

汽车用 6005A-T6 铝合金动态力学性能研究

孙 巍^{1,2}, 静 宇², 佟伟平¹, 张 辉¹, 王向杰¹, 王 爽², 王丽萍²

(1. 东北大学 材料电磁加工教育部重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

(2. 辽宁忠旺集团有限公司研究院, 辽宁 辽阳 111003)

摘 要: 通过对 6005A-T6 铝合金进行准静态拉伸试验和动态拉伸试验, 研究了应变速率对 6005A-T6 铝合金准静态和动态力学性能及断裂行为的影响。结果表明: 6005A-T6 铝合金的强度随着应变速率提高而增大, 当拉伸应变速率达到 200 s^{-1} 时, 抗拉强度、屈服强度分别较准静态拉伸提高 30 MPa、25 MPa, 其中以准静态到应变速率 10 s^{-1} 的过程中, 材料的抗拉强度、屈服强度上升最为明显; 试样应变速率与流变应力的关系符合 Johnson-Cook 本构模型, 其拟合得到的本构方程为 $\sigma = (220.56 + 298.85\epsilon^{0.506})(1 + 0.0209\ln\dot{\epsilon})$ 。6005A-T6 铝合金塑性随着应变速率的增大而逐渐增大, 当应变速率达到 200 s^{-1} 时塑性反而下降。在高速拉伸变形状态下, 位错密度的增加和滑移带的增多是导致高速状态下强度及延伸率提高的主要原因; 当应变速率达到 200 s^{-1} 时由于拉伸速率过快, 晶粒来不及进行大量变形是断后延伸率反而降低的主要原因。

关键词: 6005A-T6 铝合金; 应变速率; 高速拉伸; 动态性能

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2021)06-2118-07

基于轻量化汽车在燃油经济性和排放方面的良好表现, 企业纷纷将汽车轻量化列为节能减排的重要手段, 随着汽车产品的更新换代, 越来越多的轻量化新技术被应用^[1]。6005A 铝合金是一种典型的 Al-Mg-Si 系中等强度铝合金, 它不仅具有密度低、比强度高的特性, 而且还具有良好的尺寸稳定性和机械加工性^[2], 已成为汽车轻量化的热门材料之一^[3]。

汽车轻量化设计的同时, 还需要保证其碰撞的安全性。碰撞过程中材料的变形是一个高应变速率的动态响应过程, 其强度、塑性也会受到应变率的影响^[4,5]。研究材料的动态变形行为对合理的车身结构材料选择具有重要的现实意义^[6], 一方面, 在整车轻量化设计过程中常采用有限元仿真进行碰撞模拟, 在模拟过程中输入材料的动态参数, 才能够获得准确的输出结果; 另一方面, 研究材料的动态变形行为对汽车结构件冲压成形工艺及碰撞安全结构设计也会起到良好的促进作用。国内外部分学者对其他铝合金在高应变速率变形下的力学行为特征进行了研究, Zhu 等人^[7]研究了 6061 合金应变速率对材料应力-应变行为和失效模式的影响, 结果表明动载作用下屈服强度和抗拉强度均大于静载, 当应变速率小于 10^3 s^{-1} 时, 延伸率的分散性较大, 而当应变速率大于 10^3 s^{-1} 时, 伸长率有明显

的增加。刘军等人^[8]采用高速拉伸试验机对圆柱型 6061 铝合金试样进行不同应变速率的拉伸试验, 发现随着应变速率从 0.08 s^{-1} 增大到 550 s^{-1} , 试样的屈服强度增加, 但断后伸长率降低。董刘颖等人^[9]对 6082-T6 合金在 0.08 、 100 、 500 和 1000 s^{-1} 应变速率下进行了高速拉伸, 发现随应变速率增加, 合金的流动应力增大但塑性减小。孙瑞雪等人^[10]发现 H 状态 5083 合金随应变速率的增加, 强度和塑性均增加。Worswick 等人^[11]针对 5754、5182 和 6111 3 种铝合金的准静态和 $600\sim 1500\text{ s}^{-1}$ 的应变率下进行了试验研究。结果显示, 随着应变速率的增加和横截面面积的减小, 断裂伸长率显著增加, 损伤程度随着应变率的增加而增加。

