

淬火弹性应变能对 7050 铝合金时效亚晶界演变的影响

顾 伟¹, 李静媛¹, 王一德¹, 卢继延², 周玉焕²

(1. 北京科技大学 材料科学与工程学院, 北京 100083;

2. 广东坚美铝型材厂(集团)有限公司 技术中心, 佛山 528231)

摘 要: 研究 7050 铝合金型材在固溶淬火与分级时效各阶段亚晶界的演变, 阐明亚晶界形成与晶粒内取向梯度的关系。结果表明: 固溶淬火后长轴为 200 μm 、短轴为 80 μm 的纺锤状粗晶组织经过(121 $^{\circ}\text{C}$, 360 min)+(177 $^{\circ}\text{C}$, 60 min)双级时效处理后, 被分割碎化成 20 μm 左右的等轴状细小亚晶组织。电子背散射衍射技术(EBSD)证实碎化由小角度晶界分割造成, 且固溶淬火后晶面的弯曲程度经时效后降低了 77.8%。透射电镜(TEM)结果表明, 时效过程使淬火散乱位错逐步形成位错列和小角度晶界。二级时效时 MgZn_2 相在亚晶界上析出, 促进了 Graff 试剂的侵蚀效果, 使得在光学显微镜(OM)下可观察到亚晶界。

关键词: 7050 铝合金; 时效; 晶粒细化; 取向梯度; 亚晶界

中图分类号: TG146.21

文献标志码: A

Effect of quenching elastic strain energy on evolution of sub-grain boundaries in 7050 Al alloy during aging

GU Wei¹, LI Jing-yuan¹, WANG Yi-de¹, LU Ji-yan², ZHOU Yu-huan²

(1. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China;

2. Technology Center, Guangdong Jianmei Aluminum Profiles Factory (Group) Co., Ltd., Foshan 528231, China)

Abstract: The evolution of sub-grain boundaries of 7050 Al alloy profiles during solution quenching and interrupted aging treatment was studied, and the relationship between formation of the sub-grain boundaries and the orientation gradient was clarified. The results show that the spindle-shaped grains with 200 μm in length and 80 μm in width after solution quenching break into fine equiaxed sub-grains with average diameter of about 20 μm after duplex aging at (121 $^{\circ}\text{C}$, 360 min) and (177 $^{\circ}\text{C}$, 60 min). EBSD analysis demonstrates that grain refinement results from the segmentation of coarse grains by low angle grain boundaries and the lattice curvature due to solution quenching decreases by 77.8% after aging treatment. The investigation of TEM shows that the scattered dislocations by quenching arrange into dislocation arrays and low angle grain boundaries with aging time. MgZn_2 precipitates on the sub-grain boundary, which helps the etchant Graff to visualize the sub-grain boundary using OM in the secondary aging.

Key words: 7050 Al alloy; aging; grain refinement; orientation gradient; sub-grain boundary

晶粒间取向差是表征晶界能量和区分晶界类型的关键参数, 晶界能量会对合金的强度和塑韧性产生直接影响。晶粒内部取向差与晶粒内的位错密度有关, 也是造成晶内储能升高的重要因素。因此, 很多学者对取向差、晶界及其关系进行了大量研究。

EL-DASHER 等^[1]用 EBSD 技术获取小变形晶体的取向, 并根据取向差与位错密度公式的定量计算得到位错密度分布图。林亮华等^[2]研究认为, 在退火过程中原热轧产生的位错将排列成位错墙, 使晶粒分割为亚晶。HUANG 等^[3]分析了热变形铝合金退火过程中亚

晶的不连续生长，并讨论了平均取向差与亚晶生长和小角度晶界迁移率之间的关系。

尽管如此，很少有文献报道 7050 铝合金亚晶界和亚晶形成与时效析出的关系，但在时效析出强化的过程以及机理方面的研究受到更广泛关注。如 DESHPANDE 等^[4]和 SHEN 等^[5]认为 7050 铝合金再结晶时亚晶界转变为大角度晶界，造成晶粒粗大化。LANG 等^[6]认为，通过应变诱导析出的第二相可以钉扎住更多小角度晶界，从而提高 7050 铝合金的强度和韧性。WANG 等^[7-8]和 CAI 等^[9]通过对晶界析出相的形貌与取向差关系的研究发现，析出物不能在取向差小于 3°的小角度晶界上形核长大。因此，本文作者旨在探究 7050 铝合金在时效过程中亚晶界和亚晶的形成原因，通过采用 OM、EBSD 和 TEM 方法研究 7050 铝合金挤压型材在固溶淬火和人工时效处理过程中晶粒内部取向梯度的变化以及亚晶界的演变过程。

