



铝合金超低温双增效应与成形性能

刘伟¹, 程旺军², 郝永刚², 苑世剑¹

(1. 哈尔滨工业大学 金属精密热加工国防科技重点实验室, 哈尔滨 150001;

2. 哈尔滨工业大学 材料科学与工程学院, 哈尔滨 150001)

摘要:为解决大尺寸铝合金薄壁构件室温成形易开裂、热成形组织性能损伤的难题,基于铝合金超低温变形伸长率和硬化指数提高的“双增效应”,提出了铝合金超低温成形新原理;分析了变形温度、合金种类、热处理状态、晶粒尺寸对铝合金低温力学性能的影响规律,研究了铝合金在超低温下的宏观塑性变形行为,表征了低温变形诱发的滑移行为、微观应变、位错形态和断口形貌,获得了超低温下的极限胀形高度、极限拉深比、极限扩孔率和成形极限图,阐明了超低温复杂应力下铝合金成形性能显著提高的宏微观变形机理。超低温成形新原理为实现铝合金复杂形状构件成形提供了理论依据和新工艺方法。

关键词: 铝合金; 薄壁构件; 超低温成形; 双增效应; 成形性能

文章编号: 1004-0609(2022)-07-1845-10

中图分类号: TG389

文献标志码: A

引文格式: 刘伟,程旺军,郝永刚,等. 铝合金超低温双增效应与成形性能[J]. 中国有色金属学报, 2022, 32(7): 1845–1854. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-41087

LIU Wei, CHENG Wang-jun, HAO Yong-gang, et al. Dual enhancement effect and formability of aluminum alloys at cryogenic temperatures[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2022, 32(7): 1845–1854. DOI: 10.11817/j.ysxb.1004.0609.2021-41087

铝合金是航天、航空等高端装备的重要结构材料,在运载火箭和民机结构质量中的占比达70%以上^[1]。铝合金薄壁构件是组成这类装备中的关键结构,其成形精度和力学性能直接影响装备的服役性能。近年来,重型运载火箭、宽体客机等国家重大工程对大尺寸铝合金薄壁构件的需求十分迫切^[2]。例如:新一代运载火箭CZ-5芯级贮箱箱底直径5 m、重型运载火箭芯级贮箱直径达9.5 m^[3-4]。然而,现役装备普遍采用分块成形再拼接的结构,不仅存在制造工序多、周期长和结构质量超标等问题,更主要的是强制装配导致残余应力高,大量拼接降低了可靠性,成为装备服役中的风险点,制约

大型航天航空装备向更高的载运能力发展^[5-7]。

然而,面向空天装备向轻质化、大型化、整体化发展需求,现有铝合金冷成形和热成形两大类技术存在难以克服的技术瓶颈。冷成形时,超大、超薄板料塑性低、刚性差,整体成形极易导致开裂、起皱等缺陷^[8-9]。热成形时,热成形温度和加载路径区间窄,剧烈变形和热处理容易诱发晶粒长大,导致组织性能控制难度大。此外,整体薄壁构件成形后高温热处理易翘曲变形,导致构件精度控制难度增大^[10-12]。

实验研究发现^[13-16]:与室温下塑性低和热态下加工软化不同,超低温下铝合金表现出伸长率和硬化指数同时提高的“双增效应”,在超低温下具有

基金项目:国家重点研发计划资助项目(2019YFA0708801);国家自然科学基金资助项目(51875125)

收稿日期: 2021-06-09; 修订日期: 2021-11-11

通信作者: 刘伟,教授,博士;电话: 0451-86413115; E-mail: liuw@hit.edu.cn

优异的成形性能。然而, 现有国内外研究主要针对铝合金的低温性能、材料制备、微观组织等方面, 即大量研究主要涉及铝合金在超低温下的服役性能、晶粒细化、断裂行为等测试和表征^[17-20], 试验技术仍限于单向拉伸、单向压缩等简单加载条件, 或限于低温轧制、低温挤压等大塑性变形的制备方法制备细晶材料。因此, 需要深入研究铝合金在超低温和复杂加载下的变形行为和成形性能。

因此, 本文提出铝合金薄壁构件超低温成形新原理, 表征并测试分析了超低温下铝合金双增效应、硬化性能、成形极限、变形行为、组织演变等规律, 为发展铝合金超低温成形新工艺提供理论基础。

1 铝合金超低温“双增效应”

