

引文格式: 曲海涛, 陈福龙, 何宗仁, 等. 双级时效处理对2219铝合金力学性能与微观沉淀析出的影响研究[J]. 航空制造技术, 2024, 67(6): 14-22.

QU Haitao, CHEN Fulong, HE Zongren, et al. Investigation of effect of two-step aging treatment on strength and micro precipitation of 2219 aluminum alloy[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2024, 67(6): 14-22.

双级时效处理对2219铝合金力学性能与 微观沉淀析出的影响研究*

曲海涛¹, 陈福龙¹, 何宗仁², 石佳瑗², 韩玉杰¹, 曹宏东², 郑菁桦³

(1. 中国航空制造技术研究院, 北京 100024;

2. 大连理工大学, 大连 116024;

3. 南京航空航天大学, 南京 211106)

[摘要] 热冲压-淬火一体化工艺是复杂形状铝合金薄壁件的先进成形技术, 但受限于较长的标准 T6 处理时间, 如 2219 铝合金需要不短于 12 h。本文研究了 2219 铝合金的快速双级时效热处理工艺, 利用高低温模具内时效处理代替标准的 T6 处理, 通过试验研究了不同时效条件对合金力学性能的影响。首先进行了快速双级时效试验研究, 探究了第一步时效温度与时间以及第二步时效时间对合金力学性能的影响。结果表明, 随着第一步时效温度从 220 °C 提高至 305 °C, 合金的屈服强度和抗拉强度整体呈下降趋势; 随着第二步时效时间从 0.5 h 延长至 4 h, 合金的强度提高。然后, 根据快速双级时效试验结果对时效参数范围进行优化, 并以此为依据进行了模内时效工艺试验研究。结果表明, 当时效条件为 220 °C/230 °C/240 °C×5 min+175 °C×4 h 时, 屈服强度不低于 T62 态的 91%, 抗拉强度不低于 T62 态的 100%; 当时效条件为 240 °C×5 min+175 °C×4 h 时, 随着模具接触压强从 0.33 MPa 提高至 1.82 MPa, 合金的抗拉强度从 393 MPa 提高至 419 MPa。最后对包含时效条件 240 °C×5 min+175 °C×4 h 在内的几组典型时效条件下的试样进行 TEM 分析, 观察了其沉淀相的形态与分布。本文提出的高低温双级时效热处理制度, 在保证合金性能的前提下, 相较于传统时效工艺 (175 °C×12 h 或 175 °C×18 h), 总时效时长减少超过 63%, 大幅缩短了高强铝合金薄壁冲压件成形后的时效周期。

关键词: 2219 铝合金; 快速双级时效; 力学性能; 微观组织; 沉淀相

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.2024.06.014



曲海涛

高级工程师, 博士, 研究方向为塑性成形。

传统大型铝合金钣金件的成形方法是冷成形再焊接, 在冷成形状态下, 铝合金的成形性差, 回弹显著^[1], 导致分块焊接困难, 若强制装配会产生焊接残余应力, 导致可靠性变差。因此, 需要整体结构成形工艺来成形大型铝合金钣金件, 以提升其服役性能。热成形工艺可提高铝合金的成形性并减少回弹, 但高温会使铝合金的组织发生变化, 需进行后续热处理以提高其性能强度, 但是工件在热处理时会发生变形^[2-3], 无法满足精度要求。热冲压-淬火一体化工艺是

近年来的一种针对复杂形状高强铝合金板材的先进成形工艺^[4], 该技术利用热冲压保证高强铝合金良好成形性的同时, 通过之后的模内淬火与时效处理来保证构件的强度与精度。然而, 高强铝合金的标准 T6 处理通常时间较长 (如 2219 铝合金需不短于 12 h^[5-6]), 制约了生产效率。为满足航空航天装备日益增长的批量化生产需要, 迫切需要面向冷模淬火热冲压工艺的快速时效方法。

快速时效技术是解决汽车用高强铝合金构件高成本的关键技术之

* 基金项目: 国家自然科学基金 (52105359)。

一,而该方法已经开始应用于汽车车门防撞梁铝合金零件^[7]。研究表明,6082 铝合金先在 210 °C × 40 min 的条件下进行预时效,然后再在 180 °C × 30 min 的条件下进行烤漆处理后,其强度可达 T6 (180 °C × 9 h) 时效处理标准^[8]。Raza 等^[9]进行了 2219 铝合金在 210~240 °C 的较高温度下的快速时效研究,证明了 2219 铝合金固溶水淬后在炉内进行 210 °C × 4 h 的单级时效能获得 410.9 MPa 的高抗拉强度和 113.76HV 的硬度。Ber^[10]绘制了 Al-Cu、Al-Zn-Mg-(Cu) 和 Al-Mg-Si-(Cu) 系合金的 TTP 和 TTT 曲线,为制定铝合金两步时效机制提供了依据。Li 等^[11]研究了 2219 铝合金在预拉伸后经时效处理的沉淀相析出行为以及强度变化规律。Elgallal 等^[12]研究了 2219 铝合金在 120 °C × 36 h + 190 °C × 8 h 的双级时效条件下进行时效处理后,合金的屈服强度和抗拉强度分别比在 190 °C × 8 h 的单级时效条件下进行时效处理时提高了 46% 和 15%。

本文提出了 2219 铝合金的快速双级时效热处理工艺,首先研究了时效参数对合金力学性能的影响,确定了优化的双级时效参数。其次基于优化的时效参数,开展了模内时效工艺试验研究,将其试验结果与快速双级时效试验的结果进行对比,并研究了模具接触压强对合金力学性能的影响。最后通过 TEM 观察不同时效条件下合金沉淀相的形态与分布特点。本研究对 2219 铝合金的淬火成形-模内蠕变时效一体化工艺^[13]中的快速双级时效热处理工艺的方案设计和参数选取提供了理论与试验依据。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料与试样

试验材料为 2219 铝合金轧制板材,材料初始热处理状态为 O 态。其化学成分如表 1 所示^[14]。2219

铝合金的 O 态与 T62 态的力学性能如表 2 所示^[5]。用于热处理和单向拉伸试验的试样的尺寸形状如图 1 所示。

1.2 试验与装置

1.2.1 试验装置

为实现快速双级时效温度的精确控制与热成形模内时效工艺过程的模拟,搭建了 2219 铝合金快速双级时效试验装置。试验装置的结构示意图与实物图如图 2 所示,该装置主要由温控系统、上下模具、隔热板