1 实验

采用 7050 铝合金热挤压型材，其化学成分如表 1 所列。从型材同一位置截取 5 个长 10 mm 的方块，在 477 °C 下固溶保温 1 h 后水淬，淬火转移时间小于 5 s。然后，不同试样分别在 121 °C 和 177 °C 进行一级、二级时效。固溶试样编号为 SQ(Solution quenching)，时效试样编号为 AG(Aging)，具体工艺参数如表 2 所列。

表 1 实验用 7050 铝合金型材的化学成分

Table 1 Chemical composition of investigated 7050 Al alloy profiles (mass fraction, %)

Zn	Mg	Cu	Zr	Fe	Si	Ti	Al
5.84	2.32	2.04	0.11	0.039	0.041	0.012	Bal.

表 2 固溶淬火(SQ)和人工时效(AG)热处理方案

Table 2 Heat treatments schedule of solution quenching (SQ) and artificial aging (AG) treatment

Heat treatment	Sample No.	Temperature and holding time of heat treatment
Solution	SQ	(477 °C, 1 h)
First aging	AG30	(477 °C, 1 h)+(121 °C, 30 min)
	AG360	(477 °C, 1 h)+(121 °C, 360 min)
Second aging	AG360-5	(477 °C, 1 h)+(121 °C, 360 min)+(177 °C, 5 min)
	AG360-60	(477 °C, 1 h)+(121 °C, 360 min)+(177 °C, 60 min)

所有试样经 Graff Sargent 试剂^[10]或 Keller 试剂侵蚀后，在 Leica DM2500M 光学显微镜下观察微观组织形貌。采用 LEO-1450 型扫描电镜的 EBSP 组件(EBSD)扫描晶粒取向，并用 HKL-Channel 软件分析晶粒内部的小角度晶界和亚晶形貌。透射试样用 30%硝酸甲醇溶液进行双喷，采用 JEDL JEM-2010 透射电镜(TEM)观察位错、亚晶界和析出物。

2 实验结果

2.1 不同热处理后晶粒尺寸变化

图 1 所示为经不同热处理后 7050 铝合金的晶粒形貌。由图 1(a)可见，挤压试样经 477 °C、1 h 固溶后发生了再结晶和再结晶晶粒长大。受挤压纤维组织影响，SQ 试样内晶粒呈纺锤状，其长、短轴分别为 200 和 80 μm。在固溶淬火后分别经 121 °C 保温 30 和 360 min 的一级时效热处理，AG30 和 AG360 这两个试样内晶粒平均尺寸未见明显变化，其形貌仍为纺锤状。但是继续升至二级时效温度 177 °C 并保温 5 min 后的 AG360-5 试样的晶粒内开始出现未闭合的晶界线。当保温时间延长至 60 min 后，如图 1(e)所示，试样 AG360-60 中原粗大的纺锤状晶粒被分割碎化为等轴晶，且尺寸细化至 20 μm 左右。

上述实验中图 1(a)~(e)所示为采用 Graff Sargent 侵蚀剂侵蚀的样品的组织形貌。用 Keller 试剂侵蚀后发现，所有试样的晶粒尺寸和形貌均无明显变化。图 1(f)所示为经 Keller 试剂侵蚀的 AG360-60 试样的组织形貌。可以看出，晶粒仍为纺锤状，且晶内没有任何晶界线和被碎化的细小等轴晶。说明 Keller 试剂是通过晶体取向的差异来区分并着色以辨识不同晶粒。显然，对取向略有差异的晶粒组织难以通过着色衬度显示出来。根据文献[10-11]报道，Graff Sargent 试剂主要侵蚀晶界，且对于取向差较小的亚晶界，该试剂也能侵蚀并显现。由此可以初步判断，AG360-5 和 AG360-60 这两个二级时效试样中未闭合晶界线为小角度晶界，并将晶粒分割碎化为亚晶。

2.2 不同热处理阶段小角度晶界演变

利用 EBSD 软件能计算并描述出小角度晶界 LAGB(Low angle grain boundary，即取向差小于 10°)与大角度晶界 HAGB(High angle grain boundary，即取向差大于 10°)。图 2 所示为不同处理阶段试样内部不同取向差角的晶界，其中黑色为 HAGB，蓝色为 LAGB。从图 2 中可以看出，SQ 试样晶粒尺寸粗大，

