

## 温度对 2024 铝合金蠕变行为的影响

陈宇强<sup>1</sup>, 易丹青<sup>1</sup>, 潘素平<sup>1</sup>, 黄霞<sup>2</sup>, 王斌<sup>1</sup>, 周明哲<sup>1</sup>

(1. 中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083;

2. 中国铝业股份有限公司 郑州研究所, 郑州 450041)

**摘要:** 研究不同温度下 2024 铝合金的蠕变行为, 采用金相显微镜、扫描电镜以及透射电子显微镜观察蠕变后合金的微观组织变化。结果表明: 在 125~200 °C 蠕变温度下, 当蠕变寿命接近 100 h 时, 2024 铝合金的蠕变应力随着温度的升高明显下降; 与 125 °C 相比, 150 °C 时合金的蠕变应力下降 9.3%, 在 175 °C 时合金的蠕变应力下降 30.3%; 当蠕变温度为 200 °C 时, 该合金的蠕变应力下降幅度达到 45.8%; 在 125~175 °C 下, 合金在蠕变过程中的变形机制主要为位错在晶内的滑移; 在 200 °C 时, 合金晶界开始发生滑移, 合金变形由晶界滑移与位错在晶内的滑移协调完成; 在合金蠕变断面上存在大量微孔, 随着蠕变温度的升高, 微孔的尺寸明显变大, 当微孔尺寸超过 3 μm 时, 微孔对合金的断裂机制有显著影响; 在 125 和 150 °C 下, 合金的蠕变断口呈现韧窝型穿晶断裂特征; 在 175 和 200 °C 下, 合金的蠕变断口呈现沿晶断裂特征。

**关键词:** 2024 铝合金; 蠕变温度; 蠕变行为; 蠕变应力; 变形机制

**中图分类号:** TG146.2

**文献标志码:** A

## Effect of temperature on creep behavior of 2024 aluminum alloy

CHEN Yu-qiang<sup>1</sup>, YI Dan-qing<sup>1</sup>, PAN Su-ping<sup>1</sup>, HUANG Xia<sup>2</sup>, WANG bin<sup>1</sup>, ZHOU Ming-zhe<sup>1</sup>

(1. School of Material Science and Engineering, Central South University, Changsha 410083, China;

2. Zhengzhou Research Institute of CHALCU, Aluminum Corporation of China Limited, Zhengzhou 450041, China)

**Abstract:** The creep behaviors of 2024 aluminum alloy were investigated at different temperatures. The microstructures of alloys after creep were observed by optical microscopy (OM), scanning electron microscopy (SEM) and transmission electron microscopy (TEM). The results show that the creep stress of this alloy decreases with increasing the creep temperature in the range of 125–200 °C when the creep lifetime is close to 100 h. Compared with the alloy crept at 125 °C, the creep stress of alloy crept at 150 °C is decreased by 9.3%; the creep stress at 175 °C is decreased by 30.3%. When the creep temperature increases to 200 °C, the creep stress is decreased by 45.8%. The main deformation mechanism of the alloy is intragranular slipping of the dislocations in the creep temperature range of 125–175 °C. Grain boundary slidings happen in this alloy at the creep temperature of 200 °C and the deformation of this alloy is coordinated by intragranular slip and grain boundary sliding. Lots of micropores exist on the fracture surfaces of the crept alloys. The sizes of these micropores increase with increasing the creep temperature. When the sizes of micropores are larger than 3 μm, the micropores have significant influence on the failure mechanism of the alloy. Meanwhile, at the creep temperature of 125 and 150 °C, the alloy performs a dimpled transgranular type of failure; at 175 and 200 °C, the alloy exhibits the characteristics of intergranular failure.

**Key words:** 2024 aluminum alloy; creep temperature; creep behavior; creep stress; deformation mechanism

2024 铝合金属于 Al-Cu-Mg 系高强变形铝合金, 在航空、航天部门和其他军工品上应用十分广泛。其

在航空部件中常使用的热处理状态是 T42(固溶+自然时效)状态, 如波音、空客等航空产品上所使用的

许多2024铝合金均为T42状态<sup>[1]</sup>。

随着航空工业的发展,对于材料耐高温性能的要求越来越高,飞机在高空中飞行时与空气发生摩擦,表面温度升高。在巡航速度下,涂漆蒙皮的温度可达99~157℃;在紧急情况下,短时俯冲状态会出现204℃的高温<sup>[2]</sup>。这种长时间热环境下的蠕变作用会对飞机的材料结构产生影响<sup>[3]</sup>。

国外从20世纪90年代开始,对航空材料的蠕变性能进行了深入研究<sup>[4-9]</sup>。DUNNWALD等<sup>[10]</sup>采用有限元方法模拟了2024铝合金在不同蠕变条件下的蠕变硬化行为。LUMLEY等<sup>[11]</sup>研究了欠时效处理对2024铝合金蠕变性能的影响,结果发现:与峰值时效相比,在欠时效过程中,过饱和固溶体中的析出相提高了合金的蠕变抗力,欠时效处理后2024铝合金的稳态蠕变速率明显降低。

