

Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金动态冲击响应行为研究

黄丹^{1,2}, 李卓¹, 周旭东¹, 原房彤¹, 赵武³

(1. 河南理工大学 材料科学与工程学院, 河南 焦作 454003)

(2. 河南省高性能轻金属材料及数值模拟国际联合实验室, 河南 焦作 454003)

(3. 河南理工大学 机械与动力工程学院, 河南 焦作 454003)

摘要: 研究航空航天材料的 Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金的抗冲击性能, 对拓展其在工程中的极端应用意义重大。选择 7A04-T6 铝合金为具体研究对象, 利用分离式霍普金森压杆(SHPB)装置, 开展不同温度及平均应变速率下材料动力学响应的研究, 明确了材料在极端条件下的服役表现。研究结果表明: 当在环境温度 25~150 °C 的高速冲击下, 材料的内部热软化效应在其与加工硬化的竞争中占优, 造成材料流变应力下降; 且随平均应变速率增大, 材料流变应力上升, 屈服强度随平均应变速率增加而增加, 表现为明确的应变率硬化效应; 高速冲击下材料内部可出现绝热剪切现象, 并伴有宏观裂纹; 高速形变引发的材料内部绝热温升叠加环境温度后, 可使局部剪切带位置处的增强相达到固相溶解条件, 材料在远低于相变温度时发生断裂失效。

关键词: Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金; 动态冲击响应; 应变速率; 绝热剪切

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)01-0242-07

铝合金因其具有较高的比强度、比刚度, 较低的密度, 以及优良的耐腐蚀性能, 良好的冷、热加工成型性, 从而成为工程中对轻质化材料需求领域的首要选择^[1]。其中 7XXX 系 Al-Zn-Mg-Cu 合金, 已广泛应用于航空航天及军事领域^[2-4], 以及高速列车、轨道交通、汽车等领域^[5]。因此, 开展这类材料在极端条件下的抗冲击服役性能的研究, 就显得尤为重要。

目前, 国内外专家学者在铝合金动态力学行为的研究中取得重要进展, 如: 杨超等^[6]发现 5086H111 铝合金材料在中低应变速率范围内存在应变率软化-再强化的特征, 且动态拉伸强度要低于准静态强度, 而在高应变率情况下, 表现出明显的应变率强化效应; 冯擎峰等^[7]研究了 6013 铝合金在不同温度和应变速率下的动态力学性能, 结果发现温度升高, 材料的动态流变应力减小、屈服强度的应变率敏感性增强。刘文辉等^[5]发现高温冲击条件下 7N01-T6I4 铝合金析出相回溶, 且在较高的应变速率下会产生动态再结晶组织, 材料的动态屈服应力下降。刘文辉等^[8]研究 2519 铝合金的动力行为时发现: 在超过 250 °C 的高温下材料强度降低, 材料发生均匀塑性变形, 组织主要为变形带; 而在低温下材料内部位错运动阻力增加, 同时可开动的滑移系减少, 造成材料强度升高, 变形局域化

程度加剧, 组织内会产生绝热剪切带。Khan 等^[9]通过研究喷射成型 Al-Zn-Mg-Cu 合金的弹道行为发现: 钢弹撞击后材料内部伴随局域绝热而出现的瞬间温升, 造成高度局域化的变形(绝热剪切带)和热软化, 宏观上表现为材料强度下降。此外, 也有学者研究了铝合金的动态失效的内部机制, 例如 Gao 等^[10]指出高应变率可使得亚稳的增强相粒子向稳定态转变(2519 铝合金样品在应变率超过 7050 s⁻¹ 后, 出现亚稳增强相粒子 θ' 向稳定 θ 的转变), 但是其硬度却随应变率的增加而迅速下降。Liang 等^[11]发现 2519 铝合金在高速弹道冲击下, 侵入阶段组织中绝热剪切带最多, 析出相尺寸无明显变化; 而进入稳定侵入阶段后, 绝热温升导致析出相粗化明显, 进而造成合金显微硬度下降。Yang 等^[12]结合热力学分析和数值模拟, 研究了 7075 铝合金中绝热剪切带的演化机理, 指出应力崩溃首先发生在软质第二相颗粒位置, 并沿硬质颗粒相邻的路径传播。Mondal 等^[13]则证实了 7075 铝合金弹道冲击后断裂的原因在于绝热剪切带内部伴生的微裂纹形核与发展。

