

DOI: 10.11883/bzycj-2020-0130

晶粒尺寸对高纯铝板材层裂特性的影响*

陈伟¹, 谢普初¹, 刘东升¹, 史同亚¹, 李治国², 王永刚¹

(1. 宁波大学冲击与安全工程教育部重点实验室, 浙江 宁波 315211;

2. 中国工程物理研究院流体物理研究所冲击波物理与爆轰物理重点实验室, 四川 绵阳 621999)

摘要: 采用不同热处理工艺制备了 3 种晶粒尺寸 (60、100、500 μm) 的高纯铝板材, 利用平板撞击实验研究了其层裂行为。通过改变飞片击靶速度, 在靶板中实现初始层裂状态和完全层裂状态。基于自由面速度时程曲线和微损伤演化及断口显微形貌分析, 讨论了晶粒尺寸对高纯铝板材层裂特性的影响规律。实验结果显示: (1) 晶粒尺寸对高纯铝板材层裂特性的影响强烈依赖于冲击加载应力幅值, 在低应力条件下, 层裂强度与晶粒尺寸之间表现出反 Hall-Petch 关系, 而在高应力条件下, 晶粒尺寸对层裂强度几乎没有影响; (2) 随着晶粒尺寸的增大, 靶板损伤区微孔洞的尺寸和分布范围均增大, 但数量显著减少, 在微孔洞周围还发现比较严重的晶粒细化现象; (3) 随着晶粒尺寸的增大, 层裂微观机制从韧性沿晶断裂向脆性沿晶断裂转变, 且在断口上观察到少量随机分布的小圆球, 归因于微孔洞长大和聚集过程中严重塑性变形引起的热效应。

关键词: 晶粒尺寸; 层裂强度; 损伤演化; 高纯铝板材

中图分类号: O347.3

国标学科代码: 13015

文献标志码: A

Effects of grain size on the spall behaviors of high-purity aluminum plates

CHEN Wei¹, XIE Puchu¹, LIU Dongsheng¹, SHI Tongya¹, LI Zhiguo², WANG Yonggang¹

(1. Key Laboratory of Impact and Safety Engineering, Ministry of Education,
Ningbo University, Ningbo 315211, Zhejiang, China;

2. National Key Laboratory of Shock Wave and Detonation Physics, Institute of Fluid Physics,
China Academy of Engineering Physics, Mianyang 621999, Sichuan, China)

Abstract: High-purity (HP) aluminum plates were cold rolled and heat treated to produce recrystallized samples with average grain sizes of 60, 100 and 500 μm , respectively. The effects of grain size on the spall response of HP aluminum plates were investigated by plate impact experiments including real-time measurements of the free surface velocity profiles by a compact all-fiber displacement interferometer system for any reflector, and post-impact fractography of soft-recovered samples by optical microscopy and scanning electron microscopy. The effect of grain size on the spall strength depends on the amplitude of peak stress. At lower peak stress loading, the dependence of the spall strength on the grain size is an inverse Hall-Petch relationship, but at higher peak stress loading, the spall strength is nearly constant with little effect of grain size. With the increase of grain size, the distribution range and size of micro-voids in the damaged sample increase, but the number of micro-voids decreases, and the grain refinement caused by the shock compression process is observed. On the other hand, with the increase of grain size, the mechanism of spallation changes from ductile intergranular fracture to quasi-brittle intergranular fracture. Some randomly distributed small metal balls are observed on the fracture surface, which is attributed to the thermal effect due to the serious plastic deformation during the growth and coalescence of micro-voids.

Keywords: grain size; spall strength; damage evolution; high-purity aluminum plate

* 收稿日期: 2020-05-06; 修回日期: 2020-06-26

基金项目: 国家自然科学基金(11972202); 科学挑战专题(TZ2018001);

冲击波物理与爆轰物理重点实验室稳定支持项目(JCKYS2019212009)

第一作者: 陈伟(1993—), 男, 硕士研究生, 1172957504@qq.com

通信作者: 王永刚(1976—), 男, 博士, 教授, wangyonggang@nbu.edu.cn

金属材料的宏观力学性能与微观结构密切相关。随着晶粒尺寸减小, 晶界数量增大。晶界会阻碍位错运动, 导致金属材料的屈服强度增大^[1-3], 屈服强度与晶粒尺寸之间满足 Hall-Petch 关系^[4-5]。晶粒尺寸不仅影响材料的屈服行为, 而且对材料的其他力学性能也有明显影响。

层裂是材料在卸载波作用下发生的一种典型的动态拉伸断裂形式, 细观上归结于材料中微空穴的成核、增长与聚集, 强烈依赖于材料的微观结构。针对晶粒结构对多晶金属层裂特性的影响已开展了较多的研究, 部分研究结果显示, 层裂强度与晶粒尺寸之间服从反 Hall-Petch 关系, 即晶粒越大, 层裂强度越大^[6-7]; 还有的研究结果显示晶粒尺寸对金属层裂特性几乎没有影响^[8]。针对高纯铝和商业 1050 纯铝, Trivedi 等^[9]的研究结果显示: 在低冲击应力下, 高纯铝和 1050 合金铝的层裂响应基本不依赖于晶粒尺寸; 在强冲击应力下, 高纯铝的层裂强度随晶粒尺寸的增大而增大, 而 1050 合金铝则保持不变。Chen 等^[10]则发现, 在弱冲击应力下, 晶粒尺寸对 1060 铝的层裂强度有影响, 但在强冲击应力下, 晶粒尺寸的影响不明显。除了金属铝, 学者们对其他延性金属也开展了研究。Escobedo 等^[11]和 Chen 等^[12]发现, 高纯铜的层裂强度不依赖于晶粒尺寸, 但损伤分布、平均孔洞尺寸、断裂模式强烈依赖于晶粒尺寸。近年来, 也有一些学者关注轧制过程引起的材料微观结构变化对材料层裂特性的影响^[13-14], 发现当冲击加载方向垂直于轧制方向时, 材料的层裂强度较低, 而当冲击加载方向沿板材轧制方向时, 材料的层裂强度增大。总之, 晶粒结构对多晶金属层裂特性的影响非常复杂, 有待于进一步研究。

