

新型 Al-Mg-Zn 合金不同应变率动态冲击性能与组织变化

刘浩然, 赵泽宇, 张迪, 张济山

(北京科技大学 新金属材料国家重点实验室, 北京 100083)

摘要: 通过 Gleeble-1500、分离式 Hopkinson 压杆、金相、扫描和透射电镜探究了 Al-Mg-Zn 合金准静态及动态冲击过程中的力学性能和组织演化。Al-Mg-Zn 合金在准静态下表现为整体应变硬化效应。合金在 1300~3800 s⁻¹ 对应变率敏感, 在 4800 s⁻¹ 时几乎无应变率敏感性。合金晶粒随应变率变化发生不同程度的变形, 且随着应变率的提高, 晶粒变形不均匀性加重; 析出相粒子形态、密度、尺寸等在 4800 s⁻¹ 动态冲击前后发生明显变化。

关键词: Al-Mg-Zn; 动态力学性能; 组织演化

中图分类号: TG146.21; TG156.93

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)05-1767-06

铝合金由于具有密度低、比强度高、比弹性模量大、加工性能优良、价格低廉等优点, 常作为结构材料而广泛应用于汽车、飞机、高铁以及船舶等交通领域。上述领域应用的铝合金不仅会遇到静态或准静态等低应变率服役环境, 还会遇到如高速机加工、高速冲击、金属成型以及快速裂纹扩展等高应变率动态载荷的考验^[1], 而这些动态载荷通常应变率能够达到 $1 \times 10^3 \sim 1 \times 10^4 \text{ s}^{-1}$ ^[2]。

传统的特种车辆用铝合金主要包括 5XXX 系、2XXX 系和 7XXX 系铝合金, 研究人员对其均进行了动态条件下的力学及组织研究。一般认为, 合金在较低应变率下的应变率敏感性较弱, 而较高应变率下敏感性较强, 这与 2024^[3]、2A16T4^[4]以及 7075^[5]合金的实验结果相一致。不过, 研究发现, 5083 合金^[6]在低应变率下, 其应变率敏感性仍然较高, 随着应变率的提高, 合金流变应力逐渐增强, 说明不同合金对于应变率的敏感性存在差异。此外, 不同应变率冲击后的合金组织存在较大差异。蔡一鸣^[7]等在 7039 合金不同应变率压缩时发现, 较低应变率下, 合金组织仍呈纤维状, 提高应变率, 组织开始出现变形带以及绝热剪切带 (adiabatic shear band, ASB), 其一般由拉长的晶粒和不完全位错胞构成^[8], 这是由于高速冲击时间短, 试样产生的大部分热量来不及散失, 可以看作是绝热过程, 从而引起试样内部剪切变形高度局域化, 形成 ASB, 其方向一般与冲击或压缩方向呈 45°角^[9]。

朱耀^[10]在 7055 合金中采用相同应变率下不同冲击次数实验, 认为冲击次数越高, 合金内部越能形成 ASB 组织, 同时伴有流变应力的下降。

5XXX 系合金具有优良的耐蚀性、焊接性以及中等强度, 从而广泛应用于车辆等结构件上^[11]。但是传统 5XXX 系合金不能通过热处理提高合金的强度, 其强度显著低于 2XXX 系和 7XXX 系合金, 作为结构材料在性能上仍有很大不足。本课题组结合 7XXX 系铝合金时效强化析出原理, 在传统 5XXX 系合金中引入 Zn 元素, 开发出了质量比 Zn/Mg<1.0 的新型 Al-Mg-Zn 合金, 在成分上区别于质量比 Zn/Mg>2.0 的 7XXX 系合金。通过引起 T 相强化, 使合金强度大幅提高, 弥补了其在结构材料应用上的不足^[12-15], 同时进一步提高合金晶间腐蚀抗力^[16]。但是目前鲜有对于新型 Al-Mg-Zn 合金承受动态载荷的研究, 因此, 有必要研究其动态力学行为及组织变化, 为其应用提供参考。

本研究采用 Gleeble-1500 热模拟试验机和分离式 Hopkinson 压杆 (SHPB) 试验机对本课题组开发的新型 Al-Mg-Zn 合金分别进行准静态压缩和不同应变率动态冲击实验, 分析了合金准静态、动态力学性能及组织变化。

