

时效处理对 7N01 铝合金高温动态力学性能与组织演化的影响

刘文辉^{1,2}, 邱 群^{1,2}, 周 凡^{1,2}, 陈宇强^{1,2}

(1. 湖南科技大学, 湖南 湘潭 411201)

(2. 高温耐磨材料及制备技术湖南省国防技术重点实验室, 湖南 湘潭 411201)

摘 要: 采用分离式霍普金森压杆、金相显微镜、透射电镜研究了 T6 和 T614 两种时效处理工艺对 7N01 铝合金高温动态力学性能及组织演化的影响。结果表明: 两种时效态的 7N01 铝合金的动态屈服应力均随应变速率的提高而增大。随着温度的升高, 合金动态屈服应力降低, 位错密度下降。在 150 和 250 °C 条件下, T614 态铝合金的动态屈服应力较 T6 态铝合金高。而 350 °C 条件下, T614 态铝合金析出相基本回溶, T6 态铝合金析出相明显粗化, T614 态铝合金的动态屈服应力较 T6 态铝合金低。

关键词: 7N01 铝合金; 时效; 动态力学性能; 析出相

中图分类号: TG146.2⁺1

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2018)01-0311-06

7N01 铝合金是日本研发出来的一种 Al-Zn-Mg 系中高强可焊铝合金, 该合金具有密度低、加工成形简单、热变形性能好, 淬火温度范围宽, 焊接性能优异, 耐蚀性好等诸多优点, 在高速列车上获得了广泛的应用^[1-4]。

国内外学者在该合金的热处理制度、焊接性能、耐腐蚀性能等方面的研究已有较多报道。Ji 和 Wang 等^[5-7]研究了 7N01 铝合金的焊接性能。宋涛、张建波^[8,9]等研究了时效工艺对 7N01 铝合金微观组织和力学性能的影响, 分析了时效时间和温度对其组织和性能的影响。刘君城等^[10]采用热模拟机研究了 7N01 铝合金热压缩蠕变行为, 发现 7N01 铝合金在低应变速率时主要为动态回复软化机制, 而当应变速率达到 10 s⁻¹ 时出现动态再结晶软化。刘杰^[11]采用热模拟机研究了 7N01 铝合金高温塑性变形流变力学行为特点和微观组织演变规律。而 Wang 和 Chen^[12,13]等研究了与 7N01 铝合金成分相似的 7005 铝合金在不同温度和不同应变率下的动态力学性能。

7N01 铝合金作为重要的工程结构材料, 在实际运用中不可避免的受到高速冲击载荷的影响, 因此, 研究高应变率下 7N01 合金的动态力学性能对于提高材料的抗冲击性能具有十分重要的意义。而目前关于高速冲击下 7N01 铝合金动态力学性能及组织演化的研究较少, 刘文辉等人^[14]采用霍普金森压杆研究了常温

下时效制度对 7N01 铝合金的动态力学行为及组织演变, 研究表明: 相比于 T6 态, 7N01-T614 态铝合金提高了常温下的抗冲击性能。未见有关该合金的高温动态力学行为的研究。本工作基于一定应变率范围内的动态冲击试验, 研究 T6 和 T614 两种时效工艺对 7N01 铝合金的高温动态力学行为和组织演化的影响, 为提高该合金在高温环境中抗冲击性能提供参考。

1 实 验

本实验所用材料为 7N01 铝合金轧制态板材, 其合金成分为 Al-4.34Zn-1.94Mg-0.24Cr-0.2Cu (质量分数)。将轧制板材经 470 °C, 1.5 h 固溶后, 分别进行 T6 时效处理 (120 °C, 24 h) 和 T614 时效处理 (120 °C, 1 h, 水淬+60 °C, 480 h), 再沿轧制面分别截取尺寸为 $\Phi 8 \text{ mm} \times 4 \text{ mm}$ (板厚方向) 的动态冲击圆柱试样。

利用分离式霍普金森压杆装置进行动态冲击试验, 将试样放置在入射杆和透射杆之间, 采用工业用热风筒对试样进行加热, 达到预定温度 2 min 后进行冲击压缩试验。试样与压杆之间采用石墨润滑以减少摩擦对试验结果产生的不良影响。动态试验应变速率为 1900~5800 s⁻¹, 加热温度为 150~350 °C。

