



## 高压扭转变形2A12铝合金组织性能 演变与断裂行为

仲晓晓, 杨志刚, 张 尧, 徐 岩, 顾勇飞, 贾建波, 骆俊廷

(燕山大学 先进锻压成形技术与科学教育部重点实验室, 秦皇岛 066004)

**摘要:** 分别在室温(RT)、393 K、513 K和633 K开展扭转0.5~4 t的2A12铝合金的高压扭转(HPT)变形实验。通过对微观组织和室温力学性能进行观察、测量和统计, 阐明了微观组织和力学性能随HPT工艺参数的变化规律。结合断口形貌和断口区域组织特征, 对HPT变形试样的断裂行为进行了研究。结果表明: 在RT~513 K区间, 扭转0.5~4 t的HPT变形试样的抗拉强度(TS)均得到较大程度提升, 其中在393 K、513 K扭转0.5 t的变形试样的伸长率(EL)同时得到较大程度改善, 取得较好的强化与韧化效果。在RT扭转1 t的变形试样在不损失塑性的同时展示出本研究的最高TS值, TS值增至初始材料的156%, 表现出穿晶断裂主导的混合断裂机制。

**关键词:** 2A12铝合金; 高压扭转; 力学性能; 强化; 韧化; 断裂机制

**文章编号:** 1004-0609(2022)-08-2173-12

**中图分类号:** TG306

**文献标志码:** A

**引文格式:** 仲晓晓, 杨志刚, 张 尧, 等. 高压扭转变形2A12铝合金组织性能演变与断裂行为[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(8): 2173-2184. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42055

ZHONG Xiao-xiao, YANG Zhi-gang, ZHANG Yao, et al. Microstructure and mechanical property evolutions of 2A12 aluminum alloy subjected to high pressure torsion and its fracture behavior[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(8): 2173-2184. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-42055

铝合金因具有密度低、比强度高和加工性好等特点, 在零件产品制造中可有效替代铸铁和钢材, 在航空航天和汽车工业等相关领域有着广泛的应用<sup>[1]</sup>。作为一种典型高强度2xxx系列的Al-Cu-Mg铝合金, 2A12铝合金具有抗拉强度高、抗蠕变性好和热稳定性优良等特点<sup>[2-3]</sup>。在工业领域对高比强度材料需求不断增长的趋势催生下, 引发了为进一步提高铝合金强度而展开的持续研究<sup>[4]</sup>, 因此通过改善并提升铝合金的性能对取代较重材料、减少能源消耗和减重均具有重要意义<sup>[5]</sup>。

固态金属材料的微观组织决定其宏观力学性能, 而剧烈塑性变形(SPD)以及金属热处理被证实可有效改善材料的微观组织形态, 进而实现组织-

性能的协调控制<sup>[6-7]</sup>。常见固态金属材料的SPD工艺包括累积叠轧焊(ARB)<sup>[8-10]</sup>、高压扭转(HPT)<sup>[11-13]</sup>、多向锻造(MDF)<sup>[14-16]</sup>、等径角挤压(ECAP)<sup>[17-18]</sup>等。YE等<sup>[19]</sup>通过室温八道次ARB工艺制备了组织均匀的Ni/Ti/Al/Cu复合材料, 发现Al等轴亚微米晶粒尺寸约为500 nm, Ni晶粒的平均晶粒宽度约为200 nm, 八道次ARB变形制备的复合材料的抗拉强度(Tensile strength, TS)达到最大值298.2 MPa。ALEMDAG等<sup>[14]</sup>开展了Al-7Si-4Zn-3Cu均质合金在473 K温度下不同累积应变的MDF变形, 发现经MDF变形后合金的TS、屈服强度(Yield strength, YS)和伸长率(Elongation, EL)均得到改善, 其中经过累积应变值为6.21的MDF变形合金的TS、YS分

别由(217±3) MPa、(133±2) MPa增至(219±1) MPa、(174±3) MPa。CIEMIOREK等<sup>[17]</sup>通过增量ECAP工艺对3003铝合金进行室温1道次、4道次变形,研究表明:相比初始材料,1道次和4道次变形试样的TS、YS均得到较大程度的改善,其中4道次变形试样的单向TS、YS达到该研究的最大值239 MPa和219 MPa,但总EL损失较大。PEREIRA等<sup>[5]</sup>通过固溶处理和450 K扭转10t(Turn,圈)HPT变形制备了晶粒尺寸约150 nm的Al-3%Mg-0.2%Sc合金,并获得了均匀的硬度分布,平均显微硬度约为180 HV。MOHAMED等<sup>[20]</sup>采用HPT变形和随后时效处理制备了时效硬化的A2024铝合金,结果发现,经过扭转0.75、1和5 t的HPT变形后,A2024合金的晶粒显著细化到约(240±80) nm,饱和水平的TS和总的EL分别达到约910 MPa和5%,发生了明显塑性损失。综上所述,作为一种典型的SDP工艺,HPT可有效提升金属材料的机械强度,但强度提升的同时塑性往往损失较大。因此,设计合理的HPT工艺和变形参数对2A12铝合金施加变形处理,可在不牺牲或较大提升塑性的同时有效改善合

金的力学性能,扩大其实际应用领域。基于此,本研究通过对2A12-T4铝合金开展系列HPT变形、组织表征和性能统计分析,揭示微观组织、宏观性能、断裂行为随HPT工艺参数的变化规律。

## 1 实验

### 1.1 初始材料

本研究的初始材料为棒状2A12-T4铝合金,通过X射线荧光光谱测得初始材料的实测成分如表1所示。图1(a)~(c)所示分别为初始2A12铝合金的OM相片、SEM像和XRD谱,其中EDS测试在微观组织中的取点位置见图1(b);图1(d)所示为试样切取示意图。在初始2A12-T4铝合金中,较粗大晶

表1 本文中初始材料的实测成分

Table 1 Measured chemical composition of initial material in present work (mass fraction, %)

Cu	Mg	Mn	Si	Fe	Zn	Ti	Cr	Al
5.62	0.88	0.50	0.25	0.16	0.06	0.02	0.02	Bal.

