

热暴露对 7A12-T7352 锻件组织和性能的影响

臧金鑫, 汝继刚, 伊琳娜, 李惠曲, 王亮, 刘铭, 吴秀亮

(中国航空工业集团公司 北京航空材料研究院, 北京 100095)

摘要: 采用室温拉伸力学性能测试和透射电镜观察等研究热暴露对 7A12-T7352 自由锻件微观组织和力学性能的影响。结果表明, 热暴露温度显著影响合金的力学性能; 当热暴露温度不高于 125 °C 时, 合金的强度略有且升高, 且可以在较长时间内保持稳定; 当热暴露温度高于 150 °C 时, 合金的强度随着热暴露时间的延长持续下降, 热暴露温度越高, 强度下降幅度越大。在高于 150 °C 热暴露过程中, η' 相和 η 相的快速粗化是导致 7A12 自由锻件强度下降的内在原因。

关键词: 7A12 铝合金; 热暴露; 微观组织; 力学性能

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

Effect of thermal exposure on microstructure and mechanical properties of 7A12-T7352 forging

ZANG Jin-xin, RU Ji-gang, YI Lin-na, LI Hui-qu, WANG Liang, LIU Ming, WU Xiu-liang

(Beijing Institute of Aeronautical Materials, Aviation Industry Corporation of China, Beijing 100095, China)

Abstract: The microstructure and mechanical properties of 7A12-T7352 forging under different thermal exposure conditions were studied by TEM analysis and tensile test. The results show that thermal exposure temperature affects the mechanical properties of the forging significantly. When the alloy is exposed at 125 °C or lower, the strength will increase and then keep stable for a long time. When the thermal exposure temperature is higher than 150 °C, the strength decreases obviously with increasing the thermal exposure time. Higher exposure temperature leads to greater decrease of the strength. The strength decreases due to the coarsening of η' and η phases when the alloy exposed at temperature higher than 150 °C.

Key words: 7A12 Al alloy; thermal exposure; microstructure; mechanical property

7A12 合金是国内新开发的一种新型高性能锻造铝合金, 该合金较 7050 和 B95пч 合金具有更高的 Zn 含量和 Zn/Mg 比, 降低了 Cu 含量, 合金的淬透性好, 纵、横、高三向的性能差别小, 特别适合于制造大截面飞机构件, 可用于飞机整体加强框、接头和大梁、加强肋和机身框架等^[1]。

随着航空工业的发展, 对材料的综合性能提出了更高的要求, 要求材料不仅具有优良的常规力学性能、疲劳性能、断裂韧性和良好的冷加工成形性能等, 对材料的耐高温性能也提出了更高的要求, 合金在高温

下的微观组织与宏观性能的变化情况已经成为飞机设计中的重要参考数据, 因此, 有必要研究热暴露对该铝合金性能的影响。

热暴露对铝合金组织与性能的影响已有一些报道^[2-8], 但大多集中在对 2000 系耐热铝合金的研究, 如杨守杰等^[2]对 2D70 铝合金、张坤等^[3]Al-Cu-Mg-Ag 系铝合金、邓才智等^[4]对 2524 铝合金的热稳定行为都进行了深入的研究。但是对 7000 系铝合金的热稳定性研究报道不多, 7A12 作为一种新型合金, 其热稳定性性能更是未见报道, 因此, 本文作者通过组织观察

和力学性能测试等手段, 研究不同热暴露工艺下 7A12 合金的组织 and 力学性能变化, 旨在揭示影响该合金热稳定性的内在原因, 为该合金在航空上的应用提供一定的理论和实验依据。

1 实验

本实验中采用 75 mm 厚的 7A12-T7352 自由锻件, 试验材料的化学成分见表 1。合金分别在 100、125、150 和 175 °C 温度下热暴露 100、500 和 1000 h。

表 1 试验用 7A12-T7352 锻件的化学成分

Table 1 Chemical composition of 7A12-T7352 forging (mass fraction, %)

Zn	Mg	Cu	Fe	Si	Zr	Ti
6.81	1.82	1.05	0.11	0.02	0.13	0.04

热暴露后的室温拉伸力学性能试样沿锻件纵向(L) 截取。透射电镜试样采用 MTP-1 双喷电解减薄仪制备, 电解液为硝酸与甲醇混合液(体积比为 1:3)。透射电镜观察在 JEM-2000FX 型分析电镜上进行。