将冲击后的试样沿平行冲击方向中线剖开, 将剖面进行打磨、抛光和腐蚀, 腐蚀液为 Keller 试剂 (1%HF+1.5%HCl+2.5%HNO₃+95%H₂O), 腐蚀后在金

收稿日期: 2017-01-01

基金项目: 国家自然科学基金 (51475162, 51405153); 湖南省教育厅优秀青年基金 (16B092)

作者简介: 刘文辉, 男, 1978 年生, 博士, 教授, 湖南科技大学机电工程学院, 湖南 湘潭 411201, 电话: 0731-58290847, E-mail: lwh@hnust.edu.cn

相显微镜下观察剖面的显微组织。实验中的透射电镜样品采用双喷减薄制备薄膜样品,在 Tecnai G²20 透射电子显微镜下观察试样的微观组织。

2 实验结果

2.1 动态力学性能

图 1 所示是不同温度、应变率条件下 2 种时效态 7N01 铝合金的动态屈服应力。由图可知,2 种时效态的 7N01 铝合金动态屈服应力的变化规律基本一致,都具有一定的应变速率敏感性和显著的温度敏感性,在同一温度下,试样的动态屈服应力随着应变速率的增加而增加;同一应变速率下,试样的动态屈服应力随着温度的增加而降低,冲击温度越高,试样材料软化效果越明显,动态屈服应力下降程度越大。在 150 和 250 °C 温度条件下,7N01-T614 铝合金的动态屈服应力均高于 7N01-T6 铝合金的动态屈服应力;而在 350 °C 温度条件下,T614 态 7N01 铝合金的动态屈服应力却低于 T6 态 7N01 铝合金的动态屈服应力。

2.2 宏观组织

图 2 为应变率 5800 s⁻¹、不同温度冲击下 2 种时效态 7N01 铝合金宏观实物图。

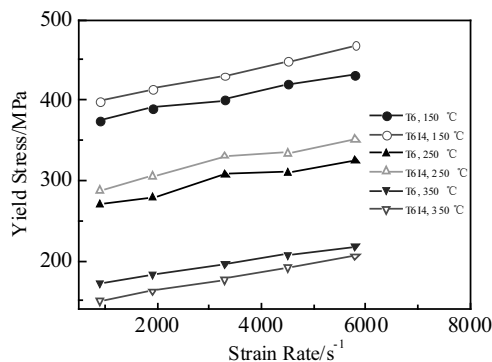


图 1 7N01 铝合金在不同冲击条件下的动态屈服应力

Fig.1 Yield stress of 7N01aluminum alloy at different impact conditions

从图 2 中可以看出,150 °C 加热时,7N01-T6 铝合金试样被减薄,试样在与冲击方向成 45° 角的方向发生剪切破坏;7N01-T614 铝合金试样同样变薄,但没有产生明显的剪切破坏,仍然保持圆柱状。在 250 °C 加热时,7N01-T6 铝合金试样发生局部的破坏,7N01-T614 铝合金试样高度略高于 7N01-T6 铝合金,说明 7N01-T6 铝合金变形程度大于 7N01-T614 铝合金;在 350 °C 加热时,7N01-T614 铝合金试样直径略大于 7N01-T6 铝合金,7N01-T614 铝合金变形程度大于 7N01-T6 铝合金。

2.3 微观组织

材料在动态冲击条件下的组织明显区别于准静态的一个重要特征就是绝热剪切带。绝热剪切带一般表现为变形局域化(宽度 0.1~100 μm)、形成时间短(微秒量级)、大应变、带内产生绝热温升^[15,16]。图 3 所示为应变率 5800 s⁻¹、不同温度冲击下 2 种时效态 7N01 铝合金金相组织。由图 3a、3b 可知,在 150 °C、5800 s⁻¹ 冲击条件下,2 种时效态的铝合金均产生了绝热剪切带,绝热剪切带宽度相差不大,大约为 80 μm;由图 3c、3d 可知在 350 °C、5800 s⁻¹ 冲击条件下,2 种时效态的试样组织变形一致,都是以滑移为主,组织径向拉长,加载表面凹凸不平,产生流线型的变形组织,没有出现绝热剪切带。流线型的变形组织均发生了一定的扭曲,且 7N01-T614 铝合金扭曲程度更大。

