

5xxx 铝合金热轧厚板退火过程中表层与心部再结晶行为差异研究

方志杰¹, 汪育晶¹, 莫曼¹, 梅霖¹, 许磊², 肖政兵³

(1 广西科技大学 电子工程学院, 广西 柳州 545006)

(2 广西科技大学 机械与汽车工程学院, 广西 柳州 545006)

(3 中南大学, 轻合金研究院, 湖南 长沙 410083)

摘要: 以终轧温度为 300°C 的 5xxx 铝合金热轧厚板为研究对象, 系统研究了不同退火工艺 (300~500°C, 0.5~8 h) 对其微观组织、力学性能与电导率的影响。结果表明, 提高退火温度显著促进了表层的再结晶过程, 而心部再结晶进程相对滞后。表层因高位错密度和充分的动态回复, 退火时主要发生以亚晶合并长大为主的连续再结晶; 而心部因储能较低、形核位置少, 主要以不连续再结晶为主。450°C 保温 2h 后, 表层再结晶分数达 66.6%, 心部仅为 18.9%。随着退火温度升高, 硬度、强度下降, 伸长率与电导率上升。保温时间对力学性能影响较小, 2h 为较优选择。本研究揭示了热轧厚板在退火过程中表层与心部再结晶行为差异的机制, 为优化退火工艺提供理论依据。

关键词: 铝合金; 热轧; 退火; 再结晶; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG156.2

文献标识码: A

文章编号:

5xxx 系列铝合金 (Al-Mg 系) 因其优异的耐腐蚀性、中高等强度、良好的成形性和焊接性能, 被广泛应用于船舶制造、汽车车身板、压力容器以及各种结构件等领域^[1,2]。因热轧作为铝合金板材制备的关键热机械处理工艺, 能够有效破碎铸态组织中的粗大晶粒与难溶第二相, 消除显微裂纹, 将合金组织转变为致密的变形组织, 从而显著改善其加工性能^[3]。然而, 热轧态厚板通常存在组织不均匀性。由于铝合金板材与轧辊的摩擦与不均匀变形, 板材表层会因大变形量而形成强烈的变形织构并储存较高的变形能, 而心部变形量较小, 储存能较低, 导致其再结晶行为与表层存在显著差异^[4,5]。这种组织不均匀性严重制约了热轧板材的综合性能, 因此再结晶退火成为关键后续工序, 其核心是通过调控再结晶进程, 获得均匀稳定的微观组织, 进而优化材料力学性能与服役可靠性。并且由于铝合金轧板常应用于船舶、压力容器等, 材料的耐腐蚀性至关重要。而电导率是反映材料内部缺陷 (如位错、空位)、残余应力和第二相分布的重要指标, 电导率偏低通常意味着材料内部缺陷多、应力残留大, 在服役过程中易因应力集中引发腐蚀或疲劳失效。再结晶过程中, 位错的湮灭、亚晶界的演变及内应力的释放, 可改善基体点阵电场的均匀性, 降低电子散射概率, 从而提升电导率, 为工业生产提供可量化的质量判据^[3]。

为实现上述性能优化目标, 针对性开展再结晶退火工艺调控是有效手段, 其核心在于通过优化温度、保温时间等参数, 平衡再结晶程度与晶粒尺寸, 避免组织过度粗化^[6-8]。Kong^[9]等人通过“动态加热”这一新型非等温退火工艺来调控 7B50 铝合金再结晶过程与第二相行为, 长条晶粒内部因热激活和应力作用, 发生大量位错增殖与缠结, 形成亚晶界。这些小角度亚晶界通过持续吸收位错, 最终形成尺寸更均匀、界面更清晰的亚结构, 使得材料在保留强度的同时提升塑性; Pan^[10]等人以 Al-5.0Mg-3.0Zn 合金为研究对象, 通过固溶时效处理, 探究 Sc 元素对材料性能的影响, 发现 Sc 能同基体形成共格 $Al_3(Sc_{1-x}Zr_x)$ 相, 从而弱化晶界析出相连续性、窄化析出带宽度。Zhang 等人^[11]发现, Al₆Mn 随退火时间延长和温度升高呈现分散态 ($\leq 80\text{nm}$ 纳米颗粒)、初始粗化态 (200-600nm 板状/菱形)、剧烈粗化态 (0.5-1 μm 棒状) 三种状态; 分散态 Al₆Mn 通过钉扎效应提升热稳定性; 同时, 通过单步均质退火可调控 Al₆Mn 为初始粗化态, 实现强度和塑性的平衡。

当前关于铝合金退火过程中再结晶行为的研究已取得一系列进展, 研究表明, 再结晶过程受退火温度、保温时间、变形量及合金成分等多种因素影响^[12]。Zang 等人^[13]指出调控热轧总变形量能够为再结晶提供充足形变储能, 变形量越大, 位错密度越高, 形变储能越充足,

收到初稿日期:

基金项目: 广西科技基地和人才专项 (桂科 AD25069027), 广西科技计划项目 (桂科 ZG2504240006), 柳州市科技重大专项项目 (2024AA0204A001)

作者简介: 方志杰, 男, 1979 年生, 博士, 教授, 广西科技大学, 广西壮族自治区 柳州 545006, E-mail: nnfang@semi.ac.cn

再结晶形核驱动力越强。Kamantsev 等人^[14]以 2024 铝合金作为研究对象,发现在高于 400°C 退火温度后,铝合金的硬度显著提高,此温度下再结晶动力学快,无需延长时间即可实现晶粒等轴化;延长保温时间可补偿低温下再结晶动力学的不足,让合金在更低温度下形成等轴晶粒。Ren 的研究团队^[15]对不同终轧温度的 6061 铝合金热轧板材进行退火实验,发现更高的终轧温度板材在热轧中使动态再结晶充分,导致后续退火的再结晶驱动力不足,且可热处理强化的 6061 铝合金在高温退火时会发生淬火效应,其强化效果超过再结晶软化效果;此外,6061 铝合金热轧时以动态回复为主(层错能高),退火后仍保留轧制纤维组织,且终轧温度越低,退火后晶粒尺寸越小。然而,显微组织如何影响热轧 5xxx 合金在退火过程中,尤其是表层与心部形成差异化再结晶组织的具体机制,尚需进一步阐明。

本研究以终轧温度为 300°C 的 5xxx 系铝合金热轧厚板为研究对象,旨在系统深入地揭示退火工艺对其再结晶行为与性能的影响规律。

1 实验材料与方法

本次实验采用的 5xxx 铝合金热轧板材牌号为 5083,终轧温度 300°C,厚度 6mm,具体合金成分如表 1 所示。

表 1 5xxx 铝合金化学成分(质量分数%)

Table 1 Chemical composition of 5xxx aluminum alloy (mass fraction%)

Element	Mg	Mn	Cr	Fe	Si	Zn	Ti	Cu	Al
Wt.%	4.65	0.70	0.10	0.25	0.15	0.05	0.05	0.05	Bal.