1 实验

实验材料为在传统 5XXX 系合金中添加适量 Zn 元素的新型 Al-Mg-Zn 合金, 具体成分如表 1 所示。

收稿日期: 2021-07-09

基金项目: 国防科技创新特区项目

作者简介: 刘浩然, 男, 1992 年生, 博士生, 北京科技大学新金属材料国家重点实验室, 北京 100083, E-mail: b20180452@sx.ustb.edu.cn

表 1 试验材料的化学成分

Table 1 Chemical composition of test materials ($\omega\%$)							
Mg	Zn	Mn	Cr	Ti	Zr	Al	
5.10	3.20	0.25	0.03	0.07	0.15	Balance	

采用电弧炉熔炼，并通过水冷钢模铸造，随后进行均匀化（430 °C/8 h+465 °C/24 h）和铣面处理，热轧至 6 mm，再冷轧至 5 mm，并热处理至 T6 态。热处理过程如下：固溶 525 °C/10 min，时效 90 °C/24 h+140 °C/24 h，固溶在盐浴炉中进行，时效在高精度干燥烘箱中进行。

从 T6 态板材取圆柱试样分别进行准静态和动态冲击实验。准静态压缩实验在 Gleeble-1500 模拟试验机上进行，压下量为 3 mm，应变率为 10^{-3} s^{-1} ；动态冲击实验在 SHPB 装置上进行，进行室温（25 °C）下应变率为 1300、2800、3800、4800 s^{-1} 的冲击实验。分别从 T6 态及冲击试验后试样上取样进行金相（OM）、透射（TEM）观察。

2 结果与分析

2.1 准静态力学性能

合金准静态下真应力-应变曲线如图 1 所示，应力随应变增加单调递增，说明合金准静态下表现为应变硬化效应。在应变较小时，应力上升较快，应变达到 10% 后，随着变形量加大，应力上升较缓。合金准静态下的屈服强度为 383 MPa。

2.2 动态力学性能

室温下合金不同应变率动态真应力-应变曲线如图 2 所示。随应变率提高，合金变形量逐步提高；在不同应变率条件下，合金整体上均表现为流变应力先随应变增大而急剧上升，并产生屈服现象；应变持续增大，应力曲线趋于平缓，屈服点之后未产生明显应

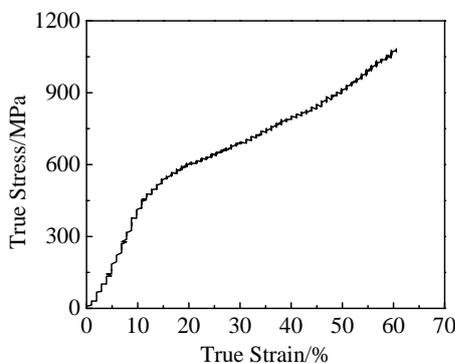


图 1 准静态压缩真应力-应变曲线

Fig.1 True stress-strain curve of alloy in quasistatic impact

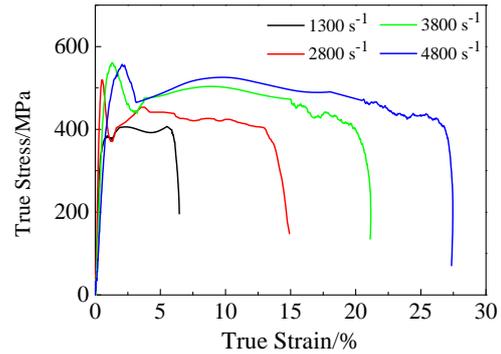


图 2 合金动态冲击真应力-应变曲线

Fig.2 True stress-strain curves of alloy in dynamic impact

变硬化效应。应变率在 1300~3800 s^{-1} 范围内，合金屈服应力由 380 MPa 逐渐上升至 560 MPa，进一步升高应变率至 4800 s^{-1} ，屈服应力降至 550 MPa。

2.3 合金组织观察

合金 T6 态组织如图 3 所示。可以看出，晶粒沿轧向整体呈拉长状态，深色条带状组织与白色晶粒组织呈相间分布，深色条带状组织内部为破碎的小尺寸亚晶，这主要是轧制过程中合金的变形不均匀导致的，由于固溶时间较短，再结晶不充分，亚晶晶粒未完全长大，从而出现条带状亚晶与再结晶晶粒共存^[17]。

