

赵晨冰,袁剑平,周洪刚,等.固溶温度对7B52铝合金组织及动态冲击力学性能的影响[J].湖南科技大学学报(自然科学版),2025,40(2):99-105.doi:10.13582/j.cnki.1672-9102.2025.02.012

ZHAO C B, YUAN J P, ZHOU H G, et al. Effect of Solution Temperature on Microstructure and Dynamic Impact Mechanical Properties of 7B52 Laminated Aluminum Alloys [J]. Journal of Hunan University of Science and Technology (Natural Science Edition), 2025, 40(2): 99-105. doi: 10.13582/j.cnki.1672-9102.2025.02.012

固溶温度对7B52铝合金组织及 动态冲击力学性能的影响

赵晨冰^{1,2},袁剑平^{1,2},周洪刚^{1,2*},刘文辉³,邓细望^{1,2},
刘克^{1,2},李松伟^{1,2},黄浩^{1,2},肖明月^{1,2}

(1.高功效轻合金构件成形技术及耐损伤性能评价湖南省工程研究中心,湖南湘潭411100;
2.江麓机电集团有限公司,湖南湘潭411100;3.湖南科技大学材料科学与工程学院,湖南湘潭411201)

摘要:采用金相显微镜、透射电镜、硬度测试与霍普金森压杆试验等手段,研究不同固溶温度对7B52叠层铝合金微观组织及动态冲击力学性能的影响,结果表明:随着固溶温度的升高,合金晶粒不断长大,再结晶分数提高,第二相粒子明显回溶.当温度超过490℃时,合金发生过烧,力学性能降低;在470℃固溶2h的条件下,叠层铝合金中7A62层与7A52层的析出相尺寸均有所减小,所占体积分数均有提高.在析出强化作用的影响下,2层合金的硬度均达到最大值,其中7A62层达到228HV,7A52层达到168HV.由于7A62层铝合金中Mg、Zn含量更高,时效后基体析出更细小弥散的 η' 相,7A62层铝合金的硬度高于7A52层.此外,在2种应变率的条件下,经470℃固溶处理的7B52叠层铝合金均具有最好的动态冲击力学性能,在应变率为5500s⁻¹时,7B52叠层铝合金的屈服强度和最大应力分别为611和626MPa.

关键词:7B52叠层铝合金;固溶温度;微观组织;动态冲击力学性能

中图分类号:TG166.3 文献标志码:A 文章编号:1672-9102(2025)02-0099-07

Effect of Solution Temperature on Microstructure and Dynamic Impact Mechanical Properties of 7B52 Laminated Aluminum Alloys

ZHAO Chenbing^{1,2}, YUAN Jianping^{1,2}, ZHOU Honggang^{1,2}, LIU Wenhui³, DENG Xiwang^{1,2},
LIU Ke^{1,2}, LI Songwei^{1,2}, HUANG Hao^{1,2}, XIAO Mingyue^{1,2}

(1. Hunan Engineering Research Center of Forming Technology and Damage Resistance Evaluation for High Efficiency Light Alloy Components, Xiangtan 411100, China;
2. Jianglu Machinery Electronics Group Co., Ltd., Xiangtan 411100, China;
3. School of Material Science and Engineering, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201, China)

Abstract: The effects of solution temperature on microstructure and dynamic impact mechanical properties of 7B52 laminated aluminum alloy is studied by metallography microscope, transmission electron microscope, hardness test, and Hopkinson pressure test. The results show that with the increase of solution temperature, the grains grow up, the recrystallization fraction increases, and the second phase particles are obviously dissolved. When the temperature exceeds 490℃, overfiring occurs and mechanical properties decrease. Under the solution

收稿日期:2022-06-18

基金项目:湖南省自然科学基金资助项目(2020JJ6027)

*通信作者,E-mail:1035898458@qq.com

condition of 470 °C for 2 h, the size of precipitated phase in 7A62 and 7A52 layers decreases and the volume fraction of precipitated phase in laminated aluminum alloy increases. Under the influence of precipitation strengthening, the hardness of the two layers of alloys reaches the maximum value, of which the 7A62 layer reaches 228 HV, and the 7A52 layer reaches 168 HV. Meanwhile, the hardness of 7A62 alloy is higher than that of 7A52 alloy, because the content of Mg and Zn in 7A62 alloy is higher, and finer dispersed η' phase precipitates out of the matrix after aging. In addition, 7B52 laminated aluminum alloy after solution treatment at 470 °C has the best dynamic impact mechanical properties at both strain rates, when the strain rate is 5 500 s⁻¹, the yield strength and maximum stress of 7B52 laminated aluminum alloy are 611 and 626 MPa, respectively.