综上分析, 虽然人们对铝合金在极高应变速率下的强度与塑性行为开展了一些研究, 但不同文献中铝合金强度和塑性随应变率的变化表现出不同的变化规律。此外, 已有文献对铝合金在极高应变速率下的强度与塑性行为还没有开展系统的研究。

因此, 本研究在一定应变率范围内对 6005A-T6 铝合金进行动态力学性能测试, 分析了应变速率对 6005A-T6 铝合金力学性能和断裂行为的影响, 建立 Johnson-Cook 本构方程模型, 为车身安全性能的设计和材料的选择提供参考。

收稿日期: 2020-06-20

基金项目: 国家重点研发计划新能源汽车专项 (2016YFB0300901)

作者简介: 孙 巍, 男, 1983 年生, 博士生, 东北大学材料科学与工程学院, 辽宁 沈阳 110819, E-mail: sunwei@zhongwang.com

1 实 验

实验材料采用 6005A-T6 铝合金板材, 板厚 3 mm。依据标准 GB/T228.1-2010^[12] 设计并加工静态拉伸试样; 依据标准 GB/T30069.2-2016^[13] 设计并加工动态拉伸试样, 所有试样均按板材挤压方向取样。2 种试样尺寸及实物分别如图 1 和图 2, 材料的化学成分如表 1 所示。

本次试验共设置 5 个试验速率, 准静态拉伸速率为 0.001 s^{-1} , 动态拉伸速率为 10、50、100、200 s^{-1} , 每个应变速率进行 3 次重复实验, 期望获得至少 2 组有效试验数据, 通过求取平均值得到表征该种应变率下的各项性能参数。

断口分析采用日本岛津 SSX-550 扫描电子显微镜观测断口形貌, 对拉伸断口进行密封保护后切取断口端部 10 mm 长度, 沿拉伸断口纵向进行金相样品制备, 研磨抛光后使用硫酸(1.84 g/mL):磷酸(1.70 g/mL):水为 38:43:19(体积比)的混合溶液进行阳极覆膜, 电压为 20 V, 电流为 0.1~0.2 A。采用 ZEISS AXIO Imager M2m 材料显微镜在偏光状态下进行晶粒分布观测, 断

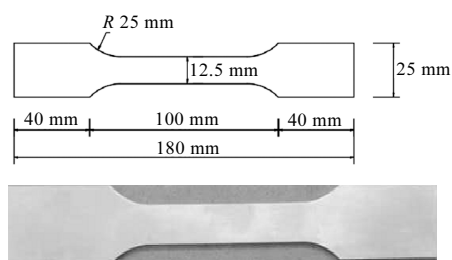


图 1 静态拉伸试样

Fig.1 Static tensile specimen

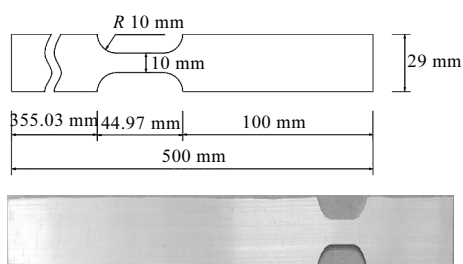


图 2 动态拉伸试样

Fig.2 Dynamic tensile specimen

口纵向向内 5 mm 范围连续拍摄并进行拼图处理。

准静态拉伸试验采用日本岛津电子万能试验机进行测试, 拉伸载荷通过试验机自带的载荷传感器测得, 传感器量程 100 kN, 拉伸应变通过接触式引伸计测得。动态拉伸试验采用 INSTRON VHS160 高速液压伺服试验机测试, 最大加载速度为 20 m/s, 最大量程为 100 kN。实验时, 通过液压作为动缸结合蓄能器夹提供加载能量, 当作动缸达到预定加载速度后, 动夹持夹具瞬间释放, 夹持住试样, 实现恒速率拉伸。动态试验时, 过高的试验速度及试验机的共振效应会使试验结果产生大幅震荡进而影响实验数据的准确性^[14], 本试验采用在试样夹持端两侧相同位置粘贴应变片对载荷进行测量, 来提高测量结果的准确性。动态拉伸应变采用非接触式高速应变采集分析系统获得。高速拉伸测试时, 静夹持端用于在试验前将试样固定, 动夹持端用于提速后当速度到达设定速度时对试样进行夹持, 高速相机用于拍摄试样的变形情况, 光源用于对高速相机进行补光, 应变片用于载荷测量。通过在试样测试部位喷涂散斑, 利用高速应变采集系统来捕捉目标区域的变形情况, 结合高速采集系统分析软件得到试样拉伸部分表面应变场变化情况(见图 3), 最终分析得到动态拉伸的应变数据。

