

引文格式:石佳瑗,徐克锟,李德崇,等.大室温预应变2219铝合金的应力松弛时效行为研究[J].航空制造技术,2026,69(18):26010050.

SHI Jiaai, XU Kekun, LI Dechong, et al. Stress relaxation aging behavior of AA2219 subjected to large pre-strain at room temperature[J]. Aeronautical Manufacturing Technology, 2026, 69(18): 26010050.

大室温预应变2219铝合金的应力松弛时效行为研究

石佳瑗¹,徐克锟¹,李德崇¹,于艾琦²,郑凯伦¹

(1. 大连理工大学,大连 116024;

2. 北京机电研究所,北京 100083)

[摘要] 2219铝合金广泛应用于制造航空航天装备的大型整体结构件,为避免构件内部的残余应力和回弹变形对其使用性能的影响,提出了一种在W态下完成充液成形后进行模内应力松弛时效处理的工艺路线。针对模内应力松弛时效过程,研究了W态2219铝合金在不同室温预应变和初始应力水平下的应力松弛时效行为。首先,开展了不同试验条件下2219铝合金的完整应力松弛时效试验,并对完成完整应力松弛时效处理的试样进行了室温拉伸试验。研究发现,随着室温预应变的增大或初始应力水平的提高,应力松弛速率显著增大,并且当初始应力水平为120 MPa,室温预应变为8%时,完成完整应力松弛时效时合金的屈服强度和极限抗拉强度分别为353 MPa和458 MPa。然后,进行了不同试验条件下的中断应力松弛时效试验,获得了不同试验条件下2219铝合金在应力松弛时效过程中的屈服强度演变过程。研究发现,随着室温预应变的增大,峰值时效的时刻会大幅提前,而初始应力水平对屈服强度演变过程的影响不明显。最后,对在不同试验条件和不同时效时间下进行了应力松弛时效处理的2219铝合金开展了EBSD和TEM微观组织试验研究。研究发现,沉淀相的强化作用是合金强化的主要机制,位错密度的加工硬化作用也使得合金具有较高的强度,两者的共同作用掩盖了晶粒粗大对合金强度的不利影响。本文研究了大室温预应变下2219铝合金的应力松弛时效行为,为在W态下进行充液成形和模内应力松弛时效处理这一工艺路线提供相关的理论指导。

关键词: 2219铝合金;室温预应变;应力松弛时效;力学性能;沉淀相

中图分类号: V26;TG166

文献标志码: A

DOI: 10.16080/j.issn1671-833x.26010050



石佳瑗

博士研究生,研究方向为金属塑性成形。

2219铝合金是一种典型热处理可强化铝合金,属于Al-Cu合金^[1],其具有良好的焊接性能、耐腐蚀性和高低温力学性能^[2-4],因此被广泛应用于制造航空航天装备的大型整体结构件,如火箭燃料箱和飞机发动机唇口等^[5-6]。然而,该类构件尺寸大且形状复杂,在成形及后续热处理过程中极易引入较大的回弹变形和残余应力,不仅会导致构件的尺寸精度下降,装配难度变大,还会影响构件的空气动力学性能和可靠性^[7-8]。

为改善以上问题,本文提出一种2219铝合金钣金件成形的工艺路线,即合金在进行固溶处理和淬火后,在W态下进行充液成形,然后在模具内进行应力松弛时效处理,同时实现残余应力的消除和时效强化热处理,并且将弹性变形转变成不可回复的蠕变变形,从而减少合金构件的回弹量,提高其成形精度。

室温预应变是影响应力松弛时效行为的主要因素之一。通过室温预变形,可以为合金引入更多的可移

收稿日期:2026-04-03;退修日期:2026-05-05;录用日期:2026-06-28

通信作者:李德崇,博士研究生,研究方向为轻质合金精密成形理论与技术。

动位错^[9],使得蠕变应变速率增大,进而增大应力松弛量^[10]。Zheng^[10]、Cai^[11]和Li^[12]等人发现,通过增大室温预应变可以提高应力松弛速率,进而增大应力松弛量。然而,这些研究多围绕铝合金的蠕变时效成形工艺,或者完成室温变形后残余应力消除的热处理工艺,所引入的室温预应变相对较小,其数值通常不超过10%,此时合金的位错密度尚未达到饱和状态,应变硬化程度随着室温预应变的增大仍具有较大的增加幅度,不能直接为大塑性变形量的液压成形工艺后续的模内应力松弛时效处理过程的宏微观机理提供相应的指导。

针对以上问题,本文对具有大室温预应变的W态2219铝合金的宏微观应力松弛时效行为进行了研究。首先,进行了不同室温预应变和初始应力水平下W态2219铝合金的完整应力松弛时效试验,获得了不同试验条件下的应力松弛曲线和完成完整时效过程后合金的室温力学性能。然后,进行了不同试验条件下的中断应力松弛时效试验,探究了室温预应变和初始应力水平对2219铝合金在应力松弛时效过程中的屈服强度演变过程的影响规律。最后,进行了不同试验条件和时效时长下的2219铝合金的EBSD和TEM微观组织试验,分析了不同试验条件和时效时长对微观组织的影响规律以及可能的主导强化机制。

1 试验材料与方法

1.1 试验材料

试验材料为4.5 mm厚的O态2219铝合金板材,其名义成分如表1所示^[13]。2219铝合金应力松弛时效试验所使用的试样从板材中沿着轧制方向切取,其尺寸形状如图1所示,试样的标距段长度为50 mm,以配合室温引伸计和高温引伸计的装夹。

W态2219铝合金的室温拉伸工程应力-应变曲线如图2所示。根据

工程应力-应变曲线和断裂试样可以得出,W态2219铝合金在室温下的屈服强度为97.18 MPa,极限抗拉强度为299.84 MPa,断裂伸长率为22.34%。

1.2 试验方案

试验过程的温度-时间曲线如图3所示。首先对试样进行535 °C/40 min的固溶热处理,使退火态2219铝合金中的沉淀相充分溶解到基体中,随后将其立即水淬至室温以获得均匀的过饱和固溶体组织。试样完成固溶处理后,通过安装在

万能试验机上的引伸计控制,在室温下以0.001 s⁻¹的工程应变速率对其进行加载,使试样具有不同程度的预变形。最后将试样在175 °C的时效温度下以0.001/s的工程应变速率加载至目标应力水平^[13],进行不同试验条件和时效时间下的应力松弛时效试验。本文采用W态配合室温预变形的初始状态,其微观组织与标准规定的T31态虽存在一定差别,但两类状态均由过饱和固溶体与位错共同构成。2219铝合金中起

表1 2219合金名义化学成分(质量分数)^[13]

Table 1 Nominal chemical composition of AA2219 alloy (mass fraction)^[13] %

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

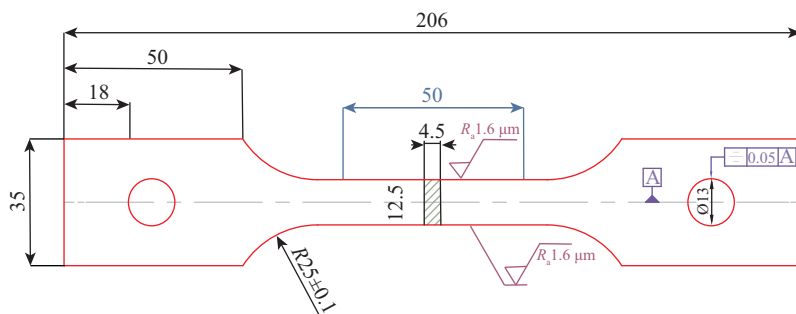


图1 应力松弛时效试验用2219铝合金的试样尺寸和形状(mm)