Keywords: 7B52 laminated aluminum alloy; solution temperature; microstructure; dynamic impact mechanical properties

7B52 叠层铝合金具有比强度高、加工性能好、可热处理强化和吸能性能强等优点,可广泛应用于坦克、装甲车和防空堡垒等国防军工产品^[1-4].作为一种装甲铝合金,其动态冲击性能尤为重要.现有研究表明:在进行动态冲击时,合金中的第二相会促进裂纹的形成与扩展,导致 7B52 叠层铝合金的动态冲击力学性能下降^[5-6].

近年来,很多学者发现合适的固溶工艺能够有效地提高合金的力学性能.祝国川等^[7]发现升高固溶温度能够有效促进 7B52 铝合金中四元相的回溶,但当固溶温度超过 480 °C 时,合金中第二相粒子的变化不大,而再结晶比例提高 30%,导致沿晶断裂更容易产生,进而大幅度降低合金的强度与塑性;PEDERSEN 等^[8]发现固溶温度过高会使合金发生过烧,致使合金的性能严重恶化;周古昕等^[9]发现 7A62 铝合金中的主要强化相为 η' 相及富 Mn-Al (Mg, Zn, Mn) T 相,这些强化相有益于合金的动态冲击力学性能;韩念梅等^[10]发现如果固溶温度较低,7xxx 系合金中会存在较多的粗大第二相,导致合金的过饱和度降低,影响时效析出驱动力,从而降低时效强化潜力;邓运来等^[11]等发现提高固溶温度能够促进 7050 铝合金中 S 相的溶解,使得淬火后基体内的原子浓度更高,有利于时效后获得细密的强化相.

上述研究表明:合适的固溶温度能够促进粗大第二相的溶解,使基体的过饱和度提高,增强时效析出驱动力,进而提高合金的力学性能.关于固溶温度对 7B52 叠层铝合金动态冲击性能影响的研究较少,因此,本文以 7B52 叠层铝合金为研究对象,探究固溶温度对 7B52 铝合金的微观组织和动态冲击力学性能的影响规律.

1 试验材料及方法

试验采用的原材料为轧制态 7B52 叠层铝合金,该合金由 7A52/7A01/7A62 铝合金轧制复合成形,合金的化学成分如表 1 所示.将试样分成 3 组,分别进行不同温度(450, 470, 490 °C)的固溶处理,固溶时间为 2 h,固溶完成后立即进行淬火,再将样品进行 T6 时效处理(120 °C/24 h).

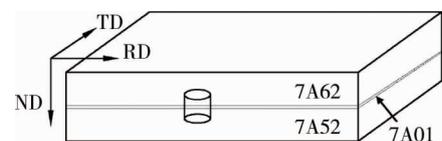
表 1 7B52 叠层铝合金的化学成分(质量分数)

单位:%

合金层	Zn	Mg	Cu	Fe	Mn	Cr	Ti	Zr	Si	Al
7A62(硬层)	7.34	3.60	0.36	0.20	0.48	0.18	0.04	0.06	—	Bal.
7A01(中间层)	<0.10	—	—	—	—	—	—	—	—	Bal.
7A52(软层)	4.40	2.35	0.18	0.19	0.47	0.21	0.06	0.08	<0.10	Bal.

注:Bal.为余量.

采用 4XC-MS 型金相显微镜、JSM-6360LV 型扫描电子显微镜以及 Talos F200X 透射电镜对不同固溶处理后 7B52 叠层铝合金的微观组织进行观察.利用 200HV-5 型小负荷维氏硬度计对不同固溶处理后的样品进行硬度测试.在分离式霍普金森压杆上进行冲击性能测试,试验样品取自厚度为 40 mm 的 7B52 叠层板,样品尺寸为 $\Phi 6$ mm \times 4 mm,其中软硬层合金高度比为 1 : 1,中间层 7A01 铝合金的厚度为 266 μ m.虽然与真实的 7B52 叠层板的厚度比例有区别,但对其研究仍科学有效.冲击试样的取样示意图如图 1 所示,正向冲击表面为 7A62 层,分别取应变速率为 2 200, 5 500 s⁻¹.