及 25 t 伺服单动试验机组成。试验前,使用外接的热电偶来辅助标定模具温度,使其温度精度控制在 ±3 °C 以内。试样首先在环境加热炉内进行固溶处理,其温度精度可保持在 ±2 °C 以内。在试样进行固溶处理(Solution heat treatment, SHT)后,将试样水淬再转移,或者直接将试样转移到快速双级时效试验装置中,然后快速合模,同时试验机施加接触压力,使试样的温度快速接近于模具温度,以模拟实际的热冲压工艺条件。

表 1 2219 铝合金材料组成(质量分数)^[14]
Table 1 Composition of the 2219 aluminum alloy material (mass fraction)^[14] %

| Cu | Si | Ni | Fe | Mg | Zn | Ti | V | Zr | Al |
|---------|------|---------|------|-------|------|----------|-----------|----------|----|
| 5.8~6.8 | ≤0.2 | 0.2~0.4 | ≤0.3 | ≤0.02 | ≤0.1 | 0.02~0.1 | 0.05~0.15 | 0.1~0.25 | 余量 |

表 2 2219 铝合金的 O 态与 T62 态的力学性能^[5]
Table 2 Mechanical properties of 2219 aluminum alloy at O-temper and T6-temper^[5]

| 状态 | 屈服强度YS/MPa | 抗拉强度UTS/MPa | 延伸率El/% |
|-------|------------|-------------|---------|
| O 态 | 75 | 175 | 18 |
| T62 态 | 290 | 415 | 10 |

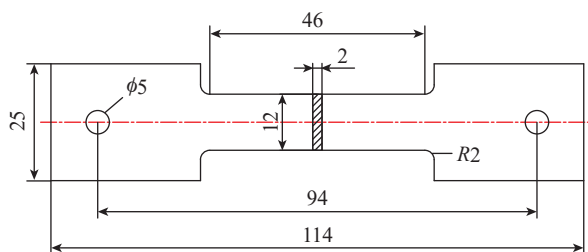


图 1 试验试样尺寸(mm)
Fig.1 Dimensions of the experimental specimen (mm)

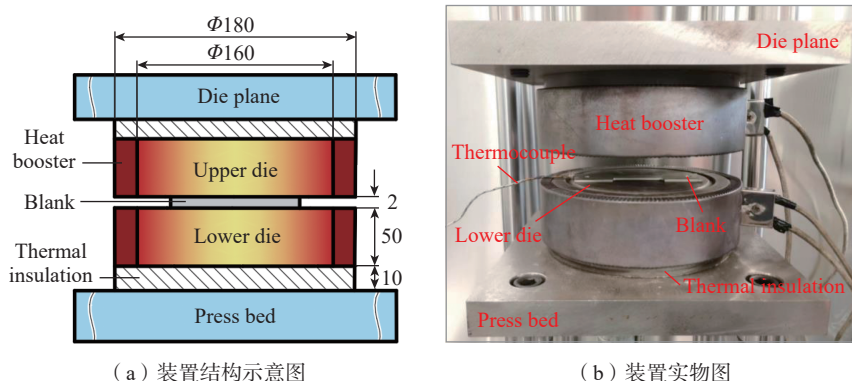


图 2 快速双级时效试验装置
Fig.2 Experimental device of the fast two-step aging

1.2.2 试验方案

为探索 2219 铝合金的双级时效处理工艺,本研究给出了快速双级时效和模内时效工艺两种路线,首先通过快速双级时效试验优化时效参数范围,然后再通过模内时效工艺试验来模拟热冲压-模内时效工艺过程中的模内淬火与快速双级时效过程。为简化试验方案,获得时效参数的影响规律,仅研究应变为 0 的工况,一种路线是快速双级时效:固溶处理后直接水淬,然后再进行快速双级时效;另一种路线是模内时效工艺:固溶处理后在温模内淬火,保温一定时间后水冷再进行第 2 步时效。其中,固溶处理的条件均为 $535\text{ }^{\circ}\text{C} \times 40\text{ min}^{[5]}$ 。

(1) 快速双级时效试验。

为了优化时效参数范围,首先进行快速双级时效试验研究,其流程如图 3 所示。首先对试样进行固溶处理,以溶解初始 θ 态组织中的粗大第二相,然后将其快速水淬,获得过饱和固溶体组织^[15];然后将试样转移至温度为 T_1 的模具中并快速合模,当试样升温至模具温度后保持 t_1 的时长以进行第 1 步时效,接着将试样从模具中取出并进行空冷;最后,当试样空冷至室温后,将试样转移至时效炉中,以 T_2 的时效温度进行时长为 t_2 的第 2 步时效。快速双级时效试验方案如表 3 所示。在所制定的试验方案中,第 1 步时效温度 T_1 均高于 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 。一般情况下,在 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上的温度下对 2219 铝合金进行时效处理可能会使组织中出现粗大沉淀相而破坏合金性能。但是,目前已有研究表明,在 $200\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以上的较高温度下对铝合金进行预时效,然后再进行后续的时效处理,可以在保证铝合金后续强度的基础上,大幅缩短其时效时间,提升时效效率。以 6082 铝合金为例,其 T6 时效处理时长通常不短于 $10\text{ h}^{[16-18]}$,但是在 $210\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的温度下进行 15 min 或 40 min 的预时效处理后,再在 $180\text{ }^{\circ}\text{C} \times 30\text{ min}$ 的

条件下进行烤漆处理,可使铝合金强度达到 T6 态的 95% 以上^[8]。此外,通过此方法处理的铝合金,具有两种不同大小的沉淀相共存的微观组织,力学性能也有所提升^[13]。再者,选择较高的温度不仅可以缩短时效时间,还可以在淬火成形-模内蠕变时效一体化工艺中促进铝合金的应力松弛过程,提高相同时间内合金的应力松弛量^[19-21],使更多的弹性变形转变成蠕变变形,从而降低构件的残余内应力,减小回弹量,进而提升其成形精度。在给定的第 1 步时效温度中,选取 $240\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $275\text{ }^{\circ}\text{C}$ 这两个第 1 步时效温度作为窗口,以研究第 1 步时效时间与第 2 步时效时间对力学性能的影响。在 $220\text{ }^{\circ}\text{C}/230\text{ }^{\circ}\text{C}/240\text{ }^{\circ}\text{C}/260\text{ }^{\circ}\text{C} \times 5\text{ min}+175\text{ }^{\circ}\text{C} \times 4\text{ h}$ 以及 $240\text{ }^{\circ}\text{C} \times 10\text{ min}/20\text{ min}+175\text{ }^{\circ}\text{C} \times 4\text{ h}$ 的时效条件下进行了多组试验并求平均值,其数据的波动程度通过误差棒体现。所有试验条件下模具接触压强的计算值均为 0.33 MPa 。