2 实验结果

2.1 6005A-T6 铝合金准静态与动态力学性能

图 4 给出了 6005A-T6 铝合金在准静态(0.001 s^{-1})拉伸速率下的应力-应变曲线。从图中可以看出, 6005A-T6 铝合金无明显的屈服平台, 静态拉伸曲线重复性良好; 其屈服应变点在 252 MPa, 随后, 开始形变硬化, 应力随变形量增加逐渐增大, 至最高点 321 MPa; 继续变形至 15%, 应力下降, 最后出现断裂。图 5 给出了准静态及动态拉伸的应力-应变曲线, 其变化规律与准静态拉伸相似。表 2 给出了 6005A-T6 铝合金在应变速率 0.001、10、50、100、200 s^{-1} 拉伸状态下的屈服、抗拉、伸长率的变化情况。

从图 5 可以看出, 随着应变速率的提高, 6005A-T6 铝合金的抗拉强度和屈服强度均有所提高, 不同应变率下的测试曲线与静态测试曲线相比, 应力随着应变的增长趋势一致, 曲线形状相似。

表 1 6005A-T6 铝合金化学成分

Table 1 Chemical composition of 6005A-T6 aluminum alloy (wt%)

Si	Mg	Fe	Cu	Mn	Cr	Ti	Zn	Al
0.68	0.57	0.21	0.15	0.27	0.16	0.21	0.022	Bal.

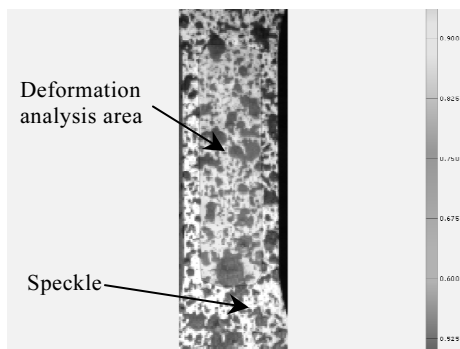


图 3 应变场处理

Fig.3 Strain field data processing

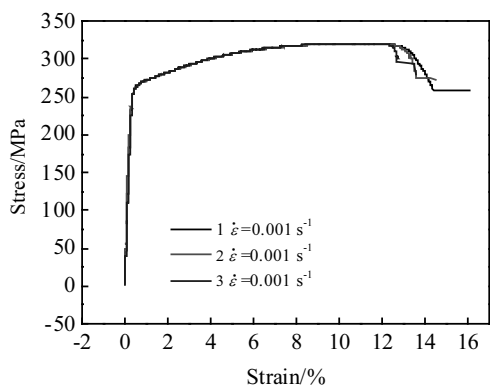


图 4 6005A-T6 铝合金在准静态拉伸速率下的应力-应变曲线

Fig.4 Stress-strain curves of 6005A-T6 aluminum alloy under quasi static tensile

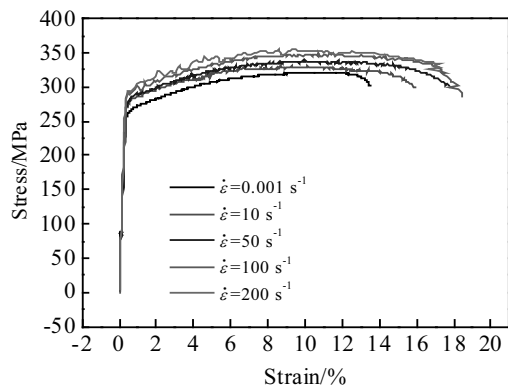


图 5 6005A-T6 铝合金在不同应变率下应力-应变曲线

Fig.5 Stress-strain curves of 6005A-T6 aluminum alloy under different strain rates

图 6 为不同应变速率下 6005A-T6 铝合金抗拉强度、屈服强度的变化趋势图。表 2 列出了不同应变速率下的力学性能。分析对比表 2 及图 6 数据可知, 6005A-T6 铝合金的强度随着应变速率的提高而增大,

