



高强 7A62 铝合金动态力学响应及其 J-C 本构关系

周古昕¹, 郎玉婧¹, 杜秀征¹, 毛 华¹, 李金宝¹, 王 生¹, 乔 丽¹, 蔡 虹²

(1. 中国兵器科学研究院 宁波分院, 宁波 315103;

2. 江麓机电集团有限公司, 湘潭 411100)

摘 要: 利用万能试验机和 Hopkinson 拉杆(SHTB)对 7A62 铝合金进行了准静态和动态拉伸性能测试, 研究该合金室温及高温塑性流动应力动态响应特征, 结合 OM、SEM、TEM、DSC、LFA 等测试对该合金的物理性能及原始微观组织进行分析。结果表明: 7A62 铝合金在大量高密度细小沉淀析出物粒子及亚微米级高熔点平衡析出粒子复合强化作用下, 准静态屈服强度可达 608 MPa。在室温动态变形过程中, 该合金应变率强化效应显著。随着应变率高于 684 s^{-1} 时, 合金屈服强度对应变率敏感性显著增强。在 1100 s^{-1} 、 $25\sim 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 条件下, 合金表现出温度敏感性的沉淀强化相回溶及动态再结晶的热软化效应, $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 高温动态屈服强度超过 200 MPa。在动态力学性能变化规律的基础上, 建立了 7A62 铝合金的 Johnson-Cook(J-C)本构模型。

关键词: 7A62 铝合金; 高强度; 动态力学行为; Johnson-Cook 模型

文章编号: 1004-0609(2021)-01-0021-09

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 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. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-37765

ZHOU Gu-xin, LANG Yu-jing, DU Xiu-zheng, et al. Dynamic mechanical response and J-C constitutive equation of high strength 7A62 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 31(1): 21–29. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-37765

7A62 铝合金是近 40 年来我国兵器领域继 7A52 之后自主研发的新一代 Al-Zn-Mg 系高强可焊结构材料, 其化学成分已被列入 GB/T 3190—2020, 主要成分为 Al、Zn 和 Mg, 含少量 Cu 元素, 通过添加其他微量合金元素(Mn、Cr、Zr、Ti)细化晶粒, 采用适当的热处理工艺, 强度可达到 600 MPa 以上^[1]。7A62 铝合金是目前强度最高的可焊铝合金^[2], 具有密度小、强度高和焊接性好等优点, 现主要应用于兵器和航空领域特种车辆的结构部件。7A62 铝合金属于兵器领域功能与结构一体化新材料, 在实际工程应用中, 如热加工、快速锻造、冲击等过程中, 7A62 铝合金会发生很大热变形, 变

形温度甚至能够达到熔点。因此, 研究 7A62 铝合金在不同加载条件下的力学行为对其在复杂载荷下的应用(如高速冲击、锻轧成型等)具有十分重要的意义。

迄今为止国内外的研究仅限于中强或中高强铝合金的动态力学响应。研究一种铝合金动态响应, 掌握高速变形过程中合金的热变形规律至关重要。金属材料的塑性流动应力是表征金属材料高速变形力学行为的一个重要参量。本构方程是表征合金动态塑性流变应力特征的一个重要的数学模型, 有效预测合金的稳态流动应力, 反映合金动态响应的特点, 也为高速变形过程有限元仿真提供理论依

基金项目: 装备预研基金资助项目(51312JQ08, 41422010602); 国防科技重点实验室基金资助项目(2020125)

收稿日期: 2020-03-30; **修订日期:** 2020-09-17

通信作者: 郎玉婧, 副研究员, 博士; 电话: 0574-87902219; E-mail: yj.lang@163.com

据。国外的研究表明: 5083、5059 和 7039 铝合金在动态变形过程中呈现出不同的应变速率敏感性, 它们的动态响应机制主要表现出低应变速率的位错增殖与滑移和高应变速率的动态再结晶^[3]。2219 铝合金动态响应的研究表明: 在应变率 2500 s^{-1} 到 3500 s^{-1} 应变硬化过程中, 2219-T4 合金具有应变速率敏感性, 2219-T6 合金没有表现出应变速率敏感性。原因是原始微观组织对动态响应产生影响, T4 和 T6 两种状态 $\alpha(\text{Al})$ 基体中细小的第二相强化粒子分布存在不同, 导致热软化和应变率强化对这两种状态合金断裂产生不同影响^[4]。国内对 7A52 铝合金 Johnson-Cook(J-C)本构模型有限元模拟研究表明: 7A52 铝合金在温度 $25\sim 400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、应变率 $0.1\sim 10000\text{ s}^{-1}$ 条件下变形, 其流动应力对温度的敏感性较大, 对应变速率敏感性较小^[5]。

由于高强 7A62 铝合金的动态力学性能直接决定了 7A62 铝合金工程应用的广度, 为此, 本文通过对 7A62 铝合金的微观结构和动态力学行为进行分析, 研究该合金的动态力学响应并建立 J-C 本构模型。

1 实验

实验用材料为商业化生产的 30 mm 厚 7A62 铝合金板材, 材料为淬火 T6 人工时效状态, 其化学成分如表 1 所列。

表 1 7A62 铝合金化学成分

Table 1 Chemical compositions of 7A62 Al-alloys (mass fraction, %)

Si	Fe	Cu	Mg	Zn
0.029	0.076	0.338	2.75	6.76
Mn	Cr	Zr	Ti	Be
0.324	0.131	0.099	0.038	0.0015

利用万能材料试验机对 7A62 铝合金 $d\ 6\text{ mm}\times 40\text{ mm}$ 的光滑圆棒试样进行 5 mm/min (名义应变率为 $2.1\times 10^{-3}\text{ s}^{-1}$)加载速率的准静态拉伸实验, 测试计算得到弹性模量和准静态屈服强度。常温 SHTB 动态拉伸实验在 $d\ 16\text{ mm}$ 的分离式霍普金森杆系统上进行, 应变率范围为 $10^2\sim 10^3\text{ s}^{-1}$ 。高温 SHTB 动态拉伸实验利用高温分离式霍普金森拉杆装置进

