

不同热处理状态的 2219 铝合金动态加载下的力学行为和断裂机制

张会萍, 黄亮, 王泽宇, 赵明杰, 徐佳辉, 李建军

(华中科技大学 材料科学与工程学院 材料成形与模具技术国家重点实验室, 湖北 武汉 430074)

摘要: 本工作通过分离式霍普金森拉杆实验, 研究了不同热处理状态的 2219 铝合金在动态加载下的力学行为和断裂机制。结果表明: 2219-T6 和 2219-T4 的抗拉强度和应变率敏感性随着应变率的增加而增加, 而 2219-O 则先增加后减小, 且 2219 铝合金的应变率敏感性和应变硬化率随着应变的增加而减小; 在动态加载下, 材料在较高的应力集中程度下形成了局部的解理及第二相颗粒碎裂的形貌, 且在较高应变率 ($\geq 650 \text{ s}^{-1}$) 下, 随着应变率的增加, 应力集中程度更高, 解理形貌的占比也越大, 同时由于材料在裂纹扩展的同时依旧可以发生一定量的变形, 使得材料整体在较高应变率 ($\geq 650 \text{ s}^{-1}$) 下具有更高的成形极限, 也导致材料在较高的加工硬化下形成具有低塑性特征的断口。

关键词: 动态加载; 2219 铝合金; 热处理; 力学行为; 断裂

中国法分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2022)07-2560-10

2219 铝合金具有较高的比强度、良好的低温性能和一定的焊接性能, 因此适用于运载火箭低温燃料贮箱的制造^[1-3]。但是在传统的冲压工艺下, 2219 铝合金存在成形力过大、材料流动困难、成形极限低等问题, 限制了 2219 铝合金的应用^[4]。完全退火态的 2219 铝合金强度较低, 通常需要热处理提高其性能以满足生产需要^[5]。成形后对结构件进行热处理, 后续还需要校形, 延长了生产周期, 因此选择热处理后再成形, 且前人的研究已经表明, 在动态加载下, 材料的成形性能会有明显的提升^[6-8], 因此不同热处理状态铝合金在动态加载下的成形研究对于推进 2219 铝合金的应用具有十分重要的意义。

2219 等可热处理强化铝合金, 采用固溶和时效相结合的热处理方式可显著提高其力学性能, 进而满足产品加工的需要^[9,10]。Zhu 等^[11]研究发现 2219 铝合金激光焊接接头经过固溶双级时效处理后, 由于焊缝内脆性共晶相的消除和弥散 G.P.(II)区的析出, 其强度、硬度和塑性均较普通焊接接头有明显提高, 由此揭示了析出相强化的机制。许晓静等^[12]对 7085 铝合金进行强化固溶时效处理, 发现合金的延伸率、电导率和抗晶间腐蚀性能均得到明显改善。金淳等^[13]通过对完全退火态和固溶淬火态的 2219

铝合金进行准静态和电磁成形条件下的单向拉伸、平面应变和双向拉伸加载, 发现固溶淬火会显著提高 2219 铝合金的强度, 降低其断后延伸率, 且电磁成形可有效改善 2219 铝合金的成形性能。

高应变率成形是一种可以提高轻质金属材料室温下成形极限的重要成形方法^[14-17]。Yu 等^[18]通过在室温下对固溶淬火态的 AA2195 铝合金进行不同应变率下的加载, 系统分析了应变率对铝合金力学性能的影响, 研究表明, 随着应变率的增加, 合金的屈服强度和塑性均得到明显提升。Ma 等^[19]通过分离式霍普金森拉/压杆实验, 研究了 5A02 铝合金在不同应变率下的力学行为和组织演变, 结果表明, 由于惯性效应, 颈缩扩散且发展减慢, 断裂的发生延迟, 使 5A02 铝合金在高应变率下具有更好的抗断裂性、延展性和成形性。上述研究表明, 动态加载可显著提高铝合金的性能, 这对于室温下成形极限的提升具有重要的意义。因此, 研究动态加载下不同热处理状态铝合金的力学响应和断裂机理是十分必要的。

为了促进 2219 铝合金的工业应用, 本工作通过分离式霍普金森拉杆 (SHTB) 实验对不同热处理状态下的 2219 铝合金进行动态加载, 分析了 2219

收稿日期: 2021-07-05

基金项目: 湖北省重点研发计划项目(2020BAB139); 国家自然科学基金面上项目(51975229); 武汉市应用基础前沿项目(2020010601012178)
作者简介: 张会萍, 女, 1995 年生, 硕士生, 华中科技大学材料科学与工程学院, 材料成形与模具技术国家重点实验室, 湖北 武汉 430074, 电话: 027-87543490, E-mail: zhanghuiping@hust.edu.cn

铝合金在不同应变率下的动态力学响应行为和断口形貌,这对于探索动态成形工艺下 2219 铝合金组织性能的演变规律、推进 2219 铝合金在航天工业中的应用有着重要意义。

1 实验

本研究中使用的原始材料为完全退火态的 2219 铝合金板料,材料的成分如表 1 所示。图 1 为 Al-Cu 二元相图,从图中可以看出,随着温度的改变,铜在铝基体中的固溶度具有极为明显的差异,通过将铝合金进行高温固溶处理,即可形成 Cu 的过饱和固溶体,随后 Cu 元素会在过饱和度的驱动下析出形成细小弥散分布的析出相^[20]。本实验中对于材料的热处理工艺如图 2 所示,材料的初始状态为完全退火态(O 态),经固溶和时效热处理后先转

变为 T4 态,最终形成 T6 态的 2219 铝合金。

本工作的研究方法主要是不同加载条件下的单轴拉伸试验,其中准静态拉伸加载通过 AG-100kN 材料高温持久性能试验机进行,试样尺寸如图 3 所示,其厚度为 2 mm。拉伸过程中的速度为 5 mm/min。

动态拉伸加载通过分离式 Hopkinson 拉杆(SHTB)装置进行,实验中所采用试样的几何尺寸如图 4a 所示,加载装置如图 4b 所示。加载时,子弹通过气缸加速,撞击入射杆产生应力波,应力波通过套筒传递到出射杆并带动试样发生拉伸变形,设备示意图如图 4c 所示。在本工作中,选择了 300、650 以及 1400 s⁻¹ 3 种不同的应变率,来研究 2219

表 1 2219-O 铝合金的化学成分

Table 1 Chemical composition of 2219-O aluminum alloy (wt%)

Cu	Mn	Ti	Zr	V	Al
6.20	0.30	0.06	0.15	0.08	Bal.