当应变速率为 200 s^{-1} 时, 抗拉强度、屈服强度分别较准静态拉伸提升 30 MPa、25 MPa, 其中以准静态到应变速率 10 s^{-1} 的过程中, 材料的抗拉强度、屈服强度上升最为明显, 分别上升 12 MPa、17 MPa。图 7 为 6005A-T6 铝合金不同应变速率下延伸率变化趋势图, 在应变速率 100 s^{-1} 以内随着应变速率的增大材料的延伸率逐渐增大, 当应变速率达到 200 s^{-1} 时, 材料的延伸率反而会突然下降。

铝合金的强化主要途径是合金的固溶和沉淀相颗粒的析出强化, 沉淀相颗粒的尺寸、分布等因素影响强化效果^[15-19]。根据经典位错增殖理论^[20], 位错在材料变形中滑动遇到粒子的钉扎, 引起缠结, 使其滑动困难, 引起塞积。因此, 随着应变的增加, 位错密度增加, 由于第二相的钉扎阻碍, 出现材料硬化, 表现在应力-应变曲线上, 应力逐渐升高。并且, 不同应变速率下的拉伸试样在拉伸过程中, 随着应变速率的增加, 位错密度增加, 导致应力增大。因此, 不同应变速率下材料的应力-应变曲线的总体变化趋势是一致的。但是, 不同应变速率下试样受到的载荷增长速率是不相等的, 应变速率越大, 载荷增长速率越大。由于材料变形时靠其内部位错的滑移来实现, 而位错滑移线在晶格内滑动的过程中会受到晶格缺陷、析出相等各种缺陷的阻碍与约束, 这使得在高应变速率下位错滑移线的移动速度滞后于载荷的增长速度, 导致滑移线难以较快的速度贯穿整个晶粒, 产生宏观变形。因此, 高应变速率条件下材料在宏观塑性变形尚未表现出来之前, 应力却增长很快, 其宏观表现为高应变速率下材料在同应变下的强度增加, 理论上称这种效应为应变滞后效应。因此, 在本试验中随着应变速率的增加, 即在同一应变下, 高应变速率下的应力大于低应变下的应力^[21]。

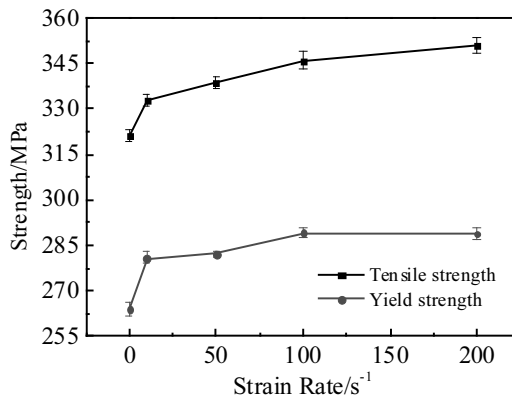


图 6 6005A-T6 铝合金在不同应变速率下的强度

Fig.6 Strength of 6005A-T6 aluminum alloy under different strain rates

表 2 6005A-T6 铝合金在不同应变速率下的力学性能

Table 2 Mechanical properties of 6005A-T6 aluminum alloys under different strain rates

Strain rate/s ⁻¹	Tensile strength/MPa	Yield strength/MPa	Elongation/%
0.001	321	264	15.83
10	333	281	19.92
50	339	282	20.72
100	346	289	20.92
200	351	289	17.00

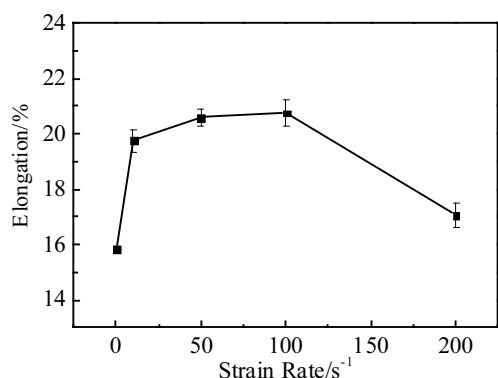


图 7 6005A-T6 铝合金在不同应变速率下的延伸率

Fig.7 Elongation of 6005A-T6 aluminum alloy under different strain rates

根据 Johnson-Cook 模型可以描述大变形、高应变速率、高温条件下金属的塑性行为, 用本构方程表征金属的流变应力 σ 与应变、应变速率以及温度之间的关系^[22]。当温度不太高时, Johnson-Cook 模型室温拉伸流变应力可简化表示为:

$$\sigma = (A + B\varepsilon^n)(1 + C \ln \dot{\varepsilon}) \quad (1)$$

其中, σ 为 Von Mises 等效应力, A 为给定应变速率下的屈服应力, B 和 n 为应变硬化参数, C 为应变速率敏感系数, $\dot{\varepsilon}$ 为应变速率。利用图 5 提供的准静态和动态拉伸数据可以求得待定参数 A 、 B 、 n 和 C , 将参数带入参数简化 Johnson-Cook 方程, 通过计算机优化计算可得 6005A-T6 铝合金在不同拉伸条件下等效流变应力的本构表达式为:

$$\sigma = (220.56 + 298.85\varepsilon^{0.506})(1 + 0.0209 \ln \dot{\varepsilon}) \quad (2)$$

为了验证优化拟合得到材料参数的准确性, 将由简化 Johnson-Cook 本构方程拟合得到的应变速率与流变应力关系曲线与实测曲线进行对比, 如图 8 所示。可以看出, 拟合得到的计算曲线与实测线吻合得较好。该本构方程可以很好地预测各应变速率下 6005A-T6 铝合金的塑性变形行为, 可以用于碰撞模拟等有限元仿真模型运算。

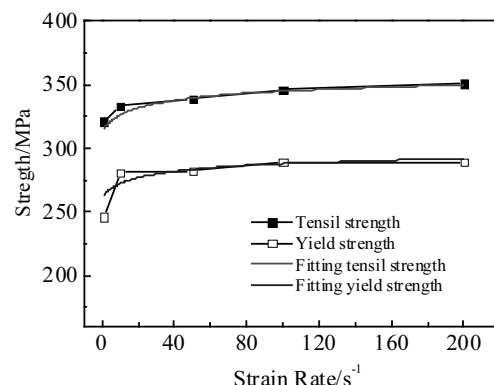


图 8 不同应变速率下 6005A-T6 铝合金抗拉强度试验与 Johnson-Cook 模型计算结果对比

Fig.8 Comparison of tensile strength test results with Johnson-Cook model of 6005A-T6 aluminum alloy under different strain rates

2.2 6005A-T6 铝合金拉伸断口分析

材料在静态载荷拉伸与高速拉伸后断口形貌如图 9、图 10 所示。图中所示, 2 种拉伸方式下断口微观组织可见大量的韧窝, 可知试验样品的断裂方式为韧性断裂。图 9 中, 静态载荷下断口上韧窝尺寸及深度较小, 韧窝内无滑移带。在图 10 中, 韧窝深度较图 9 中增加,