沿 5xxx 铝合金热轧厚板的轧制方向-法线方向(RD-ND)纵截面,截取全厚度试样并进行分组。采用 ZS-QCX-04 型箱式电阻炉对试样进行退火处理,具体工艺参数见表 2(不同退火温度与保温时间组合)。试样在炉温达到设定温度后放入,保温结束后取出空冷。5 系铝合金热轧过程中通常在 >300°C 下能发生动态再结晶^[16-18],相比于低温需要过长保温时间才能实现有效软化,高温(如 450°C)又容易导致强度过度下降,350°C 是一个较为均衡的工艺窗口。故本研究固定退火温度为 350°C,并在此条件下系统考察了 0.5~8h 不同保温时间的影响。

表 2 5xxx 铝合金热轧板的退火制度

Table 2 The annealing schedule for 5xxx aluminum hot-rolled plate

退火温度/°C	300	350	350	350	350	350	400	450	500
保温时	2	0.5	1	2	4	8	2	2	2

间/h

金相观察实验从热轧板上切割的小块铝合金试样,经 400#、800#、1200#、2000#碳化硅砂纸逐级湿磨后,采用 W1.5 金刚石抛光膏在抛光机上进行机械抛光,直至表面无划痕、呈镜面状态;随后采用凯勒试剂(体积分数:1% HF + 1.5% HCl + 2.5% HNO₃ + 95% H₂O)在室温下腐蚀 15~20s,腐蚀后立即用去离子水冲洗干净并吹干。使用 Olympus - DSX500 光学显微镜在明场模式下观察表层(距表面 0.5mm 处)及心部(板材厚度中心位置)的显微组织,并通过 Image-ProPlus 软件统计晶粒尺寸、变形组织与再结晶组织的面积占比,分析退火工艺对组织形貌的影响。

SEM 表征使用 Sirion200 场发射扫描电子显微镜观察表层及心部的第二相分布、形貌特征,配备牛津仪器 X - MaxN80T 型能谱仪,加速电压 20.0kV,探测区域选取 SEM 观察到的亮白色相、暗黑色相及其周围基体区域。使用 Sirion200 场发射扫描电子显微镜配备的 EBSD 系统进行测试,加速电压 20kV,工作距离 15mm,扫描步长设置为 0.5μm(表层)和 1.0μm(心部),扫描区域为 100μm × 100μm(表层)和 200μm × 200μm(心部)。通过 Channel5 软件对 EBSD 数据进行分析,生成极图(//)、取向差分布图(MDMs)、Kernel 平均取向差(KAM)图,统计小角度晶界(LAGBs, 2°~15°)与大角度晶界(HAGBs, ≥15°)的比例、平均取向差角、局部取向差分布,计算再结晶分数,揭示表层与心部的再结晶形核机制、晶粒取向演变规律。

使用维氏硬度计测试退火后试样硬度,每个试样在轧制面选取 5 个均匀分布的测试点,取平均值作为该试样硬度。电导率参考 GB/T 32791-2016《金属材料电导率测量方法》使用电导率测量仪进行测试。室温拉伸性能测试在 DDL100 电子万能拉伸试验机上面以 3mm/min 的拉伸速率进行,拉伸试样依据 GB/T 16865-2023《变形铝、镁及其合金加工制品拉伸试验用试样及方法》,沿板材轧制方向(RD)截取矩形比例拉伸试样,试样厚度与板材原始厚度一致(6.0mm),原始标距为 50mm,平行段宽度为 12.5mm,过渡半径≥30mm,每个退火工艺组制备 5 个平行拉伸试样。

2 实验结果分析讨论

2.1 退火温度对微观组织的影响

图 1 展示了 5xxx 铝合金热轧板材在不同退火温度下保温 2h 后的纵截面金相组织。由图 1a 可见,300°C 退火后板材表层的组织晶粒沿轧向(RD)明显拉长呈带状变形组织特征,并开始出现少量再结晶晶粒,存在大量变形亚结构。晶粒尺寸测量结果表明,其长度平均为

57.6 μm ，宽度 22.8 μm 。相比之下，心部组织（图 1b）拉长更为显著，呈现典型的纤维状形态，再结晶迹象微弱。这直接反映了热轧引入的形变储能梯度：表层因剪切变形更大，储存了更高的畸变能，为再结晶提供初始驱动力；而心部储能较低，初始阶段以回复为主^[19]。当退火温度升至 400 $^{\circ}\text{C}$ 时（图 1c），表层部分再结晶晶粒沿原变形晶界形核并显著长大，仍保持明显的方向性，大部分的长条状变形组织基本消失。此时晶粒宽度基本不变（23.1 μm ），而长度增长至 74.5 μm 。心部组织（图 1d）进一步演变，部分纤维组织合并、宽化，且在纤维边界处出现更多细小晶粒，但相较于表层，再结晶晶粒尺寸与数量更低，体现出“表层-心部”的再结晶梯度，这与变形储能差异相关。进一步提高退火温度至 500 $^{\circ}\text{C}$ （图 1e），高温加速了再结晶动力学，表层形成粗大的等轴晶，部分晶粒尺寸达到 72.1 μm （长） \times 28.1 μm （宽），同时出现较多均匀的等轴晶粒，心部（1f）也出现部分再结晶，但组织均匀性仍远低于表层。这种随温度升高的演变差异，根源在于表层与心部再结晶驱动力与形核机制的不同。

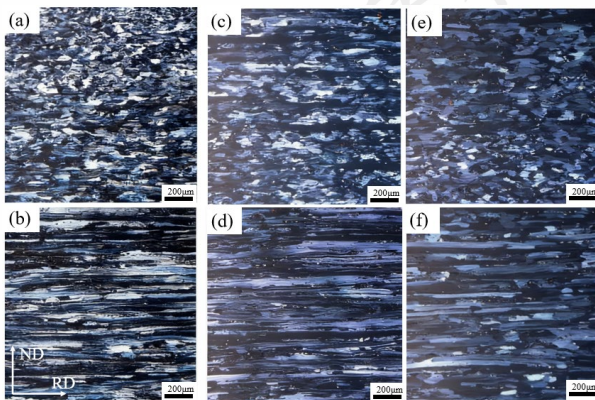


图 1 不同退火温度下 5xxx 铝合金板材的显微组织(a)300 $^{\circ}\text{C}$ 2h 表层;(b)300 $^{\circ}\text{C}$ 2h 心部;(c)400 $^{\circ}\text{C}$ 2h 表层;(d)400 $^{\circ}\text{C}$ 2h 心部;(e)500 $^{\circ}\text{C}$ 2h 表层;(f)500 $^{\circ}\text{C}$ 2h 心部

Fig.1 Microstructure of 5xxx aluminum alloy sheet at different annealing temperatures (a) surface at 300 $^{\circ}\text{C}$ for 2 h; (b) center at 300 $^{\circ}\text{C}$ for 2 h; (c) surface at 400 $^{\circ}\text{C}$ for 2 h; (d) center at 400 $^{\circ}\text{C}$ for 2 h; (e) surface at 500 $^{\circ}\text{C}$ for 2 h; (f) center at 500 $^{\circ}\text{C}$ for 2 h.

