

热处理对 7050 铝合金组织与性能的影响

张博涛¹ 孙小涵² 贺永东¹ 赵亿坤³

(1. 新疆大学材料科学与工程学院, 乌鲁木齐 830017; 2. 山东能源数字科技有限公司, 济南 250013; 3. 新疆大学物理科学与技术学院, 乌鲁木齐 830017)

摘要 采用扫描电镜、电子背散射衍射、透射电镜、维氏硬度等检测方法研究了 7050 铝合金固溶及时效过程中组织与硬度的变化。结果表明, 经 460、480 °C 固溶处理 60 min 后, 合金中剩余相为 S-Al₂CuMg 相及 Al₇Cu₂Fe 相, 随固溶温度升高, 第二相的溶解情况无明显变化, 但合金的取向逐渐分散, 再结晶程度增大, 小角度晶界减少, 460 °C × 60 min 固溶处理时硬度(HV)最高为 187。T6 时效过程中, 合金在 16 h 达到峰值时效硬度(HV), 为 232.9, 时效时间明显缩短, 时效后合金中分布大量的纳米级 η' 相、G.P. 区, 同时在晶内以及晶界处存在球状 Al₃Zr 相, Al₃Zr 粒子钉扎晶界与位错, 抑制再结晶晶粒的生长与位错的运动, 提高合金的力学性能。

关键词 7050 铝合金; 固溶处理; 再结晶; 微观组织

中图分类号 TG146.21; TG156.9

文献标志码 A

DOI: 10.15980/j.tzzz.T20240219

Effects of Heat Treatment on Microstructure and Properties of 7050 Aluminum Alloy

ZHANG Botao¹, SUN Xiaohan², HE Yongdong¹, ZHAO Yikun³

(1. School of Materials Science and Engineering, Xinjiang University, Urumqi 830017; 2. Shandong Energy Digital Technology Co., Ltd., Ji'nan 250013; 3. School of Physics Science and Technology, Xinjiang University, Urumqi 830017)

Abstract: The structure evolution and hardness variation of 7050 aluminum alloy during solution and aging processes were investigated using scanning electron microscopy, electron backscatter diffraction, transmission electron microscopy, and Vickers hardness. The results indicate that the residual phases in the alloy are S-Al₂CuMg phase and Al₇Cu₂Fe phase after solution treatment at 460 °C and 480 °C for 60 min. As solution temperature rises, dissolution of the second phase has little change. However, the orientation of the alloy is gradually dispersed, the recrystallization degree is increased, and the low-angle grain boundaries are decreased. The maximum hardness of 187 HV is achieved under 460 °C × 60 min. During the T6 aging process, the peak-aged hardness of 232.9 HV is realized at 16 h, and the aging time is greatly reduced. Large amounts of nanoscales η' phases and G.P. zones are distributed in the alloy after aging. Meanwhile, spherical Al₃Zr phases are observed at the grain boundary and within the grain, and Al₃Zr particles pin the grain boundary and dislocations, inhibiting the growth of recrystallized grains and the movement of dislocations, leading to the enhancement of mechanical properties.

Key Words: 7050 Aluminum Alloys, Solution Treatment, Recrystallization, Microstructure

7050 铝合金作为一种典型的沉淀硬化金属材料, 随着轻质结构材料的发展趋势, 以其质量轻、强度高、抗腐蚀和抗氧化以及抗疲劳性能好、耐应力腐蚀裂纹等特点, 在航空航天和汽车领域得到了广泛的应用^[1-4]。7050 铝合金主要用于飞机结构, 如机身框架、机翼、起落架支撑部件等^[5-6], 作为一种时效强化材料, 通常经过热处理以达到预期的性能。值得注意的是, 在热处理

过程中, 析出物的分布、含量、形态和晶粒尺寸都会发生变化, 这对合金的力学性能有明显影响^[7-9]。固溶热处理的目的是将合金元素溶解到基体中, 随后进行淬火处理以获得过饱和固溶体, 沉淀相在基体中溶解的程度将对时效沉淀过程产生重大影响, 最终影响其力学性能^[10-11]。

在较高的固溶温度下, 可溶性相能够更充分地重

收稿日期: 2024-05-21; 修订日期: 2024-09-05

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51861033); 新疆维吾尔自治区科技厅重点研发专项资助项目(2020B02007)

第一作者简介: 张博涛, 男, 1999 年出生, 硕士研究生, E-mail: zhangbt_cn@163.com

通信作者: 贺永东, 男, 1965 年出生, 教授, E-mail: hydongq@126.com

引用格式: 张博涛, 孙小涵, 贺永东, 等. 热处理对 7050 铝合金组织与性能的影响[J]. 特种铸造及有色合金, 2025, 45(9): 1 422-1 429.

ZHANG B T, SUN X H, HE Y D, et al. Effects of heat treatment on microstructure and properties of 7050 aluminum alloy[J]. Special Casting & Nonferrous Alloys, 2025, 45(9): 1 422-1 429.

新溶解。然而,对于单级固溶处理,固溶温度过高,合金可能会过烧,对力学性能不利。此外,高温下的固溶过程会导致再结晶严重,材料的强度、韧性甚至耐腐蚀性都会下降^[12-13]。因此,在不促进晶粒长大的情况下提高铝合金的固溶饱和度已成为一个主要的挑战。研究者对铝合金板材的固溶处理进行了大量研究,通过不同的方式来获得理想的晶粒尺寸。SUN Z C 等^[14]研究了不同变形条件下 AA7075 合金的位错密度、亚晶粒尺寸、晶粒尺寸和平均亚晶界取向偏差。NIE B H 等^[15]研究了合金成分对 7050 和 7085 合金淬火敏感性的影响,发现合金成分差异也可通过改变合金的淬火敏感性而影响合金的性能。同样,固溶处理或退火处理也会通过改变合金的组织结构而影响合金的性能。YASNII P V 等^[16]建立了包括位错密度和亚结构在内的显微组织与显微硬度之间的线性关系。FAN Y Q 等^[17]通过力学性能测试和电子背散射衍射(EBSD)观察,发现二级固溶处理没有明显改善合金的力学性能和再结晶。WANG L 等^[18]研究了快速加热和慢速加热都能使试样在固溶处理后产生再结晶和拉长晶粒,而快速加热的试样晶粒细化更明显。固溶处理是一个复杂多变的过程,有必要对固溶处理过程中的演变进行研究,以找到合适的固溶温度。