Fig.1 Shape and dimensions of AA2219 specimens for stress relaxation aging tests (mm)

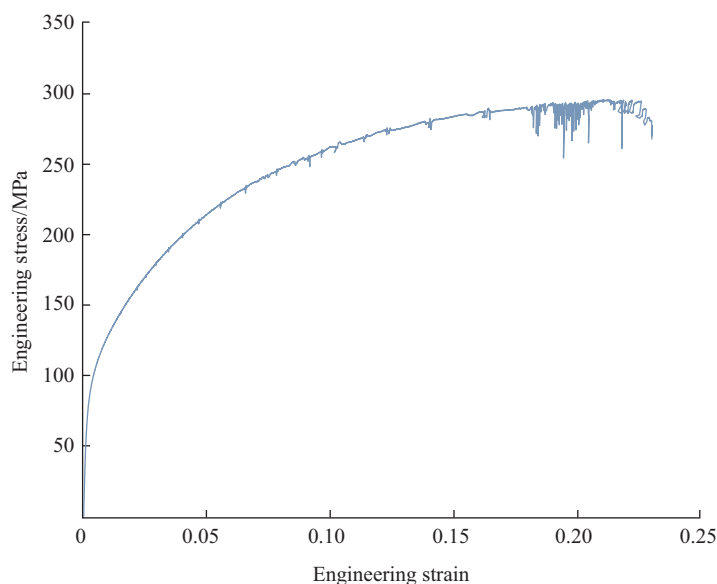


图2 W态2219铝合金的室温拉伸工程应力-应变曲线

Fig.2 Engineering stress-strain curve of AA2219 at the W-temper

主导强化作用的沉淀相的析出需要依赖特定的热激活能条件,175℃的时效温度既可以保障沉淀相顺利析出,又能够有效抑制沉淀相的过度粗化;18 h的完整时效时长既可以实现强化相充分析出,同时又可以避免沉淀相大幅长大^[13]。除18 h完整应力松弛时效试验外,本文同步开展0 h、4.5 h、9 h 3组中断时效试验。试验过程中,通过配备引伸计的材料试验机实时采集应力松弛曲线,无论完整时效还是中断时效结束后,所有试样均立即水冷,消除余热对合金时效组织与性能的干扰。对经过应力松弛时效处理的试样开展准静态室温拉伸试验,拉伸工程应变速率设定为 $2.5 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ ^[14]。依托试验机记录的拉伸曲线提取出不同工况下合金的屈服强度与极限抗拉强度,并依据断后试样测算断裂伸长率,以此分析各试验参数对合金力学性能及屈服强度演变规律的影响。

应力松弛时效试验方案如表2所示。其中,选取4%、8%、12%和16% 4个室温预应变进行试验,在进行应力松弛时效试验前,对完成不同大小室温预变形的铝合金试样进行了时效温度下的高温拉伸试验,基于所得的高温拉伸曲线,选取60 MPa、120 MPa和170 MPa 3个均在弹性区段内的初始应力水平进行试验。仅选取初始应力水平和室温预应变为120 MPa和4%、120 MPa和12%,以及170 MPa和12% 3个试验参数组合进行不同时效时间下的中断应力松弛时效试验,其他工艺参数仅进行完整的应力松弛时效试验。

对于完成完整应力松弛时效试验所得的应力松弛曲线采样数据,需要消除由于试验机在载荷极低时反向加载误补偿而产生的负值应力结果,以采样数据中物理意义上的零应力作为应力松弛曲线的终点,采用相邻平均法对其进行窗口点数为1000的平滑处理。通过所得应力松

弛曲线在特定的时间范围内的表观应力指数,对应力松弛过程中可能存在的蠕变机制进行分析。

EBSD和TEM微观组织试验切取试样的位置示意图如图4所示。用于EBSD测试的试样从完成完整应力松弛时效处理或中断应力松弛时效处理的试样标距段的边缘处切取;然后,将切取出来的块状试样沿着厚度方向对半切开,以便观测厚度中间层的微观组织;接着对试样

进行打磨、机械抛光和氩离子抛光,获得用于EBSD检测的待观测面。用于TEM检测的试样从完成完整应力松弛时效处理或中断应力松弛时效处理的试样标距段的正中间位置切取;然后,将切取出来的块状试样的中间层沿厚度方向切取出来,以便观测厚度中间层的微观组织;随后,将切取出来的中间层薄片在磨抛机上打磨至厚度达到60~70 μm,并使用体积分数为30%的硝酸甲醇溶液

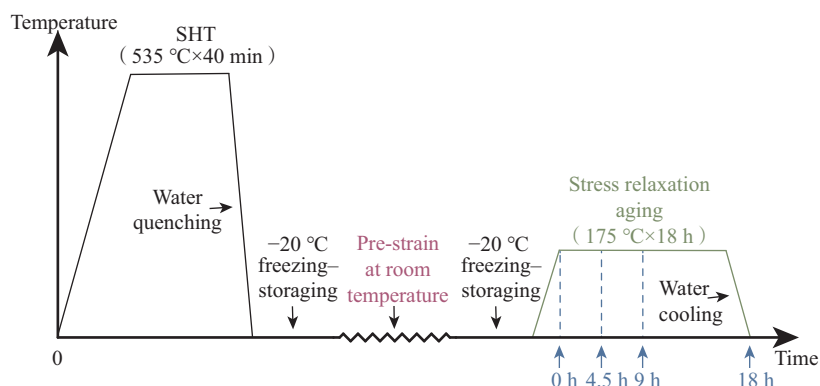


图3 2219铝合金应力松弛时效试验的温度-时间曲线图

Fig.3 Temperature-time curves for stress relaxation aging tests of AA2219

表2 2219铝合金的应力松弛时效试验方案

Table 2 Test scheme of stress-relaxation aging for AA2219

初始应力水平	室温预应变			
	4%	8%	12%	16%
60 MPa			18 h	
120 MPa	0 h, 4.5 h, 9 h, 18 h	18 h	0 h, 4.5 h, 9 h, 18 h	18 h
170 MPa			0 h, 4.5 h, 9 h, 18 h	

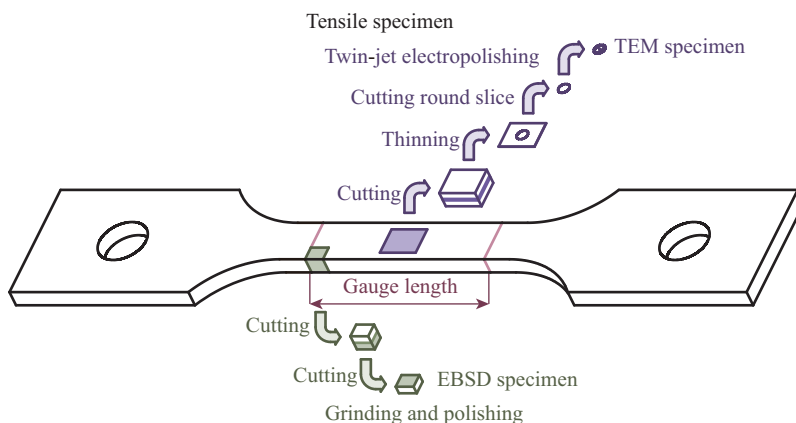


图4 EBSD和TEM微观组织切取试样的位置示意图

Fig.4 Schematic diagram of sampling positions for EBSD and TEM microstructural characterization