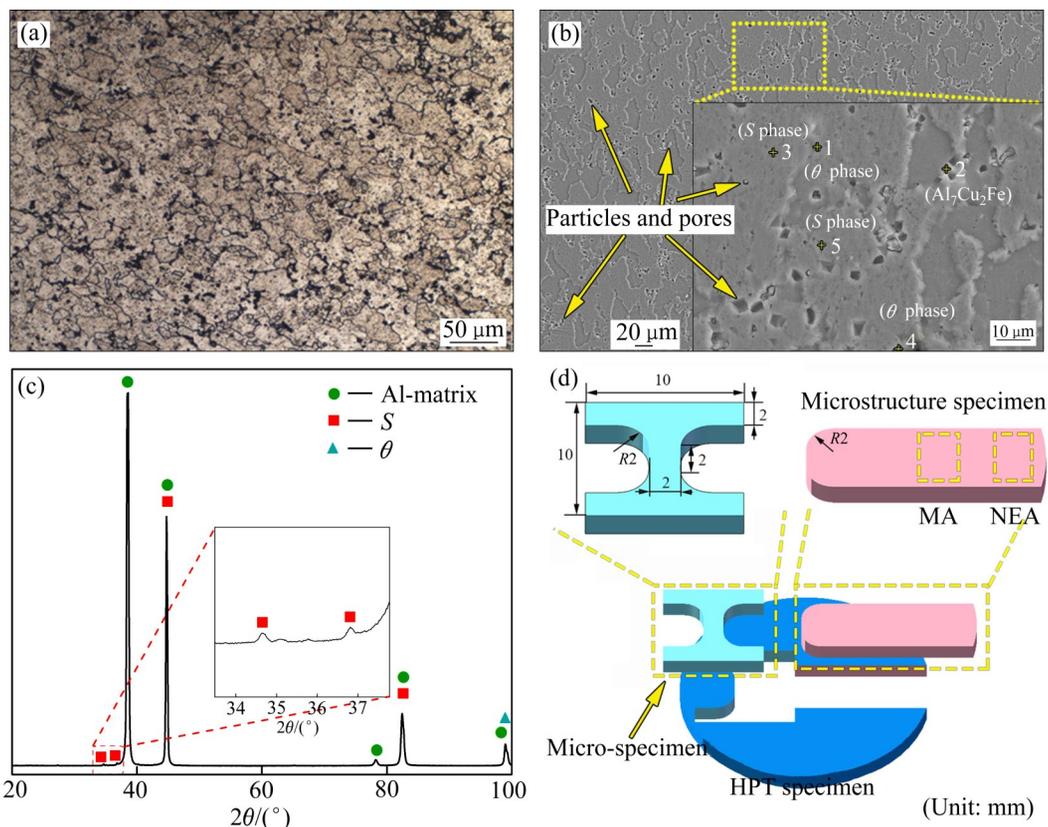


图1 初始材料OM照片、SEM像和XRD谱及试样切取示意图

Fig. 1 OM photo (a), SEM image (b) and XRD pattern (c) of initial material and schematic diagram (d) of specimen cutting

粒晶界附近和晶内存在较多细小的晶粒。由图 1(b) 可见, 微观组织中存在一定数量的凹坑形貌, 凹坑形状多呈现三角形、近圆形和块状, 标记点 1~5 的能谱结果见表 2。综合能谱和 XRD 谱分析, 判定初始 2A12-T4 铝合金除基体外存在的第二相主要有三种<sup>[3, 21]</sup>, 分别为强化相 S 相、 $\theta$  相和  $Al_7Cu_2Fe$  组分相; 其中标记点 1、4 近圆形凹坑内颗粒是  $\theta$  相<sup>[21]</sup>, 标记点 3、5 三角形凹坑内和标记点 2 凹坑内除 Al 基体成分外, 分别含有 S 相和  $Al_7Cu_2Fe$  组分相成分, 由此推断第二相发生脱落后形成了图中不同形状的凹坑。

表 2 图 1(b)中各标记点处的元素含量  
Table 2 Element contents at each point in Fig. 1(b)

Element	Mole fraction/%				
	Point 1	Point 2	Point 3	Point 4	Point 5
Al	77.85	92.71	96.68	74.75	95.42
Fe	-	0.37	-	-	-
Cu	22.07	4.17	1.59	25.14	2.44
Mg	-	2.59	1.54	-	1.93
Mn	0.08	0.17	0.18	0.11	0.22

### 1.2 试验方法

用于无约束型 HPT 变形试验的 2A12-T4 铝合金坯料尺寸选定为  $d 20 \text{ mm} \times 2 \text{ mm}$ 。HPT 温度分别选取室温 (RT)、393 K、513 K、633 K, 扭转变形圈数 (turn, t) 分别选取 0.5 t、1 t、2 t、4 t, 扭转变形压力为 800 MPa。试验在固定于梁柱油压机上的专用 HPT 模具中完成, 试样放置在 HPT 上、下模具之间, 通过加热圈及控温装置实现 HPT 模具及试样的升温 and 保温。分别在不同 HPT 试样内先后加工出拉伸用微试样和组织观察试样, 切取位置及尺寸如图 1(d) 所示。将微试样用砂纸打磨光滑后, 在 Zwick / Roell Z010 微试样电子万能试验机上完成室温拉伸试样, 拉伸变形速度选定为  $2 \times 10^{-1} \text{ mm/min}$ 。首先通过粗、精砂纸打磨组织观察试样的观测表面, 经磨抛处理后选取体积配比为  $V(\text{HF}):V(\text{HCl}):V(\text{HNO}_3):V(\text{H}_2\text{O})=1.0:1.5:2.5:95.0$  的混合溶液侵蚀。金相组织表征在光学显微镜上完成, 微观组织表征、EDS 测试以及断口形貌表征均在 Sigma 500 电子显微镜上完成。选用不少于 3 张组织照片, 采用截线法求取平均晶粒尺寸, 采用 Image-pro plus 软件统计第二相平均尺寸。

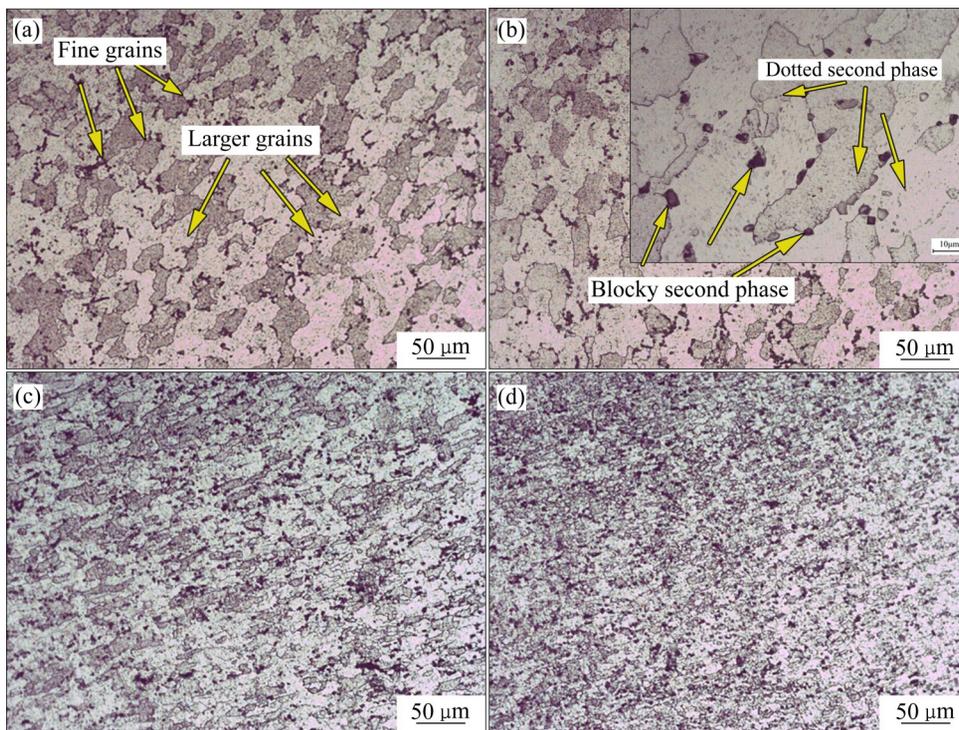


图 2 在 RT 扭转变形试样不同区域的 OM 照片

Fig. 2 OM photos of different positions of torsion deformed specimens at RT: (a) MA of torsion deformed specimen with 0.5 t; (b) NEA of torsion deformed specimen with 0.5 t; (c) MA of torsion deformed specimen with 1 t; (d) NEA of torsion deformed specimen with 1 t

## 2 结果和讨论

### 2.1 HPT 试样微观组织

图2所示为2A12-T4铝合金RT扭转变形试样的OM照片。由图2(a)和(b)可见,近边缘区域(Near-edge area, NEA)、中间区域(Middle area, MA)的组织特征相近,均可发现在粗晶晶界处、晶内存在细晶组织。与转0.5 t的变形试样相比,扭转1 t的变形试样的MA和NEA的组织(图2(c)和(d))均明显得到细化,NEA的晶粒细化程度高于MA。此外,在扭转0.5~1 t的变形试样的MA和NEA内均可观察