飞机在服役过程中长期经历不同温度场的作用,合金在不同温度场下的变形和断裂机制明显不同。作为飞机蒙皮材料的2024铝合金,国内外对于该合金这方面的研究很少见报道。为了明确2024铝合金在不同蠕变温度下的变形和断裂机制,本文作者从微观角度出发,重点研究蠕变温度对2024铝合金变形以及断裂机制的影响。

## 1 实验

实验所用2024-T42铝合金为西南铝业责任有限公司提供的2.0 mm包铝薄板,包铝层厚度约为0.1 mm,合金的化学成分(质量分数,%)为Al-4.12Cu-1.43Mg-0.54Mn-0.12Fe-0.12Cr-0.11Si。合金热处理状态如下:固溶温度495℃,固溶时间40 min,淬火后在室温自然时效96 h以上。

实验选取125、150、175和200℃4个蠕变温度,并参考文献[9]设定4种蠕变温度下所加恒定应力分别为380、345、265和210 MPa。实验取样方向以及金相组织观察方向如图1所示。

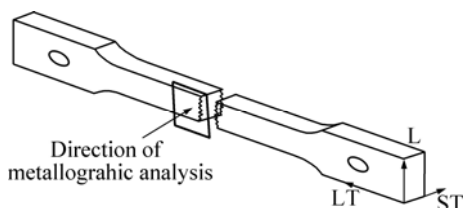


图1 试样取样方向以及金相组织观察方向的示意图

**Fig.1** Schematic illustration of directions of creep test specimens and metallographic analysis (L is rolling direction, LT is long transverse direction, and ST is short transverse direction)

蠕变试验在RC-590型蠕变持久试验机上进行,合金的微观组织采用JSM-5600型电子显微镜、POLYVER-MET光学显微镜以及TecnaiG<sup>2</sup>20透射电镜观察。其中,透射电镜操作电压为200 kV,透射样品在-25℃以下利用MT-PI型双喷电解减薄仪进行减薄,双喷液采用25%(体积分数)硝酸+75%甲醇混合溶液。

## 2 结果与分析

### 2.1 蠕变温度对蠕变应力的影响

实验测得2024-T42合金在125、150、175和200℃这4个蠕变温度及不同应力下的蠕变寿命分别为106、96、100和115 h,结果如图2所示。蠕变应力、蠕变温度和蠕变寿命是影响材料蠕变行为的3个主要因素。由图2可见,在蠕变寿命都接近100 h的情况下,蠕变应力随着蠕变温度的增加明显下降。相比于125℃时,蠕变温度150℃下蠕变应力下降较少,约为9.3%;而当蠕变温度到达175℃时,蠕变应力则显著下降,降幅约为30.3%;当蠕变温度为200℃时,蠕变应力降幅达到45.8%。

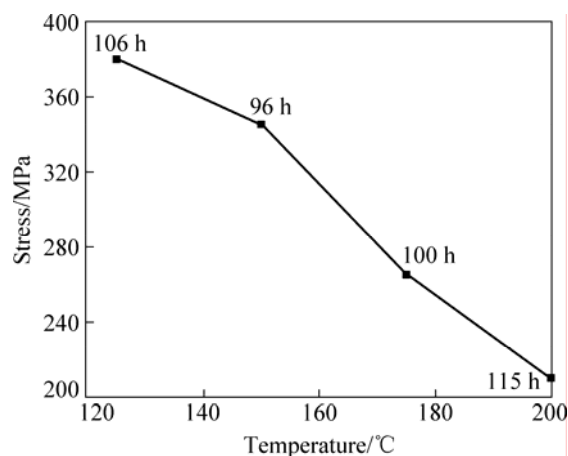


图2 当蠕变寿命接近100 h时合金的蠕变应力—蠕变温度曲线

**Fig.2** Creep stress—creep temperature curve when creep lifetime closing to 100 h

### 2.2 蠕变温度对合金变形机制的影响

图3所示为不同蠕变温度下,合金断口附近平行于轧制面的金相组织。由图3可见,在125℃合金的断口处,晶内出现波浪状的滑移带,在这些滑移带既有互相平行的单向滑移带(见如图3(a)),也有彼此相交的交叉滑移带(见如图3(b)),以单向滑移带为主。在175

