



6082 铝合金锻件中晶粒亚结构与析出相的演变及其对性能的影响

李俊俊¹, 邓运来^{1,2}, 郭晓斌²

(1. 中南大学 轻合金研究院, 长沙 410083;

2. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘要: 为了研究 6082 铝合金锻件亚结构组织演变对力学性能的影响, 本文在不同应变速率下, 对 6082 铝合金进行锻造试验, 通过 EBSD 和 TEM 表征, 探讨不同热处理条件下锻件的亚晶体积分数和位错密度对析出强化的影响。结果表明: 变形温度为 490 °C 时, 随着应变速率的增加, 6082 铝合金变形组织内亚晶和位错密度不断增加, 再结晶程度却不断下降。在后续热处理过程中, 亚结构作为析出相的有利形核点诱导形核, 析出相直径随着位错密度的增加而减小, 且间距变小, 数量密度增加。同时, 位错密度和亚晶体积分数对析出强化的贡献呈线性关系, 共同影响着析出相的强化效果, 二者达到平衡时总强化效果最好, 即在 $\dot{\epsilon}$ 为 0.3 s⁻¹ 热变形时, (550 °C、1 h 固溶)+(180 °C、12 h) 人工时效热处理后, 锻件的屈服强度达到 331.4 MPa, 伸长率为 9.9%。

关键词: 6082 铝合金; 锻压; 位错密度; 亚结构; 析出强化

文章编号: 1004-0609(2022)-08-2209-13

中图分类号: TG113.25

文献标志码: A

引文格式: 李俊俊, 邓运来, 郭晓斌. 6082 铝合金锻件中晶粒亚结构与析出相的演变及其对性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(8): 2209–2221. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42103

LI Jun-jun, DENG Yun-lai, GUO Xiao-bin. Evolution of grain substructure and precipitation in 6082 aluminum alloy forgings and their effects on properties[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(8): 2209–2221. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42103

6xxx 系铝合金具备良好的强度、成形性和耐腐蚀性等特点, 被认为是最具应用前景的合金材料之一^[1]。近年来, 随着环保和节能减排的提倡, 6xxx 系铝合金凭借其优越的性能在轨道交通、汽车、船舶等领域的应用愈来愈广^[2-3]。该合金属于时效强化铝合金, Mg 和 Si 是这类合金中的主要溶质, 在时效过程中, 它们主要通过析出 β'' (Mg_5Si_6) 相来提高材料的强度, 其力学性能和析出相的尺寸、大小和分布密切相关。6xxx 系铝合金在进行热变形后, 强度通常会有所损失, 需要进行后续的固溶时效处

理来诱导热变形后析出相的产生^[4-5]。由于热变形所产生的位错、变形带、亚晶结构和孪晶等可为析出相形核提供有利的形核点, 这在很大程度上加速了变形组织的析出过程。铝合金热变形主要发生动态回复和动态再结晶两种机制, 热变形过程中由于加工硬化的作用, 大量位错在第二相和晶界处堆积, 位错密度显著增大^[6]。与此同时, 由于在高温下发生变形, 位错滑移, 异号位错相互抵消而湮灭, 两者是竞争的关系。但是由于铝合金层错能较高, 位错滑移启动需要的能量较少, 其位错密度很

基金项目: 国家新材料生产应用示范平台建设项目重点资助项目(TC190H3ZV)

收稿日期: 2021-07-27; **修订日期:** 2021-09-03

通信作者: 郭晓斌, 副教授; 博士; 电话: 15111390850; E-mail: xiaobinguo@csu.edu.cn

难达到再结晶的要求, 在热变形过程中主要发生动态回复^[7-8]。

近年来, 国内外研究者就铝合金热变形以及热处理对合金组织和力学性能的规律进行了大量研究。REN等^[9]研究了不同变形温度对6082铝合金变形组织的影响, 结果表明, 较高的温度会使大量位错相互抵消, 降低了位错密度, 从而减小了再结晶驱动力。李泽程等^[10]探讨了6082铝合金在热变形过程中组织结构的演变规律和热变形组织及变形条件对后续热处理组织的影响。冉旭等^[11]研究发现6082锻造铝合金控制臂组织内存在针状 Mg_2Si 和棒状 $AlFeMnSi$ 析出相, 且随固溶温度的升高和时间的延长, 时效后合金的析出相逐渐增多, 强度和硬度逐渐提高。韩云^[12]研究了热处理工艺参数对6082锻造铝合金的组织与性能的影响, 发现时效对力学性能的影响与固溶处理有关。

虽然已有学者对铝合金的热变形行为、本构关系和热变形后的组织进行了研究, 但是还没有比较系统地探究不同变形参数下热变形组织经过不同的热处理后, 亚晶对Al-Mg-Si合金的力学性能的影响, 变形参数和后续热处理工艺引起的亚晶组织、位错密度和析出相的演变值得进一步研究。本研究采用热变形和固溶时效热处理相结合的方法, 系统表征了析出相和晶粒组织在后续热处理过程中的演变过程, 通过统计析出相、亚晶体积分数、位错密度等定量地分析了组织对强度的贡献, 揭示了提高6082铝合金锻件力学性能的组织演变机理。

1 实验

1.1 实验材料

试验研究的6082铝合金板材主要化学成分如表1所示。为了使合金成分均匀无偏析, 将实验用6082板材进行均匀化处理, 取样尺寸为 $d 100\text{ mm} \times 150\text{ mm}$ 。坯料锻造温度为 $490\text{ }^\circ\text{C}$, 应变速率分别为 0.05 s^{-1} 、 0.1 s^{-1} 、 0.2 s^{-1} 、 0.3 s^{-1} , 总变形量为

表1 6082铝合金化学成分

Table 1 Chemical composition of 6082 aluminum alloy (mass fraction, %)

Si	Fe	Mn	Mg	Cr	Zn	Ti	Al
0.85	0.31	0.61	1.09	0.17	0.10	0.09	Bal.

20%, 在4000 t锻造液压机上进行锻造实验。在试验进行之前, 在坯料和砧板接触面涂上碳化硼使其得到润滑, 减少摩擦对变形的影响, 从而保证试样均匀变形。

1.2 实验方案

在不同应变速率下变形的锻件上进行取样, 通过不同的热处理制度, 观察其变形组织结构的演变规律。将变形态锻件(S0)进行热处理, 热处理制度分别为 $550\text{ }^\circ\text{C}$ 、1 h固溶后, 立即淬火至室温, 随后进行 $180\text{ }^\circ\text{C}$ 、12 h人工时效(S1); $550\text{ }^\circ\text{C}$ 、2 h固溶后, 立即淬火至室温, 随后进行 $180\text{ }^\circ\text{C}$ 、12 h人工时效(S2)。

为了研究变形态和热处理后的锻件的力学性能, 在CSS-44100万能试验机上进行室温拉伸试验, 试样夹具移动速度为 2 mm/min , 拉伸试样从垂直于锻造方向进行取样, 每组样品取两个平行试样, 从而求取屈服强度、抗拉强度和伸长率的平均值。