RD 为轧制方向;RD-TD 面为轧制面

图 1 冲击试样的取样

2 结果与讨论

2.1 合金的微观组织分析

图2为不同固溶温度处理后时效态7B52叠层铝合金的金相组织.图2(a)~图2(c)和图2(d)~图2(f)为7B52叠层铝合金的7A62硬层部分和7A52软层部分在温度分别为450, 470, 490 °C的条件下,固溶处理后时效态的金相组织.由图2可知:当固溶温度为450 °C时,7A52软层和7A62硬层这2层合金基本没有发生再结晶,晶粒仍然保持细长条状晶粒,如图2(a)和图2(d)所示;当固溶温度升高至470 °C时,由于再结晶驱动力的增加,合金内部发生再结晶,7A62硬层和7A52软层均发生再结晶和晶粒长大,7A62硬层的再结晶分数明显高于7A52软层,如图2(b)和图2(e)所示;随着固溶温度的升高,晶粒不断长大,当固溶温度为490 °C时,再结晶程度及尺寸达到最大,且发生不连续晶粒长大,此外,合金发生明显的过烧现象^[10],在晶粒内部出现复熔球,如图2(c)和图2(f)所示.

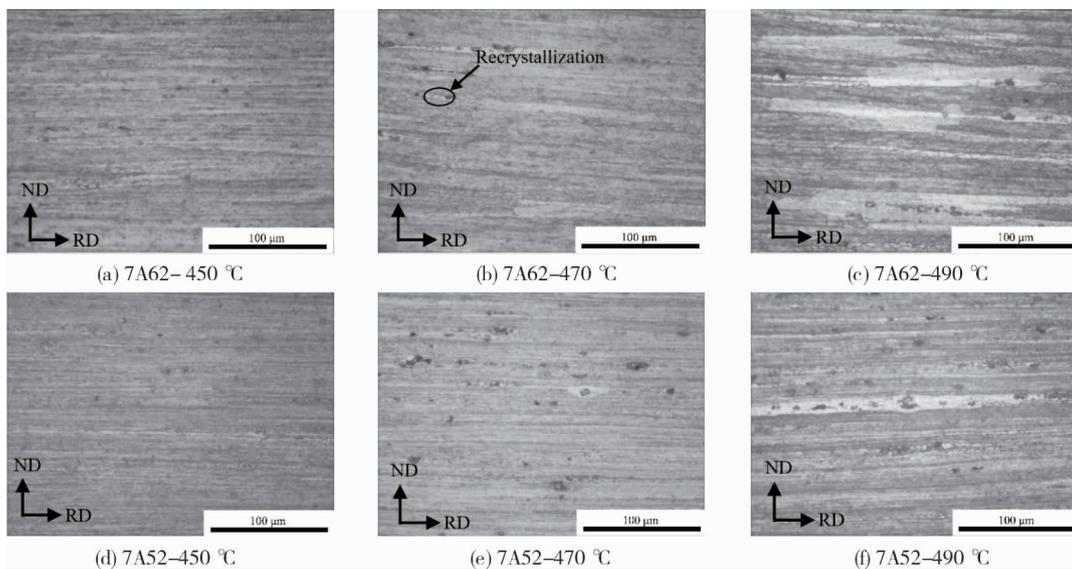


图2 不同固溶温度下时效态7B52铝合金的显微组织

图3为经不同固溶温度处理后7B52铝合金的SEM图.图3中所注RD方向为7B52铝合金的轧制方向.由图3可知:在固溶温度为450 °C时,7A52软层与7A62硬层中均存在沿轧制方向分布的第二相粒子;随着固溶温度升高至470 °C时,7A52软层与7A62硬层中的第二相粒子溶入基体,其体积分数降低;但随着固溶温度进一步升高至490 °C后,合金中第二相粒子的形貌变化不大,回溶效果不明显.