合金准静态及不同应变率冲击后金相组织如图 4 所示。准静态压缩后，合金晶粒的长度方向并未出现明显改变，但是沿压缩方向尺寸有所减小。经 1300 s^{-1} 应变率冲击后，晶粒保持原有形态，相对于准静态，其尺寸较大。经过 2800 s^{-1} 应变率冲击后，晶粒出现明显的方向改变，晶粒的长度方向由轧向转向与轧向

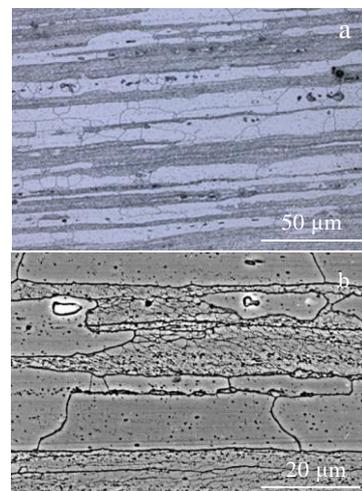


图 3 合金金相和 SEM 组织

Fig.3 OM (a) and SEM (b) microstructures of alloy in T6

呈一定角度，其宽度有所降低。经 3800 s^{-1} 应变率冲击后，晶粒变形程度加大，出现流线型组织分布，同时晶粒在形态、大小上呈明显区域性差异。应变率达 4800 s^{-1} 后，晶粒变形加重，流线型更明显，同时出现 ASB，如图 4e 中箭头所示。可以发现，经 3800 和 4800 s^{-1} 应变率冲击后，晶粒呈现明显的不均匀性，距上表面即受冲击表面较近区域未出现明显变形，而在近下表面及两侧区域组织变形严重，呈流线型分布，2 种区域的交界处组织变形最严重，存在明显的剪切现象，为方便区分，将图 4d 和 4e 中白色线框 A、B 称为非剪切变形区，C、D 称为剪切变形区。

图 5 为 3800 和 4800 s^{-1} 冲击后合金金相组织部分区域的进一步放大，其中图 5a、5b、5c、5d 分别对应

于图 4d 和图 4e 中白色线框 A、B、C、D 区域。相较于 T6 态，不同应变率冲击后的晶粒均出现了压缩，但是压缩程度明显不同：准静态下晶粒尺寸较为均匀，均沿轧制方向呈条状； 1300 s^{-1} 应变率冲击后晶粒为条状与等轴状共存； 2800 s^{-1} 应变率冲击后晶粒长宽比进一步增大，等轴晶消失； 3800 与 4800 s^{-1} 应变率冲击后，剪切变形区与非剪切变形区晶粒形态差距较大，在非剪切变形区，如图 5a 和 5b 所示，等轴晶再次出现，晶粒长宽比降低，其平均尺寸大于 2800 s^{-1} 应变率冲击后晶粒，而剪切变形区，如图 5c 和 5d 所示，合金晶粒严重拉长，同时与压缩方向呈近 45° 角，且应变率越大，晶粒拉长越明显。