为了研究6082锻件在热处理前后的微观组织, 通过ZEISS EVO MA10扫描电子显微镜的电子背散射衍射(EBSD)对不同状态下的锻件的组织形貌进行表征。EBSD样品在10% $HClO_4$ +90% C_2H_5OH (体积分数)的混合酸溶液中进行电解抛光, 溶液温度为 $25\text{ }^\circ\text{C}$, 电压为20 V, 电解时间为8 s。所得到的EBSD数据采用HKL Channel 5软件进行分析, 利用直线截距法测量晶粒尺寸, 取向差在 $2^\circ\sim 15^\circ$ 区间的晶界为小角度晶界(Low-angle grain boundaries, LAGBs), 用白线标识。取向差大于 15° 的晶界为大角度晶界(High-angle grain boundaries, HAGBs), 用黑线标识。采用TECNAIG220型透射电镜观察不同状态下的合金的析出行为, TEM样品利用砂轮机将其厚度磨至 $70\text{ }\mu\text{m}$, 然后对样品进行冲孔, 制成直径为3 mm的圆片型试样。最后对圆片试样进行电解双喷减薄, 溶液为硝酸和甲醇的混合溶液(体积比为3:7), 试验温度为 $-25\text{ }^\circ\text{C}$ 。

2 结果与讨论

2.1 坯料微观组织

图1所示为锻造坯料的初始微观组织结构。从图1(a)可以看出, 大部分晶粒为等轴晶粒, 少量细

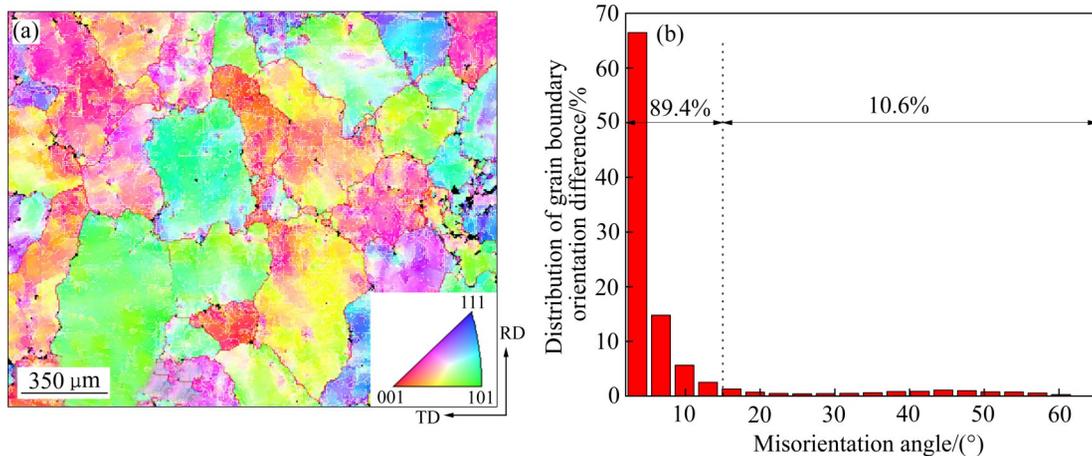


图1 6082 铝合金坯料组织及取向差分布图

Fig. 1 Microstructure and misorientation angle of 6082 aluminum alloy billet: (a) Inverse pole figure (IPF) diagram; (b) Distribution of grain boundary orientation difference vs misorientation angles

小晶粒分布在晶界处。通过 HKL Channel 5 软件计算出平均晶粒尺寸在 138 μm 左右, 从图 1(b) 可以看出, 小角度晶界占比 89.4%, 大角度晶界占比 10.6%。

2.2 亚结构组织演变

在铝合金的热变形过程中, 组织结构将经历各种变化, 包括动态回复、动态再结晶和晶粒长大等, 不同的组织结构影响后续的热处理过程, 并与锻件最终的力学性能密切相关^[13]。图 2 所示为 4 种锻件组织在不同热处理制度下的组织演变。从图 2 中可以看出, 相比坯料组织, 原始晶粒被截断, 形成新的柱状晶粒和少量再结晶晶粒, 晶粒较粗大且晶粒内部出现大量亚晶。这些亚晶的尺寸随着应变速率的增加先减少后增大, $\dot{\epsilon}$ 为 0.1 s^{-1} 时亚晶尺寸低至 $0.72 \mu\text{m}$, 且固溶后亚晶尺寸都有所增大。 $\dot{\epsilon}$ 为 0.05 s^{-1} 、 0.1 s^{-1} 、 0.2 s^{-1} 和 0.3 s^{-1} 四种应变速率下的 IPF 图中晶粒大小、晶粒取向没有明显区别。这表明在 $490 \text{ }^\circ\text{C}$ 下变形时, 晶粒组织对应变速率的敏感性较低, 二者相关性较小, 这与韦韞的研究一致^[14]。

从图 3(a) 可以看出, 变形态组织中再结晶程度较低, 说明在较低应变速率下主要发生动态回复, 且随着应变速率的增加, 再结晶程度减小。在变形过程中, 随着应变速率的增加, 变形组织的晶界处出现了许多细小的亚晶, 且亚晶数量呈上升的趋势。相关研究表明^[15], 在固溶过程中, 易于发生静

态再结晶。静态再结晶的发生和组织的形变储能有关, 整个过程为形变储能的释放过程。由于在变形过程中发生了回复, 导致大量位错湮灭, 形变储能降低, 因此在固溶过程中不足以支撑其发生再结晶。随着固溶时间的延长, 锻件的再结晶程度相应增加, 形变储能大幅下降; 相反地, 亚结构组织随着固溶时间的延长而逐渐消减。从图 3(b) 可以看出, 随着固溶时间的延长, 亚晶逐渐长大, 热变形态中 $\dot{\epsilon}$ 为 0.1 s^{-1} 时亚晶尺寸最小, 随着应变速率的增加, 亚晶尺寸相应增大。

2.3 位错密度演变

6082 铝合金为析出强化型合金, 其组织易受热处理工艺的影响, 热变形过程为加工硬化和动态回复的一个动态平衡过程, 由于动态回复不能完全消除加工硬化, 因此累积了高密度位错^[16]。热变形过程中产生的位错严重影响着后续热处理过程中的再结晶过程。几何位错密度可用内核平均取向差 (Kernel average misorientation, KAM) 表示, 即某特定数据点和周围数据点的取向差^[10, 17]。不同应变速率下的变形组织及热处理后的 KAM 分布如图 4 所示。从图 4 中可以看出, 随着应变速率的上升, KAM 值呈现不断上升的趋势, 说明较高的应变速率会增加几何必要位错 (GND) 密度, 这是由于随着应变速率的增加, 变形过程中产生的位错没有足够的时间相互抵消, 因此保留在变形组织内。且变形态组织的 KAM 值随着固溶时间的增加不断减小,