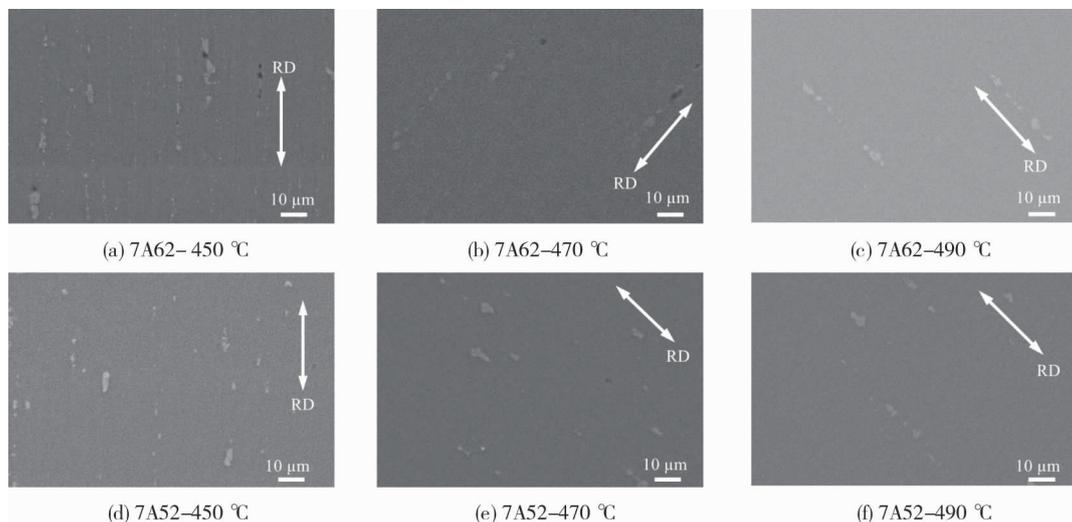


图3 不同固溶温度下7B52铝合金的SEM图

图4为7B52铝合金在不同固溶温度处理后再经过120℃人工时效后的TEM图.由图4可知:7A62硬层与7A52软层合金中析出相的密度都随着固溶温度的升高而逐渐增加,尺寸逐渐减小.为定量描述固溶温度对合金析出相的影响,利用Image-Pro Plus软件对合金中析出相的尺寸及体积分数进行统计.在7A62硬层合金中(如图4(a)和图4(b)所示),固溶温度为450℃时,合金中晶内析出相的大小为3.50~6.25 nm,相应的体积分数为20.8%;而当固溶温度升高至470℃后,合金中晶内析出相的大小为1.25~3.50 nm,体积分数为33%.与固溶温度为450℃时相比,7A62硬层合金中析出相的体积分数增加58.65%.对于7A52软层合金而言(如图4(c)和图4(d)所示),固溶温度为450℃时,合金中晶内析出相的大小为8~25 nm,体积分数为12.3%;在470℃固溶温度下,合金中晶内析出相的大小为4~10 nm,体积分数为18%.与固溶温度为450℃时相比,7A52软层合金内的析出相更加细小、密集,析出相的体积分数增加46.34%.