(2) 模内时效工艺试验。

为了研究快速双级时效处理在热冲压-模内时效工艺上的应用,进行模内时效工艺试验研究,其流程如图 4 所示。试样在经过固溶处理后并不直接进行水淬处理,而是转移至温度为 T_1 的模具中,合模并加压至模具接触压强为 p_1 ,保持 t_1 的时长以进行第 1 步时效处理;然后,将试样从模具中移出并进行水冷;最后,将完成水冷的试样迅速转移至温度为 T_2 的时效炉中进行时长为 t_2 的第 2 步时效。模内时效工艺试验方案如表 4 所示。基于快速双级时效试验的结果,在模内时效工艺试验研究中,第 1 步时效温度在 $200\sim 240\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的范围内选取。由于当第 1 步时效时间为 5 min 时,在较高温度下进行时效处理的时长最短,合金不易发生过时效,因此在研究其他时效参数对合金力学性能的影响时,将第 1 步时效时间固定为 5 min ,第 2 步时效条件固定为 $175\text{ }^{\circ}\text{C} \times 4\text{ h}$ 。

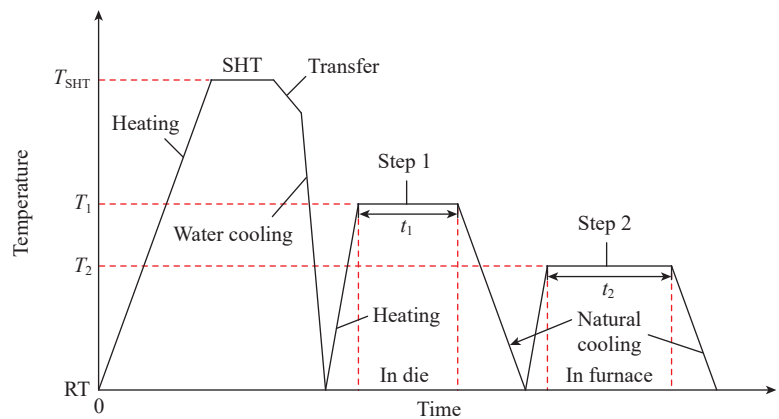


图 3 快速双级时效试验流程

Fig.3 Experimental procedure of the fast two-step aging

表 3 快速双级时效试验方案

Table 3 Experimental scheme of the fast two-step aging

| 第 1 步时效 | | 第 2 步时效 | |
|---------------------------|---------------------|---------------------------|-------------------|
| 温度 $T_1/^{\circ}\text{C}$ | 时间 t_1/min | 温度 $T_2/^{\circ}\text{C}$ | 时间 t_2/h |
| 220/230/240/260/275/305 | 5 | 175 | 4 |
| 240/275 | 10/20 | 175 | 4 |
| 275 | 5 | 175 | 0.5/2 |

2 结果与讨论

2.1 快速双级时效试验研究

2.1.1 第 1 步时效参数对力学性能的影响

图 5 为第 1 步时效时间为 5 min, 第 2 步时效条件为 175 °C × 4 h 时, 不同的第 1 步时效温度下合金的力学性能。当第 1 步时效温度为 220 °C 时, 合金的屈服强度和抗拉强度最高, 在该条件下屈服强度和抗拉强度的平均值分别为 316 MPa 和 444 MPa, 相较于 T62 态的性能, 合金的屈服强度和抗拉强度分别提高了 8.97% 和 6.99%, 误差值较小, 试验结果的可重复性良好。随着第 1 步时效温度从 220 °C 提高至 305 °C, 合金的屈服强度和抗拉强度整体上呈现出逐渐下降的趋势, 而延伸率则没有显著的趋势性变化。

图 6 为第 1 步时效温度分别为 240 °C 和 275 °C, 第 2 步时效条件为 175 °C × 4 h 时, 不同的第 1 步时效时间下合金的屈服强度和抗拉强度。当第 1 步时效时间在 5~20 min 的范围内变化时, 第 1 步时效温度为 240 °C 时的屈服强度和抗拉强度的平均值均显著高于第一步时效温度为 275 °C 时的强度结果, 并且其误差值较小, 可重复性良好。当第 1 步时效温度为 240 °C 时, 随着第 1 步时效时间从 5 min 延长至 20 min, 合金的屈服强度和抗拉强度的平均值变化不明显, 说明当第 1 步时效温度为 240 °C, 第 1 步时效时间在 20 min 以内时, 合金的强度对第 1 步时效时间的变化不敏感。而当第 1 步时效温度为 275 °C 时, 随着第 1 步时效时间的延长, 合金的屈服强度和抗拉强度均显著下降, 抗拉强度的下降率逐渐增大。时效温度 275 °C 下, 当第 1 步时效时间从 5 min 延长至 10 min 时, 抗拉强度从 409 MPa 降低至 384 MPa, 下降率约为 6.11%; 而当第 1 步时效时间从 10 min 延长至 20 min 时, 抗

拉强度从 384 MPa 降低至 350 MPa, 下降率提高至约 8.85%。以上结果说明在第 1 步时效温度较高时, 合金更容易发生过时效。

2.1.2 第 2 步时效参数对力学性能的影响

图 7 为第 1 步时效条件为 275 °C × 5 min 时, 第 2 步时效温度为 175 °C 时, 不同的第 2 步时效时间下

合金的力学性能。随着第 2 步时效时间从 0.5 h 延长至 4 h, 合金的抗拉强度和屈服强度分别从 385 MPa 和 193 MPa 提高至 409 MPa 和 244 MPa, 而延伸率则从 22% 下降至 16%。在时效温度下, 强化相不断积累, 合金的微观组织从欠时效态逐渐向峰值时效态转变, 力学性能也随之发生变化。此外, 合金的屈服强度和