图 4 所示为 2 种时效态 7N01 铝合金冲击前的 TEM 组织。由图可知,7N01-T6 铝合金晶内析出相粗大分散,析出相密度较低,7N01-T614 铝合金晶内析出相细小密集,析出相密度高。

图 5 所示为 150 °C 条件下 2 种时效态 7N01 铝合金冲击后的析出相形貌。由图可知,冲击后的试样中仍然存在着大量的析出相,在同一应变速率下,7N01-T614 铝合金析出相密度明显大于 7N01-T6 铝合金,且析出相的分布更加弥散。分别对比图 5a、5c、5e 和图 5b、5d、5f,可以看出随着应变速率的提高,



图 2 7N01 铝合金在不同冲击条件下的样品照片

Fig.2 Macrographs of 7N01 aluminum alloy sample at different impact conditions: (a) 150 °C, (b) 250 °C, and (c) 350 °C

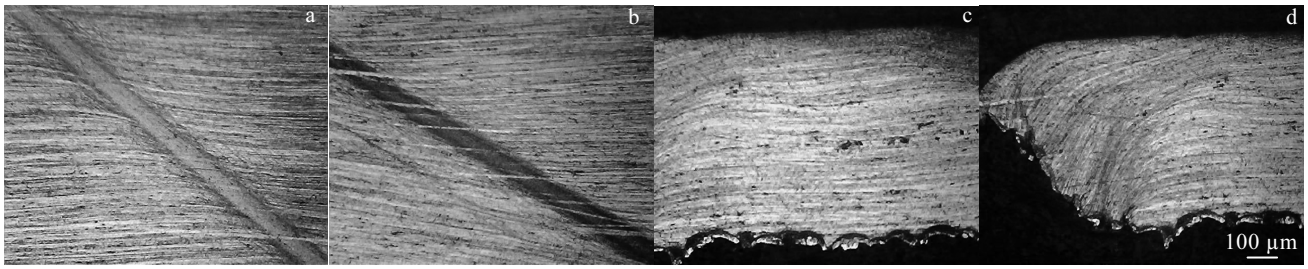


图 3 7N01 铝合金在不同冲击条件下的金相组织

Fig.3 Optical micrographs of 7N01 aluminum alloy at different impact conditions: (a) T6, 150 °C; (b) T6I4, 150 °C; (c) T6, 350 °C; (d) T6I4, 350 °C

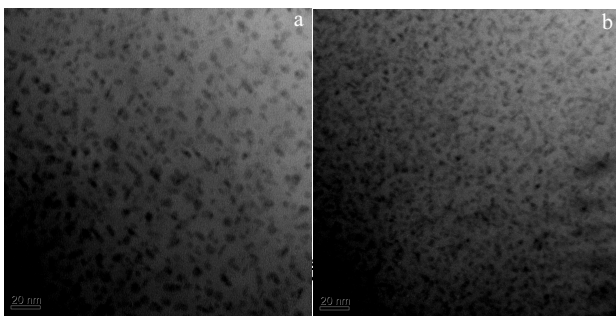


图 4 7N01 铝合金冲击前的 TEM 照片

Fig.4 TEM micrographs of 7N01 aluminum alloy before impacting: (a) T6 and (b) T6I4

析出相的密度逐渐降低, 且 7N01-T6I4 铝合金的析出相密度大于 7N01-T6 铝合金; 当应变速率提高至 5800 s^{-1} 时, 7N01-T6 铝合金少量析出相溶解, 大部分析出相的尺寸长大、粗化成球状颗粒, 7N01-T6I4 铝合金析出相密度也有所降低, 但析出相尺寸变化不大。

图 6 所示为 150 °C 条件下 2 种时效态 7N01 铝合金冲击后的位错组织。由图可知, 在 150 °C 冲击条件下, 合金中产生了大量位错, 在应变速率为 1900 s^{-1} 时, 7N01-T6I4 铝合金位错密度比 7N01-T6 铝合金位错密度大; 当应变速率增加至 5800 s^{-1} 时, 试样变形量增加, 位错密度增大, 大量位错发生缠结, 形成位错墙。此外从图 7d 可以看出, 7N01-T6I4 铝合金形成了胞状亚结构。相对 7N01-T6, 7N01-T6I4 中位错分布相对均匀。