在 $-15\sim-30\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的温度下进行电解双喷,得到用于进行TEM检测的薄区。

2 宏观试验结果

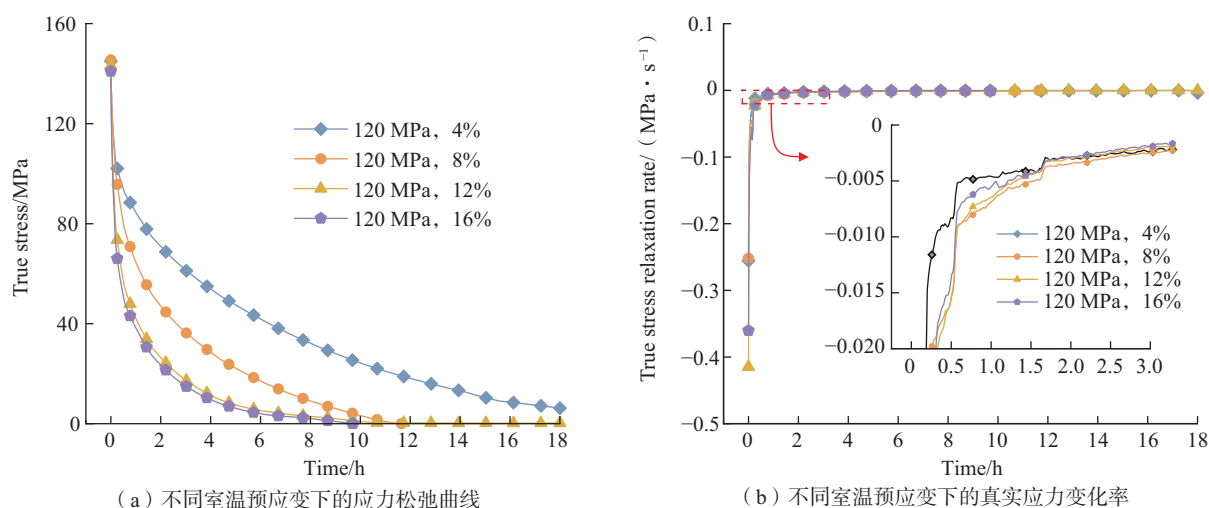
2.1 应力松弛行为特征

图5为初始应力水平为120 MPa时,不同室温预应变下的应力松弛曲线与真实应力变化率。当室温预应变为4%时,应力松弛速率随着时效过程的推进逐渐降低,但直至应力松弛时效末期,曲线均未出现文献[15]报道的稳态松弛阶段,应力仍呈现出显著下降的趋势。该现象表明,施加较

大的室温预变形可明显消除应力松弛时效过程中的阈值应力效应^[10]。随着室温预应变的增大,尽管位错密度的增大使得位错更容易相互缠结,进而使得单个位错的滑移自由程显著减小,但是可移动位错的绝对数量明显增多,因此蠕变应变速率逐渐增大,应力松弛速率逐渐增大,这和以往研究发现的试验现象相似^[10]。此外,在室温预应变 $\geq 8\%$ 的工况下,应力松弛时效过程中应力水平可以降低至接近于0,这意味着弹性变形基本完全转化为蠕变变形,实际工程中可以借助这一

现象显著降低构件的回弹率,进而改善其成形尺寸精度。另外,室温预应变越大,应力松弛速率的增大幅度越小,当室温预应变从12%增大至16%时,应力松弛速率的增大幅度几乎可以忽略不计,这说明当室温预应变非常大时,合金的位错密度会趋于饱和,可移动位错的绝对数量随着室温预应变的增大极其有限,此时室温预应变对应力松弛的影响明显减小。真实应力变化率随着室温预应变的增大呈现出逐渐增大的趋势。

图6为室温预应变为12%时,不

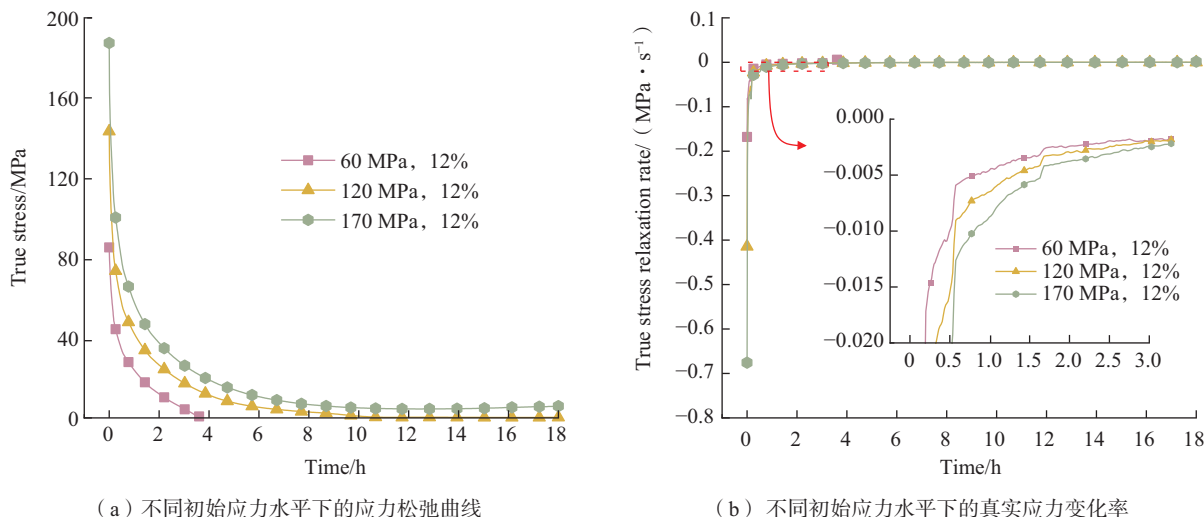


(a) 不同室温预应变下的应力松弛曲线

(b) 不同室温预应变下的真实应力变化率

图5 初始应力水平为120 MPa,不同室温预应变下的应力松弛曲线和真实应力变化率

Fig.5 Stress relaxation curves and true stress relaxation rates at the initial stress level of 120 MPa under different room temperature pre-strains



(a) 不同初始应力水平下的应力松弛曲线

(b) 不同初始应力水平下的真实应力变化率

图6 室温预应变为12%,不同初始应力水平下的应力松弛曲线和真实应力变化率

Fig.6 Stress relaxation curves and true stress relaxation rates at the room temperature pre-strain of 12% under different initial stress levels

同初始应力水平下的应力松弛曲线和真实应力变化率。随着初始应力水平的提高,蠕变变形的机械驱动力增大,表现为应力松弛速率的显著增大。另外,在这些不同的初始应力水平下,也可观察到应力水平在应力松弛时效过程中降低至接近于0的现象,说明在这些试验条件下,完成应力松弛时效时,弹性应变也几乎完全转变成蠕变应变,真实应力变化率随着初始应力水平的提升显著增大。