综上, 目前研究结果说明, 不同高强铝合金的动态力学行为规律并不统一, 仍需继续深入研究, 特别是对高温动态冲击情况下以及绝热剪切对其强度影响的相

收稿日期: 2020-09-09

基金项目: 国家自然科学基金(U1604140, 51102080); 河南省科技厅重点攻关项目(112102210244); 省重大成果培育项目(NSFRF170503); 创新团队项目(T2019-5)

作者简介: 黄丹, 女, 1978 年生, 博士, 副教授, 河南理工大学材料科学与工程学院, 河南 焦作 454003, E-mail: huangdan@hpu.edu.cn

关研究内容较少。本实验选择 Al-Zn-Mg-Cu 系超硬铝合金中应用成熟且广泛的 7A04 为具体研究对象,以分离式霍普金森压杆(split Hopkinson pressure bar, SHPB)实现高速冲击,研究材料在动态冲击下的高速形变行为及其形变前后的组织演化,旨在为 Al-Zn-Mg-Cu 系铝合金在高速冲击极端工况下的实际工程应用提供参考。

1 实验

1.1 分离式霍普金森压杆测试原理

目前,分离式霍普金森压杆已被广泛应用于测定材料的动态力学性能,其结构示意图如图 1 所示。实验时,试件置于入射杆及透射杆之间,应变片以 1/4 半桥电路的联接方式粘贴在入射杆和透射杆上,按时间序列读取测试过程中的应力波信号。利用入射信号(ϵ_i)、反射信号(ϵ_r)和透射信号(ϵ_t),结合式(1),可求出被测试件的应力(σ)、应变(ϵ)及应变率($\dot{\epsilon}$)。

$$\begin{cases} \sigma = -\frac{EA}{A_s} \epsilon_i \\ \epsilon = \frac{2C_0}{S} \int_0^t \epsilon_r dt \\ \dot{\epsilon} = \frac{2C_0}{S} \epsilon_r \end{cases} \quad (1)$$

其中, E 为分离式霍普金森压杆杆系材料的弹性模量, C_0 为弹性波在杆系中的传播速度, A 为杆系的横截面积, A_s 为试样截面积, S 为试样长度。

1.2 实验方案

目前,对分离式霍普金森压杆实验的试样尺寸,既无国际标准也无国家标准参考,为保证实验精度,本研究实验设计的试样长径比取 0.5,两端面平行度公差为 0.01 mm^[14],分离式霍普金森压杆所用撞击杆、入射杆、透射杆、吸收杆长度分别为 500、2500、2000、800 mm,直径均为 20 mm。本实验所用试样材料为 7A04-T6 铝合金,试样尺寸为 $\Phi 10 \text{ mm} \times 5 \text{ mm}$ 。

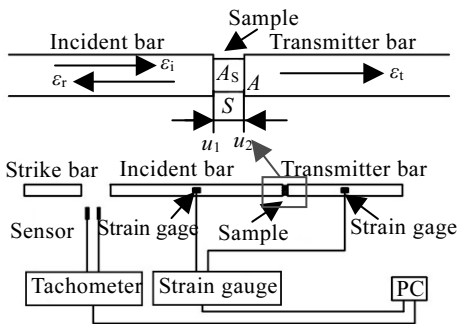


图 1 分离式霍普金森压杆示意图

Fig.1 Schematic diagram of split Hopkinson pressure bar (SHPB)

实验通过控制加载激励(气压)的大小,驱动撞击杆获得不同的运动速度作用于被测试样,最终获得试样在不同应变速率下的动态变形和响应。实验的环境温度(T_0)设定为 25、60 和 150 °C。具体实验方案如表 1 所示。

实施表 1 方案,对试样进行 SHPB 测试,为避免偶然性误差,对试样在相同条件下进行多次重复测试,选取能够反映该实验条件下平均水平的结果,并对实验数据进行进一步分析。由应变仪采集到的入射波和透射波原始信号,以及在入射波及透射波上截取的入射信号(ϵ_i)、反射信号(ϵ_r)和透射信号(ϵ_t)的实验测试曲线如图 2 所示。由分离式霍普金森压杆中红外测速仪所测得的撞击杆的速度(v)见表 2。

表 1 实验方案

Table 1 Testing parameters

Temperature/°C	Pressure/MPa		
	0.3	0.5	0.7
25	Sample 1	Sample 2	Sample 3
60	Sample 4	Sample 5	Sample 6
150	Sample 7	Sample 8	Sample 9