图 6 为不同状态及区域晶粒垂直于轧向的平均尺

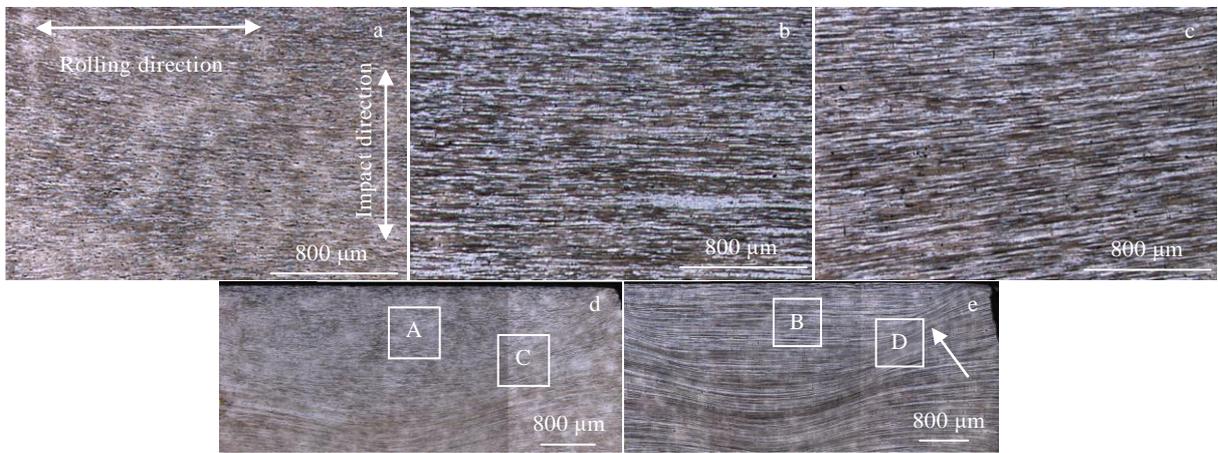


图 4 不同应变率冲击后合金金相组织

Fig.4 OM microstructures of alloys after impact at different strain rates: (a) quasistatic, (b) 1300 s^{-1} , (c) 2800 s^{-1} , (d) 3800 s^{-1} , and (e) 4800 s^{-1}

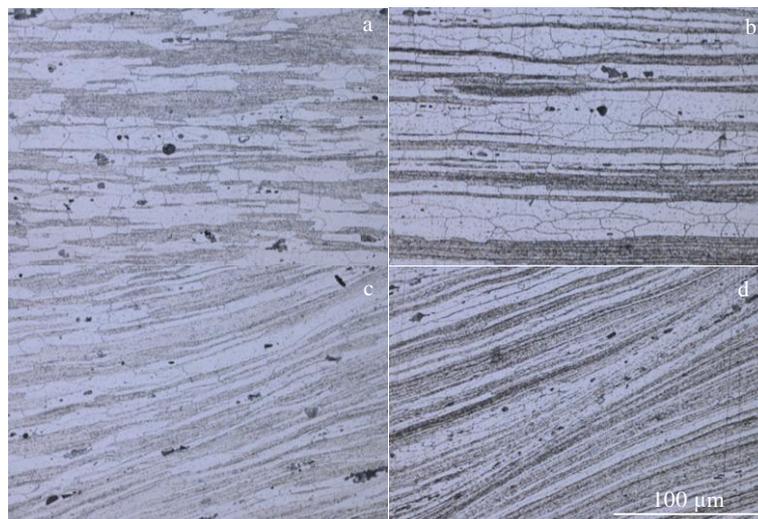


图 5 图 4 中 3800 和 4800 s^{-1} 冲击后不同区域放大金相组织

Fig.5 OM microstructures of region A (a), B (b), C (c), D (d) in Fig.4 after 3800 s^{-1} and 4800 s^{-1} dynamic impact

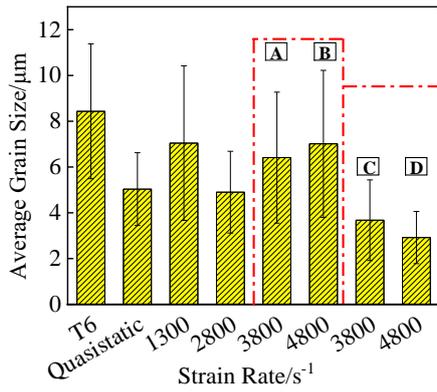


图 6 合金 T6 态及不同应变率冲击后晶粒平均尺寸

Fig.6 Average grain size of alloys in T6 and after impact with different strain rates

寸。由图 6 可知，合金 T6 态晶粒尺寸达到 8.5 μm，准静态压缩后，晶粒尺寸减小至 5 μm，减小约 45%；经过 1300 s⁻¹ 冲击后，相对于准静态压缩，晶粒尺寸减小幅度明显降低，尺寸达 6.5 μm；经 2800 s⁻¹ 冲击后，晶粒尺寸减小幅度与准静态一样，尺寸为 5 μm 左右；提高应变率至 3800 s⁻¹ 后，A 区域晶粒尺寸相对于 2800 s⁻¹ 冲击后没有进一步减小，而是较大幅度增大，达到 6.4 μm；C 区域晶粒尺寸减小明显，减小至 3.7 μm，两者差异显著；应变率提高至 4800 s⁻¹，B 区域晶粒尺寸达到 7.0 μm，大于 3800 s⁻¹ 冲击后同区域晶粒尺寸，同时，发生明显变形 D 区域晶粒尺寸为 2.9 μm，明显小于对应的 B 区域晶粒尺寸。