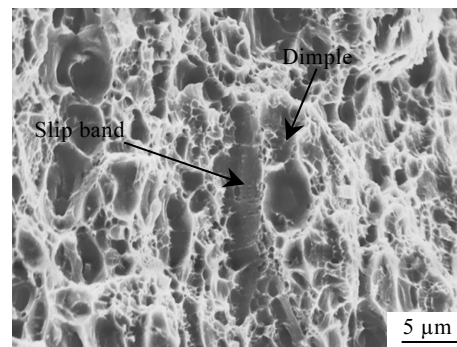


图 9 静态拉伸断口微观形貌

Fig.9 Static tensile fracture morphology of 6005A-T6 aluminum alloy

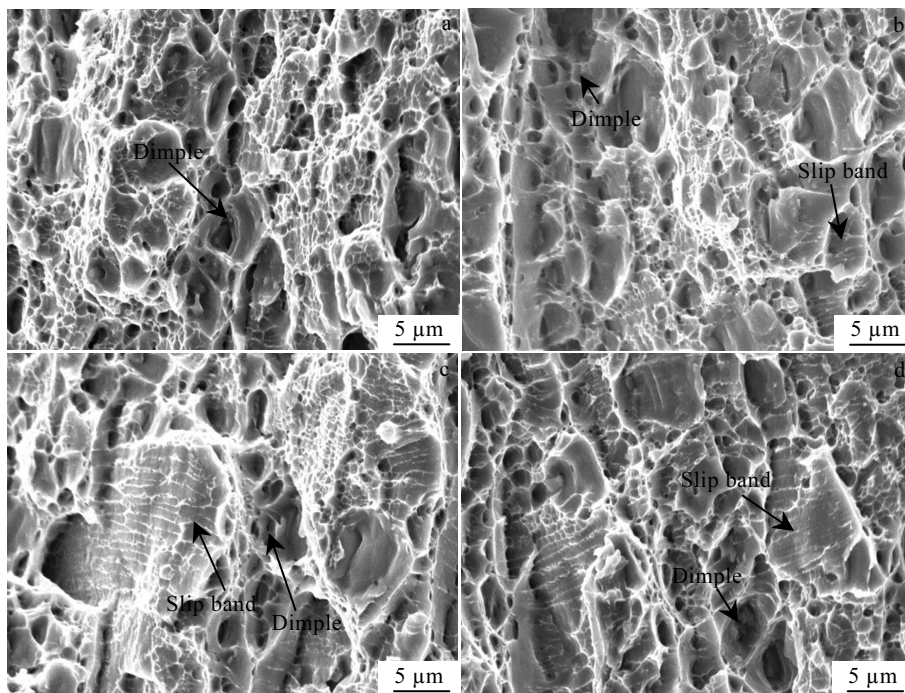


图 10 不同应变速率下 6005A-T6 铝合金动态拉伸断口微观形貌

Fig.10 Dynamic tensile fracture morphologies of 6005A-T6 aluminum alloy under different strain rates: (a) 10 s^{-1} , (b) 50 s^{-1} , (c) 100 s^{-1} , and (d) 200 s^{-1}

随拉伸速率的增加，韧窝尺寸逐渐增大；韧窝中出现滑移带，滑移带随拉伸速率的增加逐渐增多。最初表现为随应力增大延伸率不断增加，但当变形速度达到一定数值时，应力进一步加大，铝合金塑性开始降低。

分析可知，样品在拉伸变形过程中，组织内部不断产生位错，位错绕过第二相质点时导致位错运动阻力增加，变形过程中位错在晶界及第二相质点处塞积，变形速率越快，位错塞积越多，滑移阻力越大，从而使材料出现硬化。随着变形量的增大，位错密度增加，会在第二相与基体的界面处出现空洞，这些空洞的聚集和长大，使样品在变形过程中产生宏观裂纹，随着变形的进一步增大，裂纹扩展最后导致材料断裂。所以，一般情况下，韧窝的形成与析出相相关，析出相的尺寸、形态、分布影响材料断裂方式，进而影响材料性能。静态载荷下滑移会随着变形而趋于平坦化，在断口上形成无特征的平坦面；在高速变形过程中，随拉伸速率的增大，不断有新的滑移系产生，滑移来不及趋于平坦化，滑移带的增多使样品的塑性增大，但随着变形速度的进一步增大，微观空洞增加的速度加快，应力增大的同时降低了材料的塑性应变。

2.3 断口附近纵向晶粒分布

为分析断口附近晶粒变形分布情况，沿断口平行拉伸方向进行金相样品制备，观测由断口处至内部晶

粒形态，分析不同应变速率下晶粒变化对材料性能的影响。静态拉伸断口纵向晶粒分布如图 11 所示，动态拉伸断口纵向晶粒分布如图 12 所示。

在图 11 中，静态拉伸断口边部为未变形等轴细晶粒，距边部约 0.7 mm 处晶粒开始被拉长呈纤维状，晶粒变形区域长度约为 1.5 mm 。在图 12 中，应变速率从 $10 \sim 100 \text{ s}^{-1}$ ，晶粒变形位置距边部的距离较静态拉伸时大，且随应变速率的增加晶粒变形越大；当应变速率为 200 s^{-1} 时，晶粒变形区域较静态拉伸时大，而晶粒变形程度最小，晶粒仍然呈等轴状。

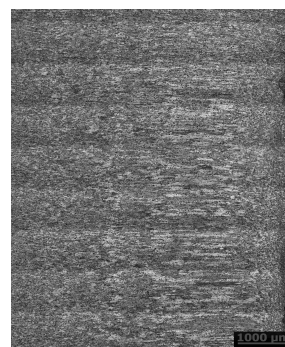


图 11 静态拉伸断口纵向晶粒分布

Fig.11 Grains distributed in the direction of static tensile fracture (the right side is the fracture edge)