本文中, 以轧制高纯铝(纯度大于 99.99%)板材为研究对象, 通过不同热处理工艺改变晶粒尺寸, 采用一级轻气炮加载技术, 开展一维应变冲击加载下高纯铝板材的层裂实验研究, 重点关注晶粒尺寸对高纯铝板材宏观层裂强度的影响; 对软回收靶板内部的损伤演化和断口进行金相显微分析, 讨论晶粒尺寸对高纯铝板材损伤演化和断裂微观机制的影响规律。

1 实 验

1.1 高纯铝板材层裂靶板制备

高纯铝粉由贵州铝厂提供, 纯度大于 99.99%。委托北京有色金属研究院制备成 10 mm 厚度板材, 通过 3 种不同热处理工艺(300、450 和 550 °C 下保温 2 h 退火处理)改变板材的晶粒尺寸。采用线切割技术, 沿板材厚度方向切割出直径为 50 mm、厚 6 mm 的圆片状层裂靶板, 靶板取样如图 1 所示, 其中 RD 为轧制方向, TD 为板材厚度方向, ND 为 RD 的垂直方向。飞片材料同为高纯铝, 直径为 53 mm, 厚 3 mm。图 2(a)~(c) 给出了 3 种晶粒尺寸高纯铝靶板纵截面(TD 和 ND 轴组成的平面)的电子背散射衍射(electron back scattering diffraction, EBSD)表征照片, 可以看出, 随着退火温度升高, 晶粒尺寸逐渐增大, 晶粒尺寸分布较均匀, 但在 550 °C 条件下晶粒尺寸非常大, 在 EBSD 有效表征区内难以见到完整的晶粒。为此, 图 2(d) 给出了由 8 个图像拼接而成的 550 °C 条件下的高纯铝晶粒分布, 其平均晶粒尺寸统计值约为 500 μm 。300 和 450 °C 条件下晶粒尺寸统计值分别为 60 和 100 μm 。图 3 给出了 300 °C 条件下高纯铝板微结构 EBSD^[10] 表征的三维照片, 显示高纯铝板材在纵截面和横截面上晶粒尺寸分布较均匀, 但是在轧面上晶粒被明显拉长, 晶界沿轧制方向取向。

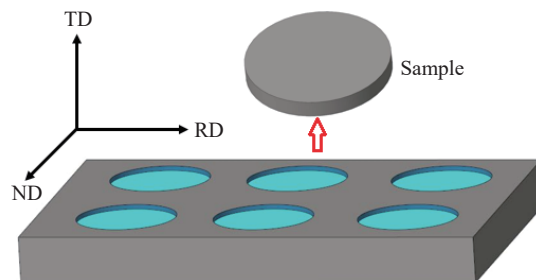


图 1 板材轧制方向指示和层裂靶板取样示意图

Fig. 1 Schematic showing the three principal orthogonal directions of rolled plate and sample preparation

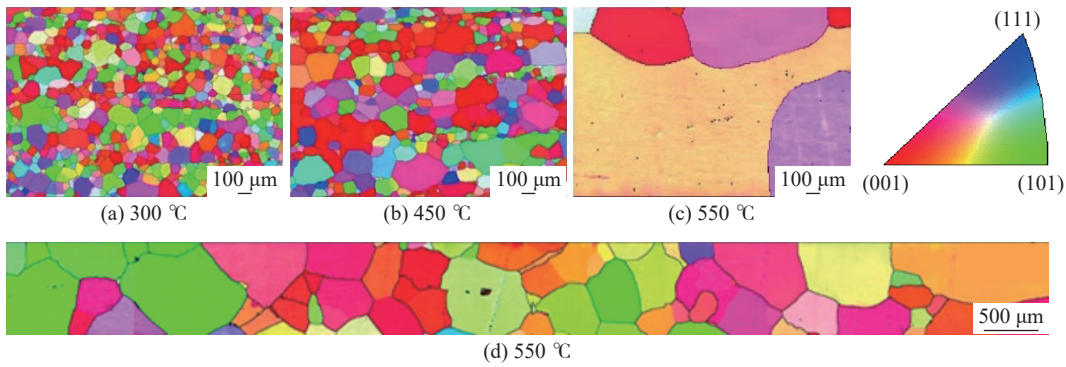


图 2 不同热处理工艺得到的高纯铝微结构 EBSD 表征照片

Fig. 2 Microstructures of high-purity (HP) aluminum by EBSD at different heat-treatment temperatures

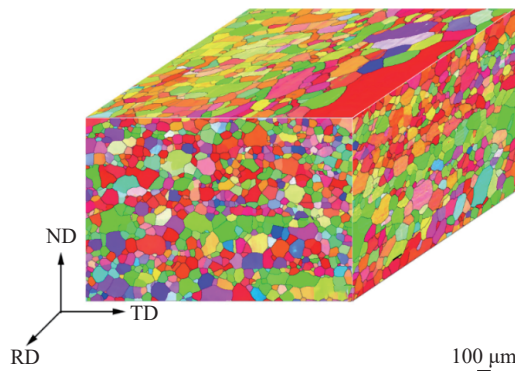


图 3 300 °C 条件下高纯铝微结构 EBSD 表征的三维照片

Fig. 3 3D microstructure of HP aluminum by EBSD at the heat-treatment temperature of 300 °C