2.2 表观应力指数与蠕变机制分析

由于应力松弛时效试验中加载的初始应力水平在弹性区段内,因此应力松弛时效过程中仅存在弹性变形和蠕变变形之间的转换。弹性应变的工程值 ε_c^E 和蠕变应变的工程值 ε_c^E 的总和保持常数,即^[10]

$$\varepsilon_c^E + \varepsilon_c^E = C \quad (1)$$

弹性应变和蠕变应变的值非常小,此时可以认为弹性应变和蠕变应变的工程值 ε_c^E 和 ε_c^E 约等于它们对应的真实值 ε_c^T 和 ε_c^T ,则式(1)也可以写为

$$\varepsilon_c^T + \varepsilon_c^T = C \quad (2)$$

对以上等式的两边求对时间的一阶导数,可得

$$\dot{\varepsilon}_c^T + \dot{\varepsilon}_c^T = 0 \quad (3)$$

则蠕变应变速率的真实值 $\dot{\varepsilon}_c^T$ 可以用弹性应变速率的真实值 $\dot{\varepsilon}_c^T$ 来表达,即

$$\dot{\varepsilon}_c^T = -\dot{\varepsilon}_c^T \quad (4)$$

根据胡克定律,弹性应变的真实值可以用真实应力 σ^T 和基于真实应力应变求出的弹性模量 E^T 来表达,即

$$\varepsilon_c^T = \frac{\sigma^T}{E^T} \quad (5)$$

对以上等式的两边求对时间的一阶导数,可得

$$\dot{\varepsilon}_c^T = \frac{1}{E^T} \cdot \frac{d\sigma^T}{dt} \quad (6)$$

那么,蠕变应变速率的真实值 $\dot{\varepsilon}_c^T$ 可以通过真实应力 σ^T 来表达,即

$$\dot{\varepsilon}_c^T = -\frac{1}{E^T} \cdot \frac{d\sigma^T}{dt} \quad (7)$$

幂律蠕变方程的表达式为^[10,16]

$$\dot{\varepsilon}_c = A\sigma^n \exp\left(-\frac{Q}{RT}\right) \quad (8)$$

式中, A 为材料常数; Q 为蠕变活化能; R 为气体摩尔常数; T 为热力学温度; n 为应力指数。对式(8)两边求自然对数可得:

$$\ln \dot{\varepsilon}_c = n \ln \sigma + \ln A - \frac{Q}{RT} \quad (9)$$

因此,幂律蠕变方程可以看成是自变量为 $\ln \sigma$,因变量为 $\ln \dot{\varepsilon}_c$,斜率为 n 的一次函数。通过将应力松弛曲线中的点绘制到横坐标为 $\ln \sigma$,纵坐标为 $\ln \dot{\varepsilon}_c$ 的坐标系中,并对其进行线性拟合,所得拟合直线的斜率可以认为是应力松弛曲线的表观应力指数 n ,通过表观应力指数 n 的大小可以推断出应力松弛时效过程中主导的蠕变机制^[10,17]。由于应力大幅下降的过程主要发生在整个应力松弛时效过程的前期,后期应力水平下降至接近0,因此仅讨论应力松弛速率较大的前2.5 h内不同条件下的表观应力指数^[1]。

图7为初始应力水平为120 MPa,不同室温预应变下的应力松弛曲线的表观应力指数 n 。在以

往的研究中, $n=1$ 时,表明扩散蠕变占主导^[18-19], $n=2\sim 4$ 时,表明晶界滑移或者位错滑移主导^[20-21], $n=5\sim 10$ 时,表明位错攀升占主导^[17,22]。当室温预应变为4%、8%、12%和16%时,表观应力指数分别为5.24、3.00、2.38和2.37。基于以往的研究,随着室温预应变的增大,应力松弛时效过程在起始阶段的主导机制从位错攀升逐渐向晶界滑移或者位错滑移转变;当室温预应变较小时,位错密度较小,位错之间的距离较大,位错的滑移自由程较大,因此位错可以进行充分的攀升运动,而当室温预应变较大时,位错更容易相互缠结,位错的滑移自由程显著减小,攀升运动被抑制,因此只能进行相对有限的滑移。

图8为室温预应变为12%,不同初始应力水平下的应力松弛曲线的表观应力指数 n 。当初始应力水平为60 MPa、120 MPa和170 MPa时,表观应力指数的大小分别为1.69、2.38和2.48。基于以往的研究,随着初始应力水平的提高,应力松弛时效初期的主导机制从扩散蠕变、晶界滑移或位错滑移,逐渐向晶界滑移或位错滑移转变。在弹性区段加载范围内,随着初始应力水平的

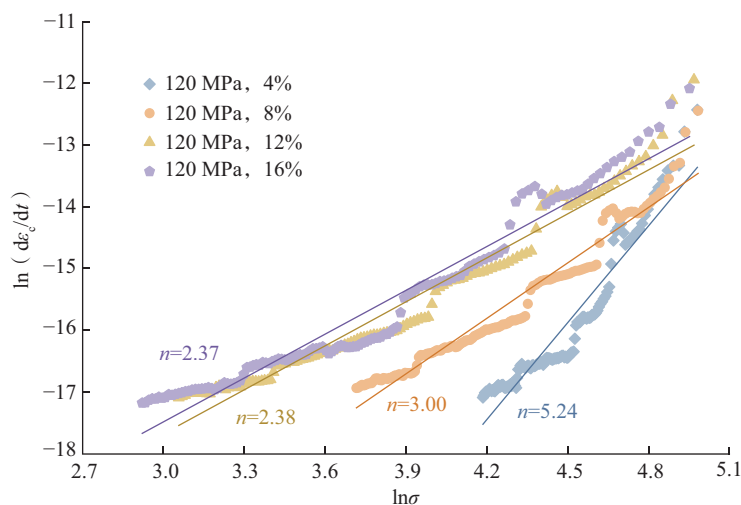


图7 初始应力水平为120 MPa,不同室温预应变下的应力松弛曲线的表观应力指数 n

Fig.7 Apparent stress exponent n of stress relaxation curves under different room temperature pre-strains at the initial stress level of 120 MPa

提高,蠕变变形的机械驱动力增大,位错更容易发生滑移运动,因此蠕变变形的主导机制逐渐向位错滑移转变。

2.3 室温力学性能

初始应力水平为 120 MPa,不同室温预应变下 2219 铝合金完成完整应力松弛时效过程后的室温力学性能如图 9 所示。标准 T62 态 2219 铝合金的屈服强度和极限抗拉强度分别为 290 MPa 和 415 MPa,断裂伸长率为 10%^[13],而标准 T81 态 2219 铝合金的屈服强度和极限抗拉强度则分别为 350 MPa 和 455 MPa,断裂伸长率同样为 10%^[13]。由于室温预变形会引入较多的位错使得合金发生加工硬化,并且完成应力松弛时效后析出的沉淀相也会对合金起到强化作用,因此不同室温预应变下合金的屈服强度均满足 T62 态的要求,极限抗拉强度也基本满足 T62 态的要求。但是,只有当室温预应变为 8% 时,合金的屈服强度和极限抗拉强度才满足 T81 态的要求。此时,其屈服强度和极限抗拉强度达到不同室温预应变下的最高值,分别为 353 MPa 和 458 MPa。然而,只有当室温预应变为 8% 和 12% 时,断裂伸长率满足 T62 态和 T81 态的要求,当室温预应变为 16% 时,由于塑性变形量较大,加工硬化较为严重,因此断裂伸长率达到最低,其值为 5.88%。