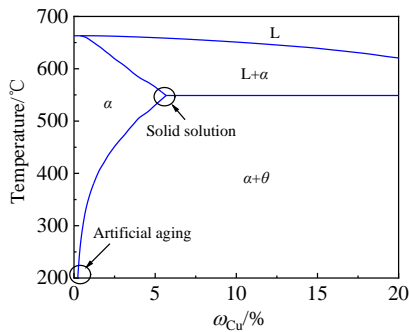


图 1 Al-Cu 相图

Fig.1 Al-Cu phase diagram (local)^[21]

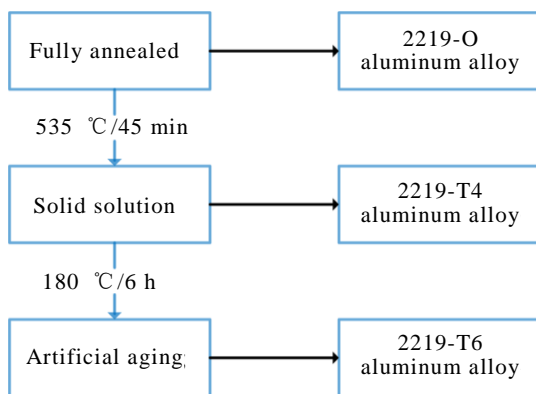


图 2 热处理工艺示意图

Fig.2 Schematic diagram of heat treatment process

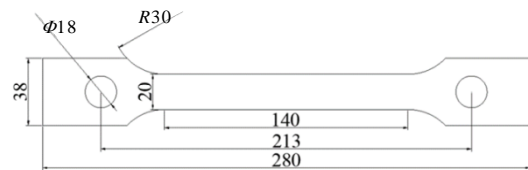


图 3 准静态拉伸试样

Fig.3 Sample of quasi-static tension (mm)

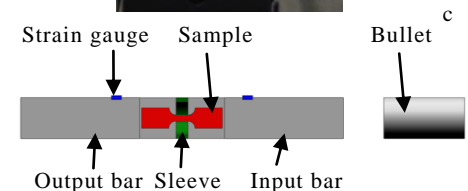
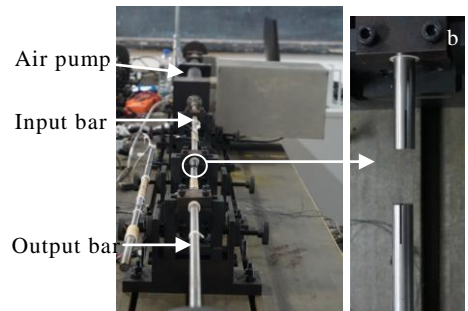
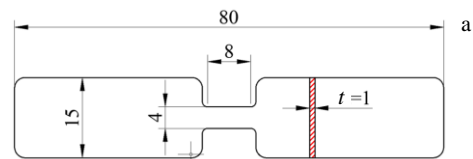


图 4 分离式 Hopkinson 拉杆(SHTB)试样及设备示意图 Fig.4 Schematic (a, c) and physical (b) diagrams of split Hopkinson tension bar (SHTB) device (b, c) and sample (a)

铝合金动态加载下的力学响应及断裂行为。

本研究中,通过 KEYENCE VHX-1000C 显微镜观察材料的金相组织。首先通过线切割的方式得到 10 mm×10 mm 的块状试样,依次经过砂纸打磨、抛光和腐蚀等步骤制备金相试样。腐蚀试剂为凯勒试剂,其配比为 $\text{HNO}_3:\text{HCl}:\text{HF}:\text{H}_2\text{O}=5:3:2:90$ 。

通过 FEI Tecnai G2 F30 场发射透射电子显微镜观察析出相形貌。将 10 mm×10 mm 的块体试样通过机械打磨及抛光减薄至 50 μm 左右,随后利用冲孔机获得直径为 3 mm 的圆形薄片,对其进行双喷腐蚀处理,双喷液配比为 30% 浓硝酸+70% 甲醇,待试样上出现透光小孔后停止双喷。随后,利用减薄仪对试样进行进一步的减薄处理,通过沿着 $5^\circ\sim 1^\circ$ 的角度以 4.5~2 keV 的加速能量对试样进行粒子冲击,在试样小孔的边缘形成厚度约为数百纳米的薄区,进而可以进行透射电镜的观察。在 TEM 观察过程中,采用 300 kV 的加速电压,观察 2219 铝合金基体中的析出相以及相应位置的取向。

通过 Quanta650 FEG 场发射扫描电镜观察断口形貌。检测前,首先通过线切割的方式将断口试样纵向尺寸控制在 10 mm 以内,随后利用导电胶将断口试样固定至观测台上进行观测。在观测过程中,加速电压设定为 20 kV,默认工作距离为 15 mm,依据放大倍率的不同,单行扫描速率范围为 10~3 μs 。