到块状(或近等轴状)的粗大深黑色第二相和点状的细小浅黑色第二相,二者分别分布于晶界、晶内。

在393 K、513 K和633 K扭转1 t的2A12-T4铝合金变形试样中,其NEA的OM组织分别如图3(a)~(c)所示。对比发现,从393 K增至513 K时,HPT变形试样中NEA的切向平均晶粒尺寸由6  $\mu\text{m}$ 降至5.4  $\mu\text{m}$ ,提高了HPT变形试样组织细化效果。与513 K扭转1 t的变形试样相比,633 K扭转1 t的变形试样中NEA的晶粒尺寸发生小幅增大。根据文献[22~24]报道,633 K已达到再结晶温度,随着试样温升和HPT变形的进行,2A12-T4铝合金内部晶粒发生了小幅度粗化。在513 K分别扭转2 t(见

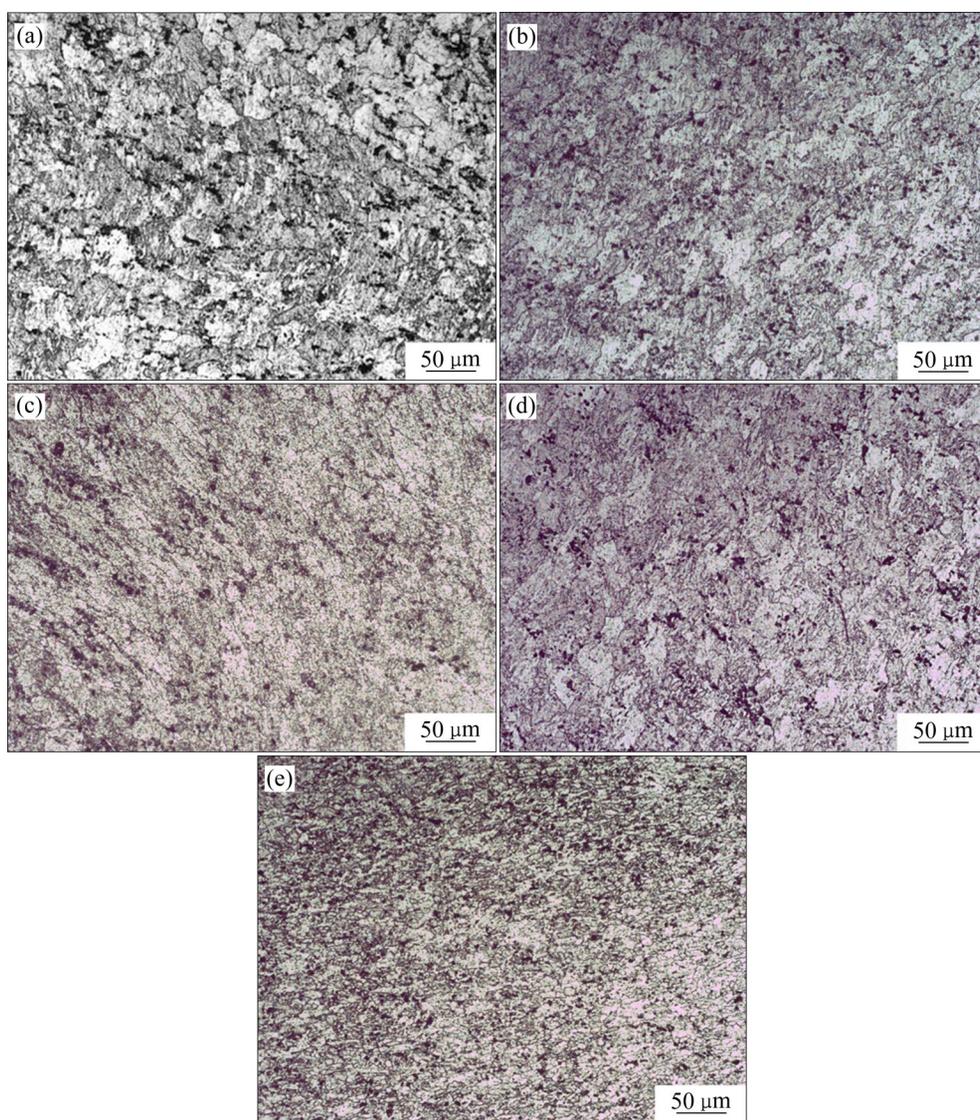


图3 不同HPT变形试样中NEA的OM照片

**Fig. 3** OM photos of NEA of different HPT deformed specimens: (a) Torsion deformed specimen with 1 t at 393 K; (b) Torsion deformed specimen with 1 t at 513 K; (c) Torsion deformed specimen with 1 t at 633 K; (d) Torsion deformed specimen with 2 t at 513 K; (e) Torsion deformed specimen with 4 t at 513 K

图 3(d))和 1 t 的变形试样组织特征相近, 当扭转圈数由 2 t 增至 4 t 时, 变形试样中 NEA 的晶粒得到进一步细化, 切向平均晶粒尺寸为  $4.4 \mu\text{m}$ , 如图 3(e) 所示。

## 2.2 HPT 试样力学性能

图 4 所示为 HPT 变形试样的 TS 和 EL 统计结果。图 5 所示为不同 HPT 变形试样中 MA 的粗大块状第二相平均尺寸和切向平均晶粒尺寸统计图。由图 4 可见, 在温度  $\leq 513 \text{ K}$  时 (RT~513 K), 由于温度较低, HPT 变形试样均收获较大的综合强化效果, 其 TS 值均获得了明显提升。但与初始 2A12-T4 铝合金相比, 除在 393 K、513 K 扭转 0.5 t 的变形试样的 EL 值获得较大改善外, 其余变形试样的 EL 值均未优于初始铝合金的 EL 值。而在温度  $> 513 \text{ K}$  时 (633 K), 高温 HPT 过程中会发生动态再结晶<sup>[22-24]</sup>, 动态软化作用和粗化长大的晶粒组织有利于收获更大的材料稳定塑性流动能力。此外,

2A12 铝合金的完全退火温度和快速退火温度分别在  $390\sim 430 \text{ }^\circ\text{C}$  之间和  $350\sim 370 \text{ }^\circ\text{C}$  之间。由于塑性变形热、试样实际温度在加热保温过程中的小幅波动等因素的综合影响, 在 633 K 的 HPT 变形过程中, 试样温度已接近或达到了完全退火温度, 使得 HPT 变形试样的 TS 较初始材料大幅下降, 而塑性获得明显提升。由图 5 可发现, 扭转变形一定时, 随着变形温度的升高, 切向晶粒和粗大块状第二相均呈现粗化长大趋势。

与初始铝合金相比, RT 扭转 1 t 的变形试样在不损失塑性的同时 TS 提升了 56%, 表现出本研究中最高的 TS 值, 如图 4(a) 所示。综合图 5 可知, 该工艺条件下变形试样收获最高 TS 值的主要原因是变形试样的 MA 经 1 t 扭转变形后发生了明显的组织细化, 切向平均晶粒尺寸降至  $6.6 \mu\text{m}$ , 粗大块状第二相平均尺寸仅为  $3.4 \mu\text{m}$ , 细小点状第二相尺寸介于  $0.2\sim 2.3 \mu\text{m}$ 。此外, 在该变形试样断口也发现了许多细小的韧窝形貌, 表明变形试样的综合力学性