本研究以 7050 铝合金为对象,对其进行热轧、固溶及时效处理,以提高其力学性能。借助扫描电镜(SEM)、电子背散射衍射(EBSD)和透射电镜(TEM)等表征技术分析,阐明晶粒变化,沉淀行为和位错强化等相关机制。此外,还进行材料显微硬度测试,旨在为合金的力学性能演变研究提供参考。

1 试验过程与方法

使用 7050 铝合金铸锭作为试验的研究对象,采用成分为 99.90% (质量分数,下同)的工业高纯铝、99.995% 的纯锌、99.95% 的纯镁和阴极铜;同时使用 Al-50Cu、Al-5Zr、Al-6Ti 和 Al-3Be 中间合金作为原料。精炼温度为 730~740 °C,除气剂采用氯气与氩气的混合气体。铸锭的成分采用 Agilent 720 型光谱仪测试,见表 1。

表 1 7050 铝合金铸锭的化学成分

Tab.1 Chemical composition of 7050 aluminum alloy ingot %

w_B								
Zn	Mg	Cu	Zr	Ti	Fe	Si	Be	Al
6.05	2.21	2.16	0.11	0.025	0.03	0.02	0.001	余量

均匀化工艺为 465 °C×24 h+475 °C×4 h,均匀化后的试样经 5 道次轧制成 4 mm 厚的板材,总变形量为 80%。轧制后的试样分别在 460、480 °C 下固溶 60 min,然后水淬。

均匀化与固溶处理在 SX2-5-12A 箱式电阻炉中进行(电流为 32 A 和功率为 5 kW)。时效处理在 101-3B 型电热鼓风干燥箱中进行,试样在 120 °C 下时效,空冷。

采用德国耐驰 DSC 404 F3 型高温差示扫描量热仪(DSC)分析物相,升温速率为 10 °C/min,保护气体氩气。采用蔡司 sigma300 场发射扫描电镜和牛津 Xploer30 能谱仪分析不同状态的 7050 铝合金的微区形貌和成分。用 EDAX Hikari Plus 型电子背散射衍射观察合金试样的微观组织及晶粒的取向分布。EBSD 试样具体的制备过程为:将处理好的试样经砂纸打磨后进行电解抛光,电解液为 6% 的 HClO₄+34% 的 C₄H₁₀O+60% 的 CH₃O,温度为 -20 °C,电压为 15 V,电流为 0.2 mA,电抛时间为 30 s。场发射透射电镜为 FEI Tecnai TalosF20 型,加速电压为 300 kV。试样使用线切割切取试样中心部位 0.1 mm 厚度的薄片,砂纸磨至表面光洁无划痕且厚度小于 40 μm 以下,再使用离子减薄。硬度测试使用邦亿 401 MVA 型数显自动转塔显微硬度计,试验载荷为 1.96 N,保荷 15 s,每次测量 5 次,去掉最高值和最低值后取平均值。

2 试验结果与讨论

2.1 固溶处理对 7050 合金微观组织的影响

图 1 为合金轧制后的 DSC。可以发现,合金轧态只存在 1 个明显熔化峰,为 7050 铝合金的熔化峰,未出现低熔点熔化峰,说明合金经均匀化处理后低熔点的第二相已大部分溶入 α -Al 基体中。为充分溶解合金元素,提高合金的均匀性和强度,需确保固溶温度足够高;而为了避免产生过多的固溶相,使得合金硬度下降,还需考虑固溶温度不宜过高。因此本研究选取 7050 铝合金的固溶温度为 460 °C 与 480 °C 进行分析。

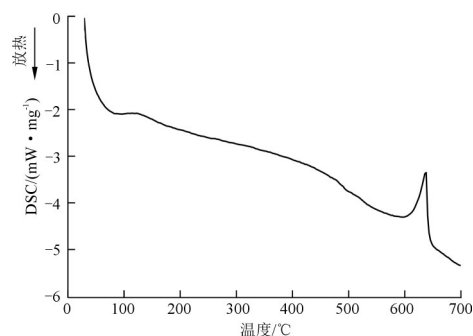


图 1 7050 铝合金轧态 DSC 曲线

Fig.1 As-rolled DSC curves of 7050 alloy

图 2 为 7050 铝合金轧态与经 460 °C、480 °C 固溶处理 60 min 后的 SEM 图像,表 2 为图 2 中标记位置的 EDS 能谱。从图 2 以及表 2 可知,均匀化处理后未溶解的 S-

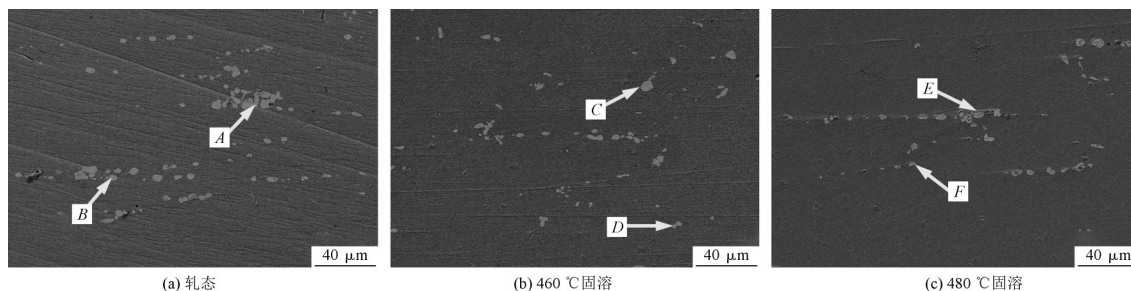


图 2 轧态和固溶态合金的 SEM 图像

Fig.2 SEM images of as-rolled and as-solubilized alloys

表 2 图 2 中不同位置处的 EDS 分析结果

Tab.2 EDS results of different positions in Fig.2 %

点	x_B					
	Al	Zn	Mg	Cu	Fe	Zr
A	48.70	1.70	24.48	25.05	0.04	0.03
B	67.61	0.16	0.01	21.52	10.69	0.01
C	48.34	1.56	24.17	25.73	0.18	0.02
D	69.00	0.54	0.24	20.35	9.78	0.09
E	48.33	1.70	24.45	25.45	0.04	0.03
F	68.44	0.28	0.09	20.96	10.23	—