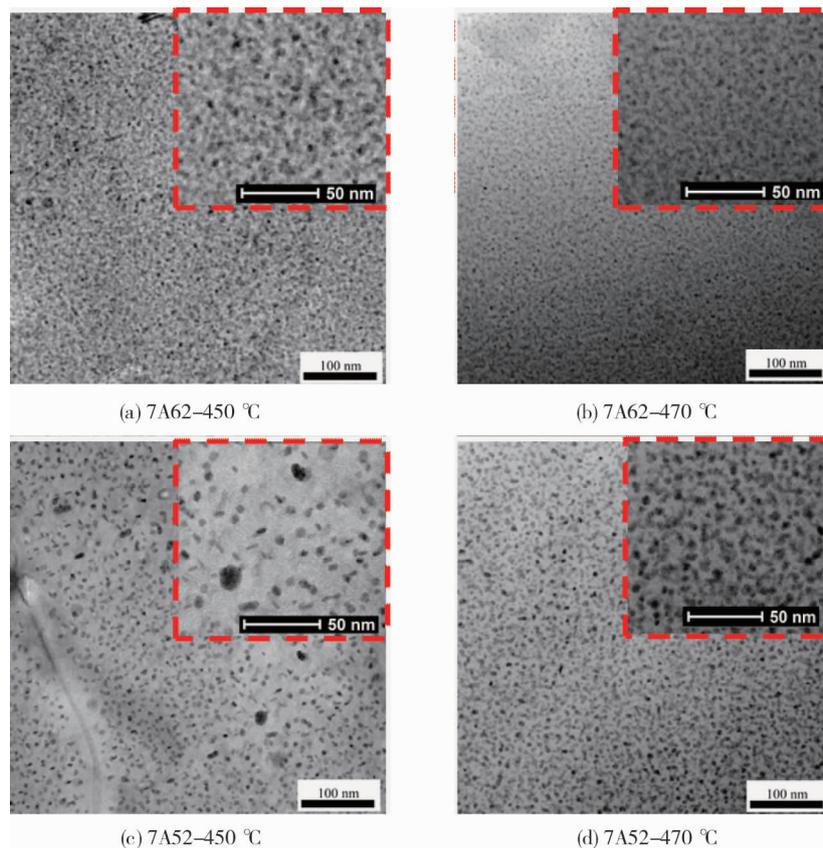


图4 不同热处理工艺的7B52铝合金TEM明场像

7xxx系铝合金在120℃单级时效过程中强化相的析出序列为过饱和固溶体(SSS)-GP(Guiner-Preston)区- η' 相- η 相(MgZn_2)^[12].在时效过程中,最先析出GP区,随着时效时间的延长,GP区转变为 η' 相,继续时效,溶质原子完全脱溶,形成与铝基体非共格的 η 相^[13], η' 相的强化效果高于 η 相.固溶处理是将第二相粒子溶解到铝基体内获得过饱和固溶体,通过影响合金的过饱和程度来影响时效析出驱动力及析出相的大小和体积分数,进而影响合金的强度,即第二相析出的驱动力与溶质原子的浓度有关^[14-16].在450℃低温固溶时,合金中溶质原子的浓度较小,组织中存在大量的未回溶的沉淀相,析出相的驱动力较小.而在固溶温度为470℃时,合金中Zn, Mg元素的溶解度不断增大,从而获得比450℃低温固溶更大的过饱和度,时效析出的驱动力也增强.因此,晶内析出相 η' 相也更加细小,体积分数更大,时效强化效果更加明显,强度也有所提高.在Al-Cu-Mg-Zn合金中,Mg, Zn元素是主强化元素^[9].相比7A52软层合金,7A62硬层合金中Mg, Zn元素的含量更高,在时效过程中不断析出更细密、数量更多的沉淀强化相 η' ^[17].

图5为7A62硬层合金和7A52软层合金经过不同固溶温度和120℃人工时效后的晶界TEM形貌图.图5(a)和图5(b)为7A62硬层合金分别在固溶温度为450和470℃时的晶界TEM形貌图.由图5(a)和图5(b)可知:析出相在晶界处呈断续分布,当固溶温度为450℃时,晶界析出相的尺寸约为20 nm;而当

固溶温度达到 470 °C 时,晶界析出相的尺寸减小至 15 nm.图 5(c)和图 5(d)为 7A52 软层合金分别在固溶温度为 450 和 470 °C 时的晶界 TEM 形貌图.由图 5(c)和图 5(d)可知:经过 450 °C 固溶处理后,7A52 软层合金的析出相 η 沿晶界呈不连续分布;而经 470 °C 固溶处理后,晶界处析出相的尺寸较小且密集,沿晶界呈连续分布.随着固溶温度的升高,7A62 硬层合金的晶界无沉淀析出带(PFZ)的宽度由 32 nm 减小到 23 nm,7A52 软层合金的 PFZ 宽度由 45 nm 减小到 27 nm.