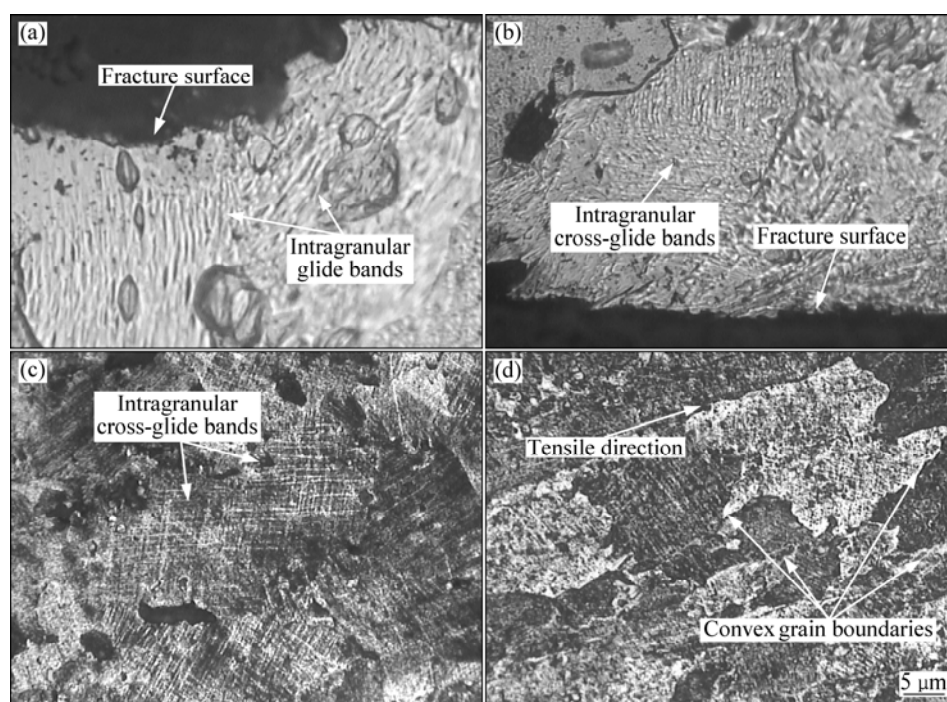


图 3 不同温度下合金的蠕变断口附近平行于轧制面的金相组织

**Fig.3** Metallographs of alloy near fracture surface and parallel to rolling surface at different creep temperatures: (a) Slipbands at 125 °C; (b) Cross-glide bands at 125 °C; (c) Cross-glide bands at 175 °C; (d) Convex grain boundaries at 200 °C

°C时晶内交叉滑移带明显增多, 滑移带更粗, 间距更宽(见图 3(c))。在 200 °C时晶内交叉滑移并不十分明显, 但垂直于拉伸方向的晶界有明显的波浪状“弓凸”<sup>[12]</sup>, 而平行于拉伸方向的晶界则较平整, 说明合金在 200 °C的蠕变条件下发生了晶界迁移。

由于铝合金属于层错能较高的面心立方晶体, 在变形过程中合金通常以位错在晶内的滑移为主要变形方式。当温度较低时, 合金内部滑移系开启较少, 晶内滑移带以单滑移带为主, 交叉滑移带较少。随着温度的升高, 受到热激活的影响, 合金内部开启的滑移系逐渐增多, 交叉滑移带也越来越多。同时, 由于诸多滑移系的开启, 合金内部产生大量位错(见图 4(a)), 导致合金变形更加容易, 从而降低了蠕变所需的应力。

蠕变过程中产生的这些位错一部分缠绕在粗大相粒子周围(见图 4(b)), 另一部分位错由于受到晶界的阻碍堆积在晶界附近(见图 4(c))。

合金的晶内强度与晶界强度随着温度的升高逐渐降低, 但在高温下, 与晶内相比, 合金晶界的强度下降更快(见图 5)。在 125~175 °C蠕变过程中, 由于晶界相对于晶内仍保持着较高的强度, 能较好地抵制位错堆积在晶界处所产生的应力集中, 合金变形主要依靠晶内大量位错的滑移来完成。而在 200 °C蠕变温度下, 晶界强度低于晶内强度, 晶界已经弱化难以抵制位错

塞积所产生的应力, 开始发生滑动和迁移, 同时堆积在晶界处的位错在高温下沿晶界发生攀移而消失, 也促进了晶界的滑动和迁移。随着高温下晶界滑动和晶界迁移的发生, 晶界的变形变得容易, 而晶内滑移则逐渐减少, 合金的变形开始由晶内向晶界发展, 在 200 °C蠕变条件下, 合金的变形由晶内和晶界互相协调变形完成。

## 2.3 蠕变温度对断裂机制的影响

图 6 所示为不同蠕变温度下合金的断口形貌。由图 6 可知, 在 125 °C蠕变温度下, 断口处呈现大小不等的圆形、椭圆形韧窝, 韧窝内部有明显的第二相粒子(见图 6(a')), 且韧窝的周边有清晰的撕裂棱, 表现为典型的韧窝型穿晶断裂特征。合金在 150 °C蠕变状态下断口同样分布着大小不一的韧窝, 且有少数韧窝很大并且深处包含着粗大的第二相粒子(见图 6(b')中 A), 但这些大型韧窝周边断面较为平整(见图 6(b')箭头), 没有明显的撕裂棱。在 175 °C蠕变下, 合金断面几乎看不到明显韧窝, 部分断面形貌呈现沿晶断裂特征, 并且断面上聚集着许多小型孔洞(见图 6(c')箭头)。而 200 °C蠕变温度下的断口已几乎没有韧窝, 且呈现为类似“冰糖”<sup>[13]</sup>状的明显沿晶断裂特征(见图 6(d'))。此外, 在合金蠕变断口表面有大量微孔。在蠕变温度