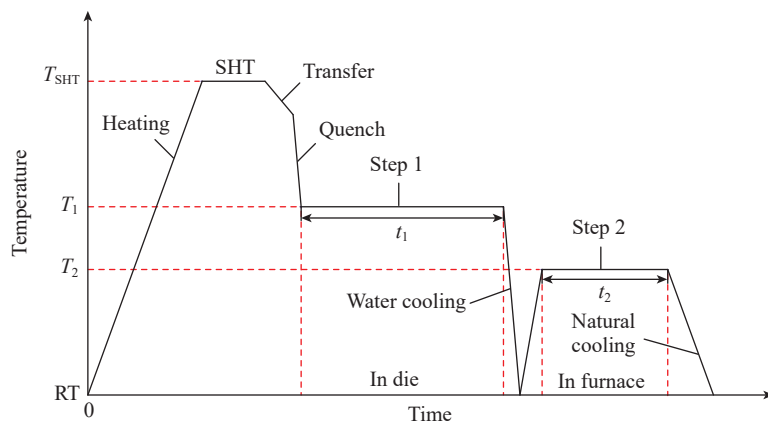


图 4 模内时效工艺试验流程

Fig.4 Experimental procedure of the in-die aging process

表 4 模内时效工艺试验方案

Table 4 Experimental scheme of the in-die aging process

| 第 1 步时效 | | 第 2 步时效 | | 模具接触压强 p_1 /MPa |
|-----------------|---------------|--------------|-------------|-------------------|
| 温度 T_1 /°C | 时间 t_1 /min | 温度 T_2 /°C | 时间 t_2 /h | |
| 200/220/230/240 | 5 | 175 | 4 | 1.82 |
| 240 | 10/20 | 175 | 4 | 1.82 |
| 220/230/240 | 5 | 175 | 4 | 0.33 |

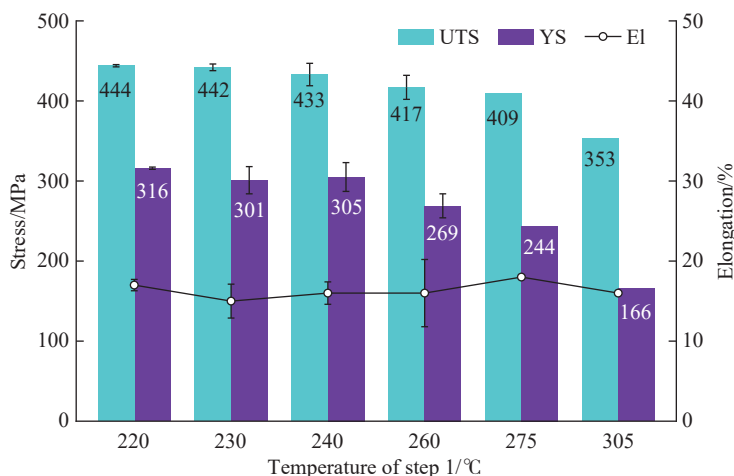


图 5 不同第 1 步时效温度下的合金力学性能

Fig.5 Mechanical properties of the alloy at various first-step aging temperatures

抗拉强度随第2步时效时间的延长上升幅度有所不同。当第2步时效时间从0.5 h延长至2 h时,合金的屈服强度提高了18.13%,而抗拉强度则提高了2.86%;而当第2步时效时间从2 h延长至4 h时,合金的屈服强度提高了7.02%,而抗拉强度则提高了3.28%。说明相较于抗拉强度,合金的屈服强度对第2步时效时间长度的变化更加敏感,并且在时效初期,合金的屈服强度受第2步时效时间的影响更加明显。

2.2 模内时效工艺试验研究

2.2.1 模内时效工艺过程中的温度变化

对于进行模内时效工艺试验的试样,通过将其与热电偶连接,实时监测其在转移、温模淬火、模内时效处理以及水冷过程中的温度变化,所记录的温度数据如图8所示。在温模淬火的过程中,冷却速率在20~90 °C/s的范围内变化。当温度在480~535 °C的范围内时,试样从环境加热炉转移至快速双级时效试验装置中,与空气发生热交换,因此试样的温度以较低的速率下降。而当温度更低时,试样在具有一定模具接触压强的温模内淬火,其温度急剧下降至接近于模具的温度以实现第1步时效。

2.2.2 快速双级时效与模内时效工艺的对比研究

图9为第1步时效时间为5 min,第2步时效条件为175 °C × 4 h时,不同的第1步时效温度下快速双级时效和模内时效工艺两种路线下合金的强度。可以看出,模内时效工艺路线下合金的强度整体上低于快速双级时效路线,但也接近于T62态。当第1步时效温度为220 °C/230 °C/240 °C时,在快速双级时效路线下,屈服强度的平均值不高于T62

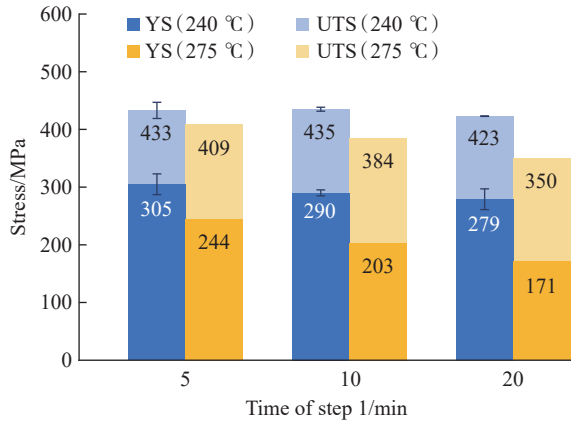


图6 不同第1步时效时间下的强度
Fig.6 Strength at various first-step aging time

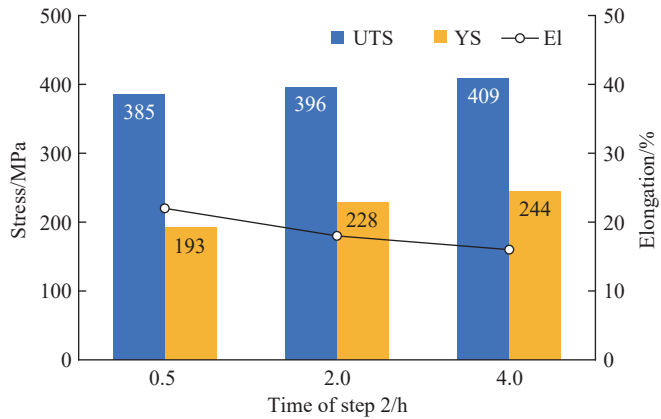


图7 不同第2步时效时间下的力学性能
Fig.7 Mechanical properties at various second-step aging time

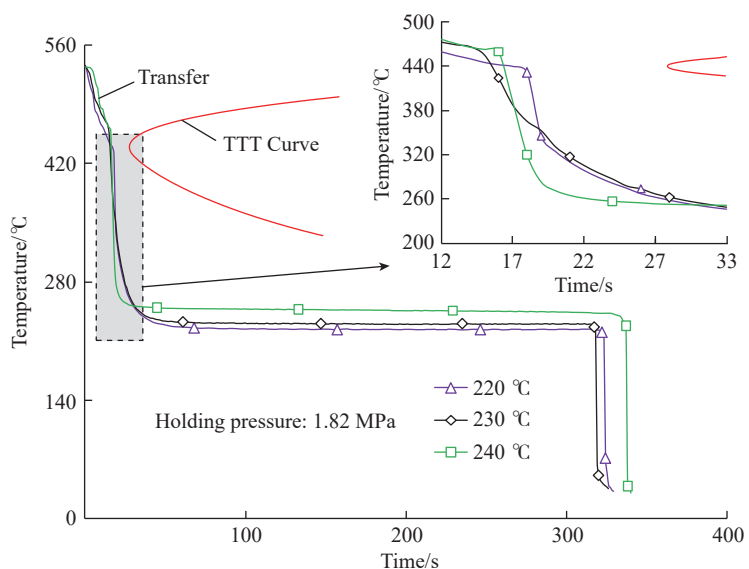


图8 模内时效工艺从转移至水冷过程的实测温度变化
Fig.8 Measured temperature variation in the process from transferring to water cooling of the in-die aging process