2 结果与讨论

2.1 热处理过程中的微观组织演化

对于 2219 铝合金而言,在经过不同的热处理工艺后,其性能及组织结构具有较为明显的差异,如图 5 所示。材料的初始状态为完全退火态,其金相组织如图 5a 所示。从图中可以看出,晶粒尺寸整体较为细小,材料基体中存在大量粗大的第二相颗粒,由于经过了长时间的均匀化以及轧制处理,第二相的分布较为均匀。通过在 535 $^\circ\text{C}$ 保温 45 min 后淬火的方式,对 2219-O 铝合金进行固溶处理,即 T4 热处理。在此温度下,2219 铝合金中的主要合金元素 Cu 具有较高的固溶度,可以最大限度地实现 Cu 的固溶,随后采用水淬的方式可使 Cu 元素维持固溶的状态,进而得到常温状态下的过饱和固溶体,使得材料基体中粗大第二相的数量明显减少,同时由于高温下材料晶粒的生长,晶粒的尺寸也增大。在随后的自然静置时效过程中,过饱和态的 Cu 元素会自发地析出,在合金基体中形成了弥散分布且尺寸细小的 Al_2Cu 析出相,因此对于 2219-T4 铝合金而言,其金相组织包括 $\alpha\text{-Al}$ 基体,未能回溶的粗大

Al_2Cu 第二相以及时效过程中析出的细小 Al_2Cu 析出相,其金相组织如图 5b 所示。因此 T4 态下 2219 铝合金的强度要明显高于完全退火态,但是由于缺乏充足的驱动力,在自然时效过程中,Cu 元素无法充分析出形成强化相,强化作用有限。固溶处理后将材料在 180 $^\circ\text{C}$ 下人工时效 6 h,即 T6 热处理,在过饱和度以及高温的共同驱动作用下,材料基体中所固溶的 Cu 元素可以充分地析出,形成 Al_2Cu 析出相,材料的金相组织如图 5c 所示。另外,从图 5d 中还可以看出 Al_2Cu 析出相为片状第二相,可以显著提高材料的强度,此时的析出相对于基体的强化作用达到最大,因此,相比于 2219-T4 铝合金,2219-T6 铝合金的强度具有显著的提升。从图 5c 中还可以看出,2219-T6 铝合金中的粗大第二相以及晶粒尺寸并未发生明显改变,说明时效处理未使试样的晶粒发生异常长大,其组织形态正常。

2.2 动态力学响应行为

对不同热处理状态的 2219 铝合金进行准静态和动态加载,所得到的真应力-真应变曲线如图 6 所示。从图 6 可以看出,除了在 300 s^{-1} 应变率下,材料的断裂应变较低仅为 0.1 之外,在更高应变率下的动态加载中,材料的应变均达到了 0.15~0.25。在相同应变率条件下,3 种不同热处理状态的 2219 铝合金中,2219-T6 的抗拉强度最高,在 1400 s^{-1} 应变率下达到了 436.35 MPa,2219-T4 的抗拉强度次之,为 326.83 MPa,2219-O 的抗拉强度最低,仅为 207.18 MPa,由此说明 Al_2Cu 析出相对 2219 铝合金有一定的强化作用。同时对于 T6 和 T4 热处理状态下的材料,随着应变率的增加,其抗拉强度不断增加,而 2219-O 态的材料,随着应变率的增加,其抗拉强度先增加后减小,当应变率超过 650 s^{-1} 之后,材料的流变应力出现了反常的下降,这可能是由于完全退火态下的 2219 铝合金基体中缺少细小弥散分布的第二相,对材料的强化作用有限,而动态加载下的软化行为可以抵消一部分加工硬化,且这种软化行为随着应变率的增加更加显著,因此出现更高应变率下强度下降的现象。此外,在高应变率条件下,随着应变率的增加,其断裂应变也不断增加。从图 6 中还可以看出,随着应变率的增加,材料在真应力-真应变曲线上不再有对应着试样颈缩-断裂失效的明显位置,在准静态条件下,3 种热处理状态的 2219 铝合金在达到最大应变值后其流动应力陡降,而在动态加载下,除了 2219-T6 和 2219-T4 态下 300 s^{-1} 应变率加载的情况下,试样在达到最大应变后,流动应力的下降速率明显低于准静态,且随

着应变率的增加，流动应力在材料失效过程中的下降速率也逐渐降低。

应变硬化率用真应力-真应变曲线的斜率来描述，表明了拉伸过程的加工硬化，2219 铝合金在不同应变率加载下的应变硬化率如图 7 所示。由图可知，3 种热处理状态的 2219 铝合金的应变硬化率具有相似的变化规律，在拉伸变形初期，应变硬化率极高，且高应变率下的应变硬化率要远远大于准静态下的应变硬化率，且随着应变率的增加，最大应变硬化率也逐渐增加，这是因为在动态变形开始阶段，材料

的变形驱动力较高，通常会发生位错在多个滑移系上同时开动的情况，进而在材料基体中形成了位错胞、位错缠结等结构，导致较高的应变硬化率。随着应变的增加，应变硬化率迅速的降低至零附近，但仍然保持为正的状态，这一阶段的变化是因为塑性应变引起的热软化抵消了一部分的应变硬化^[18]。当材料达到稳定的塑性应变阶段时，应变硬化率在零附近波动，并未呈现出明显的变化，这说明加工硬化与热软化达到了一种平衡状态。对比不同热处理状态下 2219 铝合金在不同应变率下的应变硬化