室温预应变为 12%,不同初始应力水平下 2219 铝合金完成完整应力松弛时效过程后的室温力学性能如图 10 所示。随着初始应力水平从 60 MPa 提高至 170 MPa,合金的屈服强度、极限抗拉强度和断裂伸长率均有提高,并且所有初始应力水平下的屈服强度均满足 T62 态要求且低于 T81 态的要求,极限抗拉强度在初始应力水平为 170 MPa 时满足 T62 态要求,但仍旧低于 T81 态的要求,断裂伸长率随着初

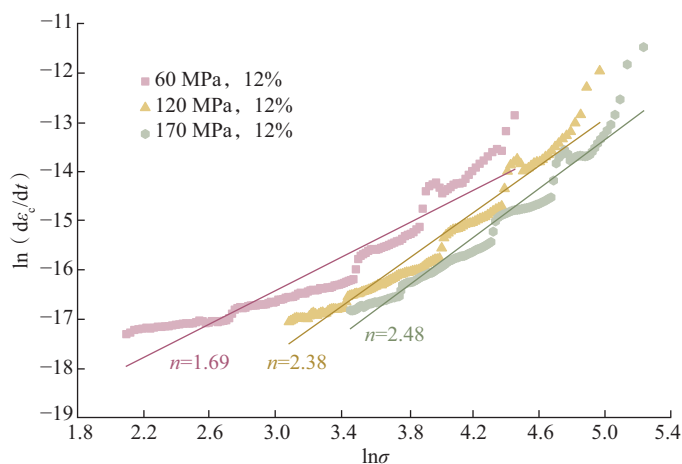


图8 室温预应变为 12%,不同初始应力水平下的应力松弛曲线的表观应力指数 n
Fig.8 Apparent stress exponent n of stress relaxation curves at the pre-strain of 12% under different initial stress levels

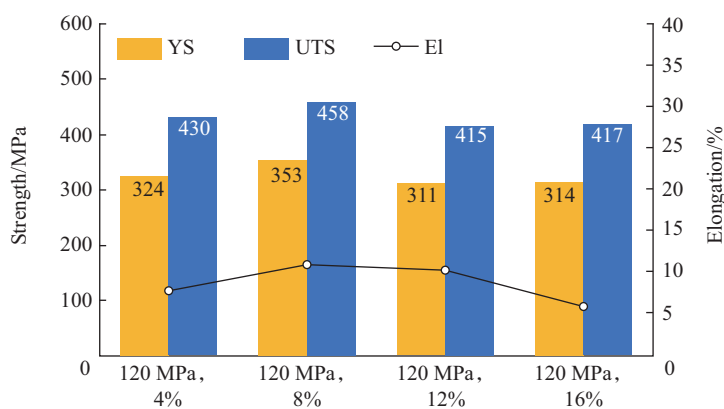


图9 初始应力水平为 120 MPa,不同室温预应变下 2219 铝合金完成完整应力松弛时效过程后的室温力学性能
Fig.9 Room temperature mechanical properties of AA2219 after full stress relaxation aging under different room temperature pre-strains at the initial stress level of 120 MPa

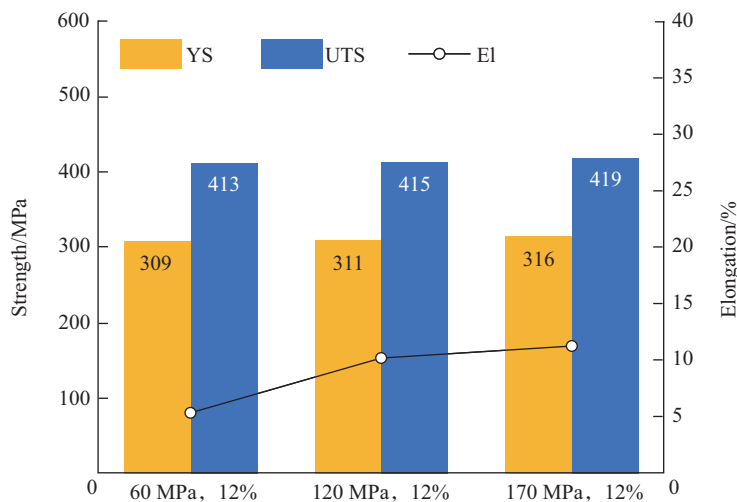


图10 室温预应变为 12%,不同初始应力水平下 2219 铝合金完成完整应力松弛时效过程后的室温力学性能
Fig.10 Room temperature mechanical properties of AA2219 after full stress relaxation aging under different initial stress levels at the room temperature pre-strain of 12%

始应力水平的提高从 5.4% 逐渐提升至 11.32%。

2.4 屈服强度演变结果

图 11 为不同试验条件下 2219 铝合金在应力松弛时效过程中的屈服强度演变曲线。当初始应力水平为 120 MPa, 室温预应变为 4% 时, 合金的屈服强度随着时效时间的推移逐渐增大, 并且屈服强度的增长率随着时效时间的推移显著减小。在前 4.5 h 的时效时间内, 合金的屈服强度提升速度最快, 其提升幅度约为 70.56%, 在后 13.5 h 的时效时间内, 合金的屈服强度提升幅度仅有 8.98%; 当初始应力水平为 120 MPa, 室温预应变为 12% 时, 位错密度增大, 位错之间更容易相互缠结, 位错缠结的区域为沉淀相提供了较多的形核位点, 因此合金的时效析出进程被大幅推进, 其达到峰值时效的时刻大幅度提前。当时效时长为 4.5 h 时, 合金的屈服强度达到最高, 在之后的应力松弛时效过程中, 由于相互缠结的位错又阻碍了沉淀相的过度长大, 因此合金的屈服强度仅小幅度降低, 其过时效程度较小。当初始应力水平为 170 MPa, 室温预应变为 12% 时, 根据文献[23], 当初始应力水平更高时, 蠕变变形的力学驱动作用更强, 合金在应力松弛时效阶段产

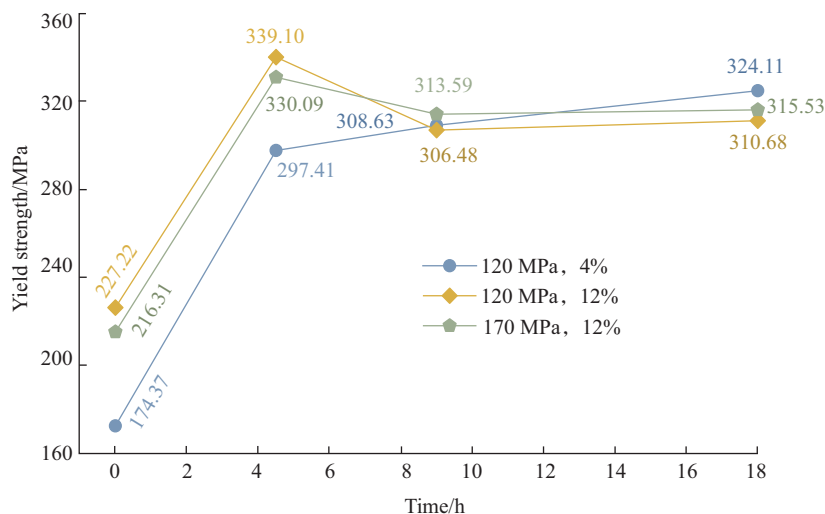


图 11 不同工艺条件下 2219 铝合金应力松弛时效过程的屈服强度变化曲线
Fig.11 Evolution curves of yield strength of AA2219 during stress relaxation aging process under different experimental conditions