Al_2CuMg 相和 Al_7Cu_2Fe 相沿轧制方向分布,并且轧态组织中第二相含量并不高,因为在均匀化处理后大部分都已回溶到 $\alpha-Al$ 基体中。经不同固溶处理后,合金中第二相的数量较轧态明显减少,但仍有少部分存在合金中,两种固溶温度下的形态没有明显区别。

图 3 为 7050 铝合金在轧制后以及 460 °C、480 °C 分别固溶处理 60 min 的晶粒取向分布图,图中不同颜色代表不同的晶向。从图 3a 中观察到轧态下 7050 铝合

金中并没有发现完整的晶粒结构,并且存在非常明显的择优取向,取向以 $[101]$ 为主,表明合金内的组织保留了合金的轧制初始取向。但是固溶处理后合金的择优取向发生分散,同时在取向为 $[101]$ 组织间分布着许多等轴晶粒并且晶粒随机分布,见图 3b、图 3c,可以看出合金已经发生再结晶行为。

7050 合金的再结晶程度可以通过 GOS 图判断,再结晶组织、亚结构和变形组织分布见图 4。其中,图中蓝色区域为合金发生再结晶区域,黄色为亚结构区域,红色为变形组织区域(基于原图为彩色进行描述,下同)。通过图 4a 和图 4b 可以看出,经过固溶处理后发现合金中存在亚结构和再结晶后的等轴晶,而原有的大部分变形组织消失。图 4c 可见固溶温度为 460 °C 的 7050 铝合金的再结晶率为 45.7%,亚结构为 4.9%,变形组织为 49.4%;固溶温度为 480 °C 时,7050 铝合金的再结晶率为 75.9%,亚结构为 3.7%,变形组织为

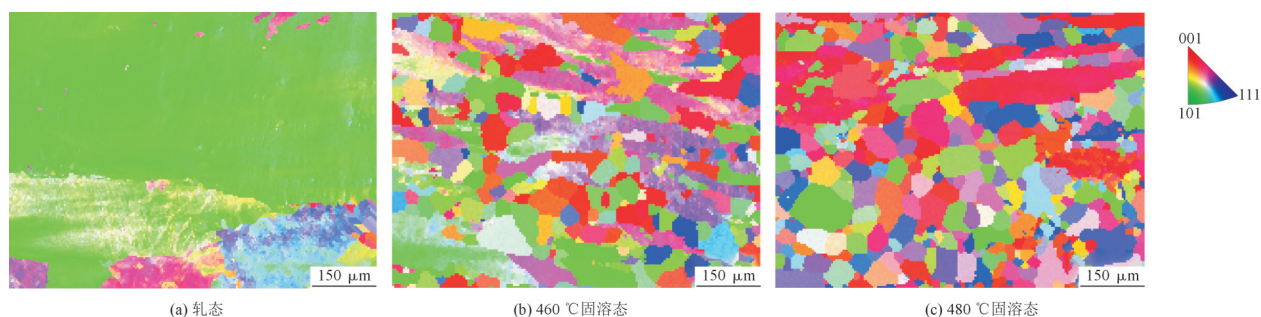


图 3 7050 合金的晶粒取向分布图

Fig.3 Grain orientation distribution of 7050 alloy

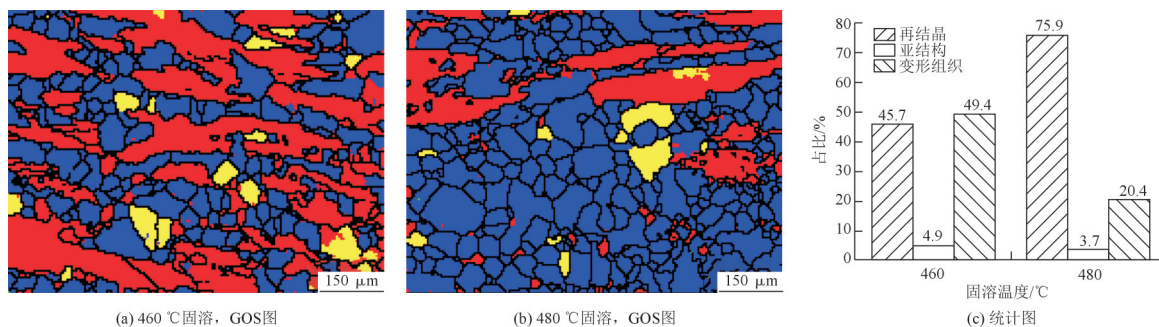


图 4 固溶处理后的 7050 合金的 GOS 图

Fig.4 GOS images of 7050 alloys after solid solution treatment

20.4%。由此可见,当固溶温度升高时,合金中的回复与再结晶程度增大,并且晶粒有长大的趋势,会导致合金的力学性能下降,因此选择适当的固溶温度对合金的回复与再结晶程度和性能十分重要。

图 5 为合金的晶界分布图与晶界取向差分布图。图中红色代表小角度晶界(LAGBs, $2^\circ < \theta < 15^\circ$),蓝色为大角度晶界(HAGBs, $\theta > 15^\circ$)。可以看出,合金轧态的晶界分布几乎全部为 LAGBs,占比高达

94.8%;平行于轧制方向的 HAGBs 构成了变形晶粒,在变形晶粒内部存在大量的 LAGBs。固溶温度为 460 °C 时,LAGBs 占比为 51.5%;固溶温度为 480 °C 时,LAGBs 占比为 29.6%。随着固溶处理的进行,以及固溶温度从 460 °C 升高到 480 °C 时,晶界在表现形式上,HAGBs 构成再结晶晶粒,占比增多,而 LAGBs 逐渐减少,固溶温度为 460 °C 时,合金的 LAGBs 占比最高。