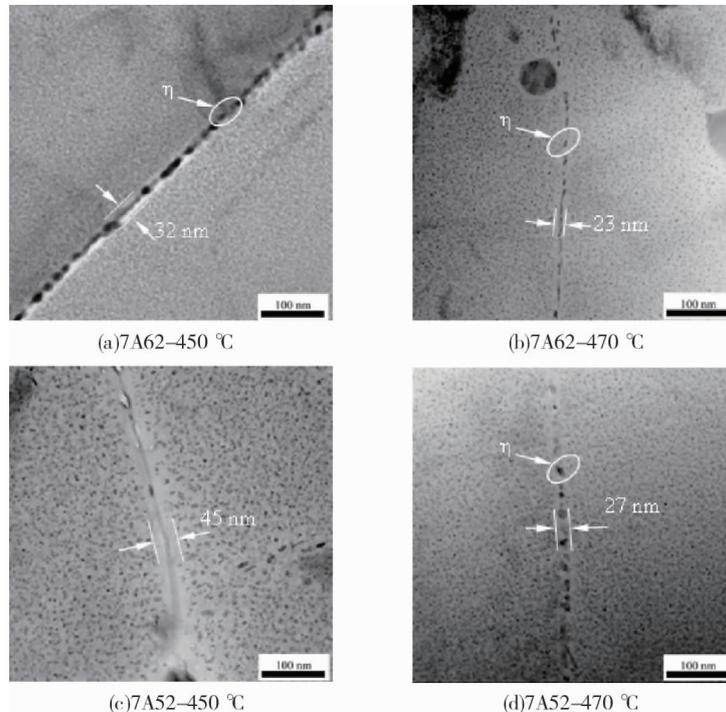


图 5 不同热处理工艺的 7B52 铝合金 TEM 明场像

PFZ 的形成有 2 种理论,最先提出的是溶质贫乏理论^[12].由于晶界处的脱溶较快,沉淀相较早在晶界处脱溶析出.脱溶时易吸附周围的溶质原子,晶界周围的溶质原子匮乏,在这一地带无法形成沉淀相,因此形成无沉淀析出带.但在后来的研究中,发现在无沉淀相的晶界周围也出现无沉淀析出带,因此提出另一种理论,即空位贫乏理论,其原理是在淬火过程中,空位大量进入晶界^[18]并逃逸,晶界周围的空位浓度低于基体,与基体存在一定宽度的浓度梯度,而沉淀强化相的形核往往需要一定的空位浓度,因此,沉淀强化相无法在晶界附近析出,形成无沉淀析出带.在提高固溶温度时,晶界附近的空位浓度随之增大,时效后形成的 PFZ 宽度较窄^[19].而 PFZ 越宽,合金的强度越低^[20-24].ZINDAL 等^[19]对 PFZ 进行纳米压痕硬度测试,结果表明:合金在 PFZ 区域的硬度远低于基体,原因是 PFZ 内没有强化相析出,其性能相当于固溶体^[25].因此,随着固溶温度的升高,PFZ 的宽度减小,合金的强度增大,延展性有所降低.由于在 470 °C 时,7A52 软层和 7A62 硬层这 2 层铝合金的 PFZ 较 450 °C 时发生钝化,因此,其强度会有所提高.

2.2 合金的力学性能分析

图 6 为不同固溶温度处理后 7B52 铝合金的硬度曲线.由图 6 可知:7B52 铝合金的硬度随着固溶温度的升高出现先增大后减小的现象.在 450 °C 时,7A62 硬层的硬度为 213.7 HV,7A52 软层的硬度为 154 HV.随着固溶温度的升高,合金的硬度逐渐增加,固溶温度为 470 °C 时,合金的硬度达到最大,其中 7A62 硬层的最大硬度为 228 HV,7A52 软层的最大硬度为 168 HV,在温度升高至 470 °C 后,合金的硬度随着固溶温度的升高而不断降低.在固溶的过程中,合金中的第二相粒子不断

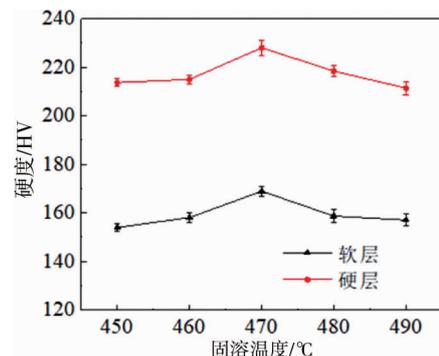


图 6 不同固溶温度下 7B52 铝合金硬度曲线

溶入基体中,随着温度的升高,溶质原子的浓度不断增加,加强了固溶强化的作用,因此硬度上升;其次,随着固溶温度的升高,由于溶质原子的溶入,引起铝基体发生点阵畸变,基体能量升高,合金的相变驱动力增加,在时效过程中,为析出相的形核提供能量,使形核率增大,析出相小而密集,合金的硬度增加.然而,当固溶温度不断增加,合金中的晶粒尺寸不断增大,合金的硬度降低.由图6可知:在固溶温度为470℃时,7A62硬层合金与7A52软层合金之间的硬度相差60HV,这是由于7A62硬层合金比7A52软层合金析出相的体积分数约高15%,这些密集的析出强化相使合金的硬度增加.