图 2 为经不同温度退火并保温 2h 后试样的扫描电镜图像。通过 SEM 观察分析第二相发现，退火板材中主要存在两种衬度不同的相：一种呈不规则亮白色（如图 b-Point 1），另一种为暗黑色（如图 b-Point 2）。对图中两点处进行扫描分析，结果如图 3 所示，可以看出亮白色相均为富 Fe、Mn 相，而暗黑色相则为 Mg₂Si 相。观

察到的亮白色富 Fe、Mn 相与暗黑色 Mg₂Si 相，其分布特征与文献报道一致^[20]。在 5xxx 铝合金中，这类第二相粒子的演变对再结晶过程具有双重作用：一方面，粗大的富 Fe、Mn 相可作为‘粒子激发形核（PSN）’位点，促进再结晶形核；另一方面，细小弥散的第二相通过‘Zener 钉扎效应’阻碍晶界迁移，抑制再结晶晶粒长大^[21]。退火初期，表层的 PSN 效应可能主导；随温度升高，第二相溶解导致钉扎力减弱，表层晶界得以快速迁移并粗化。心部第二相尺寸更大、分布更具方向性，其持续的钉扎作用是抑制心部再结晶晶粒长大、保持组织方向性的关键因素。

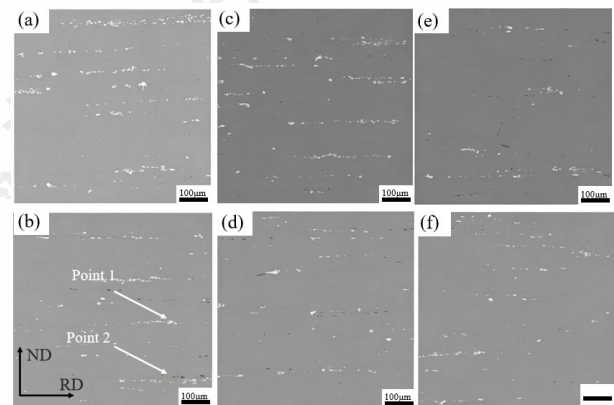


图 2 不同退火温度下 5xxx 铝合金板材的 SEM 图(a)300 $^{\circ}\text{C}$ 2h 表层;(b)300 $^{\circ}\text{C}$ 2h 心部;(c)400 $^{\circ}\text{C}$ 2h 表层;(d)400 $^{\circ}\text{C}$ 2h 心部;(e)500 $^{\circ}\text{C}$ 2h 表层;(f)500 $^{\circ}\text{C}$ 2h 心部

Fig.2 SEM of 5xxx aluminum alloy sheet at different annealing temperatures (a) surface at 300 $^{\circ}\text{C}$ for 2 h; (b) center at 300 $^{\circ}\text{C}$ for 2 h; (c) surface at 400 $^{\circ}\text{C}$ for 2 h; (d) center at 400 $^{\circ}\text{C}$ for 2 h; (e) surface at 500 $^{\circ}\text{C}$ for 2 h; (f) center at 500 $^{\circ}\text{C}$ for 2 h.

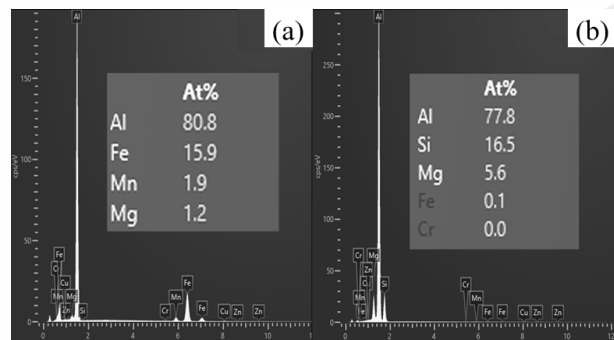


图 3 能谱成分分析 (a) Point 1; (b) Point 2
Fig. 3 EDS compositional analysis: (a) Point 1; (b) Point 2

结合 Image-ProPlus 软件对富 Fe、Mn 相面积占比的统计结果（图 4）可见如图所示，在所有条件下，表层第二相面积分数均高于心部，且随温度增加，表层的溶

解速率更快, 300°C时, 表层与心部第二相面积分数分别为 1.52% 和 0.82%; 随着退火温度升高, 表层亮白色第二相逐渐固溶至基体, 数量降至 0.87% (500°C时), 而板材心部随着退火温度的变化影响较小, 仅降低 0.21%, 但第二相仍沿轧向 (RD) 保持明显的方向性分布, 且尺寸较大的第二相颗粒难以完全溶解。

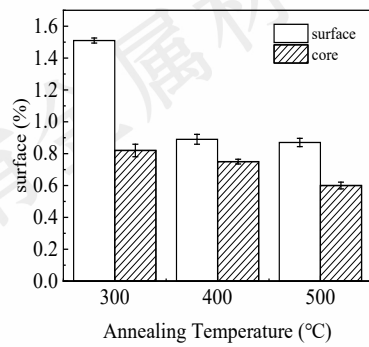


图 4 不同退火温度下 5xxx 板材中富 Fe、Mn 相的面积占比
Fig.4 Area fraction of Fe- and Mn-rich phases in the 5xxx sheet at different annealing temperatures

第二相粒子对再结晶过程具有显著影响, 其作用机理具有双重性: 一方面, 粗大 (>1 μm) 的第二相粒子在变形过程中引起位错塞积和应变局部化, 促进粒子刺激形核 (PSN), 成为再结晶的核心; 另一方面, 细小、弥散分布的第二相粒子 (如 Al_6Mn) 通过 Zener 钉扎效应, 阻碍晶界迁移, 抑制再结晶晶粒长大^[22-24]。该双重作用机制与在高强铝合金中观察到的规律一致, 粗大第二相可作为形核点, 而纳米级弥散相则通过强烈的 Orowan 绕越或 Zener 钉扎效应阻碍位错运动和晶界迁移, 从而影响再结晶过程与力学性能^[25-27]。本研究中所观察到的富 Fe、Mn 相, 在退火初期可作为形核点, 但随着温度升高和保温时间延长, 部分第二相溶解, 钉扎作用减弱, 从而允许再结晶晶粒进一步粗化。

图 5 为铝合金热轧板材在不同退火温度下保温 2h 后表层的 IPF 图。热轧态 (图 5a,d) 最显著的特征是极高比例的小角度晶界 (LAGBs, 占比 84%), 这直接证实热轧在表层积累了高位错密度, 并形成了复杂的位错和亚晶结构, LAGBs 比例略降至 82.4%, 平均取向差角由 8.41°微增至 8.95°, 表明退火初期主要发生位错重排和亚晶规整化的深度回复过程。此时, IPF 图中可见原始变形组织内部开始出现一些细小的、取向差异明显的新晶粒 (如图 5b 中箭头所示)。这些晶粒并非源于原始大角度晶界的弓出, 而更可能是由变形基体中取向差较大的亚晶通过合并与旋转演变而来, 是连续再结晶的初

始阶段。

当退火温度升高至 450°C时 (图 5c,f), 表层 LAGBs 比例进一步降至 64.5%, 平均取向差角跃升至 16.7°, 大量亚晶通过持续吸收位错, 使其界面取向差持续增大, 最终转变为大角度再结晶晶界。新生再结晶晶粒多为等轴状, 并逐渐吞并周围的变形基质。这一“亚晶逐渐长大并转化为新晶粒”的过程, 是连续再结晶的典型机制, 正是热轧过程中赋予了表面高形变储能以及丰富的亚结构, 为连续再结晶提供了充足的核心位点。^[28]