态的 103%，抗拉强度的平均值不低于 T62 态的 104%，并且多次试验的误差值较小，可重复性良好；而在模内时效工艺路线下，屈服强度不低于 T62 态的 91%，抗拉强度不低于 T62 态的 100%。与快速双级时效路线相比，随着第 1 步时效温度从 220 °C 提高至 240 °C，模内时效工艺路线下合金的抗拉强度无显著变化，而屈服强度小幅提高。当第 1 步时效温度为 240 °C 时，模内时效工艺路线下合金的力学性能达到最佳，其屈服强度和抗拉强度的值分别为 284 MPa 和 419 MPa，与 T62 态的强度水平相当。

图 10 为第 1 步时效温度为 240 °C，第 2 步时效条件为 175 °C × 4 h 时，不同的第 1 步时效时间下快速双级时效和模内时效工艺两种路线下合金的强度。随着第 1 步时效时间从 5 min 延长至 20 min，在快速双级时效路线下，合金的屈服强度和抗拉强度的平均值没有明显变化，说明合金没有发生明显的过时效，而在模内时效工艺路线下，合金的屈服强度和抗拉强度显著降低。和快速双级时效路线相比，模内时效工艺路线下合金的淬火速率更低，淬火后的过饱和态更不充分，因此开始发生过时效的时间更短。

2.2.3 模具接触压强对模内时效工艺路线下合金力学性能的影响

图 11 为模内时效工艺路线下，第 1 步时效时间为 5 min，第 2 步时效条件为 175 °C × 4 h 时，不同的第 1 步时效温度和模具接触压强下合金的强度。在模内时效工艺试验中，当模具接触压强增大时，合金在温模淬火时的温度变化率提高，在冷却过程中合金的温度随时间的变化曲线更难和合金的 TTT 曲线发生交割，因此也就更难析出粗大沉淀相，所以在时效处理结束后，当模具接触压强较大时，合金具有更高的强度。在时效条件为 240 °C × 5 min + 175 °C × 4 h 时，随着模具接触压强从 0.33 MPa

提高至 1.82 MPa，合金的屈服强度从 233 MPa 提高至 284 MPa，抗拉强度从 393 MPa 提高至 419 MPa。与图 9 中时效条件相同的快速双级时效路线下的结果相比较，由于在快速双

级时效试验中，合金采用水冷淬火，相较于模内时效工艺路线下使用温模淬火，合金在淬火过程中的温度变化率进一步提高，合金的温度随时间的变化曲线更难和合金的 TTT 曲线

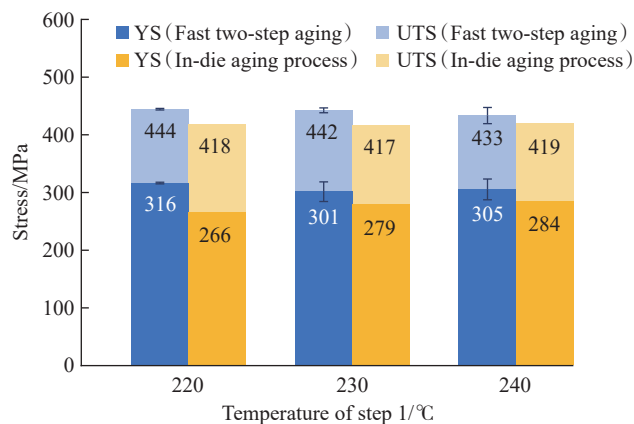


图 9 两种路线下不同时效温度的合金强度对比
Fig.9 Alloy strength comparison at various ageing temperatures under both methods

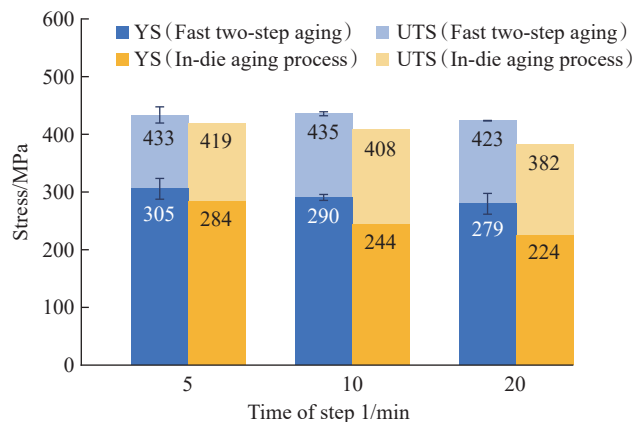


图 10 两种路线下不同时效时间的合金强度对比
Fig.10 Alloy strength comparison at various ageing time under both methods

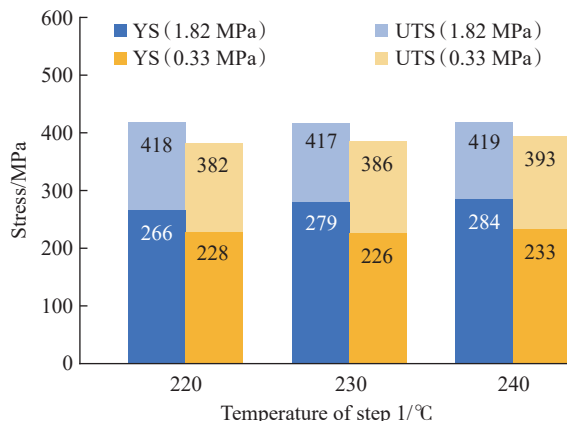


图 11 模内时效工艺路线下不同模具接触压强的合金强度对比
Fig.11 Alloy strength comparison at various contact pressures under the in-die aging process method

