



热暴露对 7475-T761 铝合金微观组织和力学性能的影响

李茂华¹, 杨延清², 汝继刚³, 吴志强¹, 卢立伟¹, 莫家璇¹

(1. 湖南科技大学 材料科学与工程学院, 湘潭 411201;

2. 西北工业大学 材料学院, 西安 710072;

3. 北京航空材料研究院, 北京 100095)

摘 要: 利用万能材料试验机、透射电子显微镜(TEM)和扫描电子显微镜(SEM), 研究了热暴露对 7475-T761 铝合金微观组织和力学性能的影响。结果表明: 在 100 °C 热暴露时, 合金强度随着时间延长略有升高; 在 125 °C 热暴露时, 合金强度随着时间延长略有降低, 且力学性能在较长时间内保持稳定; 当热暴露温度高于 150 °C 时, 合金强度随着时间延长急剧降低, 伸长率快速升高。其主要原因是基体析出相(MPt) η' 和 η 长大粗化、晶界析出相(GBP) η 粗化以及晶界无析出带(PFZ)宽化。随着热暴露温度升高和时间延长, 合金的断裂机制呈现由沿晶断裂和韧窝断裂组成的混合断裂转变为穿晶韧窝断裂。影响合金断裂行为的主要因素是基体与晶界之间的强度差异。

关键词: 7475 铝合金; 热暴露; 微观组织; 力学性能

文章编号: 1004-0609(2022)-02-0353-12

中图分类号: TG146.2

文献标志码: A

引文格式: 李茂华, 杨延清, 汝继刚, 等. 热暴露对 7475-T761 铝合金微观组织和力学性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2021, 32(2): 353–364. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-37470

LI Mao-hua, YANG Yan-qing, RU Ji-gang, et al. Effect of thermal exposure on microstructure and mechanical properties of 7475-T761 Al alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2021, 32(2): 353–364. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-37470

7 系铝合金属于可热处理强化铝合金, 具有高的比强度、比刚度、断裂韧性, 较好的抗应力腐蚀性以及优良加工性能与焊接性能等优点, 因而在大飞机领域得到广泛应用。7 系铝合金主要用于制造飞机机身、机翼蒙皮、大梁、中央翼结构件、翼梁、舱壁和起落架等^[1]。

随着航空技术的快速发展, 要求铝合金材料具有耐高温性能。用热暴露模拟飞行使用条件, 研究热暴露工艺对铝合金微观组织和拉伸性能的影响规律, 可以为飞机安全飞行提供可靠的设计数据。文献报道表明, 铝合金的热暴露研究主要集中在 2 系铝合金^[2-4]和 7 系铝合金^[5-7]。铝合金热暴露后的

微观组织和力学性能受时效状态^[2-3, 5-6]、末级时效温度^[7]以及微量元素^[4]等因素的影响。刘晓艳等^[2]研究了欠时效态和峰时效态 Al-Cu-Mg-Ag 合金的热稳定性, 发现当热暴露温度低于 150 °C 时, 欠时效态合金的稳定性明显优于峰时效态。邓才智等^[3]研究了自然时效和高温短时人工时效 2524 铝合金的热稳定性, 发现热暴露温度为 150 °C 时, 两种不同时效处理的合金强度均随时间的延长先升后降, 伸长率下降; 热暴露时间超过 500 h 后, 高温短时人工时效的合金力学性能下降较快。冯朝辉等^[5]研究了热暴露对过时效的 7050-T7452 锻件微观组织和拉伸性能的影响, 发现热暴露温度拐点在 125 °C;

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51704112)

收稿日期: 2018-12-07; **修订日期:** 2021-07-14

通信作者: 李茂华, 讲师, 博士; 电话: 0731-58290888; E-mail: lmhwx@163.com

当热暴露温度低于 125 °C 时,基体析出相(MPt)的尺寸和种类变化甚微,力学性能无明显变化;当热暴露温度高于 125 °C 时,MPt 明显粗化,晶界无析出带(PFZ)变宽,强度明显下降。彭小芒等^[7]研究了 7475-T7351 铝合金的热稳定性,发现在高于末级时效温度下热暴露时,合金强度明显下降,伸长率明显上升;在低于末级时效温度下热暴露时,在短时间内,合金力学性能变化不大,但长时间热暴露后,合金强度下降而伸长率略上升。陈小珍等^[4]研究了微量元素 Ce、Ag 对 Al-Cu-Li 合金热暴露后的微观组织和拉伸性能的影响,发现添加 Ce 能提高 T_1 相的抗粗化能力,有利于提高合金热暴露后的力学性能;不含 Ag 的合金在 150 °C 热暴露后的强度下降较快,但合金在 200 °C 热暴露后能保持较高的强度。

目前尚未检索到关于热暴露对用作飞机蒙皮的 7475-T761 铝合金微观组织和力学性能影响的研究。因此,本文采用万能材料试验机、TEM 和 SEM 等测试方法,研究热暴露工艺对 7475-T761 铝合金板材微观组织和力学性能的影响,旨在为 7475-T761 铝合金在航空工业上的安全应用提供理论和实验依据。

1 实验

本实验采用厚度为 2.5 mm 的 7475 铝合金板材,化学成分见表 1。7475-T761 铝合金分别在 100 °C、125 °C、150 °C 和 175 °C 热暴露 100 h、500 h 和 1000 h。

热暴露后的拉伸试样沿板材纵向截取。室温拉伸试验在 MT5105 型微机控制电子万能材料试验机进行。热暴露后 MPt 和晶界析出相(GBP)的大小、形貌、分布以及 PFZ 的宽度在 Tecnai F30 G2 场发射透射电子显微镜上进行观察。透射电镜样品在双喷电解减薄仪上制备,电解液选用 30% HNO_3 +

