



断续时效对 7B52 叠层铝合金组织和力学性能的影响

刘文辉¹, 肖明月^{1,2}, 宋宇峰¹, 刘 阳¹, 陈宇强¹, 黄 浩²

(1. 湖南科技大学 材料科学与工程学院, 湘潭 411201

2. 江麓机电集团有限公司, 湘潭 411100)

摘 要: 通过硬度测试、拉伸测试、扫描电镜以及透射电镜研究了 T6I6 断续时效对 7B52 叠层(7A62/7A01/7A52)铝合金微观组织及力学性能的影响。研究表明:大量细小 η' 相均匀析出,使 7B52-T6I6 时效态下的屈服强度和抗拉强度比 T6 态下分别提高了 22.5 MPa 和 20.5 MPa; 由于高的 Mg、Zn 含量比,7A62 层铝合金在 T6I6 时效态下还发生了 η' 相的二次析出,引起额外强化作用,致使 7A62 层的屈服强度和抗拉强度比 7A52 层铝合金分别高了 155.0 MPa 和 120.2 MPa。7A62 层合金与 7A01 层合金具有较大的强度差异,使其界面结合强度弱;而 7A52/7A01 界面则具有较高的结合强度,界面周围发生明显塑性变形,断裂处界面呈不平整状。7B52 叠层铝合金的最佳断续时效工艺为一级时效 120 °C/2 h+二级时效(65 °C/20 d)+三级时效(120 °C/18 h)。

关键词: 7B52 叠层合金; 断续时效; 微观组织; 力学性能; 二次析出

文章编号: 1004-0609(2021)-xx- -

中图分类号: TF11.31

文献标志码: A

引文格式: 刘文辉, 肖明月, 宋宇峰, 等. 断续时效对 7B52 叠层铝合金组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2021, 31(x): xxxx-xxxx. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36636

LIU Wen-hui, XIAO Ming-yue, SONG Yu-feng. Effect of interrupted-aging on microstructure and mechanical properties of 7B52 laminated aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(x): xxxx-xxxx. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-36636

7B52 叠层铝合金是在 7A52 均质铝合金的基础上研究出来的金属复合材料^[1]。作为一种装甲材料,需要不断提升其抗弹性能,关键是提高其强度、韧性。但是,一直以来,合金强度提高,往往会伴随着韧性下降,导致损伤容限和防弹性能减弱,对装甲车的车身造成一定程度的破坏乃至失效^[2]。对此,一些学者提出,通过热处理的方法来提高合金的综合力学性能。例如,通过 T6 峰时效处理,合金具有较高的强度,但是损失了韧性^[3]。通过 T7 过时效处理,使合金的韧性得到提高,但是合金的强度下降较多^[4]。通过回归再时效(RRA)可以在保证强度不变的前提下,提高其韧性^[5],但回归再时效时间

短,不适用于厚板。综上所述,T6、T7 和 RRA 时效制度对 7 系合金性能的提高并不理想。

为了能使合金达到更加优异的力学性能(在不损失其他性能的情况下),澳大利亚 CSIRO 公司开发了一种新型的断续时效工艺 T6I6,并且广泛应用于 Al-Zn-Mg-Cu 合金上^[6-11]。这种三级时效处理工艺,可在提高合金强度的同时,保证合金的韧性乃至提高合金的韧性。李海等^[7]研究了二次时效对 7055 铝合金力学性能的影响,发现短时预时效及长期低温保存有利于改善合金强度和韧性。陈宇强等^[8]对 7050 铝合金进行断续时效处理,发现与 T6 峰时效相比,T6I6 时效处理不但提高 7050 合金强

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51875197, 52005177); 湖南省自然科学基金资助项目(2020JJ6027, 2019JJ60043)

收稿日期: 2020-10-23; **修订日期:** 2021-03-20

通信作者: 宋宇峰, 讲师, 博士; 电话: 0731-58290019; E-mail: federer.song@163.com

度, 韧性也有所增加。孙刚^[9]等研究了断续时效对 Al-Zn-Mg-Cu 合金性能的影响, 发现了相比于 T6 峰时效, T6I6 强度和抗应力腐蚀性能都显著提高。杨新鹏等^[10]研究了 T6I6 时效对 7050 铝合金力学性能的影响, 发现与 T6 态相比, 合金伸长率、撕裂强度和单位形核功均显著提高, 且断口类型由沿晶脆性断裂和少量穿晶韧窝混合型断口转变为韧窝型穿晶断裂。韩念梅等^[11]研究了断续时效对 Al-Zn-Mg-Cu 合金强度和断裂韧性的影响, 发现断续时效处理后合金晶内出现二次析出, 这些细小析出相对基体产生了额外强化作用, 使得断续时效态合金的强度比 T6 态高, 而晶界析出相粗化且不连续分布, 则致使断续时效态合金断裂韧性比 T6 态高。

综上所述, 断续时效对均质铝合金力学性能有很大的改善, 但是对于叠层装甲材料的强化机理以及力学性能尚不明确。为此本文以叠层装甲材料 7B52 铝合金为研究对象, 通过探索 T6 和 T6I6 不同时效处理对 7B52 叠层铝合金中 7A52 层和 7A62 层合金微观组织的作用机理, 以提高 7B52 叠层铝合金的力学性能。

1 实验材料及方法

本实验中采用的材料为淬火态 7B52 叠层铝合金, 该合金主要由 7A52、7A01、7A62 轧制复合而成的, 所谓的 7A01 主要由 99.9% 的纯铝组成, 7A52 和 7A62 层主要合金元素含量和硬度如表 1、表 2 所示。所有实验样品均取自于 200 mm×100 mm×40 mm 的板材。用线切割截取试样进行 470 °C/2 h 固溶处理, 随后水淬至室温。将试样分为 2 组, 分别采用 T6 和 T6I6 两种热处理制度进行不同时效处理。其中 T6 采用的温度是 120 °C, T6I6 预时效制度为 120 °C/2 h, 二级时效制度为 65 °C/20 d, 随后在 120 °C 进行三级时效。