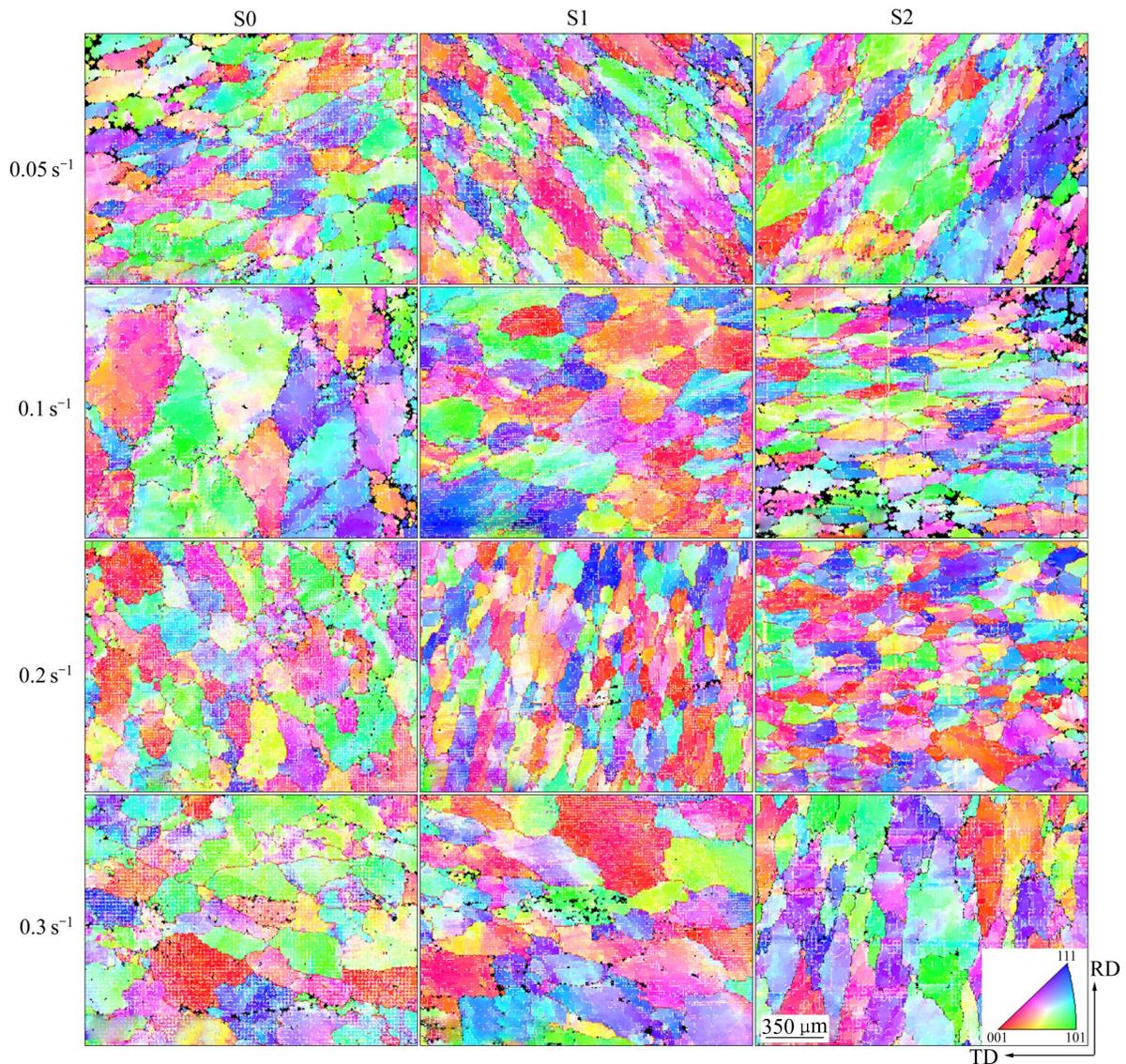


图2 不同热处理制度下试样的IPF图

Fig. 2 IPF diagrams of samples under different heat treatments: (a) 0.05 s^{-1} , S0; (b) 0.1 s^{-1} , S0; (c) 0.2 s^{-1} , S0; (d) 0.3 s^{-1} , S0; (e) 0.05 s^{-1} , S1; (f) 0.1 s^{-1} , S1; (g) 0.2 s^{-1} , S1; (h) 0.3 s^{-1} , S1; (i) 0.05 s^{-1} , S2; (j) 0.1 s^{-1} , S2; (k) 0.2 s^{-1} , S2; (l) 0.3 s^{-1} , S2

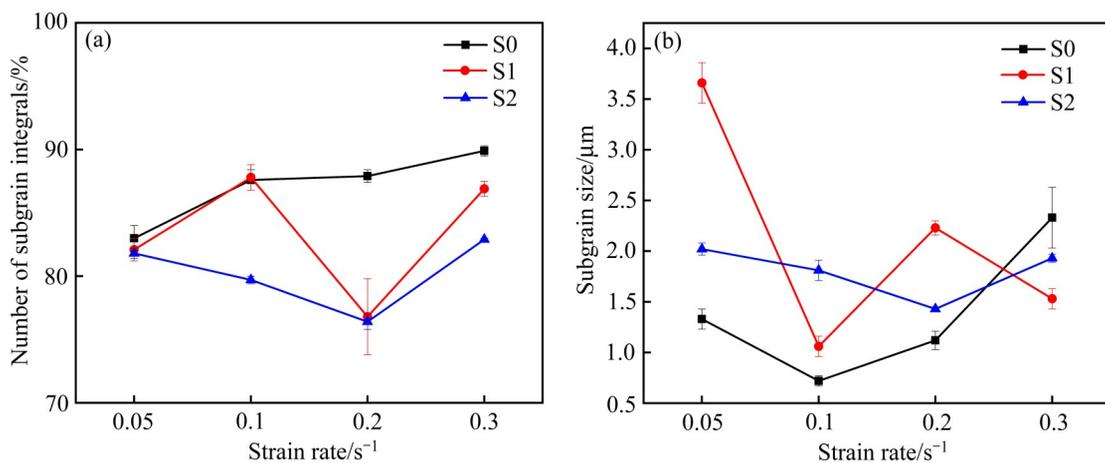


图3 试样中亚晶数量及尺寸与应变速率的关系

Fig. 3 Relationships among number of subgrain integrals(a) and subgrain size(b) and strain rate