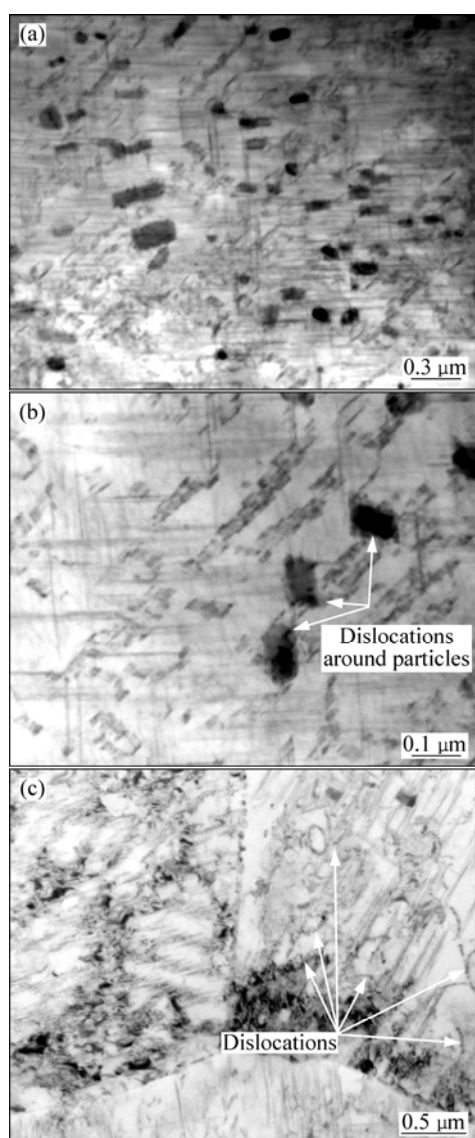


图4 175 °C蠕变温度下合金的位错

Fig.4 Dislocations in alloy at creep temperature of 175 °C:

(a) Transgranular; (b) Transgranular; (c) Grain boundary

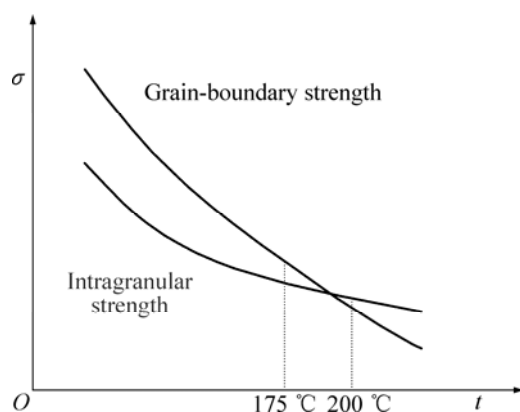


图5 合金晶界和晶内强度随温度变化的示意图

Fig.5 Schematic illustration of variation of grain-boundary strength and intragranular strength with temperature

为 125 °C时,断面上微孔尺寸较小,大多在 1 μm 以下。在蠕变温度为 150 °C时,断面上的微孔体积明显变大,微孔直径达到了 3 μm 左右。随着温度的升高,微孔长大速率迅速加快,在蠕变温度为 175 °C时,较大微孔的直径已经超过 20 μm,而在蠕变温度为 200 °C时,部分微孔的直径甚至达到 100 μm(见图 6(d'))。

在蠕变过程中,由于温度的升高,合金基体空位浓度显著增加,此外,合金的变形促使位错迅速增殖,在位错运动过程中由于异号刃型位错的湮灭、螺型位错交割所产生的割阶的迁移、位错耦的断开等原因将会在晶内形成大量空位<sup>[14]</sup>,由于空位彼此结合在一起,比单个分离的空位更加稳定,这些空位在扩散过程将互相结合而沉积,形成尺寸更大的微孔以降低体系的自由能。这些微孔的尺寸和数量与蠕变温度有关,当蠕变温度为 125 °C时,合金内部微孔尺寸较小,在蠕变过程中,不足以在拉应力作用下产生尺寸较大的裂纹,而这些细小微孔的扩散又有利于合金基体在变形过程中的塑性流动,合金表现出良好的塑性。随着温度的升高,微孔尺寸将逐渐变大,数量也将逐渐增多,微孔彼此通过聚合长大的几率也相应增加,导致微孔长大的速率越来越快,合金内部微孔对合金断裂过程的影响也越来越大。