行加载, 温度范围为 $25\sim 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。动态拉伸实验采用 7A62 铝合金 $d\ 4\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 的光滑圆棒试样, 实验中采用电阻丝对试样进行加热, 采用循环水对加热杆端进行冷却, 通过热电偶记录输出温度。采用差示扫描量热法(DSC)测试 7A62 铝合金的 DSC 曲线, 升温速度 $10\text{ }^{\circ}\text{C/min}$, 确定合金的熔点范围。采用激光热导仪(LFA)测试 7A62 铝合金在 $25\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的热导率。

利用金相显微镜(OM)对 7A62 铝合金的晶粒组织进行观察, 利用扫描电镜(SEM-EDS)和透射电镜(TEM)进一步观察 7A62 铝合金的粗大化合物和强化相的形貌及分布。该合金薄膜试样的显微组织在 FEI TECNAI G2 场发射透射电镜上观察, 加速电压 200 kV 。电镜薄膜样品采用电解双喷减薄技术制备, 电解液为 30%硝酸和 70%甲醇溶液(体积分数), 电流为 $50\sim 70\text{ mA}$, 温度控制在 $-20\text{ }^{\circ}\text{C}$ 左右。

2 结果

2.1 7A62 合金的物理与材料性能

7A62 铝合金的合金化元素质量分数总和超过 10%, 它的物理和材料性能取决于该合金的化学成分和组织结构, 具体参数如表 2 所列。通过升温过程 DSC 曲线测得 7A62 铝合金的熔化峰值温度为 $633\text{ }^{\circ}\text{C}$, 熔点范围为 $612\sim 643\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。该合金的热导率高于应变强化型 5xxx 系铝合金(如 5083 铝合金室温热导率为 $117\text{ W/(m}\cdot\text{K)}$), 在一定程度影响了合金的高温变形行为。7A62 铝合金准静态拉伸的真应力-真应变曲线如图 1 所示。由图 1 可见, 6 个试样数值取平均值得到该合金的弹性模量 E 和应变为 0.002 的准静态屈服强度 A , 建立准静态条件下的本构关系参数。

表 2 7A62 合金的物理与材料性能

Table 2 Physical and material properties of 7A62 Al alloy

Melting range, $M/^{\circ}\text{C}$	Conduction, $C/(\text{W}\cdot\text{m}^{-1}\cdot\text{K}^{-1})$	Elastic modulus, E/GPa	Quasi-static yield strength, A/MPa
612-643	120.9(25 $^{\circ}\text{C}$) 165.8(500 $^{\circ}\text{C}$)	75.7	608

2.2 显微结构

图 2 所示为 T6 态 7A62 铝合金基体晶粒和第二

相的显微形貌。由图 2(a)可见, 基体金相组织较均匀, 拉长的带状晶粒沿变形方向分布, 局部存在少量再结晶的等轴晶, 腐蚀的黑点为基体粗大相粒子。如图 2(b)所示, 基体弥散分布着少量的沿变形

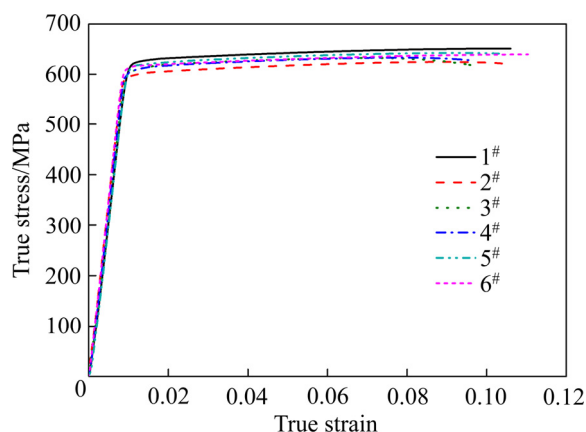


图 1 7A62 铝合金准静态拉伸试验的真应力-真应变曲线

Fig. 1 True stress-true strain curves of 7A62 Al alloy in quasi-static tensile tests

方向分布的粗大相粒子, 尺寸小于 $10\ \mu\text{m}$; 经 SEM-EDS 分析, 这些粗大相粒子为 Mn、Fe、Mg、Zn、Cr、Ti、Si 等元素偏聚形成富 Mn 和富 Fe 的化合物, 不同于 7A52 铝合金中 Mn、Ti、Fe 溶于 Al_7Cr 的粗大金属化合物^[6-7]。图 2(c)所示为基体弥散分布着大量亚微米级的粒子, 尺寸在 $100\sim 200\ \text{nm}$ 之间。前期的研究表明, 这些粒子为高熔点平衡相, 即富 Mn-Al(Mg, Zn, Mn) T 相, 体积分数约 10%, 可强化基体^[1], 有益于 7A62 铝合金的动态力学性能。图 2(d)所示为基体沉淀强化相的 TEM 像, 晶内细密分布着球形纳米粒子, 尺寸小于 $10\ \text{nm}$, 同时存在少量尺寸为 $20\ \text{nm}$ 球形粒子。前期研究表明, 这些析出相粒子主要为大量的 η' 相、少量的 GP 区和 Al_3Zr , 体积分数约 60%, 对基体强度贡献最大^[1]。