2 实验结果

2.1 合金的力学性能

2.1.1 热暴露温度对合金力学性能的影响

热暴露温度对合金拉伸力学性能的影响如图 1 所示。从图 1 可以看出, 热暴露 100 h 时, 热暴露温度在 100 和 125 °C 时, 合金的屈服强度略有升高, 抗拉

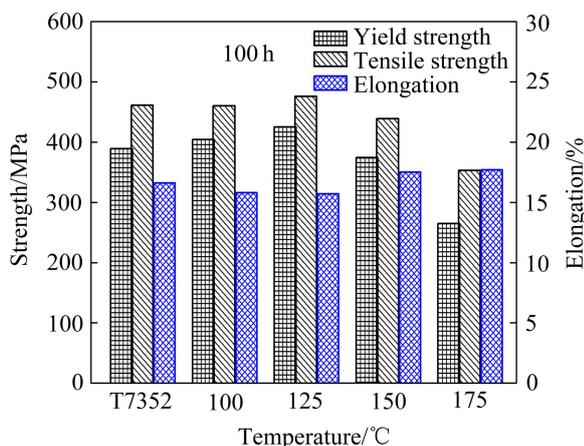


图 1 热暴露温度对 7A12-T7352 锻件力学性能的影响
Fig. 1 Influence of thermal exposure temperature on mechanical properties of 7A12-T7352 forging

强度和伸长率没有明显的变化; 当热暴露温度达到 150 °C 时, 合金的强度略有下降, 抗拉强度从 460 MPa 下降到 349 MPa, 伸长率略有升高; 当热暴露温度升高至 175 °C 时, 合金强度发生明显的下降, 抗拉强度从 460 MPa 下降到 349 MPa, 下降幅度达 24%, 伸长率从 15.8% 提高到 17.0%。

2.1.2 热暴露时间对合金力学性能的影响

热暴露时间对合金力学性能的影响如图 2 所示。从图 2(a) 可以看出, 100 °C 热暴露时, 随着热暴露时间的延长, 合金的屈服强度略有上升, 抗拉强度和伸长率变化不大; 125 °C 热暴露时, 热暴露 100 h 后, 屈服强度略有上升, 热暴露 500 和 1000 h 后合金的屈服强度与热暴露前屈服强度相差不大; 热暴露温度达到 150 °C 以上时, 随着热暴露时间的延长, 合金的强度开始明显下降, 伸长率开始上升。在 175 °C 热暴露时, 在相同的热暴露时间下, 强度下降比 150 °C 更为明显, 合金的抗拉强度从热暴露前的 460 MPa, 经 100、500 和 1000 h 热暴露后分别下降到 349、302 和 279 MPa, 下降幅度分别达 24%、34% 和 39%。

2.2 合金微观组织变化

2.2.1 原始锻件的微观组织

图 3 所示为透射电镜 (011) 晶带轴下观察到的 7A12-T7352 原始锻件的微观组织。从图 3(a) 可以看出, 7A12-T7352 合金晶内存在大量细小、弥散的沉淀相。从图 3(b) 高分辨照片中的统计可知, 这些沉淀相的尺寸范围为 5~20 nm, 密度较高。结合图 3(c) 的衍射图, 在 $2/3\{220\}$ 位置出现清晰的衍射斑点以及 $\{111\}$ 衍射芒线上出现的衍射斑点可以判断, 此时合金晶内沉淀相以平衡相 η 相和过渡相 η' 相为主^[9-10]。

2.2.2 不同热暴露条件下合金微观组织

图 4 所示为不同热暴露条件下在 (011) 晶带轴下观察到的合金透射电镜显微组织。从图 4(a)~(d) 可以看出, 在热暴露时间均为 100 h 时, 随着热暴露温度的升高, 析出相的尺寸和密度发生了明显的变化。当热暴露温度为 100 和 125 °C 时, 与热暴露前相比, 100 h 热暴露后, 锻件晶内在保留盘状或杆状析出相的同时, 析出了大量尺寸为 5 nm 左右的细小弥散的强化相, 析出相的密度有所增大, 这与图 1 所示的该状态下锻件的屈服强度略有升高的现象是一致的。当热暴露温度达到 150 °C 时, 析出相尺寸略微增大, 达到 10~30 nm 左右, 短棒状 η 相所占的比例增多, 单位体积析出相数量降低, 析出相密度减小, 如图 4(c) 所示, 这与图 1 所示的在 150 °C 暴露 100 h 后强度略有下降也是一致的。当热暴露温度上升到 175 °C 时, 析出相