70% CH_3OH 溶液(体积分数)。热暴露后的拉伸断口在 Tescan Mira 3 场发射扫描电子显微镜进行观察。

2 实验结果

2.1 热暴露对合金拉伸性能的影响

2.1.1 热暴露温度对拉伸性能的影响

图 1 所示为不同时间条件下热暴露温度对 7475-T761 铝合金板材拉伸性能的影响。从图

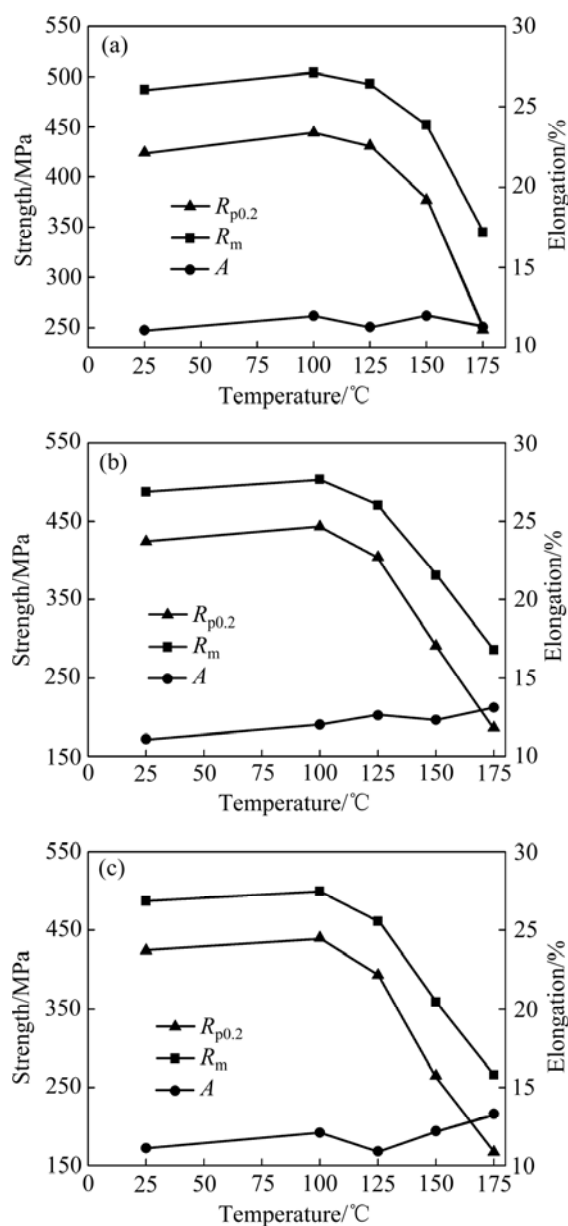


图 1 不同时间条件下热暴露温度对 7475-T761 铝合金拉伸性能的影响

Fig 1. 1 Influence of thermal exposure temperature on tensile properties of 7475-T761 Al alloy at different time: (a) 100 h; (b) 500 h; (c) 1000 h

表 1 7475 铝合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of 7475 Al alloy (mass fraction, %)

Zn	Mg	Cu	Cr	Mn	Ti	Si	Fe	Al
6.2	2.6	1.9	0.25	0.06	0.06	0.1	0.12	Bal.

1(a)~(c)可以看出,热暴露时间分别为100 h、500 h和1000 h时,热暴露温度对合金拉伸性能的影响规律大致相同,均表现为:在相同的热暴露时间内,随着热暴露温度的升高,合金强度先增后减,伸长率总体上呈上升趋势。

2.1.2 热暴露时间对拉伸性能的影响

图2所示为不同温度条件下热暴露时间对7475-T761铝合金板材拉伸性能的影响。从图2可以看出,在100℃热暴露时,随着时间延长,合金强度变化不大,伸长率略有增加;在125℃热暴露时,随着时间延长,合金强度略有增加,伸长率变化不明显。在150℃热暴露时,合金强度随热暴露时间的延长而明显下降,伸长率呈上升趋势;1000 h后屈服强度和抗拉强度分别下降37.5%和26.3%,伸长率增加9.9%。在175℃热暴露时,合金强度在100 h内急剧下降,随着热暴露时间延长,强度下降趋于缓和,合金的伸长率随时间延长急剧上升;热暴露1000 h后屈服强度和抗拉强度分别下降60.6%和45.4%,伸长率增加19.8%。

2.2 热暴露对合金微观组织的影响

2.2.1 原板材的微观组织

图3所示为热暴露前7475-T761铝合金板材基体和晶界的BF-TEM像。图3(a)显示了从(001)带轴下观察的基体析出的微观组织。从图3(a)可以看出,MPt均匀弥散。结合图3(a)右上角的衍射花样来看,在 $1/3\{220\}_{Al}$ 和 $2/3\{220\}_{Al}$ 出现衍射斑点可以判定MPt主要由 η' 亚稳相和 η 平衡相组成^[8-9]。基体中均匀分布的圆盘状 η' 相直径为5~10 nm,板条状 η 相长为20~50 nm,宽为10 nm。图3(b)显示GBP为断续分布的粗大 η 平衡相。GBP的长度约45 nm,宽30 nm;PFZ的宽度约为50 nm。

2.2.2 热暴露温度对微观组织的影响

图4~6所示分别为7475-T761铝合金板材在不同温度下热暴露100 h、500 h、1000 h后的BF-TEM像。从图4~6可以看出,热暴露温度为100℃时,与T761态微观组织相比,MPt更弥散,GBP以及PFZ变化不明显;热暴露温度为125℃时,合金中MPt的尺寸略有增大、数量有所降低,GBP的尺寸