2.3 动态力学响应

2.3.1 室温动态塑性流变应力特征

图 3(a)所示为 7A62 铝合金在室温时不同应变率条件下的真应力-真应变曲线。由图 3(a)可见, 随

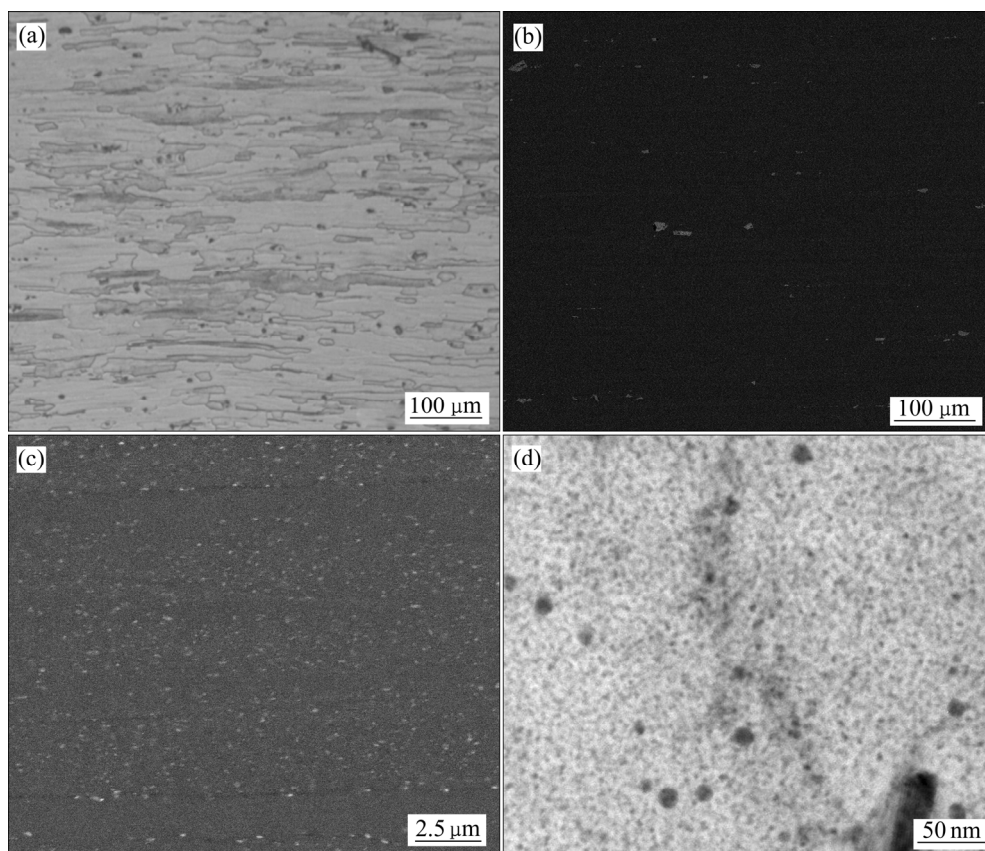


图 2 7A62 铝合金 T6 时效态的组织形貌

Fig. 2 Microstructures of 7A62 aluminum alloy in T6 aging: (a) Optical morphology; (b), (c) SEM images of second phases; (d) TEM image of precipitated phases

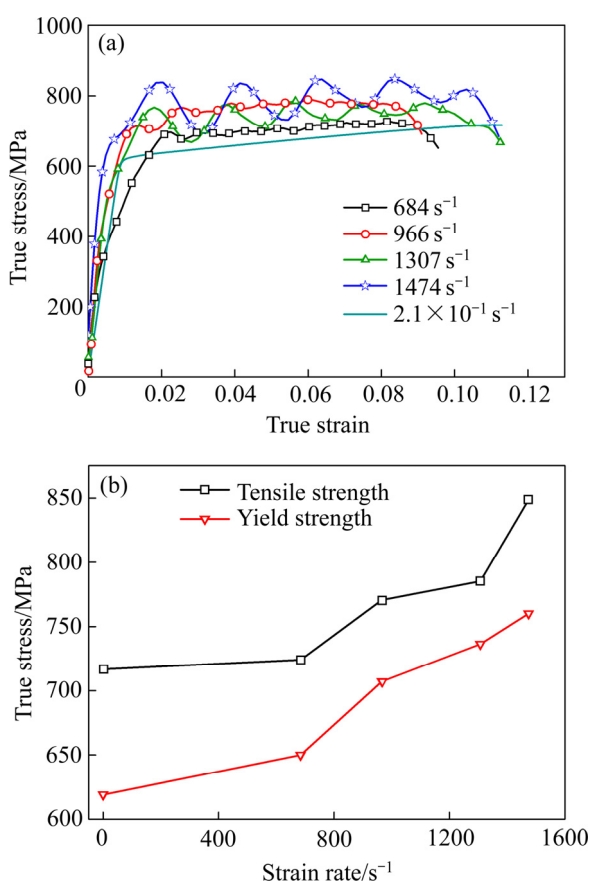


图3 7A62 铝合金在室温时不同应变率下的真应力-真应变曲线以及应变率对动态抗拉强度和屈服强度的影响

Fig. 3 True stress-true strain curves of tensile tests performed in range of strain rates (a), and effects of strain rate on dynamic tensile strength and yield strength (b)

随着应变率的增加,合金的动态塑性流变应力随之增加。应变率在 $10^{-3} \sim 10^3 \text{ s}^{-1}$ 范围内时,合金的屈服强度在 618~760 MPa 范围内变化。对于沉淀强化型 7A62 铝合金,其组织内强化相粒子强度高于基体的,高速变形引起的位错滑移与强化相粒子发生强烈的交互作用,阻碍位错运动引起位错增殖、缠结、塞积等,形成高能弹性应变区,表现为应变率强化效应^[3,8]。当应变率大于 1300 s^{-1} 时,真应力-真应变曲线发生锯齿状波动明显,这是因为合金发生绝热剪切后,绝热剪切带内发生动态再结晶^[3,9-10]。当应变率为 1474 s^{-1} 时,合金的屈服强度达到 760 MPa,比准静态时约提高了 150 MPa。图 3(b)所示为 7A62 铝合金的动态抗拉强度和屈服强度随应变率的变化曲线。由图 3(b)可见,在低应变率 684 s^{-1} 以下,抗拉强度和屈服强度增加缓慢,当应变率高