为探究固溶温度对7B52铝合金抗动态冲击性能的影响,取经T6工艺后的样品进行室温动态冲击试验,正向冲击表面为7A62硬层,不同固溶温度下7B52铝合金的动态冲击性能如图7所示.由图7(a)和7(b)可知:在同一应变速率下,合金的动态冲击性能随着固溶温度的升高先上升后下降.当固溶温度为470℃时,合金的屈服强度和最大应力达到最大值.其中,在应变率为2200 s⁻¹时,合金的屈服强度和最大应力分别为488和574 MPa;在应变率为5500 s⁻¹时,合金的屈服强度和最大应力分别为611和626 MPa.

对于装甲材料而言,抗冲击性是较为重要的指标.当材料受到动态冲击时,其吸收能量的能力是衡量其防护性能强弱的指标之一,吸能值的公式^[26]为

$$W = \int_0^{\varepsilon_m} \sigma d\varepsilon.$$

式中: ε_m 为最大应变; σ 和 ε 为真应力和真应变.

7B52铝合金受到冲击载荷后的吸能值如图7(c)所示.由图7(c)可知:在同一应变速率时,随着固溶温度的升高,合金的吸能值先增加后减小,在470℃时达到最大值,合金在冲击过程中吸收能量的能力最佳.固溶温度的增加有利于粗大第二相的溶解,使过饱和固溶体有较大的固溶度,在低温时效过程中析出更加密集的第二相,使流变应力升高;固溶温度的不断升高,晶粒随之长大,并产生再结晶晶粒,降低合金的强度和塑性.但当固溶温度过高时,会使合金发生轻微过烧,从而降低合金的力学性能.固溶温度为470℃时合金的第二相基本充分回溶,且晶粒尺寸及再结晶比例相对较小,因此,合金在固溶温度为470℃时的力学性能最佳.

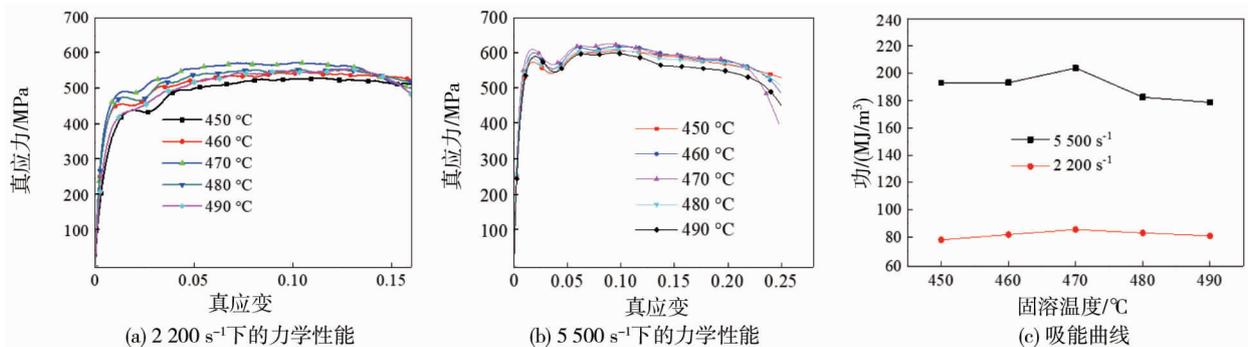


图7 不同固溶温度下7B52铝合金的抗冲击性能

3 结论

1) 随着固溶温度的升高,7B52叠层铝合金中的晶粒不断长大,局部出现再结晶现象,第二相的体积分数明显降低,过饱和度提高.当固溶温度升高至490℃时,合金发生过烧,且第二相的回溶现象不明显.

2) 与450℃相比,在固溶温度为470℃时,7B52叠层铝合金中晶内 η' 相更加细小,所占的体积分数更大,同时,7A62硬层合金晶界析出相的尺寸更小,且呈连续分布.固溶温度的升高导致7A52软层合金的PFZ宽度由45 nm减小到27 nm.在晶内析出相和PFZ的共同作用下,合金的力学性能达到最佳.

3) 在固溶温度为470℃时,7A52软层和7A62硬层合金的硬度最高,7B52铝合金的抗冲击性能最强,470℃为7B52铝合金较佳的固溶温度.