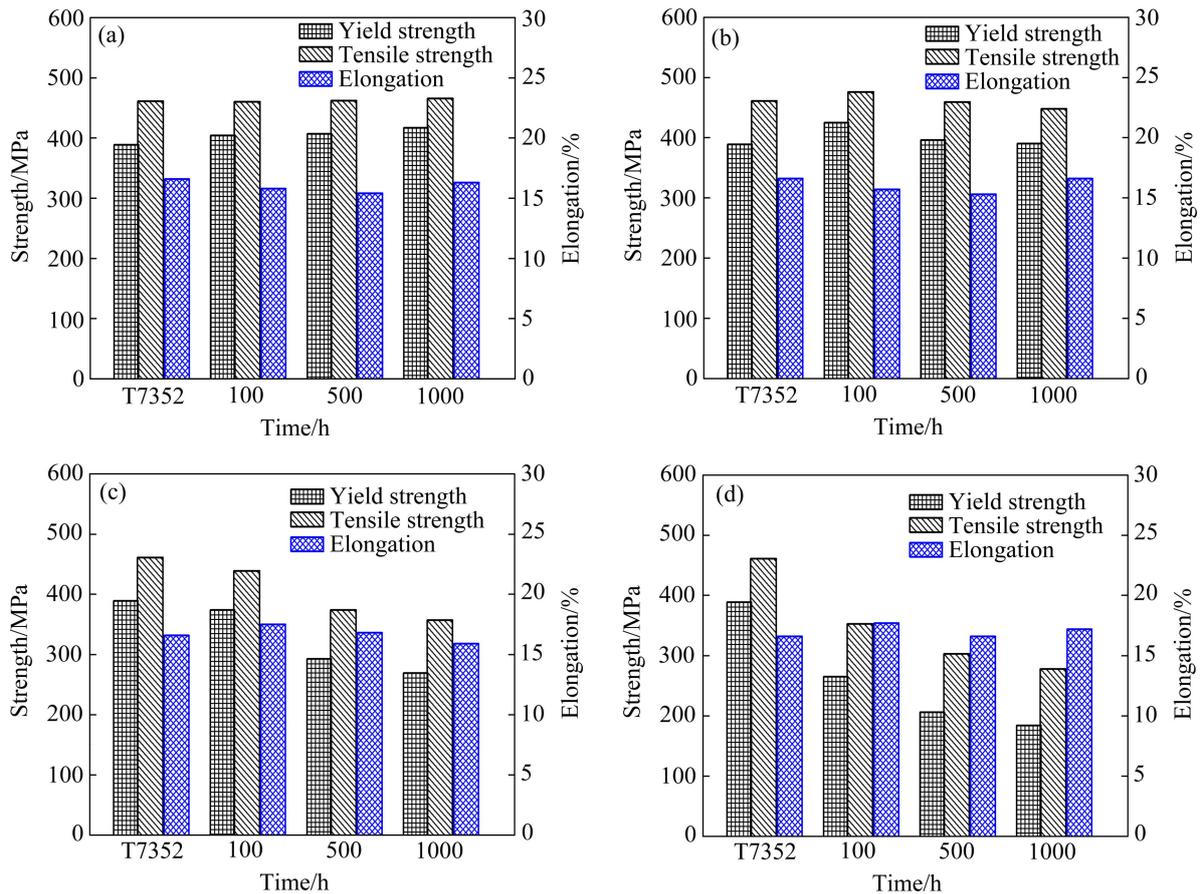


图2 不同温度下热暴露时间对7A12-T7352锻件力学性能的影响

Fig. 2 Influence of thermal exposure time on mechanical properties of 7A12-T7352 forging at different temperatures: (a) 100 °C; (b) 125 °C; (c) 150 °C; (d) 175 °C