图 7a、7b 和 7c 分别为合金 T6 态、4800 s⁻¹ 冲击

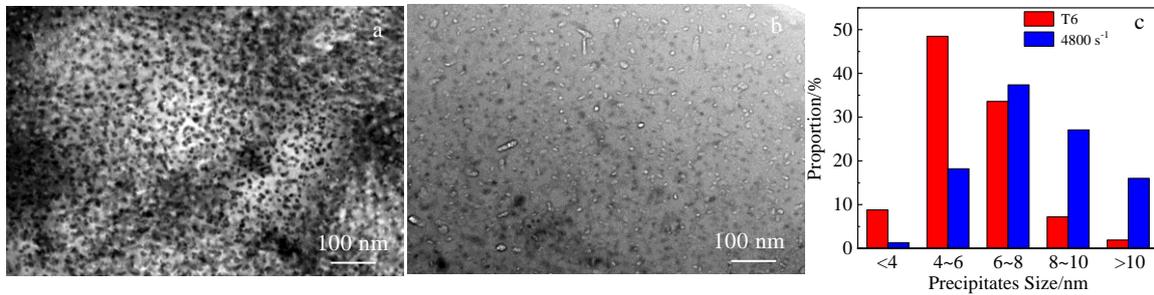


图 7 T6 态，4800 s⁻¹ 冲击后合金 TEM 照片及析出粒子尺寸占比统计

Fig.7 TEM images of alloys in T6 (a) and after 4800 s⁻¹ impact (b); proportion of precipitates sizes of alloys (c)

后 TEM 照片图及析出相尺寸占比统计。相比于 T6 态，经过 4800 s⁻¹ 冲击后合金析出粒子分布明显稀疏，粗化现象严重，部分粒子由球状转向棒状。统计得出合金 T6 态和 4800 s⁻¹ 冲击后析出粒子的密度分别为 4.67×10^{15} 、 $0.92 \times 10^{15} / \text{m}^2$ ，平均尺寸分别为 (5.89 ± 1.55) 、 (7.82 ± 2.02) nm。由图 7c 可以发现，合金 T6 态小尺寸析出粒子占比较大，而 4800 s⁻¹ 冲击后大尺寸粒子占比显著提高，这与图 7a、7b 结果相一致，说明高应变率冲击会改变析出粒子形态、降低析出粒子密度、增大析出粒子尺寸。

3 讨论

3.1 动态力学行为

动态冲击时，由于应变硬化效应，合金在应变初期流变应力急速上升，此时合金内部由于变形而温度升高，产生绝热温升引起材料应力骤降，并发生软化现象，随着应变持续发生，材料在应变硬化与热软化效应竞争作用下处于平台期^[10]。室温时，由于应变率硬化效应，在低于临界应变率下，合金动态屈服强度随应变率上升而提高；而高于临界应变率时，合金动

态屈服强度随应变率上升而下降。这是因为在高速冲击过程中，合金会受到应变率硬化与热软化效应的共同作用，低于临界应变率时，应变率硬化作用大于热软化作用，而应变率提高至临界应变率以上时，试样单位时间内的形变能增加，导致试样内部温度上升，热软化作用大于应变率硬化作用^[18]，降低了合金流变应力和动态屈服应力。

3.2 组织演化

从图 6 可以得出，随着压缩或冲击应变率的提高，合金晶粒尺寸并不是单调递减的。相对于 T6 态，准静态下合金由于较大的压缩变形量，晶粒尺寸降幅较大，且由于压缩应变率小，应变在较长时间内发生，变形能够在足够时间内传导至试样内部所有区域，晶粒变形均匀。经 1300 s⁻¹ 冲击后，由于变形量较小，晶粒变形程度小，晶粒平均尺寸约 7 μm，大于准静态压缩后晶粒尺寸，说明低应变率冲击时，变形量与应变率同时影响晶粒形态，且变形量起主要作用。应变率提高至 2800 s⁻¹，晶粒尺寸达到准静态水平，此时合金变形量仍低于准静态，说明应变率对晶粒变形的影响上升，同时可以认为应变率对于晶粒形态尺寸的影响