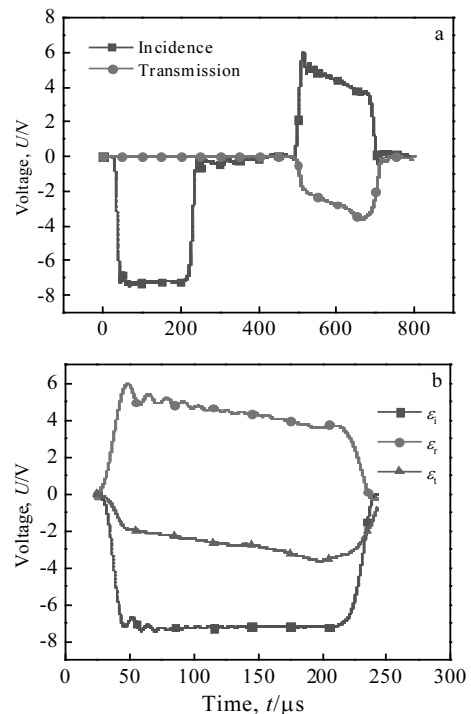


图 2 入射波及透射波原始信号和截取信号数据曲线

Fig.2 Original signal of incidence and transmission (a) and intercepted signal (b)

表 2 撞击杆速度及平均应变率

Table 2 Speed of strike bar (v) and the average strain rate ($\dot{\epsilon}$)

Sample	1	2	3	4	5	6	7	8	9
$v/m \cdot s^{-1}$	16.73	24.70	29.99	18.24	24.70	29.19	19.04	24.25	27.17
$\dot{\epsilon}/s^{-1}$	1200	2500	3300	1400	2400	3100	1600	2400	3500

2 结果与讨论

2.1 高速冲击下 7A04-T6 的应力-应变关系

由实验测试数据结合理论分析, 计算得到的材料动态应力-应变关系(见图 3)、应变率-时间关系(见图 4), 平均应变率值为试样发生均匀塑性变形阶段的平均应变率, 如图 4 所示。

由图 3 的应力-应变曲线可知: 相同的环境温度条件下, 塑性流变阶段的应变率与应力正相关, 即随平均应变率增大, 试样的流变应力呈上升趋势, 应变值增加显著; 温度升高, 会导致试样的流变应力逐渐下降。7A04 铝合金的动态应力-应变曲线均随着塑性应变的增加, 流变应力逐渐下降。这说明高速冲击使得大量的塑性功转变成热能, 再加上环境温度的影响, 材料内部热软化效应在与加工硬化(应变强化)竞争中占据上风, 从而造成材料流变应力的下降。

2.2 高速冲击后材料的微观结构特征

绝热剪切带一般发生于材料经受剧烈动态载荷或高温时所产生的高度局域化的塑性变形区域^[15], 多见于金属材料。绝热剪切带所导致材料力学性能的恶化, 是材料恶性失效的一种重要形式。

实验的金相组织观察样品均沿 SHPB 测试试样轴向取样, 具体取样方式如图 5 所示, 各试样金相组织如图 6 所示。

由图 6 可知, 原始试样的金相组织呈均匀的流线型分布(图 6j); 经过 SHPB 实验后的试样中, 实验条件为 25 °C 和 1200 s⁻¹, 60 °C 和 1400 s⁻¹, 60 °C 和 2400 s⁻¹, 150 °C 和 1600 s⁻¹, 150 °C 和 2400 s⁻¹ 的 5 个样品的金相组织与原始试样的金相组织相比并没有发生明显变化, 而实验条件为 25 °C 和 2500 s⁻¹, 25 °C 和 3300 s⁻¹, 60 °C 和 3100 s⁻¹, 150 °C 和 3500 s⁻¹ 的 4 个样品中均出现明显的剪切带(图中标记区域)。