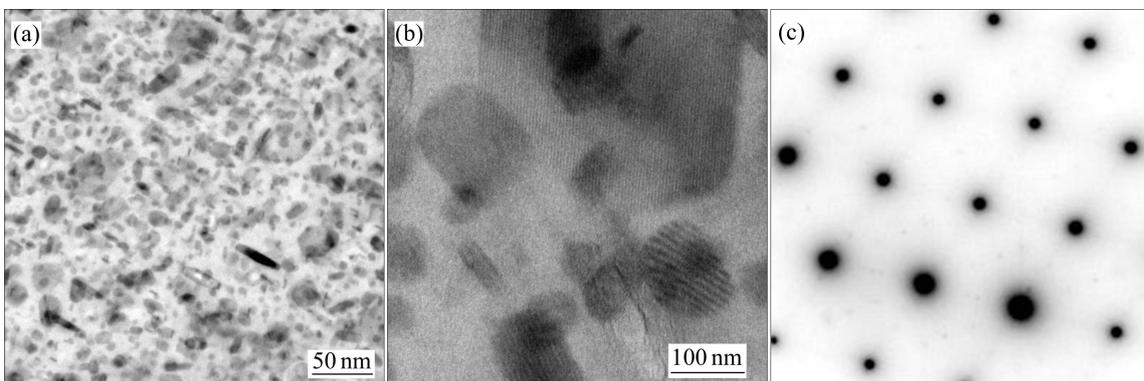


图3 热暴露前锻件的组织

Fig. 3 Microstructures of forging before thermal exposure: (a) TEM microstructure; (b) High resolution; (c) SAD pattern

尺寸明显增大, 达到 50 nm 以上, 且多为短棒状的平衡 η 相, 析出相密度进一步减小, 如图 4(d) 所示, 此时合金的强度也发生了明显的下降(见图 1)。

随着热暴露时间的延长, 在不同的热暴露温度下, 合金的析出相组织也表现出不同的特征。如图 4(e) 和

(f) 所示, 在 100 °C 和 125 °C 热暴露 1000 h 时, 与图 3(a) 所示的热暴露前的组织相比, 合金析出相的密度和尺寸都没有发生明显的改变, 相应地此时合金的强度也变化不大(见图 2(b))。当在 175 °C 热暴露 1000 h 时, 合金中的析出相密度减小, 析出相尺寸明显增大, 甚