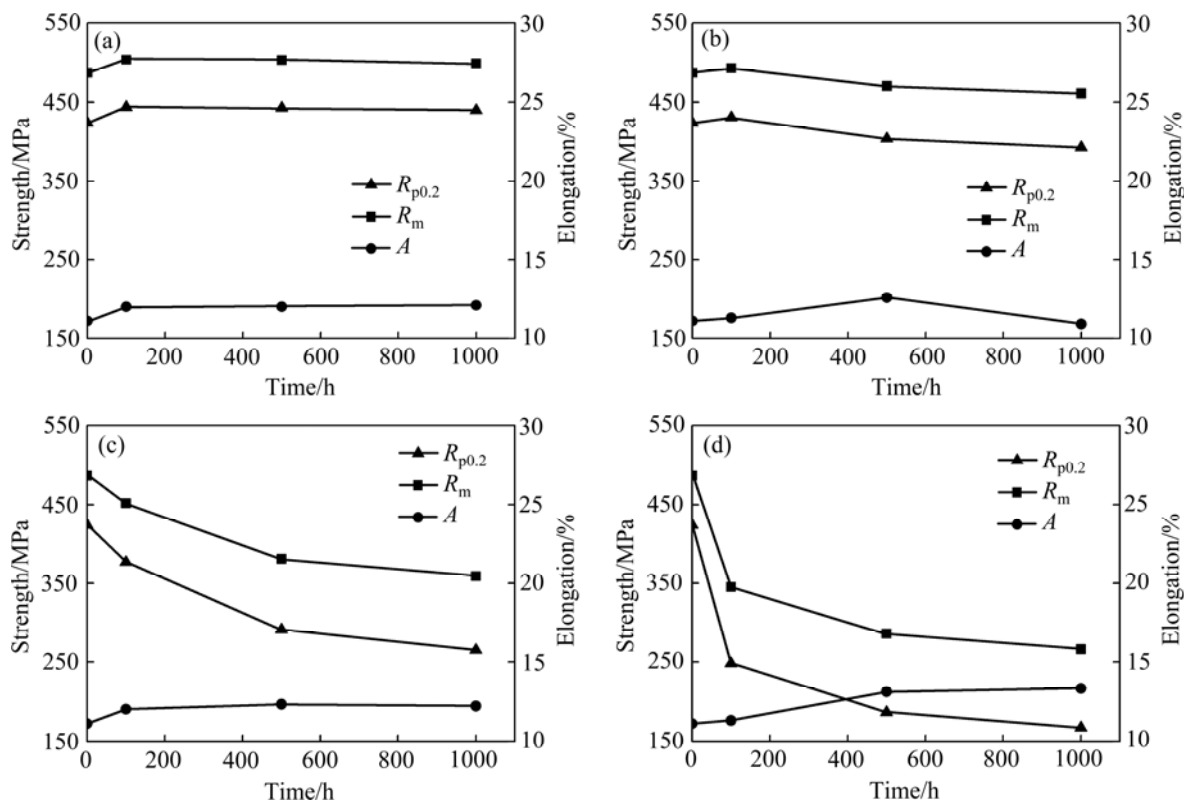


图2 不同温度条件下热暴露时间对7475-T761铝合金拉伸性能的影响

Fig. 2 Influence of thermal exposure time on tensile properties of 7475-T761 Al alloy at different temperatures: (a) 100 °C; (b) 125 °C; (c) 150 °C; (d) 175 °C

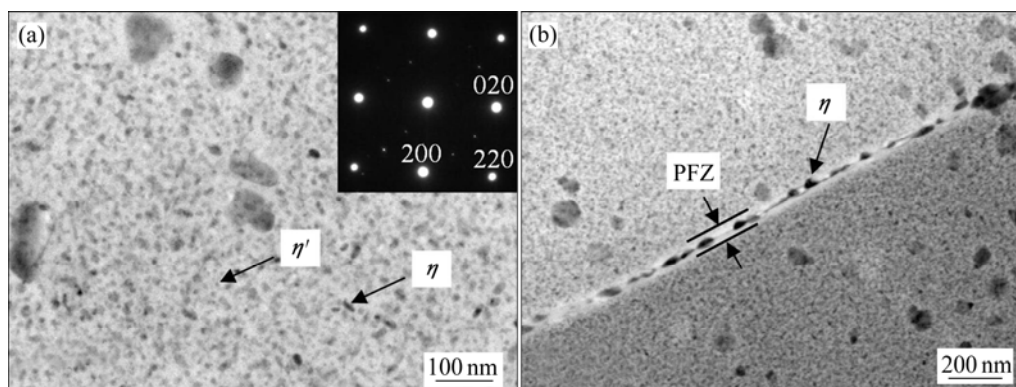


图3 7475-T761 铝合金板材热暴露前的 BF-TEM 像

Fig. 3 BF-TEM image of 7475-T761 Al alloy plates before thermal exposure: (a) Matrix; (g) Grain boundary

以及 PFZ 的宽度略有增加；当热暴露温度升高至 150 °C 时，合金中 MPt 的尺寸明显增大，板条状 η 相所占比例增多，MPt 的数量明显减少，晶界处断续分布的 η 平衡相尺寸增大，PFZ 的宽度随时间延长而变大；当热暴露温度升高至 175 °C 时，合金中 MPt 的尺寸急剧增大，板条状 η 相占据了更大的比例，MPt 的数量减少，GBP 呈断续分布，尺寸显著增大，同时，PFZ 的宽度迅速增大。

2.2.3 热暴露时间对微观组织的影响

从图 4(a)~(b)、图 5(a)~(b)和图 6(a)~(b)可以看出，在 100 °C 热暴露时，随着时间延长，合金中 MPt 的形貌、尺寸和分布变化甚微；GBP 和 PFZ 无明显变化。从图 4(c)~(d)、图 5(c)~(d)和图 6(c)~(d)可以看出，在 125 °C 热暴露时，随着时间延长，合金中 MPt 的尺寸和间距略有增加，PFZ 的宽度略有增大。从图 4(e)~(f)、图 5(e)~(f)和图 6(e)~(f)可以看出，在 150 °C 热暴露时，1000 h 后，基体中的圆盘状和板条状析出相的尺寸明显增大，此时盘状析出相 η' 直径为 15~30 nm，板条状 η 相长度为 75~100 nm，宽度为 10~20 nm；PFZ 的宽度显著增加，约为 100 nm。从图 4(g)~(h)、5(g)~(h)和 6(g)~(h)可以看出，热暴露温度升高至 175 °C 时，随着热暴露时间延长，析出相粗化程度越来越严重，MPt 的尺寸急剧增大，析出相的数量快速减少；经过 1000 h 热暴露后，圆盘状 η' 亚稳相直径为 13~20 nm，板条状 η 平衡相长度为 60~240 nm，宽度为 25~65 nm。基体中粗大析出相周围存在明显的无析出区域。GBP 呈断续分布，尺寸显著增大。同时，PFZ 的宽度增

大，约为 220 nm。

2.3 热暴露对合金拉伸断口的影响

2.3.1 热暴露温度对拉伸断口的影响

图 7~9 所示分别为 7475-T761 铝合金板材在 100 °C、125 °C、150 °C 和 175 °C 下热暴露 100 h、500 h 和 1000 h 后的拉伸断口形貌。从图 7~9 中可以看出，当热暴露温度低于 125 °C 时，断口呈沿晶断裂和韧窝断裂组成的混合断裂；沿晶断裂较多，韧窝较小较浅。当热暴露温度高于 150 °C 时，断口表面粗糙度增加，断口中存在许多等轴韧窝，韧窝变大变深，韧窝底部有破碎的第二相颗粒；断口局部有沿晶界发生的层状开裂，断裂方式以韧窝断裂为主。当热暴露温度为 175 °C 时，断口表面完全是等轴韧窝，韧窝壁较薄，撕裂特征明显，此时断裂方式为完全的穿晶韧窝断裂。

2.3.2 热暴露时间对拉伸断口的影响

从图 7(a)、8(a)和 9(a)可以看出，在 100 °C 热暴露时，随着时间延长，合金拉伸断口形貌基本没有变化，断裂方式为沿晶断裂和韧窝断裂组成的混合断裂。从图 7(b)、8(b)和 9(b)可以看出，在 125 °C 热暴露时，随着时间延长，合金拉伸断口形貌变化明显；热暴露时间为 100 h 和 1000 h 时，断裂方式为沿晶断裂和韧窝断裂组成的混合断裂，但在 500 h 时，沿晶断裂明显减少，断裂方式以韧窝断裂为主。从图 7(c)、8(c)和 9(c)可以看出，在 150 °C 热暴露时，随着时间延长，合金拉伸断口形貌变化不明显，沿晶断裂成分逐渐减少，韧窝断裂逐渐增多，断裂方