发生交割,因此也就更难析出粗大沉淀相,所以当模具接触压强均为 0.33 MPa 时,快速双级时效路线下合金的强度更高。

2.3 微观组织研究

2.3.1 快速双级时效

图 12 为在快速双级时效路线下,不同的第 1 步时效温度与时效时间下 2219 铝合金的 TEM 图像。其中,图 12 (a) 为在 $240\text{ }^{\circ}\text{C} \times 5\text{ min} + 175\text{ }^{\circ}\text{C} \times 4\text{ h}$ 的时效条件下合金的沉淀相分布,在该条件下,出现大量尺寸为 $10\sim 50\text{ nm}$ 的弥散细小的针状沉淀相。根据沉淀相的尺寸判断,尺寸 $20\sim 50\text{ nm}$ 细小的沉淀相可能是强化相 θ'' ^[22]。极少数沉淀相的尺寸超过 100 nm 。这些沉淀相在晶界内正交分布,可有效阻碍位错的运动,强化基体材料。在晶界两侧可以观察到宽度为 $100\sim 120\text{ nm}$ 的无沉淀析出区。图 12 (b) 为在 $275\text{ }^{\circ}\text{C} \times 5\text{ min} + 175\text{ }^{\circ}\text{C} \times 4\text{ h}$ 的时效条件下合金的沉淀相分布,与图 12 (a) 相比,第

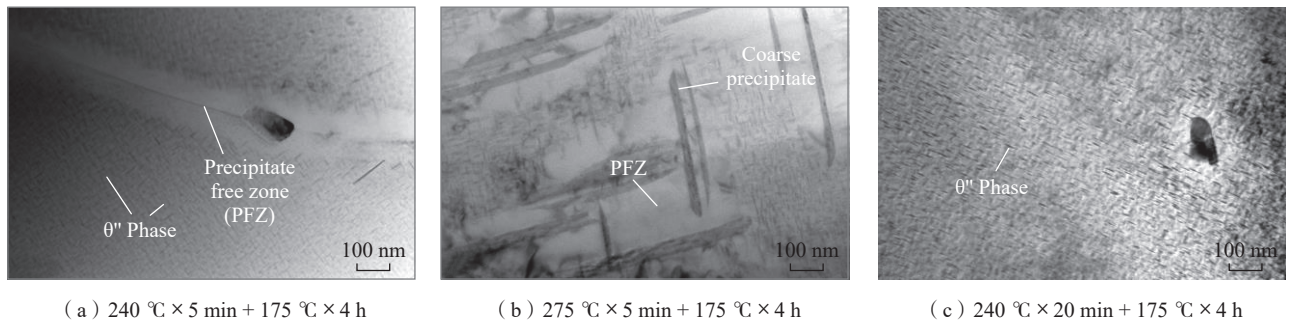
1 步时效温度升高,基体上形成粗大沉淀相,其长度可达 $200\sim 600\text{ nm}$,周围存在无沉淀析出区。图 12 (c) 为在 $240\text{ }^{\circ}\text{C} \times 20\text{ min} + 175\text{ }^{\circ}\text{C} \times 4\text{ h}$ 的时效条件下合金的沉淀相分布,随着第 1 步时效时间的延长,理论上合金的微观组织向过时效态演变。然而,与图 12 (a) 相比,图 12 (c) 中的沉淀相长度没有明显的变化,其尺寸也为 $10\sim 50\text{ nm}$,而沉淀相的厚度略微增长。

2.3.2 模内时效工艺

图 13 为模内时效工艺路线下,不同的第一步时效温度与标准 T6 处理条件下 2219 铝合金的 TEM 图像。其中,图 13 (a) 为 $240\text{ }^{\circ}\text{C} \times 5\text{ min} + 175\text{ }^{\circ}\text{C} \times 4\text{ h}$ 的时效条件下合金沉淀相分布。在该条件下,观察到尺寸为 $10\sim 50\text{ nm}$ 的细小针状沉淀相,根据沉淀相的尺寸判断,这些细小的针状沉淀相主要是强化相 θ'' ^[22]。除此之外,还同时出现了长度超过 150 nm 的粗大针状沉淀相。其中,细小

沉淀相的数量较多,并且在基体上正交分布;粗大沉淀相的数量较少,其周围存在无沉淀析出区。图 13 (b) 为 $200\text{ }^{\circ}\text{C} \times 5\text{ min} + 175\text{ }^{\circ}\text{C} \times 4\text{ h}$ 的时效条件下合金的沉淀相分布。和图 13 (a) 的时效条件相比,第 1 步时效温度更低,且更接近标准 T6 处理条件的时效温度,因此其沉淀相的形态与分布也更接近于标准单级时效态,同时细小的针状 θ'' 相的数量减少,而且出现了长度为 $100\sim 110\text{ nm}$ 的棒状 θ' 相^[22]。图 13 (c) 为标准 T6 条件下合金的沉淀相分布,与图 13 (b) 相比,细小的 θ'' 相的数量显著减少,而且棒状 θ' 相的最大长度也明显增大,最长的棒状 θ' 相的长度可超过 150 nm 。此外,还出现了部分盘状沉淀相,其长度为 $20\sim 100\text{ nm}$,这些盘状沉淀相和棒状 θ' 相在基体上交错分布,而且沉淀相周围不存在明显的无沉淀析出区。

图 12 (a) 和图 13 (a) 为时效条件为 $240\text{ }^{\circ}\text{C} \times 5\text{ min} + 175\text{ }^{\circ}\text{C} \times 4\text{ h}$



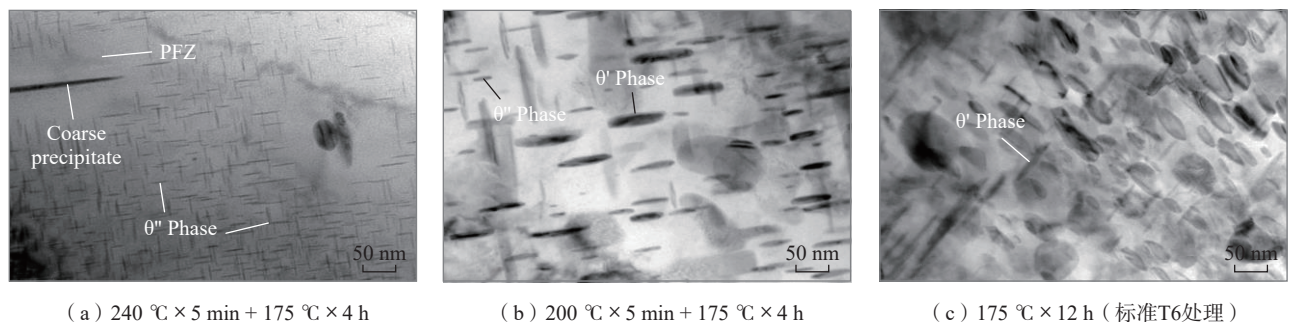
(a) $240\text{ }^{\circ}\text{C} \times 5\text{ min} + 175\text{ }^{\circ}\text{C} \times 4\text{ h}$