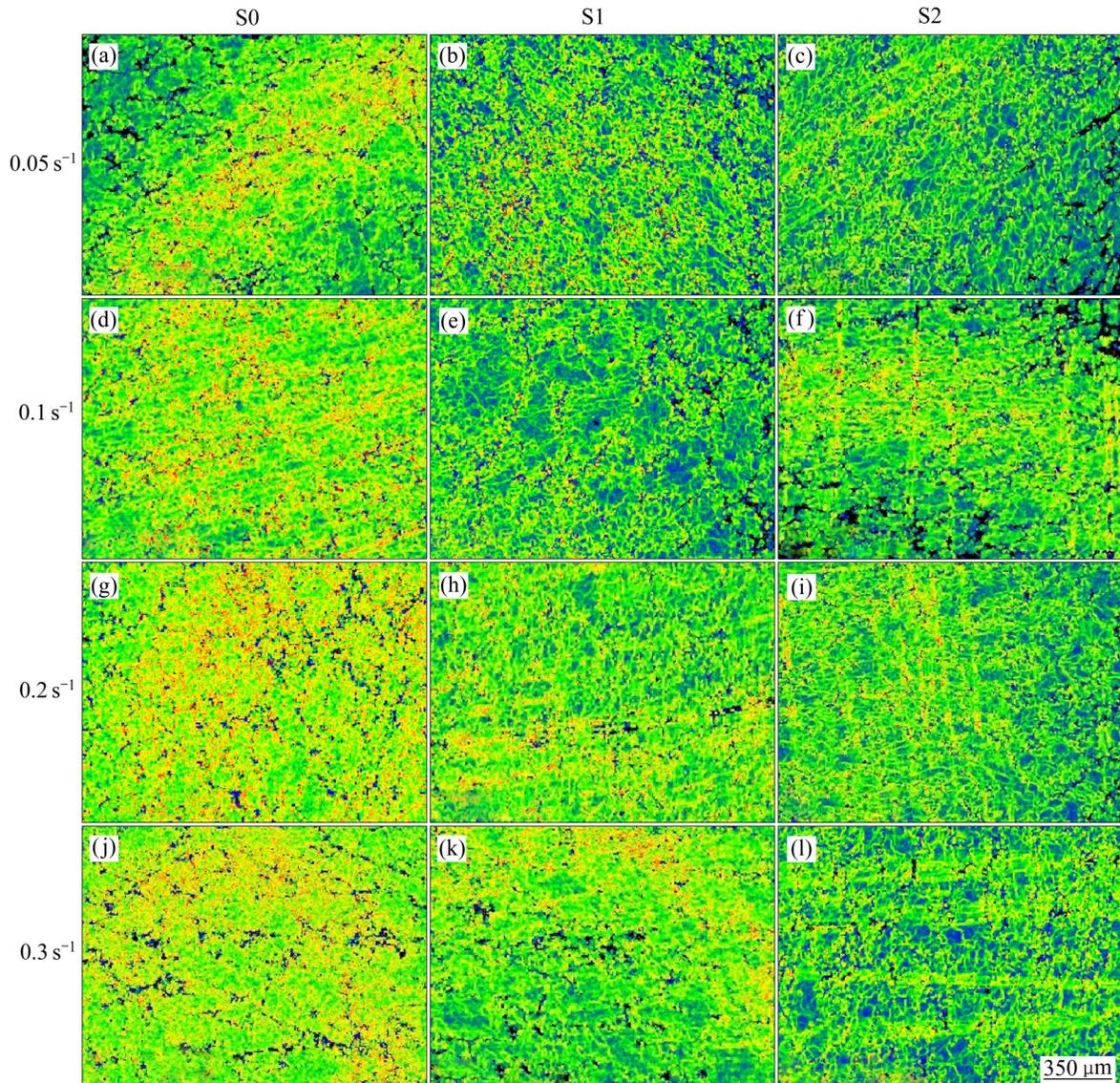


图4 不同状态热处理制度下试样的KAM图

Fig. 4 KAM diagrams of samples under different heat treatments: (a) 0.05 s^{-1} , S0; (b) 0.1 s^{-1} , S0; (c) 0.2 s^{-1} , S0; (d) 0.3 s^{-1} , S0; (e) 0.05 s^{-1} , S1; (f) 0.1 s^{-1} , S1; (g) 0.2 s^{-1} , S1; (h) 0.3 s^{-1} , S1; (i) 0.05 s^{-1} , S2; (j) 0.1 s^{-1} , S2; (k) 0.2 s^{-1} , S2; (l) 0.3 s^{-1} , S2

这与CHENG等^[18]的研究结果一致。

为了定量的表示位错的演变过程, 可通过式

(1)计算几何必要位错密度(ρ_{GND})^[18]:

$$\rho_{\text{GND}} = \delta \frac{M_{\text{KA}}}{b \cdot R} \quad (1)$$

式中: δ 为材料参数, 其取值取决于晶界的种类, 对于混合晶界材料, 一般取3^[18]; M_{KA} 为所测区域KAM值的平均值; b 为柏氏矢量; R 为取向点之间的距离, 即EBSD图的步长, 大小为 $0.5 \mu\text{m}$ 。

为讨论不同状态下组织保留的晶内位错密度, 利用总位错密度与亚晶位错密度差值来计算晶内位错密度。为了结果准确性, 本文用于计算的 M_{KA} 为

前文KAM图中单个晶粒的 M_{KA} , 亚晶位错密度(ρ_i)的计算公式如下^[19]:

$$\rho_i^{1/2} = C_3 D^{-1} \quad (2)$$

式中: C_3 为常数, 介于10~20之间^[19]; D 为亚晶尺寸。由此计算出晶内位错密度, 结果如图5所示。由图5可知, 不同应变速率试样的位错密度随着固溶时间的增加逐渐减小, 同样地, 晶内位错密度也随着固溶时间的增加而消减, $\dot{\epsilon}$ 为 0.2 s^{-1} 和 0.3 s^{-1} 时, 经过固溶处理之后保留更多的晶内位错密度, 整体上试样S1的晶粒内部保留更多的位错密度, 这与总位错密度的变化规律一致。

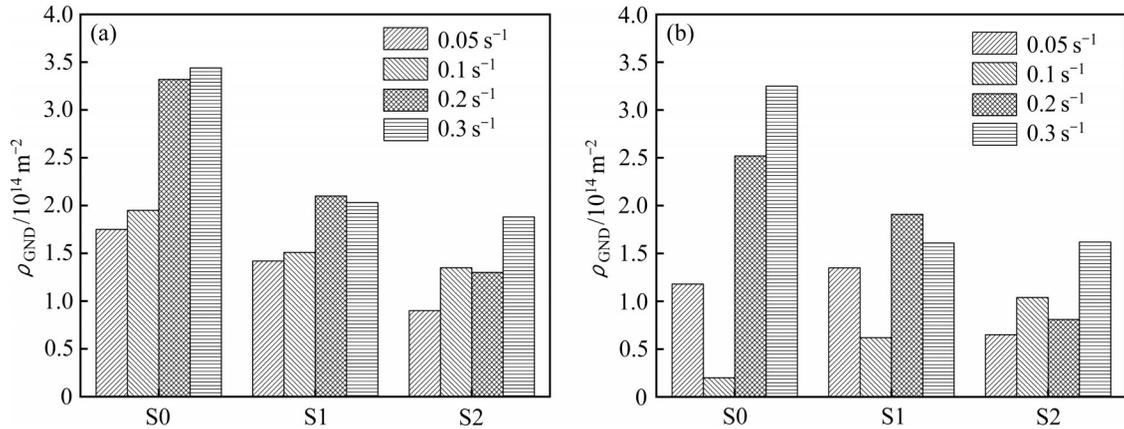


图5 不同热处理制度下试样的位错密度变化图

Fig. 5 Diagrams of dislocation density variation of samples under different heat treatments: (a) Total dislocation density; (b) Intra-grain dislocation density

2.4 亚结构对析出相的影响

从〈100〉晶带轴观察试样S1、S2两种不同热处理制度下的纳米组织结构，其结果如图6和图7所示。由图可知，晶内分布着纵横交错的 β'' 针状析出相，直径在6~9 nm之间。可以看出，四种不同应变速率下的锻件组织经热处理后，试样S1析出相的数量比试样S2的多且尺寸更小，试样S1析出相的平均直径为7.2 nm，试样S2析出相的平均直径为8.3 nm，而且随着应变速率的增加，析出相的数量有增多的趋势。这是由于试样S1中保留了更多的亚结构组织，亚结构组织对析出有促进作用。因此，试样S1中析出相的数量明显多于试样S2。由于奥罗万机制不适用于针状析出相，近期研究在此机制的基础上进行了补充，发现位错不能以切过机制来穿过针状析出相，但能产生比球状析出相更强的强化效果^[20]。

2.5 亚结构对力学性能的影响

图8所示为不同应变速率下试样的力学性能。从图8可以看出，S1和S2的屈服强度都随应变速率的增加先下降后上升，当 $\dot{\epsilon}=0.3 \text{ s}^{-1}$ 时，试样S1的屈服强度达到331.4 MPa，伸长率为9.9%。图中误差棒的数据显示，力学性能结果在误差允许的范围之内。由于析出强化的影响，试样S1的屈服强度和抗拉强度在不同应变速率下均大于试样S2的。

6xxx系铝合金的强化机制包括固溶强化、晶界强化、位错强化和析出强化，这些强化机制和合金

的合金成分、晶粒尺寸、织构、析出相尺寸等微观组织参数有着密切的联系。因此，采用强化模型可以定量地分析铝合金微观组织对其强度的贡献^[21]，计算式如式(3)所示：

$$\sigma_y = \Delta\sigma_{\text{gb}} + M(\Delta\tau_0 + \Delta\tau_{\text{ss}} + \Delta\tau_{\text{p}} + \Delta\tau_{\text{dial}}) \quad (3)$$

式中： $\Delta\sigma_{\text{gb}}$ 是(亚)晶界对强度的贡献值； M 为泰勒因子，其大小取决于织构的成分和体积分数，FCC结构的材料一般为3.06； $\Delta\tau_0$ 为纯铝的固有强化值，一般为10 MPa^[21]； $\Delta\tau_{\text{ss}}$ 为固溶强化的贡献值，与合金中溶质原子的类型和浓度相关； $\Delta\tau_{\text{p}}$ 为析出对强度的贡献值； $\Delta\tau_{\text{dial}}$ 为位错对强度的贡献值。