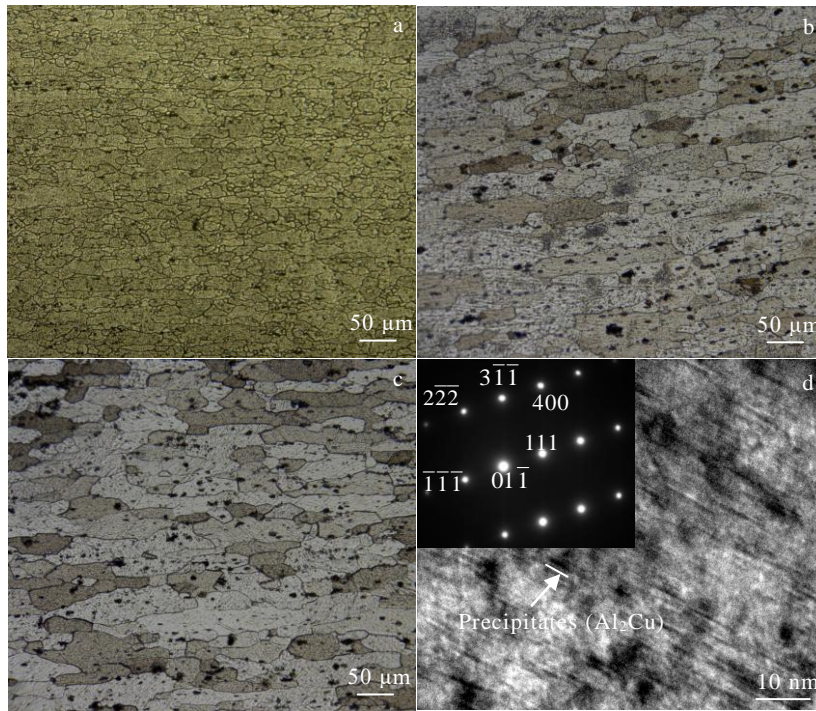


图 5 不同热处理状态下 2219 铝合金的显微组织

Fig.5 Metallographic microstructures of 2219 aluminum alloy under different heat treatment processes: (a) 2219-O, (b) 2219-T4, (c) 2219-T6; (d) TEM microstructure and SAED pattern of Al₂Cu precipitates in 2219-T6

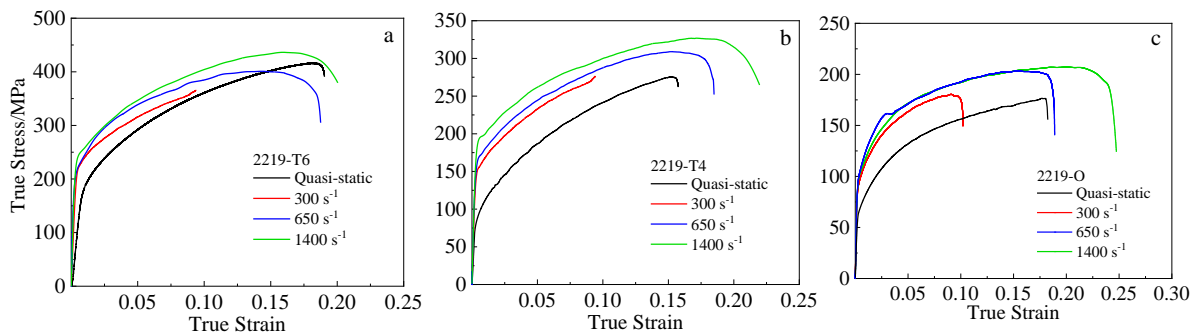


图 6 不同热处理状态下 2219 铝合金在准静态和动态拉伸加载下的真应力-真应变曲线

Fig.6 True stress-true strain curves of 2219 aluminum alloy after different heat treatment processes under quasi-static and dynamic tensile loading: (a) 2219-T6, (b) 2219-T4, and (c) 2219-O

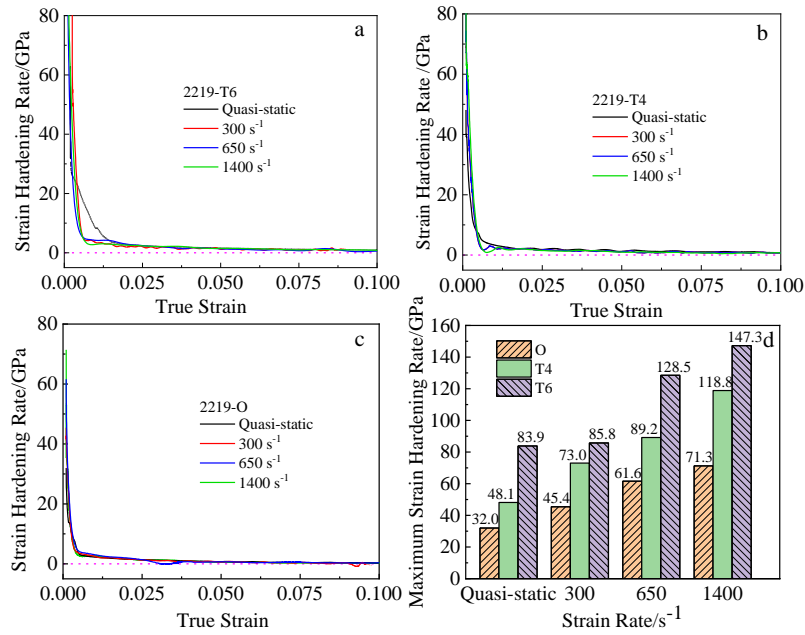


图 7 不同热处理状态下 2219 铝合金在准静态和动态拉伸加载下的应变硬化率

Fig.7 Strain hardening rates of 2219 aluminum after different heat treatment processes under quasi-static and dynamic tensile loading: (a) 2219-T6, (b) 2219-T4, and (c) 2219-O; (d) maximum strain hardening rate

率可知，2219-T6 态铝合金的最大应变硬化率最高，2219-T4 态次之，2219-O 态最低，这是因为相比于完全退火态的 2219 铝合金，固溶和时效热处理后，材料基体中会析出细小弥散分布的片状 Al_2Cu 析出相，析出相对位错的钉扎作用使得变形初期的位错堆积程度更高，因此具有较高的最大应变硬化率。

为了进一步描述应变率对 2219 铝合金力学行为的影响，分析了不同热处理态下铝合金的应变率敏感性 m 随应变和应变率的变化规律。 m 为描述材料动态力学性能的重要指标，其定义如式(1)^[22-24]所示：

$$m = \frac{\partial \ln \sigma_f}{\partial \ln \dot{\epsilon}} \quad (1)$$

其中， σ_f 为流动应力， $\dot{\epsilon}$ 为应变率。在本研究中采用式(2)^[23]可求得材料的应变率敏感性的近似值。

$$m = \frac{\ln \sigma_D - \ln \sigma_{QS}}{\ln \dot{\epsilon}_D - \ln \dot{\epsilon}_{QS}} \quad (2)$$