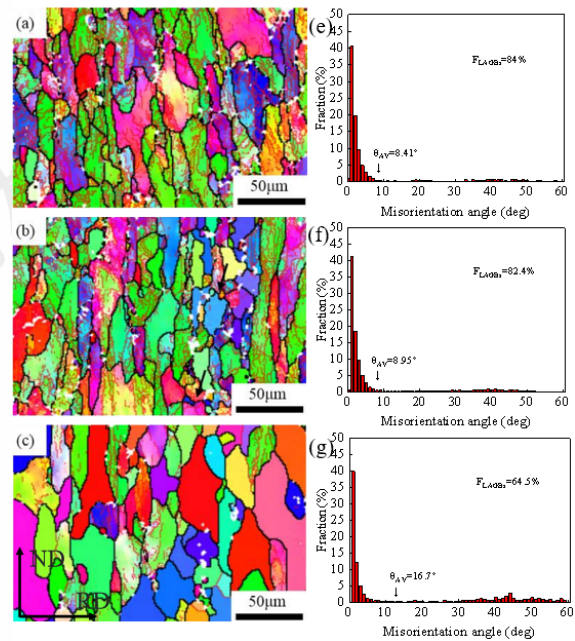


图 5 不同退火温度下 5xxx 铝合金板材表层的 EBSD 的 IPF 图和取向差分布图(a,d)热轧;(b,e)350°C2h;(c,f)450°C2h

Fig.5 IPFs and MDMs of EBSD for the surface of 5xxx series aluminum alloy sheets at different annealing temperatures (a, d) hot-rolled; (b, e) annealed at 350°C for 2h; (c, f) annealed at 450°C for 2h

图 6 展示了退火板材表层的 KAM 图及再结晶程度统计。热轧态相比, 经 350°C和 450°C退火后, 材料内部高局部取向差区域比例明显下降, 表明晶格畸变与位错逐渐得到释放。在 350°C退火后, 再结晶组织比例未见显著增加 (由 26.0%微增至 27.2%), 而变形组织比例由 38.0%降至 35.0%。当退火温度升至 450°C时, 再结晶组织比例大幅提升至 66.6%, 变形组织降至 29.6%, 亚结构比例从初始的 35.9%急剧下降至 3.8%。

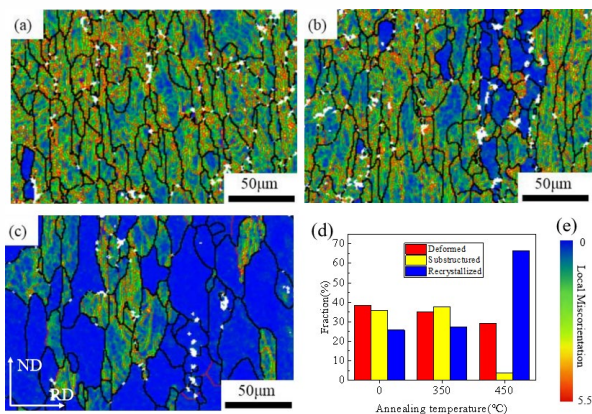


图 6 不同退火温度下 5xxx 铝合金板材表面的 KAM 图和再结晶统计情况(a)热轧;(b)350°C2h;(c)450°C2h;(d)再结晶统计 (e) KAM 值色标

Fig.6 KAM and recrystallization statistics of the surface of 5xxx series aluminum alloy sheets at different annealing temperatures (a) hot-rolled; (b) annealed at 350°C for 2h; (c) annealed at 450°C for 2h; (d) recrystallization statistics; (e) KAM value color scale

图 7 展示了铝合金热轧板材心部在不同退火温度下保温 2h 后的显微组织 IPF 图。与热轧态相比，350°C 退火后的心部仍以不均匀分布的长条状纤维组织为主，但纤维宽度略有增加；值得注意的是，部分原始大角度晶界或粗大第二相粒子附近出现孤立分布的短纤维状椭圆形新晶粒（图 7b 黑色箭头处），这些新晶粒与变形基体界面清晰、内部取向均匀（对应图 8b 中低 KAM 值深蓝色区域），表明其通过形核-快速生长机制形成。此外，除晶粒内部广泛分布的小角度晶界外，部分小角度晶界还沿纤维晶界分布（图 7b 红色箭头处）。退火温度升至 450°C 时，长纤维晶粒间形成更多由短纤维晶粒构成的晶带，且该区域未观察到小角度晶界。

与表层显著不同，心部在 450°C 退火后仍保留大量小角度晶界 (LAGBs) 和纤维组织（图 7e,f），再结晶分数仅为 18.9%（图 8d）。其核心原因在于心部形变储能低，缺乏可演变的亚晶核心，再结晶过程高度依赖原始大角度晶界或粗大第二相粒子等少数高储能区域形核，新晶粒通过大角度晶界快速迁移（不连续再结晶）优先生长。同时，心部晶界上大量细小弥散的第二相粒子（图 2、图 12）产生强烈的 Zener 钉扎效应，显著阻碍晶界广泛迁移，导致再结晶组织难以均匀化，最终保留了更多纤维状形貌特征。

上述现象表明，心部因形变储能较低，缺乏足够多可演变的亚晶核心。再结晶过程高度依赖于少数高储能区域，如原始晶界或粗大粒子周围，在这些位置形核后，新晶粒通过大角度晶界的快速迁移（不连续再结晶）优

先长大。同时，心部晶界上大量细小弥散的第二相粒子（图 2、图 12）产生的 Zener 钉扎效应，也显著抑制了晶界的广泛迁移，使得再结晶组织难以均匀化，从而保留了更多的纤维状形貌特征。”

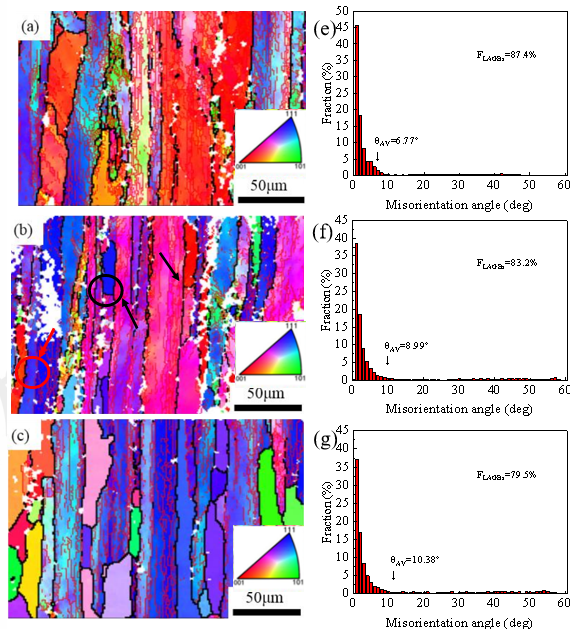


图 7 不同退火温度下 5xxx 铝合金板材心部的 EBSD 的 IPF 图和取向差分布图(a,d)热轧;(b,e)350°C2h;(c,f)450°C2h

Fig.7 IPFs and MDMs of EBSD for the center of 5xxx series aluminum alloy sheets at different annealing temperatures (a, d) hot-rolled; (b, e) annealed at 350°C for 2h; (c, f) annealed at 450°C for 2h