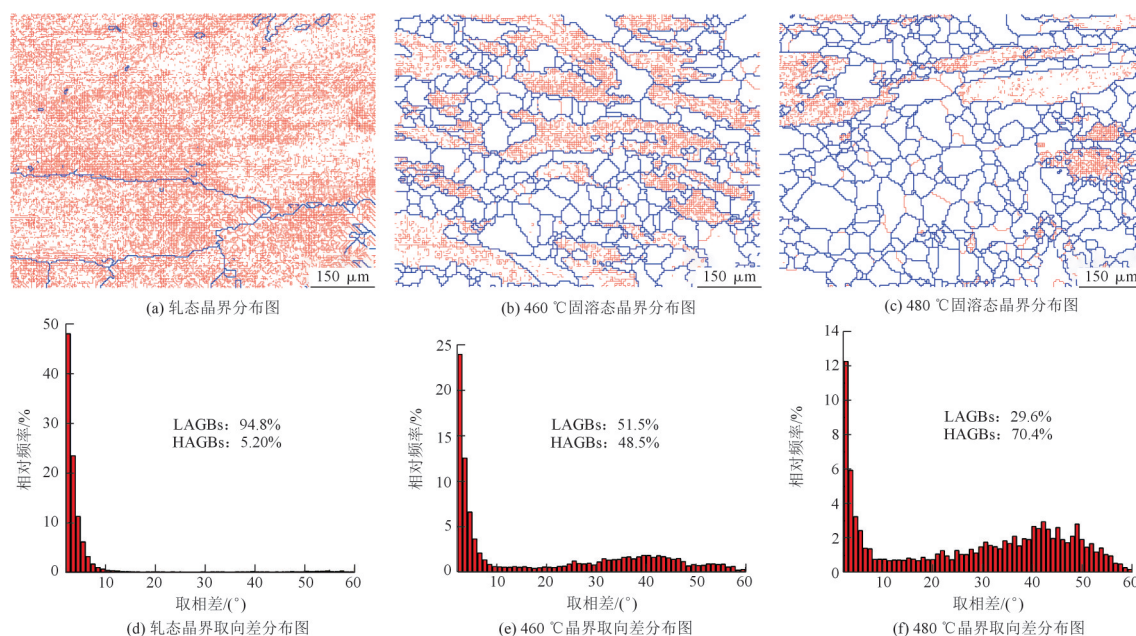


图 5 7050 合金的晶界分布图及晶界取向差分布图

Fig.5 Grain boundary distribution and orientation difference of grain boundary of 7050 alloy

7050 合金热变形后晶粒破碎细化,产生高密度的位错和(亚)晶界,阻碍了位错运动和位错向相邻晶粒的传播,从而强化了合金,即位错/(亚)晶界强化^[19-20]。若合金中再结晶率高,增加了 HAGBs 的体积分数,从而增加了界面能,导致晶界结构不稳定^[21]。相反,合金中的 LAGBs 可视为阻止晶界滑移集中的“位错胞”^[22],以此提高合金的强度。固溶温度为 460 °C 时,合金中的晶界大部分为 LAGBs,LAGBs 越多,位错密度越高,储

存畸变能越多,晶粒的强度和硬度也越高。

图 6 为 7050 铝合金轧态与固溶处理后的反极图(IPF)。由图 6a~图 6c 可以看出,轧态下合金中含有相当高比例的{001}基础结构,这表明 FCC 金属中的轧态试样表现出较强的立方取向^[23]。当固溶温度为 460 °C 时,合金组织表现出较强的<111>取向,这与 Copper 组织{112}<111>有关^[24]。当固溶温度升高到 480 °C 时,合金则表现出较强的<101>取向。

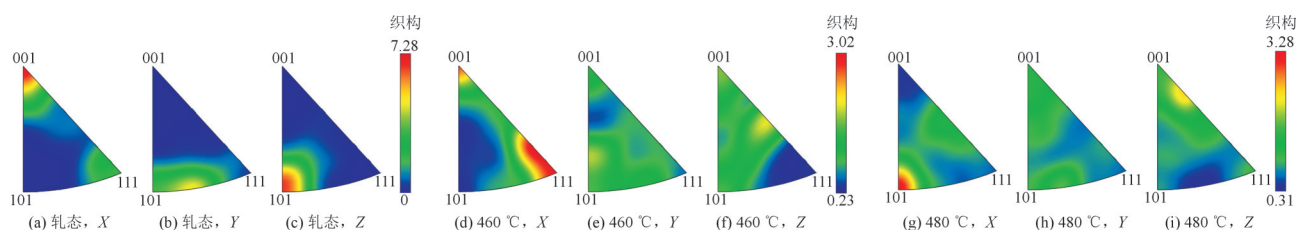


图 6 轧态及固溶处理后 7050 合金的反极图

Fig.6 IPF of as-rolled and as-solidified 7050 alloys

2.2 固溶处理对 7050 铝合金力学性能的影响

7050 铝合金在 460 °C、480 °C 经过 60 min 固溶处理前后的硬度见图 7。在两种固溶温度下,硬度(HV)分

别为 187、176,与轧态相比均有所提高。经固溶处理后,Zn、Mg、Cu 在 α -Al 基体中的固溶度会增加,而溶质原子固溶于 α -Al 基体中造成一定程度的晶格畸变,进

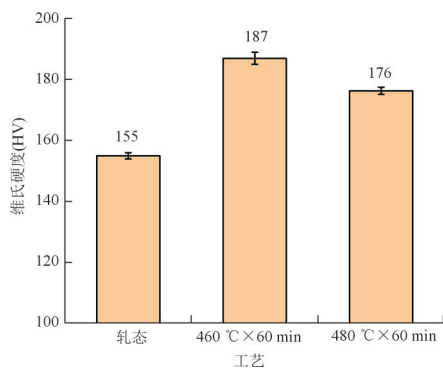


图7 固溶处理前后7050合金的硬度

Fig.7 Hardness of 7050 alloys before and after solid solution treatment

而提高合金的强度。

固溶温度为480 °C时,硬度较固溶温度为460 °C时低,是因为在相同的固溶时间下,随着固溶温度的升高,合金中回复和再结晶程度增大,见图4,晶体内部的原子振动增加,晶界的迁移速度提高,晶粒尺寸会逐渐增大。晶粒尺寸的增大会导致晶界长度减小,从而减弱了晶界的阻碍效果,使合金硬度降低。固溶温度升高时,晶体内部的位错容易移动,形成新的位错结构,从而减小了合金的应变硬化能力。此外,在较高温度下保温,原子的扩散速度增加,有利于位错的运动和排列,减小了合金中的位错密度,进而会导致合金的力学性能降低。