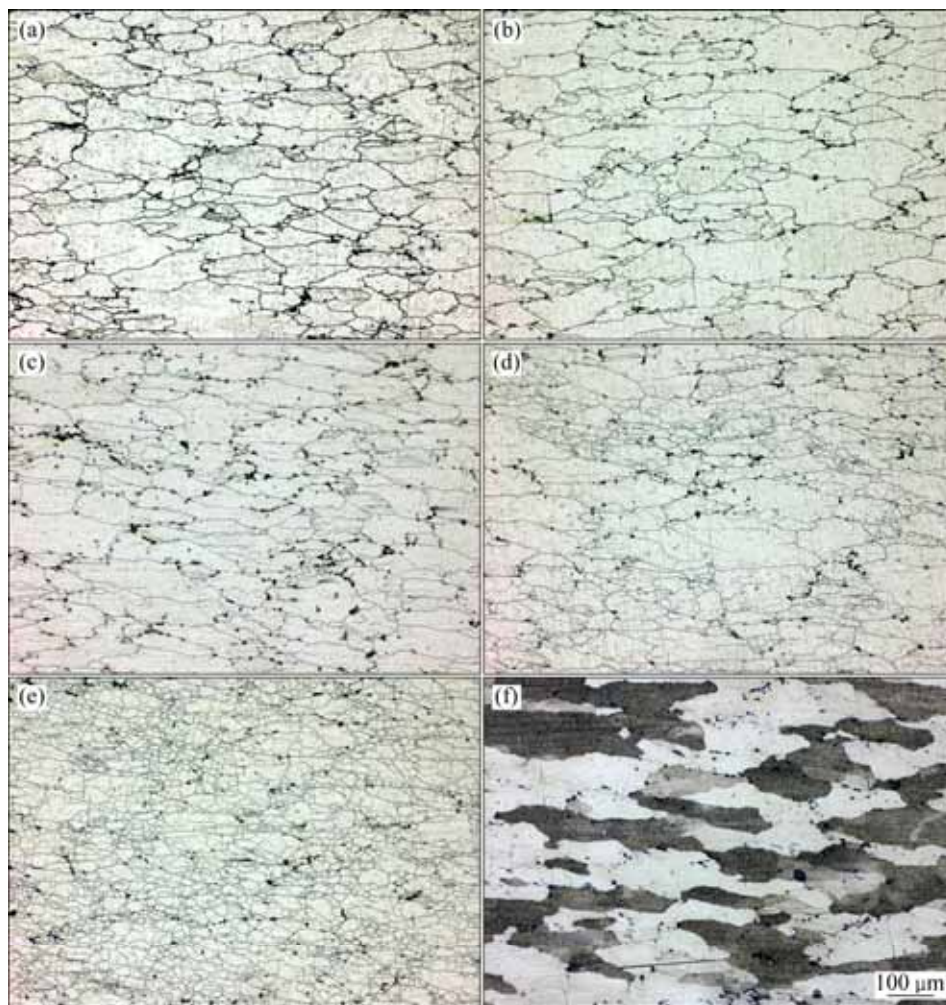


图 1 经不同热处理后 7050 铝合金的晶粒形貌

Fig. 1 Optical microstructure of 7050 Al alloy after different heat treatments (All of samples etched by Graff Sargent except sample of (f) by Keller): (a) SQ; (b) AG30; (c) AG360; (d) AG360-5; (e), (f) AG360-60