1.2 实验方案

采用内径为 57 mm 的一级轻气炮开展一维应变条件下高纯铝板材的层裂实验, 实验装置如图 4 所示。飞片安装在铝合金弹托上, 在高压氮气驱动下沿着炮管加速, 通过调整驱动气体的压力控制飞片速度, 由安装于炮口位置的测速探针测量飞片击靶速度。层裂实验基本原理为: 飞片高速撞击靶板, 在飞片和靶板中分别产生相背而行的两束冲击压缩波进入飞片和靶板中, 当两束冲击压缩波分别到达飞片和靶板的自由表面时反射成为两束稀疏波, 两束稀疏波在靶体中间位置相遇, 从而产生拉伸应力, 使得材料发生损伤断裂。实验中, 采用全光纤激光位移干涉测量仪 (displacement interferometer system for any reflector, DISAR)^[15] 测量靶板后自由面的粒子速度时程曲线。实验采用的飞片直径大于靶板直径, 飞片撞击靶板后被靶环挡住, 避免了飞片和靶板之间发生二次碰撞。通过合理设计回收装置, 实现靶板软回收。对软回收靶板内部的微损伤演化和断口形貌进行显微分析, 讨论晶粒尺寸的影响。为了单一研究晶粒尺寸对高纯铝板材层裂特性的影响, 一组实验中尽量保持飞片撞击速度不变, 实验条件及相关结果列于表 1, 其中: D 为晶粒直径, v 为撞击速度, σ_p 为冲击加载的峰值应力, Δu 为回跳 (pull-back) 速度, σ_s 为材料层裂强度, \dot{u}_{f1} 、 \dot{u}_{f2} 分别为卸载段的自由面速度变化率和回跳速度斜率, $\dot{\epsilon}$ 为拉伸应变率。

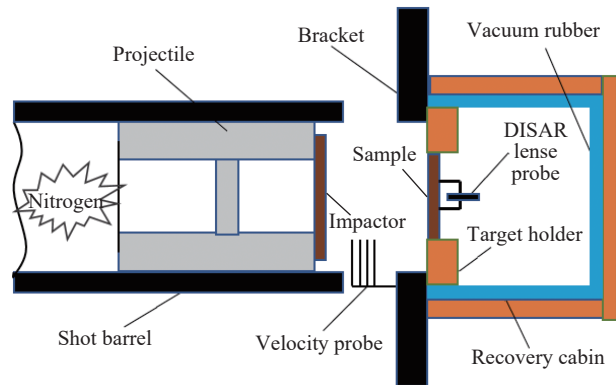


图 4 层裂实验装置示意图

Fig. 4 Schematic diagram of spall experiments

表 1 高纯铝板材层裂实验条件和结果

Table 1 Conditions and results of spall experiment for high-purity aluminum plate

No.	$D/\mu\text{m}$	$v/(\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$	σ_p/GPa	$\Delta u/(\text{m}\cdot\text{s}^{-1})$	σ_s/GPa	$\dot{u}_{f1}/(\text{m}\cdot\text{s}^{-2})$	$\dot{\epsilon}/\text{s}^{-1}$	$\dot{u}_{f2}/(\text{m}\cdot\text{s}^{-2})$
1	60	142	1.05	56.8	0.41	1.05×10^8	0.98×10^4	2.70×10^7
2	100	139	1.03	58.8	0.42	1.23×10^8	1.14×10^4	4.16×10^7
3	500	140	1.04	78.9	0.57	1.30×10^8	1.21×10^4	7.35×10^7
4	60	250	1.87	85.1	0.62	2.68×10^8	2.49×10^4	2.80×10^7
5	100	246	1.84	86.9	0.63	2.61×10^8	2.43×10^4	5.16×10^7
6	500	252	1.89	86.1	0.62	2.58×10^8	2.40×10^4	7.92×10^7

2 实验结果与分析

2.1 自由面速度剖面

采用低速飞片撞击靶板, 在靶板中产生初始层裂状态, 中间剖切的高纯铝靶板如图 5(a) 所示, 靶板整体发生弯曲变形, 但没有观察到断裂面和飞片发生二次碰撞痕迹。随着飞片击靶速度提高, 靶板发生完全层裂, 横截面上观察到连贯的断裂面, 如图 5(b) 所示。图 6(a) 和 (b) 分别给出了不同飞片撞击速度下 3 种晶粒尺寸靶板的自由面粒子速度时程曲线。自由面速度时程曲线包含了丰富的波传播和波系相互作用信息, 可以间接反映材料内部发生的微损伤演化动力学过程。对比图 6(a) 和 (b) 发现: 无论是初始层裂还是完全层裂, 自由面速度时程曲线都出现了明显的回跳层裂信号。传统观点一直把回跳信号作为判断层裂是否发生的重要依据。事实上, 对回跳速度信息的解读一直存在争议^[16]。以晶粒尺寸为 500 μm 靶板的实测自由面速度时程曲线为例, 定量讨论自由面速度波形的典型特征, 如图 6(a) 所示。