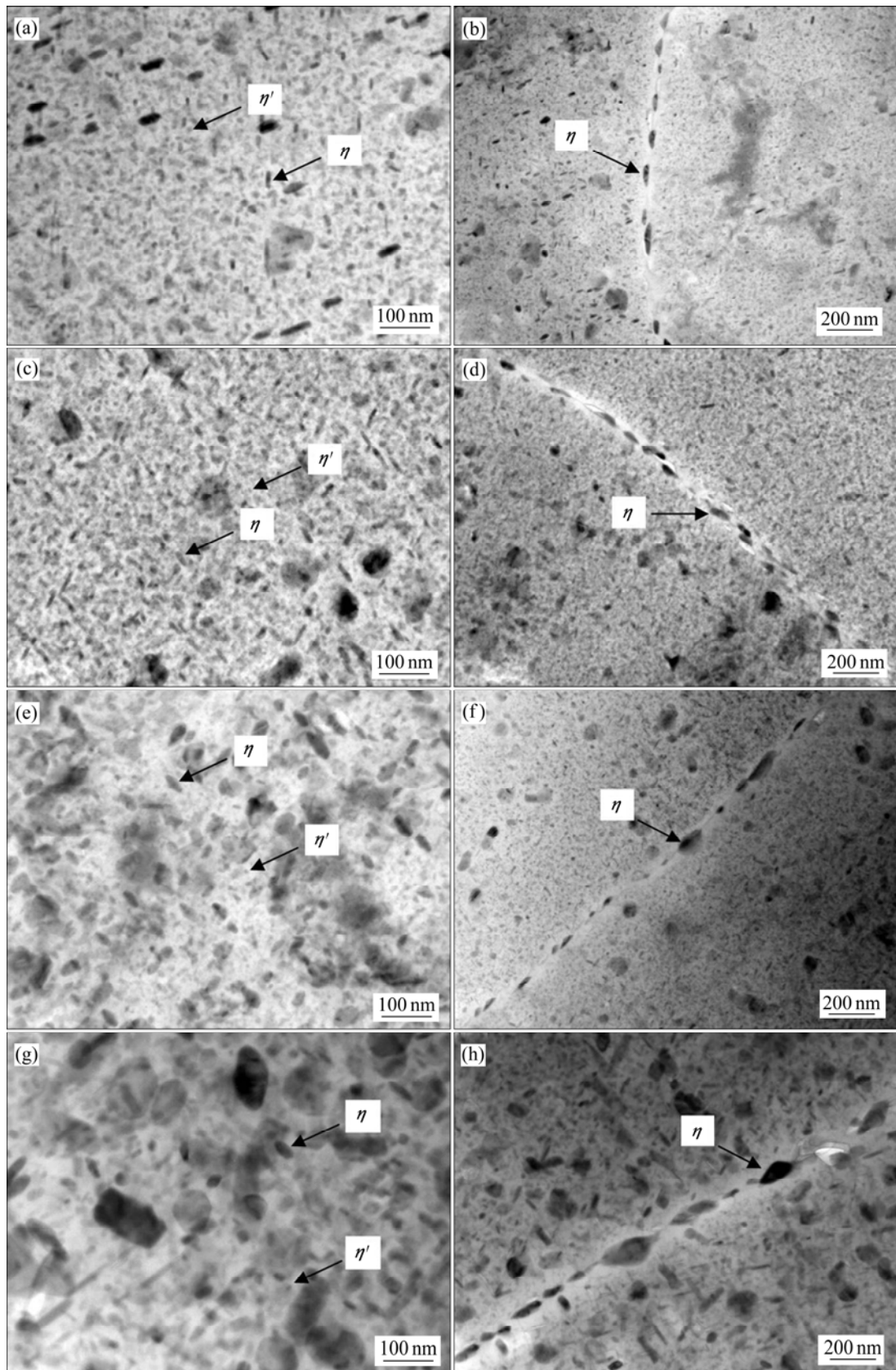


图 4 7475-T761 铝合金在不同温度热暴露 100 h 后的 BF-TEM 像

Fig. 4 BF-TEM images of 7475-T761 Al alloy at different thermal exposure temperatures for 100 h: (a), (b) 100 °C; (c), (d) 125 °C; (e), (f) 150 °C; (g), (h) 175 °C