图 8 是经过退火处理后的板材心部 KAM 图。发现退火后的板材心部代表低 KAM 值的深蓝色区域皆位于短纤维晶粒内，这表明短纤维晶粒的形成也消耗了大量的位错。推测这些短纤维晶粒是沿轧制方向拉长的再结晶晶粒，这与前文分析表层的 IPF 图时的结论相一致。图 8d 显示了板材经过不同温度退火处理后的心部再结晶程度，随着退火温度的升高，变形组织由 78.7% 逐步减少至 61%，相对的亚结构与再结晶组织含量逐渐增加（分别由 13.0% 增至 19.9% 和由 8.0% 增加至 18.9%），并且注意到，退火温度从 350°C 提升至 450°C 时，再结晶的占比增长明显要高于回复组织的增加，这表明随着退火温度的增加，再结晶过程逐步取代静态回复占据主导地位。

与表层不同，心部在 450°C 退火后仍保留大量 LAGBs 和纤维组织（图 7e,f），再结晶分数低（图 8d）。心部因形变储能较低，缺乏足够多可演变的亚晶核心，再结晶过程主要依赖于少数高储能位置（如原始大角度

晶界或粗大第二相粒子处)发生形核。新晶粒一旦形成,便通过大角度晶界的快速迁移生长。然而,该过程同时受到晶界上细小弥散第二相粒子强烈的 Zener 钉扎效应抑制,导致晶界迁移受阻,再结晶组织难以均匀发展,因而整体组织演变严重滞后于表层。

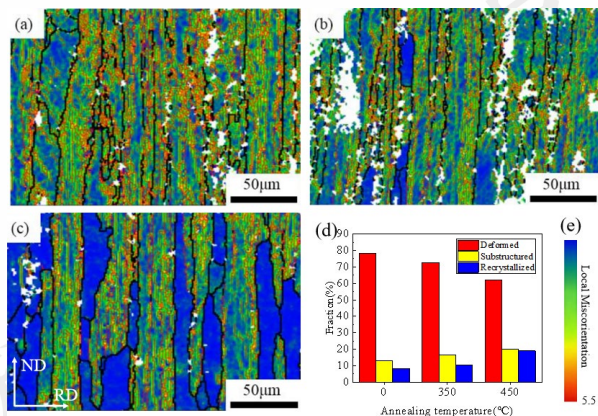


图 8 不同退火温度下 5xxx 铝合金板材心部的 KAM 图和再结晶统计情况(a)热轧;(b)350°C2h;(c)450°C2h;(d)再结晶统计;(e)KAM 值色标

Fig.8 KAM and recrystallization statistics of the center of 5xxx series aluminum alloy sheets at different annealing temperatures (a) hot-rolled; (b) annealed at 350°C for 2h; (c) annealed at 450°C for 2h; (d) recrystallization statistics; (e) KAM value color scale

2.2 退火温度对力学性能与断口形貌的影响

在不同退火温度下保温 2h 后,检测板材轧制面的硬度,其结果见图 9a。在 350°C 及以下退火时,硬度由热轧态的 89.7HV 迅速降至 81.6HV。在 350~450°C 时,硬度变化平缓,450°C 时硬度为 79.6HV。500°C 时硬度进一步下降至 76.5HV。这种变化与表层再结晶进程密切相关。轧制面作为与轧辊接触的表面,再结晶最为优先,导致硬度在 350°C 附近即出现大幅下降。随着退火温度的升高,电导率呈现逐渐增加后平稳的趋势(图 9b),由热轧态的 26.3%IACS 增长至 450°C 下的 27.5%IACS。这一变化的核心机理是退火过程中回复与再结晶导致的形变缺陷湮灭:位错密度下降、亚晶界减少或转变为大角度晶界,这些缺陷作为电子散射中心的密度显著降低,从而提升了电导率^[29]。拉伸性能如图 9c 所示。随着退火温度升高,板材的抗拉强度(UTS)和屈服强度(YS)逐渐降低,伸长率(EL)则缓慢升高。在 300~400°C 退火,抗拉强度由 323MPa 缓慢降低至 314MPa,屈服强度由 186MPa 降低至 161MPa,伸长率则从 19.3% 升至 21.9%。温度升至 450°C 时,强度快速下降(抗拉强度 304MPa,屈服强度 141MPa),伸长率升高至 24.6%。500°C 时,强度进一步缓慢降低,伸长率稳定在 25.2%。

强度的下降主要源于两方面:一是表层再结晶区‘加工硬化效应’的完全消除;二是心部回复过程中位错重排与密度下降。前者贡献更大,这解释了为何在 450°C 时,当表层再结晶分数急剧上升(图 6d),强度和硬度也出现显著下降(图 9a,c)。电导率的上升(图 9b)与晶体缺陷(尤其是位错)密度的下降直接相关。回复与再结晶过程消除了作为强电子散射中心的形变缺陷,降低了电子散射概率。

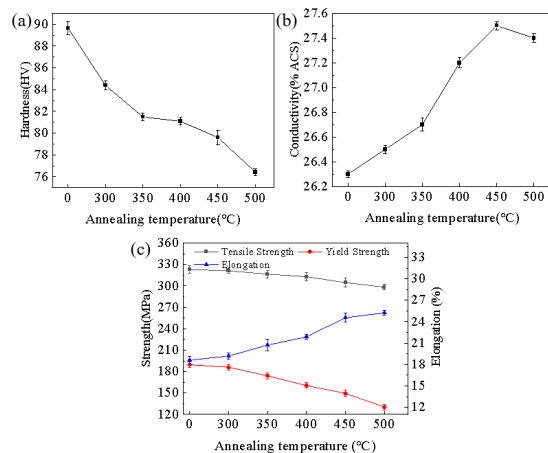


图 9 5xxx 铝合金的热轧板材在不同退火温度下的性能变化(a)硬度;(b)电导率;(c)拉伸性能

Fig.9 Property variations of hot-rolled 5xxx series aluminum alloy sheets at different annealing temperatures(a) hardness; (b) electrical conductivity; (c) tensile properties

图 10 为热轧板材经过不同退火温度处理的样品室温拉伸断裂后的形貌图。断口形貌的演变是微观组织变化的直接反映,热轧态的解理断面源于脆性第二相或严重变形带。与热轧态相比,退火处理后的试样断口中,象征脆性断裂的准解理面近乎消失,而表征韧性断裂的等轴状韧窝数量显著增加,断裂模式转变为韧性断裂。经 350°C 退火后(图 10b,e),断口中大韧窝与小韧窝交叉分布,反映了晶粒度的不均匀性。在 450°C 下(图 10c,f)退火后,表层的等轴再结晶晶粒提供了均匀塑性变形能力,此时,表层再结晶分数已高达 66.6%(图 6d),为均匀塑性变形提供了基础,促使微孔洞在各晶粒界面处均匀形核长大,形成等轴韧窝^[28]。同时,第二相的溶解减少了微裂纹的萌生点,使得韧窝加深、材料局部抗失稳能力增强,从而提高塑性提高,对应了图 9c 中伸长率从 19.3%(热轧态)提升至 24.6%,并且韧窝尺寸的增大与再结晶晶粒的粗化趋势一致。