(b) $275\text{ }^{\circ}\text{C} \times 5\text{ min} + 175\text{ }^{\circ}\text{C} \times 4\text{ h}$

(c) $240\text{ }^{\circ}\text{C} \times 20\text{ min} + 175\text{ }^{\circ}\text{C} \times 4\text{ h}$

图 12 快速双级时效路线下的 TEM 图像

Fig.12 TEM images under the fast two-step aging methods



(a) $240\text{ }^{\circ}\text{C} \times 5\text{ min} + 175\text{ }^{\circ}\text{C} \times 4\text{ h}$

(b) $200\text{ }^{\circ}\text{C} \times 5\text{ min} + 175\text{ }^{\circ}\text{C} \times 4\text{ h}$

(c) $175\text{ }^{\circ}\text{C} \times 12\text{ h}$ (标准T6处理)

图 13 模内时效工艺路线与标准 T6 处理的 TEM 图像

Fig.13 TEM images under the in-die aging process and the standard T6 methods

时,快速双级时效和模内时效工艺两种路线下 2219 铝合金的沉淀相分布图。其中,图 12 (a) 为快速双级时效路线下沉淀相的分布,在晶界内,沉淀相主要为尺寸为 20~50 nm 的 θ'' 相,极个别沉淀相的尺寸可超过 100 nm,且其周围不存在明显的无沉淀析出区,这些沉淀相在晶内正交分布。在晶界两侧存在宽度为 100~120 nm 的无沉淀析出区。图 13 (a) 为模内时效工艺路线下沉淀相的分布,与图 12 (a) 相比,基体上也存在着尺寸相仿的细小 θ'' 相,并且也呈正交分布,但是晶内最大沉淀相的长度显著增大,其长度可超过 150 nm,且周围存在明显的无沉淀析出区。

3 结论

本文对 2219 铝合金的模内快速双级时效热处理工艺进行了试验研究。通过快速双级时效试验来优化时效参数范围,然后通过模内时效工艺试验研究其在热冲压-模内时效工艺上的应用,探究了在快速双级时效和模内时效工艺两种路线下,不同的双级时效条件对合金的力学性能和微观组织的影响,所得主要结论如下。

(1) 针对快速双级时效路线,当第 1 步时效温度从 220 $^{\circ}\text{C}$ 提高至 305 $^{\circ}\text{C}$ 时,合金的屈服强度和抗拉强度整体呈下降趋势;当第 1 步时效温度为 220 $^{\circ}\text{C}$ 时,合金的屈服强度和抗拉强度的平均值分别可达 316 MPa 和 444 MPa;在第 1 步时效条件为 275 $^{\circ}\text{C} \times 5 \text{ min}$ 时,随着第 2 步时效时间从 0.5 h 延长至 4 h,合金的屈服强度和抗拉强度分别从 193 MPa 和 385 MPa 提高至 244 MPa 和 409 MPa。

(2) 针对模内时效工艺路线,当时效条件为 240 $^{\circ}\text{C} \times 5 \text{ min} + 175 \text{ }^{\circ}\text{C} \times 4 \text{ h}$ 且接触压强为 1.82 MPa 时,屈服强度与抗拉强度分别为 284 MPa 和 419 MPa,与 T62 态的强度

水平相当;当模具接触压强增大时,合金在温模淬火过程中的温度变化率提高,使得时效处理后合金的强度也有所提高。

(3) 通过 TEM 对经过快速双级时效处理的试样的微观组织进行了观察。当时效条件为 240 $^{\circ}\text{C} \times 5 \text{ min} + 175 \text{ }^{\circ}\text{C} \times 4 \text{ h}$ 时,和其他时效条件相比,快速双级时效和模内时效工艺两种路线下均能获得弥散细小的针状 θ'' 相。和 T6 态相比,模内时效工艺路线下合金具有粗大和细小沉淀相共存的微观组织,且在粗大沉淀相的周围出现无沉淀析出区。

参考文献

- [1] 林建国. 金属加工技术的材料建模基础—理论与应用[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2019.
- [2] LIN Jianguo. Fundamentals of materials modelling for metals processing technologies: theories and applications[M]. Changsha: Central South University Press, 2019.
- [3] LIN Jianguo, DEAN T A, GARAETT R P, et al. Process for forming metal alloys sheet components: WO2008059242 A2[P]. 2008-05-22.
- [4] FAN X B, HE Z B, YUAN S J, et al. Experimental investigation on hot forming-quenching integrated process of 6A02 aluminum alloy sheet[J]. Materials Science and Engineering: A, 2013, 573: 154-160.
- [5] 何祝斌, 凡晓波, 苑世剑. 铝合金板材热成形—淬火一体化工艺研究进展[J]. 精密成形工程, 2014, 6(5): 37-44.
- [6] HE Zhubin, FAN Xiaobo, YUAN Shijian. Review of hot forming-quenching integrated process of aluminum alloy[J]. Journal of Netshape Forming Engineering, 2014, 6(5): 37-44.
- [7] 刘燕. 贮箱用 2219 铝合金热处理工艺的研究[D]. 天津: 天津大学, 2014.
- [8] LIU Yan. Study on the heat treatment process of the 2219 aluminium alloy for the tank[D]. Tianjin: Tianjin University, 2014.
- [9] WANG H M, YI Y P, HUANG S Q. Influence of pre-deformation and subsequent ageing on the hardening behavior and microstructure of 2219 aluminum alloy forgings[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 685: 941-948.
- [10] 王鹏, 李军, 夏广明, 等. 基于快速时效响应铝合金的车门防撞梁的制备工艺及车辆: CN114904743B[P]. 2022-08-16.
- [11] WANG Peng, LI Jun, XIA Guangming, et al. Preparation process of door impact beams based on fast aging responding aluminum alloy and vehicle: CN114904743B[P]. 2022-08-16.
- [12] ZHENG J H, DONG Y C, ZHENG K L, et al. Experimental investigation of novel fast-ageing treatments for AA6082 in supersaturated solid solution state[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2019, 810: 151934.
- [13] RAZA M R, AHMAD F, IKRAM N, et al. Development and strengthening of 2219 aluminium alloy by mechanical working and heat treatment[J]. Journal of Applied Sciences, 2011, 11(10): 1857-1861.
- [14] BER L B. Accelerated artificial ageing regimes of commercial aluminium alloys. II: Al-Cu, Al-Zn-Mg-(Cu), Al-Mg-Si-(Cu) alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2000, 280(1): 91-96.
- [15] LI G A, MA Z, JIANG J T, et al. Effect of pre-stretch on the precipitation behavior and the mechanical properties of 2219 Al alloy[J]. Materials, 2021, 14(9): 2101.
- [16] ELGALLAD E M, ZHANG Z, CHEN X G. Effect of two-step aging on the mechanical properties of AA2219 DC cast alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 625: 213-220.
- [17] ZHENG K L, HE Z R, QU H T, et al. A novel quench-form and in-die creep age process for hot forming of 2219 thin aluminum sheets with high precision and efficiency[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2023, 315: 117931.
- [18] 美国金属学会手册编委会. 非铁合金的热处理[M]// 美国金属学会热处理手册. E 卷. 北京: 机械工业出版社, 2019.
- [19] ASM International. Heat treating of nonferrous alloys[M]// ASM handbook volume E. Beijing: China Machine Press, 2019.
- [20] 王会敏, 易幼平, 黄始全. 2219 铝合金的 TTT 曲线与微观组织[J]. 粉末冶金材料科学与工程, 2016, 21(3): 444-450.
- [21] WANG Huimin, YI Youping, HUANG Shiquan. TTT curves and microstructure of 2219 aluminum alloy[J]. Materials Science and Engineering of Powder Metallurgy, 2016, 21(3): 444-450.
- [22] 张燕飞. 6082T6 铝合金挤压型材生产工艺[J]. 黑龙江冶金, 2007, 27(4): 4-5, 16.
- [23] ZHANG Yanfei. Production technology of 6082T6 aluminum alloy extruded profile[J].