1.1 加工硬化行为

实验材料为厚度 1.5 mm 的退火态 2219 铝合金板材, 其主要化学成分(质量分数, %)为 6.48Cu、0.32Mn、0.23Fe、0.49Si、0.06Ti、0.08V、0.04Zn、0.2Zr, 其余为 Al。经 535 °C 固溶处理并保温 30 min, 快速水冷。图 1 所示为固溶态 2219 铝合金低温拉伸曲线, 并采用 Swift 硬化方程 $\sigma = K(\varepsilon_0 + \varepsilon)^n$ 拟合, 式中 K 为强度系数, ε_0 为初始屈服应变, n 为加工硬化指数。单向拉伸速度为 2.4 mm/min。随着变形温度从室温降低到超低温时(-160 °C 以下), 铝合金表现出伸长率和加工硬化指数同时提高的“双增效应”, 特别是在-196 °C 下变形诱发铝合金的加工硬化性能大幅提高。退火态 2219 铝合金板材的加工硬化指数 n 值从 0.299 增加到 0.374, 增长率 25.1%, 与室温下奥氏体不锈钢的加工硬化性能接近。 n 值能够反映材料均匀塑性变形和应变强化的能力, 随着 n 值增加, 材料应变强化效应增加, 承载能力以及转移载荷的能力同时提高, 从而延长了颈缩失稳的进程, 使变形向外均布和扩展。因此, 超低温下铝合金的硬化能力提高导致塑性变形能力提高。

图 2 所示为固溶态 2219 铝合金在不同温度下的拉伸力学性能对比。由图 2 可知, 当变形温度低于 -160 °C 时, 铝合金低温双增效应更加显著, 屈服

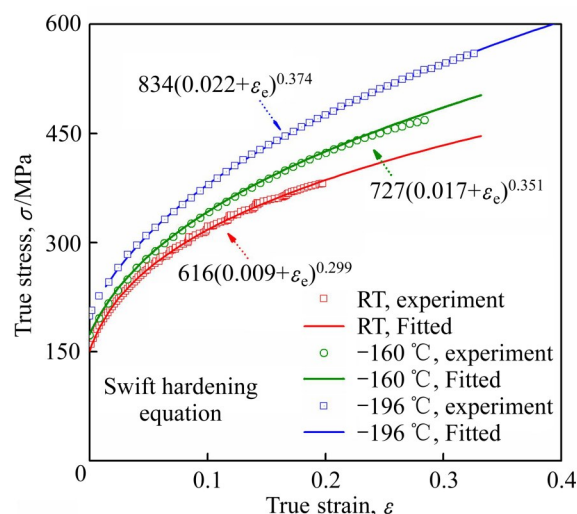


图 1 固溶态 2219 铝合金室温和低温应力-应变曲线

Fig. 1 Stress-strain curves of solution-treated AA2219 at room temperature and cryogenic temperatures

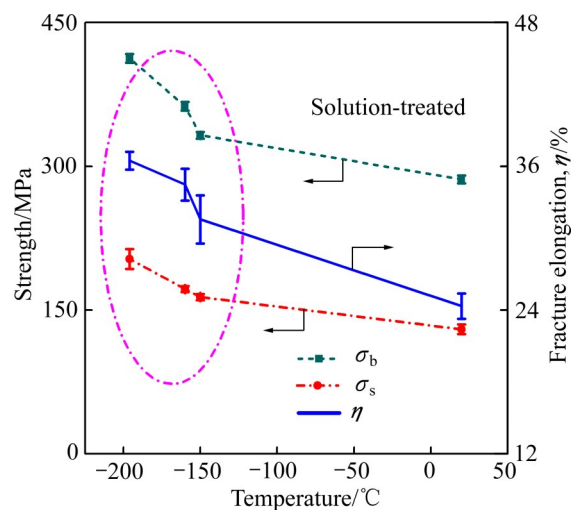


图 2 固溶态 2219 铝合金室温和低温力学性能

Fig. 2 Mechanical properties of solution-treated AA2219 at room temperature and cryogenic temperatures

强度 σ_s 、抗拉强度 σ_b 和伸长率 η 均出现明显的变化转折点, 表明低温双增效应具有明显的临界转变温度点。在 -196 °C 时, 材料的抗拉强度为 415 MPa, 比室温时的抗拉强度增加 47.7%; 而伸长率达到 36.2%, 比室温时的伸长率增加 47.8%, 与低碳钢 DC04 的伸长率相当。

铝合金化学成分不同时, 低温双增效应表现也不相同。图 3 所示为不同牌号铝合金的低温力学性能。由图 3 可以看出: 随温度降低, 铝合金抗拉强度和伸长率均有不同程度提高, 但增长率有较大差