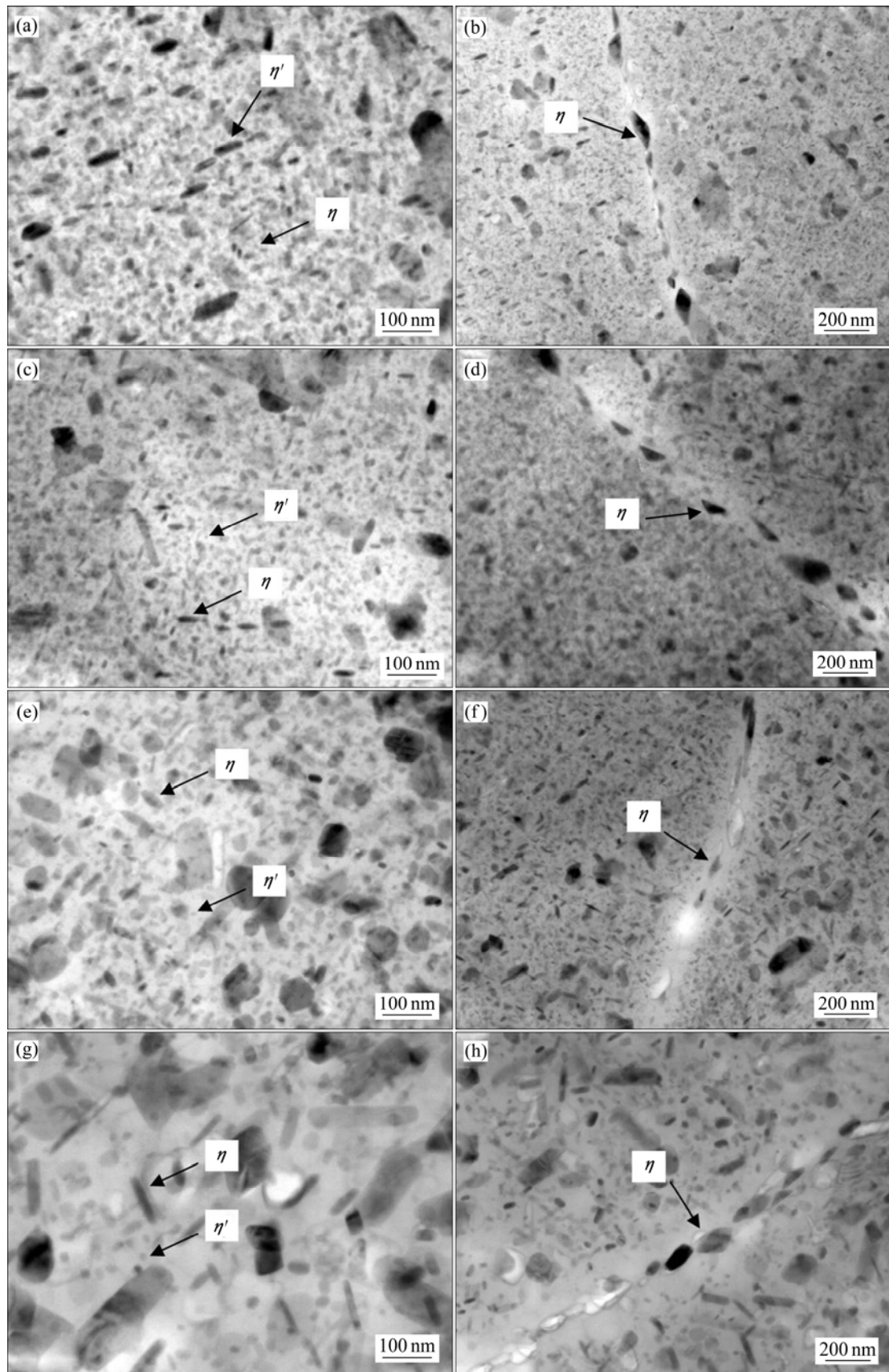


图 5 7475-T761 铝合金在不同温度热暴露 500 h 后的 BF-TEM 像

Fig. 5 BF-TEM images of 7475-T761 Al alloy at different thermal exposure temperatures for 500 h: (a), (b) 100 °C; (c), (d) 125 °C; (e), (f) 150 °C; (g), (h) 175 °C

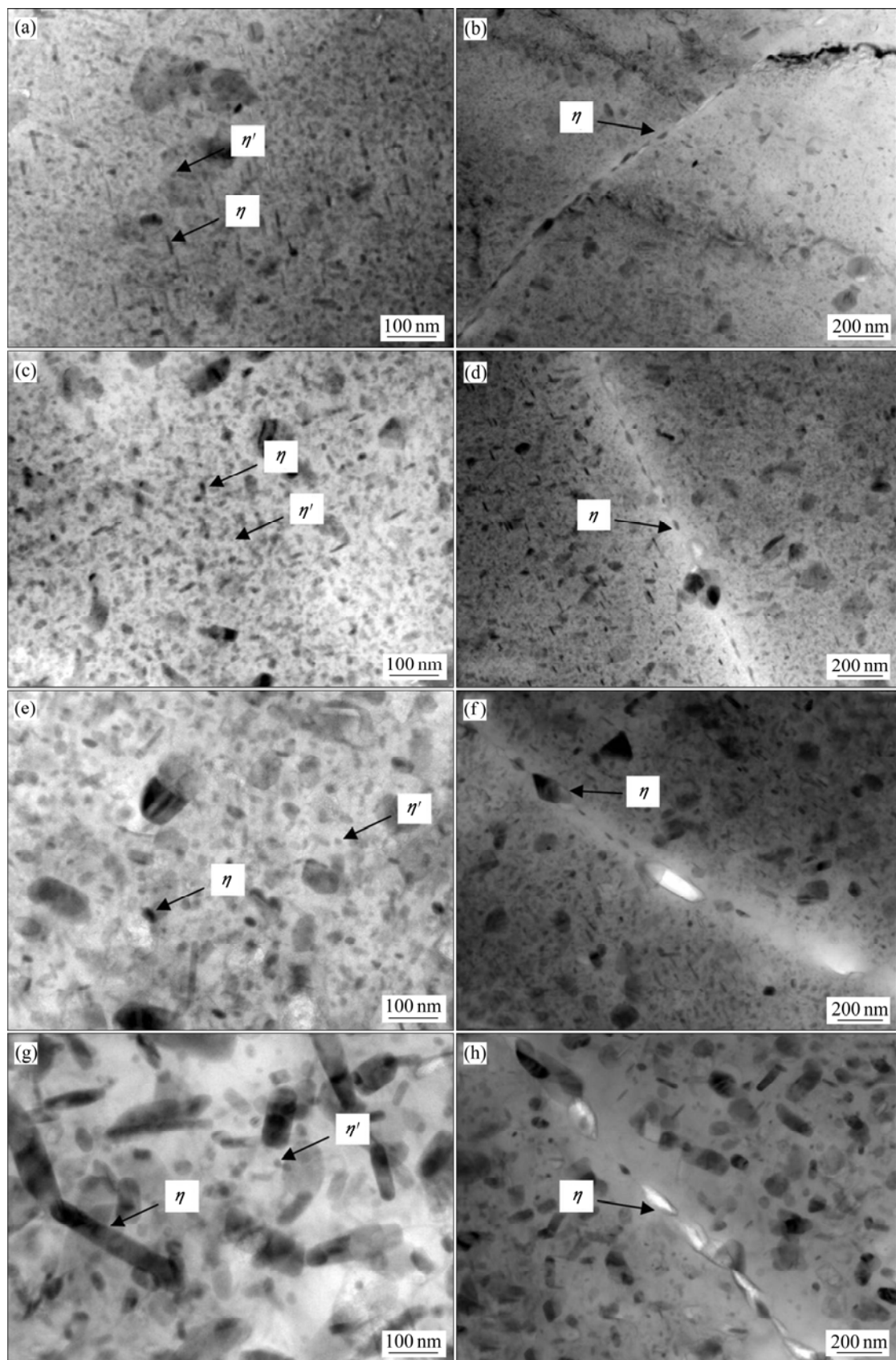


图 6 7475-T761 铝合金在不同温度热暴露 1000 h 后的 BF-TEM 像

Fig. 6 BF-TEM images of 7475-T761 Al alloy at different thermal exposure temperatures for 1000 h: (a), (b) 100 °C; (c), (d) 125 °C; (e), (f) 150 °C; (g), (h) 175 °C