响程度随着应变率的提高而上升。

当应变率进一步提高至 3800 s^{-1} 时, 合金晶粒变形出现明显的区域差异, 分界线呈“V”字型, 近上表面附近区域晶粒尺寸较大, 而分界线处晶粒尺寸较小, 这是由于应变率提高, 合金变形时间变短, 合金起始变形区域并不是合金受冲击的上表面, 而是合金内部呈“V”字形的区域, 随着冲击的进行, “V”字形区域周围的晶粒变形更加严重, 此时变形延伸到分界线以下区域, 因此分界线以下区域可以发现晶粒产生弯曲, 整体呈流线状, 但是变形程度不及分界线区域; 最后, 分界线以上区域开始变形, 首先是晶粒受到压缩, 但是由于变形时间短, 此区域内的晶粒未来得及作更大变形, 冲击停止, 外力消失。因此冲击后的合金组织金相呈现3种不同区域: 仅有晶粒尺寸变小的近上表面区域、晶粒严重变形的分界线区域以及晶粒轻度变形的分界线以下区域。最终提高应变率至 4800 s^{-1} 后, 合金晶粒变形与应变率 3800 s^{-1} 冲击后合金类似, 存在显著的区域差异性。且值得注意的是, 4800 s^{-1} 冲击后合金近上表面区域晶粒尺寸大于 3800 s^{-1} 合金近上表面区域晶粒, 而在分界线附近区域晶粒尺寸大小比较则相反, 这是由于分界线附近区域变形启动早, 而 4800 s^{-1} 应变率下合金变形程度高于 3800 s^{-1} 应变率下合金, 因此经 4800 s^{-1} 应变率变形后合金分界线附近区域晶粒变形更加严重, 导致晶粒变窄, 尺寸减小; 同时, 由于近上表面区域变形启动慢, 而高应变率下样品变形时间更短, 因此高应变率下合金近上表面区域变形程度有所降低, 表现为区域内晶粒变形和尺寸变化较小, 甚至其晶粒尺寸减小程度低于准静态和 2800 s^{-1} 应变率压缩后的合金。

此外, 经 4800 s^{-1} 应变率冲击后合金出现了绝热剪切带组织, 这种带状组织主要是由于合金内部高应变率变形产生的热量无法及时散发, 形成绝热温升效应, 进而产生热软化。当热软化对合金变形的影响达到一定程度时, 合金的剪切变形容易集中于很窄的一段区域, 形成绝热剪切带, 同时伴有材料承载能力下降, 抵消部分应变率和应变硬化效应, 这与前述合金在 4800 s^{-1} 后出现屈服应力小幅下降的结果相一致。

对比图 7a 和 7b, 合金在 4800 s^{-1} 应变率冲击前后析出相的形貌及分布差异明显。这主要是由于在冲击过程中, 合金内部产生了大量的位错, 而位错是溶质原子的快速扩散通道, 因而加速了溶质原子的扩散^[19-22]。同时, 已存在的析出相粒子作为异质形核点, 使得溶质原子更容易通过位错向其迁移, 从而增大合金析出相尺寸, 降低了小尺寸析出粒子占比而大幅增加大尺寸析出粒子占比。 4800 s^{-1} 应变率冲击后合金析出粒子

密度降低, 这是由于短时间内合金内部升温, 造成了小尺寸粒子溶解, 从而显著降低析出粒子密度。

4 结 论

1) 合金在准静态下主要表现为整体应变硬化, 应力仅单调增加; 而在动态下, 合金在应变率 $1300\sim 3800\text{ s}^{-1}$ 内屈服应力随应变率提高而上升, 应变率提高至 4800 s^{-1} 后, 屈服应力小幅降低。

2) 合金晶粒变化受变形量与应变率的双重影响。低应变率下, 合金晶粒尺寸受变形量影响较大; 随着应变率提高, 应变率对晶粒变形与尺寸变化的影响上升; 较高应变率下, 合金内部剪切变形集中, 不同区域晶粒变形及尺寸差异显著, 4800 s^{-1} 应变率下, 合金出现绝热剪切带组织。