于 684 s^{-1} 时,抗拉强度和屈服强度迅速升高,合金对应变率敏感性增强,应变率强化效应显著。

结合前期 7A52 铝合金室温 SHTB 动态真应力-真应变曲线^[2],绘制 7A62 铝合金和 7A52 铝合金的动态屈服强度随应变率的变化,如图 4 所示。由图 4 可见,两种合金的屈服强度均随着应变率的增加而增大,7A62 铝合金的增幅显著,而 7A52 铝合金的则较缓慢,在应变率高于 1350 s^{-1} 时屈服强度迅速增大。另有 7A52 铝合金的室温 SHTB 动态力学性能研究表明:应变率从 0.1 s^{-1} 增加到 10000 s^{-1} ,动态拉伸屈服强度从 420 MPa 增加到 530 MPa^[5]。综上所述,7A62 铝合金的屈服强度对应变速率敏感性及其应变率强化效应均高于 7A52 铝合金。

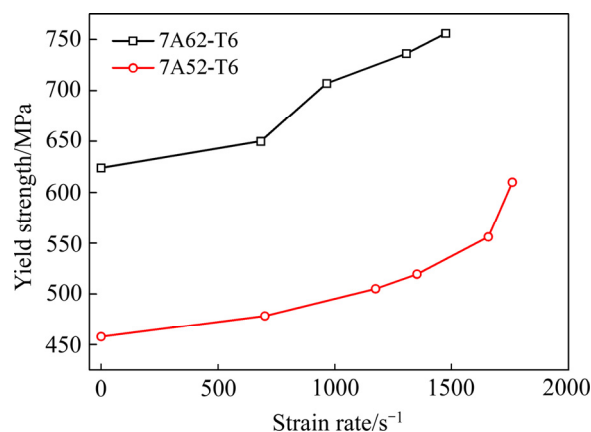


图4 在 T6 时效状态下 7A62 铝合金和 7A52 铝合金的室温动态屈服强度-应变率曲线

Fig. 4 Dynamic yield strength-strain rate curves of 7A62 aluminum alloy and 7A52 aluminum alloy at room temperature under T6 aging

2.3.2 高温动态塑性流变应力特征

图 5(a)所示为 7A62 铝合金在应变率 1100 s^{-1} 、 $25 \sim 500 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 下的真应力-真应变曲线。由图 5(a)可见,7A62 铝合金在较高应变率 1100 s^{-1} 、 $25 \sim 500 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 下的真应力-真应变曲线呈锯齿状波动,随着温度的升高,动态塑性流变应力曲线明显下移,且温度越高下移距离越明显。这是因为随着温度的升高,高速变形过程中晶格的热振动能增大,发生动态再结晶,引起合金软化^[9]。图 5(b)所示为 7A62 铝合金的动态抗拉强度和屈服强度随温度的变化,可见随着温度的升高,抗拉强度和屈服强度逐渐降低,且下降趋势越来越快,温度在 $300 \sim 500 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 区间的抗拉强

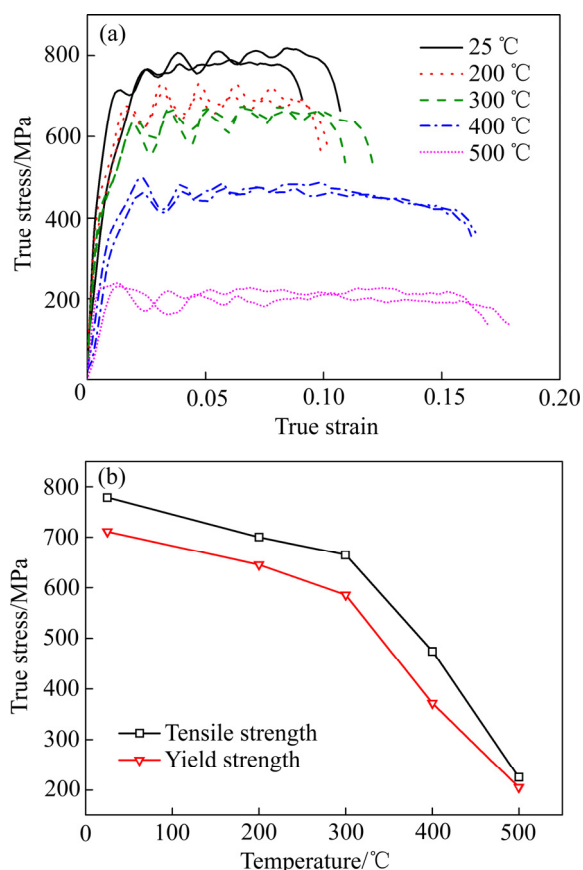


图5 7A62 铝合金在应变率 1100 s^{-1} 时不同温度下的真应力-真应变曲线以及温度对动态抗拉强度和屈服强度的影响

Fig. 5 True stress-true strain curves of dynamic tensile tests performed at different temperatures with strain rate of 1100 s^{-1} (a), and effects of temperature on dynamic tensile strength and yield strength (b)

度和屈服强度下降速度明显高于温度在 $25 \sim 300 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 区间的抗拉强度和屈服强度, 合金表现出持续的温度敏感性。7A52 铝合金的高温 SHTB 动态力学性能研究表明: 在参考应变率 0.1 s^{-1} 、 $400 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, 合金屈服强度不超过 100 MPa [5]。

2.4 本构模型建立

Johnson-Cook(J-C)本构模型包含了应变、应变率强化效应和温度软化效应, 作为金属材料的本构关系被广泛应用在高速变形的数值模拟中。本文在 J-C 本构模型的基础上建立 7A62 铝合金的本构模型。J-C 本构模型 [11] 的具体形式为:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)(1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*)[1 - (T^*)^m] \quad (1)$$