利用 200HV-5 型小负荷维氏硬度计对样品进

行硬度测试, 在万能试验机对样品进行室温力学性能测试, 分别在同一块板材上取 7A52、7A62 以及多层样品, 取样示意图如图 1 所示。利用 4XC-MS 金相显微镜观察合金的显微组织。利用 FEI Sirion200 型扫描电镜观察合金的断口形貌, 以及 Talos F200X 型透射电镜对合金的组织进行观察。

2 结果与讨论

2.1 力学性能

图 2 所示为 7A52-T6、7A52-T6I6 和 7A62-T6、7A62-T6I6 合金硬化曲线图。由图 2(a)可以看出固溶态 7A52 层硬度只有 90.2HV, 在 T6 时效态下随着时效时间的延长硬度值逐渐增加, 直到 24 h 达到峰值硬度 157.5HV; 随后随着时效时间的延长硬度逐渐降低, 这是由于随着时效时间的延长, 合金进入过时效状态, 析出相粗化导致硬度降低; 在 T6I6 状态下, 随着三级时效时间的增加, 在短时间内 7A52 合金硬度稍有下降, 4 h 后随着时效时间的增长硬度值也缓慢增大, 18 h 时硬度达到最大值 174.6HV, 随后硬度开始缓慢下降, 保持在 171HV-174HV; 相比于 7A52-T6 峰时效态的硬度值, 提高了 17.1HV。由图 2(b)可以看出: 在 T6 状态下, 7A62 合金的硬度值迅速增加, 20h 达到最大值 215.3HV, 随后合金硬度开始逐渐下降进入过时效态, 在 24 h 时硬度达到 213.4HV; 在 T6I6 状态下, 随着三级时效时间的增加, 7A62 合金硬度稍有下降, 8 h 后合金硬度值开始缓慢上升, 18 h 硬度值达到最大值 220.9HV, 18 h 后进入过时效阶段合金硬度值开始下降; 相比于 7A62-T6 峰时效态的硬度值, 提高了 7.5HV。

根据硬度测试的结果可知, 7A52 层合金和 7A62 层合金 T6 峰时效硬度值达到峰值时间并不一样, 但是 7A62 层合金峰值硬度与 24 h 的硬度相差较小, 所以实验选取 T6(峰时效)120 °C/24 h,

表 1 7B52 叠层铝合金的成分

Table 1 Composition of 7B52 laminated aluminum alloy (mass fraction, %)

Alloy	Zn	Mg	Cu	Fe	Mn	Cr	Ti	Zr	Si	Al
7A62	7.34	3.6	0.36	0.20	0.48	0.18	0.04	0.06	—	Bal.
7A52	4.4	2.35	0.18	0.19	0.47	0.21	0.06	0.08	<0.1	Bal.

表 2 淬火态 7B52 叠层铝合金硬度表

Table 2 Hardness of quenching 7B52 laminated aluminum alloy

Alloy	Hardness, HV
Quenching 7A62 layer aluminum alloy	117
Quenching 7A52 layer aluminum alloy	88

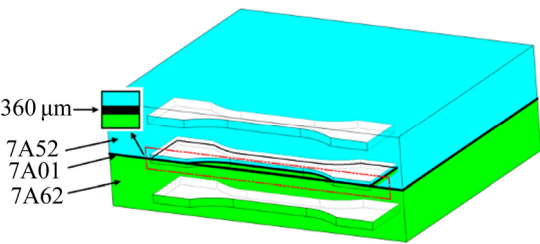


图 1 7B52 铝合金板材及取样示意图

Fig. 1 Schematic diagram of 7B52 aluminum alloy plate and corresponding samples

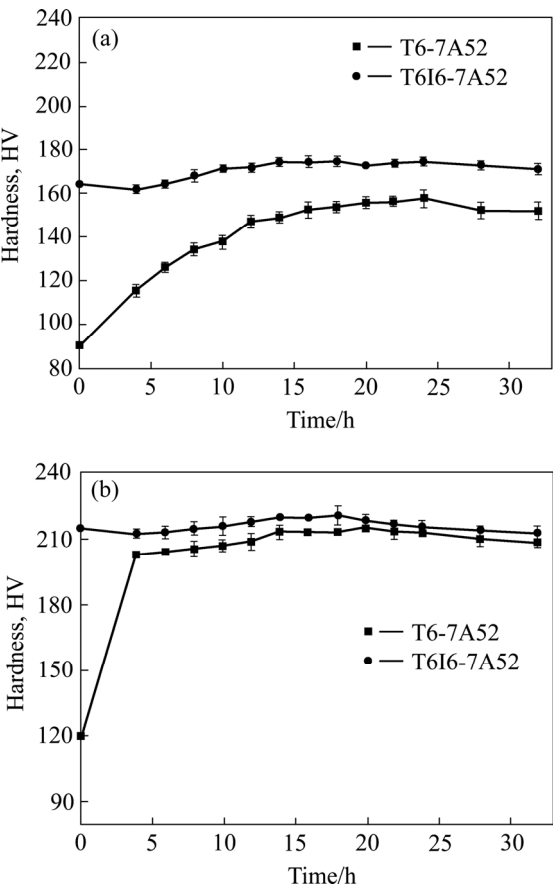


图 2 7B52 铝合金不同时效处理下的硬化曲线

Fig. 2 Hardness curves of 7B52 alloy experiencing different aging treatments: (a) Hardness curves of 7A52 alloy; (b) Hardness curves of 7A62 alloy

T6I6(峰时效)120 ℃/2 h+65 ℃/20 d+120 ℃/18 h, 将这两种时效态的 7B52 叠层铝合金以及 7B52 叠层铝合金中 7A52 层合金和 7A62 层合金分别进行力学性能测试。

图 3 所示为经过 T6、T6I6 时效处理后 7A52 层合金、7A62 层合金和 7B52 叠层铝合金的拉伸应力-应变曲线图。由图可知, 不同时效处理后 7A52