亚晶界对强度的贡献值 $\Delta\sigma_{\text{gb}}$ 可用式(4)表示^[21]：

$$\Delta\sigma_{\text{gb}} \cong \alpha_2 G b (1 - f_{\text{Rex}}) \left(\frac{1}{\delta} \right) \quad (4)$$

式中： α_2 为常数(通常为2)^[21]； G 是铝合金的剪切模量($G=26.1 \text{ GPa}$)； b 为柏氏矢量($b=0.286 \text{ nm}$)； f_{Rex} 为再结晶体积分数； δ 为亚晶尺寸。从表2可以看出，晶界对强度的贡献较小。

假定合金中每个元素对强度的贡献是相加的，固溶原子对强度的贡献可表示为^[22]：

$$\Delta\tau_{\text{ss}} = \sum_i K_i C_i^{2/3} \quad (5)$$

式中： K_i 为与溶质有关的常数； C_i 为某特定元素在固溶体中的质量分数(%)。在基体上进行EDS(Energy dispersive spectrometer)分析以获得Mg、Si元素的质量分数。从表3可以看出，固溶强化基本保持不变。

Al-Mg-Si系铝合金的析出强化和析出相的大小、形状和尺寸有着紧密的联系，对于 β'' 相，合金

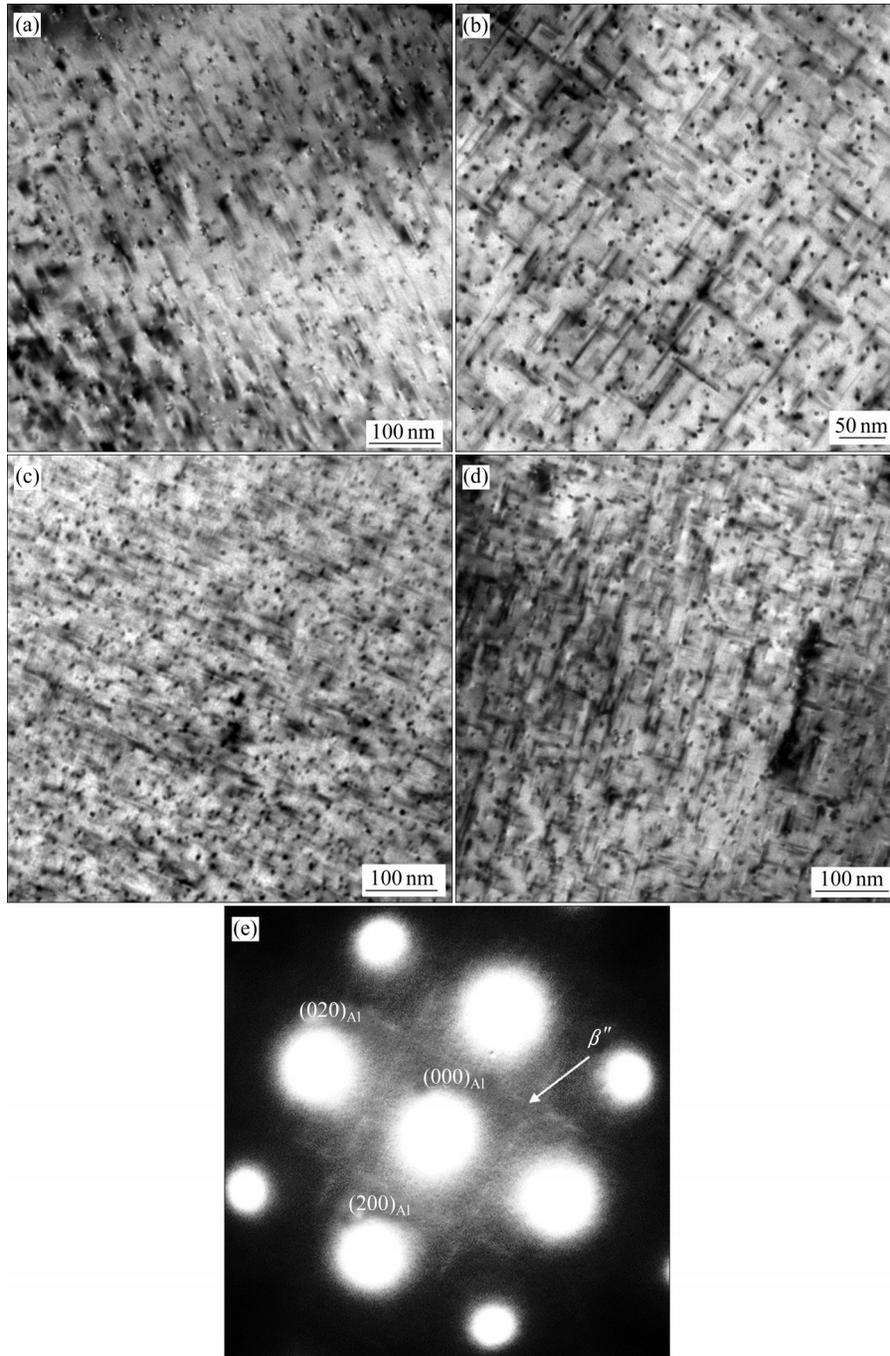


图 6 不同应变速率变形后试样 S1 时效态的 TEM 像

Fig. 6 TEM images of specimens aging state S1 deformed at different strain rates: (a) $\dot{\epsilon}=0.05 \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon}=0.2 \text{ s}^{-1}$; (d) $\dot{\epsilon}=0.3 \text{ s}^{-1}$; (e) Diffraction spot pattern

的强化模型可表示为^[23]:

$$\Delta\tau_p = \frac{Gb}{2\pi\sqrt{(1-\nu)}} \cdot \left[\frac{1}{\left(1.075\sqrt{0.433\pi f_v - \sqrt{1.732}}\right) D} \right] \ln \frac{\sqrt{1.732} D}{r_0} \quad (6)$$

式中: τ_p 为临界分切应力; 和析出强化密切相关。 ν 为泊松比($\nu=0.3$); f_v 是晶内析出相的体积分数; D 为针状 β'' 相的直径; r_0 为位错周围的截断半径^[23]。从表 4 可以看出, 试样 S1 相中析出相比试样 S2 中析出相尺寸更小, 分布更密集, 计算结果表明, S1 状态下试样析出强化效果均高于 S2 状态下的。