上述结果表明,当460 °C × 60 min固溶处理时硬度(HV)达到最大值为187,此时合金晶界分布大部分为LAGBs晶界,再结晶率低,晶粒尺寸较480 °C × 60 min固溶处理的小,所以最佳固溶工艺为460 °C × 60 min。

2.3 时效处理对7050铝合金力学性能的影响

研究可知,Al-Zn-Mg-Cu系合金在120 °C下进行单级时效(T6)处理可以获得较高的峰值强度。因此本研究将时效温度设置为120 °C,时效时间分别为4、8、12、16、24和32 h。通过观察不同时间下的硬度及微观组织变化,来探究大规格7050铝合金在时效过程中的组织性能变化。

硬度随时间的变化曲线见图8。可以看出,随着时效时间的延长,7050铝合金的硬度总体趋势呈现先升高后降低的趋势,时效8 h后硬度(HV)急速增长到225,增幅为20.3%;8 h后增长变缓,在16 h时基本达到峰值232.9,24 h时的硬度(HV)为233.5,与16 h的硬度(HV)相比仅仅提高了0.26%,说明16 h与24 h无明显区别,可认定16 h时已达到最大值;32 h时硬度下降,说明此时7050铝合金已经过时效,因此本研究的峰值时效时间为16 h。

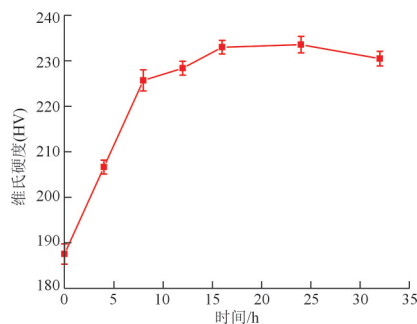


图8 时效处理后7050合金的硬度

Fig.8 Hardness of 7050 alloys after aging treatment

7050铝合金的主要强化相为 η' 相,合金时效过程中的硬度与G.P.区、 η' 相的数量、大小和分布有关,当时效初级阶段,合金中以G.P.区为主,随着时效时间延长,时效过程溶质原子会向低含量方向发展,溶解度会降低,以聚集的形式形成 η' 相,实现 η' 相的析出。时效过程中G.P.区转变为 η' 相, η' 相不断析出,合金硬度增加。当峰值时效后,合金中 η' 相含量达到最大值,此时硬度最大。时效时间再次延长,合金中与基体半共格的 η' 相会不断长大粗化,变成与基体不共格的 η 相, η 相并不能起到强化的作用,进而导致合金的硬度下降。

2.4 时效处理对7050铝合金微观组织的影响

图9为7050铝合金峰值时效后的晶粒取向分布图。可以看出,合金中晶粒分布与固溶后相比,择优取向不明显,分布比较均匀。

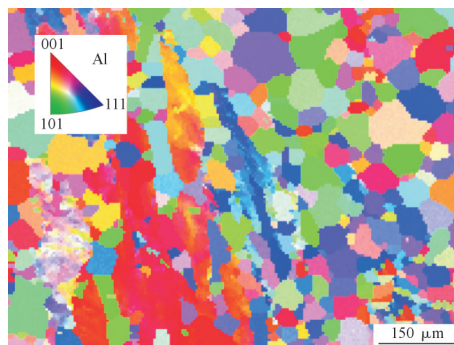


图9 T6处理后7050合金的晶粒取向分布图

Fig.9 Grain orientation distribution of T6-treated 7050 alloy

图10为7050铝合金峰值时效后的再结晶、亚结构、变形组织、晶界分图。从图10a和图10c可见,合金时效后再结晶率为65.6%、亚结构为6.2%,变形晶粒为28.2%,与固溶处理后相比,回复和再结晶程度增加,变形组织进一步被再结晶后的等轴晶粒取代。根据图10b和图10d可见,合金时效后与固溶处理相比,LAGBs减少了8.9%,仍存在大量的LAGBs。

图11为7050铝合金时效后的IPF图。合金虽表现

有 $\{101\}$ 取向,但是强度仅有 1.74,整体表现为随机分布,没有明显的择优取向,与图 9 结果一致。因为时效过程中析出的弥散相不会沿着特定的晶体方向排列,

而是均匀地分布在晶粒内部,可以有效抑制晶界的移动,从而降低合金的各向异性,使得合金在不同方向上的性能差异较小。

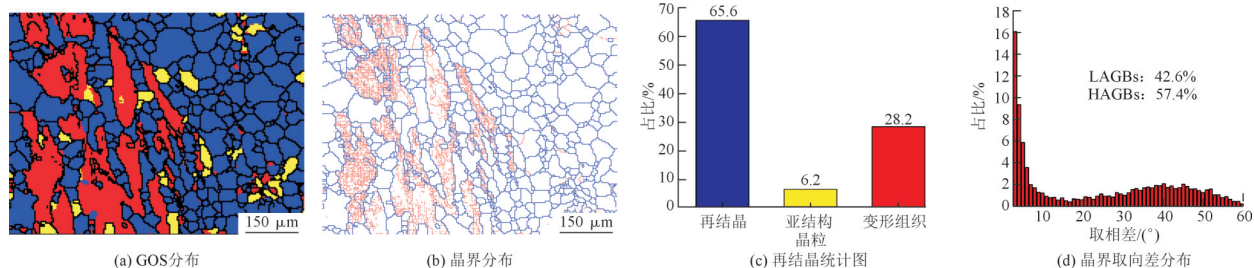


图 10 T6 处理后 7050 合金的 GOS 与晶界取向差分布

Fig.10 GOS images and distribution of grain boundary orientation difference of T6-treated 7050 alloy