生的蠕变变形量更大, 蠕变会诱发更多位错, 进而加快析出相的演变进程, 材料更易进入过时效状态, 最终使应力松弛时效后的屈服强度降低, 但本试验中蠕变变形的程度极小, 其产生的位错带来的性能变化易被试验误差覆盖, 因此该工况下屈服强度随时效时间的变化趋势, 与初始应力水平为 120 MPa 时基本保持一致。

3 微观组织试验结果

3.1 EBSD 微观组织试验结果

图 12 为不同试验条件和时效时间下, α 为 3 时的 GND 密度图像。

由于进行了室温预变形, 晶粒沿着加载方向存在不同程度的变形。在不同的试验条件和时效时间下, 尽管合金的屈服强度较高, 但其微观组织具有较大的晶粒尺寸, 说明晶粒尺寸并不是影响合金力学性能的主要因素, 其他的强化机制掩盖了晶粒粗大对合金强度的不利影响。当初始应力水平为 120 MPa, 室温预应变为 12% 时, 时效时间为 0 h、4.5 h、9 h 和 18 h 时, 晶粒的等效圆直径的面积加权平均值分别为 290.92 μm 、228.64 μm 、241.05 μm 和 284.32 μm 。当初始应力水平为

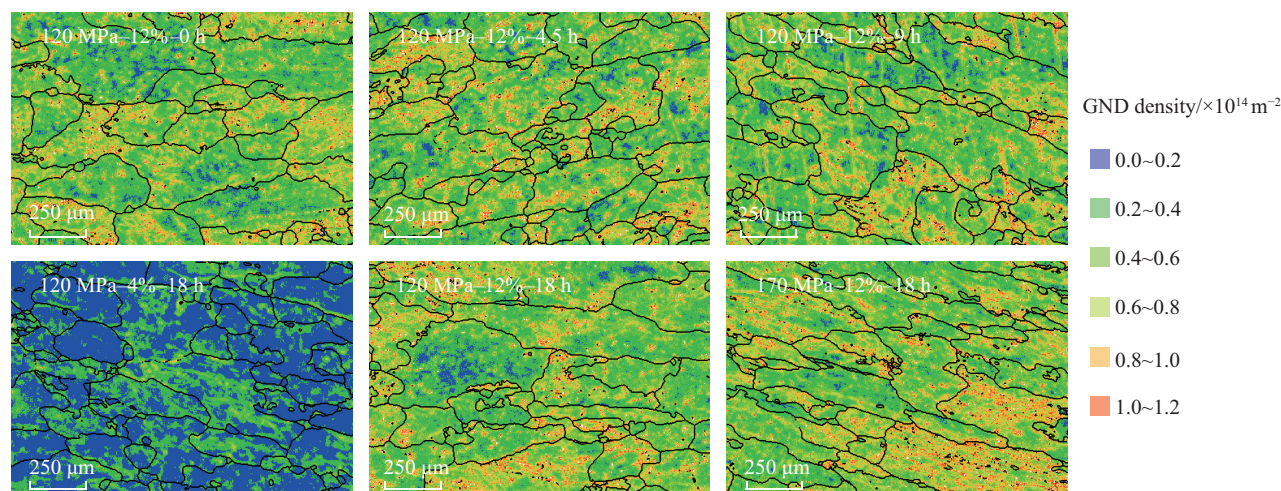


图 12 $\alpha=3$ 时, 不同试验条件与时效时间对应的几何必要位错 (GND) 密度云图

Fig.12 GND density maps with $\alpha=3$ under different processing conditions and aging durations

120 MPa, 室温预应变为4%时, 晶粒的等效圆直径的面积加权平均值为225.88 μm , 而当初始应力水平为170 MPa, 室温预应变为12%时, 晶粒的等效圆直径的面积加权平均值为253.20 μm 。当初始应力水平为120 MPa, 室温预应变为12%时, 随着时效时间的推移, 由于时效温度较低, 通过室温预变形引入的位错的回复程度较小, 因此GND密度随着时效时间的推移所发生的变化不明显, 大部分区域的GND密度约为 $(0.2\sim 0.8) \times 10^{14} \text{m}^{-2}$, 少部分区域的GND密度可达到 $0.8 \times 10^{14} \text{m}^{-2}$ 以上, 此时位错更容易发生缠结, 其攀移行为更容易受到抑制。当初始应力水平为120 MPa, 室温预应变为4%时, 由于室温预变形过程中应变硬化的程度更小, 引入的位错更少, 因此GND密度相较于室温预应变为12%时显著下降, 大部分区域的GND密度约为 $(0.0\sim 0.2) \times 10^{14} \text{m}^{-2}$ 。然而, 两组试验条件下, 合金的屈服强度之间以及极限抗拉强度之间的差距并不显著, 甚至在室温预应变为4%时, 合金的屈服强度和极限抗拉强度均略高于室温预应变为12%时的工况。由此可见, 位错增殖带来的加工硬化尽管可以显著提高合金

的强度, 但并不是合金的主导强化机制。当初始应力水平为170 MPa时, 尽管更高的初始应力水平可以引入更多的蠕变变形产生的位错, 但由于应力松弛时效过程中, 加载的应力仍旧在合金弹性变形的范围内, 因此增加的蠕变变形量十分有限, GND密度的变化不明显, 说明在弹性区段内, 初始应力水平的变化对合金应力松弛时效行为的影响并不体现在位错密度的变化上。

图13为不同试验条件和时效时间下的GOS图像。可以看出, GOS值和GND密度之间存在一定的正相关性。当初始应力水平为120 MPa, 室温预应变为12%时, 由于较大的室温预变形使得晶格发生了一定程度的畸变, 因此晶粒具有较高的GOS值, 其中, 大部分晶粒的GOS值在 $2^\circ\sim 6^\circ$ 的范围内, 少量晶粒的GOS值可达到 $6^\circ\sim 8^\circ$, 随着时效时间的推移, GOS低于 2° 的晶粒的体积分数略有减少。当初始应力水平为120 MPa, 室温预应变为4%时, 由于更低的室温预应变会使晶格的畸变程度更轻, 因此相较于更高的室温预应变, GOS低于 2° 的晶粒的体积分数显著增大。当初始应力水平为170 MPa, 室温预应变为12%时, 由于更高的初始应力