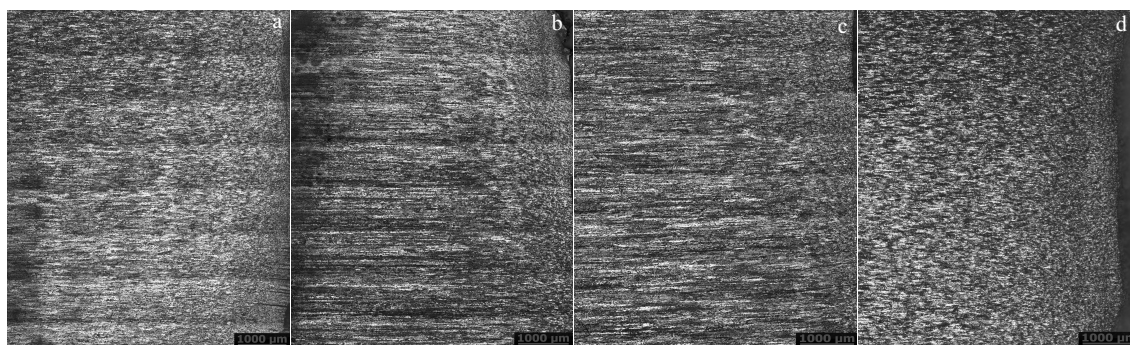


图 12 动态拉伸断口纵向晶粒分布

Fig.12 Grains distributed in the direction of dynamic tensile fracture (the right side is the fracture edge) under different strain rates: (a) 10 s^{-1} , (b) 50 s^{-1} , (c) 100 s^{-1} , and (d) 200 s^{-1}

当应变速率在 100 s^{-1} 以下时,随应变速率的增大,试验材料晶粒变形程度增大,即断后延伸率不断提高;当应变速率达到 200 s^{-1} 时,由于应变速率过快,晶粒来不及进行大量变形,断后延伸率反而降低。

3 结 论

1) 6005A-T6 铝合金的强度随着应变速率提高而增大,应变速率 200 s^{-1} 时抗拉强度、屈服强度分别较准静态拉伸提升 30 MPa、25 MPa,其中以准静态到应变速率 10 s^{-1} 的过程中,材料的抗拉强度、屈服强度上升最为明显。样品应变速率与流变应力的关系符合 Johnson-Cook 本构模型,其拟合得到的本构方程为 $\sigma = (220.56 + 298.85\epsilon^{0.506})(1 + 0.0209 \ln \dot{\epsilon})$ 。

2) 6005A-T6 铝合金塑性随着应变速率的增大而逐渐增大,当应变速率达到 200 s^{-1} 时塑性反而降低。

3) 6005A-T6 铝合金动态拉伸下的断裂方式为韧性断裂,在高速拉伸变形状态下,位错密度的增加和滑移带的增多是导致高速状态下强度及延伸率提高的主要原因;当应变速率达到 200 s^{-1} 时由于拉伸速率过快,晶粒来不及进行大量变形是断后延伸率反而降低的原因。

参考文献 References

[1] Xu Jianquan(徐建全), Yang Yanping(杨沿平). *Automotive Engineering*(汽车工程)[J], 2019, 41(8): 885
 [2] Xue Jiangping(薛江平), Huang Dongnan(黄东男), Zuo Zhuangzhuang(左壮壮) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2018, 28(7): 1291
 [3] Hirsch J, Al-Samman T. *Acta Materialia*[J], 2013, 61(3): 818
 [4] Itabashi M, Kawata K. *International Journal of Impact Engineering*[J], 2000, 24(2): 117