式中: A 为室温准静态屈服应力; B 为应变强化模

量; n 为应变强化指数; C 为应变率敏感系数; m 为温度软化系数; σ 为等效应力; ε 为等效塑性应变; $\dot{\varepsilon}^*$ 为无量纲等效塑性应变率, $\dot{\varepsilon}^* = \dot{\varepsilon} / \dot{\varepsilon}_0$, $\dot{\varepsilon}_0$ 为参考应变率; T^* 为无量纲温度, $T^* = (T - T_r) / (T_m - T_r)$, T 为当前温度, T_r 为参考温度, 一般不涉及低温试验时选取室温; 而 T_m 为材料的熔化温度, 7A62 铝合金的熔点为 $633 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 。

在 J-C 本构模型中, $(A + B\varepsilon^n)$ 代表应变强化效应, 表示室温条件下材料在准静态时的流动应力与流动应变的关系; $(1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*)$ 代表应变率效应, 表示流动应力随对数应变率增加的关系, 本文在参考应变率 $2.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 时为 1; $[1 - (T^*)^m]$ 代表温度软化效应, 表示流动应力随温度升高指数降低的关系, 本文在参考温度 $25 \text{ }^{\circ}\text{C}$ 时为 1。

由表 2 和图 1 可知, 7A62 铝合金的静态屈服强度为 608 MPa , 即为 A 值。用 J-C 形式 $\sigma = A + B\varepsilon^n$ 对室温准静态拉伸应变率为 $2.1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ 的等效应力应变进行拟合, 得到 $B=907$, $n=0.9424$ 。将室温不同应变率下的屈服应力绘于图 6(a) 中, 并采用 J-C 形式 $\sigma = (A + B\varepsilon^n)(1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*)$ 来描述屈服应力与应变率之间的关系, 拟合确定的应变率强化项 $C=0.011$ 。但如图 6(a) 的拟合结果所示, 单一 J-C 形式并不能很好地表达屈服应力随应变率的变化关系, 正如上文所述, 该材料在高、低应变率范围内呈现的应变率敏感性不同。根据图 5(a) 中 7A62 铝合金在应变率 1100 s^{-1} , 不同温度 (25 、 200 、 300 、 400 和 $500 \text{ }^{\circ}\text{C}$) 下的真应力-真应变曲线, 绘制屈服强度随无量纲温度的变化, 如图 6(b) 所示; 拟合得到的温度项 $m=1.98$, 拟合效果曲线与试验数据变化趋势基本一致。综上所述, 得到 7A62 铝合金 J-C 本构模型如下:

$$\sigma = (608 + 907\varepsilon^{0.9424})(1 + 0.011 \ln \dot{\varepsilon}^*)[1 - (T^*)^{1.98}]$$

2.5 本构模型拟合验证

Johnson-Cook 本构模型的 $(A + B\varepsilon^n)$ 决定应力大概分布范围, 对模型拟合起主导作用; $(1 + C \ln \dot{\varepsilon}^*)$ 和 $[1 - (T^*)^m]$ 反映出应力因应变率和温度改变而引起的变化, 会在应变率和温度偏离参考值时发挥对流动应力计算结果的调整作用。模型中应变率硬化系数 C 是一个常数, 而实际上常数 C 也是随着应变

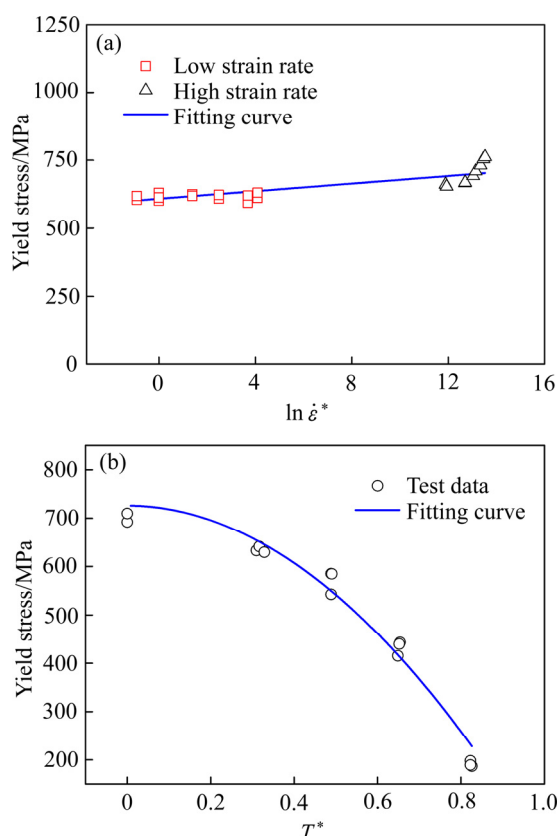


图 6 7A62 铝合金屈服应力随无量纲应变率的变化和屈服强度随无量纲温度的变化

Fig. 6 Change of yield stress with dimensionless strain rate (a) and change of yield strength with dimensionless temperature (b) of 7A62 aluminum alloy

率和温度的变化而变化的^[12]。

图 7 所示为利用拟合的 J-C 本构模型，代入数据得到 7A62 铝合金在不同应变时流动应力随应变率和变形温度的曲线。由图 7(a)可见，室温下准静态低应变率下试验结果与 J-C 本构模型拟合结果近似重合，当应变率高于 684 s^{-1} 时试验结果与 J-C 本构模型拟合结果增长趋势基本一致，个别试验点的偏离主要是高应变率合金发生动态再结晶应力波动所致。由图 7(b)可见，在应变率为 1100 s^{-1} 、不同温度下的试验结果与 J-C 本构模型拟合结果的下降趋势基本一致，相应的应力值基本一致，仅在 500°C 时试验应力值明显低于 J-C 本构模型拟合应力值，原因主要是 J-C 本构模型未考虑合金沉淀相回溶等软化现象。由图 7 可见，拟合得到的 7A62 铝合金的 J-C 本构模型能较准确地预测该合金高速变形过程中塑性流动应力的变化规律。