在 150 °C蠕变时,合金断口附近区域有许多微孔聚集在粗大相周围,并且有部分粗大相粒子在蠕变过程中发生自身断裂或碎化现象(见图 6(b)所示)。参照能谱图 7(d)和文献[15]可知,这些粗大第二相粒子为  $\text{Al}_{20}\text{Cu}_2\text{Mn}_3$  弥散相。在蠕变过程中,由于这些粗大第二相粒子具有较高的弹性模量和较低的塑性,且与基体不存在共格关系,在蠕变过程中,基体发生塑性变形,而粗大第二相无法同时发生协调变形,同时位错等晶体缺陷容易在相界面上塞积,粗大相周围容易产生应力集中。当应力集中达到某一临界值时,一部分粗大相通过与基体发生界面分离缓解应力集中,另一部分粗大粒子则发生自身断裂或碎化。

在 150 °C时,由于合金微孔尺寸增大(微孔直径达 3 μm),数量众多,在蠕变过程中微孔容易聚集在第二相与基体的分离面或粗大相粒子的断裂面上,形成大的孔洞。同时,由于温度较高,合金滑移带丰富,协调变形的能力较强,部分孔洞长到很大后合金仍然没有发生断裂,在蠕变断裂瞬间,这些大孔洞之间的基体容易产生裂纹,并由于应力集中十分剧烈,裂纹失稳扩张非常迅速,这些裂纹扩展区域的合金基体几乎来不及发生塑性变形就已经断裂,所以,这部分断面较为平整(见图 8)。