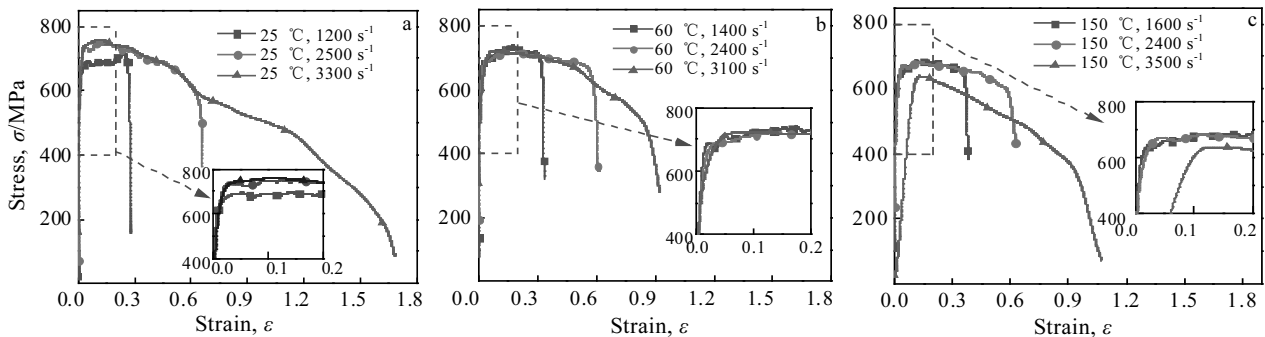


图 3 各试样的应力-应变曲线

Fig.3 Stress-strain curves of the samples at different strain rates and temperatures: (a) 25 °C, (b) 60 °C, and (c) 150 °C

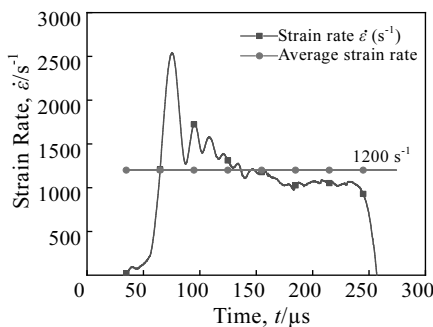


图 4 试样在 25 °C, 1200 s⁻¹ 的应变率曲线

Fig.4 Strain rate curve of the sample at 25 °C and 1200 s⁻¹

产生绝热剪切与材料的受载及工况温度均有关, 高速冲击和高温都会导致材料的应变率增高; 在本实验条件下, 当试样的应变率大于 2500 s⁻¹ 时, 出现绝热剪切现象。此外本次实验中实验条件为 25 °C 和 2500 s⁻¹, 25 °C 和 3300 s⁻¹, 60 °C 和 3100 s⁻¹, 150 °C 和 3500 s⁻¹ 的样品同时出现了宏观的裂纹, 可判断出: 当应变率过大时, 绝热剪切带处会有裂纹伴生, 裂纹可沿绝热剪切带不断发展, 也可出现与绝热剪切带斜交的多条裂纹(见图 7)。

已有研究表明, 高速冲击加载下, 材料内部首先出现变形带(deformed shear band, DSB), 之后随着

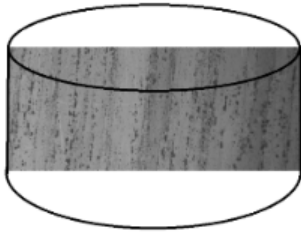


图 5 金相试样取样方式
Fig.5 Metallographic sample sampling method



图 7 $T=150\text{ }^\circ\text{C}$ 、 $\dot{\epsilon}=3500\text{ s}^{-1}$ 时试样的侧面图
Fig.7 Profile of sample at $T=150\text{ }^\circ\text{C}$ and $\dot{\epsilon}=3500\text{ s}^{-1}$

局域应变程度的增加,进一步会发展为相变带(transformed shear band, TSB)^[16]。在多种高强铝合金动态冲击载荷作用形成的相变带内均发现了第二相颗粒溶解^[17-19]的类似现象,且变形带和相变带显微组织形貌具有明显差异。其中,变形带仅仅是基体组织的高度变形和碎化,从基体到剪切带中心呈现为逐渐过渡、带宽不完整,带中心除了原始组织变形后的流线外,看不出明显相变的痕迹;而相变带中心已看不出原始组织形貌,剪切带中心的相变区与两侧变形区形成明显的分界线,带宽趋于均匀完整。由此可见,图 8a 和 8b 表示的 $25\text{ }^\circ\text{C}$ 和 2500 s^{-1} , $25\text{ }^\circ\text{C}$ 和 3300 s^{-1} 条件下获得的样品内部,呈现剪切变形带(DSB)的形貌特征,而图 8c 显示的 $60\text{ }^\circ\text{C}$ 和 3100 s^{-1} 条件下获得的样品内部组织,显示出一定程度的相变带(TSB)形貌特征。图 8d 显示的 $150\text{ }^\circ\text{C}$ 和 3500 s^{-1} 条件下获得的样品内部组织,显示出明显的相变带(TSB)形貌特征。分析图 8d 所示的显微组织的形貌特征,发现原始基体组织中的第二相颗粒似乎已部分溶解在相变带内;剩余未溶解的第二相颗粒沿相变带路径方向伸长。