3) 相较于 T6 态, 经 4800 s^{-1} 冲击后合金析出粒子尺寸增大, 密度降低, 大尺寸粒子占比明显提高。

参考文献 References

- [1] Oosterkamp L D, Ivankovic A, Venizelos G *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2000, 278(1-2): 225
- [2] Feng Qingfeng(冯擎峰), Yao Zaiqi(姚再起), Ye Tuo(叶拓) *et al.* *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2017, 41(7): 85
- [3] Zhang Zhengli(张正礼). *Journal of Shenyang Aerospace University*(沈阳航空航天大学学报)[J], 2014, 31(2): 47
- [4] Xi Xulong(惠旭龙), Bai Chunyu(白春玉), Liu Xiaochuan(刘小川) *et al.* *Explosion and Shock Waves*(爆炸与冲击)[J], 2017, 37(5): 871
- [5] Lee W S, Sue W C, Lin C F *et al.* *Journal of Materials Processing Technology*[J], 2000, 100(1-3): 116
- [6] Xu Qingbo(徐清波), Tao Yourui(陶友瑞), Mi Fang(米芳) *et al.* *Mining and Metallurgical Engineering*(矿冶工程)[J], 2013, 33(5): 124
- [7] Cai Yiming(蔡一鸣), Wei Xiaoyan(卫晓燕), Li Huizhong(李慧中) *et al.* *Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy*(粉末冶金材料科学与工程)[J], 2009, 14(6): 379
- [8] Wu X, Li L, Liu W *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 732: 91
- [9] Xu Congchang(徐从昌), Ye Tuo(叶拓), Tang Ming(唐明) *et al.* *Materials Reports*(材料导报)[J], 2019, 33(4): 670
- [10] Zhu Yao(朱耀), Pang Baojun(庞宝君), Zou Dongli(邹东利) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2010, 39(S): 159
- [11] Burger G B, Gupta A K, Jeffrey P W *et al.* *Materials Characterization*[J], 1995, 35(1): 23

- [12] Meng C, Zhang D, Cui H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014, 617: 925
- [13] Cao C, Zhang D, He Z *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 666: 34
- [14] Hou S, Liu P, Zhang D *et al.* *Journal of Materials Science*[J], 2018, 53(5): 3846
- [15] Pan Y, Zhang D, Liu H *et al.* *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 853: 157 199
- [16] Ma Q, Zhang D, Zhuang L *et al.* *Materials Characterization*[J], 2019, 144: 264
- [17] Ding Q, Zhang D, Yan Y *et al.* *Corrosion Science*[J], 2020, 169: 108 622
- [18] Tong Youzhi(佟有志), Zhu Guochuan(祝国川), Li Mingyuan(李明原) *et al.* *Aluminium Fabrication*(铝加工)[J], 2018(4): 39
- [19] He H, Wu X, Sun C *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2019, 745: 429
- [20] Ye L, Deng Y, Zhang X *et al.* *Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 677: 203
- [21] Love G R. *Acta Metallurgica*[J], 1964, 12(6): 731
- [22] Hart E W. *Acta Metallurgica*[J], 1957, 5(10): 597

Effect of Different Strain Rates on Dynamic Impact Properties and Microstructure of Novel Al-Mg-Zn Alloy

Liu Haoran, Zhao Zeyu, Zhang Di, Zhang Jishan

(State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

Abstract: The mechanical properties and microstructure evolution of novel Al-Mg-Zn alloy during quasistatic and dynamic impact processes were investigated by Gleeble-1500, separated Hopkinson pressure bar (SHPB), optical microscope, scan electron microscope and transmission electron microscope. The results show that Al-Mg-Zn alloy exhibits a global strain hardening effect in quasistatic impact. The dynamic yield strength increases first and then decreases slightly with the increase of strain rate. The grains of alloy deform to different degrees with the change of strain rate, and the grains deformation inhomogeneity become more serious with the increase of strain rate. The morphology, density and size of precipitates vary significantly before and after dynamic impact with 4800 s^{-1} .

Key words: Al-Mg-Zn alloy; dynamic impact mechanical property; microstructure evolution

Corresponding author: Zhang Di, Ph. D., Associate Professor, State Key Laboratory for Advanced Metals and Materials, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, P. R. China, Tel: 0086-10-82375844, E-mail: zhangdi@skl.ustb.edu.cn