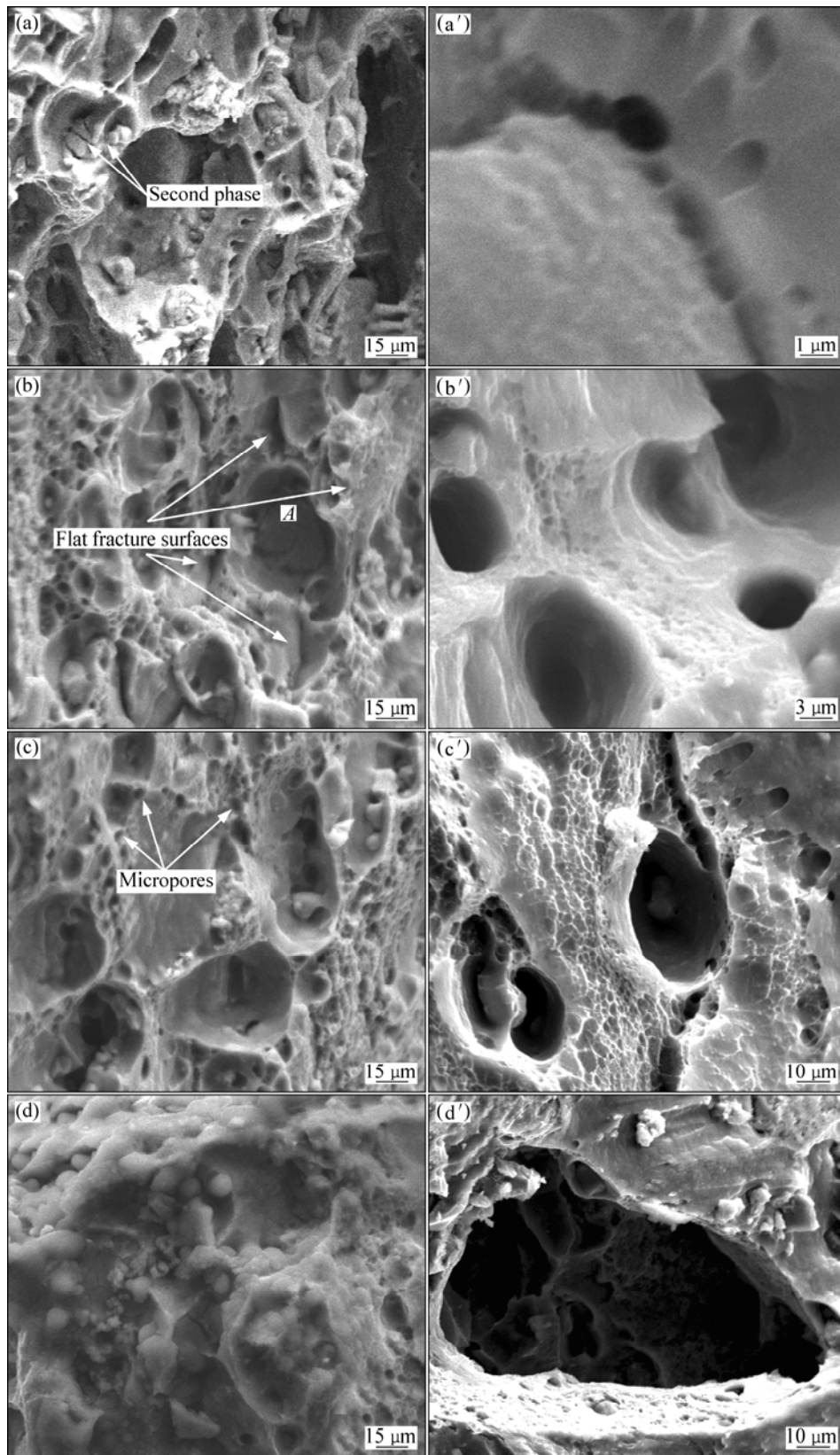


图 6 不同蠕变温度下合金的断口形貌

**Fig.6** Fractographies of alloy at different creep temperatures: (a) Fractography at 125 °C; (a') Micropores at 125 °C; (b) Fractography at 150 °C; (b') Micropores at 150 °C; (c) Fractography at 175 °C; (c') Micropores at 175 °C; (d) Fractography at 200 °C; (d') Micropores at 200 °C



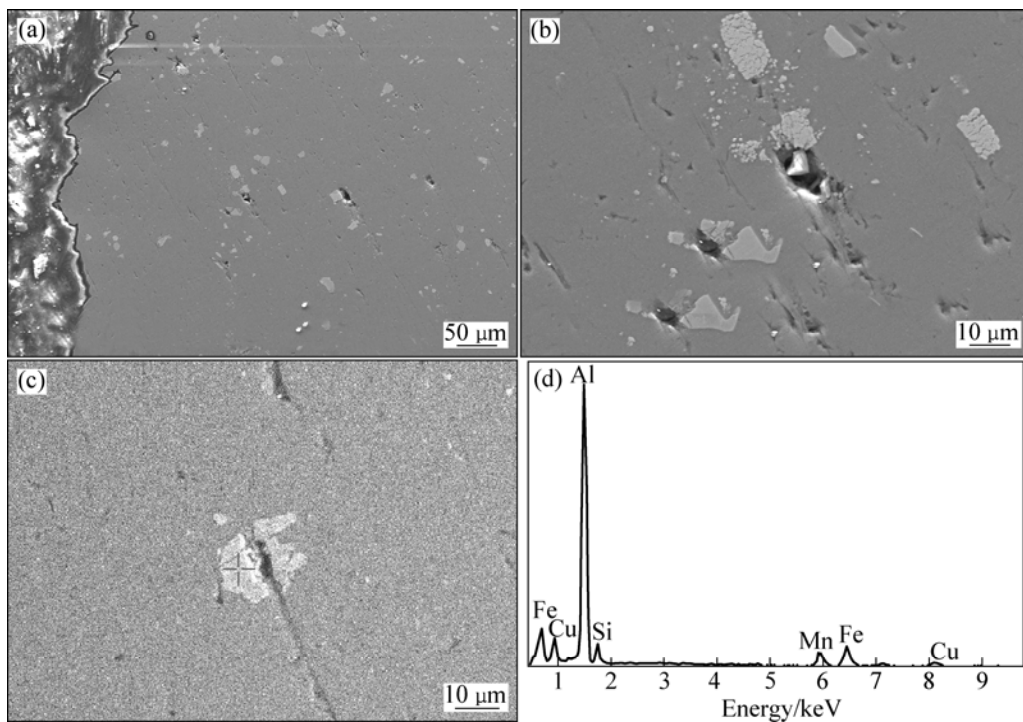


图 7 在 150 °C 蠕变温度下 2024-T42 合金内部微孔的 SEM 像及 EDS 谱

**Fig.7** SEM images ((a), (b), (c)) of micropores in 2024-T42 alloy at creep temperature of 150 °C and corresponding EDS pattern: (a) Low magnification; (b) High magnification; (c) High magnification showing position of EDS pattern; (d) Corresponding EDS pattern