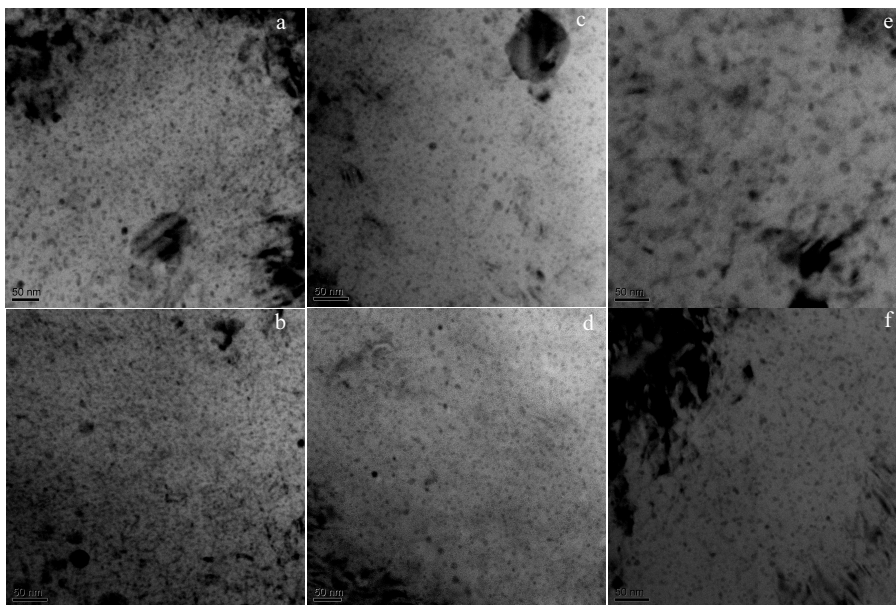


图 5 150 °C 条件下 7N01 铝合金冲击后 TEM 照片

Fig.5 TEM micrographs of 7N01 aluminum alloy after impacting at 150 °C: (a) T6, 1900 s^{-1} ; (b) T6I4, 1900 s^{-1} ; (c) T6, 4500 s^{-1} ; (d) T6I4, 4500 s^{-1} ; (e) T6, 5800 s^{-1} ; (f) T6I4, 5800 s^{-1}

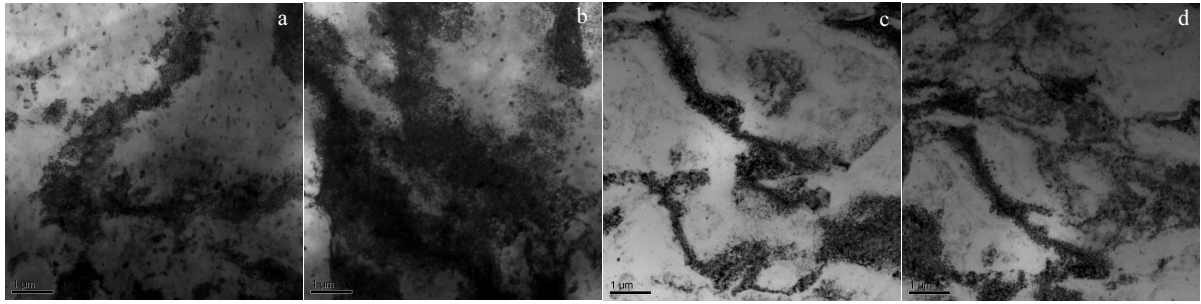


图 6 150 °C 条件下 7N01 铝合金冲击后的位错分布

Fig.6 Dislocation distribution of 7N01 aluminum alloy after impacting at 150 °C: (a) T6, 1900 s⁻¹; (b) T6I4, 1900 s⁻¹; (c) T6, 5800 s⁻¹; (d) T6I4, 5800 s⁻¹