铝合金的位错运动影响其强度, 一般用泰勒公

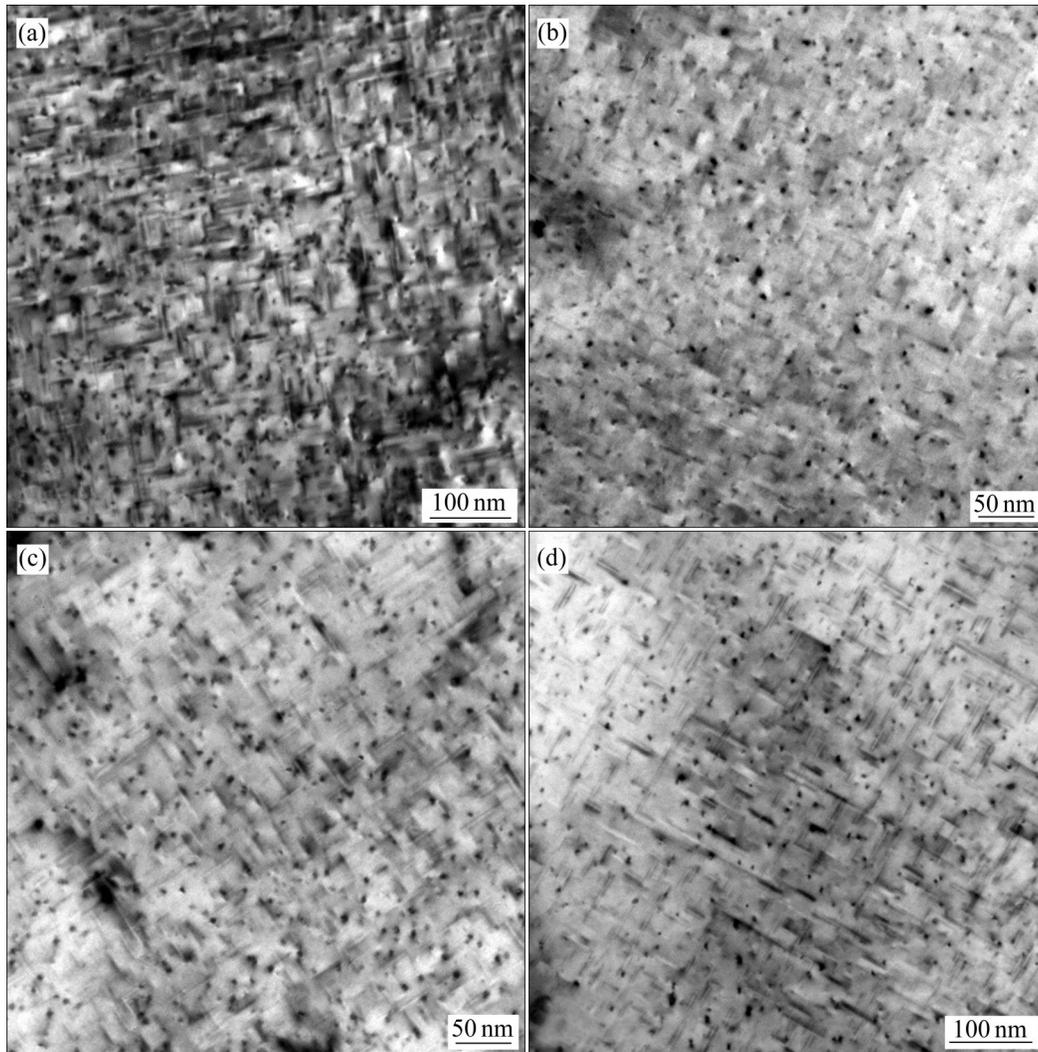


图7 不同应变速率变形后试样S2时效态的TEM像

Fig. 7 TEM images of specimens aging state S2 of deformed at different strain rates: (a) $\dot{\epsilon}=0.05 \text{ s}^{-1}$; (b) $\dot{\epsilon}=0.1 \text{ s}^{-1}$; (c) $\dot{\epsilon}=0.2 \text{ s}^{-1}$; (d) $\dot{\epsilon}=0.3 \text{ s}^{-1}$

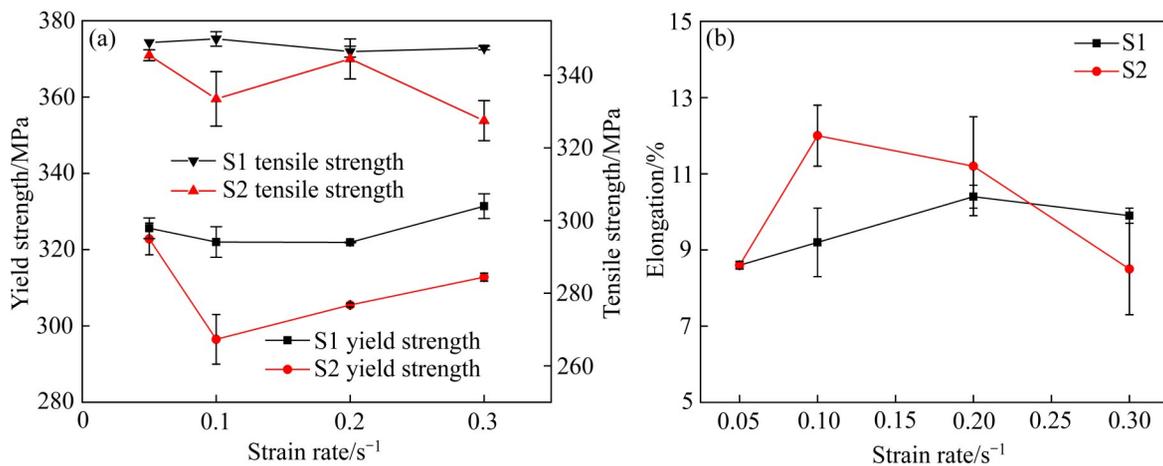


图8 不同应变速率下试样的力学性能

Fig. 8 Mechanical properties of samples under different strain rates: (a) Yield strength and tensile strength change with strain rate; (b) Elongation with strain rate

表 2 不同应变速率下晶界对强度的影响

Table 2 Effect of grain boundaries on strength at different strain rates

Sample	$\dot{\epsilon}/s^{-1}$	α_2	G/GPa	b/nm	$\delta/\mu m$	$f_{Rex}/\%$	$\Delta\sigma_{gb}/MPa$
S1	0.05	2	26.1	0.286	3.66	17.9	3.3
	0.1				1.06	12.2	12.4
	0.2				2.32	23.2	4.9
	0.3				1.53	13.1	8.5
S2	0.05	2	26.1	0.286	2.02	18.2	6.0
	0.1				1.81	20.3	6.6
	0.2				1.43	23.6	8.0
	0.3				1.94	17.1	6.4

表 3 不同应变速率下固溶对试样强度的影响

Table 3 Effect of solution on strength of samples at different strain rates

Sample	$\dot{\epsilon}/s^{-1}$	$K_{Mg}/(MPa \cdot \%^{-1})$	$K_{Si}/(MPa \cdot \%^{-1})$	$C_{Mg}/\%$	$C_{Si}/\%$	$\Delta\tau_{ss}/MPa$
S1	0.05	29.0	66.3	0.70	0.65	72.5
	0.1			0.68	0.71	75.0
	0.2			0.76	0.65	74.0
	0.3			0.70	0.72	76.3
S2	0.05	29.0	66.3	0.62	0.52	63.8
	0.1			0.68	0.68	73.9
	0.2			0.64	0.63	70.3
	0.3			0.62	0.58	67.0

表 4 不同应变速率下试样析出相对强度的影响

Table 4 Effect of precipitation on strength of samples at different strain rates

Sample	$\dot{\epsilon}/s^{-1}$	G/GPa	b/nm	ν	r_0/nm	$f_v/\%$	D/nm	$\Delta\tau_p/MPa$
S1	0.05	26.1	0.286	0.3	0.286	2.1	7.9	87.8
	0.1					2.3	7.7	93.9
	0.2					1.7	6.7	87.2
	0.3					1.9	6.6	95.3
S2	0.05	26.1	0.286	0.3	0.286	2.2	8.7	85.1
	0.1					2.2	8.6	85.4
	0.2					2.0	8.8	78.9
	0.3					1.6	6.9	83.6

式计算^[18]:

$$\Delta\tau_{disl} = \alpha G b \sqrt{\rho_i} \quad (7)$$

式中: α 为材料常数, ρ_i 为位错密度。从表 5 可以看出, 随着时效热处理的进行, 位错密度不断降低, 因此对强度的贡献相应地减少。由图 10(b) 可以看出, 总位错密度和晶内位错密度对析出强化的贡献相近, 因此本文就总位错密度对析出强化的贡献进行讨论。