2.3 7A04 铝合金的动态热-力行为

由试样的应力-应变曲线(图 3)可得其弹性模量 (E)、屈服强度(σ_y),绘制不同动态冲击实验条件下

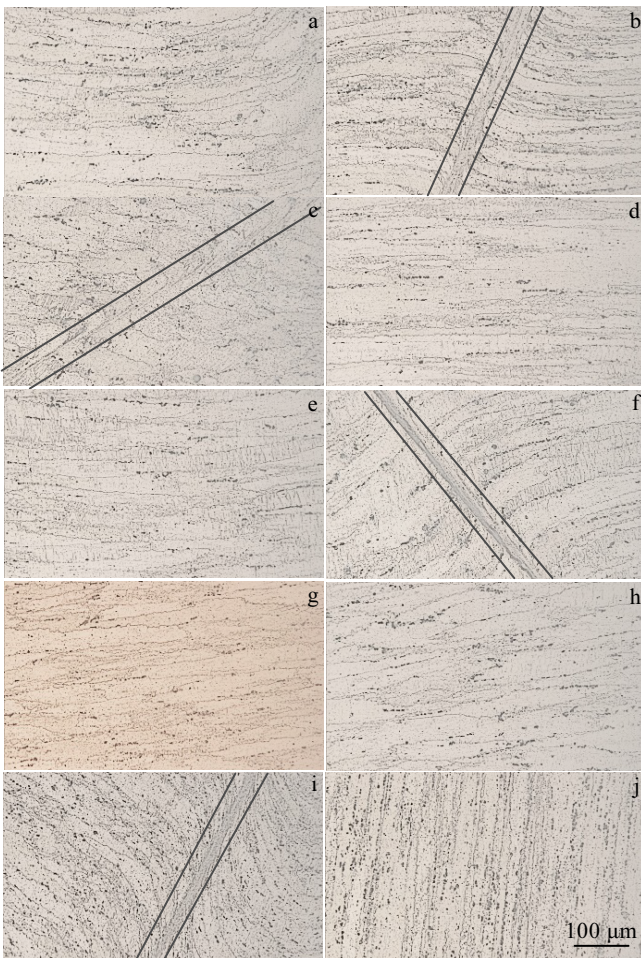


图 6 不同条件试样的金相组织
Fig.6 Metallographic microstructures of the samples at difference strain rates and temperatures: (a) $25\text{ }^\circ\text{C}$, 1200 s^{-1} ; (b) $25\text{ }^\circ\text{C}$, 2500 s^{-1} ; (c) $25\text{ }^\circ\text{C}$, 3300 s^{-1} ; (d) $60\text{ }^\circ\text{C}$, 1400 s^{-1} ; (e) $60\text{ }^\circ\text{C}$, 2400 s^{-1} ; (f) $60\text{ }^\circ\text{C}$, 3100 s^{-1} ; (g) $150\text{ }^\circ\text{C}$, 1600 s^{-1} ; (h) $150\text{ }^\circ\text{C}$, 2400 s^{-1} ; (i) $150\text{ }^\circ\text{C}$, 3500 s^{-1} ; (j) original sample

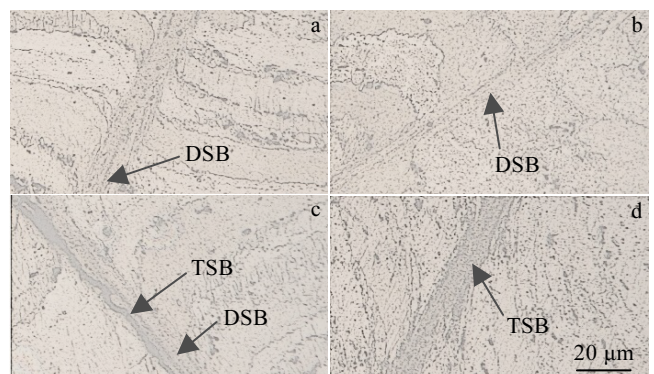


图 8 不同条件试样的绝热剪切带局部放大图
Fig.8 Adiabatic shear band at samples at different strain rates and temperatures: (a) $25\text{ }^\circ\text{C}$, 2500 s^{-1} ; (b) $25\text{ }^\circ\text{C}$, 3300 s^{-1} ; (c) $60\text{ }^\circ\text{C}$, 3100 s^{-1} ; (d) $150\text{ }^\circ\text{C}$, 3500 s^{-1}