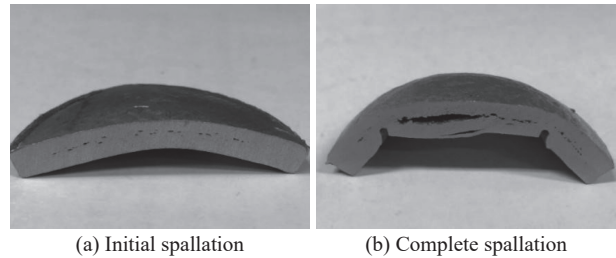


图 5 软回收靶板照片

Fig. 5 Images of soft recovery HP aluminum samples

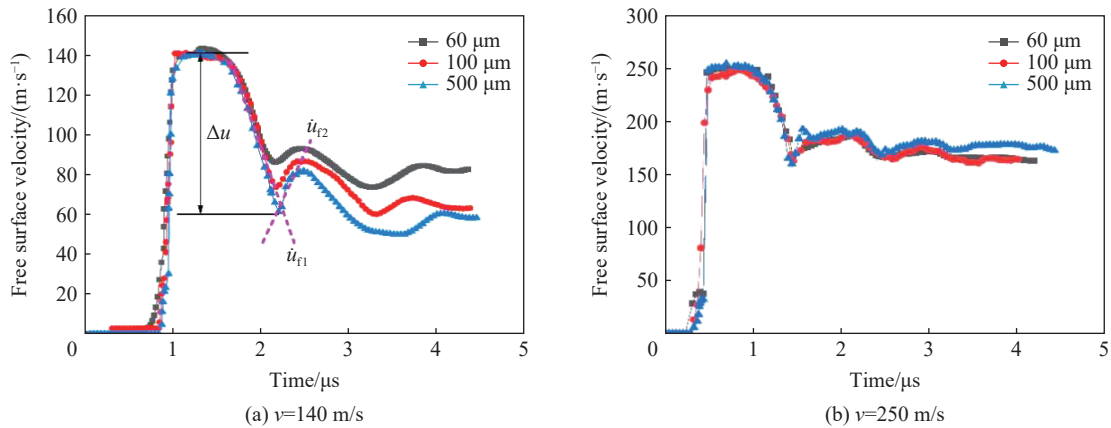


图 6 不同撞击速度下 3 种晶粒尺寸的高纯铝靶板实测自由面速度曲线

Fig. 6 Free-surface velocity profiles of HP aluminum with different grain sizes at different impact velocities

利用自由面速度曲线上的粒子速度峰值, 可以计算冲击加载的峰值应力^[17]:

$$\sigma_p = \frac{1}{2}\rho\left(c_0 + \frac{1}{2}\lambda u\right)u \quad (1)$$

式中: ρ 为材料的密度, c_0 和 λ 分别为材料的 Hugoniot 参数, u 为自由面粒子速度的峰值。高纯铝材料参数为 $\rho=2.7 \text{ g/cm}^3$, $c_0=5386 \text{ m/s}$, $\lambda=1.34$ 。

利用卸载段的自由面速度变化率 \dot{u}_{f1} 来估算层裂过程中的拉伸应变率^[17]:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\dot{u}_{f1}}{2c_b} \quad (2)$$

式中: c_b 为体波声速。

利用回跳速度 Δu 可以近似计算出材料的层裂强度^[17]:

$$\sigma_s = \frac{1}{2}\rho c_b \Delta u \quad (3)$$

冲击应力峰值、拉伸应变率和层裂强度的计算结果见表 1。图 7 给出了层裂强度随晶粒尺寸的变化曲线, 图 7 中包含了 Trivedi 等^[9] 的实验结果。本实验结果显示: 高纯铝板材在低冲击应力下的层裂强度随晶粒尺寸的增大而增大, 体现了反 Hall-Petch 关系; 在高冲击应力下, 晶粒尺寸对层裂强度的影响较弱。Trivedi 等^[9] 则给出了相反的结果: 在高冲击应力下, 晶粒尺寸和层裂强度之间服从反 Hall-Petch 关系; 而在低冲击应力下, 层裂强度与晶粒尺寸之间没有明显的依赖关系。无论是本文中的实验结果还是 Trivedi 等^[9] 的实验结果都显示, 随着冲击应力增大, 层裂强度增大。事实上, 强冲击加载下, 材料经历严重塑性变形, 从而引起材料微观结构变化。材料初始微观结构及冲击应力都会对材料抵抗拉伸层裂破坏的能力产生显著影响, 并且这种影响相互耦合。后续将通过微损伤演化分析及 EBSD 微观表征来进一步讨论层裂强度与材料微观结构之间的复杂关系。

除回跳速度 Δu 外, 回跳速度斜率 \dot{u}_{r2} 也是反映材料内部损伤演化过程的重要物理量。已有研究指出, \dot{u}_{r2} 与内部损伤演化速率之间是强关联的^[18]。基于特征线方法, Kanel 等^[18] 建立了回跳速度斜率 \dot{u}_{r2} 与材料损伤演化速率 \dot{v}_v 的关系, 具体形式为:

$$\dot{u}_{r2} = A(\dot{v}_v - B) \quad (4)$$

式中: A 和 B 为材料参数。

式(4)表明回跳速度斜率与材料损伤演化速率成正比。 \dot{u}_{r2} 随晶粒尺寸增大而增大, 表明大晶粒尺寸的高纯铝靶板中损伤演化速率大。微孔洞长大过程与位错运动引起塑性变形区的发展密切相关^[19]。屈服应力或流动应力对微孔洞增长率起着重要作用。图 8 给出了不同晶粒尺寸高纯铝板材在应变率为 10^{-2} s^{-1} 时的应力应变曲线, 由图 8 可以看出: 随着晶粒尺寸增大, 材料的屈服应力显著减小, 满足 Hall-Petch 关系。大晶粒尺寸的高纯铝板材因具有较低的屈服应力, 微孔洞长大较容易, 导致损伤演化速率较高, 在自由面速度曲线上则表现为回跳速度斜率随着晶粒尺寸的增大而增大。

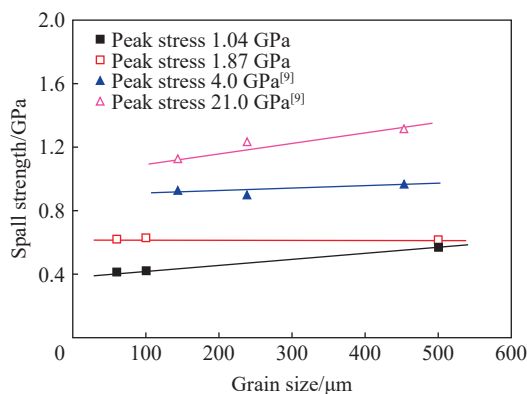


图 7 不同冲击应力条件下高纯铝层裂强度随晶粒尺寸的变化关系

Fig. 7 Relationship between spallation strength and grain size of HP aluminum under different impact stress conditions