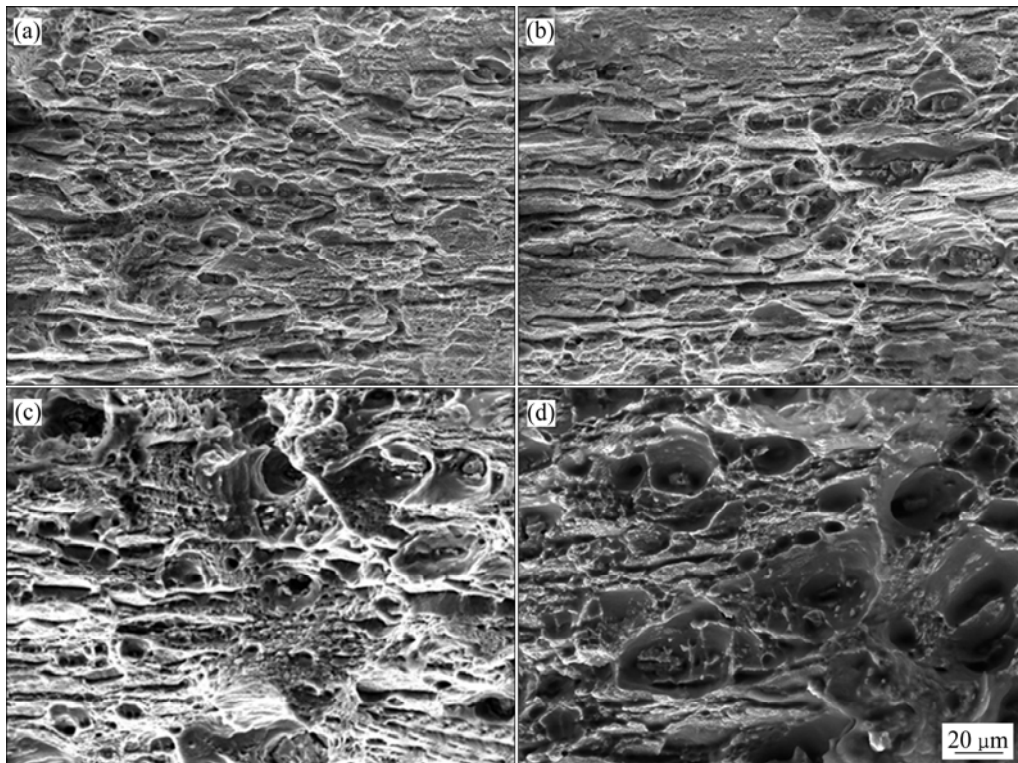


图 7 7475-T761 铝合金在不同温度下热暴露 100 h 后的断口形貌

Fig. 7 Fracture morphologies of 7475-T761 Al alloy at different thermal exposure temperatures for 100 h: (a) 100 °C; (b) 125 °C; (c) 150 °C; (d) 175 °C

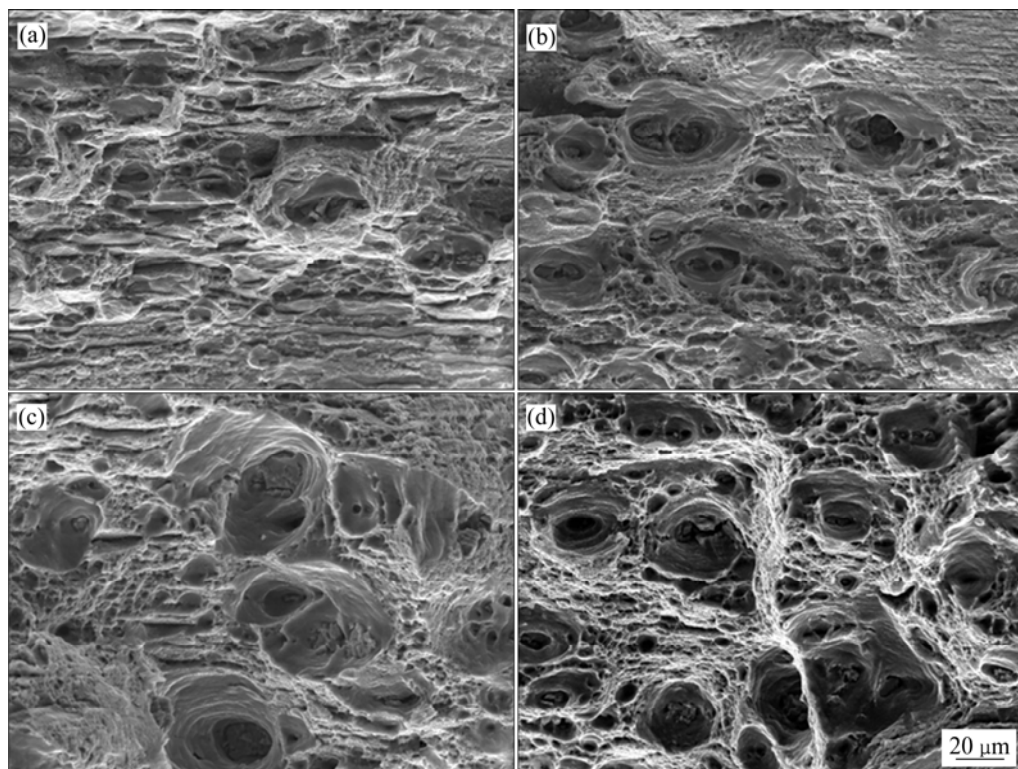


图 8 7475-T761 铝合金在不同温度下热暴露 500 h 后的断口形貌

Fig. 8 Fracture morphologies of 7475-T761 Al alloy at different thermal exposure temperatures for 500 h: (a) 100 °C; (b) 125 °C; (c) 150 °C; (d) 175 °C

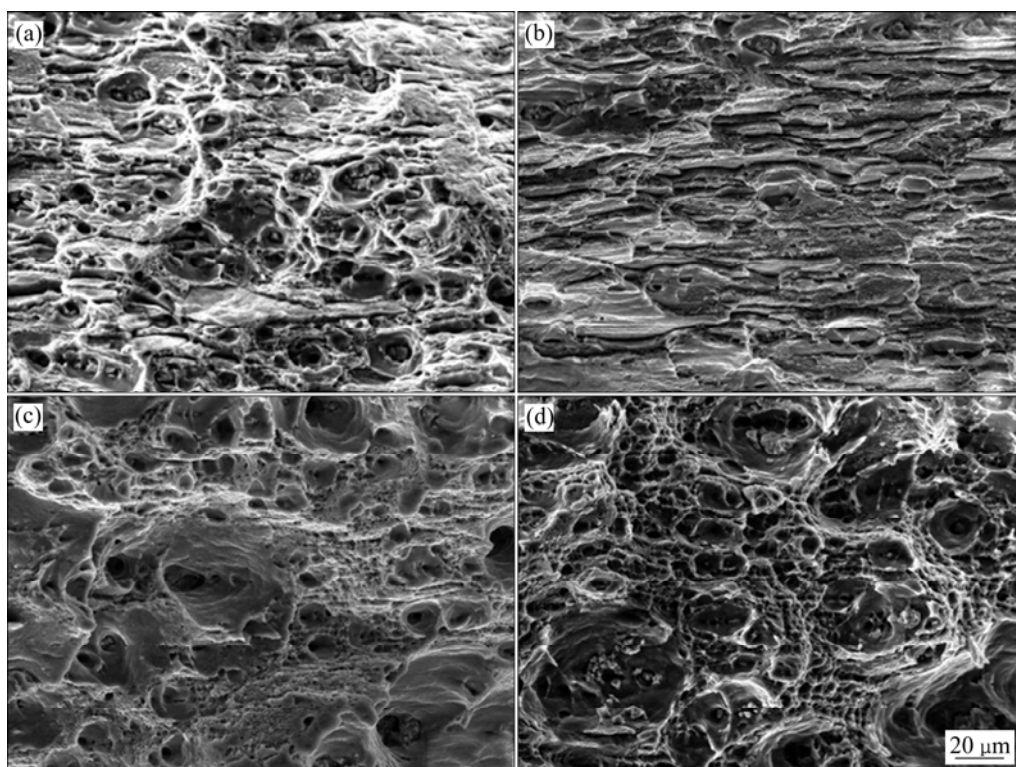


图 9 7475-T761 铝合金在不同温度下热暴露 1000 h 后的断口形貌

Fig. 9 Fracture morphologies of 7475-T761 Al alloy at different thermal exposure temperatures for 1000 h: (a) 100 °C; (b) 125 °C; (c) 150 °C; (d) 175 °C