水平对晶格畸变程度的影响很小, 因此相较于更低的应力水平, GOS值的分布没有明显的变化。

3.2 TEM微观组织试验结果

图14为不同试验条件和时效时间下的TEM图像。当初始应力水平为120 MPa, 室温预应变为12%, 时效时间为0 h时, 基体上没有明显的沉淀相析出, 随着时效时间的推移, 沉淀相的尺寸逐渐增大, 长度为80~120 nm的沉淀相的数量所占的比例逐渐增大。此外, 当时效时间为18 h时, 基体上不存在过度粗大的沉淀相, 说明相互缠结的位错对沉淀相的过度长大具有明显的抑制作用, 沉淀相的强化作用是合金主要的强化机制。当初始应力水平为120 MPa、室温预应变为4%时, 沉淀相的尺寸与更大室温预应变的试验条件时的基本相当。这表明在位错密度较大时, 位错缠结对沉淀相析出的促进效应以及对沉淀相过度粗化的抑制效应相互协同, 其最终的调换效果与位错密度较小时相近。当初始应力水平提升至170 MPa时, 更大的蠕变变形会加速沉淀相的演变, 相较于更低初始应力水平的试验条件, 经过完整应力松弛时效后合金的沉淀相尺寸略大。

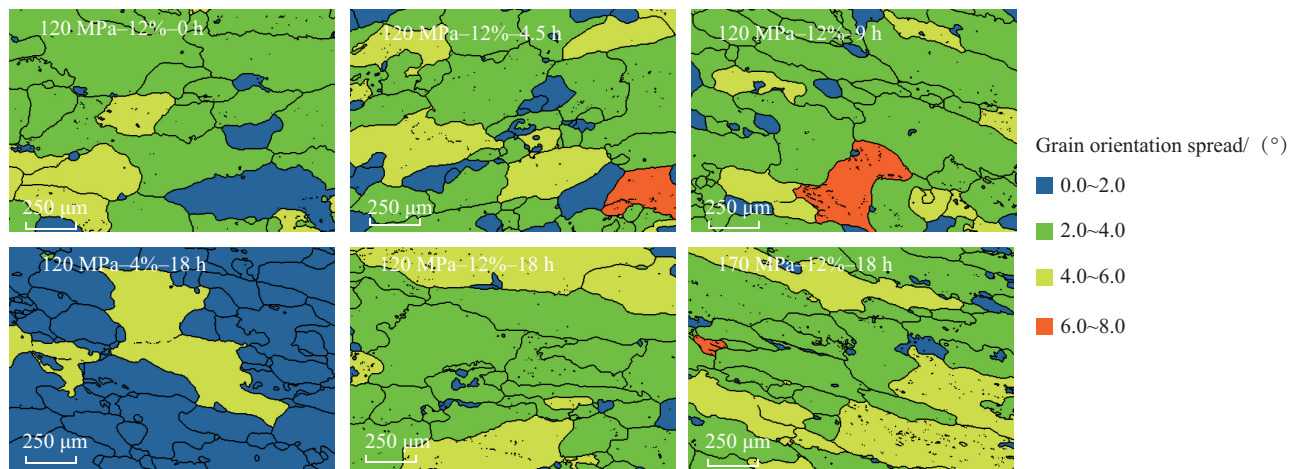


图13 不同试验条件和时效时间下的GOS图像

Fig.13 Grain orientation spread (GOS) maps under different processing conditions and aging durations

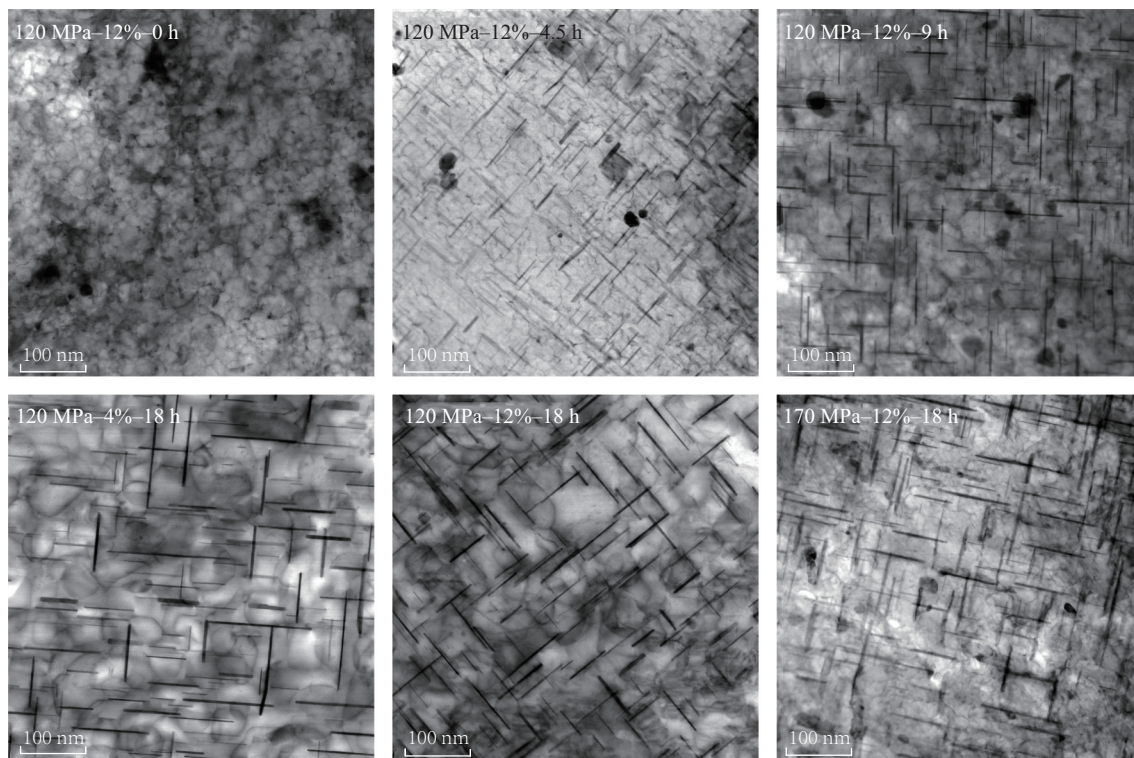


图14 不同试验条件和时效时间下的TEM图像

Fig.14 TEM micrographs under different processing conditions and aging durations

4 结论

(1) 当初始应力水平均为120 MPa时,随着室温预应变的增大,可移动位错的数量显著增多,合金的应力松弛速率逐渐增大,并且应力松弛速率的增大幅度随着室温预应变的增大逐渐减小。当室温预应变为12%时,随着初始应力水平的提高,蠕变变形的机械驱动力增大,合金的应力松弛速率同样逐渐增大。当室温预应变不低于8%时,在应力松弛时效时间内,应力水平可降低至接近于0,此时弹性应变几乎完全转变成蠕变应变。

(2) 当初始应力水平为120 MPa时,随着室温预应变的增大,由于位错密度的增大会使得位错更容易相互缠结,位错的攀升运动被抑制,因此主导的蠕变机制逐渐从位错攀升向位错滑移转变。当室温预应变为12%时,随着初始应力水平的提高,位错更容易发生滑移运动,蠕变变形的主导机制逐渐向位错滑移转变。

(3) 当初始应力水平保持不变,室

温预应变增大时,由于相互缠结的位错为沉淀相提供了较多的形核位点,因此合金达到峰值时效的时刻大幅提前,但在之后的应力松弛时效过程中,由于相互缠结的位错又阻碍了沉淀相的过度长大,因此合金的屈服强度随着时效时间的推移仅小幅降低,其过时效的程度较小。当室温预应变保持不变,初始应力水平提高时,屈服强度随着时效时间推移的演变规律相近。

(4) 沉淀相的强化作用是合金强化的主要机制,位错密度的增殖对合金的加工硬化作用使得合金具有较高的强度,但并不是合金最主要的强化机制,沉淀相和位错对合金的强化作用掩盖了晶粒粗大对合金强度的不利影响。

参考文献

[1] YANG Y L, ZHAN L H, LIU C H, et al. Stress-relaxation ageing behavior and microstructural evolution under varying initial stresses in an Al-Cu alloy: Experiments and modeling[J]. International Journal of Plasticity, 2020, 127: 102646.