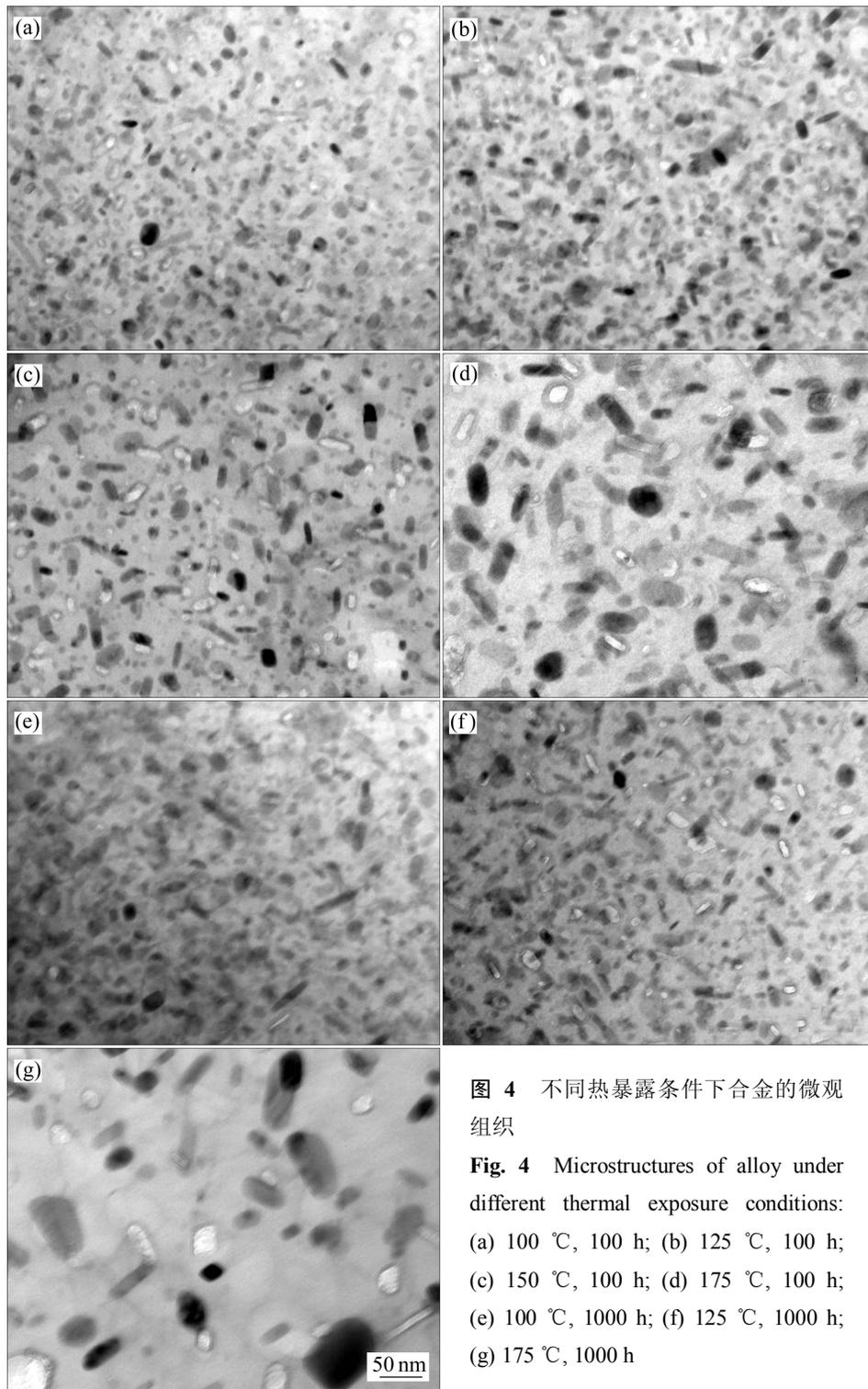


图 4 不同热暴露条件下合金的微观组织

Fig. 4 Microstructures of alloy under different thermal exposure conditions: (a) 100 °C, 100 h; (b) 125 °C, 100 h; (c) 150 °C, 100 h; (d) 175 °C, 100 h; (e) 100 °C, 1000 h; (f) 125 °C, 1000 h; (g) 175 °C, 1000 h

至达到 100 nm 以上, 如图 4(g)所示。

3 分析与讨论

与 7000 系铝合金一样, 7A12 铝合金的析出序列

为 SSS(过饱和固溶体)→GP 区→ η' 相→ η 相^[11-12], 其主要的强化相为 GP 区、 η' 相、 η 相。热暴露过程中的性能变化主要与析出相的大小和密度相关。

当 T7352 处理结束之后, 此时合金内析出相主要是由 η' 相和 η 相构成, 同时含有少量的 GP 区。热暴露过程相当于一个继续时效过程, 即残留在基体中的溶

质原子进一步析出细小的 GP 区、 η' 相以及已有的 η' 相和 η 相长大的过程。

7A12 合金晶内析出过程为均匀扩散形核,析出的驱动力可表示为

$$\Delta G = \frac{kT}{V_{\text{at}}} \ln\left(\frac{c}{c_e}\right) \quad (1)$$

式中: V_{at} 为原子体积; c_e 为基体的平衡溶质浓度; c 为基体当前溶质浓度; k 为波尔兹曼常数; T 为时效时的绝对温度。

从式(1)可以看出,基体溶质浓度越高,合金中的析出驱动力就越高。在 T7352 状态下,合金基本达到了该温度下的平衡状态、继续析出的驱动力已经非常微弱,但此时合金基体中仍然残余固溶了相当浓度的合金元素。当合金被置于更低的温度时,因为合金元素的固溶度随着温度的降低而降低、原本已经接近饱和的合金重新转变为过饱和态、析出行为重新获得了驱动力。因此,当 7A12-T7352 合金置于 100 和 125 °C 进行稳定化处理时,合金中会发生二次析出。但是由于合金中残余固溶的合金元素浓度很低且稳定化处理的温度较低,7A12-T7352 合金中的二次析出非常缓慢、析出相细小。随着热暴露时间的延长,溶质原子浓度越来越低,析出的驱动力越来越小,一定时间后不再有粒子析出。因此,在长时间的稳定化处理过程中,合金中析出相的密度不会持续增加。