式以韧窝断裂为主。从图 7(d)、8(d)和 9(d)可以看出, 合金在 175 °C 热暴露 100 h 后, 断裂方式为沿晶断裂和韧窝断裂组成的混合断裂; 随着时间延长, 断裂方式转变为完全的穿晶韧窝断裂。

3 分析与讨论

3.1 热暴露对合金析出的影响

在 100 °C 低温热暴露时, 残留在基体中的溶质原子进一步析出少量细小的 GP 区和 η' 相, 使 MPt 数量增多; 但由于合金经过 T761 时效处理后, 基体中残留的溶质原子较少, 基体溶质浓度接近于平衡状态, 析出时驱动力很小, 新的 GP 区和 η' 相析出以及原有的 η' 相长大过程均比较弱。当热暴露温度升高至 125 °C 时, 部分小于该温度下临界尺寸的 GP 区发生回溶, 大于临界尺寸的 GP 区转变为 η' 相; 但由于温度较低, GP 区溶解和长大驱动力不足, 随着热暴露时间延长, MPt 的尺寸略有增大。

当 7475-T761 铝合金热暴露温度高于 150 °C

时, 基体内的溶质浓度已基本达到平衡浓度, 基体和析出相颗粒之间的浓度梯度消失, 因此, 形核率降至接近零, 析出相进入粗化阶段。根据吉布斯-汤姆逊效应^[10-11], 与颗粒相邻基体中的溶质浓度将随着颗粒曲率半径的降低而提高, 因此, 在大颗粒与小颗粒之间的基体中存在浓度梯度, 从而驱使溶质原子从小颗粒向大颗粒扩散, 其结果是大颗粒以消耗小颗粒的方式长大粗化。粗化阶段的析出相尺寸远远大于形核和长大阶段的析出相尺寸, 析出相之间的距离变大。

3.2 热暴露对合金强化机制的影响

析出强化是指第二相从固溶体脱溶而引起的强化效应, 其物理本质是析出相及其应力场与位错发生交互作用, 阻碍位错运动。由于在析出过程中, 析出相从与基体共格向非共格过渡, 因此强化机制也会相应发生变化。析出强化理论^[12-14]认为, 当析出相尺寸较小并与基体保持共格关系时, 位错以切过方式与析出相发生交互作用; 而当析出相尺寸较

大,并且与基体呈非共格关系时,位错以绕过方式与析出相发生交互作用。

当析出相尺寸较小,而且相邻间距也较小时,主要机制为切过型强化机制;在切过型机制作用下,强度随析出相体积分数 f 和半径 r 的增加而增加,合金强度随时效的进行而增强。当析出相尺寸较大,而且相邻间距也较大时,主要强化机制为绕过型强化机制;在绕过型机制作用下,强度随析出相半径 r 的增加而降低,这种机制适用于析出相的粗化阶段。在粗化阶段,析出相的体积分数保持不变,因此,合金强度主要受析出相半径影响,合金强度随时效进行而降低。

7475-T761 铝合金的强度主要取决于位错与析出相之间的交互作用^[12]。在 100 °C 低温热暴露时,基体中有少量细小的 GP 区和 η' 相析出。此时析出强化机制以切过型强化为主。因此,随着热暴露时间延长,合金强度略有增加,但增幅不大。当热暴露温度升高至 125 °C 时,小于临界尺寸的析出相发生了回溶,大于临界尺寸的析出相缓慢长大。此时析出强化机制由切过型向绕过型过渡,故强度略有下降。当热暴露温度高于 150 °C 时,析出相快速粗化。此时析出强化机制以绕过型占绝对优势,故合金强度随热暴露温度升高和时间延长急剧下降。结合热暴露后的室温拉伸性能和 TEM 微观组织分析可以看出,7475-T761 合金板材经过长时间热暴露后强度下降主要原因是 MPt 长大粗化。

3.3 热暴露对合金断裂行为的影响

对于热暴露处理过程中,7475-T761 铝合金断裂方式的变化主要可以从基体强度、晶界强度以及二者的差别来考虑。基体强度和晶界强度的变化是受 MPt 和 GBP 的尺寸、分布以及 PFZ 宽度影响^[15]。

当热暴露温度低于 125 °C 时,合金中 MPt 细小弥散,断续分布的 GBP 尺寸较小,PFZ 较窄。此时基体强度较高,晶界强度较低。在拉伸过程中,位错切过 MPt,发生平面滑移,引起不均匀变形,在晶界处产生应力集中,引起晶界处特别是 GBP 处产生裂纹,从而导致沿晶韧窝断裂^[16]。此时合金的断裂方式是以沿晶断裂为主、韧窝断裂占少量的混合断裂方式。

当热暴露温度升高至 150 °C 时,合金中 MPt

开始明显粗化,断续分布的 GBP 尺寸增大,PFZ 变宽。此时晶界与基体之间的强度差异有所减少,但晶界仍然是主要薄弱环节。在拉伸过程中,GBP 与 PFZ 形成“软硬”耦合,位错大量塞积在较硬的 GBP 附近,从而使较软的 PFZ 发生变形形成韧窝,GBP 的尺寸越大、PFZ 越宽,形成的韧窝越大。此时合金的断裂方式是以韧窝断裂为主、沿晶断裂占少量的混合断裂。

当热暴露温度达 175 °C 时,合金中 MPt 的尺寸急剧增大,发生严重粗化,断续分布的 GBP 尺寸显著增大,PFZ 的宽度迅速增加。MPt 的粗化导致基体强度降低,晶界与基体强度的差异降低。在拉伸过程中,位错不易在晶界处塞积,变形过程中基体中的粗大析出相 η 成为主要薄弱环节;位错在粗大析出相处发生缠绕塞积,引起变形和应力集中,导致析出相破碎或析出相与基体界面开裂,形成裂纹源,最后裂纹相互连接形成粗大的韧窝。随着热暴露时间延长,合金的断裂方式由沿晶断裂和韧窝断裂组成的混合断裂转变为完全的穿晶韧窝断裂。

4 结论

1) 热暴露温度是 7475-T761 铝合金板材力学性能的瓶颈影响因素。随着热暴露温度的增加,合金强度显著降低,特别在 175 °C 下热暴露时,合金强度在短时间内急剧下降,伸长率随时间延长而快速上升;热暴露 1000 h 后,屈服强度和抗拉强度分别下降 60.6% 和 45.4%,伸长率增加 19.8%。而在 125 °C 热暴露时,合金强度随时间延长而缓慢降低,伸长率略有上升。由此可见,热暴露温度对合金力学性能的影响很大。为此,该合金在实际服役过程中,其服役温度的条件必须严格把控,避免高温下的服役。