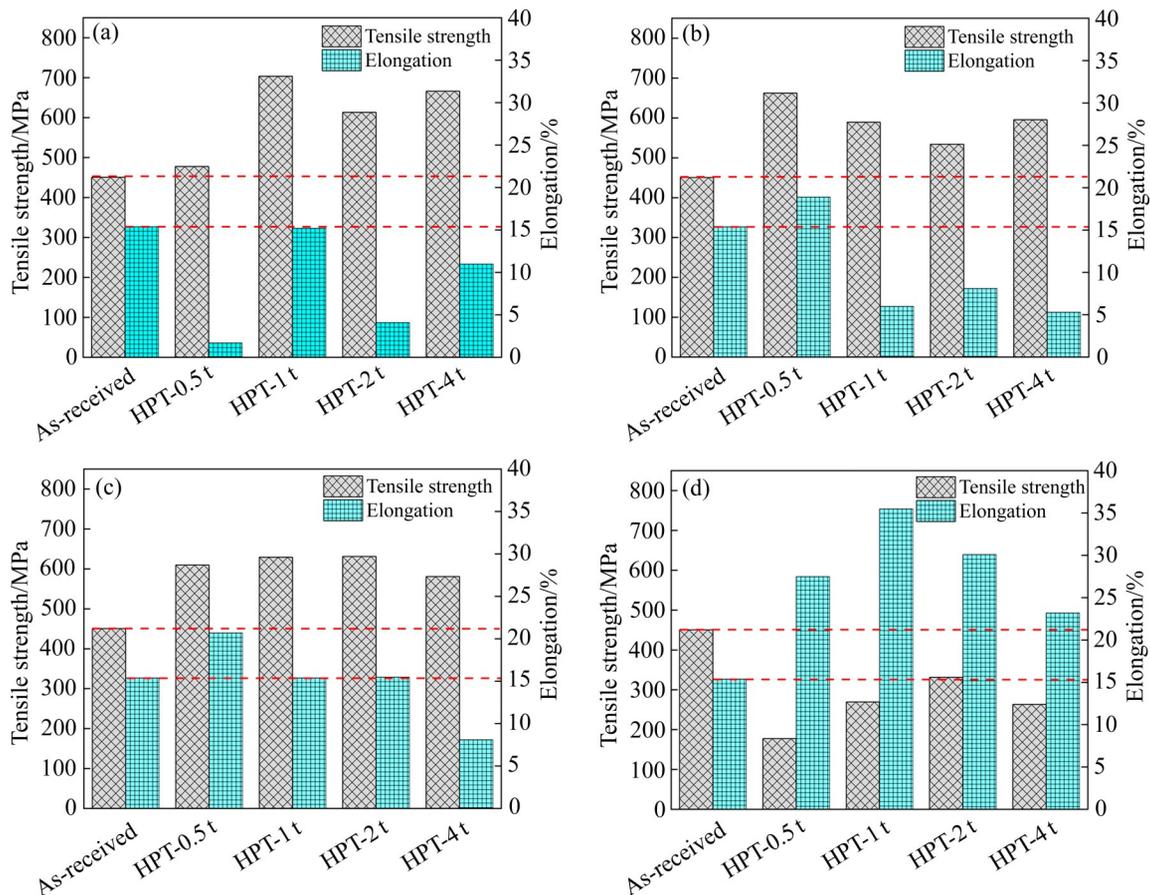


图 4 不同条件下 HPT 变形试样的室温力学性能

Fig. 4 Room temperature mechanical properties of HPT deformed specimens under different conditions: (a) RT; (b) 393 K; (c) 513 K; (d) 633 K

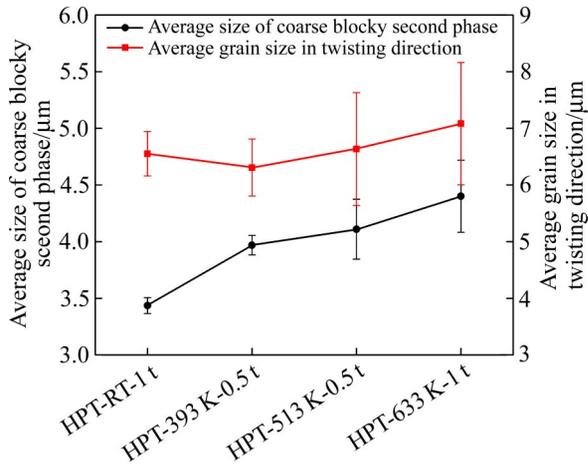


图5 不同条件下HPT变形试样的MA的粗大块状第二相平均尺寸和平均晶粒尺寸

Fig. 5 Average size of coarse blocky second phase and average grain size of MA in HPT deformed specimens under different conditions

能得到了大幅提升。由图4(b)可见,与初始材料相比,在393 K下所有变形试样在发生较大塑性损失(扭转0.5 t的变形试样除外)的同时均收获较好的强化效果,其中393 K扭转0.5 t的变形试样的TS和EL分别增加了47%和23%,并达到393 K下的最高值662.2 MPa和18.9%。温度增至513 K后,发现变形试样在不损失或较大提升塑性(扭转4 t变形试样除外)的同时TS均获得较大改善,如图4(c)所示。扭转0.5 t的变形试样表现出513 K下最优的TS和EL综合性能,在EL提升34%的同时TS提升了35%。与RT扭转1 t的变形试样相比,513 K扭转0.5 t的变形试样的EL得到较大改善而TS有所下降,这主要是因为变形试样中MA的平均晶粒尺寸略有增大(6.6  $\mu\text{m}$ )、粗大块状第二相平均尺寸略有增大(4.1  $\mu\text{m}$ )、细小点状第二相的分布范围略有减小(0.1~2.1  $\mu\text{m}$ )以及其断口形貌特征为大量尺寸极小的韧窝围绕少数尺寸较大的韧窝分布。当温度增至633 K后,发现HPT变形试样在大幅提升塑性的同时TS均发生较大损失,其中扭转1 t的变形试样的室温塑性最佳,EL达到35.5%,如图4(d)所示。该变形条件下变形试样中MA的平均晶粒尺寸增至7.1  $\mu\text{m}$ ,粗大块状第二相平均尺寸增至4.4  $\mu\text{m}$ ,细小点状第二相的分布范围有所缩小(0.1~1.8  $\mu\text{m}$ )。此外,在633 K扭转1 t的HPT变形过程中,变形试样的温度已接近或达到了完全退火温度,再结晶

软化、退火软化的主导作用以及晶粒、粗大块状第二相粗化等作用相结合,导致在塑性得到明显改善的同时强度发生明显下降。2A12合金O态的TS $\leq$ 215 MPa<sup>[25]</sup>,冷轧和热轧2A12板O态的TS介于161~172 MP之间<sup>[25]</sup>,不同温度挤压制备2A12-O型材的TS介于192~208 MPa之间<sup>[26]</sup>。本研究中633 K下HPT变形试样的TS介于177.3~331.4 MPa之间,说明633 K下HPT变形过程中除了软化作用外,形变强化、第二相强化等综合作用导致变形试样的TS高于O态合金。

LIU等<sup>[4]</sup>和MOHAMED等<sup>[20]</sup>在关于HPT对2024铝合金强化的研究中报道,铝合金的TS均得到大幅提高(均在900 MPa以上),但塑性损失较大,EL均不高于5%。本研究在RT~633 K和0.5~4 t工艺范围内,虽然变形试样HPT-RT-1 t、HPT-393 K-0.5 t以及HPT-513 K-0.5 t的TS与文献[4]和[20]中的TS相比还有一定差距,但在不牺牲或较大提升材料EL的前提下,这些变形试样的TS均较初始材料得到了较大提升(EL $\geq$ 135%,TS $\geq$ 609.8 MPa),其中变形试样HPT-513 K-0.5 t的EL增至初始材料的134%,表现出较好的强韧协同效果。