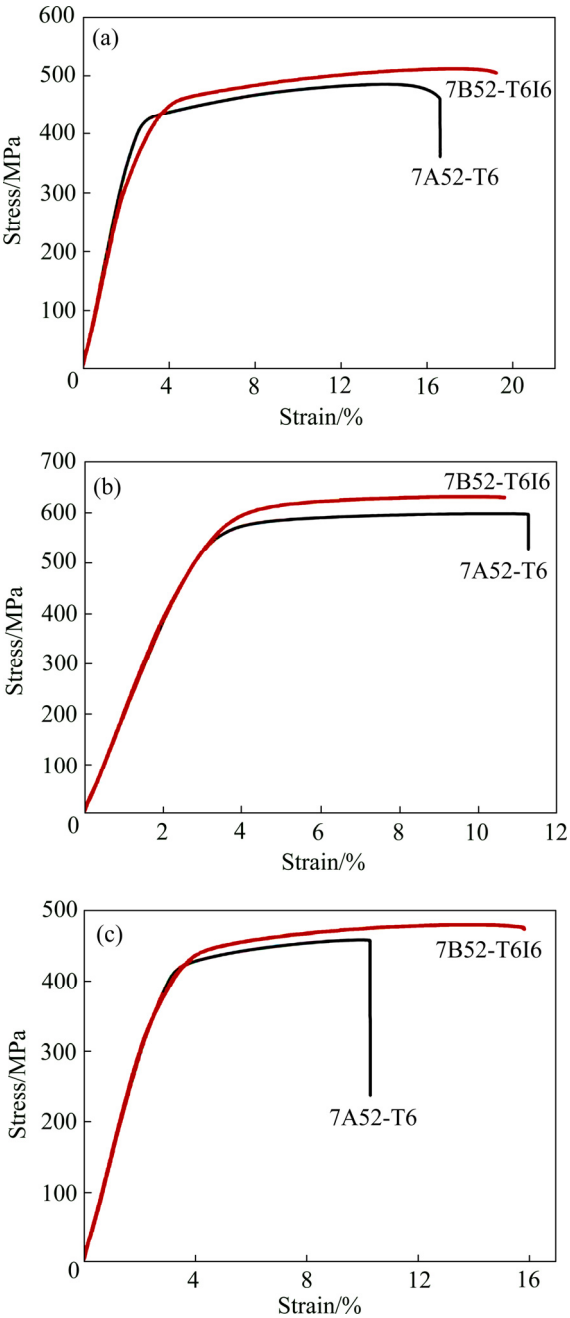


图 3 经 T6、T6I6 时效处理后拉伸应力-应变曲线

Fig. 3 Tensile stress-strain curves of after T6, T6I6 aging treatments: (a) 7A52; (b) 7A62; (c) 7B52

层合金、7A62 层合金和 7B52 叠层铝合金拉伸曲线变化规律相同, 曲线大概分为三个阶段: 弹性变形阶段、硬化阶段和颈缩阶段, 当曲线在弹性变形阶段, 应力几乎随着应变呈线性增加, 直至达到屈服, 当应力超过屈服点时, 曲线进入塑性变形阶段, 应力值继续上升, 发生明显的硬化现象, 继续施加载荷, 试样断裂。从图可以看出, 7A52-T6I6 铝合金强度和塑性均高于 7A52-T6, 见图 3(a), 而经过 T6I6 断续时效处理后, 7A62 层合金在保持塑性的基础上, 大大提高了强度, 见图 3(b), 7B52-T6I6 叠层铝合金的强度和塑性均有所提高, 见图 3(c)。

图 4 所示为经不同时效处理后 7A52 层、7A62 层以及 7B52 叠层铝合金的力学性能柱状图。从柱状图可以看出, 7A52 层铝合金: T6I6 比 T6 态的屈服强度和抗拉强度分别提升了 20.8 MPa、27 MPa, 伸长率从 11.84% 提高到 13.22%。7A62 层铝合金: T6I6 比 T6 态的屈服强度和抗拉强度分别提升了 39.2 MPa、33.5 MPa, 伸长率变化不大。由于 T6I6 断续时效提升了 7A52 层铝合金和 7A62 层铝合金强度, 同时提升了 7A52 层的伸长率, 7B52 叠层铝合金的性能总体得到提升, 相比 T6 态, 屈服强度和抗拉强度分别提升了 22.5 MPa、20.5 MPa, 伸长率从 7.56% 提高到 9.92%。PENG^[12] 等发现金属叠层板的拉伸性能可以通过混合法则进行预测:

$$X = f_a X_a + f_b X_b + f_c X_c$$

式中: f 为横截面积比例; X 为相应组成层的性能; 下标 a , b 和 c 代表不同的组成材料。如果组成材料在拉伸方向上厚度是均匀的, 那么横截面积比例 f 可以用其组成材料的厚度比代替。本文为了测试多层材料的力学性能, 按图 1 所示取样, 拉伸材料各层所占比例如表 3。根据图 4 的 7A52 铝合金以及 7A62 铝合金单层的抗拉强度以及屈服强度通过混合法则计算可得: 7B52-T6 屈服强度、抗拉强度分别为 416.6 MPa、456.5 MPa; 7B52-T6I6 抗拉强度、屈服强度分别为 441.1 MPa、481 MPa, 利用公

式计算的结果与真实测量结果基本一致。实际材料中各层占比见表 3, 通过混合法则计算可得: 7B52 厚板 T6 态下的屈服强度、抗拉强度分别为 511.3 MPa、551.8 MPa, T6I6 态下的屈服强度、抗拉强度分别为 544.3 MPa、582.6 MPa。合金力学性能不同可能与不同时效状态下的析出相有关, 下文将进一步对合金 T6 和 T6I6 态下的显微组织变化进行分析。