从以上强化模型的计算结果可以看出, 经过固

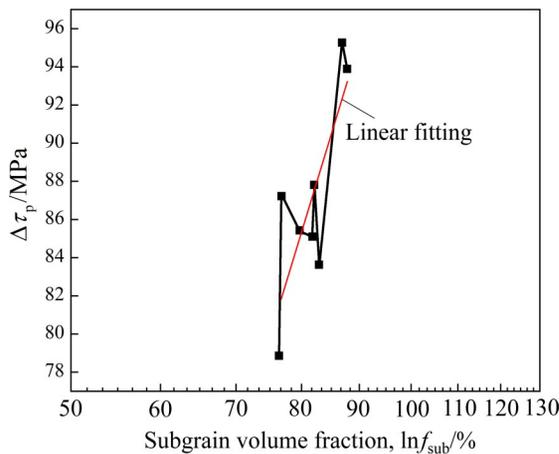
溶时效后的样品, 晶内位错密度不断降低, 位错强化效果降低, 固溶 1 h 样品析出强化高于固溶 2 h 样品, 整体而言, 试样 S1 的强度大于试样 S2, 这与试验结果较吻合。综上结果表明, 析出强化在总体强化贡献中占据主体地位, 本文对亚晶和位错密度与析出强化的关系进行量化分析, 发现亚晶体积分数、位错密度与析出强化关系如图 9 和图 10(b) 所示, 对数据进行线性拟合, 得到关系式如下:

$$\tau_p = 84 \ln(100 f_{sub}) - 283 \quad (8)$$

表5 不同应变速率下位错对试样强度的影响

Table 5 Effect of dislocations on strength of samples at different strain rates

Sample	$\dot{\epsilon}/s^{-1}$	G/GPa	b/nm	α	$\rho_i/10^{14} m^{-2}$	$\Delta\tau_{disl}/MPa$
S1	0.05	26.1	0.286	0.3	1.42	26.6
	0.1				1.51	27.4
	0.2				2.10	32.3
	0.3				2.03	31.8
S2	0.05	26.1	0.286	0.3	0.89	21.1
	0.1				1.35	25.9
	0.2				1.30	25.4
	0.3				1.88	30.6

图9 析出对强度的贡献值 $\Delta\tau_p$ 与亚晶体积分数之间的关系Fig. 9 Relationship between $\Delta\tau_p$ and subgrain volume fraction

$$\tau_p = A\rho_i + 79 \quad (9)$$

式中： f_{sub} 为亚晶体积分数； A 为常数，取值范围为5.2~5.5； ρ_i 为位错密度。亚晶体积分数和位错密度对析出强化的贡献都呈线性增长的关系，随亚晶体积分数和位错密度增加，析出强化增强，从图10(a)位错密度和析出相直径的关系可以看出，位错密度的增加会引起析出相直径的减小，而析出相直径越小强化效果越好，位错密度对析出强化的贡献体现在细化析出相直径上，位错密度提供了有利形核点促使析出相形核，因此亚结构可以促进析出相的析出，有利于提高力学性能。

亚晶体积分数和位错密度共同影响着析出强化，从图11可以看出， $\dot{\epsilon}=0.2 s^{-1}$ 时，试样S1具有较低的亚晶体积分数和较高的位错密度，其析出强化为87.2 MPa； $\dot{\epsilon}=0.05 s^{-1}$ ，试样S2的位错密度较低，其析出强化为85.1 MPa； $\dot{\epsilon}=0.3 s^{-1}$ 时，试样S1同时

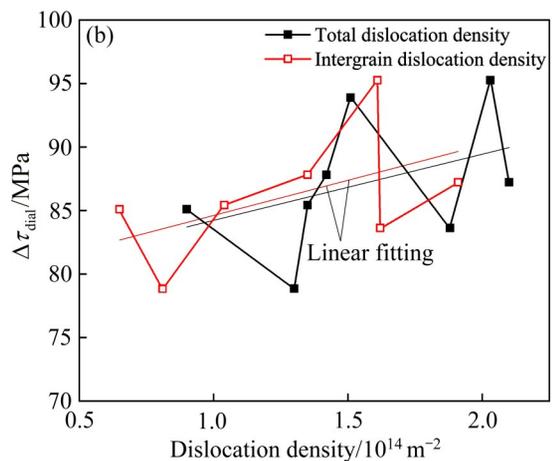
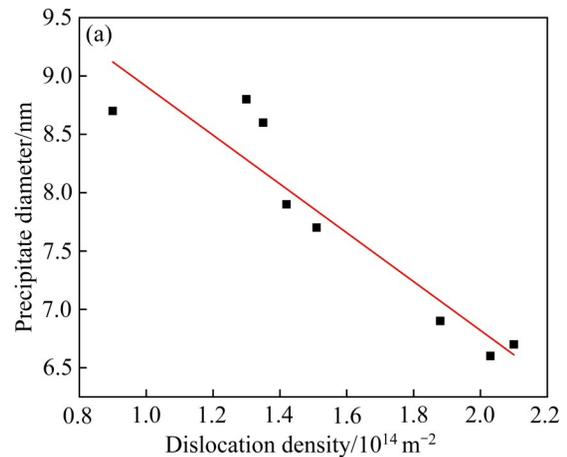


图10 位错密度对析出相直径和析出强化的影响

Fig. 10 Effect of dislocation density on precipitation diameter(a) and $\Delta\tau_{dial}$ (b)

具有较高的亚晶比例和位错密度，其析出强化为95.3 MPa，强度最高。故当位错密度和亚晶体积分数达到一定平衡后，析出强化效果最好。由于析出强化为强度主要贡献者，因此，该状态下试样的强度最高，这和拉伸实验结果相吻合。和室温拉伸试验结果对比，发现当位错密度和亚晶体积分数满足

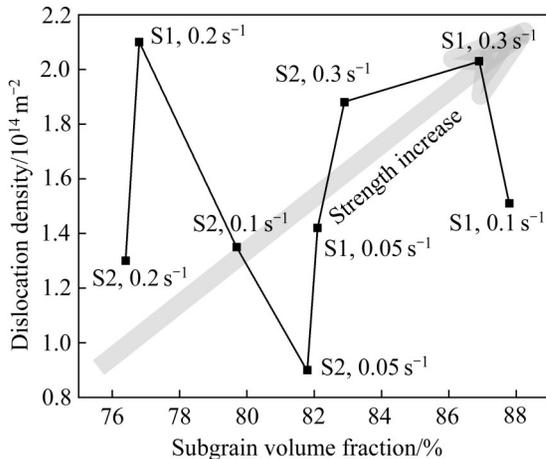


图 11 位错密度与亚晶体积分数的关系

Fig. 11 Relation between dislocation density and subgrain volume fraction

图 11 中关系时, 析出强化增加, 同样地屈服强度也相应增大。

3 结论

1) 在确定的变形温度下, 随着应变速率的增加, 6082 铝合金中亚晶体积分数和位错密度增加, 晶粒尺寸相近, 热变形过程中主要发生动态回复。

2) 亚结构可以促进 β'' 相的析出, 固溶后保留更多亚结构的 6082 合金在时效后析出强化效果越好, 强度越高。

3) 强化模型计算表明, 当亚晶体积分数和位错密度对析出强化的贡献呈线性关系时, 析出强化效果最好, 当二者达到一定平衡时, 析出强化对锻件的屈服强度贡献最大。

REFERENCES

[1] MA Wen-yu, WANG Bao-yu, LIN Jian-guo, et al. Influence of process parameters on properties of AA6082 in hot forming process[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2017, 27(11): 2454–2463.