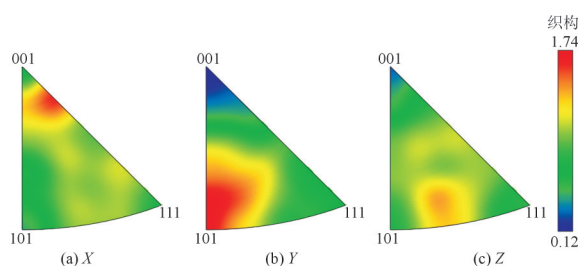


图 11 7050 合金 T6 态的反极图

Fig.11 IPF of T6-treated 7050 alloy

图 12 为 7050 铝合金在峰值时效后的 TEM 明场图像。从图 12a 和图 12b 中可以观察到合金中存在大量弥散分布的针状 η' 相和大量细小的 G.P. 区。从图 12c 中发现合金中存在大量的亚晶粒,尺寸为 $2\ \mu\text{m}$;从图 12d 和图 12e 可以观察到球状 Al_3Zr 粒子分布在晶内以及晶界上;图 12d 和图 12f 显示合金的晶界无析出带 (PFZ) 宽度为 $13.0\sim 23.2\ \text{nm}$ 。一般来说,较宽的 PFZ 可能会导致晶界区域的强度降低,从而影响合金的整体性能,较窄的 PFZ 则可能提高合金的抗拉强度和硬度,但也可降低合金的韧性和延展性。

为了更好地观察析出相及元素分布,对时效状态的 7050 铝合金微观组织使用 HADDF-STEM 表征,结果见图 13。图中黄色区域为均匀化过程中析出的球状 Al_3Zr 粒子,其他元素有小部分富集外基本呈现均匀分布。

Al-Zn-Mg-Cu 系合金强化机制是 Zn 和 Mg 元素的沉淀硬化,合金在时效处理过程中的析出顺序为:过饱和固溶体 (SSSS) $\rightarrow$ G.P. 区 $\rightarrow \eta'$ 相 $\rightarrow \eta$ 相^[25-27]。球形的 G.P. 区在合金的过饱和固溶体中率先析出,与 α -Al 基体保持良好的共格关系,G.P. 区是 Mg、Zn 原子聚集区,与 Al 基体平面平行,呈现均匀又细小的分布^[28]。 Al_3Zr 随机分布在 α -Al 基体内和晶界处,分布在晶界处的粒子钉扎晶界,提供了较大的钉扎力,降低了晶粒的生长速度,从而抑制再结晶晶粒的生长。 Al_3Zr 在时效过程中一部分与基体保持良好的共格关系,还有一部分能够作为 η' 相的非均匀形核中心^[29],使 η' 析出相密度增

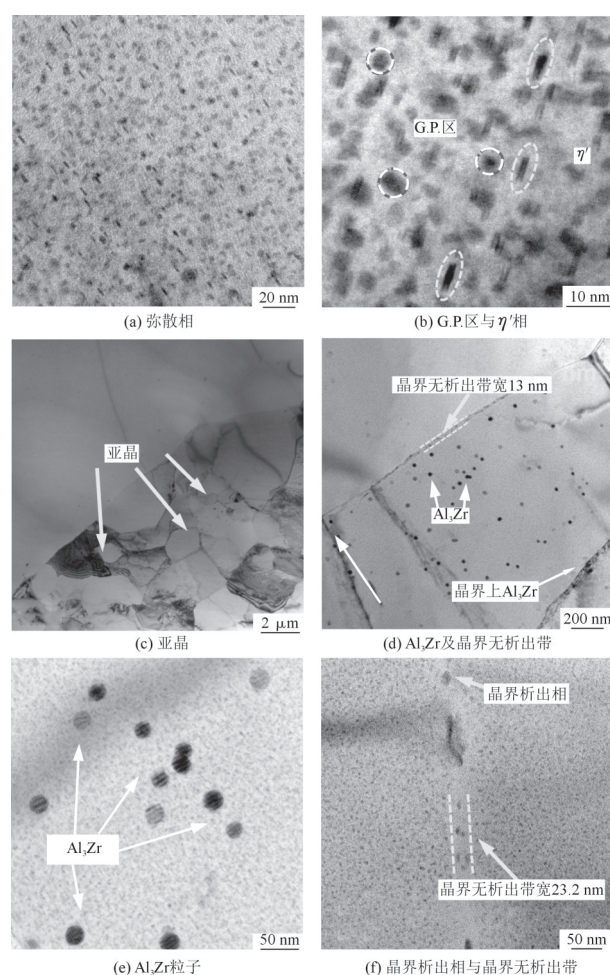


图 12 T6 处理后 7050 合金的 TEM 明场图像

Fig.12 TEM bright field images of 7050 alloys after T6 treatment

加、尺寸减小,从而显著提高合金的强度。

图 14 为时效后 7050 铝合金中的位错以及粒子的 TEM 明场图像。从图 14a 可以看出,合金中存在大量位错,而图 14b 中位错发生缠结;在图 14c 位错形成位错墙;图 14d 为图 14e 的选区电子衍射 (SAED),可以发现明显的 η' 衍射斑;图 14d 发现在晶内位错周围存在球状 Al_3Zr 粒子,并阻碍位错运动;图 14f 为图