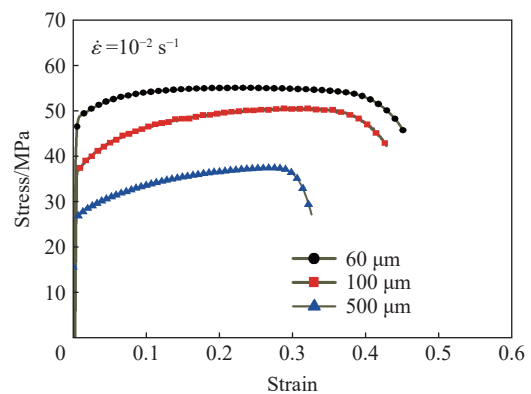


图 8 不同晶粒尺寸高纯铝板材的准静态应力应变曲线

Fig. 8 Stress strain curves of HP aluminum with different grain sizes

2.2 微损伤分布和断口分析

为了研究初始层裂靶板内部的微损伤演化特征,首先采用线切割方式将靶板(如图 5 所示)从中间分开,然后对损伤区域进行局部切割,再进行表面研磨和抛光,最后利用超景深光学显微镜观察靶板横截面上的损伤分布特征。图 9(a)~(c) 给出了 3 种晶粒尺寸靶板内部微损伤分布的光学照片,靶板内部没有形成连续的断裂面,还处于微损伤状态,但损伤分布特征明显依赖于材料晶粒尺寸。微损伤带的宽度随晶粒尺寸的增大而增大,部分微孔洞之间发生相互聚集现象,聚集优先方向为垂直于冲击方向。这与祁美兰等^[20]、Qi 等^[21] 给出的高纯铝棒材层裂实验结果(见图 9(d))明显不同,图 9(d) 清晰地显示微孔洞沿冲击方向聚集。对于高纯多晶金属,微孔洞成核、长大于晶界(见图 9(e)),微孔洞之间易于沿着晶界发生聚集。在冲击加载方向与晶粒取向一致时,微孔洞沿着晶界聚集,不容易形成断裂带,因而材料具有较强的抗层裂破坏能力。此外,从图 9 中还可以看出:随着晶粒尺寸增大,微孔洞的数量减少而尺寸增大;对于晶粒尺寸较小的靶板,材料内部晶界较多,导致微孔洞成核点多,在相同冲击能量作用下,微孔洞的数量多但尺寸小,其中大孔洞是由于微孔洞之间聚集形成的;而对于晶粒尺寸大的靶板,由于内部晶界较少,微孔洞成核点少,因而不能排除微孔洞会成核于晶粒内部,如图 9(f) 所示,在相同冲击能量作用下,横截面上显示的微孔洞数量少但尺寸大,并且分布不均匀。3 种晶粒尺寸靶板内部的微孔洞尺寸统计结果如图 10 所示。

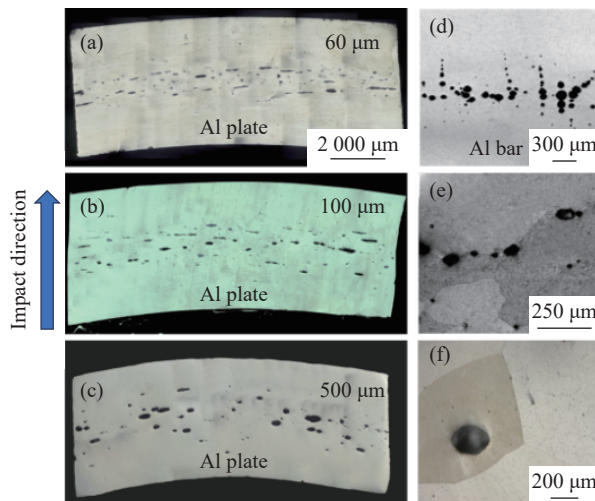


图 9 软回收不同晶粒尺寸靶板中微孔洞分布光学照片

Fig. 9 Micro-void distribution in the HP aluminum plate samples with different grain sizes

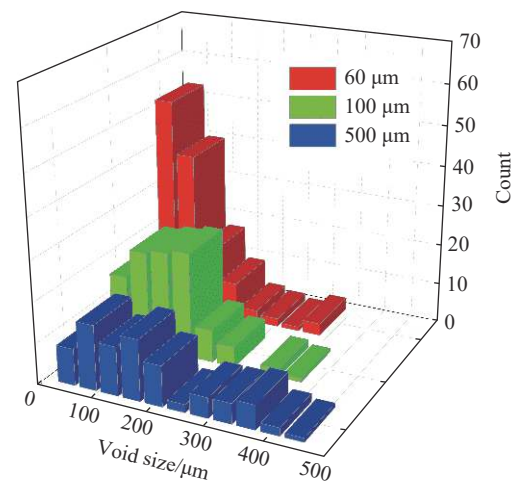


图 10 不同晶粒尺寸靶板中微孔洞尺寸统计结果

Fig. 10 Statistical distribution of micro-void size in the HP aluminum plate samples with different grain sizes