当热暴露温度为 100 和 125 °C 时,晶内主要的强化相为 GP 区、 η' 相、 η 相。热暴露后析出的小尺寸析出相主要为与基体完全共格的 GP 区及 η' 相,此时新析出的析出相自身强度较弱,析出相可变形,位错主要以切过粒子的方式移动,其产生的强化效果可由下式表达^[13]:

$$\Delta\sigma_p \approx cf^m r^n \quad (2)$$

式中: $\Delta\sigma_p$ 为合金中析出相颗粒对屈服强度的贡献; c 为与析出相有关的常数; m 和 n 为正的相关指数; f 为析出相的体积分数; r 为析出相的半径。从式(2)中可以看出,在这种机制作用下合金的强度随析出相体积分数的增大而增加。

125 °C 下合金中的二次析出过程发生更快且较 100 °C 存在粗化行为,出现这种差异的原因主要有如下 3 个方面: 1) 125 °C 稳定化处理时,合金基体中的过饱和度较小,合金沉淀析出的驱动力较小、可形成的沉淀相较少; 2) 因温度较高二次析出速度较 100 °C 时的加快,析出行为可在更短时间内达到平衡态、形成的沉淀相尺寸较 100 °C 时的粗大; 3) 温度越高,粗

化驱动力越大,新形成析出相在较高的温度下更容易发生粗化。

7A12-T7352 锻件时效处理采用双级处理工艺,一级温度为 120 °C,二级温度为 170 °C,当合金在 150 和 175 °C 进行热暴露时,此时热暴露温度超过或接近合金的二次时效温度,与较低的热暴露温度不同的是,在此热暴露温度下,析出相的回溶和长大是此时析出相的主要变化机制,小于该温度下临界尺寸的析出相在长时间保温过程中会发生回溶,非平衡 η' 相会转变成平衡 η 相,众所周知,铝合金的析出相长大过程是一个扩散过程,析出相长大的速度随热暴露温度的升高而增大,随着热暴露时间的延长,这种效应就越明显。不考虑形核因素,析出相长大速度计算如下^[14-15]:

$$\left. \frac{dR}{dt} \right|_{\text{growth}} = \frac{D}{R} \frac{c_0 - c_e \exp(R_0/R)}{c_\beta - c_e \exp(R_0/R)} \quad (3)$$

其中: R 为析出相半径; R_0 为临界形核半径; c_0 为基体合金中的溶质的平均浓度; c_β 为析出相中溶质浓度; D 为扩散系数。

从式(3)可以看出,析出相的长大速度与溶质原子的扩散系数有关,而热暴露温度对扩散系数具有显著影响。溶质原子的扩散可以用 Arrhenius 关系来表示: $D = D_0 \exp[-Q/(RT)]$,热暴露温度越高,扩散系数就越大。所以,在 150 和 175 °C 热暴露过程中, η' 相和 η 相的长大速度非常快。此时析出相的长大以消耗小颗粒为条件继续长大。因此,在此热暴露温度下,析出相的尺寸要远大于形核、长大时的尺寸,颗粒间的距离因此变得更大(见图 4(d)和(f))。在 150 和 175 °C 热暴露时,析出相总的体积分数保持不变,此时,析出相的强化效果可以用修正的 Orowan 方程^[13]来描述:

$$\Delta\sigma_p \approx Gb\sqrt{f/r} \quad (4)$$

式中: G 为剪切模量; b 为基体位错的 Burgers 矢量; f 为析出相的体积分数; r 为析出相半径。由式(4)可以看出,175 °C 下热暴露时,随着时间的延长,合金中的析出相不断粗化,锻件强度显著下降。

4 结论

1) 7A12 自由锻件在热暴露过程中,当热暴露温度不高于 125 °C 时,自由锻件屈服强度略有升高后可以在较长时间内保持稳定;当热暴露温度达到 150 °C 以上时,自由锻件的性能随着热暴露时间的延长显著下降,热暴露温度越高强度下降幅度越大。175 °C 经