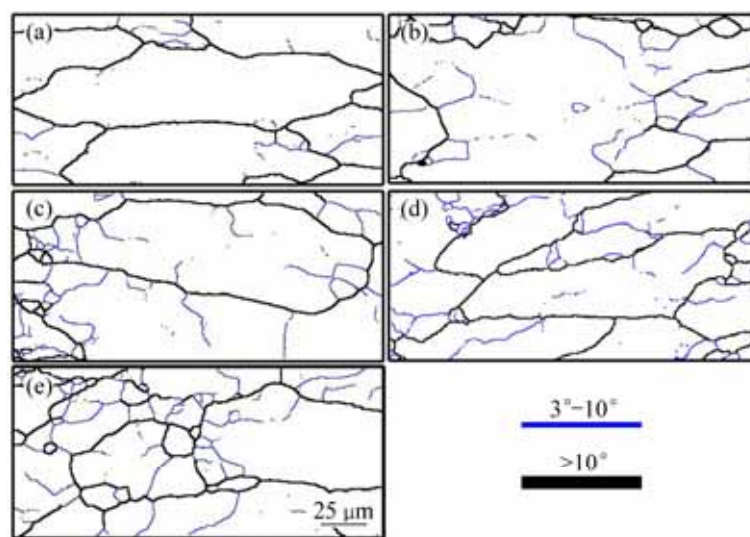


图 2 经不同热处理后 7050 铝合金两种取向差晶界包围的晶粒的 EBSD 图

Fig. 2 EBSD maps showing grain boundary of 7050 Al alloy after different heat treatments: (a) SQ; (b) AG30; (c) AG360; (d) AG360-5; (e) AG360-60

且有极少量LAGB。在AG30试样中则开始由HAGB上不同位置向晶内生长未闭合的LAGB。延长保温时间至AG360时,在晶粒内的三叉晶界处LAGB开始闭合。在二级时效初期,AG360-5试样晶粒内部的LAGB开始穿透整个晶粒,将晶粒分割成几部分。至AG360-60试样时,晶粒内部已被LAGB碎化成细小亚晶。

由图2可以看出,在整个时效过程中发生了LAGB的产生、长大和闭合过程,也验证了Graff试剂对LAGB的侵蚀效果以及AG360-60试样中碎化的晶粒为亚晶的结论。但Graff试剂未能对固溶和一级时效试样中的LAGB侵蚀识别,其原因将在第3节讨论。

2.3 不同热处理阶段晶内取向梯度的演变过程

根据以往的研究^[12],7000系铝合金经高温淬火后易在试样内部形成残余应力,此淬火应力以晶体平面弯曲的形式将弹性应变能储存在固溶淬火后的晶粒中。晶体平面弯曲可用晶粒内各点间的取向差来描述。

利用EBSD数据除了可直观地表示晶界的取向差角外,还可由晶粒内各点的取向计算视场内任意两点的晶体取向差。将由EBSD获得的晶粒内任意两点的取向差($\Delta\theta_i$)与这两点间的距离(l)之比定义为晶粒的取向梯度,即 $\Delta\theta_i/l$ 。晶粒内的取向梯度是对晶面弯曲程度(即晶面曲率)的一种描述,能反映出晶体内部储存的弹性应变能。研究晶内的取向梯度在SQ、AG30和AG360-60这3个阶段的变化,可分析晶面弯曲的变化过程,也能说明弹性应变能的储存与释放。本实验中SQ、AG30和AG360-60试样中晶粒内部取向梯度的统计结果如图3所示。

由图3可见,固溶淬火(SQ)后试样晶粒内的取向

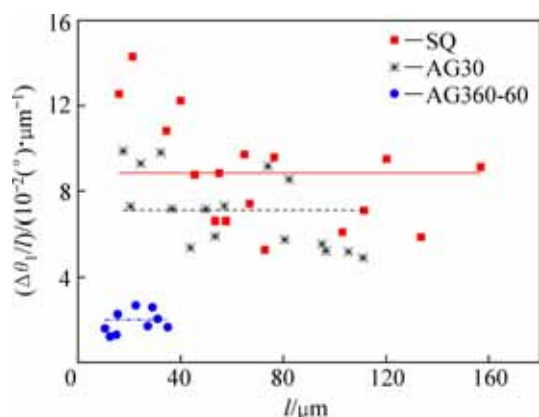


图3 3个不同热处理试样的取向梯度分布

Fig. 3 Orientation gradient distribution during three key stages of different heat treatments

梯度最大,平均约为 $9 \times 10^{-2} (^\circ)/\mu\text{m}$ 。经一级时效AG30后取向梯度开始减小,到二级时效试样AG360-60,取向梯度比固溶淬火后取向梯度降低了77.8%,此时平均取向梯度约为 $2 \times 10^{-2} (^\circ)/\mu\text{m}$ 。需要说明的是,为避免晶界对晶内取向梯度统计的影响,在测量取向梯度时所取两点之间均无LAGB或HAGB。由于时效的进行,亚晶界逐渐增多,晶粒变细小,因此在AG360-60试样取向梯度的统计中,测量距离均小于 $40 \mu\text{m}$ 。

3 讨论

根据上述实验结果发现,从固溶到时效,晶面弯曲程度逐步降低且LAGB数量逐渐增加。也就是说,SQ试样中晶面弯曲最大,LAGB数量最少,AG360-60试样晶面弯曲程度最小,而LAGB的数量最多。