其中， σ_D 和 $\dot{\epsilon}_D$ 分别为动态拉伸加载下的流动应力和应变率， σ_{QS} 和 $\dot{\epsilon}_{QS}$ 分别为准静态拉伸加载下的流动应力和应变率。本研究计算了 0.01、0.05、0.09 和 0.13 共 4 个应变下的应变率敏感性，计算结果如图 8 所示。从图中可以看出，对于任意一种热处理状态的 2219 铝合金在任一应变率下的动态加载，其应

变率敏感性均随着应变的增加逐渐减小，这说明在高应变率单向拉伸加载条件下，随着应变的增加，应变硬化效应降低。此外，对于 2219-T6 和 2219-T4 态铝合金，随着应变率的增加，其应变率敏感性逐渐增加，这说明在高应变率下存在应变率硬化效应，且应变率越高，硬化效应越显著。而对于 2219-O 铝合金，随着应变率的增加，其应变率敏感性先增加后减小，在 650 s^{-1} 应变率下的应变率敏感性最高，说明在高应变率条件下，2219-O 铝合金的应变率硬化效应降低，这与 2219-O 铝合金的真应力-真应变曲线中当应变率超过 650 s^{-1} 之后，材料的流变应力出现反常下降的现象一致。

2.3 断裂行为和机制

图 9 和图 10 为 2219-T6 和 2210-T4 铝合金在不同应变率拉伸加载条件下所形成的断口形貌。从图中可以看出，2 种热处理状态下的 2219 铝合金在不同应变率下具有相似的断口形貌。在准静态条件下，2 种试样的断口形貌均是以韧窝为主，大韧窝（ $10\sim 20 \mu\text{m}$ ）与小韧窝（ $2\sim 5 \mu\text{m}$ ）相间分布，且在大尺寸韧窝的底部还存在着第二相颗粒，从韧窝边缘的撕裂棱还可以看出准静态拉伸发生了一定量的塑性变形。在 300 s^{-1} 应变率下，断口形貌以解理形貌为主，因此断裂以脆性断裂为主。在更高应变率的动态加载下，随着应变率的增加，韧窝在断面上占比

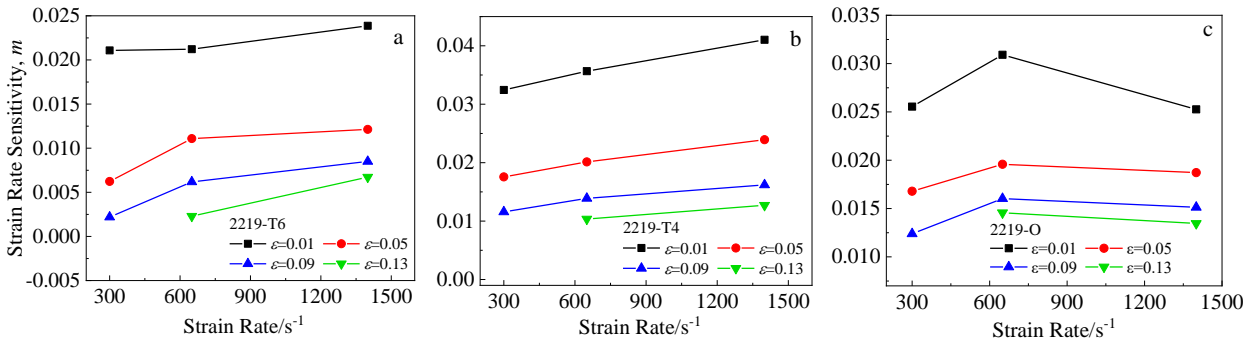


图 8 不同热处理状态下 2219 铝合金不同拉伸加载条件下的应变率敏感性

Fig.8 Strain rate sensitivities of 2219 aluminum after different heat treatment processes under different tensile loading conditions: (a) 2219-T6, (b) 2219-T4, and (c) 2219-O

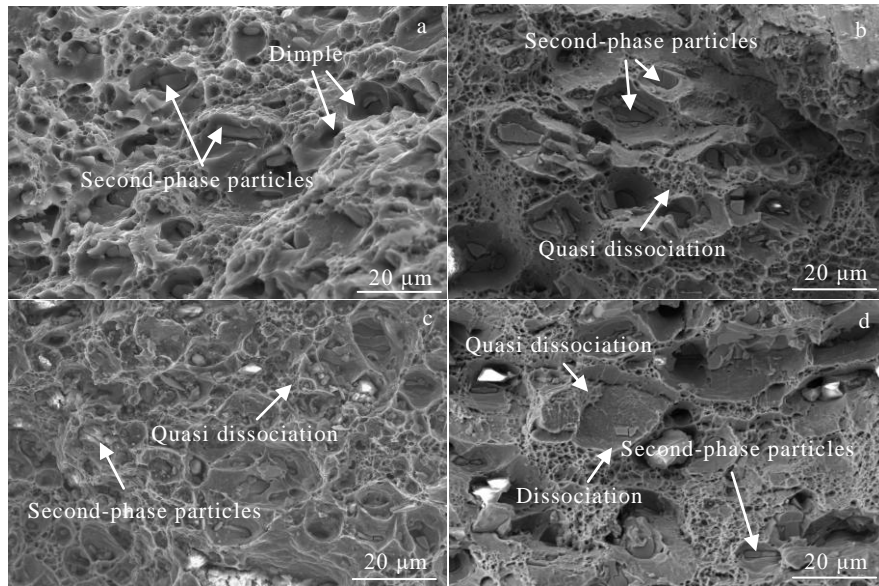


图 9 2219-T6 铝合金在不同应变率条件下的断口形貌

Fig.9 Fracture morphologies of 2219-T6 under different strain rate conditions: (a) quasi-static, (b) 300 s^{-1} , (c) 650 s^{-1} , and (d) 1400 s^{-1}