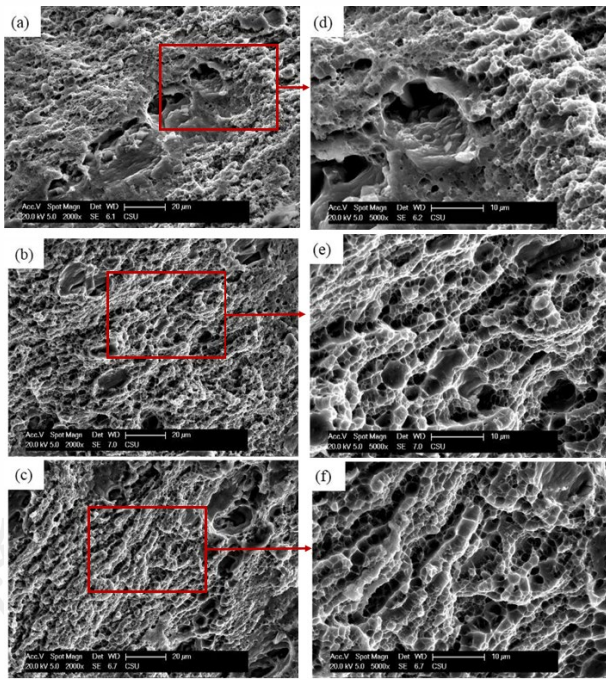


图 10 不同退火温度下 5xxx 铝合金板材拉伸断口形貌图(a, d)热轧;(b, e)350°C2h;(c, f)450°C2h

Fig.10 Fracture morphology of 5xxx series aluminum alloy sheets under tensile testing at different annealing temperatures (a, d) hot-rolled; (b, e) annealed at 350°C for 2h; (c, f) annealed at 450°C for 2h

2.3 保温时间对组织与性能的影响

图 11 为板材在 350°C退火温度下保温不同时间的金相图片。经退火保温 0.5h 后（图 11a），表层组织中变形组织由于轧制变形量大，热轧破碎后的许多细小变形晶粒并未完全转变为再结晶晶粒。从微观机制来看，再结晶过程需要一定的时间来形核与长大，0.5h 的保温时长尚未满足变形组织完全再结晶的条件。测量其晶粒尺寸结果表明长度为 61.3μm，宽度为 21.9μm。延长保温时间至 2h，表层的再结晶晶粒进一步长大，其长度增至 63.74μm，但未出现粗化现象，由于心部变形储能较低，再结晶驱动力不足，因此延长保温时间主要促进了回复过程，而非显著的再结晶形核与长大。观察保温 8h 的金相组织，表层的再结晶晶粒尺寸略微增长至 64.6μm，心部组织粗化更为明显。综合来看，在 350°C退火时，保温 2h 足以使再结晶充分进行而不引起晶粒的显著粗化，从而实现了强度与塑性的稳定化。

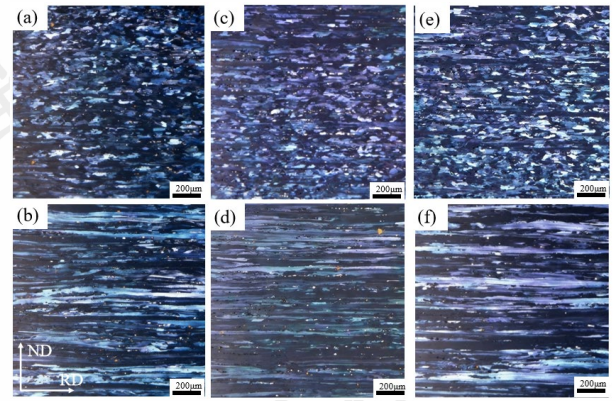


图 11 350°C退火温度下不同退火保温时间下热轧 5xxx 铝合金的显微组织(a)0.5h 表层;(b)0.5h 心部;(c)2h 表层;(d)2h 心部;(e)8h 表层;(f)8h 心部

Fig.11 Microstructures of hot-rolled 5xxx series aluminum alloy annealed at 350°C with different holding times (a) surface, 0.5h; (b) center, 0.5h; (c) surface, 2h; (d) center, 2h; (e) surface, 8h; (f) center, 8h

图 12 为 350°C下进行不同保温时间后试样的 SEM 图片。观察扫描图片可知，随着退火保温时间从 0.5h 延长至 8h，无论是板材的表层还是心部，亮白色的富 Fe、Mn 相的数量均呈现出减少的趋势，表层的第二相面积分数分别由 1.41%降至 0.79%，而心部则由 0.90%降至 0.62%，由 Image-ProPlus 软件的统计结果（图 13）也证实了这一点。含 Fe、Mn 的第二相在实验温度区间内回溶程度有限，对比图 2 与图 12，其面积分数的变化更多反映了粒子粗化与分布形态的改变。其对电导率的直接影响较小，其主要作用在于通过 Zener 钉扎或粒子激发形核（PSN）机制影响再结晶进程。

从图 2 和图 12 的 SEM 观察结果来看，无论退火温度高低或保温时间长短，表层与心部均存在大量尺寸 0.5-1μm 的粗大第二相粒子，与 Zhang 等人^[11]提出的 Al₆Mn‘剧烈粗化态’尺寸相匹配。根据 Jakob 等人^[30]对 Fe、Mn 元素对 5xxx 铝合金 PSN 机制的影响研究，纳米级次生弥散相(如≤100nm 的 Al₆(Fe,Mn))主要发挥 Zener 钉扎作用，不直接参与 PSN 形核，当第二相粒子尺寸 ≥1μm 时，会因变形过程中的位错塞积效应成为有效形核位点，这与本实验中第二相粒子的尺寸特征吻合。同时 SEM 图像中可观察到（图 2b、图 12c），部分粗大粒子周围的基体区域未呈现明显的变形纤维组织，反而出现细小晶粒聚集现象，结合文献中 PSN 形核的典型特征，可推断这些区域为 PSN 形核后的晶粒生长区。

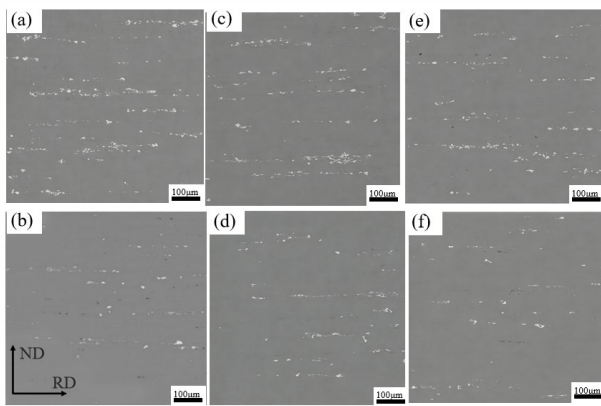


图 12 350°C退火温度下不同退火保温时间下热轧 5xxx 铝合金的 SEM 图(a)0.5h 表层;(b)0.5h 心部;(c)2h 表层;(d)2h 心部;(e)8h 表层;(f)8h 心部

Fig.12 SEM images of hot-rolled 5xxx series aluminum alloy annealed at 350°C with different holding times(a) surface, 0.5h; (b) center, 0.5h; (c) surface, 2h; (d) center, 2h; (e) surface, 8h; (f) center, 8h