100、500 和 1000 h 热暴露后强度下降幅度分别达 24%、34%和 39%。

2) 在 150 °C 以上热暴露时, 7A12 铝合金自由锻件强度下降的主要原因是晶内 η' 相和 η 相的长大和粗化。

REFERENCES

- [1] 张新明, 欧 军, 刘胜胆. 固溶制度对 1933 铝合金自由锻件组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(1): 30–36.
ZHANG Xin-ming, OU Jun, LIU Sheng-dan. Effects of solution treatment on microstructure and mechanical properties of 1933 aluminum alloy forgings[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(1): 30–36.
- [2] 杨守杰, 黄 敏, 朱 娜, 戴圣龙. 2D70 铝合金热稳定性研究[J]. 航空材料学报, 2003, 23(增刊): 73–77.
YANG Shou-jie, HUANG Min, ZHU Na, DAI Sheng-long. Study on the thermal stability of 2D70 alloy[J]. Journal of Aeronautical Materials, 2003, 23(Suppl): 73–77.
- [3] 张 坤, 戴圣龙, 黄 敏, 颜鸣皋. 长时间热暴露对 Al-Cu-Mg-Ag 合金微观组织的影响[J]. 材料工程, 2007, 11: 15–19.
ZHANG Kun, DAI Sheng-long, HUANG Min, YAN Ming-gao. Effect of long time thermal exposure on microstructures of Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Journal of Materials Engineering, 2007, 11: 15–19.
- [4] 邓才智, 刘志义, 周 杰, 刘延斌. 2524 铝合金热稳定性研究[J]. 材料热处理学报, 2009, 30(5): 87–91.
DENG Cai-zhi, LIU Zhi-yi, ZHOU Jie, LIU Yan-bin. Study on thermal stability of 2524 aluminum alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2009, 30(5): 87–91.
- [5] 刘延斌, 刘志义, 李云涛. 时效对 2524 铝合金热稳定性的影响[J]. 材料研究学报, 2007, 21(6): 585–588.
LIU Yan-bin, LIU Zhi-yi, LI Yun-tao. Effect of aging process on thermal stability of 2524 aluminum alloy[J]. Chinese Journal of Materials Research, 2007, 21(6): 585–588.
- [6] 魏修宇, 郑子樵, 李世晨. 2197 铝锂合金的耐热性能[J]. 中国有色金属学报, 2007, 17(9): 1417–1422.
WEI Xiu-yu, ZHENG Zi-qiao, LI Shi-chen. Heat resistant properties of 2197 Al-Li alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2007, 17(9): 1417–1422.
- [7] 彭小芒, 尹志民, 陈 军, 沈 凯, 郭加林. 热暴露对 7475-T7351 铝合金组织与性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2008, 18(10): 1781–1787.
PENG Xiao-mang, YIN Zhi-min, CHEN Jun, SHEN Kai, GUO Jia-lin. Influences of thermal exposure on properties and microstructures of 7475-T7351 aluminum alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2008, 18(10): 1781–1787.
- [8] 夏卿坤, 刘志义, 李云涛, 马飞跃, 柏 松. 热暴露对欠时效态 Al-Cu-Mg-Ag 合金拉伸性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2009, 19(5): 808–815.
XIA Qing-kun, LIU Zhi-yi, LI Yun-tao, MA Fei-yue, BAI Song. Effect of thermal exposure on tensile properties of under aged Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2009, 19(5): 808–815.
- [9] CHEN Jun-zhou, ZHEN Liang, YANG Shou-jie, SHAO Wen-zhu, DAI Sheng-long. Investigation of precipitation behavior and related hardening in AA 7055 aluminum alloy[J]. Mater Sci Eng A, 2009, 500: 34–42.
- [10] ZANG Jin-xin, ZHANG Kun, DAI Sheng-long. Precipitation behavior and properties of a new high strength Al-Zn-Mg-Cu alloy[J]. Transactions of Nonferrous Metals Society of China, 2012, 22: 2638–2644.
- [11] MALONEY S K, HONO K, POLMEAR I J. The chemistry of precipitates in an aged Al-2.1Zn-1.7Mg alloy[J]. Scripta Materialia, 1999, 41(10): 1031–1038.
- [12] GANG Sha, ALFERD C. Early-stage precipitation in Al-Zn-Mg-Cu alloy (7050)[J]. Acta Materialia, 2004, 52: 4503–4516.
- [13] STARKE E A, Jr STALEY J T. Application of modern aluminum alloys to aircraft[J]. Prog Aerospace Sci, 1996, 32: 131–172.
- [14] DESCHAMPS A, BRECHET Y. Influence of predeformation and ageing of an Al-Zn-Mg Alloy- II. Modeling of precipitation kinetics and yield stress[J]. Acta Materialia, 1999, 47(1): 293–304.
- [15] NICOLAS M, DESCHAMPS A. Characterisation and modelling of precipitate evolution in an Al-Zn-Mg alloy during non-isothermal heat treatments[J]. Acta Materialia, 2003, 40(20): 6077–6094.

(编辑 龙怀中)