7A04 铝合金的弹性模量、屈服强度与其平均应变速率的关系曲线, 分别如图 9 和图 10 所示。弹性模量是表征晶体材料晶体中原子间结合力强弱的物理量, 它对组织结构不敏感, 静态实验条件下多为常数。在动态冲击载荷作用下, 材料的弹性模量会发生变化, 这也正是材料应变率效应的表现之一。

图 9 显示了材料的弹性模量与平均应变速率和温度之间的关系。结果表明: 动态冲击载荷下 7A04 铝合金的弹性模量与平均应变速率呈负相关, 与温度呈负相关。弹性模量作为一种材料常数, 其值随原子间距的变化而变化, 而原子间距一般随温度的升高而增大, 因此弹性模量随温度升高而下降(即负相关)。图 10 为试样平均应变速率与屈服强度的关系。由图 10 可知, 屈服强度与温度呈负相关, 20 和 60 °C 时与平均应变速率呈正相关; 在 20 和 60 °C 的实验条件下, 7A04 铝合金的屈服强度随平均应变速率的增加而增加, 表现出明确的应变率硬化效应, 可认为它是一种应变率敏感材料。

金属在室温下的塑性变形形式主要有位错及位错与障碍间的交互作用^[20], 除外加载荷外, 热能也可促

进位错运动。因此, 在相同的平均应变速率下, 环境温度升高, 位错克服阻力而运动的能力提高, 金属的屈服强度降低, 如图 10 所示, 7A04 铝合金的屈服强度与温度呈负相关。

值得注意的是, 在环境温度为 150 °C、应变率为 3500 s⁻¹ 时, 7A04 铝合金的屈服强度明显低于环境温度为 150 °C、应变率为 2400 s⁻¹ 时 7A04 铝合金的屈服强度。根据观察到的试样相组织(图 6i 和图 8d), 可见其中明显的相变带(TSB)形貌。推测这是由于 7A04 铝合金绝热剪切带内高度局域化产生的瞬时温升造成材料达成固态相变条件, 增强相溶解, 从而使得材料的力学性能急剧下降。根据 Al-Zn-Mg-Cu 合金相图^[21](图 11) 可得 7A04 铝合金的 η (MgZn₂) 相和 T(Al₂Mg₃Zn₃) 相回溶的温度分别约为 310 和 370 °C; 通过式(2)^[22]可求得试样在绝热剪切过程中的理论绝热温升(ΔT, 计算结果见表 3):

$$\Delta T = \frac{\beta}{\rho C_m} \int_0^{\epsilon_f} \sigma d\epsilon \tag{2}$$

式中, ρ 为材料的密度, C_m 为材料的比热, ε_f 为材料的失效应变, β 为塑性功转变为热的效率, 铝合金的 β 值可取 90%^[23]。

研究发现, 高速冲击载荷下, 铝合金的瞬时绝热温升会使得绝热剪切带内的第二相回溶^[16,18,19], 经式(2)计算可得实验条件为 150 °C 和 3500 s⁻¹ 的试样的绝热温升约为 200 °C, 材料的瞬时温度(环境温度+绝热温升)到达 350 °C, 会使得 η 相回溶, 从图 8d 也可看出试样的绝热剪切带内的第二相颗粒明显较基体少, 第二相的回溶会使得位错运动阻力降低, 从而会使得