图 7 所示为 350 °C 条件下 2 种时效态 7N01 铝合金冲击后的析出相形貌。由图 7a、7b 可知：在 350 °C、应变速率为 1900 s⁻¹ 冲击条件下，7N01-T6 铝合金中仍然能够观察到一定量的析出相，但与 150 °C 条件下组织相比较，析出相粗化，密度明显降低；7N01-T6I4 铝合金析出相大部分溶解，析出相数量明显低于 7N01-T6 铝合金，并且发生了不完全动态回复。由图 7c、7d 可知当应变速率增大至 5800 s⁻¹ 时，7N01-T6 铝合金中也发生了不完全动态回复，但组织中仍然存在着弥散的析出相，析出相数量相对 1900 s⁻¹ 应变速

率时大量减少；而 7N01-T6I4 铝合金组织中很少见到位错，并且形成了许多细小多边形的晶粒。这些晶粒内部位错密度很低且与周边晶粒的取向差较大，属于典型的再结晶晶粒。

图 8 所示为 5800 s⁻¹、350 °C 条件下两种时效态 7N01 铝合金冲击后的位错组织。由图可知，7N01-T6 态铝合金组织中存在大量不规则的位错网络，且这些位错受粗化的析出相阻碍；而 7N01-T6I4 态铝合金组织中细小析出相被溶解，仅仅存在束集成单根形式的位错，位错密度很低。

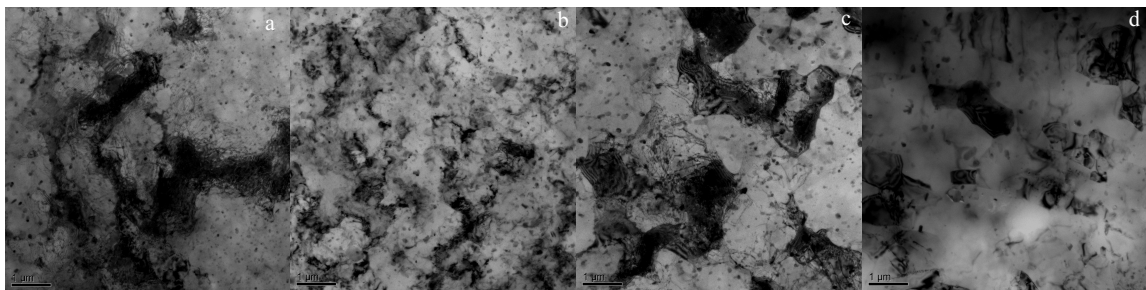


图 7 350 °C 条件下 7N01 铝合金冲击后的 TEM 照片

Fig.7 TEM micrographs of 7N01 aluminum alloy after impacting at 350 °C: (a) T6, 1900 s⁻¹; (b) T6I4, 1900 s⁻¹; (c) T6, 5800 s⁻¹; (d) T6I4, 5800 s⁻¹

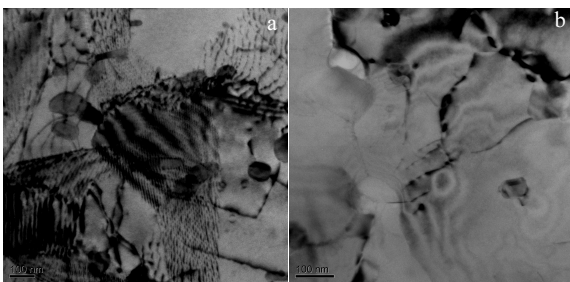


图 8 350 °C 条件 7N01 铝合金冲击后的位错分布

Fig.8 Dislocation distribution of 7N01 aluminum alloy after impacting at 350 °C: (a) T6, 5800 s⁻¹; (b) T6I4, 5800 s⁻¹

3 分析与讨论

在高温动态冲击过程中，当铝合金加热温度高于时效处理温度时，铝合金可能发生回归现象^[17]。结合新相形成理论，可认为在不同温度下存在相应的稳定态析出相临界尺寸 r_c ^[18]。当析出相尺寸小于临界尺寸时，将重新溶入固溶体中，发生回溶；当析出相尺寸大于临界尺寸时，析出相将粗化长大。

$$r_c = - \frac{2\sigma}{\Delta G_v + \omega} \quad (1)$$

式中, r_c 为稳定态析出相临界尺寸; σ 为单位面积界面能; ω 为单位体积弹性应变能; ΔG_V 为单位体积析出相与基体间的化学自由能差; 当 $\Delta G_V < 0$ 时, 其为相变驱动力; 当 $\Delta G_V + \omega < 0$ 时, 析出相才能从基体中析出; 而 ΔG_V 与温度有如下关系^[18]:

$$\Delta G_V \approx \frac{\Delta H_V(T_0)\Delta T}{T_0} \quad (2)$$

式中, $\Delta H_V(T_0)$ 为相变潜热; T_0 为两相自由能相等的温度; $\Delta T = T_0 - T$ 。

高速冲击前, 7N01-T614 铝合金经过断续时效处理, 由于二级时效温度只有 60 °C, 与 7N01-T6 铝合金的 120 °C 峰值时效相比, 基体中溶质过饱和度增大, 而溶质扩散速度变缓, 在时效过程中, 基体中的析出相不断地从基体中脱溶析出, 而没有发生粗化长大。因此 7N01-T614 铝合金的析出相较 7N01-T6 铝合金的析出相细小密集。

150 °C 高速冲击时, 7N01-T6 铝合金中大于临界尺寸的析出相发生了粗化长大, 而由于 7N01-T614 铝合金析出相尺寸细小密集, 长大粗化现象不明显, 合金中仍然存在许多尺寸细小而密度较大的析出相。在高速冲击过程中, 这些析出相与位错发生强烈的交互作用, 析出相粒子能够有效地钉扎位错, 阻碍位错运动, 大量位错缠结、形成位错墙。所以在 150 °C 动态冲击条件下, 7N01-T614 铝合金的动态屈服应力高于 7N01-T6 铝合金。

350 °C 高速冲击时, 由公式(1)和公式(2)可知, 随着温度的升高, ΔG_V 提高, 使得 r_c 变大。7N01-T614 铝合金析出相尺寸很小, 大部分粒子并没有达到临界半径, 呈现回溶的变化趋势, 且随着温度的升高, 溶质原子扩散速率增大, 析出相溶解程度较 150 °C 条件下高。尽管在升温过程中析出相临界尺寸也在增大, 但 7N01-T6 铝合金存在尺寸较大的析出相, 这些大于临界尺寸的析出相仍朝着长大、粗化的方向发展^[19]。

受到析出相回溶的影响, 7N01-T614 铝合金析出相的尺寸明显减小、密度明显降低, 因此合金中位错的可动性较高, 在 350 °C、5800 s⁻¹ 动态冲击条件下, 7N01-T614 合金内部的位错在快速运动过程中通过相消和重排形成大角度晶界, 即完成再结晶行为。而在 7N01-T6 铝合金中, 由于粗大析出相尺寸持续增大。这些析出相一方面对位错运动起到了明显的阻碍作用, 另一方面对于亚晶界也起到了显著的钉扎作用。受到析出相的影响, 在 350 °C、5800 s⁻¹ 动态冲击条件下, 7N01-T6 铝合金中形成大量位错网而并未发生再结晶行为。从以上分析可以看出, 在 350 °C 冲击环境下, 7N01-T6 铝合金中仍存在粗化析出相, 对位错

存在阻碍和钉扎作用, 这些粗化析出相提高了合金的变形抗力; 而 7N01-T614 铝合金组织中的细小析出相大量溶解, 析出相密度大大降低, 并且发生了动态回复和动态再结晶, 所以 7N01-T614 铝合金的动态屈服应力小于 7N01-T6 铝合金。

4 结 论

1) 7N01 铝合金的动态屈服应力随应变速率的提高而增大, 随温度的升高而下降, 且温度越高, 动态屈服应力下降程度越大, 合金中位错密度大幅度降低。

2) 在 150 和 250 °C 冲击条件下, T614 态铝合金的动态屈服应力较 T6 态铝合金高; 且 150 °C 条件下, 7N01-T614 铝合金析出相细小密集, 7N01-T6 铝合金析出相粗大。

3) 在 350 °C 冲击条件, 热软化作用对 T614 态铝合金的影响大于 T6 态铝合金, T614 态铝合金的动态屈服应力较 T6 态铝合金低; 7N01-T6 铝合金析出相长大粗化, 7N01-T614 铝合金析出相基本溶解, 并且在高应变速率下产生了动态再结晶组织。