参考文献:

- [1] 时孝东.7B52 叠层装甲铝合金静止轴肩搅拌摩擦焊接工艺研究[D].南京:南京理工大学,2020.
- [2] JENA P K, KUMAR K S, MANDAL R K, et al. An experimental study on the fracture behavior of different aluminium alloys subjected to ballistic impact[J]. *Procedia Structural Integrity*, 2019, 17: 957-964.
- [3] LI M Y, XIONG B Q, WANG G J, et al. Fracture mechanism of a laminated aluminum alloy plate during ballistic impact[J]. *Rare Metals*, 2017, 36(9): 737-745.
- [4] JUNG J, CHO Y J, KIM S H, et al. Microstructural and mechanical responses of various aluminum alloys to ballistic impacts by armor piercing projectile[J]. *Materials Characterization*, 2020, 159: 110033.
- [5] ZHU G C, HUANG S H, LI X W, et al. Macro-micro dynamic behaviors and fracture modes of roll bonded 7A52/7A01/7B52 aluminum laminates in high velocity deformation[J]. *Progress in Natural Science: Materials International*, 2018, 28(4): 510-519.
- [6] 佟有志,祝国川,李明原,等.7B52 铝合金动态力学性能及断裂行为研究[J].*铝加工*,2018(4):39-44.
- [7] 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.
- [8] PEDERSEN K O, BØRVIK T, HOPPERSTAD O S. Fracture mechanisms of aluminium alloy AA7075-T651 under various loading conditions[J]. *Materials & Design*, 2011, 32(1): 97-107.
- [9] 周古昕,郎玉婧,杜秀征,等.高强 7A62 铝合金动态力学响应及其 J-C 本构关系[J].*中国有色金属学报*,2021,31(1): 21-29.
- [10] 韩念梅,张新明,刘胜胆,等.固溶处理对 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(3):855-863.
- [11] 邓运来,万里,张勇,等.固溶处理对铝合金 7050-T6 淬透层深度的影响[J].*金属热处理*,2009,34(8):44-47.
- [12] 廖斌,曹玲飞,吴晓东.铝合金无沉淀析出带的研究进展[J].*金属热处理*,2021,46(1):154-160.
- [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] 沈智,周英丽,金康,等.6014 铝合金热冲压中固溶处理工艺的实验研究[J].*锻压技术*,2021,46(11):124-129.
- [15] 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.
- [16] 巢宏.多级固溶热处理对 7150 铝合金组织与性能的影响[D].长沙:中南大学,2009.
- [17] 付彦军.固溶时效处理对石油钻探用 Al-Zn-Mg-Cu 合金组织性能的影响[D].北京:北京有色金属研究总院,2018.
- [18] MEYRICK G, POWELL G W. Phase transformations in metals and alloys[J]. *Annual Review of Materials Science*, 1973, 3: 327-362.
- [19] ZINDAL A, JAIN J, PRASAD R, et al. Effect of heat treatment variables on the formation of precipitate free zones (PFZs) in Mg-8Al-0.5Zn alloy[J]. *Materials Characterization*, 2018, 136: 175-182.
- [20] MANGEN W, NEMBACH E. The effect of grain size on the yield strength of the γ' -hardened superalloy NIMONIC PE16[J]. *Acta Metallurgica*, 1989, 37(5): 1451-1463.
- [21] SANDERS T H, STARKE E A. The effect of slip distribution on the monotonic and cyclic ductility of Al-Li binary alloys[J]. *Acta Metallurgica*, 1982, 30(5): 927-939.
- [22] KROL T, BAITHER D, NEMBACH E. Quantification of the detrimental effects of precipitate free zones on the yield strength of a superalloy[J]. *Scripta Materialia*, 2003, 48(8): 1189-1194.
- [23] 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.
- [24] ABE M, ASANO K, FUJIWARA A. Influence of the precipitate-free zone width on the tensile properties of an Al-6 Wt pct Zn-1.2 Wt pct Mg alloy[J]. *Metallurgical Transactions*, 1973, 4(6): 1499-1505.
- [25] OGURA T, HIROSAWA S, SATO T. Quantitative characterization of precipitate free zones in Al-Zn-Mg (-Ag) alloys by microchemical analysis and nanoindentation measurement[J]. *Science and Technology of Advanced Materials*, 2004, 5(4): 491-496.
- [26] 曹晓卿,杨桂通.热处理对泡沫铝合金力学性能及吸能性的影响[J].*稀有金属材料与工程*,2006,35(7):1121-1125.