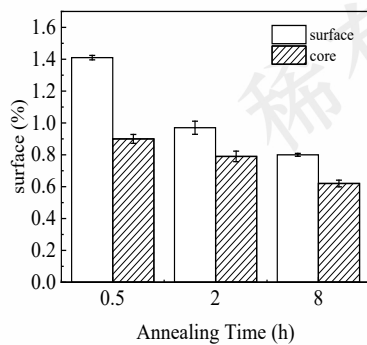


图 13 退火温度 350°C时不同保温时间下 5xxx 板材中富 Fe、Mn 相的面积占比

Fig.13 Area fraction of Fe-rich and Mn-rich phases in 5xxx series aluminum alloy sheets at an annealing temperature of 350°C with different holding times

图 14a 为板材在 350°C下经过不同保温时间退火处理后的维氏硬度变化曲线。可以得知，板材经 1h 的退火保温后，硬度由 89.7HV 迅速下降至 79.7HV，这与该温度下板材表层的再结晶晶粒长大有关。继续延长保温时间，硬度的变化波动不明显并在保温 2h 后趋于稳定值 81.0HV 左右。可见，保温时间的变化对硬度的影响并不如退火温度显著，这是因为决定强度的主要微观状态(位错密度、再结晶分数)已在前 2h 内基本确定。后续长时间的保温仅引起缓慢的晶粒粗化和第二相溶解，对强度与塑性的边际效应很小。测量不同退火保温时间下板材表面的电导率，结果如图 14b 所示。随退火保温时间的延长，铝合金的内应力消除、晶格畸变修复使得试样的

电导率呈现升高的趋势。在保温初期(0~1h)试样的电导率快速增加，随着保温时间延长(1~8h)，第二相的溶解达到平衡，剩余的内应力和晶格畸变越来越少，退火对铝合金微观结构的优化作用逐渐接近“极限”，导致电导率的增长速率逐渐放缓，对应了位错消除与溶质原子进一步均匀化的两个阶段^[29]。

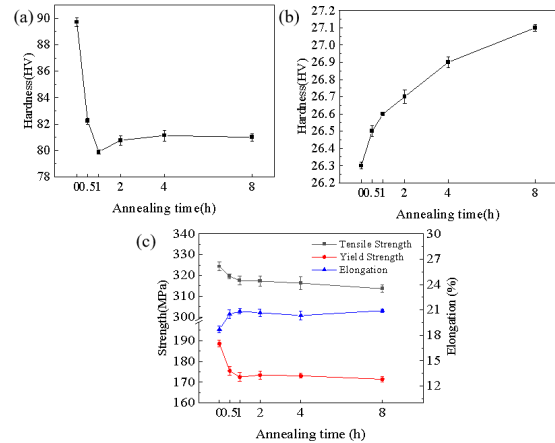


图 14 5xxx 铝合金的热轧板材在不同退火保温时间下(a)硬度;(b)电导率;(c)拉伸性能

Fig.14 Property variations of hot-rolled 5xxx series aluminum alloy sheets at different annealing holding times(a) hardness; (b) electrical conductivity; (c) tensile properties

5xxx 铝合金热轧板在退火温度 350°C下进行不同保温时间的拉伸性能如图 14c 所示。与热轧态相比，板材在经过 0.5h 的退火处理后，其强度已发生明显下降，抗拉强度和屈服强度分别下降 7MPa、15MPa，伸长率则小幅度上升，由 18.7%增至 20.9%。继续延长保温时间至 8h，板材的抗拉强度和屈服强度皆呈缓慢下降趋势，但下降的幅度极小，其中抗拉强度仅下降 4MPa，屈服强度下降 1MPa，期间伸长率无明显变化，这表明在退火保温时间 1~8h，都能得到较为稳定的性能。在 350°C退火温度下的不同保温时间对拉伸性能的影响表明，这主要受位错重组的影响，位错亚结构尺寸随保温时间的延长变化不大，而回复过程中的位错重组则是伸长率增加的主要原因^[21-24]。拉伸断口分析表明，板材在退火保温 0.5h 与 8h 后的拉伸断口中的韧窝深度及尺寸大小相接近，因此塑性也相近，拉伸试样的断后伸长率也无明显波动。综合考虑，退火保温时间不宜过长，应选取 2h 为最佳的保温时间。通过对比可知退火温度对板材拉伸性能的影响要远大于保温时间。

图 15 为板材在 350°C下经过不同保温时间的试样室温拉伸断口形貌图。经过退火保温 0.5h 后，试样的断口

形貌相比于热轧态板材（图 15a）就已发生较大变化，首先是解理面的消失，韧窝的数量明显增加，断裂机制为韧窝型韧性断裂；其次从 5000 倍形貌图中更是观察到，保温 0.5h 后，等轴韧窝的口径增加，上述变化反映到宏观上皆会引起材料的塑性增加。观察图 15c 发现，保温时间从 0.5h 延长至 8h，断口形貌均以等轴韧窝为主（图 15），未见明显解理面，说明再结晶主导的韧性断裂机制已基本稳定。韧窝尺寸与深度在不同保温时间下变化不明显，这与再结晶分数在 2h 后趋于稳定（图 6d、图 8d）以及伸长率无明显波动（图 14c）的结果一致。这表明在再结晶基本完成后，继续延长保温时间对断口形貌与塑性影响有限，进一步支持‘2h 为较优保温时间’的结论。

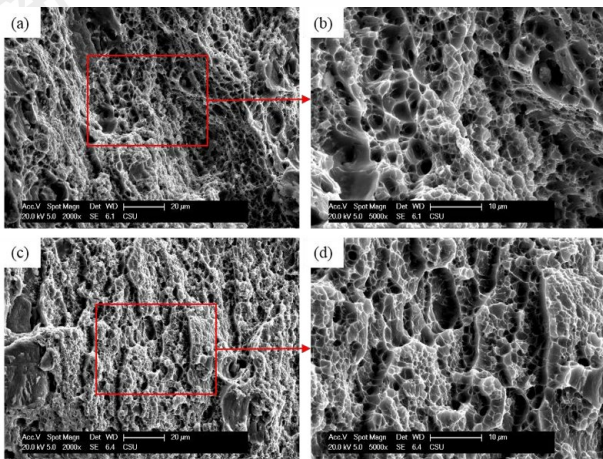


图 15 退火温度 350°C 时不同退火保温时间下热轧 5xxx 铝合金板材拉伸断口形貌图(a, b)0.5h;(c, d)8h

Fig.15 Tensile fracture morphology maps of hot-rolled 5xxx series aluminum alloy sheets at an annealing temperature of 350°C with different holding times (a, b) 0.5 h; (c, d) 8 h

3 总结

本研究系统分析了 5xxx 系铝合金热轧板材在退火过程中的组织演变与性能变化规律。主要结论如下：

1、提高退火温度显著促进板材再结晶进程，但表层与心部存在显著的不均匀性。其原因在于热轧厚板在退火过程中存在显著的“表层-心部”再结晶梯度：表层因大变形量储存了高位错密度和变形带，为连续再结晶提供了充足驱动力；而心部储存能低，以不连续再结晶为主。450°C 保温 2h 后，表层再结晶分数达 66.6%，心部仅 18.9%，这种差异主要源于热轧引入的表层与心部之间显著的形变储能梯度。

2、退火过程中的回复与再结晶导致材料软化。随退火温度从 300°C 升至 500°C，抗拉强度、屈服强度和硬度分别下降 23MPa、58MPa 和 13.2HV，伸长率与电导