### 2.3 HPT试样室温断裂行为

图6所示为RT扭转2 t的变形试样的断口形貌以及EDS的标记点位置,对应标记点6~9的元素含量如表3所示。综合形貌特征和EDS数据,发现脆性相 $\text{Al}_7\text{Cu}_2\text{Fe}$ 在拉伸过程中发生了明显的破裂,而标记点8、9处S相则保留了完整的颗粒外形。

初始材料和在RT~633 K扭转1 t的变形试样的室温断口形貌见图7。由图7(a)可见,初始材料断

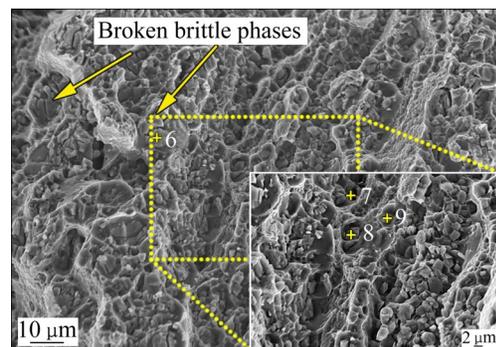


图6 RT扭转2 t的变形试样的断口形貌

Fig. 6 Fracture morphology of torsion deformed specimen with 2 t at RT

表3 图6中标记点的元素含量

Table 3 Element contents at mark points in Fig. 6

Element	Mole fraction/%			
	Point 6	Point 7	Point 8	Point 9
Al	73.36	93.08	66.73	63.92
Fe	9.26	-	-	-
Cu	6.98	2.12	17.63	18.86
Mn	4.82	-	-	-
Mg	-	4.79	15.64	17.21
Si	5.58	-	-	-

口形貌主要由尺寸不一的韧窝和撕裂棱组成, 此外也可在韧窝内发现 *S* 相以及已经破裂的  $Al_7Cu_2Fe$ 。由图 7(b) 可见, 与初始材料相比, 在 RT 扭转 1 t 的变形试样断口中, 韧窝的数量明显增多且韧窝尺寸

变得更加细小均匀, 韧窝内的 *S* 相尺寸和  $Al_7Cu_2Fe$  数量减小, 展示出以韧性断裂为主的断面特征。由图 7(c) 可见, 在 393 K 扭转 1 t 的变形试样断面中可观察到更多粗大破裂的  $Al_7Cu_2Fe$  颗粒和多条交汇的撕裂棱, 韧窝规模大幅度下降。由图 7(d) 可见, 当温度由 393 K 增至 513 K 时, 扭转 1 t 的变形试样断面凹凸不平的程度明显提高, 主要呈现由大量细小韧窝和少数粗大韧窝共同组成的断面特征, 细小韧窝主要分布在断口斜面位置, 粗大韧窝多分布于断口凸、凹位置。与 513 K 扭转 1 t 的变形试样相比, 在 633 K 扭转 1 t 的变形试样断口中, 韧窝尺寸明显增大且大尺寸韧窝数量明显增多, 该断面特征与其宏观表现出的 EL 极佳的结果相吻合。

图 8 所示为不同 HPT 变形试样的断口形貌。由

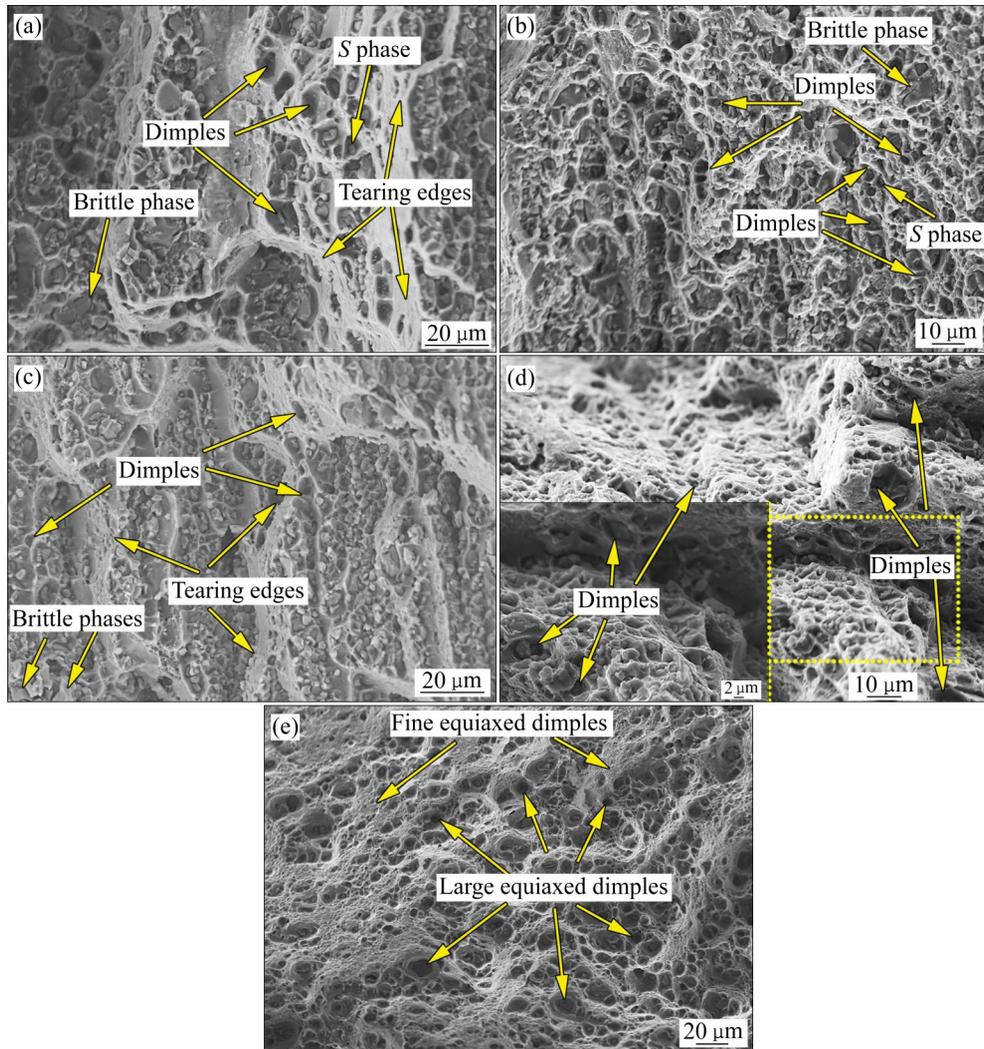


图7 初始材料和 RT~633 K 扭转 1 t 的变形试样断口形貌

Fig. 7 Fracture morphologies of initial material and torsion deformed specimens with 1 t at temperatures of RT-633 K: (a) Initial material; (b) Torsion deformed specimen with 1 t at RT; (c) Torsion deformed specimen with 1 t at 393 K; (d) Torsion deformed specimen with 1 t at 513 K; (e) Torsion deformed specimen with 1 t at 633 K

图8(a)可见,在RT扭转0.5 t的变形试样的断面上可见韧窝数量很少,而脆性相数量很多,且大块的脆性相多处已发生破裂,表现出脆性断裂断面特征。由图8(b)可见,与扭转0.5 t的变形试样相比(见图8(a)),在RT扭转4 t的变形试样断面上可见韧窝规模小幅增加、脆性相减少。由图8(c)可见,温度提升至513 K后,扭转0.5 t的变形试样断面上可见韧窝数量发生大幅增加,少数大尺寸韧窝周围分布着大量极小韧窝,因此,与RT变形试样相比,该变形试样的宏观TS和EL综合性能获得了明显提升。