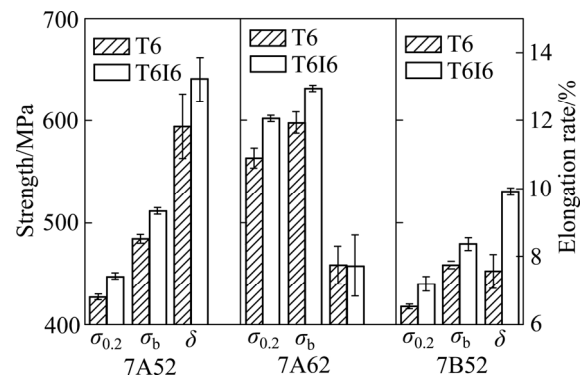


图 4 经不同时效处理后 7A52 层、7A62 层以及 7B52 叠层铝合金的力学性能柱状图

Fig. 4 Histogram of mechanical properties of 7A52 layer, 7A62 layer and 7B52 laminated aluminum alloy after different aging treatments

2.2 显微组织分析

图 5 所示为不同时效处理下 7A52 层和 7A62 层合金晶内 TEM 形貌图。图 5(a)和(b)分别为 7A52-T6、7A52-T6I6 晶内析出相形貌图, 图 5(c)和(d)分别为 7A62-T6、7A62-T6I6 晶内析出相形貌图。通过 Image-ProPlus 软件^[8]计算得出 7A52-T6 层合金晶内析出相大小约 10 nm, 根据衍射斑点可知析出相是 η' 相(见图 5(a))。T6I6 峰时效状态下, η' 相的尺寸约 5 nm, 且析出相密度较 T6 态下大(见图 5(b))。对于 7A62 层而言, 经 T6I6 时效处理后, 合金析出相尺寸约 3 nm, 与 T6 态相比, 析出相更加细小而密集(见图 5(c)和(d))。从图 5(d)局部放大区域还可发现: 部分 η' 相周围产生细小 η' 相粒子的二

表 3 多层铝合金各层所占比例

Table 3 Proportion of each layer of multilayer aluminum alloy

材料	7A52 layer aluminum alloy	7A01 layer aluminum alloy	7A62 layer aluminum alloy
拉伸样品不同层占比	40.9%	18.2%	40.9%
7B52 板材不同层占比	28.2%	2.7%	69.1%

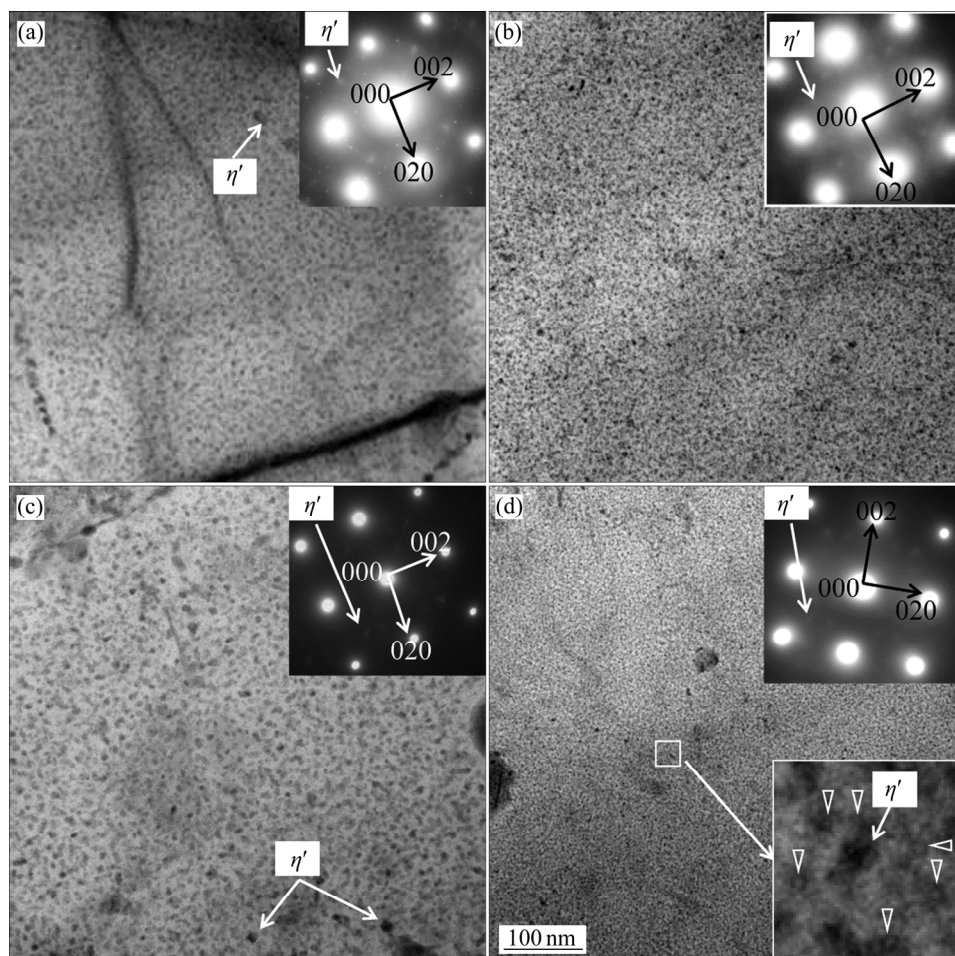


图 5 不同时效处理下合金晶内 TEM 形貌

Fig. 5 TEM bright field micrographs within grain of 7A52 layer alloy and 7A62 layer alloy at different aging treatments: (a) 7A52-T6; (b) 7A52-T6I6; (c) 7A62-T6; (d) 7A62-T6I6