2020, 127: 102646.

[2] 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.

[3] KAIBYSHEV R, SITDIKOV O, MAZURINA I, et al. Deformation behavior of a 2219 Al alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, 334(1-2): 104-113.

[4] 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.

LIU Yan. Study on the heat treatment process of the 2219 aluminium alloy for the tank[D]. Tianjin: Tianjin University, 2014.

[5] LU S L, WANG J F, CHENG L H, et al. Unraveling stress inheritance and distribution mechanisms in the multi-stage processing of 2219 aluminum alloy tanks[J]. CIRP Journal of Manufacturing Science and Technology, 2025, 61: 524-541.

[6] 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, 2020, 127: 102646.

2023, 315: 117931.

[7] ZHAN L H, LIN J G, DEAN T A. A review of the development of creep age forming: Experimentation, modelling and applications[J]. International Journal of Machine Tools and Manufacture, 2011, 51(1): 1–17.

[8] ZHOU K, WANG J F, FENG C, et al. Stress distribution and evolution in 2219 aluminum alloy tank bottom structures during spinning and heat treatment[J]. Materials Today Communications, 2025, 49: 114001.

[9] DESCHAMPS A, LIVET F, BRÉCHET Y. Influence of predeformation on ageing in an Al – Zn – Mg alloy—I. Microstructure evolution and mechanical properties[J]. Acta Materialia, 1998, 47(1): 281–292.

[10] ZHENG J H, PAN R, LI C, et al. Experimental investigation of multi-step stress-relaxation-ageing of 7050 aluminium alloy for different pre-strained conditions[J]. Materials Science and Engineering: A, 2018, 710: 111–120.

[11] CAI Y X, ZHAN L H, XU Y Q, et al. Stress relaxation aging behavior and constitutive modelling of AA7150 – T7751 under different temperatures, initial stress levels and pre-strains[J]. Metals, 2019, 9(11): 1215.

[12] LI H, ZHAN L H, HUANG M H, et al. Effects of pre-strain and stress level on stress relaxation ageing behaviour of 2195 Al–Li alloy: Experimental and constitutive modelling[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2021, 851: 156829.

[13] 美国金属学会手册编委会. 非铁合金的热处理[M]. 北京: 机械工业出版社, 2019.
American Society for Metals Handbook Committee. Heat treatment of non-ferrous alloys[M]. Beijing: China Machine Press, 2019.

[14] ASTM Committee E28 on Mechanical Testing. Test methods for tension testing of metallic materials[S]. ASTM International, 2026.

[15] CHEN J F, JIANG J T, ZHEN L, et al. Stress relaxation behavior of an Al–Zn–Mg–Cu alloy in simulated age-forming process[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2014, 214(4): 775–783.

[16] TJONG S C, MA Z Y. Creep behaviour of precipitation–hardened ferritic Fe–19Cr – 4Ni – 2Al alloy[J]. Materials Letters, 2002, 56(1–2): 59–64.

[17] SOMEKAWA H, HIRAI K, WATANABE H, et al. Dislocation creep behavior in Mg – Al – Zn alloys[J]. Materials Science and Engineering: A, 2005, 407(1–2):

53–61.

[18] COBLE R L. A model for boundary diffusion controlled creep in polycrystalline materials[J]. Journal of Applied Physics, 1963, 34(6): 1679–1682.

[19] RUANO O A, SHERBY O D. On constitutive equations for various diffusion-controlled creep mechanisms[J]. Revue de Physique Appliquée, 1988, 23(4): 625–637.

[20] RUANO O A, WADSWORTH J, SHERBY O D. Deformation mechanisms in an austenitic stainless steel (25Cr – 20Ni) at elevated temperature[J]. Journal of Materials Science, 1985, 20(10): 3735–3744.

[21] WATANABE H, TSUTSUI H, MUKAI T, et al. Deformation mechanism in a coarse-grained Mg – Al – Zn alloy at elevated temperatures[J]. International Journal of Plasticity, 2001, 17(3): 387–397.

[22] LI H, BIAN T J, LEI C, et al. Dynamic interplay between dislocations and precipitates in creep aging of an Al–Zn–Mg–Cu alloy[J]. Advances in Manufacturing, 2019, 7(1): 15–29.

[23] ZHENG J H. Development of a constrained ageing technique for residual stress reduction and its application in extra-large 7050 component manufacture[D]. London: Imperial College London, 2019.

Stress Relaxation Aging Behavior of AA2219 Subjected to Large Pre-Strain at Room Temperature

SHI Jiaai¹, XU Kekun¹, LI Dechong¹, YU Aiqi², ZHENG Kailun¹

(1. Dalian University of Technology, Dalian 116024, China;

2. Beijing Mechanical and Electrical Research Institute, Beijing 100083, China)

[ABSTRACT] AA2219 is widely used in the manufacture of monolithic structural components for aerospace equipment. To avoid the adverse effect of residual stress and springback on their service performances, a process route including hydroforming under W-temper and in-die stress relaxation aging treatment is proposed. Aiming at the in-die stress relaxation aging process, the stress relaxation aging behavior of W-temper AA2219 under various room temperature pre-strains and initial stress levels is investigated. Firstly, the complete stress relaxation aging experiments under various conditions for AA2219 were carried out, and room temperature tensile tests were conducted on fully stress relaxation aged specimens. The results show that the stress relaxation rate increases obviously with the growth of room temperature pre-strain or initial stress level. When the initial stress level is 120 MPa and room temperature pre-strain is 8%, the yield strength and ultimate tensile strength of the alloy after complete stress relaxation aging are 353 MPa and 458 MPa,

respectively. Then, interrupted stress relaxation aging experiments under different conditions were carried out to obtain the evolution of yield strength of AA2219 during stress relaxation aging process. The results show that peak aging time is greatly advanced with the increase of room temperature pre-strain, while the initial stress level has an insignificant effect on the evolution of yield strength. Finally, EBSD and TEM microstructural characterization tests were performed on stress relaxation aged AA2219 specimens under various conditions and aging durations. The results show that precipitation strengthening serves as the primary strengthening mechanism of the alloy, and dislocation work hardening also enhances alloy strength. Their synergistic effect counteracts the adverse impact of grain coarsening on mechanical properties. This paper investigates the stress relaxation aging behavior of AA2219 under large room temperature pre-strain, which can provide theoretical guidance for the integrated process route of W-temper hydroforming and in-die stress relaxation aging treatment.

Keywords: AA2219; Room temperature pre-strain; Stress relaxation aging; Mechanical properties; Precipitates

(责编 七七)