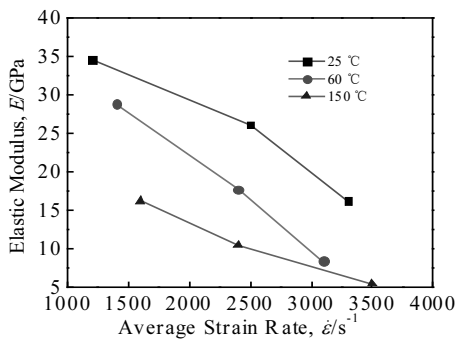


图 9 平均应变速率对试样弹性模量的影响

Fig.9 Effect of average strain rate on the elastic modulus of the samples

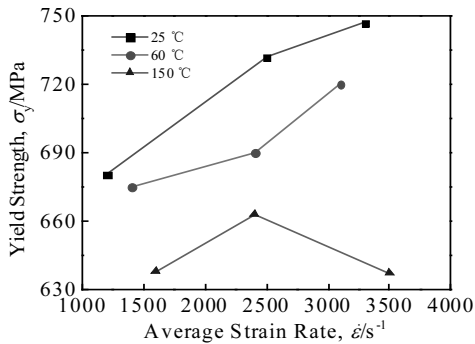


图 10 平均应变速率对试样屈服强度的影响

Fig.10 Effect of average strain rate on yield strength of the samples

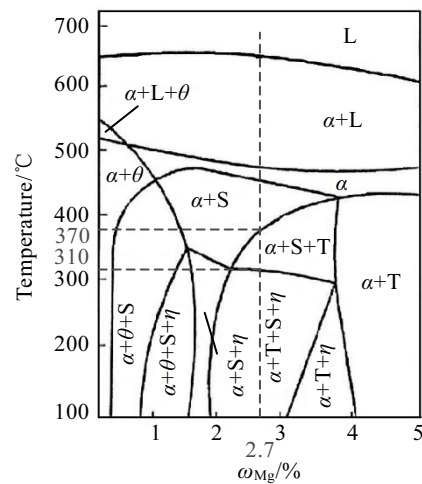


图 11 Al-Zn-Mg-Cu (Cu+Mg-5%, Zn-6%) 系合金相图

Fig.11 Phase diagram of Al-Zn-Mg-Cu alloy (Cu+Mg-5%, Zn-6%)^[21]

表3 发生绝热剪切试样的理论绝热温升

Table 3 Theoretical adiabatic temperature rise (ΔT) of adiabatic shear specimen ($^{\circ}\text{C}$)

Sample	2	3	6	9
Experimental temperature, T_0	25	25	60	150
Theoretical adiabatic temperature rise, ΔT	180	190	230	210
Transient temperature, T	205	215	290	360

材料的力学性能显著下降。此外, 实验条件为 $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 3500 s^{-1} 的试样的圆柱侧面处呈现出 W 形剪切带交叉(见图 7), 这表明试样屈服强度急剧下降, 使得试样内部多处发生绝热剪切, 失效同时在多处发生。

3 结论

1) 当环境温度为 $25\sim 150\text{ }^{\circ}\text{C}$, 在高速应变速率下, 7A04 铝合金的动态力学响应行为反映出材料内部热软化效应在与加工硬化(应变强化)的竞争中占据优势, 从而造成 7A04 铝合金流变应力的下降。

2) 在本实验条件下, 7A04 铝合金的弹性模量与平均应变速率呈负相关, 与温度呈负相关; 其屈服强度与温度呈负相关, 20 和 $60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下与平均应变速率呈正相关。在 20 和 $60\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的实验条件下, 7A04 铝合金的屈服强度随平均应变速率的增加而增加, 表现出明确的应变率硬化效应。

3) 在本实验条件下, 7A04 铝合金可出现绝热剪切现象; 温度和应变速率是引发绝热剪切现象出现的条件。环境温度为 $150\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、平均应变速率为 3500 s^{-1} 时, 绝热温升叠加环境温度后, 使得局部剪切带位置发生部分第二相回溶, 使得材料在远低于相变温度时发生断裂失效。