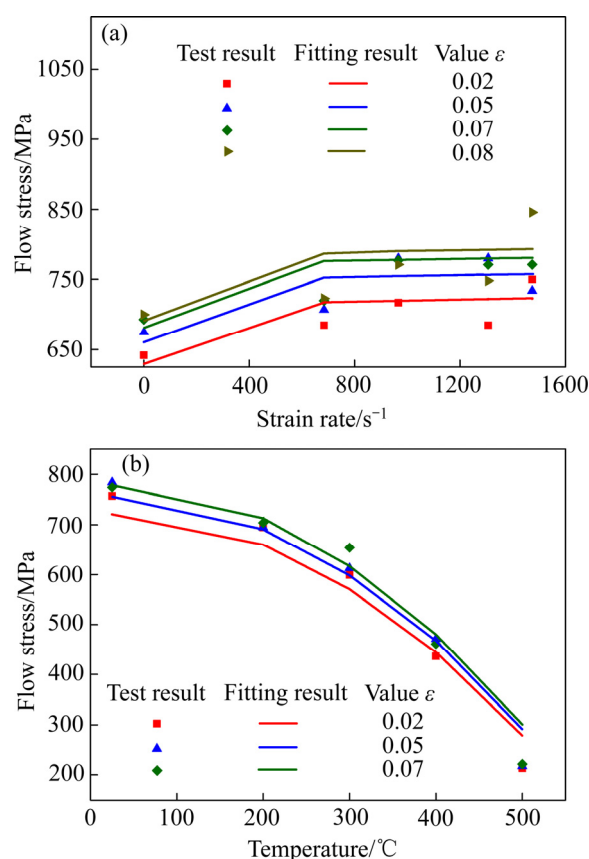


图 7 7A62 铝合金塑性流动应力试验结果与 J-C 本构模型拟合结果对比

Fig. 7 Comparison of experimental curves and Johnson-Cook curves of 7A62 aluminum alloy: (a) Change of flow stress with strain rate; (b) Change of flow stress with temperature

3 讨论

3.1 微观组织对动态行为的影响

金属合金的原始微观结构对合金的动态力学响应产生重要的影响。7A62 铝合金的主要化学成分为元素 Al、Zn 和 Mg，而 Zn 和 Mg 总含量(质量分数)约 9.5%， $w(\text{Zn})/w(\text{Mg})$ 约 2.45，形成的沉淀强化相 η' 和弥散高温平衡相 T 的总含量约 9.5%，高于 7A52 铝合金强化相 η' 和 T 的总含量(约 6.5%)，7A62 铝合金基体中的强化相粒子数量和密度高于 7A52 铝合金基体中的^[1]。在室温不同应变率下，7A62 铝合金强化相粒子呈现局部密集趋势且密集度及与位错的交互作用高于 7A52，这使得 7A62 铝合金具有明显的动态应变率敏感性且应变率强化效应高于 7A52。这一研究结果与关于 2219 和 7N01 铝合

金的研究报道一致: 在 2219-T4 合金基体中高密度分布的细小粒子多于 2219-T6 合金; 更加细密的粒子使得 2219-T4 合金具有更高的动态抗拉强度, 在应变强化过程中对应变率表现出敏感性^[4]; 同样 7N01-T614 态铝合金中析出相粒子较 7N01-T6 态铝合金的细小、密集, 对应变速率具有较强的敏感性, 在高速冲击过程中产生绝热剪切带的临界应变速率比 7N01-T6 态铝合金的大^[10]。

而在高温动态力学行为研究过程中, 在较高应变速率(1100 s^{-1})条件下变形, 伴随着动能向热能的转化^[9], 7A62 铝合金的真应力-真应变出现锯齿状波动, 表明基体开始发生不同程度的动态再结晶^[9, 13]。试验测试 7A62 铝合金的热导率高于 5xxx 系铝合金, 更加有利于散热保证其热稳定性。有研究表明: 通过应变速率跳跃试验检测, 在 100°C 时发现 5083 铝合金的应变速率跳跃有一定的软化现象, 5059 铝合金的软化现象很小, 而 7039 铝合金有轻微的硬化现象^[3]。随着温度的升高, 7A62 铝合金基体发生软化, 动态回复和动态再结晶结束后, 沉淀相发生回溶^[3, 9, 13], 图 2(d)中 η' 强化相粒子发生回溶, 合金动态屈服强度持续降低。但由于 7A62 铝合金基体中存在体积分数为 10% 左右^[1]、粒径为 200 nm 的高温平衡 T 相粒子(见图 2(c)), 使得该合金在 500°C 的动态变形过程中屈服强度可达 200 MPa 以上, 表现出较好的高温动态力学性能。

3.2 应变速率对动态塑性流变应力的影响

由图 3 所示室温动态力学试验结果可知, 7A62 铝合金具有应变速率敏感性。应变速率 $\dot{\varepsilon}$ 与位错密度 ρ 存在 Orowan 关系^[14]: $\dot{\varepsilon} = \Omega \rho b v$ (Ω 为 Schmid 因子, b 为柏氏矢量, v 为位错平均运动速度)。应变速率越高, 位错密度越大。位错与合金基体粒子相互作用, 切过、绕过、缠结、塞积, 甚至形成位错墙。动态屈服应力 σ_y 与位错密度 ρ 的关系: $\sigma_y = \rho^{0.5}$, 应变速率升高, 位错密度增大, 动态屈服应力随之增大。因此, 试验结果分析表明: 应变速率增大, 可动位错密度增加, 与 7A62 铝合金基体中的强化相粒子(如图 2(c)和(d)所示)发生强烈的交互作用, 在宏观上表现出应变速率强化效应。

然而, 如图 3(b)所示, 7A62 铝合金的高应变速率敏感性强于低应变速率敏感性。这是因为在金属的动态塑性变形过程中, 应变速率敏感性与热激活理论^[15]