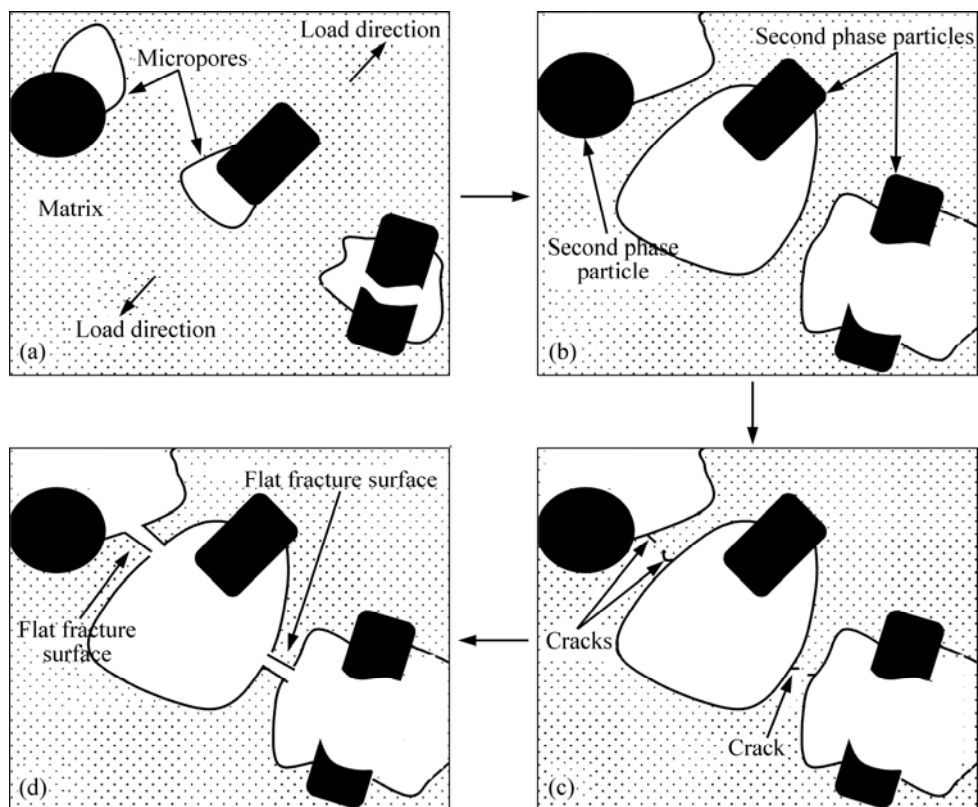


图 8 150 °C 蠕变下合金断裂机制示意图

**Fig.8** Schematic illustration of fracture mechanism of alloy at creep temperature of 150 °C: (a) Formation of micropores; (b) Growth of micropores; (c) Formation of cracks between micropores; (d) Rupture

在蠕变温度为 175 °C 时, 晶内交滑移丰富, 在交滑移过程中滑移线与晶界相截形成的台阶在外力作用下也容易形成微孔<sup>[16]</sup>, 因此晶界处微孔极其丰富。这些微孔彼此通过聚合长大, 当晶界处微孔达到一定尺寸时, 部分微孔在拉应力作用下容易沿垂直拉应力方向扩张形成裂纹, 同时, 晶界处的微孔也易于彼此通过桥接而形成裂纹, 根据“低能断裂”原理<sup>[17]</sup>即裂纹将沿消耗能量最小的方向扩展, 这些裂纹将沿着晶界处的微孔扩张以减少能耗, 最终导致合金部分区域沿晶断裂(见图 9)。

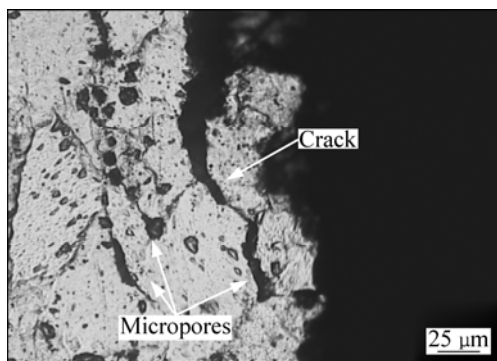


图 9 在 175 °C 下裂纹沿晶间孔洞的扩展

**Fig.9** Intergranular crack of alloy at creep temperature of 175 °C

在 200 °C 蠕变条件下, 晶界已经完全弱化, 此时, 晶界强度较低, 合金开始在晶界处发生变形。晶界的变形主要包括晶界的滑动和迁移, 而晶界在滑动过程中容易在三叉晶界处发生应力集中形成楔形孔洞(见图 8), 并由于拉应力的作用以及其他微孔的聚集, 这些楔形微孔不断长大并形成裂纹, 因为此时晶界强度低于晶内强度, 裂纹将沿晶界发生扩展, 促使晶粒之

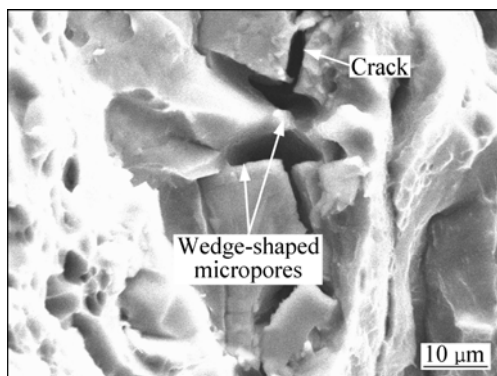


图 10 在 200 °C 蠕变温度下 2024-T42 合金断口面上的楔形微孔

**Fig.10** Wedge-shaped micropores on fracture surface of 2024-T42 alloy at creep temperature of 200 °C

间沿晶界分离, 导致合金发生沿晶界断裂。在 200 °C 蠕变条件下, 合金发生明显的沿晶断裂。

### 3 结论

1) 在 125~200 °C 蠕变过程中, 当蠕变寿命都接近 100 h 时, 蠕变应力随着蠕变温度的升高明显下降。与 125 °C 时相比, 150 °C 时合金的蠕变应力下降 9.3%; 175 °C 时合金的蠕变应力下降 30.3%; 当蠕变温度为 200 °C 时, 蠕变应力下降幅度达到 45.8%。