次析出现象(图 5(d)白色箭头所指), 这些二次析出相的尺寸 <1 nm。

7xxx 系铝合金在时效过程中强化相的析出序列为^[13]: 过饱和固溶体(SSS)-GP(Guinier-Preston)区- η' 相- η 相(MgZn_2)。在时效过程中, GP 区在时效早期阶段析出, 随着时效时间的延长, GP 区转变为 η' 相(同时 GP 区是 η' 相最有利的形核位点)。继续时效, 溶质原子完全脱溶, 形成与铝基质非共格的 η 相^[14]。一般说来, 铝合金的强度, 主要取决于不同时效处理合金的析出相性质、形貌及数目。在断续时效过程中, 120 °C 时效初期, η' 相会在晶内快速形核, 经过 65 °C 长期低温时效后, 基体中溶质过饱和度增大, 发生二次形核, 生成更加细小、弥散的析出相^[8]。经过三级时效, η' 相会迅速长大, 周围有新的析出相不断从基体中脱溶形成, 如图 5(d)。这种现象称为二次析出^[6, 14-15]。形成 GP 区或

过渡相核心具有低的界面能和弹性应变能, 要求低的形核位垒^[16], 二次析出主要析出亚稳态 η' 相, 亚稳态 η' 相的主要成分是 MgZn_2 , 而形成高密度、细小的亚稳态 η' 相需要消耗更多的 Mg、Zn 元素^[14], Mg、Zn 元素都用于形成亚稳态 η' 相, 抑制了一次析出相的长大^[17], 从而使晶内析出了高密度、细小的 η' 相, 促使合金力学性能提高。由于 7B52 叠层铝合金在经过 T6I6 断续时效处理, η' 相经历了 2 次形核, 相比于简单的 T6 峰时效, T6I6 断续时效下形成的 η' 相更加细小且密度更大, 致使强度提高。由于较高的 Mg、Zn 含量比, 7A62 层铝合金在 T6I6 峰时效态下还发生了 η' 相的二次析出, 引起额外强化作用, 导致 7A62 层的屈服强度、抗拉强度比 7A52 层铝合金大。

图 6 所示为不同时效处理下 7A52 层和 7A62 层合金晶界 TEM 形貌图。其中, 图 6(a)、(b)分别

为 7A52-T6、7A52-T6I6 晶界析出相形貌图。从图 6(a)可以看出, 在 T6 状态下 7A52 层合金晶界处存在较小的链状析出相, 基本呈连续分布; 而 T6I6 状态下 7A52 层合金, η 相^[18]在晶界处不连续分布, 见图 6(b)。图 6(c)、(d)为 7A62-T6、7A62-T6I6 晶界析出相形貌图。从图 6(c)可以看出在 T6 峰时效状态下, 7A62 层合金在晶界处的 η 相呈连续分布; 而 T6I6 状态下 7A62 层合金, η 相在晶界处呈半连续分布, 见图 6(d)。

在时效过程中, 由于晶界上存在各种缺陷, 且晶界原子所处的能量高, 易在晶界上形成新的相界面, 因此, 析出相在晶界处优先成核; 随着时效处理的进行, 晶界上出现严重过时效状态, 所以晶界处主要析出平衡 η 相^[11]。低温时效, 合金基体过饱和度和增大, 形核密度提高, 晶内析出相变得细小弥散, 同时溶质原子向晶界以及亚晶界扩散大幅度减少, 合金的强度、塑性得到提高^[8, 11]。所以经过 T6I6

时效处理后, 7A52 层合金强度、伸长率均比 T6 态高。经过 T6I6 时效处理后, 7A62 层合金强度比 T6 态高, 但是伸长率基本相同, 由于经过 T6I6 时效处理, 晶内析出大量细小的 η' 相, 合金晶内强度提高, 导致晶内晶界强度差相较于 T6 态大, 晶内晶界强度差异越大, 伸长率越小^[2]; T6 时效处理后晶界析出相呈连续分布而经过 T6I6 时效处理后晶界析出相呈半连续分布, 因此, T6I6 时效状态下析出相的面积分数小, 析出相的面积分数越小, 伸长率越大^[11]。由于强度的削弱作用和析出相的促进作用相互抵消, 所以经过 T6、T6I6 时效处理后的 7A62 层合金伸长率基本相同。对于 7A62 层合金, 合金的强度和晶界析出相的面积分数两个因素共同决定了其伸长率。

图 7 所示为不同时效态 7B52 叠层铝合金拉伸断口的 SEM 像。图 7(a)为 T6 峰时效态的 7B52 叠层铝合金宏观断口形貌图, 图 7(b)为 T6I6 峰时效态