根据文献[13-15],高温淬火易在金属内部形成散乱分布的位错环,这些高能不稳定状态的位错环致使晶面弯曲,并将弯曲引起的弹性应变能储存在晶粒内,形成前文所述的淬火应力。晶体内部取向梯度 $\Delta\theta_i/l$ 与晶粒内的晶面曲率 κ 物理意义相近,都描述了晶面的弯曲程度。由于晶粒的晶面弯曲是由晶粒内大量同号位错的聚集造成的,因此,弯曲晶面的曲率 κ 与单位体积内位错线含量有关^[16]。根据NYE^[17]所述,当晶体内部弯曲晶面的曲率为 κ 时,单位体积内需聚集 $n=\kappa/b$ 条位错线,因此,晶粒所储存的弹性应变能为这 n 条位错线的应变能之和:

$$E_{\text{total}} = \sum_{i=1}^n E_i = n \frac{Gb^2}{4\pi(1-\nu)} \ln\left(\frac{R}{r_0}\right) = \frac{\kappa Gb}{4\pi(1-\nu)} \ln \frac{b}{\kappa r_0^2} \quad (1)$$

式中: E_{total} 为由 n 条位错线造成的晶体弯曲所储存的总能量; E_i 为第 i 条位错线的能量; G 、 b 和 ν 分别为剪切模量、柏氏矢量和泊松比; r_0 为位错畸变区半径; R 为位错应力场最大作用范围的半径; κ 为弯曲晶面的曲率。

单位体积内 n 条位错线中相互间的平均间距为 $D_V = \sqrt[3]{1/n}$ 。在热激活作用下,这些位错线受弯曲晶面的驱动将发生交滑移和攀移形成LAGB,在单位面积LAGB上,位错间距 $D_S = \sqrt{1/n}$ 。因此,从散乱分布于整个晶粒内的弯曲区域의 同号位错重新排列成LAGB过程中能量的变化为

$$\Delta E = E_{\text{total}} - E_{\text{order}} = \frac{nGb^2}{4\pi(1-\nu)} \ln \frac{D_V}{D_S} \quad (2)$$

式中: E_{order} 为位错有序排列形成小角度晶界时晶内的能量。

于是, n 条位错线对小角度晶界能量贡献即为这些位错线由散乱高能状态排列为LAGB所造成的能量损失, 于是有

$$\Delta E = A\kappa \ln \frac{\kappa}{b}, \quad \text{且 } A = \frac{Gb}{24\pi(1-\nu)} \quad (3)$$

由 n 条位错线造成的曲率角与曲率之间的关系为 $2\pi\theta/360=\kappa$, 因此, 从散乱分布位错组态到形成小角度晶界的能量变化为

$$\Delta E = B\theta \ln \frac{\theta}{b}, \quad \text{且 } B = \frac{Gb}{4320(1-\nu)} \cdot \ln \frac{2\pi}{360} \quad (4)$$

随着曲率角 θ 逐渐累加, 晶界两侧的取向相差越来越大, 形成与原取向不同的两部分晶体。在此过程中能量的累积与在晶体某晶面确定长度上弯曲程度有很大关系。将式(4)对距离求偏导数得:

$$\frac{\partial(\Delta E)}{\partial l} = \frac{\partial \left[B\theta \ln \left(\frac{\theta}{b} \right) \right]}{\partial l} = B \left(\frac{\partial \theta}{\partial l} \cdot \ln \frac{\theta}{b} + 1 \right) \quad (5)$$

根据式(5), 对于包含 n 条位错线的单位体积来说, $\partial(\Delta E)/\partial l$ 与取向梯度 $\partial\theta/\partial l$ 成正比。由于位错造成的弯曲晶面的曲率角即为取向差角, 因此, 式(5)说明晶面曲率角较大的晶粒内累积的能量更多, 也更容易形成LAGB。这一过程消耗内部储能, 导致基体保持较低能量状态, 组织结构也比较稳定。因此, 本实验中7050铝合金在时效过程中亚晶界和亚晶的形成是一

个储能释放的过程, 将造成高能量的弯曲畸变晶面向低能量的平直晶面转化。整个组织变化过程如图4所示。从组织演变来看, 最初在固溶淬火试样中散乱分布着许多位错。经时效后, 这些位错在弹性应变能和热激活双重作用下发生滑移和攀移运动, 并由于系统能量降低原则逐步形成位错列。随着时效温度的升高和时效时间的延长, 如图4(b)和(c)所示, 这些位错列中位错的距离不断缩小, 同时还继续吸收基体中散乱分布的位错, 最终使得基体两侧的取向差累积至形成LAGB。