2) 2024-T42 合金在 125~175 °C 蠕变过程中, 合金的变形机制主要为大量位错在晶内的滑移。在 200 °C 蠕变下, 合金晶界开始发生滑移, 合金变形由晶内和晶界变形协调完成。

3) 合金在 125 和 150 °C 时, 断口呈现韧窝型穿晶断裂特征; 在 175 和 200 °C 时, 合金断口呈现沿晶断裂特征。

### REFERENCES

- [1] 李 含. 2024 铝合金薄板的热处理工艺与性能研究[D]. 西安: 西北工业大学, 2007: 1.  
LI Han. The investigation of heat treatment technology and properties of 2024 aluminium alloy sheet[D]. Xi'an: Northwestern Polytechnical University, 2007: 1.
- [2] 赵英涛. 美国大型客机结构用铝合金的发展[J]. 材料工程, 1993, 52(2): 45-48.  
ZHAO Ying-tao. The development and prospect of structural aluminium alloy used in large-type passenger plane of united states[J]. Journal of Materials Engineering, 1993, 52(2): 45-48.
- [3] ABD EL-KHALEKA M. Steady state creep and creep recovery behaviours of pre-aging Al-Si alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2009, 500: 176-181.
- [4] GUILLERM C, REQUNA A, PETER D, ESTEBAN D M, ELODIE B. Microtomographic study of the evolution of microstructure during creep of an AlSi<sub>12</sub>CuMgNi alloy reinforced with Al<sub>2</sub>O<sub>3</sub> short fibres[J]. Mater Sci Eng A, 2008, 487: 99-107.
- [5] MISHRA H, SATYANARAYANA D V V, NANDY T K, SAGAR P K. Effect of trace impurities on the creep behavior of a near  $\alpha$  titanium alloy[J]. Scripta Materialia, 2008, 59: 591-594.
- [6] SHI X L, MISHRA R S, WATSON T J. Effect of temperature and strain rate on tensile behavior of ultrafine-grained aluminum alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2008, 494: 247-252.
- [7] SATO T, KRAL M V. Microstructural evolution of Mg-Al-Ca-Sr alloy during creep[J]. Mater Sci Eng A, 2008, 498: 369-376.

- [8] NAKAJIMA T, TAKEDA M, ENDO T. Accelerated coarsening of precipitates in crept Al-Cu alloys[J]. Mater Sci Eng A, 2004, 387/389: 670–673.
- [9] WANG J, WU X, XIA K. Creep behavior at elevated temperatures of an Al-Cu-Mg-Ag alloy[J]. Mater Sci Eng A, 1997, 498: 287–290.
- [10] DUNNWARD J, EL-MAGD E. Description of the creep behaviour of the precipitation-hardened material Al-Cu-Mg alloy 2024 using finite element computations based on microstructure mechanical models[J]. Computational Materials Science, 1996, 7: 200–207.
- [11] LUMLEY R N, MORTON A J, POLMEAR I J. Enhanced creep resistance in underaged aluminum alloys[J]. Materials Science Forum, 2002, 331/337(3): 1495–1500.
- [12] 张新明, 彭卓凯, 邓运来, 陈健美, 蒋 浩. Mg-9Gd-4Y-0.6Mn 合金在 293~723 K 时的变形行为及微观组织演变[J]. 中南大学学报: 自然科学版, 2006, 37(2): 224–228.
- ZHANG Xin-ming, PENG Zhuo-kai, DENG Yun-lai, CHEN Jian-mei, JIANG Hao. Deformation behavior and microstructure evolution of Mg-9Gd-4Y-0.6Mn alloy at 293–723 K[J]. Journal of Central South University: Science and Technology, 2006, 37(2): 224–228.
- [13] 崔约贤, 王长利. 金属断口分析[M]. 哈尔滨: 哈尔滨工业大学出版社, 1998: 203.
- CUI Yue-xian, WANG Chang-yi. Metal fractographic analysis[M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 1998: 203.
- [14] 郑子樵. 材料科学基础[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2005: 97–98.
- ZHEN Zi-qiao. Materials science and engineering[M]. Changsha: Central South University Press, 2005: 97–98.
- [15] WALSH J A, JATA K V, STARKE J E A. The influence of Mn dispersoid content and stress state on ductile fracture of 2124 type Al alloys[J]. Acta Metal, 1989, 37(11): 2861–2871.
- [16] 吴诗婷. 金属超塑性变形理论[M]. 北京: 国防大学出版社, 1997: 112–115.
- WU Shi-heng. Metal superplastic deformation theory[M]. Beijing: National Defense University Press, 1997: 112–115.
- [17] 徐振兴. 断裂力学[M]. 湘潭: 湘潭大学出版社, 1985: 229.
- XU Zhen-xing. Fracture mechanics[M]. Xiangtan: Xiangtan University Press, 1985: 229.

(编辑 龙怀中)