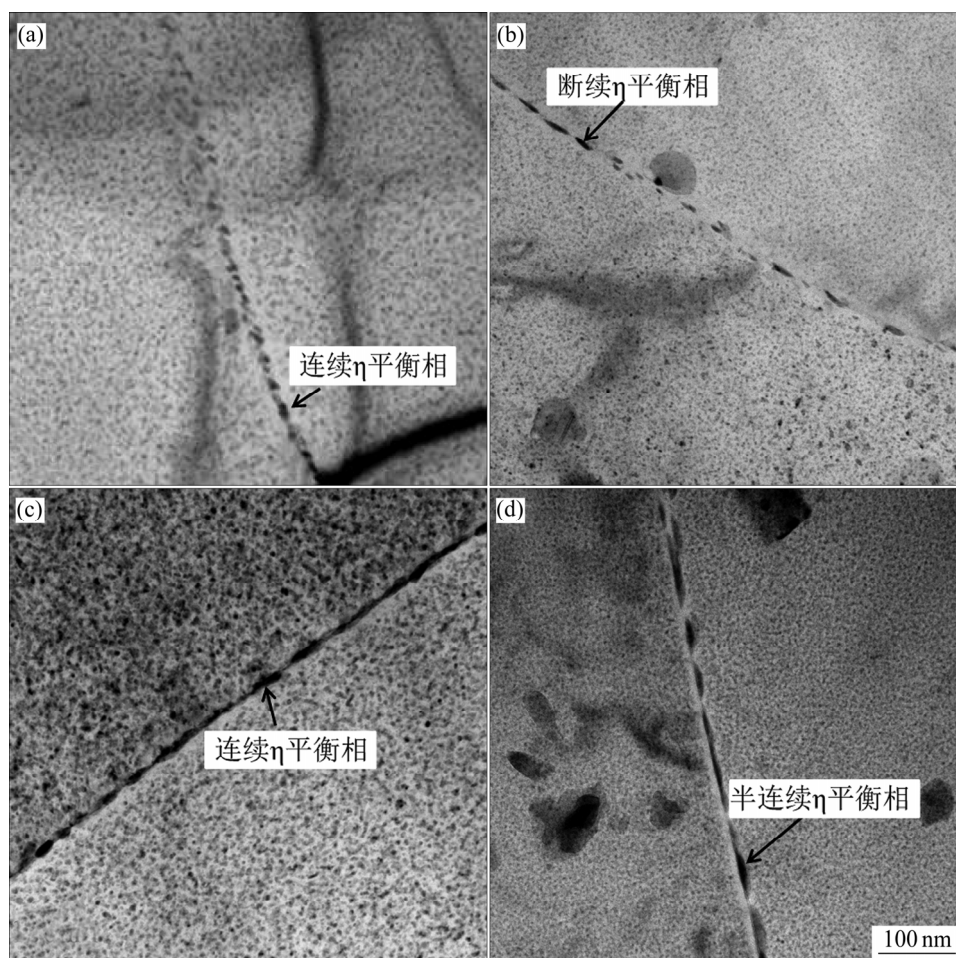


图 6 不同时效处理下合金晶界 TEM 形貌

Fig. 6 TEM bright field micrographs of area around grain boundary of 7A52 layer alloy and 7A62 layer alloy at different aging treatments: (a) 7A52-T6; (b) 7A52-T6I6; (c) 7A62-T6; (d) 7A62-T6I6

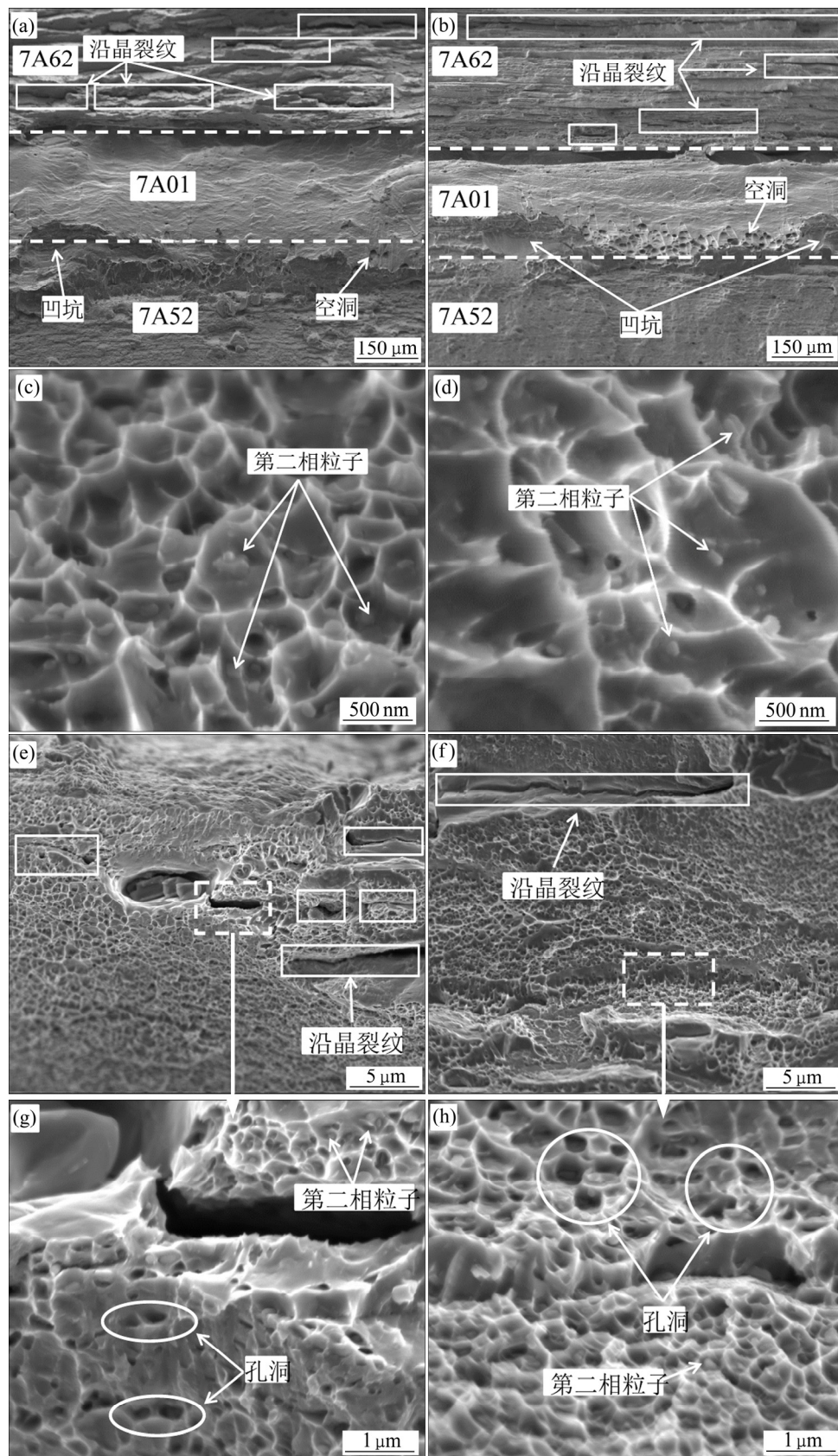


图 7 不同时效态 7B52 叠层铝合金拉伸断口的 SEM 像

Fig. 7 Fracture surfaces of 7B52 laminated aluminum alloy at different aging treatments: (a) 7B52-T6; (b) 7B52-T6I6; (c) 7A52-T6; (d) 7A52-T6I6; (e) 7A62-T6, 10000×; (g) 7A62-T6, 50000×; (f) 7A62-T6I6, 10000×; (h) 7A62-T6I6, 50000×