为了进一步揭示微孔洞长大和聚集的微观机理,图 11 给出了不同晶粒尺寸高纯铝靶板横截面损伤分布的 EBSD 表征照片。承受强冲击的靶板由于发生严重的塑性变形(特别是在微孔洞周围),同时靶板内残余应力增大,导致 EBSD 的标定率下降,给 EBSD 表征带来困难。对于标定率差的靶板,只能通过减小表征面积来提高标定率,因而图 11 中各图的图形标尺不同。从图 11 中可以看出:原始晶粒尺寸为 60 和 100 μm 的靶板,晶粒被压扁,且晶粒细化现象(尤其是微孔洞周围)非常严重;原始晶粒尺寸为 500 μm 的靶板,晶粒变化不明显,晶界和晶粒内部都观察到了微孔洞。众所周知,在层裂实验中,总是靶板先受到冲击压缩,然后自由表面反射的稀疏波相互作用形成冲击拉伸。目前,关于冲击压缩对材料微观结构影响的研究较少, Sencer 等^[22] 研究了冲击压缩加载波形对金属铜和 316L 不锈钢微观结构和性能的影响,发现冲击压缩后金属铜的屈服应力明显提高,而 316L 不锈钢的应变硬化效应得到加强。迄今为止,关于晶粒尺寸对材料损伤特性的影响已开展了许多研究工作,但基本都忽略了冲击压缩过程对材料原始微观结构的影响。为了进一步验证冲击压缩对高纯铝板材微观结构的影响,开展了一维应变加载条件下的纯冲击压缩实验,飞片和靶板厚度比为 1 : 1,飞片撞击速度为 200 m/s。

图 12(a) 和 (b) 分别给出了原始晶粒尺寸为 60 和 100 μm 的靶板经历纯冲击压缩变形之后内部微观结构的 EBSD 表征照片。图 13 给出了平均晶粒尺寸为 60 μm 靶板的原始晶粒尺寸和压缩之后晶粒尺寸分布的对比, 结果显示: 冲击压缩后的靶板晶粒细化现象非常严重, 再次证实冲击压缩过程会导致材料微观结构出现显著变化, 从而对材料层裂特性产生严重影响。图 6 和图 7 给出的宏观自由面速度剖面上的不同特征和层裂强度与晶粒尺寸之间的关系, 本质上都与材料内部微观结构演化密切相关。裴晓阳等^[16]指出, 层裂实验中自由面速度回跳点本质上对应于微孔洞的成核。在低速冲击下, 晶粒尺寸越大, 回跳点的位置越低, 这可以归因于成核率的影响。晶粒尺寸大的金属, 内部成核点少, 成核率低。张凤国等^[23]采用数值模拟方法讨论了晶粒尺寸对高纯铜层裂损伤演化过程的影响, 也发现随着材料晶粒尺寸增大, 自由面速度回跳点降低, 而回跳后速度曲线的斜率增大, 损伤材料内部的孔洞数减少, 平均孔洞尺寸增大。张凤国等^[23]的计算结果与本文中的实验结果一致。在高速冲击下, 前期的冲击压缩过程已经引起晶粒细化, 从而导致初始晶粒尺寸对层裂损伤演化的影响被弱化。

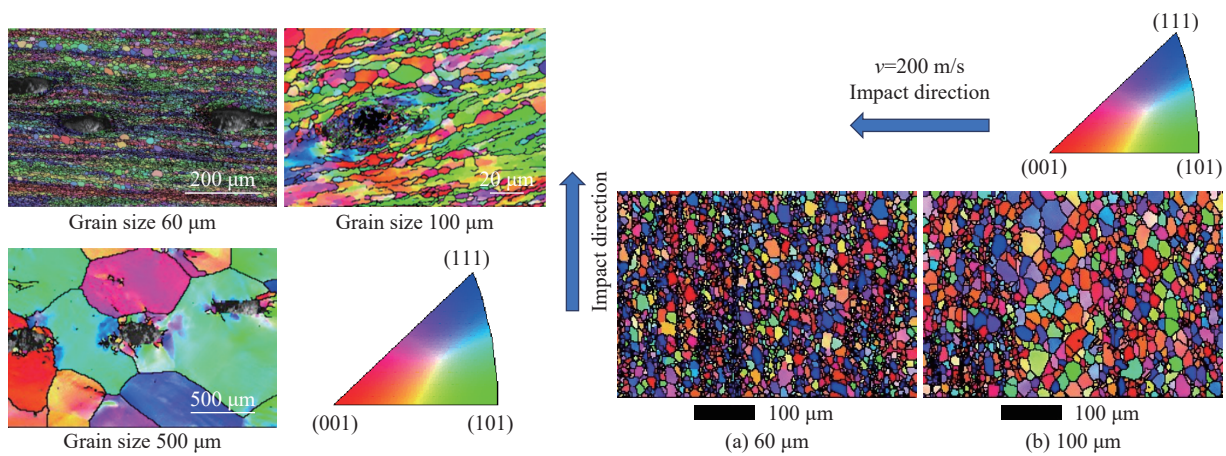


图 11 不同晶粒尺寸高纯铝损伤后靶板微观结构的 EBSD 表征照片

Fig. 11 EBSD characterization of HP aluminum samples with different grain sizes after damage

图 12 纯冲击压缩后不同初始晶粒尺寸的高纯铝靶板微观结构 EBSD 表征照片

Fig. 12 EBSD characterization of HP aluminum samples with different grain sizes under shock compression

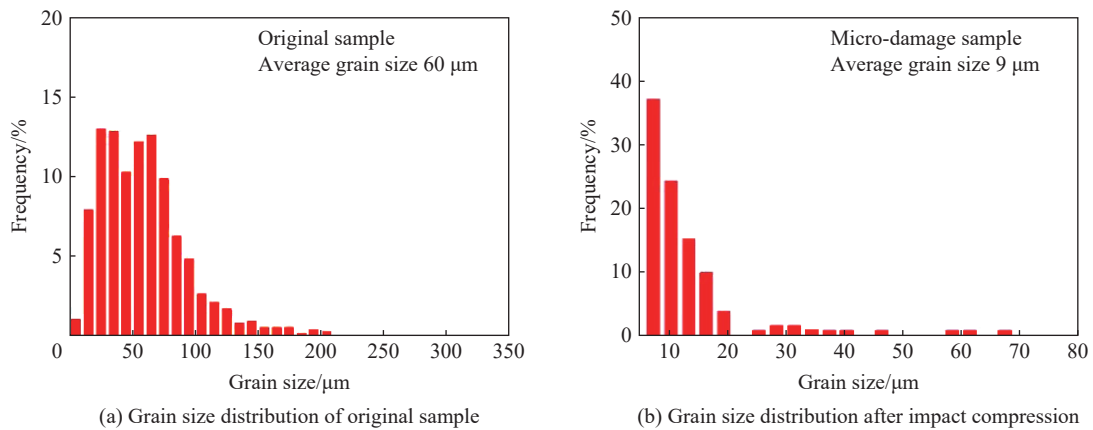


图 13 高纯铝靶板原始的和冲击压缩后的晶粒尺寸分布

Fig. 13 Grain size distribution of original and shocked high-purity aluminum plate.