逐渐降低的同时，其深度也逐渐变浅，同时逐渐出现由细小撕裂棱所组成的准解理形貌和阶梯状的解理形貌，在解理面上还出现了河流状花纹，表明在高应变下，材料在断裂过程中的断口处所发生的塑性变形量较小。此外，随着应变率的增加，解理形貌在断面上的占比也逐渐增加，且在较高的应变率 ($>650 s^{-1}$) 下，大尺寸韧窝的形貌发生了改变，韧窝的边缘出现了大面积的平面结构，尽管其表面上同样存在由于位错滑移所导致的纹路，但由此平面结构与试样的加载方向近乎垂直的角度关系可知，其形成机理更倾向于在局部应力集中下材料沿特定晶面发生断裂的解理断裂，这表明材料基体中出现

了较为薄弱的面缺陷结构，可能为粗大晶粒的晶面、粗大析出相的相界面或位错在局部平面上的缠结等，这些面缺陷在塑性变形过程中，形成了局部的应力集中，并最终导致了局部脆性断裂的形貌。

图 11 为 2219-O 铝合金在不同应变率拉伸加载条件下所形成的断口形貌。相比于 2219-T6 与 2219-T4 态铝合金，完全退火态的 2219 铝合金的断面形貌存在较大的差异。从图中可以看出，在准静态条件下，断口形貌以大尺寸韧窝结构为主，小尺寸韧窝的分布较为有限，断裂为韧性断裂。在动态加载条件下，2219-O 铝合金断口表面结构以韧窝为主，且相比于其他热处理状态，2219-O 态断口上的

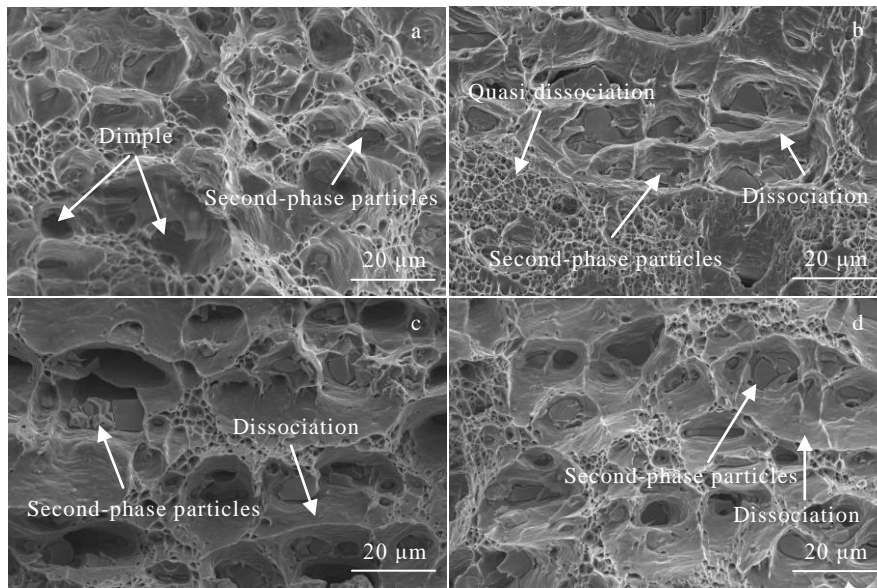


图 10 2219-T4 铝合金在不同应变率条件下的断口形貌

Fig.10 Fracture morphologies of 2219-T4 under different strain rate conditions: (a) quasi-static, (b) 300 s⁻¹, (c) 650 s⁻¹, and (d) 1400 s⁻¹

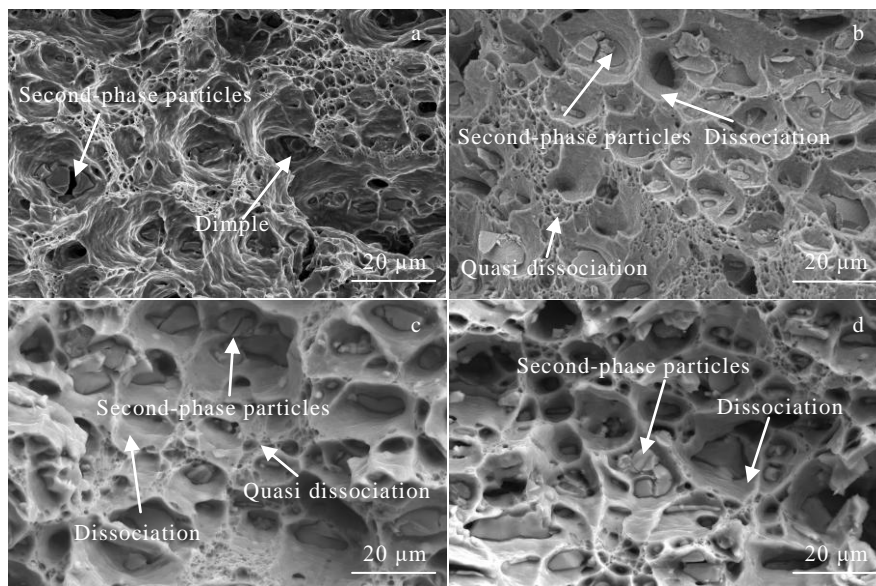


图 11 2219-O 铝合金在不同应变率条件下的断口形貌

Fig.11 Fracture morphologies of 2219-O under different strain rate conditions: (a) quasi-static, (b) 300 s⁻¹, (c) 650 s⁻¹, and (d) 1400 s⁻¹

韧窝结构存在一定的解理特征，韧窝边缘由于塑性变形所导致的撕裂棱结构较为有限，且韧窝呈现出了一定的多边形结构。同时在较高应变率下，随着应变率的增加，断口表面上的大尺寸韧窝的占比也逐渐降低。在较低应变率下（300 s⁻¹），材料的韧窝深度与高应变率下相比更浅，准解理形貌占比更大。对于 2219-O 铝合金而言，由于经过了长时间的退火处理，其基体中的 Cu 元素形成了集中分布的较