密切相关, 在不同应变速率下热激活发挥着不同的作用。当应变速率增加时, 流变应力相应地增加, 而热激活位错线的数目随应变速率的增加而减少。在低应变速率下, 热激活位错线的数量超过屈服所需越过的短程能垒数, 热激活作用被充分利用, 而热激活作用可降低合金的屈服强度。从较低应变速率向高应变速率变化时, 合金屈服所需跨越的能垒增加, 热激活作用减弱, 屈服抗力迅速增加。

此外, 如图 3(a)所示, 应变速率等于或高于 966 s^{-1} 时, 7A62 铝合金的动态真应力-真应变曲线发生锯齿状波动。原因是随着应变速率增大, 变形时间缩短, 塑性功转化为热能的概率增大且来不及散热, 导致热软化效应强于应变硬化效应, 宏观上表现为 7A62 铝合金动态应力-应变曲线出现锯齿状的波动, 表明此类合金发生动态再结晶的热软化效应^[3-4]。由此可知, 7A62 铝合金室温高速变形过程中存在应变速率强化效应和动态再结晶热软化效应。

3.3 温度对动态塑性流变应力的影响

如图 5 所示, 在应变速率 1100 s^{-1} 、温度 $25\sim 500^\circ\text{C}$ 下, 7A62 铝合金具有温度敏感性且真应力-真应变曲线呈现锯齿状波动。当应变速率一定的条件下, 变形温度越高, 合金软化效果越明显, 越高温度下变形会使动态屈服应力下降越显著^[4, 13]。这一试验结果表明, 7A62 铝合金在高温下强化机制发生了变化, 主要原因有两方面: 一方面强化相回溶, 另一方面基体发生动态再结晶热软化过程。7039 铝合金高温 SHPB 动态力学性能研究表明: 在 $200\sim 300^\circ\text{C}$ 之间, 动态强度的急剧下降正是由于在时效热处理过程中形成的细小的 $\text{Mg}(\text{Zn}, \text{Al}, \text{Cu})_2$ 沉淀相的重新溶解, 这些沉淀物的临界温度约为 180°C ; 通过位错与沉淀相互作用的机理可以解释在温度 $100\sim 200^\circ\text{C}$ 时 7039 铝合金比 5059 和 5083 铝合金动态强度提高的原因, 7039 合金的强度与 5059 合金的相当, 与沉淀物的临界温度一致; 然而, 在 300°C 下, 微细尺度的沉淀相分解速度很快, 沉淀强化机制消失^[3]。对 5083、2219 和 2519A 铝合金的高温 SHPB 动态力学性能进行研究, 发现在温度 $300\sim 350^\circ\text{C}$ 、应变速率 10^3 s^{-1} 变形条件下, 合金的微观组织中位错形成细胞网格, 产生微米级的亚结构, 沉淀强化相回溶, 位错密度迅速下降, 亚晶尺寸增大, 发生动态再结晶, 由此在宏观上表现为合

金的动态流动应力迅速下降^[3-4, 16]。

4 结论

1) 7A62 铝合金在大量纳米级沉淀强化相和亚微米高熔点平衡相的双重作用下, 准静态屈服强度可达 608 MPa, 使得该合金成为目前强度最高的 Al-Zn-Mg 系可焊铝合金。

2) 7A62 铝合金的抗拉强度和屈服强度对应变速率表现出明显的敏感性, 且 7A62 合金的应变率强化效应高于 7A52 铝合金的。虽然 7A62 铝合金的高温动态流动应力表现出温度敏感性, 但由于基体中弥散分布大量亚微米级高温强化相粒子, 该合金表现出较高的高温动态性能, 在应变率 1100 s^{-1} 、温度 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 条件下, 屈服强度可达 200 MPa 以上。

3) 在应变率 $10^2\sim 10^3\text{ s}^{-1}$ 、温度 $25\sim 500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 条件下, 根据 7A62 铝合金的真应力-真应变曲线, 得到并分析拟合了 7A62 铝合金的 J-C 本构模型, 即 $\sigma = (608 + 907\varepsilon^{0.9424}) \cdot (1 + 0.011\ln \dot{\varepsilon}^*) [1 - (T^*)^{1.98}]$ 。

致谢:

