Protection*(腐蚀与防护)[J], 2016, 37(2): 93
- [14] Zhang Xinming(张新明), Han Nianmei(韩念梅), Liu Shengdan(刘胜胆) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2010, 20(2): 202
- [15] Tang J G, Zhang X M, Deng Y L *et al. Computational Materials Science*[J], 2006, 38(2): 395
- [16] 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
- [17] Starink M J, Wang S C. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(17): 5131

Microstructure and Mechanical Properties of 7056 Aluminum Alloy Thick Plates

Feng Shuai¹, Sun Liming², Chen Zhiguo^{1,3}, Zheng Ziqiao¹, Li Jinfeng¹

(1. Central South University, Changsha 410083, China)

(2. Northeast Light Alloy Co., Ltd, Harbin 150060, China)

(3. Hunan University of Humanities, Science and Technology, Loudi 417000, China)

Abstract: Tensile tests, optical microscopy (OM), X-ray diffraction (XRD), scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM) were used to characterize the mechanical properties and microstructure of 7056 aluminum alloy plates, which were rolled to a thickness of 40 mm. The results show that the microstructure of 7056 hot rolled plate is inhomogeneous in different layers. The second phase particles on the surface are distributed dispersively and their size is relatively small, while when they are concentrated at the center, the size is relatively large. From the surface to the center, the shear texture is gradually reduced. The content of the deformed texture in the center layer is the largest, and the difference between the cube textures in each layer is not significant. After solution treatment, the recrystallization texture increases and the shear texture decreases on the surface, and the deformed texture of the central layer increases. After aging, a large amount of homogeneous and fine η' phases appear in the surface layer and the center layer, while discontinuous precipitates and a certain width of precipitation-free zone can be observed at the grain boundaries. The optimal solution treatment of 40 mm thick 7056 plate is 470 °C for 3 h. After aging, the yield strength and the tensile strength of the surface layer are 605 MPa and 628 MPa, respectively, those of T/4 layer are 626 MPa and 643 MPa, respectively, and those of the center layer are 623 MPa and 639 MPa, respectively.

Key words: 7056 aluminum alloy; thick plate; texture; microstructure

Corresponding author: Zheng Ziqiao, Ph. D., Professor, School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, P. R. China, Tel: 0086-731-88830270, E-mail: s-maloy@mail.csu.edu.cn