的7B52叠层铝合金宏观断口形貌图。LI等^[19]和LIU等^[20]的研究结果表明:界面空洞长大速度大于均匀材料空洞长大速度;同时,界面两侧材料强度差越大,空洞的长大速度越快。由于中间层材料7A01为纯铝,强度要比其他两层低得多,而7A62层强度最高,强度差异大使得7A62/7A01界面容易断裂。另一方面,在7B52叠层铝合金复合过程中,强度差异大可能使界面结合强度较小。因此,裂纹易沿7A62/7A01界面扩展,从图7(a)、(b)可以看出,7A62/7A01界面清晰,断面平直。相对而言,7A01/7A52界面具有较高的结合强度,同时界面材料之间的不均匀变形相对较小,其断裂位置不规则,断面不平整。从图7(a)、(b)可以看出,在7A01/7A52界面周围存在微空洞;裂纹经界面拐向7A01层,撕裂部分7A01层后断裂,在界面附近留下如图7(a)、(b)所示的凹坑。因此7A01/7A52界面断裂塑性变形明显。对其断口进行放大观察,如图7(c)~(h)所示。7A52层铝合金T6和T6I6峰时效态合金断口主要由韧窝型穿晶断裂组成。T6态韧窝大小相当,深浅也相当,见图7(c),而T6I6态韧窝更大且深,见图7(d)。所以T6I6时效态的伸长率更大。7A62层铝合金T6态和T6I6态断口主要为沿晶断裂比较明显(形成沿晶断裂的主要原因是晶内晶界强度差异大),也存在部分穿晶断裂。从图7(e)和(f)中可以看出断口处可看出有很多沿晶裂纹。对韧窝部分进行局部放大图如图7(g)图7(h)所示,T6I6态与T6态韧窝分布均匀且上面都有少量孔洞。孔洞是在粗大第二相和基体界面处形核长大,脆性的第二相内部裂纹扩展至表面,导致第二相断裂(图7(g)和7(h)圆形框),同时裂纹沿着晶间结合强度较弱的再结晶晶界扩展^[21-22](图7(e)和7(f)方形实线框位置)。从断口形貌上来看7A62-T6和7A62-T6I6并没有很大的差异,所以,伸长率表现为基本相同。

3 结论

1) 随着第三级时效时间增加,7B52叠层合金的硬度先增大后减小,当时效时间达到18 h时,7A52层和7A62层合金均达到峰值硬度,分别为174.6HV和220.9HV。最佳断续时效工艺为预时效120℃/2 h+二级时效(65℃/20 d)+三级时效(120℃/18 h)。

2) 在T6I6三级时效过程中,7A52铝合金晶内仅析出大量的、细小的 η' 相;而由于高的Mg、Zn含量比,7A62铝合金晶内还发生了二次析出,这些细小的析出相对基体产生了额外的强化作用;从而使7A62-T6I6层铝合金的屈服强度、抗拉强度比7A52-T6I6层分别高155 MPa、120.2 MPa。在T6I6三级时效过程中,7A52层合金晶界析出相呈不连续分布;而7A62层合金晶界析出相呈半连续分布,这不利于晶粒间协调变形,从而使其伸长率比7A52-T6I6层低。

3) 通过混合法则预测出40 mm厚的7B52板材的屈服强度和抗拉强度:T6态下分别为511.3 MPa、551.8 MPa,T6I6态下分别为544.3 MPa、582.6 MPa。

4) 7A62层合金与7A01层合金强度差异大,界面结合强度较小,使得7A62/7A01界面容易断裂,且界面清晰,断面平直,相对而言,7A52/7A01具有较高的结合强度,同时界面材料之间的不均匀变形相对较小,界面周围发生明显塑性变形、断面不平整。

REFERENCES

- [1] 陈昱杉. 叠层复合装甲铝合金7B52搅拌摩擦焊接研究[D]. 南京: 南京理工大学, 2018.
CHEN Yu-shan. Study on friction stir welding of 7B52 aluminum laminated composite[D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2018.
- [2] LI Zhi-hui, XIONG Bai-qing, ZHANG Yong-an, et al. Investigation on strength, toughness and microstructure of an Al-Zn-Mg-Cu alloy pre-stretched thick plates in various ageing tempers[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2009, 209: 2021-2027.
- [3] HAN Nian-mei, ZHANG Xin-ming, LIU Sheng-dan, et al. Effects of pre-stretching and ageing on the strength and fracture toughness of aluminum alloy 7050[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(10): 3714-3721.
- [4] LI Yao, LIU Zhi-yi, BAI Song, et al. Enhanced mechanical properties in an Al-Cu-Mg-Ag alloy by duplex aging[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528(28): 8060-8064.
- [5] MARLAUD T, DESCHAMPS A, BLEY F, et al. Evolution of precipitate microstructures during the retrogression and re-ageing heat treatment of an Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Acta