2) 随着热暴露温度升高和时间延长,MPt 长大粗化, η 相所占比例增加,GBP 粗化,PFZ 宽化,故合金的强度逐渐降低,伸长率逐渐上升。

3) 在低于 125 °C 热暴露时,断裂方式呈沿晶断裂和韧窝断裂组成的混合断裂。在 150 °C 热暴露时,随着时间延长,沿晶断裂逐渐减少,断裂方式以韧窝断裂为主。合金在 175 °C 热暴露,随着时间延长,断裂方式呈完全的穿晶韧窝断裂。

REFERENCES

- [1] 刘兵, 彭超群, 王日初, 等. 大飞机用铝合金的研究现状及展望[J]. 中国有色金属学报, 2010, 20(9): 1705–1715.
LIU Bing, PENG Chao-qun, WANG Ri-chu, et al. Recent development and prospects for giant plane aluminum alloys[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2010, 20(9): 1705–1715.
- [2] 刘晓艳, 潘清林, 陆智伦, 等. Al-Cu-Mg-Ag 耐热铝合金的热稳定性[J]. 中国有色金属学报, 2011, 21(6): 1244–1251.
LIU Xiao-yan, PAN Qing-lin, LU Zhi-lun, et al. Thermal stability of Al-Cu-Mg-Ag heat-resistant alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(6): 1244–1251.
- [3] 邓才智, 刘志义, 周杰, 等. 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, et al. Study on thermal stability of 2524 aluminum alloy[J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2009, 30(5): 87–91.
- [4] 陈小珍, 郑子樵, 李世晨, 等. 微量元素对 Al-Cu-Li 合金热暴露后显微组织和性能的影响[J]. 稀有金属材料与工程, 2007, 36(6): 1024–1028.
CHEN Xiao-zhen, ZHENG Zi-qiao, LI Shi-chen, et al. Trace element effects on microstructure and mechanical properties in Al-Cu-Li alloy after thermal exposure[J]. Rare Metal Materials and Engineering, 2007, 36(6): 1024–1028.
- [5] 冯朝辉, 李国爱, 王少华. 7050-T7452 锻件模拟高温服役环境下组织性能的演化[J]. 中国有色金属学报, 2013, 23(10): 2738–2746.
FENG Zhao-hui, LI Guo-ai, WANG Shao-hua. Evolution of microstructure and properties of 7050-T7452 alloy forging simulation in high temperature service environment[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2013, 23(10): 2738–2746.
- [6] 臧金鑫, 汝继刚, 伊琳娜, 等. 热暴露对 7A12-T7352 锻件组织和性能的影响[J]. 中国有色金属学报, 2014, 24(8): 1992–1997.
ZANG Jin-xin, RU Ji-gang, YI Lin-na, et al. Effect of thermal exposure on microstructure and mechanical properties of 7A12-T7352 forging[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2014, 24(8): 1992–1997.
- [7] 彭小芒, 尹志民, 陈军, 等. 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, et al. 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] LI X Z, HANSEN V, GJØNNES J, et al. HREM study and structure modeling of the η' phase, the hardening precipitates in commercial Al-Zn-Mg alloys[J]. Acta Materialia, 1999, 47(9): 2651–2659.
- [9] BUHA J, LUMLEY R N, CROSKY A G. Secondary ageing in an aluminium alloy 7050[J]. Materials Science and Engineering A, 2008, 492(1/2): 1–10.
- [10] GUYOT P, COTTIGNIES L. Precipitation kinetics, mechanical strength and electrical conductivity of AlZnMgCu alloys[J]. Acta Materialia, 1996, 44(10): 4161–4167.
- [11] DU Z W, SUN Z M, SHAO B L, et al. Quantitative evaluation of precipitates in an Al-Zn-Mg-Cu alloy after isothermal aging[J]. Materials Characterization, 2006, 56(2): 121–128.
- [12] KELLY A, NICHOLSON R B. Precipitation hardening[J]. Progress in Materials Science, 1963, 10: 151–391.
- [13] SHERCLIFF H R, ASHBY M F. A process model for age hardening of aluminium alloys—I. The model[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1990, 38(10): 1789–1802.
- [14] SONG M. Modeling the hardness and yield strength evolutions of aluminum alloy with rod/needle-shaped precipitates[J]. Materials Science and Engineering A, 2007, 443(1/2): 172–177.
- [15] KAMP N, SINCLAIR I, STARINK M J. Toughness-strength relations in the overaged 7449 Al-based alloy[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33(4): 1125–1136.
- [16] GOKHALE A M, DESHPANDE N U, DENZER D K, et al. Relationship between fracture toughness, fracture path, and microstructure of 7050 aluminum alloy: Part II. Multiple micromechanisms-based fracture toughness model[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1998, 29(4): 1203–1210.

Effect of thermal exposure on microstructure and mechanical properties of 7475-T761 Al alloy

LI Mao-hua¹, YANG Yan-qing², RU Ji-gang³, WU Zhi-qiang¹, LU Li-wei¹, MO Jia-xuan¹

(1. School of Materials Science and Engineering,

Hunan University of Science and Technology, Xiangtan 411201, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Northwestern Polytechnical University, Xi'an 710072, China;

3. Beijing Institute of Aeronautical Materials, Beijing 100095, China)

Abstract: The effects of the thermal exposure on microstructure and mechanical properties of 7475-T761 Al alloy were studied by universal material testing machine, transmission electron microscopy (TEM) and scanning electron microscope (SEM). The results show that the strength of the alloy increases slightly when the alloy is exposed at 100 °C. When the alloy is exposed at 125 °C, the strength of the alloy decreases slightly and the mechanical properties remain stable for a long time. When the thermal exposure temperature is higher than 150 °C, the alloy strength reduces sharply and the elongation increases rapidly with the prolongation of time. Coarsening of matrix precipitates (MPt), coarsening of grain boundary precipitates (GBP), and widening of precipitate free zones (PFZ) should be responsible for the strength decline and elongation rise of 7475-T761 Al alloy during thermal exposure. With increasing the temperature or prolonging the time, the fracture mechanism of the alloy gradually transforms from mixed fracture including intergranular fracture and dimple fracture to transgranular dimple fracture. The main factor that affect the fracture behavior of the alloy is the intensity difference between matrix and grain boundary.

Key words: 7475 Al alloy; thermal exposure; microstructure; mechanical property

Foundation item: Project(51704112) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2018-12-07; **Accepted date:** 2021-07-14

Corresponding author: LI Mao-hua, Tel: +86-731-58290888; E-mail: lmhwx@163.com

(编辑 何学锋)