为粗大的第二相，在塑性变形过程中，粗大第二相会成为位错滑移过程中的阻碍，进而形成局部的应力集中，最终导致孔洞及微裂纹的形核及生长，形成了较大尺寸的韧窝结构。此外，分布于晶界、晶内的粗大第二相颗粒在塑性变形过程中，还会影响晶粒内部与晶粒之间的变形协调性，通过其对于晶界的钉扎作用，进而降低了材料协同变形的能力，加剧了局部孔洞以及微裂纹的形核以及生长。通过

上述分析可以发现, Al_2Cu 析出相的存在对材料的断口有一定的影响, 但其含量的多少对断口形貌的影响不大, 但对力学性能的影响较大。

同时, 对于不同加载条件下的 2219 铝合金而言, 促成其形成大尺寸韧窝的粗大第二相颗粒在断面上的形貌随着应变率的增加也存在着一定的改变, 从图 9、图 10 和图 11 中可以看出, 在准静态拉伸条件下, 第二相颗粒主要位于试样断口上大尺寸韧窝的底部, 且通常具有完整的形貌, 在动态拉伸加载条件下, 材料第二相颗粒也出现在了脆性断裂形貌的位置上, 同时, 断面上出现了破碎的第二相颗粒。

对于随着应变率的增加, 2219 铝合金断口所表现出的形貌差异, 分析与材料内部的位错运动有关。位错是铝合金塑性应变的主要实现形式, 因此位错运动直接与材料的应变行为相关。晶体中每个滑移系的塑性剪切速率 $\dot{\epsilon}$ 通常由位错密度 ρ 、位错运动平均速度 \bar{v} 和柏氏矢量 \bar{b} 确定^[24,25]:

$$\dot{\epsilon} = \frac{\bar{v}}{\bar{b}\rho} \quad (3)$$

从式(3)中可以看出, 随着应变率的增加, 材料基体中的位错运动也会随之加强, 在较为极端的动态加载条件下, 甚至存在超声速位错^[26]。

Dulaney 等人^[27]通过对前人有关裂纹的能量理论的总结与优化后得到了材料中裂纹的生长速率与裂纹的几何尺寸存在式(4)和式(5)所表示的关系:

$$\dot{c} = \left(\frac{2\pi E}{k\rho} \right)^{\frac{1}{2}} \left(1 - \frac{c_0}{c} \right) = V_T \left(1 - \frac{c_0}{c} \right) \quad (4)$$

$$V_T = \sqrt{\frac{2\pi}{k}} \cdot \sqrt{\frac{E}{\rho}} \approx 0.38 \sqrt{\frac{E}{\rho}} \quad (5)$$

其中, \dot{c} 为裂纹传播的速率, E 和 ρ 分别为材料的杨氏模量和密度, k 为与运动裂纹相关的应力和位移场的常量, c 为裂纹的半长度, c_0 为 Griffith 能量释放理论中的临界裂纹半长度, V_T 为裂纹扩展的终端速率, $\sqrt{\frac{E}{\rho}}$ 为材料中的机械波波速。尽管有学者提出了超声速传播裂纹的可能性, 但是需要极端理想化的环境, 其中的一个实现条件为材料所处的应力状态已经达到或接近了材料自身的晶格强度, 然而对于实际的材料而言, 特别是应用于实际结构件的塑性加工的材料, 由于晶格缺陷的存在, 材料的整体强度远远达不到材料的晶格强度, 因此材料基体的裂纹扩展速率依旧受限于材料自身的机械波波

速的限制^[28]。

因此, 对于 2219-T6 铝合金在塑性变形中的断裂失效而言, 在准静态条件下, 由于位错运动强度较低, 在局部应力集中程度达到材料基体强度后裂纹即萌生, 并随着应变的进行同步生长。在动态应变条件下材料基体中的位错运动大大增强, 同时单一裂纹的生长速率有限, 因此局部裂纹形核生长的同时, 高速应变导致位错继续堆叠并引起更高的应力集中程度, 另外 2219-T6 和 2219-T4 态材料基体中的 Al_2Cu 析出相对位错的阻碍作用也会引起应力集中, 使得材料更加倾向于发生沿特定密排面断裂的解理行为, 而粗大的第二相在更高的应力集中程度下也容易发生碎裂, 即如图 9、10 和 11 中所示的包含局部解理以及破碎第二相颗粒的断口形貌, 且更高的位错堆叠程度也会造成更高的加工硬化, 使得材料的强度更高, 这一点与 2219 铝合金的真应力-真应变曲线所表现出来的性能一致。此外, 动态加载条件下位错运动的加强导致在单条裂纹能够充分扩展之前, 试样中未受到裂纹影响的区域能够继续发生塑性应变, 因此高应变率下具有更高的塑性应变, 进而使得材料整体具有更高的成形极限, 更大的加工硬化也会导致材料断口表现出脆性断口形貌的特征。而对于较低的应变率, 位错运动较低, 能够出现的裂纹条数有限, 因此容易在较高的应力集中下发生脆性断裂, 这也是在 300 s^{-1} 应变率下, 2219-T6 和 2219-T4 材料以脆性断裂为主且所有热处理状态下材料的断裂应变仅为 0.1 左右的原因。

3 结 论

1) 2219-T6 的强度和最大应变硬化率最高, 2219-T4 次之, 2219-O 最低, 这是由于 Al_2Cu 析出相的强化作用。

2) 2219-T6 和 2219-T4 的抗拉强度和应变率敏感性随着应变率的增加而增加, 而 2219-O 则先增加后减小, 且应变率敏感性随着应变的增加逐渐减小, 同时 2219 铝合金的应变硬化率随着应变的增加迅速减小到零附近。