[5] Tarigopula V, Langseth M, Hopperstad O S et al. *International Journal of Impact Engineering*[J], 2006, 32(5): 847
 [6] Xia Yong, Zhu Juner, Zhou Qing. *International Journal of Impact Engineering*[J], 2015, 86: 284
 [7] Zhu D J, Mobasher B, Rajan S D et al. *Journal of Engineering Mechanics-ASCE*[J], 2011, 137(10): 669
 [8] Liu Jun(刘 军), Yang Liming(杨黎明), Xie Shugang(谢书港) et al. *Materials for Mechanical Engineering*(机械工程材料)[J], 2017, 41: 49
 [9] Dong Liuying(董刘颖), Li Qiumei(李秋梅), Ma Longfei(马龙飞) et al. *Heat Treatment Technology and Equipment*(热处理技术与装备)[J], 2020, 41: 14
 [10] Sun Ruixue(孙瑞雪), Xu Lei(徐 磊), Zhao Wenbo(赵文博). *Light Metals*(轻金属)[J], 2012(8): 59
 [11] Worswick M J, Smerd R, Salisbury C P et al. *Materials Science Forum*[J], 2006, 519-521: 139
 [12] Gao Yifei(高怡斐), Liang Xinbang(梁新帮), Dong Li(董 莉) et al. *GB/T 228.1-2010, Metallic Materials-Tensile Testing-Part 1: Method of Test at Room Temperature*(金属材料-拉伸试验-第 1 部分: 室温试验方法)[S]. Beijing: China Quality and Standards Publishing & Media Co., Ltd, 2011
 [13] Fang Jian(方 健), Zhou Yedong(周冶东), Dong Li(董 莉) et al. *GB/T 30069.2-2016, Metallic Materials-Tensile Testing-Part 2: Servo-hydraulic and Other Test Systems*(金属材料-高应变速率拉伸试验-第 2 部分: 液压伺服型与其他类型试验系统)[S]. Beijing: China Quality and Standards Publishing & Media Co., Ltd, 2016
 [14] Hui Xulong(惠旭龙), Mou Rangke(牟让科), Bai Chunyu(白春玉) et al. *Vibration and Shock*(振动与冲击)[J], 2016, 35(22): 161
 [15] Pedersen K O, Westermann I, Furu T et al. *Materials and*

- Design*[J], 2015, 70: 31
- [16] Embury J D, Poole W J, Lloyd D J. *Materials Science Forum*[J], 2006, 519-521: 71
- [17] Zhao Q, Holmedal B. *Philosophical Magazine*[J], 2013, 93(23): 3142
- [18] Ryen Ø, Nijs O, Sjölander E *et al.* *Metall Mater Trans*[J], 2006, 37A (6): 1999
- [19] Westermann I, Pedersen K O, Furu T *et al.* *Mech Mater*[J], 2014, 79: 58
- [20] Xu Hengjun(徐恒钧), Shi Juyan(石巨岩), Ruan Yuzhong(阮玉忠). *Fundamentals of Materials Science*(材料科学基础)[M]. Beijing: University of Technology Press, 2006: 109
- [21] Zhang Xinming(张新明), Liu Jun(刘 军), Ye Lingying(叶凌英) *et al.* *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(1): 120
- [22] Khamei A A, Dehghani K. *Materials Science & Engineering A*[J], 2015, 627: 1

Dynamic Mechanical Property of 6005A-T6 Aluminum Alloy for Automotive Use

Sun Wei^{1,2}, Jing Yu², Tong Weiping¹, Zhang Hui¹, Wang Xiangjie¹, Wang Shuang², Wang Liping²

(1. Key Laboratory of Electromagnetic Processing of Materials, Ministry of Education, Northeastern University,

Shenyang 110819, China)

(2. Liaoning Zhongwang Group Co., Ltd, Liaoyang 111003, China)

Abstract: The effects of strain rate on quasi-static and dynamic mechanical properties and fracture behavior of 6005A-T6 aluminum alloy were studied by quasi-static tensile test and dynamic tensile test. The results show that the strength of 6005A-T6 aluminum alloy increases with the increase of the strain rate. When the tensile strain rate reaches 200 s^{-1} , the tensile strength and yield strength increase by 30 MPa and 25 MPa, respectively, compared with quasi-static tensile. In the process from the quasi-static to the strain rate of 10 s^{-1} , the tensile strength and yield strength of the material increase most obviously. The relationship between strain rate and flow stress accords with Johnson-Cook constitutive model, and the constitutive equation obtained by fitting is as follows $\sigma = (220.56 + 298.85\epsilon^{0.506})(1 + 0.0209 \ln \dot{\epsilon})$. The plasticity of 6005A-T6 aluminum alloy increases with the increase of strain rate, but decreases when the strain rate reaches 200 s^{-1} . Under the condition of high speed tension, the increase of dislocation density and the increase of slip band are the major reasons for the increase of strength and elongation. When the strain rate reaches 200 s^{-1} , the main reason for the decrease of elongation after fracture is that the grain has no time for large deformation due to the too fast tensile rate.

Key words: aluminum alloy; strain rate; high speed tension; dynamic performance

Corresponding author: Sun Wei, Candidate for Ph. D., School of Materials Science and Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, P. R. China, E-mail: sunwei@zhongwang.com