[2] ZHONG H, ROMETSCH P, ESTRIN Y. Effect of alloy composition and heat treatment on mechanical performance of 6xxx aluminum alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2014, 24(7): 2174–2178.

[3] 邓运来, 张新明. 铝及铝合金材料进展[J]. 中国有色金属学报, 2019, 29(9): 2115–2141.

DENG Yun-lai, ZHANG Xin-ming. Development of aluminium and aluminium alloy [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2019, 29(9): 2115–2141.

- [4] POLETTI C, RODRIGUEZ-HORTALÁ M, HAUSER M, et al. Microstructure development in hot deformed AA6082[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(6): 2423–2430.
- [5] ARYSHENSKII E, HIRSCH J, BAZHIN V, et al. Impact of Zener-Hollomon parameter on substructure and texture evolution during thermomechanical treatment of iron-containing wrought aluminium alloys[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2019, 29(5): 893–906.
- [6] 徐振宇, 胡道春. 6082 铝合金热变形过程中的动态再结晶行为[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(6): 1230–1237.
- XU Zhen-yu, HU Dao-chun. Dynamic recrystallization behavior of 6082 aluminum alloy during hot deformation[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(6): 1230–1237.
- [7] 刘建勃, 王智毅. Al-Mg-Si 铝合金热变形过程动态再结晶行为研究[J]. 热加工工艺, 2017, 46(9): 67–70, 74.
- LIU Jian-bo, WANG Zhi-yi. Investigation on dynamic recrystallization behavior of Al-Mg-Si aluminum alloy during hot deformation[J]. Hot Working Technology, 2017, 46(9): 67–70, 74.
- [8] 胡建良, 王欢, 薄宏, 等. 高强铝合金锻件组织均匀性的低温小变形调控[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(11): 2560–2569.
- HU Jian-liang, WANG Huan, BO Hong, et al. Novel method of microstructure homogeneity regulation of high strength aluminum forging [J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(11): 2560–2569.
- [9] REN W W, XU C G, CHEN X L, et al. Microstructure and critical strain of dynamic recrystallization of 6082 aluminum alloy in thermal deformation[J]. IOP Conference Series: Materials Science and Engineering, 2018, 369(1): 012022.
- [10] 李泽程, 邓运来, 袁满发, 等. 等温压缩及后续热处理对 Al-Mg-Si 合金晶粒结构演变的影响[J]. 中南大学学报: 英文版, 2021, 28(9): 2670–2686.
- LI Ze-cheng, DENG Yun-lai, YUAN Man-fa, et al. Effect of isothermal compression and subsequent heat treatment on grain structures evolution of Al-Mg-Si alloy[J]. Journal of Central South University, 2021, 28(9): 2670–2686.
- [11] 冉旭, 孙宏伟, 杜明, 等. 固溶处理对 6082 锻造铝合金控制臂组织与性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2016, 37(12): 56–61.

- RAN Xu, SUN Hong-wei, DU Ming, et al. Effect of solution treatment on microstructure and properties of 6082 forged aluminum alloy control arm[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2016, 37(12): 56–61.
- [12] 韩云. 热处理工艺参数对锻造铝合金性能和内部组织的影响[D]. 秦皇岛: 燕山大学, 2013.
- HAN Yun. The effect of initial texture and precipitation on rolling and recrystallization texture[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2013.
- [13] ZHANG C S, WANG C X, GUO R, et al. Investigation of dynamic recrystallization and modeling of microstructure evolution of an Al-Mg-Si aluminum alloy during high-temperature deformation[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2019, 773: 59–70.
- [14] 韦韡. 6082铝合金筋类锻件热变形行为及组织性能研究[D]. 北京: 机械科学研究总院, 2013.
- WEI Wei. Study on thermal deformation behavior and microstructure properties of 6082 aluminum alloy forgings[D]. Beijing: General Institute of Mechanical Science, 2013.
- [15] 刘维坊. 锻造工艺参数对6082铝合金组织演变影响规律的研究[D]. 北京: 机械科学研究总院, 2016.
- LIU Wei-fang. Effect of forging parameters on microstructure evolution of 6082 aluminum alloy[D]. Beijing: General Institute of Mechanical Science, 2016.
- [16] LANG Y J, CAI Y H, CUI H, et al. Effect of strain-induced precipitation on the low angle grain boundary in AA7050 aluminum alloy[J]. *Materials & Design*, 2011, 32(8/9): 4241–4246.
- [17] ZRIBI Z, KTARI H H, HERBST F, et al. EBSD, XRD and SRS characterization of a casting Al-7wt%Si alloy processed by equal channel angular extrusion: dislocation density evaluation[J]. *Materials Characterization*, 2019, 153: 190–198.
- [18] CHENG W J, LIU W, FAN X B, et al. Cooperative enhancements in ductility and strain hardening of a solution-treated Al-Cu-Mn alloy at cryogenic temperatures[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 790: 139707.
- [19] HUMPHREYS F J, HATHERLY M. Recrystallization and related annealing phenomena[M]. Pergamon: Elsevier's Materials Science, 2004: 574.
- [20] TEICHMANN K, MARIOARA C D, ANDERSEN S J, et al. TEM study of β' precipitate interaction mechanisms with dislocations and β' interfaces with the aluminium matrix in Al-Mg-Si alloys[J]. *Materials Characterization*, 2013, 75: 1–7.
- [21] STARINK M J, WANG S C. A model for the yield strength of overaged Al-Zn-Mg-Cu alloys[J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(17): 5131–5150.
- [22] SUNDE J K, LU F, MARIOARA C D, et al. Linking mechanical properties to precipitate microstructure in three Al-Mg-Si(-Cu) alloys[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 807: 140862.
- [23] GUO X B, ZHANG Y, ZHANG J, et al. A precipitate-strengthening model based on crystallographic anisotropy, stress-induced orientation, and dislocation of stress-aged Al-Cu-Mg single crystals[J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2017, 48(10): 4857–4870.

Evolution of grain substructure and precipitation in 6082 aluminum alloy forgings and their effects on properties

LI Jun-jun¹, DENG Yun-lai^{1,2}, GUO Xiao-bin²

(1. Research Institute of Light Alloy, Central South University, Changsha 410083, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: To study the influence of substructure evolution on mechanical properties of 6082 aluminum alloy forgings, the forging tests of 6082 aluminum alloy were carried out at different strain rates. By means of EBSD and TEM characterization, the effects of subgrain volume fraction and dislocation density on precipitation strengthening were investigated under different heat treatment conditions. The results show that, when the deformation temperature is 490 °C, the density of subgrain and dislocation in the deformed microstructure of 6082 aluminum alloy increases with the increase of strain rate, while the degree of recrystallization decreases continuously. During the subsequent heat treatment process, the substructure acts as the favorable nucleation point to induce the nucleation of the precipitated phase, and the precipitation diameter decreases with the increase of dislocation density, and the spacing becomes smaller, and the quantity density increases. At the same time, the contribution of dislocation density and subgrain volume fraction to the precipitation strengthening is linear, which affects the strengthening effect of the precipitation. When both two strength contributions reach the balance, the mechanical properties are the best after (550 °C, 1 h solid solution)+(180 °C, 12 h) artificial aging heat treatment, the yield strength reaches 331.4 MPa, and the elongation is 9.9%.

Key words: 6082 aluminum alloy; forging; dislocation density; substructure; precipitation strengthening

Foundation item: Project(TC190H3ZV) supported by the National New Material Production and Application Demonstration Platform Construction Program of China

Received date: 2021-07-27; **Accepted date:** 2021-09-03

Corresponding author: GUO Xiao-bin; Tel: +86-15111390850; E-mail: xiaobinguo@csu.edu.cn

(编辑 龙怀中)