高速冲击加载下, 不同晶粒尺寸的高纯铝靶板均发生完全层裂破坏, 图 14(a)~(c) 分别为不同晶粒尺寸靶板的层裂断口 SEM 照片。由图 14 可知: (1) 3 种晶粒尺寸靶板的断口表面都存在大量的韧窝, 晶粒尺寸对韧窝的几何特征有显著影响; (2) 晶粒尺寸小(60 和 100 μm) 的靶板, 断口上呈现高密度小韧窝, 表现出明显的韧性沿晶断裂特征; (3) 晶粒尺寸为 500 μm 的靶板, 断口上除分布有一些小韧窝外, 还

有一些大韧窝, 韧窝非常浅且表面较光滑, 这些大韧窝并不是孔洞扩展聚集形成的, 而是晶界断裂的痕迹, 表现出明显的脆性沿晶断裂特征; (4) 在高纯铝层裂断口还发现了一些金属小圆球, 其局部放大如图 14(d) 所示, 通过能谱分析可知, 这些金属小圆球的成分为铝, 由此推测这些小金属球可能是由于微孔洞长大和聚集过程中, 局域塑性变形引起温升而导致材料局域熔化形成的。Liao 等^[24] 采用分子动力学计算方法研究了金属铝层裂过程中微观结构和热耗散对微孔洞成核、长大的影响, 发现微孔洞长大与热熔化之间相互促进。微孔洞长大过程中的热耗散导致微孔洞附近的温度升高, 并促进微孔洞周围的材料熔化。此外, 材料熔化导致材料的强度下降, 有利于微孔洞长大。计算结果显示, 微孔洞周围的局域温度可以达到 1 200 K, 远高于高纯铝的熔化温度(933 K)。

3 结 论

通过平板撞击层裂实验研究了晶粒尺寸对高纯铝板材层裂行为的影响, 获得了不同飞片击靶速度条件下的自由面速度时程曲线, 并对软回收靶板内部损伤演化特性和断口形貌进行了显微分析与讨论, 获得以下 3 点认识。

(1) 基于实测自由面速度曲线, 发现晶粒尺寸对高纯铝板材层裂行为的影响依赖于冲击加载应力幅值, 在 1.04 GPa 冲击应力条件下, 层裂强度与晶粒尺寸之间表现出反 Hall-Petch 关系; 而在 1.87 GPa 冲击应力下, 晶粒尺寸对层裂强度几乎没有影响。

(2) 基于软回收样品金相显微分析, 发现晶粒尺寸对微损伤分布特性和断口形貌有明显影响, 随着晶粒尺寸增大, 微孔洞分布范围扩大、数量减少、尺寸增大, 断口形貌呈现由韧性向准脆性转变的沿晶断裂特征。

(3) 首次在断口上观察到随机分布的小金属圆球, 归因于微孔洞长大、聚集过程中严重塑性变形引起的热效应, 热效应不仅会促进微孔洞增长, 还可能导致材料发生局部熔化, 值得进一步关注。

参考文献:

- [1] WANG Y M, CHEN M W, ZHOU F H, et al. High tensile ductility in a nanostructured metal [J]. *Nature*, 2002, 419(6910): 912–915. DOI: 10.1038/nature01133.
- [2] FANG T H, LI W L, TAO N R, et al. Revealing extraordinary intrinsic tensile plasticity in gradient nano-grained copper [J]. *Science*, 2011, 331(6024): 1587–1590. DOI: 10.1126/science.1200177.
- [3] VALIEV R. Nanostructuring of metals by severe plastic deformation for advanced properties [J]. *Nature Materials*, 2004, 3(8): 511–516. DOI: 10.1038/nmat1180.
- [4] HAHN E N, MEYERS M A. Grain-size dependent mechanical behavior of nanocrystalline metals [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2015, 646: 101–134. DOI: 10.1016/j.msea.2015.07.075.
- [5] ESTRIN Y, VINOGRADOV A. Extreme grain refinement by severe plastic deformation: a wealth of challenging science [J]. *Acta Materialia*, 2013, 61(3): 782–817. DOI: 10.1016/j.actamat.2012.10.038.
- [6] REMINGTON T P, HAHN E N, ZHAO S, et al Spall strength dependence on grain size and strain rate in tantalum [J]. *Acta Materialia*, 2018, 158: 313–329. DOI: 10.1016/j.actamat.2018.07.048.