图5所示为不同热处理阶段7050铝合金的TEM像。由图5可知, TEM结果证实了上述推论, 同时还发现在一级时效阶段位错列上没有析出物产生, 如图5(b)和(c)所示。这是因为HASS等^[18]的研究结果表明, 位错列造成的两侧基体取向差过小($<3^\circ$), 析出物难以在位错列上优先形核与长大。同时, 第二相未能在位错和位错列上析出, 使得位错得以继续运动, 并逐渐转变为LAGB。在二级时效时, 位错列迅速转变为LAGB, 且取向差角 $\geq 3^\circ$, 因此, MgZn_2 相在LAGB上优先形核并长大。如图5(d)所示, 在AG360-60试样的LAGB上观察到断续的约15 nm的析出相。这些析出相钉扎住LAGB, 使其难以继续运动。最终晶粒内的位错密度降低, 不同位置处的取向差减小, 晶面弯曲程度明显下降(见图3)。

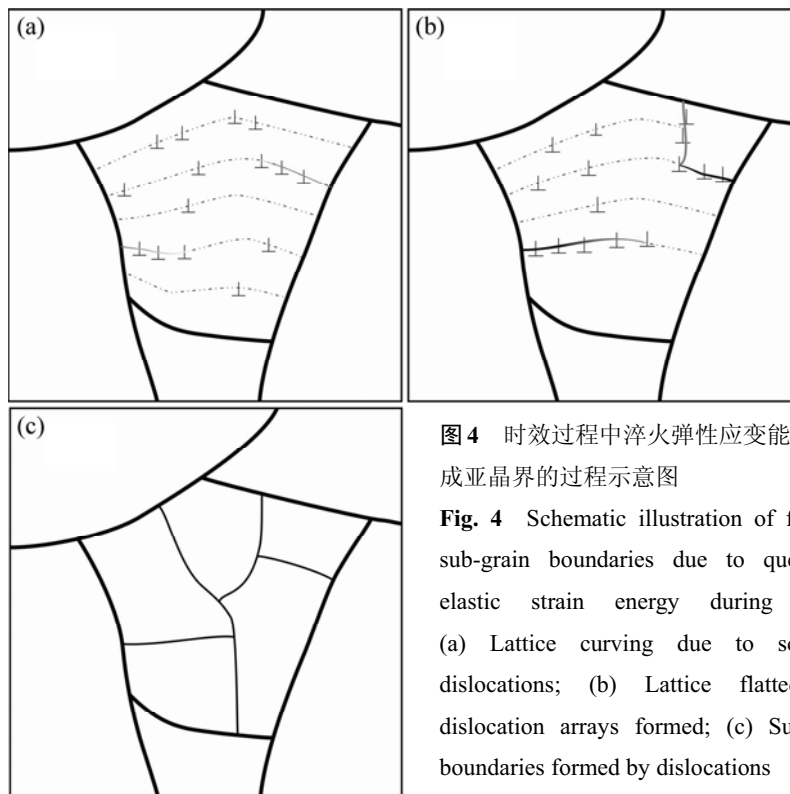


图4 时效过程中淬火弹性应变能推动形成亚晶界的过程示意图

Fig. 4 Schematic illustration of forming sub-grain boundaries due to quenching elastic strain energy during aging: (a) Lattice curving due to scattered dislocations; (b) Lattice flattened and dislocation arrays formed; (c) Sub-grain boundaries formed by dislocations