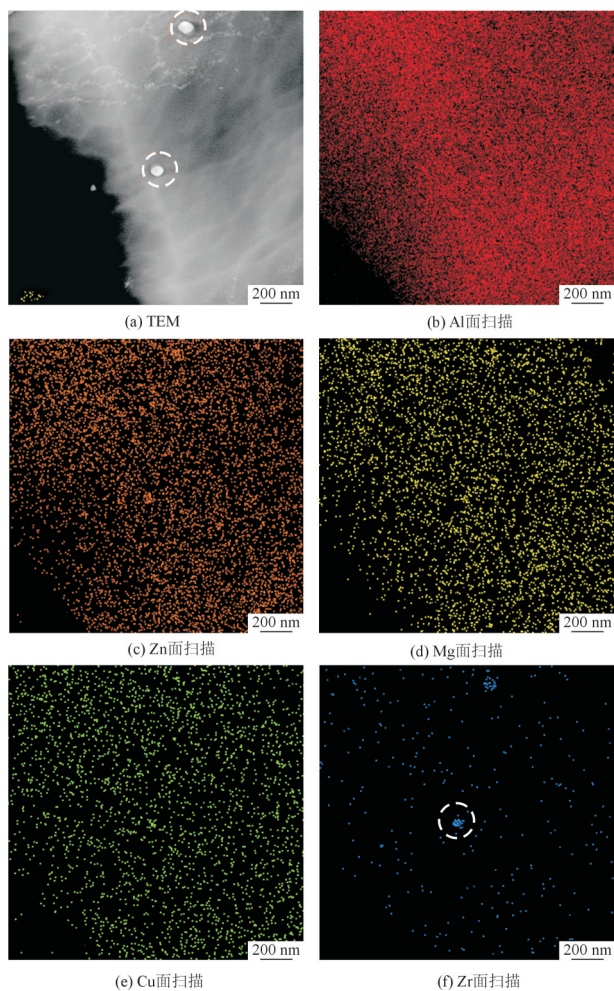


图 13 T6 处理后合金的 HAADF 图像及各元素分布图
Fig.13 HAADF images of 7050 alloy after T6 treatment and distribution of each element

14e 旋转 90° 后的局部放大图。

对于含 Zr 的 Al-Zn-Mg-Cu 系合金,可以在均匀化过程中析出与基体完全共格的纳米尺度 Al_3Zr 粒子。 Al_3Zr 粒子是一种弥散强化相,可以在晶界和晶内形成障碍,有效地阻碍位错的移动,从而提高铝合金的强度。当位错发生运动与 α -Al 基体中弥散分布的 Al_3Zr 粒子相遇时,粒子会阻碍位错,位错线会发生弯曲,见图 14d、图 14f, Al_3Zr 粒子对位错提供较大的钉扎力,位错需要更大的能量克服 Al_3Zr 粒子带来的阻力,位错以 Orowan 机制绕过这些粒子,使合金的强度提高,强化机制可用下式表示:

$$\Delta\tau_{\text{or}} = \frac{\alpha\sqrt{f}}{r}$$

式中, $\Delta\tau_{\text{or}}$ 为位错绕过粒子的临界切应力; α 为常数; f 为析出相的体积分数; r 为粒子的平均半径。

综上所述,当粒子的半径 r 越小时,强化效应越显著;颗粒尺寸越小,绕过时的曲率半径越大,从而导致更大的应力升高;颗粒密度越大,应力升高也越明

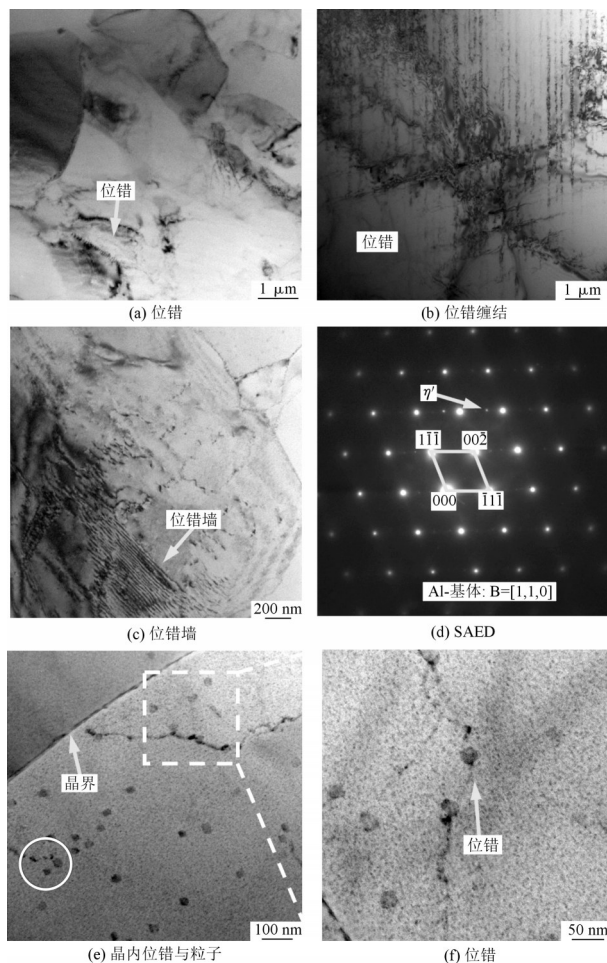


图 14 T6 后合金中位错与粒子的 TEM 明场图像
Fig.14 TEM bright-field images of dislocations and particles in T6-treated alloys

显。而 Zr 的存在可以使合金在时效过程中加快弥散粒子的析出,使粒子间距变小,增加了位错运动中的阻力,这是合金强化的重要原因之一。

3 结 论

(1) 7050 铝合金的最佳固溶工艺为 $460\text{ }^{\circ}\text{C} \times 60\text{ min}$,此时合金硬度(HV)达到 187,合金织构表现出较强的 $\langle 111 \rangle$ 取向;当固溶温度升高到 $480\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时,合金再结晶率为 79%,表现出较强的 $\langle 101 \rangle$ 取向,再结晶晶粒有长大的趋势,合金的硬度下降。

(2) 7050 合金在 $120\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时效 16 h 时达到峰值硬度,此时硬度(HV)为 232.9。合金时效后无明显的择优取向,整体呈均匀分布,再结晶程度提高到 65.6%,LAGBs 减少到 42.6%。

(3) 7050 铝合金时效析出过程中,基体分散大量的 G.P. 区与 η' 相, Al_3Zr 粒子弥散分布在晶内和晶界处,阻碍亚晶界和位错的运动,抑制再结晶; Al_3Zr 可以为 η' 相提供形核位点,加速 η' 相析出,提高合金的硬度。