- Materialia A, 2010, 58(14): 4814–4826.
- [6] LUMLEY R N, POLMEAR I J, MPRTON A J. Interrupted aging and secondary precipitation in aluminum alloys[J]. Materials Science and Technology, 2003, 19(11): 1483–1490.
- [7] 李海, 郑子樵, 王芝秀. 7055 铝合金二次时效特征研究—(I)力学性能[J]. 稀有金属材料与工程, 2005(7): 1029–1032.
- LI Hai, ZHENG Zi-qiao, WANG Zhi-xiu. Investigation of secondary ageing characteristics of 7055 aluminum alloy—(I) Mechanical Properties[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2005(7): 1029–1032.
- [8] 陈宇强, 宋文炜, 潘素平, 等. T6I4 和 T6I6 时效处理对 7050 铝合金疲劳性能的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2016, 47(10): 3332–3340.
- CHEN Yu-qiang, SONG Wen-wei, PAN Su-ping, LIU Wen-hui. Influence of T6I4 and T6I6 aging treatments on fatigue properties of 7050 Al alloy[J]. Journal of Central South University(Science and Technology), 2016, 47(10): 3332–3340.
- [9] 孙刚, 王少华, 马志峰, 等. 新型 Al-Zn-Mg-Cu 合金型材二次时效处理后的组织与性能[J]. 金属热处理, 2012, 37(9): 51–55.
- SUN Gang, WANG Shao-hua, MA Zhi-feng, et al. Microstructure and mechanical properties of a new type Al-Zn-Mg-Cu alloy profile after secondary aging treatment[J]. Heat Treatment of Metals, 2012, 37(9): 51–55.
- [10] 杨新鹏, 李海, 潘道召, 等. T6I6 时效对 7050 铝合金性能的影响[J]. 材料热处理技术, 2009, 38(10): 158–161.
- YANG Xin-peng, LI Hai, PAN Dao-zhao, et al. Effects of T6I6 aging on properties of 7050 aluminum alloy[J]. Hot Working Technology, 2009, 38(10): 158–161.
- [11] 韩念梅, 张新明, 刘胜胆, 等. 断续时效对 7050 铝合金强度和断裂韧性的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2012, 43(9): 3363–3371.
- HAN Nian-mei, ZHANG Xin-ming, LIU Sheng-dan, et al. Effects of interrupt aging on strength and fracture toughness of 7050 aluminum alloy[J]. Journal of Central South University(Science and Technology), 2012, 43(9): 3363–3371.
- [12] PENG Jiang-tao, LIU Zhi-yi, XIA Peng, et al. On the interface and mechanical property of Ti/Al-6%Cu-0.5%Mg-0.4%Ag bimetal composite produced by cold-roll bonding and subsequent annealing treatment[J]. Materials Letters, 2012, 74(5): 89–92.
- [13] LIU Y, JIANG D M, LI W J. The effect of multistage ageing on microstructure and mechanical properties of 7050 alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 671: 408–418.
- [14] BUHA J, LUMLEY R N, CROSKY A G. Secondary ageing in an aluminium alloy 7050[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 492(1): 1–10.
- [15] MARCEAU R K W, SHA G, LUMLEY R N, et al. Evolution of solute clustering in Al-Cu-Mg alloys during secondary ageing[J]. Acta Materialia, 2010, 58(5): 1795–1805.
- [16] 郑子樵. 材料科学基础[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2013: 419–422.
- ZHENG Zi-qiao. Fundamentals of materials science[M]. Changsha: Central South University Press, 2013: 419–422.
- [17] SONG Y F, DING X F, XIAO L R, et al. Effects of two-stage aging on the dimensional stability of Al-Cu-Mg alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 701(1): 508–514.
- [18] 邓运来, 万里, 李鑫, 等. 7055 铝合金晶界 η 相回归阶段的粗化动力学[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(4): 888–893.
- DENG Yun-lai, WAN Li, LI Xin, et al. Coarsening kinetics of grain boundary precipitates in 7055 aluminium alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(4): 888–893.
- [19] LI Zhen-huan, GUO Wan-lin. The influence of plasticity mismatch on the growth and coalescence of spheroidal voids on the bimaterial interface[J]. International Journal of Plasticity, 2000, 18: 249–279.
- [20] LIU Wen-hui, HUANG Hao, TANG Jian-guo. FEM simulation of void coalescence in FCC crystals[J]. Computational Materials Science, 2010, 50: 411–418.
- [21] PEDERSEN K O, BORVIK T, HOPPERSTAD O S. Fracture mechanisms of aluminium alloy AA7075-T651 under various loading conditions[J]. Materials and Design, 2011, 32(1): 97–107.
- [22] 祝国川, 熊柏青, 佟有志, 等. 固溶处理对 7B52 铝合金板材力学性能和断裂行为的影响[J]. 中国有色金属学报, 2017, 27(5): 877–884.
- ZHU Guo-chuan, XIONG Bai-qing, TONG You-zhi, et al. The effect of solution treatment on mechanical properties and fracture behavior of 7B52 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2017, 27(5): 877–884.

Effect of interrupted-aging on microstructure and mechanical properties of 7B52 laminated aluminum alloy

LIU Wen-hui¹, XIAO Ming-yue^{1,2}, SONG Yu-feng¹, LIU Yang¹, CHEN Yu-qiang¹, HUANG Hao²

(1. School of Materials Science and Engineering, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201, China;

2. Jiang Lu Electromechanical Group Co, Ltd, Hunan Xiangtan 411101, China)

Abstract: The microstructure and mechanical properties of 7B52 (7A62/7A01/7A52) laminated aluminum alloy after T6I6 interrupted-aging were investigated by hardness test, tensile test, SEM and TEM. The results show that large amount of fine η' were precipitated in 7B52 after T6I6 peak-aging, and yield and tensile strength have increased by 22.5 and 20.5 MPa in comparison with T6 aging, respectively. Due to high-content of Mg and Zn, the secondary precipitation of η' occurred in 7A62. This led to extra reinforcement, and yield and tensile strength of 7A62 were 155.0 and 120.2 MPa higher than those of 7A52. The remarkable difference of tensile strength between 7A62 and 7A01 resulted in weak interface bonding between them. By contrast, the bonding strength of 7A52/7A01 was relatively high, significant plastic deformation was observed near interface, and fracture section was irregular after tensile test. The best interrupted-aging process was pre-aging (120 °C/2 h)+two-stage aging (65 °C/20 d)+three-stage aging (120 °C/18 h).

Key words: 7B52 laminated aluminum alloy; interrupted aging; microstructure; mechanical properties; secondary precipitation

Foundation item: Projects(51875197, 52005177) supported by the National Natural Science Foundation of China; Projects(2020JJ6027, 2019JJ60043) supported by the Natural Science Foundation of Hunan Province, China

Received date: 2020-10-23; **Accepted date:** 2021-03-20

Corresponding author: SONG Yu-feng; Tel: +86-731-58290019; E-mail: federer.song@163 com

(编辑)