图9(a)、(b)所示分别为初始材料和RT扭转1 t的变形试样断口区域的OM组织。由图9(a)、(b)可见,OM组织中存在点状的细小浅黑色第二相和近等轴状的粗大深黑色第二相。此外,在初始材料靠近断口区域和多处裂纹区域的晶粒明显细小,表明裂纹在拉伸变形过程中延伸扩展时穿过了多个晶粒并发生了穿晶断裂(见图9(a))。RT扭转1 t的变形试样的断口轮廓展示出参差不齐的锯齿状延伸分布特征,并可见多处明显的裂纹(见图9(b)),综合表现出由穿晶断裂主导的同时包含沿晶断裂的混合断裂组织特征。研究表明,粗大第二相周围区域的应

力会在拉伸变形的持续进行过程中显著增高(即显著应力集中),进而生成裂纹源并可持续在晶内、晶界延伸汇合产生断裂<sup>[27-30]</sup>。

#### 2.4 HPT试样第二相演变

图10所示为不同条件下HPT变形试样的NEA的SEM组织。由图10(a)和(b)可见,RT扭转0.5 t的变形试样的NEA中分布着少量近等轴状第二相和因第二相脱落而形成的凹坑;扭转1 t的变形试样的NEA中展示出更多的尺寸有所减小的第二相及其凹坑形貌,其在二维平面内的均匀程度得到提升,这应归因于第二相在HPT变形过程中发生了剪切破碎。材料内部均匀分布的细小第二相不仅可以对晶界、位错起到钉扎作用,而且还可抑制晶粒的粗化以及裂纹的延伸<sup>[28,31]</sup>,有利于得到细晶组织。与RT扭转1 t的变形试样相比,在513 K扭转1 t的变形试样的NEA中,近等轴状第二相以及凹坑在数量、尺寸上分别呈现减少趋势和增大趋势,如图10(c)所示。继续升温时,633 K扭转1 t的变形试样的NEA中仅存留极少数量的近等轴状第二相,第二相及其凹坑进一步增大和均匀化(见图10(d))。

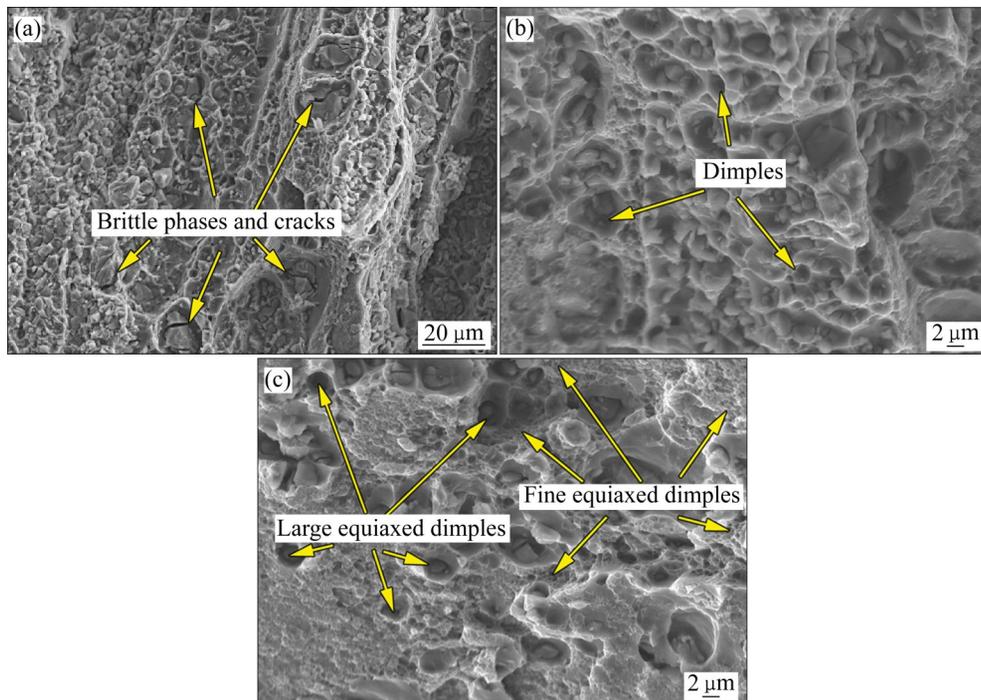


图8 不同条件下HPT变形试样断口形貌

Fig. 8 Fracture morphologies of HPT deformed specimens under different conditions: (a) Torsion deformed specimen with 0.5 t at RT; (b) Torsion deformed specimen with 4 t at RT; (c) Torsion deformed specimen with 0.5 t at 513 K

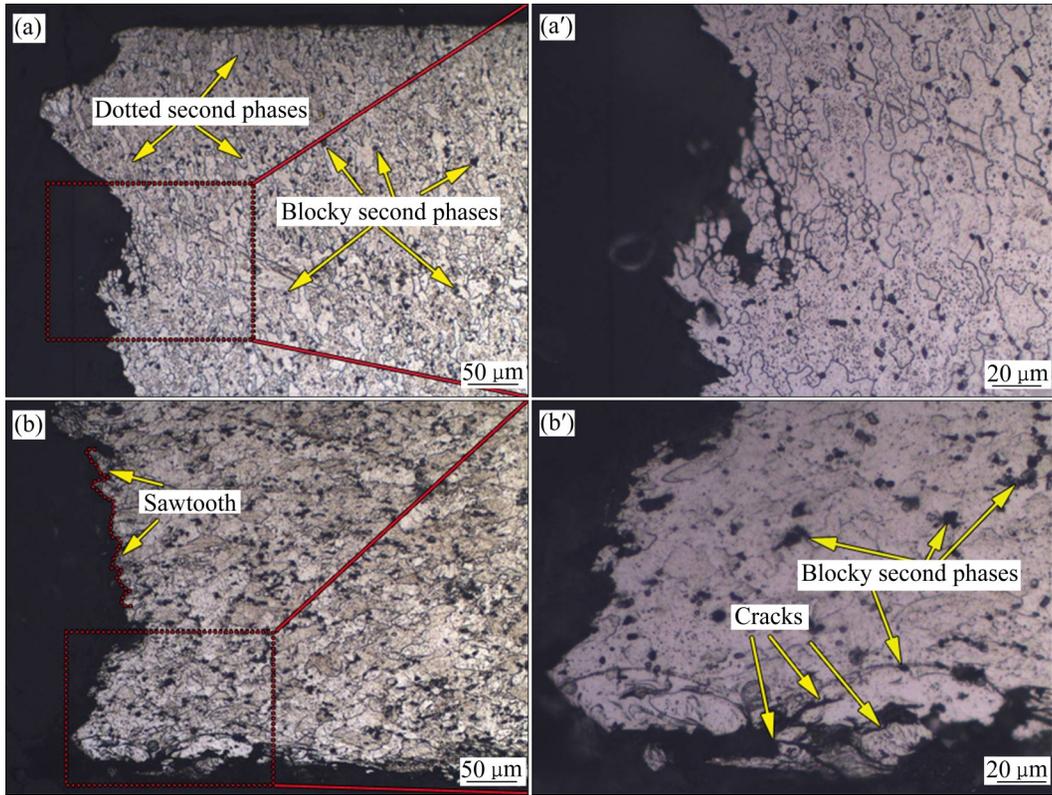


图 9 初始材料和 RT 扭转 1 t 的变形试样接近断口区域的 OM 照片

Fig. 9 OM photos near fracture of initial material((a), (a')) and torsion deformed specimens with 1 t at RT((b), (b'))