参考文献 References

- [1] Mohammad Reza Jandaghi, Hesam Pouraliakbar. *Materials Science & Engineering A*[J], 2017, 679(1): 493
- [2] Zhang Zhimin, Yu Jianmin, Wang Qiang et al. *Rare Metal Materials and Engineering*[J], 2011, 40(S3): 069
- [3] Manabu Nakai, Takehiko Eto. *Materials Science & Engineering A*[J], 2000, 285(1): 62
- [4] Liang Zeqin(梁泽钦), Zhang Datong(张大童), Qiu Cheng(邱诚) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2009, 33(5): 621
- [5] Liu Wenhui(刘文辉), Qiu Qun(邱群), Zhou Fan(周凡) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(1): 311
- [6] Yang Chao(杨超), Zhu Tao(朱涛), Xiao Shoune(肖守讷). *Journal of Central South University, Science and Technology*(中南大学学报, 自然科学版)[J], 2015, 46(7): 2744
- [7] 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
- [8] Liu Wenhui(刘文辉), He Zhentao(何圳涛), Tang Changping(唐昌平) et al. *Journal of Materials Engineering*(材料工程)[J], 2016, 44(1): 47
- [9] Khan Muhammad Abubaker, Wang Yangwei, Yasin Ghulam et al. *Journal of Materials Research and Technology*[J], 2019, 8(6): 6177
- [10] Gao Zhiguo, Zhang Xinming, Chen Mingan. *Scripta Materialia*[J], 2008, 59(9): 983
- [11] Liang Xiaopeng, Li Huizhong, Huang Lan et al. *Transactions of Nonferrous Metal Society of China*[J], 2012, 22(6): 1270
- [12] Yang Y, Li D H. *Materials Science & Engineering A*[J], 2009, 527(1): 344
- [13] Mondal Chandan, Mishra Bidyapati, Jena Pradipta K et al. *International Journal of Impact Engineering*[J], 2011, 38(8): 745
- [14] Lu Fangyun(卢芳云), Chen Rong(陈荣), Lin Yuliang(林玉亮) et al. *Hopkinson Bar Test Techniques*(霍普金森杆测试技术)[M]. Beijing: Science Press, 2013: 37
- [15] Wright T W, Li Yunkai. *The Physics and Mathematics of Adiabatic Shear Bands*(绝热剪切带的数理分析)[M]. Beijing: Beijing Institute of Technology Press, 2013.
- [16] Adesola A O, Odeshi A G, Lanke U D. *Materials & Design*[J], 2013, 45: 212
- [17] Odeshi A G, Adesola A O, Badmos A Y. *Engineering Failure Analysis*[J], 2013, 35: 302
- [18] Xu Y B, Zhong W L, Chen Y J et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2001, 299(1): 287
- [19] Tihamiyu A A, Basu R, Odeshi A G et al. *Materials Science & Engineering A*[J], 2015, 636: 379
- [20] Kuo C M, Lin C H, Huang Y C. *Materials Science & Engineering A*[J], 2005, 396(1): 360
- [21] Metallographic Atlas Compilation Group(金相图谱编写组). *Deformed Aluminum Alloy Metallographic Atlas*(变形铝合金金相图谱)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1975
- [22] Zhu Dezhi(朱德智), Chen Weiping(陈维平), Li Yuanyuan(李元元) et al. *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2011, 40(10): 1804
- [23] Yang Yang, Junliang Wang, Yadong Chen et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2018, 28(1): 1

Research on Dynamic Shock Response Behavior of Al-Zn-Mg-Cu Aluminum Alloy

Huang Dan ^{1,2}, Li Zhuo ¹, Zhou Xudong ¹, Yuan Fangtong ¹, Zhao Wu ³

(1. School of Materials Science and Engineering, Henan Polytechnic University, Jiaozuo 454003, China)

(2. Henan International Joint Research Laboratory for High-Performance Light Metallic Materials and Numerical Simulations, Jiaozuo 454003, China)

(3. School of Mechanical and Power Engineering, Henan Polytechnic University, Jiaozuo 454003, China)

Abstract: Investigation of the impact resistance of Al-Zn-Mg-Cu alloys as aerospace materials is of great significance to expand the extreme applications of alloy in engineering. In this research, taking 7A04-T6 as the specimen material, the study of dynamic mechanical response of materials at different temperatures and strain rates is carried out with the split Hopkinson pressure bar device. The results show that under the experimental temperature within 25~150°C, the thermal softening effect in the high-speed impacted material takes advantage in the competition with the work hardening, resulting in the decrease of the material's flow stress. With the increase of average strain rate, both the flow stress and the yield strength of the material increase, which indicates an obvious strain rate hardening effect. Adiabatic shear phenomenon occurs in the material under high-speed impacting, accompanied with macroscopic cracks. When the adiabatic temperature rise is superimposed on the experimental temperature, it fulfills the solid dissolution condition for the reinforcement phases in local adiabatic shear bands, and the fracture failure of the material occurs when the material temperature is much lower than the phase transition temperature.

Key words: Al-Zn-Mg-Cu Alloy; dynamic impacting response; strain rate; adiabatic shear

Corresponding author: Zhao Wu, Ph. D., Associate Professor, School of Mechanical and Power Engineering, Henan Polytechnic University, Jiaozuo 454003, P. R. China, E-mail: zhaowu@hpu.edu.cn