参 考 文 献

- [1] PENG X Y, GUO Q, LIANG X P, et al. Mechanical properties, corrosion behavior and microstructures of a non-isothermal ageing treated Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Materials Science & Engineering, 2017, A688: 146-154.
- [2] EBRAHIMI M, SHAERI M H, NASERI R, et al. Equal channel angular extrusion for tube configuration of Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Materials Science & Engineering, 2018, A731: 569-576.
- [3] CARVALHO A L M, RENAUDIN L B, ZARA J P, et al. Microstructure analysis of 7050 aluminum alloy processed by multistage aging treatments[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2022, 907: 164 400.
- [4] NGO T M, NGUYEN T T V, PHUNG H T T, et al. Nanostructured phases, mechanical properties, exfoliation and intergranular corrosion behaviours of 7075 Al-Zn-Mg-Cu alloy-Effect of one-stage and two-stage aging processes[J]. Advances in Natural Sciences; Nanoscience and Nanotechnology, 2020, 11: 045 002.
- [5] ZHOU B, LIU B, ZHANG S G. The advancement of 7XXX series aluminum alloys for aircraft structures: A Review [J]. Metals, 2021, 11(5): 718.
- [6] TENG Y N, XIE L Y, ZHANG H Y. Experimental study on vibration fatigue behavior of aircraft aluminum alloy 7050 [J]. Metals, 2022, 15(21): 7 555.
- [7] LIU T, JIANG H T, SUN H, et al. Effects of rolling deformation on precipitation behavior and mechanical properties of Al-Zn-Mg-Cu alloy [J]. Materials Science & Engineering, 2022, A847: 143 342.
- [8] BERG L K, GJONNES J, HANSEN V, et al. GP-zones in Al-Zn-Mg alloys and their role in artificial aging [J]. Acta Materialia, 2001, 49(17): 3 443-3 451.
- [9] LERVIK A, MARIOARA C D, KADANIK M, et al. Precipitation in an extruded AA7003 aluminium alloy: Observations of 6xxx-type hardening phases[J]. Materials & Design, 2020, 186: 10 824-10 834.
- [10] HAN N M, ZHANG X M, LIU S D, et al. Effect of solution treatment on the strength and fracture toughness of aluminum alloy 7050 [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2011, 509(10): 4 138-4 145.
- [11] LI J C, WU X D, LIAO B, et al. Simulation of low proportion of dynamic recrystallization in 7055 aluminum alloy [J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2021, 31(7): 1 650-1 902.
- [12] LUO J, LI M Q, MA D W. Microstructure and mechanical properties of 7A09 aluminium alloy after isothermal compression and solution treatment [J]. Journal of Materials Processing Technology, 2012, 212(5): 1 039-1 048.
- [13] ANDEAN N, TAHERI A K. Physically based material model for evolution of stress-strain behavior of heat treatable aluminum alloys during solution heat treatment[J]. Materials & Design, 2010, 31(1): 433-437.
- [14] SUN Z C, WU H L, CAO J, et al. Modeling of continuous dynamic recrystallization of Al-Zn-Cu-Mg alloy during hot deformation based on the internal-state-variable (ISV) method[J]. International Journal of Plasticity, 2018, 106: 73-87.
- [15] NIE B H, LIU P Y, ZHOU T T. Effect of compositions on the quenching sensitivity of 7050 and 7085 alloys[J]. Materials Science and Engineering, 2016, A667: 106-114.
- [16] YASNII P V, MARUSHCHAK P O, HLAD' O V B, et al. Correlation of the microdislocation parameters with the hardness of plastically deformed heat-resistant steels [J]. Materials Science, 2008, 44: 194-200.
- [17] FAN Y Q, KAI W, LI Z H, et al. Microstructure of as-extruded 7136 aluminum alloy and its evolution during solution treatment[J]. Rare Metals, 2017, 36: 256-262.
- [18] WANG L, YANG X, ROBSON J D, et al. Microstructural evolution of cold-rolled AA7075 sheet during solution treatment [J]. Materials, 2020, 13(12): 2 734.
- [19] MENG X N, ZHANG D T, ZHANG W W, et al. Influence of solution treatment on microstructures and mechanical properties of a naturally-aged Al-27Zn-1.5Mg-1.2Cu-0.08Zr aluminum alloy [J]. Materials Science and Engineering, 2021, A802: 140 623.
- [20] MA K, HU T, YANG H, et al. Coupling of dislocations and precipitates: Impact on the mechanical behavior of ultrafine grained Al-Zn-Mg alloys[J]. Acta Materialia, 2016, 103: 153-164.
- [21] WEN S P, GAO K Y, HUANG H, et al. Precipitation evolution in Al-Er-Zr alloys during aging at elevated temperature[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 574: 92-97.
- [22] WANG Y C, WU X D, CAO L F, et al. Effect of trace Er on the microstructure and properties of Al-Zn-Mg-Cu-Zr alloys during heat treatments[J]. Materials Science and Engineering, 2020, A792: 139 807.
- [23] XIONG H Q, ZHOU Y X, YANG P, et al. Effects of cryorolling, room temperature rolling and aging treatment on mechanical and corrosion properties of 7050 aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2022, A853: 143 764.
- [24] SHI J T, HOU L G, ZUO J R, et al. Cryogenic rolling-enhanced mechanical properties and microstructural evolution of 5052 Al-Mg alloy[J]. Materials Science and Engineering, 2017, A701: 274-284.
- [25] SHA G, CEREZO A. Early-stage precipitation in Al-Zn-Mg-Cu alloy (7050)[J]. Acta Materialia, 2004, 52(15): 4 503-4 516.
- [26] YANG W C, JI S X, ZHANG Q, et al. Investigation of mechanical and corrosion properties of an Al-Zn-Mg-Cu alloy under various ageing conditions and interface analysis of η' precipitate[J]. Materials & Design, 2015, 85: 752-761.
- [27] YANG W C, JI S X, WANG M P, et al. Precipitation behaviour of Al-Zn-Mg-Cu alloy and diffraction analysis from η' precipitates in four variants [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2014, 610: 623-629.
- [28] JIANG J Y, JIANG F, ZHANG M H, et al. $Al_3(Sc, Zr)$ precipitation in deformed Al-Mg-Mn-Sc-Zr alloy: Effect of annealing temperature and dislocation density [J]. Journal of Alloys and Compounds, 2020, 831: 154 856.
- [29] 刘飞, 白朴存, 侯小虎, 等. Al-Zn-Mg-Cu 合金中一种新型 Al_3Zr - η' 核壳颗粒的透射电子显微镜观察[J]. 稀有金属材料与工程, 2018, 47(11): 3 272-3 276.

(编辑:栗万仲)