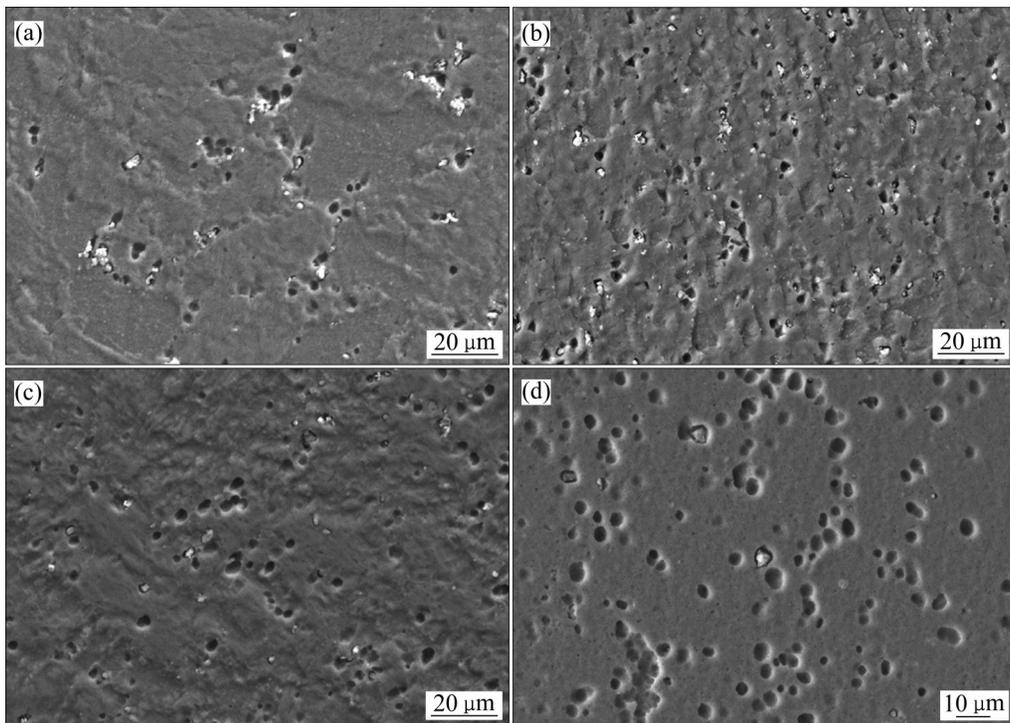


图 10 不同条件下 HPT 变形试样中 NEA 的 SEM 像

Fig. 10 SEM images of NEA in HPT specimens under different deformation conditions: (a) Torsion deformed specimens with 0.5 t at RT; (b) Torsion deformed specimens with 1 t at RT; (c) Torsion deformed specimens with 1 t at 513 K; (d) Torsion deformed specimens with 1 t at 633 K

### 3 结论

1) 在 RT~633 K 范围内经 0.5~4 t 扭转变形后, 2A12-T4 铝合金晶粒得到细化。温度不高于 513 K, HPT 试样均获得综合强化, 其中 RT 扭转 1 t 的变形试样在不牺牲塑性(EL=15.2%)的前提下表现出本研究中最高的 TS 值 703.7 MPa, 断裂机制为穿晶断裂为主的混合断裂机制;

2) 393 K 扭转 0.5 t 和 513 K 扭转 0.5 t 的变形试样分别获得各自变形温度下最优的强化与韧化组合效果, 其 TS 和 EL 分别达到 662.2 MPa、18.9% 和 609.8 MPa、20.7%, 分别提升至初始材料的 147%、123% 和 135%、134%。

3) 633 K 扭转 1 t 的变形试样表现出本研究中最优的室温塑性变形能力, 展示出明显的韧性断裂形貌特征; 随着扭转圈数由 0.5 t 增至 1 t 时, NEA 中出现数量更多、尺寸更小、均匀程度更高的第二相颗粒及其凹坑。随着温度由 RT 分别提升至 513 K、633 K 时, NEA 中第二相颗粒的数量越来越少, 凹坑的尺寸越来越大且分布的均匀程度越来越高。

### REFERENCES

- [1] SANTOS JR M C, MACHADO A R, SALES W F, et al. Machining of aluminum alloys: A review[J]. *The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*, 2016, 86: 3067-3080.
- [2] GARAY-REYES C G, GONZÁLEZ-RODELAS L, CUADROS-LUGO E, et al. Evaluation of hardness and precipitation in Zn-modified Al<sub>2024</sub> alloy after plastic deformation and heat treatments[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2017, 705: 1-8.
- [3] JIANG J F, ZHANG Y, WANG Y, et al. Microstructure and mechanical properties of thixoforged complex box-type component of 2A12 aluminum alloy[J]. *Materials & Design*, 2020, 193: 108859.
- [4] LIU M W, ZHENG R X, LI J, et al. Achieving ultrahigh tensile strength of 1 GPa in a hierarchical nanostructured 2024 Al alloy[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2020, 788: 139576.
- [5] PEREIRA P H R, HUANG Y, LANGDON T G. Examining the microhardness evolution and thermal stability of an Al-Mg-Sc alloy processed by high-pressure torsion at a high temperature[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2017, 6(4): 348-354.
- [6] ZHANG Y D, JIN S B, TRIMBY P, et al. Strengthening mechanisms in an ultrafine-grained Al-Zn-Mg-Cu alloy processed by high pressure torsion at different temperatures[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 752: 223-232.
- [7] CHEN G Q, FU X S, ZHAO F, et al. Microstructure and mechanical properties of 2A12 aluminum alloy after age forming[J]. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*, 2012, 22(8): 1975-1980.
- [8] 滕广标, 丁幸宇, 陈勇, 等. 累积叠轧焊法制备铝基复合材料及其强化机制研究[J]. *热加工工艺*, 2019, 48(2): 97-100. TENG Guang-biao, DING Xing-yu, CHEN Yong, et al. Research on strengthening mechanism and aluminum matrix composites fabricated by accumulative roll bonding[J]. *Hot Working Technology*, 2019, 48(2): 97-100, 104.
- [9] TAYYEBI M, RAHMATABADI D, ADHAMI M, et al. Influence of ARB technique on the microstructural, mechanical and fracture properties of the multilayered Al1050/Al5052 composite reinforced by SiC particles[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2019, 8(5): 4287-4301.
- [10] 侯健, 王军丽, 张清龙, 等. 累积叠轧焊合法制备颗粒增强金属基复合材料的研究现状与展望[J]. *材料导报*, 2016, 30(2): 37-43. HOU Jian, WANG Jun-li, ZHANG Qing-long, et al. Status and expectation of research on accumulative roll bonding technique for producing metal matrix composite materials hybridized with reinforcing particles[J]. *Materials Reports*, 2016, 30(3): 37-43.
- [11] YAN Z G, LIN Y J. Faulted dipoles in a nanostructured 7075 Al alloy produced via high-pressure torsion[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2019, 754: 232-237.
- [12] 刘晓欢, 李彦生, 满意, 等. 高压扭转制备的 Mg-Sm-Ca 合金组织演变及时效硬化行为[J]. *材料导报*, 2021, 35(6): 6120-6125. LIU Xiao-huan, LI Yan-sheng, MAN Yi, et al. Microstructure evolution and age-hardening behavior of Mg-Sm-Ca alloy processed by high pressure torsion[J]. *Materials Reports*, 2021, 35(6): 6120-6125.
- [13] 李萍, 丁春慧, 王薄笑天, 等. 高压扭转诱导新型 Al-Zn-Mg-Cu 合金第二相回溶[J]. *中国有色金属学报*, 2019, 29(1): 11-17.