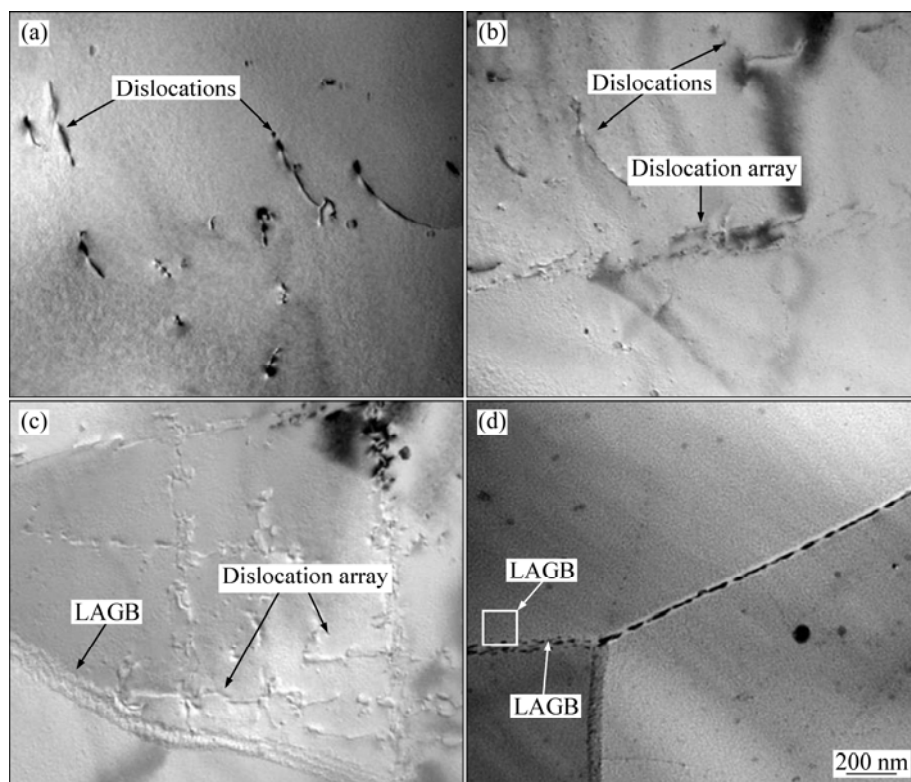


图 5 不同热处理阶段 7050 铝合金的 TEM 像

Fig. 5 TEM images of 7050 Al alloy subjected to different heat treatments: (a) SQ, scattered dislocations; (b) AG360, dislocation array formed by rearranged dislocations; (c) AG360, various dislocation arrays merging into LAGB; (d) AG360-5, LAGBs

BUHA 等^[19]和 RANGANATHA 等^[20]研究认为, 7050 铝合金在一级时效时析出相为富 GP 区和 η' 相, 但在二级时效析出相为 η 相(即 MgZn_2), 而且 WANG 等^[7]和杨文玲等^[21]认为, 在晶界上析出相为更易侵蚀的富 Mg 相。综合以上关于亚晶形成和析出物的研究结果可以看出, Graff 试剂可以侵蚀出二级时效中的 LAGB, 但是无法显现固溶和一级时效中的 LAGB, 这应该归因于二级时效时 MgZn_2 相沿亚晶界的析出。

4 结论

1) 7050 铝合金固溶态 $200\ \mu\text{m} \times 80\ \mu\text{m}$ 的纺锤状晶粒在随后的时效过程中, 被小角度晶界逐步分割碎化成直径约为 $20\ \mu\text{m}$ 的等轴状亚晶。

2) 固溶淬火形成的大量散乱同号位错造成晶面弯曲, 使得晶粒内部储存弹性应变能。人工时效处理时, 在此能量和热激活双重作用下淬火位错滑移重排, 形成位错列和 LAGB, 能量释放且晶面变平直, 同时组织被分割碎化为细小亚晶。

3) 在 $177\ ^\circ\text{C}$ 二级时效时, 沿着 LAGB 析出了

MgZn_2 相, 提高了 Graff 试剂的侵蚀效果, 使得能在光学显微镜下观察到亚晶界。

REFERENCES

- [1] EL-DASHER B S, ADAMS B L, ROLLETT A D. Viewpoint: experimental recovery of geometrically necessary dislocation density in polycrystals[J]. Scripta Materialia, 2003, 48(2): 141–145.
- [2] 林亮华, 刘志义, 韩向楠, 陈旭, 李尧. 大变形量 Al-Zn-Mg-Cu 合金的热轧板再结晶行为[J]. 中南大学学报: 自然科学版, 2011, 42(10): 2990–2995.
LIN Liang-hua, LIU Zhi-yi, HAN Xiang-nan, CHEN Xu, LI Yao. Recrystallization behavior of hot-rolled Al-Zn-Mg-Cu alloy after great deformation[J]. Journal of Central South University: Science and Technology, 2011, 42(10): 2990–2995.
- [3] HUANG Y, HUMPHREYS F J. Subgrain growth and low angle boundary mobility in aluminium crystals of orientation $\{110\}<001>$ [J]. Acta Materialia, 2000, 48(8): 2017–2030.
- [4] DESHPANDE N U, GOKHALE A M, DENZER D K, LIU J. Relationship between fracture toughness, fracture path, and microstructure of 7050 aluminum alloy: Part I. Quantitative characterization[J]. Metallurgical and Materials Transactions A,