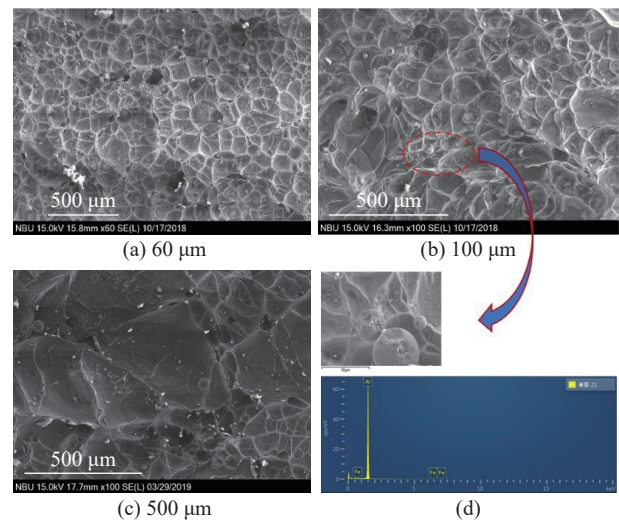


图 14 不同晶粒尺寸靶板的断口 SEM 表征照片
Fig. 14 SEM micrographs of fracture surface of HP aluminum with different grain sizes

- [7] MINICH R W, CAZAMIAS J U, KUMAR M, et al. Effect of microstructural length scales on spall behavior of copper [J]. *Metallurgical and Materials Transactions A*, 2004, 35(9): 2663–2673. DOI: 10.1007/s11661-004-0212-7.
- [8] 兰胜威, 曾新吾. 晶粒度对纯铝动态力学性能的影响 [J]. *爆炸与冲击*, 2008, 28(5): 462–466. DOI: 10.11883/1001-1455(2008)05-0462-05.
LAN S W, ZENG X W. Effect of grain size on dynamic mechanical properties of pure aluminum [J]. *Explosion and Shock Waves*, 2008, 28(5): 462–466. DOI: 10.11883/1001-1455(2008)05-0462-05.
- [9] TRIVEDI P B, ASAY J R, GUPTA Y M, et al. Influence of grain size on the tensile response of aluminum under plate-impact loading [J]. *Journal of Applied Physics*, 2007, 102(8): 083513. DOI: 10.1063/1.2798497.
- [10] CHEN X, ASAY J R, DWIVEDI S K, et al. Spall behavior of aluminum with varying microstructures [J]. *Journal of Applied Physics*, 2006, 99(2): 023528. DOI: 10.1063/1.2165409.
- [11] ESCOBEDO J P, DENNIS-KOLLER D, CERRETA E K, et al. Effects of grain size and boundary structure on the dynamic tensile response of copper [J]. *Journal of Applied Physics*, 2011, 110(3): 033513. DOI: 10.1063/1.3607294.
- [12] CHEN T, JIANG Z X, PENG H, et al. Effect of grain size on the spall fracture behaviour of pure copper under plate-impact loading [J]. *Strain*, 2015, 51(3): 190–197. DOI: 10.1111/str.12132.
- [13] WHELCHER R L, KENNEDY G B, DWIVEDI S K, et al. Spall behavior of rolled aluminum 5083-H116 plate [J]. *Journal of Applied Physics*, 2013, 113(23): 233506. DOI: 10.1063/1.4811452.
- [14] WILLIAMS C L, RAMESH K T, DANDEKAR D P. Spall response of 1100-O aluminum [J]. *Journal of Applied Physics*, 2012, 111(12): 123528. DOI: 10.1063/1.4729305.
- [15] WENG J D, TAN H, WANG X, et al. Optical-fiber interferometer for velocity measurements with picosecond resolution [J]. *Applied Physics Letters*, 2006, 89(11): 111101. DOI: 10.1063/1.2335948.
- [16] 裴晓阳, 彭辉, 贺红亮, 等. 延性金属层裂自由面速度曲线物理涵义解读 [J]. *物理学报*, 2015, 64(3): 034601. DOI: 10.7498/aps.64.034601.
PEI X Y, PENG H, HE H L, et al. Discussion on the physical meaning of free surface velocity curve in ductile spallation [J]. *Acta Physica Sinica*, 2015, 64(3): 034601. DOI: 10.7498/aps.64.034601.
- [17] ANTOUN T, SEAMAN L, CURRAN D R, et al. Spall fracture [M]. New York, USA: Springer, 2003: 90–92. DOI: 10.1007/b97226.
- [18] KANEL G I, RAZORENOV S V, UTKIN A V, et al. Simulation of spall fracture of aluminum and magnesium over a wide range of load duration and temperature [J]. *International Journal of Impact Engineering*, 1997, 20(6–10): 467–478. DOI: 10.1016/S0734-743X(97)87435-0.
- [19] AHN D C, SOFRONIS P, KUMAR M, et al. Void growth by dislocation-loop emission [J]. *Journal of Applied Physics*, 2007, 101(6): 063514. DOI: 10.1063/1.2710346.
- [20] 祁美兰. 高纯铝拉伸型动态破坏的临界行为研究 [D]. 武汉: 武汉理工大学, 2007: 34–46. DOI: 10.7666/d.y1174895.
QI M L. Critical behavior in dynamic tensile fracture of high purity aluminum [D]. Wuhan: Wuhan University of Technology, 2007: 34–46. DOI: 10.7666/d.y1174895.
- [21] QI M L, LUO C, HE H L, et al. Damage property of incompletely spalled aluminum under shock wave loading [J]. *Journal of Applied Physics*, 2012, 111(4): 043506. DOI: 10.1063/1.3681301.
- [22] SENCER B H, MALOY S A, GARY III G T. The influence of shock-pulse shape on the structure/property behavior of copper and 316L austenitic stainless steel [J]. *Acta Materialia*, 2005, 53(11): 3293–3303. DOI: 10.1016/j.actamat.2005.03.037.
- [23] 张凤国, 周洪强. 晶粒尺度对延性金属材料层裂损伤的影响 [J]. *物理学报*, 2013, 62(16): 164601. DOI: 10.7498/aps.62.164601.
ZHANG F G, ZHOU H Q. Effects of grain size on the dynamic tensile damage of ductile polycrystalline metal [J]. *Acta Physica Sinica*, 2013, 62(16): 164601. DOI: 10.7498/aps.62.164601.
- [24] LIAO Y, XIANG M Z, ZENG X G, et al. Molecular dynamics studies of the roles of microstructure and thermal effects in spallation of aluminum [J]. *Mechanics of Materials*, 2015, 84: 12–27. DOI: 10.1016/j.mechmat.2015.01.007.

(责任编辑 蔡国艳)