非常感谢中国兵器工业集团第五二研究所的王彦莉副研究员对本文 SHTB 动态拉伸实验的支持。

REFERENCES

- [1] 郎玉婧, 周古昕, 王 生, 等. 高强可焊 7A62 铝合金的成分设计与跨尺度相强化作用[J]. 中国有色金属学报, 2020, 30(1): 9-17.
LANG Yu-jing, ZHOU Gu-xin, WANG Sheng, et al. Composition design and trans-scale precipitates strengthening of high-strength weldable 7A62 Al-alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2020, 30(1): 9-17.
- [2] ZHOU Gu-xin, LANG Yu-jing, DU Xiu-zheng, et al. Dynamic mechanical response and weldability of high strength 7A62 aluminum alloy[J]. Journal of Physics: Conference Series, 2020, 1507: 032028.
- [3] PÉREZ-BERGQUIST S J, RUSTY GRAY G T III, CERRETA E K, et al. The dynamic and quasi-static mechanical response of three aluminum armor alloys: 5059, 5083 and 7039[J]. Materials Science and Engineering A, 2011, 528: 8733-8741.
- [4] OLASUMBOYE A, OWOLABI G, ODESHI A, et al. Dynamic response and microstructure evolution of AA2219-T4 and AA2219-T6 aluminum alloys[J]. Journal of Dynamic Behavior of Materials, 2018, 4(2): 162-178.
- [5] 贾翠玲, 陈芙蓉. 7A52 铝合金 Johnson-Cook 本构模型的有限元模拟[J]. 兵器材料科学与工程, 2018, 41(1): 30-33.
JIA Cui-ling, CHEN Fu-rong. Finite element simulation of Johnson-Cook constitutive model for 7A52 aluminum alloy [J]. Ordnance Material Science and Engineering, 2018, 41(1): 30-33.
- [6] 腾志贵, 王立娟, 张万金, 等. 7A52 铝合金中粗大化合物的分析[J]. 轻合金加工技术, 2009, 37(5): 12-14.
TENG Zhi-gui, WANG Li-juan, ZHANG Wan-jin, et al. Analysis of coarse compounds in 7A52 aluminum alloy[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2009, 37(5): 12-14.
- [7] 崔先友. 7A52 合金铸锭粗大化合物研究[D]. 重庆: 重庆大学, 2007.
CUI Xian-you. Research on coarse compound in 7A52 alloy ingot[D]. Chongqing: Chongqing University, 2007.
- [8] 姚俊臣, 文丽芳, 韩寿波, 等. 高应变率下阻尼铝合金的动态力学性能研究[J]. 材料工程, 2006(6): 46-48.
YAO Jun-chen, WEN Li-fang, HAN Shou-bo, et al. The dynamic mechanical properties of damping aluminum alloys under high strain rate[J]. Journal of Materials Engineering, 2006(6): 46-48.
- [9] 高志国, 张新明, 陈明安, 等. 温度对 2519A 铝合金高应变速率下动态屈服应力及显微组织的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2009, 35(5): 881-886.
GAO Zhi-guo, ZHANG Xin-ming, CHEN Ming-an, et al. Effect of temperature on dynamic yield stress and microstructure of 2519A aluminum alloy at high strain rate[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2009, 35(5): 881-886.
- [10] 刘文辉, 袁思雨, 周 凡, 等. 时效工艺对 7N01 铝合金动态力学行为与组织演变的影响[J]. 中南大学学报(自然科学版), 2017, 48(12): 3387-3392.
LIU Wen-hui, YUAN Si-yu, ZHOU Fan, et al. Effect of aging treatment on dynamic properties and microstructure of 7N01 aluminum alloy[J]. Journal of Central South University (Science and Technology), 2017, 48(12): 3387-3392.
- [11] RULE W K, JONES S E. A revised form for the Johnson-Cook strength model[J]. International Journal of Impact Engineering, 1998, 21(8): 609-624.
- [12] 刘二亮, 邢宏伟, 王明明, 等. Inconel625 高温合金 J-C 本构建模[J]. 中国有色金属学报, 2018, 28(4): 732-741.

- LIU Er-liang, XING Hong-wei, WANG Ming-ming, et al. J-C constitutive modeling of high temperature alloys Inconel625[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2018, 28(4): 732–741.
- [13] 刘文辉, 何圳涛, 唐昌平, 等. 变形条件对 2519A 铝合金动态力学性能与组织演化的影响[J]. 材料工程, 2016, 44(1): 47–53.
- LIU Wen-hui, HE Zhen-tao, TANG Chang-ping, et al. Effect of deformation condition on dynamic mechanical properties and microstructure evolution of 2519A aluminum alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2016, 44(1): 47–53.
- [14] SATO A, MORI M, FUNKENBUSCH P D. Microscopic observation of elastic distortions caused by Orowan loops[J]. Acta Metallurgica, 1986, 34(9): 1751–1758.
- [15] 唐长国, 朱金华, 周惠久. 金属材料屈服强度的应变率效应和热激活理论[J]. 金属学报, 1995, 31(6): 248–253.
- TANG Chang-guo, ZHU Jin-hua, ZHOU Hui-jiu. Correlation between yield stress and strain rate for metallic materials and thermal activation approach[J]. Acta Metallurgica Sinica, 1995, 31(6): 248–253.
- [16] 张子群, 姜兆亮, 魏清月. 2219 铝合金动态力学性能及其本构关系[J]. 材料工程, 2017, 45(10): 47–51.
- ZHANG Zi-qun, JIANG Zhao-liang, WEI Qing-yue. Dynamic mechanical properties and constitutive equations of 2219 aluminum alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2017, 45(10): 47–51.

Dynamic mechanical response and J-C constitutive equation of high strength 7A62 aluminum alloy

ZHOU Gu-xin¹, LANG Yu-jing¹, DU Xiu-zheng¹, MAO Hua¹, LI Jin-bao¹, WANG Sheng¹, QIAO Li¹, CAI Hong²

(1. Ningbo Branch of China Academy of Ordnance Science, Ningbo 315103, China;

2. Jianglu Machinery Electronics Group Co., Ltd., Xiangtan 411100, China)

Abstract: In order to study the dynamic response of plastic flow stress of 7A62 aluminum alloy at room temperature and high temperature, the quasi-static and dynamic tensile mechanical properties of 7A62 aluminum alloy were investigated by using universal testing machine and a Split Hopkinson Tensile Bar (SHTB). The physical properties and initial microstructure of the alloy were analyzed by OM, SEM, TEM, DSC and LFA. The results show that the quasi-static yield strength of 7A62 aluminum alloy can reach 608 MPa under the combined strengthening of numerous fine precipitates with high density and sub-micron high melting point equilibrium particles. The strain rate strengthening effect of the alloy is remarkable during dynamic deformation at room temperature. When the strain rate is higher than 684 s^{-1} , the yield strength of the alloy is larger sensitive to the strain rate. At strain rate of 1100 s^{-1} and temperature of $25\text{--}500\text{ }^{\circ}\text{C}$, the alloy shows some sensitivity to temperature due to thermal softening effect of the re-resolution of strengthening precipitates and the dynamic recrystallization. And the dynamic yield strength exceeds 200 MPa at $500\text{ }^{\circ}\text{C}$. The Johnson-Cook (J-C) constitutive model of 7A62 aluminum alloy was established based on the dynamic mechanical properties.

Key words: 7A62 aluminum alloy; high strength; dynamic mechanical behavior; Johnson-Cook model

Foundation item: Projects(51312JQ08, 41422010602) supported by the Armament Department of China; Project (2020125) supported by the National Defense Technology Key Laboratory of China

Received date: 2020-03-30; **Accepted date:** 2020-09-17

Corresponding author: LANG Yu-jing; Tel: +86-574-87902219; E-mail: yj.lang@163.com

(编辑 何学锋)