Metallurgy and Materials, 2007, 27(4): 4-5, 16.

[17] 敖尚龙. 大规格6082T6 铝合金棒材力学性能控制[J]. 铝加工, 2009(5): 42-45, 60.

AO Shanglong. Mechanical property control of large-scale 6082T6 aluminum alloy bars[J]. Aluminium Fabrication, 2009(5): 42-45, 60.

[18] 朱高杰, 邹龙江, 任晓磊, 等. 6082-T6 铝合金的微观组织与拉伸断裂的关系[J]. 金属热处理, 2021, 46(5): 47-54.

ZHU Gaojie, ZOU Longjiang, REN Xiaolei, et al. Relationship between microstructure and tensile fracture of 6082-T6 aluminum alloy[J]. Heat Treatment of Metals, 2021, 46(5): 47-54.

[19] ZHAN L H, MA Z Y, ZHANG J, et al. Stress relaxation ageing behaviour and constitutive modelling of a 2219 aluminium alloy under the effect of an electric pulse[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2016, 679: 316-323.

[20] LYU F G, LI Y, SHI Z S, et al. Stress and temperature dependence of stress relaxation ageing behaviour of an Al-Zn-Mg alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2020, 773: 138859.

[21] 郑启朋, 湛利华, 徐永谦, 等. 拉压应力下7B50 铝合金应力松弛时效行为研究[J]. 塑性工程学报, 2021, 28(5): 26-34.

ZHENG Qipeng, ZHAN Lihua, XU

Yongqian, et al. Stress relaxation aging behavior of 7B50 aluminum alloy under tensile and compressive stress[J]. Journal of Plasticity Engineering, 2021, 28(5): 26-34.

[22] WANG H M, YI Y P, HUANG S Q. Investigation of quench sensitivity of high strength 2219 aluminum alloy by TTP and TTT diagrams[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2017, 690: 446-452.

通讯作者: 郑菁桦, 副教授, 博士, 研究方向为轻合金成形与跨尺度模拟、先进复合材料增材制造与精确调控。

Investigation of Effect of Two-Step Aging Treatment on Strength and Micro Precipitation of 2219 Aluminum Alloy

QU Haitao¹, CHEN Fulong¹, HE Zongren², SHI Jiaai², HAN Yujie¹, CAO Hongdong², ZHENG Jinghua³

(1. AVIC Manufacturing Technology Institute, Beijing 100024, China;

2. Dalian University of Technology, Dalian 116024, China;

3. Nanjing University of Aeronautics and Astronautics, Nanjing 211106, China)

[ABSTRACT] The hot-stamping quenching process is an advanced forming technique for thin-walled aluminum alloy parts with complex shapes, but is limited by the long standard T6 treatment time, such as no shorter than 12 h for 2219 aluminum alloy. In this paper, the fast two-step aging heat treatment process of 2219 aluminum alloy was investigated, by aging in dies with high-low temperatures to replace standard T6 treatment, and the effect of various aging conditions on the mechanical properties of the alloy was experimentally investigated. Firstly, the fast two-step aging experimental investigation was carried out to explore the effect of the first-step aging temperature and time, and the second-step aging time on the mechanical properties of the alloy. The results show that the yield and the ultimate strength of the alloy show a whole trend to decrease as the first-step aging temperature increases from 220 °C to 305 °C and the strength of the alloy increases as the second-step aging time increases from 0.5 h to 4 h. Then, according to the results of the fast two-step aging experiments, the range of the aging parameters was optimized, and based on this, an experimental study of the in-die aging process was carried out. The results show that the yield strength is not lower than 91% of the T62 state and the ultimate strength is not lower than 100% of the T62 state when the aging condition is 220 °C/230 °C/240 °C × 5 min+175 °C × 4 h. When the aging condition is 240 °C × 5 min + 175 °C × 4 h, the tensile strength of the alloy increases from 393 MPa to 419 MPa as the die contact pressure increases from 0.33 MPa to 1.82 MPa. Finally, the TEM analysis of several sets of specimens of the typical aging conditions including the aging condition of 240 °C × 5 min + 175 °C × 4 h was carried out to observe the morphology and distribution of the precipitations. The two-step high and low temperature ageing heat treatment process proposed in this paper reduces the total aging time by over 63% compared to the traditional aging process (175 °C × 12 h or 175 °C × 18 h) on the premise of ensuring the properties of the alloy, and significantly shortens the ageing cycle of thin-walled high-strength aluminum alloy stamped parts after forming.

Keywords: 2219 aluminum alloy; Fast two-step aging; Mechanical properties; Microstructure; Precipitate phase

(责编 阳光)