率则分别提升 6.5% 和 1.1% IACS。

3、退火温度升高导致硬度、强度下降，伸长率与电导率升高；保温时间对力学性能影响有限，2h 即可实现稳定软化。保温时间从 1h 延长至 8h，抗拉强度和屈服强度分别下降 4MPa 和 1MPa，硬度基本保持不变。这表明在恒定中温下，再结晶形核与长大过程在 2h 内已基本完成，后续主要发生晶粒粗化和第二相缓慢固溶。

4、退火处理促进了第二相的溶解或粗化，减弱了其钉扎作用，从而影响了再结晶进程。具体表现为：随温度从 300°C 升至 500°C，表层与心部第二相面积分数分别由 1.52% 降至 0.87% 和由 0.82% 降至 0.61%；保温时间从 0.5h 延长至 8h，第二相面积分数分别由 1.41% 降至 0.79%（表层）和由 0.90% 降至 0.62%（心部）。

参考文献 References

- [1] Chen, Jianru. *Academic Journal of Materials and Chemistry*[J], 2023, 4(6):1-7.
- [2] Wang Xiaobo(王潇博), Rong Li(荣莉), Huang Hui(黄晖), *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(1):250-256.
- [3] Yang Ling Fei, Wang Xiang Jie, Yu Fang, *et al. Crystals*[J], 2022, 12(2):229.
- [4] She Xinwei, Jiang Xianquan, Wang Puquan, *et al. Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2020, 30(2020):1780-1789.
- [5] Li Yancheng(李延成), Chi Rui(迟蕊), Li Tao(李涛), *et al. Shanghai Metals*(上海金属)[J], 2024, 46(5):41-46.
- [6] Ma Li(马力), Wei Zhenwei(魏振伟), Zhou Jie(周杰), *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2024, 53(5):1262-1267.
- [7] Liu Ergen., Pan Qinglin. Liu Bing, *et al. Materials*[J], 2023, 16(13):4632.
- [8] Sun Xiaopin(孙小平), Liu Dong(刘东), Du Yuxuan(杜予暄), *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2026, 55(2):535-542.
- [9] Kong Lingbo., Jiang Jufu., Wang Ying., *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2025, 250, 25-39.
- [10] Pan Yanlin, Xu Yue, Zhang Di., *et al. Journal of Rare Earths*[J], 2022, 41, 1819-1826.
- [11] Zhang Peng, Wang Yue, Zhao Pizhi, *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2025, 1014:178753.
- [12] Shao Yong(邵勇), Zhao Pengfei(赵鹏飞), Liu Qihang(刘启航), *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(12):4199-4206.
- [13] Zang Qianhao, Feng Di., Lee Yun-soo, *et al. Journal of Alloys*

- and Compounds*[J], 2020, 847:156481.
- [14] Kamantseva, I. S., Putilovaa, E. A., Trokhachevaa, A. E., *et al. Procedia Structural Integrity*[J], 65, 109–113.
- [15] Ren Yuelu (任月路), Qin Qihui (覃秋慧), Zheng Chenyi (郑忱奕), Wei Chang (韦昌) *et al. Light Alloy Fabrication Technology*(轻金属加工技术)[J], 2022, 50 (3):25-29.
- [16] Gao Wenli(高文理), Guan Yufei(关宇飞), *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(有色金属学报)[J], 2018,28(9):1737-1745.
- [17] Xiao Zhengbin(肖政兵), Shen Zhenyu(申振宇), Huang Yuanchun(黄元春), *et al. Transactions of Materials and Heat Treatment* (材料热处理学报)[J], 42(6), 37-44.
- [18] Ma Chengguo (马成国), Sheng Youtang (盛玉虎), *Machining Technology* (热加工工艺)[J], 2012,41 (24):205-207,210.
- [19] Cheng Qian, Yang Wenhao, Zheng shanju, *et al. Journal of Materials Research and Technology*[J], 2024,36:2083-2095.
- [20] Alewi, D., Murdoch, H., Magagnosc, D., *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2024, 892:146056.
- [21] Gao Yubi(高钰璧), Wang Wenjuan(王文娟), Yang hui(杨慧), *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(11):2920-2930.
- [22] Engler, O., Miller-Jupp, S. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 689:998-1010.
- [23] Hu Shihu., Dong Qipeng, Yao Ziwei, Chen, *et al. Materials Letters*[J], 2026, 403:139457.
- [24] Wang Yichang(王一唱), Yuan Lingyang(袁灵洋), Yang Lei(杨
- 磊) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J],2023, 52(11): 3954-3970.
- [25] Zhang Xianguang(张献光), Pei Yiwu(裴逸武), Zhou Yang(周扬), *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2025, 54(2): 505-516..
- [26] Li Feilong (李飞龙), Li Chunliu (李春流), Dai Mingluan (戴明銮) *et al. Light Alloy Fabrication Technology*(轻金属加工技术)[J], 2015, 43 (11):35-38.
- [27] Su Yuanming(苏原明), Zhao Yanjun(赵艳君), Chen Sihao(陈思昊), *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2021, 50(3): 948-956.
- [28] Wang Jiangwei(王江伟), Chen Yingbin(陈映彬), Zhu Qi(祝祺), *et al. Acta Metall Sin*(金属学报)[J], 2022,58(6):726-746.
- [29] Winter I. S., Rudd R. E., Ooppelstrup T., and Frolov T. *Physical Review Letters*[J], 2022, 128(3): 035701.
- [30] Jakob. G., Irmgard W., Georg F., *et al. Materials*[J],2021,14(12):3204.

Differences in Recrystallization Behavior between the Surface and Center of a Hot-Rolled Thick Plate of 5xxx Aluminum Alloy during Annealing

Fang Zhijie¹, Wang Yujing¹, Mo Man¹, Mei Lin¹, Xu Lei², Xiao Zhengbing³

(1. School of Electronics Engineering, Guangxi University of Science and Technology, Guangxi 545006, China)

(2. School of Mechanical and Automotive Engineering, Guangxi University of Science and Technology, Guangxi 545006, China)

(3. Institute of Light Alloys, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: A 5xxx series aluminum alloy hot-rolled thick plate with a final rolling temperature of 300 °C was used to systematically investigate the effects of different annealing processes (300–500 °C, 0.5–8 h) on its microstructure, mechanical properties, and electrical conductivity. The results show that increasing the annealing temperature significantly promotes recrystallization in the surface layer, while recrystallization in the center proceeds more slowly. Due to the high dislocation density and sufficient dynamic recovery introduced during hot rolling, continuous recrystallization via subgrain coalescence and growth dominates in the surface layer during annealing. In contrast, discontinuous recrystallization prevails in the center owing to its lower stored energy and fewer nucleation sites. After annealing at 450 °C for 2 h, the recrystallization fraction reaches 66.6% at the surface but only 18.9% in the center. With increasing annealing temperature, hardness and strength decrease, while elongation and electrical conductivity increase. Holding time has a relatively minor influence on mechanical properties, and 2 h is identified as the optimal duration. This study clarifies the mechanism underlying the difference in recrystallization behavior between the surface and center of hot-rolled thick plates during annealing, providing a theoretical basis for optimizing annealing processes.

Key words: 5xxx aluminum alloy; Hot rolling; Annealing; Recrystallization; Microstructure; Mechanical properties

稀有金属材料与工程

稀有金属材料与工程

稀有金属材料与工程

稀有金属材料与工程