参考文献 References

- [1] Truscott J M, Carter V E. *J Inst Metals*[J], 1971, 99: 58
- [2] Kent K G. *J Inst Metals*[J], 1969, 97(4): 127
- [3] Matsuda F, Nakata K, Arai K et al. *Transactions of JWRJ*[J], 1981, 10(1): 71
- [4] Nakata K, Miyagaga Y, Matsuda F et al. *Transactions of JWRJ*[J], 1980, 9(2): 63
- [5] Ji S D, Meng X C, Huang R F et al. *Materials Science & Engineering A* [J], 2016, 664: 94
- [6] Yan D J, Liu X S, Li J et al. *Journal of Central South University* [J], 2010, 17(10): 666
- [7] Wang X D, Mao S C, Chen P et al. *Material Design*[J], 2016, 90: 230
- [8] Song Taó 宋涛). *Thesis for Master Degree*(硕士论文)[D]. Chongqing: Chongqing University, 2011: 48
- [9] Zhang Jianbo(张建波), Zhang Yongan(张永安), He Zhenbo(何振波) et al. *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2012, 36(2): 191
- [10] Liu Juncheng(刘君城). *Chinese Journal of Rare Metals*(稀有金属)[J], 2011, 35(6): 812
- [11] Liu Jie(刘杰). *Thesis for Master Degree*(硕士论文)[D]. Changsha: Hunan University, 2008: 20
- [12] Wang M L, Jin P P, Wang J H et al. *Transactions of Nonferrous Metals Society of China*[J], 2014, 24(9): 2796
- [13] Chen L, Zhao G Q, Yu J Q et al. *Materials and Design*[J],

- 2015, 66: 129
- [14] Liu Wenhui(刘文辉), Yuan Siyu(袁思雨), Zhou Fan(周凡) *et al. Journal of Central South University(中南大学学报)*[J], 2017, 48(12): 3187
- [15] Gao Zhiguo(高志国), Zhang Xinming(张新明), Chen Mingan(陈明安) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2009, 35(5): 881
- [16] Zhu Yao(朱耀), Pang Baojun(庞宝君), Zhou Dongli(邹东利) *et al. Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2010, 39(1): 159
- [17] Sun D X, Zhang X M, Ye L Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 620: 241
- [18] Feng Duan(冯端). *Metal Physics(金属物理学, 第二卷)*[M]. Beijing: Science Press, 1998: 114
- [19] Li Hai(李海), Zheng Ziqiao(郑子樵), Wang Zhixiu(王芝秀). *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)* [J], 2005, 34(7): 1029

Effects of Aging Treatments on the Dynamic Mechanical Properties and Microstructure Evolution of 7N01 Aluminum Alloy at High Temperature

Liu Wenhui^{1,2}, Qiu Qun^{1,2}, Zhou Fan^{1,2}, Chen Yuqiang^{1,2}

(1. Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201, China)

(2. Key Laboratory of High Temperature Wear Resistant Materials Preparation Technology of Hunan Province, Xiangtan 411201, China)

Abstract: The effects of T6 and T6I4 aging treatments on dynamic mechanical properties and microstructure evolution of 7N01 aluminum alloy at high temperatures were investigated by the split Hopkinson pressure bar (SHPB), Optical Microscopy (OM) and Transmission Electron Microscopy (TEM). The results show that the dynamic yield stresses of 7N01 aluminum alloy in T6I4 and T6 aging state increase with the increasing strain rate. The dynamic yield stress and dislocation density descend with the increasing temperature. The dynamic yield stress of 7N01-T6I4 aluminum alloy is higher than that of 7N01-T6 aluminum alloy at 150 °C and 250 °C. At 350 °C, the precipitates in 7N01-T6I4 aluminum alloy are dissolved, while the precipitates in 7N01-T6 aluminum alloy are coarsened. As a result, the dynamic yield stress of 7N01-T6I4 aluminum alloy is lower than that of 7N01-T6 aluminum alloy.

Key words: 7N01 aluminum alloy; aging treatment; dynamic mechanical properties; precipitate

Corresponding author: Liu Wenhui, Ph. D., Professor, College of Electromechanical Engineering, Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201, P. R. China, Tel: 0086-731-58290847, Email: lwh@hnust.edu.cn