- LI Ping, DING Chun-hui, WANG Bo-xiao-tian, et al. Dissolution of secondary phase in novel Al-Zn-Mg-Cu alloy reduced by high pressure torsion[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2019, 29(1): 11-17.
- [14] ALEMDAG Y, KARABIYIK S, MIKHAYLOVSKAYA A V, et al. Effect of multi-directional hot forging process on the microstructure and mechanical properties of Al-Si based alloy containing high amount of Zn and Cu[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2021, 803: 140709.
- [15] 张伟华, 朱庆丰, 余杰, 等. 终锻温度对多向锻造高纯铜组织及硬度的影响[J]. *中国有色金属学报*, 2020, 30(6): 1307-1316.
- ZHANG Wei-hua, ZHU Qing-feng, YU Jie, et al. Effect of final forging temperature on microstructure and hardness of multi-directional forged high purity copper[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2020, 30(6): 1307-1316.
- [16] 纪小虎, 李萍, 时迎宾, 等. TA15 钛合金等温多向锻造晶粒细化机理与力学性能[J]. *中国有色金属学报*, 2019, 29(11): 2515-2523.
- JI Xiao-hu, LI Ping, SHI Ying-bin, et al. Grain refinement mechanism and mechanical properties of TA15 alloy during multi-directional isothermal forging[J]. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*, 2019, 29(11): 2515-2523.
- [17] CIEMIOREK M, LEWANDOWSKA M, OLEJNIK L. Microstructure, tensile properties and formability of ultrafine-grained Al-Mn square plates processed by Incremental ECAP[J]. *Materials & Design*, 2020, 196: 109125.
- [18] 刘艳雄, 王宇尘. 超声波加载方式对等径角挤压工艺的影响规律[J]. *塑性工程学报*, 2020, 27(10): 1-6.
- LIU Yan-xiong, WANG Yu-chen. Effect law of ultrasonic loading mode on equal channel angular pressing process[J]. *Journal of Plasticity Engineering*, 2020, 27(10): 1-6.
- [19] YE N, REN X P, LIANG J H. Microstructure and mechanical properties of Ni/Ti/Al/Cu composite produced by accumulative roll bonding (ARB) at room temperature[J]. *Journal of Materials Research and Technology*, 2020, 9(3): 5524-5532.
- [20] MOHAMED I F, MASUDA T, LEE S, et al. Strengthening of A2024 alloy by high-pressure torsion and subsequent aging[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2017, 704: 112-118.
- [21] QI Z W, CONG B Q, QI B J, et al. Microstructure and mechanical properties of double-wire + arc additively manufactured Al-Cu-Mg alloys[J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2018, 255: 347-353.
- [22] 吴凯, 韩维群, 张铁军, 等. 2A12 铝合金的热压缩行为及热加工图[J]. *金属热处理*, 2017, 42(4): 12-17.
- WU Kai, HAN Wei-qun, ZHANG Tie-jun, et al. Hot compression behavior and processing map of 2A12 aluminum alloy[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2017, 42(4): 12-17.
- [23] 黄淑萍, 何克准, 胡海辉, 等. 退火工艺对 2024 铝合金性能和化铣表面质量的影响[J]. *金属热处理*, 2018, 43(8): 170-173.
- HUANG Shu-ping, HE Ke-zhun, HU Hai-hui, et al. Effect of annealing process on mechanical properties and chemical milling surface of 2024 aluminum alloy[J]. *Heat Treatment of Metals*, 2018, 43(8): 170-173.
- [24] 肖娟, 蔡展飞, 韩金全, 等. 两道次成形过程中拉伸速度及热处理对 2A12-O 铝合金晶粒尺寸的影响[J]. *精密成形工程*, 2019, 11(3): 51-58.
- XIAO Juan, CAI Zhan-fei, HAN Jin-quan, et al. Effects of tensile speed and heat treatment on grain size of aluminium alloy in two-step deformation[J]. *Journal of Netshape Forming Engineering*, 2019, 11(3): 51-58.
- [25] 周劲, 张骥, 滕明和. 2A12 铝合金薄板组织与性能研究[J]. *铝加工*, 2020(3): 15-18.
- ZHOU Jin, ZHANG Jian, TENG Ming-he. Study on microstructure and properties of 2A12 aluminum alloy sheet[J]. *Aluminium Fabrication*, 2020(3): 15-18.
- [26] 石钰, 杨瑞青, 贺文秀, 等. 2A12-O 铝合金型材满足力学性能要求的生产工艺研究[J]. *轻合金加工技术*, 2020, 48(5): 29-35.
- SHI Yu, YANG Rui-qing, HE Wen-xiu, et al. Study on the production technology of 2A12-O aluminum alloy profile meeting the requirement of mechanical properties[J]. *Light Alloy Fabrication Technology*, 2020, 48(5): 29-35.
- [27] XIAO L, YANG G Y, MA J Q, et al. Microstructure evolution and fracture behavior of Mg-9.5Gd-0.9Zn-0.5Zr alloy subjected to different heat treatments[J]. *Materials Characterization*, 2020, 168: 110516.
- [28] KARAMOUZ M, AZARBARMAS M, EMAMY M, et al. Microstructure, hardness and tensile properties of A380 aluminum alloy with and without Li additions[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2013, 582: 409-414.
- [29] SRIVATSAN T S, VASUDEVAN S, PETRAROLI M. The tensile deformation and fracture behavior of a magnesium alloy[J]. *Journal of Alloys and Compounds*, 2008, 461: 154-159.

- [30] YANG Y L, WANG W Q, LI F L, et al. The effect of aluminum equivalent and molybdenum equivalent on the mechanical properties of high strength and high toughness titanium alloys[J]. *Materials Science Forum*, 2009, 618/619: 169–172.
- [31] QU W Q, SONG M Y, YAO J S, et al. Effect of temperature and heat treatment status on the ductile fracture toughness of 2219 aluminum alloy[J]. *Materials Science Forum*, 2011, 689: 302–307.

## Microstructure and mechanical property evolutions of 2A12 aluminum alloy subjected to high pressure torsion and its fracture behavior

ZHONG Xiao-xiao, YANG Zhi-gang, ZHANG Yao, XU Yan, GU Yong-fei, JIA Jian-bo, LUO Jun-ting

(Key Laboratory of Advanced Forging and Stamping Technology and Science, Ministry of Education, Yanshan University, Qinhuangdao 066004, China)

**Abstract:** The high pressure torsion (HPT) deformation experiments of 2A12 aluminum alloy with 0.5–4 turns were carried out at RT, 393 K, 513 K and 633 K, respectively. Through the observation, measurement and statistics of the microstructure and mechanical properties at RT, the variations of microstructure and mechanical properties with HPT parameters were clarified. The fracture behaviors of HPT deformed specimens were studied by combining fracture morphology and microstructure characteristics near the fracture. The results show that the tensile strengths of HPT-(0.5–4 t) specimens have been greatly improved within the temperature range of RT–513 K, among which the elongations of torsion deformed specimens with 0.5 t at 393 K and 513 K, respectively, have been greatly improved at the same time, showing a better strengthening and toughening effect. The torsion deformed specimen with 1 t at RT shows the maximum value of tensile strength in this study without loss of plasticity. Its tensile strength increases to 156% that of the initial material, showing a mixed fracture mechanism dominated by transgranular fracture.

**Key words:** 2A12 aluminum alloy; high pressure torsion; mechanical property; strengthening; toughening; fracture mechanism

**Received date:** 2021-07-17; **Accepted date:** 2021-11-09

**Corresponding author:** JIA Jian-bo; Tel: +86-335-8057031; E-mail: jianbojia@ysu.edu.cn

(编辑 何学锋)