- 1998, 29(4): 1191–1201.
- [5] SHEN Kai, CHEN Jin-ling, YIN Zhi-min. TEM study on microstructures and properties of 7050 aluminum alloy during thermal exposure[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2009, 19(6): 1405–1409.
- [6] LANG Y, CAI Y, CUI H, ZHANG J. Effect of strain-induced precipitation on the low angle grain boundary in AA7050 aluminum alloy[J]. Materials & Design, 2011, 32(8/9): 4241–4246.
- [7] WANG D, NI D R, MA Z Y. Effect of pre-strain and two-step aging on microstructure and stress corrosion cracking of 7050 alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 494(1/2): 360–366.
- [8] WANG D, MA Z Y. Effect of pre-strain on microstructure and stress corrosion cracking of over-aged 7050 aluminum alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2009, 469(1/2): 445–450.
- [9] CAI B, ADAMS B L, NELSON T W. Relation between precipitate-free zone width and grain boundary type in 7075-T7 Al alloy[J]. Acta Materialia, 2007, 55(5): 1543–1553.
- [10] GRAFF W, SARGENT D. A new grain-boundary etchant for aluminum alloys[J]. Metallography, 1981, 14(1): 69–72.
- [11] 熊创贤, 邓运来, 万里, 张新明. 7050 铝合金板在固溶过程中微结构与组织的演变[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(3): 427–434.
- XIONG Chuang-xian, DENG Yun-lai, WAN Li, ZHANG Xin-ming. Evolutions of microstructures and textures of 7050 Al alloy plate during solution heat treatment[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(3): 427–434.
- [12] ROBINSON J S, TANNER D A, TRUMAN C E, PARADOWSKA A M, WIMPORY R C. The influence of quench sensitivity on residual stresses in the aluminium alloys 7010 and 7075[J]. Materials Characterization, 2012, 65: 73–85.
- [13] HIRSCH P B, SILCOX J, SMALLMAN R E, WESTMACOTT K H. Dislocation loops in quenched aluminium[J]. Philosophical Magazine, 1958, 32(3): 897–908.
- [14] ZHANG Zhi-hao, WANG Wen-ping, FU Hua-dong, XIE Jian-xin. Effect of quench cooling rate on residual stress, microstructure and mechanical property of an Fe-6.5Si alloy[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 530: 519–524.
- [15] 刘胜胆, 李承波, 李璐璐, 邓运来, 张新明. 7055 铝合金厚板的淬透性[J]. 中国有色金属学报, 2012, 22(6): 1564–1569.
- LIU Sheng-dan, LI Cheng-bo, LI Lu-lu, DENG Yun-lai, ZHANG Xin-ming. Hardenability of 7055 aluminum alloy plate[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2012, 22(6): 1564–1569.
- [16] MERRIMAN C C, FIELD D P, TRIVEDI P. Orientation dependence of dislocation structure evolution during cold rolling of aluminum[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 494(1/2): 28–35.
- [17] NYE J F. Some geometrical relations in dislocated crystals[J]. Acta Metallurgica, 1953, 1(2): 153–162.
- [18] de HASS M, de HOSSON J T M. Grain boundary segregation and precipitation in aluminium alloys[J]. Scripta Materialia, 2001, 44(2): 281–286.
- [19] BUHA J, LUMLEY R N, CROSKY A G. Secondary ageing in An aluminium alloy 7050[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 492(1/2): 1–10.
- [20] RANGANATHA R, KUMAR V A, NANDI V S, BHAT R R, MURALIDHARA B K. Multi-stage heat treatment of aluminum alloy AA7049[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2013, 23(6): 1570–1575.
- [21] 杨文玲, 陈志国, 黄裕金, 周娟, 胡炜. 微量 Zn 对 Al-4.2Cu-1.4Mg 合金应力腐蚀与微观组织的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2011, 40(7): 1206–1210.
- YANG Wen-ling, CHEN Zhi-guo, HUANG Yu-jin, ZHOU Xian, HU Wei. Effect of trace Zn on stress corrosion resistance and microstructure of Al-4.2Cu-1.4Mg alloy[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2011, 40(7): 1206–1210.

(编辑 陈卫萍)