3) 在准静态下, 2219-T6 和 2219-T4 的断口形貌均是大小韧窝相间分布, 在较低应变率 (300 s^{-1}) 下, 断口以解理形貌为主, 在更高应变率下, 随着应变率的增加, 断口逐渐出现准解理和解理形貌; 2219-O 在准静态下, 断口形貌以大韧窝为主, 在较高应变率下, 随着应变率的增加, 断口表面上的大尺寸韧窝的占比逐渐降低, 而在较低应变率 (300 s^{-1}) 下, 准解理形貌占比更大。

4) 在动态加载下,位错运动加强的同时裂纹的扩展速率有限及 Al_2Cu 析出相对位错的阻碍作用,导致材料在较高的应力集中程度下形成了局部的解理形貌以及第二相颗粒碎裂的形貌,且由于材料在裂纹扩展的同时依旧可以发生一定量的变形,使得材料整体具有更高的成形极限,也导致材料在较高的加工硬化的作用下形成具有低塑性特征的断口形貌。

参考文献 References

- [1] Bachmann A, Gigl T, Hugenschmidt C P *et al. Materials Characterization*[J], 2019, 149: 143
- [2] Su H L, Huang L, Li J J *et al. Journal of Materials Science & Technology*[J], 2021, 70: 125
- [3] Li Quan(李 权), Wang Guoqing(王国庆), Luo Zhiwei(罗志伟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2020, 49(11): 3969
- [4] Guo W F, Yi Y P, Huang S Q *et al. Materials Characterization*[J], 2020, 160: 110 094
- [5] Yao Meng(姚 梦), Zhang Wenxue(张文学), Fu Minmin(付敏敏) *et al. Hot Working Technology*(热加工工艺)[J], 2017, 46(16): 227
- [6] Fang J X, Mo J H, Li J J. *Materials Characterization*[J], 2017, 129: 88
- [7] Zia M, Fazli A, Soltanpour M. *Procedia Engineering*[J], 2017, 207: 323
- [8] Huang Pan(黄 攀), Huang Liang(黄 亮), Su Hongliang(苏红亮) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2019, 48(9): 2987
- [9] Wang Z Y, Huang L, Li J J *et al. Metals*[J], 2018, 8(5): 305
- [10] Zhang Jing(张 静), Yang Liang(杨 亮), Zuo Rulin(左汝林). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(4): 956
- [11] Zhu H, Huang L, Li J J *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 714: 124
- [12] Xu Xiaojing(许晓静), Zhang Yunkang(张允康), Luo Yong(罗 勇) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(S2): 393
- [13] Jin Chun(金 淳), Huang Liang(黄 亮), Li Jianjun(李建军) *et al. Journal of Plasticity Engineering*(塑性工程学报)[J], 2017, 24(1): 125
- [14] Su H L, Huang L, Li J J *et al. The International Journal of Advanced Manufacturing Technology*[J], 2020, 107(11-12): 4561
- [15] Chen Xiaowei(陈晓伟), Wang Wenping(王文平), Wan Min(万 敏) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2015, 44(2): 514
- [16] El-Aty A A, Xu Y, Zhang S H *et al. Journal of Advanced Research*[J], 2019, 18: 19
- [17] Zhang W L, Chen X F, Zhuo B C *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2018, 730: 336
- [18] Yu H P, Jin Y Y, Hu L *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2020, 793: 139 880
- [19] Ma H J, Huang L, Tian Y *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 606: 233
- [20] Wang S C, Starink M J. *International Materials Reviews*[J], 2005, 50(4): 193
- [21] Yan X Y, Chang Y A, Xie F Y *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2001, 320(2): 151
- [22] Zhao M J, Huang L, Li C M *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 810(4): 141 031
- [23] Yan S L, Yang H, Li H W *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 688: 776
- [24] Shi X H, Fan Z Y, Cao Z H *et al. Materials Letters*[J], 2021, 284: 128 942
- [25] Sha Guiying(沙桂英). *Mechanical Properties of Materials*(材料的力学性能)[M]. Beijing: Beijing Institute of Technology Press, 2015: 14
- [26] Xiong L M, Rigelesaiyin J, Chen X *et al. Acta Materialia*[J], 2016, 104: 143
- [27] Dulaney E N, Brace W F. *Journal of Applied Physics*[J], 1962, 33(1): 227
- [28] Steckenrider J S, Wagner J W. *International Journal of Fracture*[J], 1995, 73(3): 213

Mechanical Behavior and Fracture Mechanism of 2219 Aluminum Alloy with Different Heat Treatment Conditions Under Dynamic Loading

Zhang Huiping, Huang Liang, Wang Zeyu, Zhao Mingjie, Xu Jiahui, Li Jianjun

(State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology, School of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, China)

Abstract: In this work, the mechanical response and fracture mechanism of 2219 aluminum alloy with different heat treatment conditions under dynamic loading were studied by split Hopkinson tension bar experiment. The results show that the tensile strength and strain rate sensitivity of 2219-T6 and 2219-T4 increase with the increase of strain rate, while that of 2219-O increases first and then decreases. And the strain rate sensitivity and strain hardening rate of 2219 aluminum alloy decrease with the increase of strain. Under the dynamic loading conditions, the material forms the partial dissociation morphology and the morphology of the second phase particle break under the higher stress concentration degree. And at higher strain rate ($\geq 650 \text{ s}^{-1}$), with the increase of strain rate, the stress concentration degree becomes higher, and the proportion of dissociation morphology becomes larger. At the same time, because the material can still undergo a certain amount of deformation at the same time of crack propagation, the material as a whole has a higher forming limit under the higher strain rate ($\geq 650 \text{ s}^{-1}$). It also leads to the formation of fracture morphology with low plasticity under the action of higher work hardening.

Key words: dynamic loading; 2219 aluminum alloy; heat treatment; mechanical behavior; fracture

Corresponding author: Huang Liang, Ph. D., Professor, State Key Laboratory of Materials Processing and Die & Mould Technology, School of Materials Science and Engineering, Huazhong University of Science and Technology, Wuhan 430074, P. R. China, Tel: 0086-27-87543490, E-mail: huangliang@hust.edu.cn