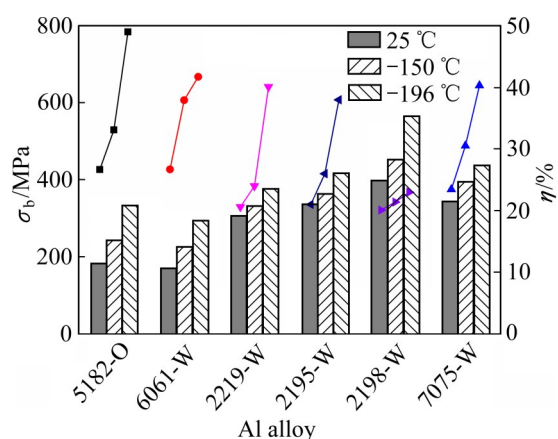


图3 典型牌号铝合金的室温和低温力学性能

Fig. 3 Mechanical properties of typical aluminum alloys at room temperature and cryogenic temperatures

异。其中,热处理强化型铝合金的强度提高较为显著,而非热处理强化型铝合金的伸长率提高更加显著。例如,退火态5182铝合金(Al-Mg系)伸长率在-196 °C时最高,达到49.7%,比室温时的伸长率提高83.5%,几乎与奥氏体不锈钢的伸长率相当;固溶态2198(Al-Li系)、固溶态7075(Al-Zn-Mg-Cu系)铝合金抗拉强度分别达到566.7 MPa和437.9 MPa,比室温时的抗拉强度提高42.3%和27.4%,与中等强度的DP钢和TRIP钢的抗拉强度相当。

当铝合金处于不同的热处理状态时,低温双增效应的差异较为显著。图4所示为退火态、固溶态和时效态2219铝合金的低温力学性能。显然,退火态和固溶态2219铝合金的伸长率和强度增幅更

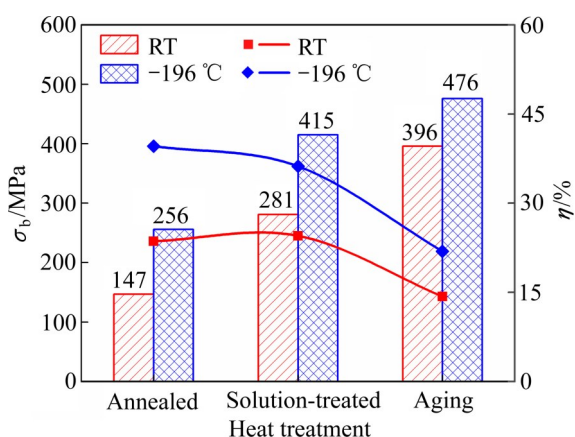
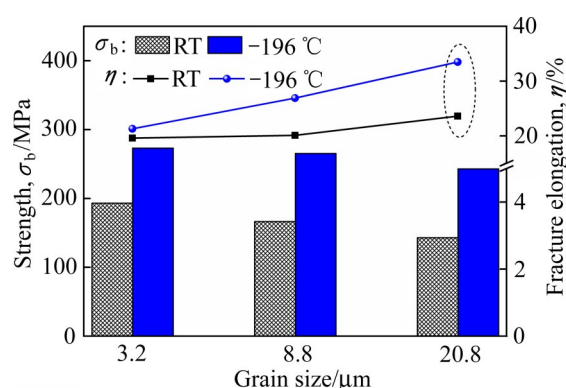


图4 不同热处理状态下2219铝合金室温和低温力学性能

Fig. 4 Mechanical properties of AA2219 under various heat treatments at room temperature and -196 °C

加显著,表现出明显的“双增效应”,具有良好的塑性成形性能。时效态2219铝合金由于强化相的大量析出,导致室温和低温抗拉强度是最高的,但伸长率较低,且低温时增幅较小。

研究发现:铝合金低温“双增效应”与微观组织密切相关,且表现出一定的晶粒尺寸相关性。当晶粒尺寸从几个微米增加到几十个微米时,双增效应表现为抗拉强度增加、塑性降低的趋势,这与经典的Hall-Petch关系描述相符。图5所示为不同晶粒尺寸的退火态2219铝合金室温和低温力学性能。由图5可知,晶粒尺寸3.2 μm时,低温伸长率和抗拉强度分别比室温提高了8.7%和41.3%;晶粒尺寸为20.8 μm时,低温伸长率和强度的增幅最大,分别比室温提高了41.9%和69.9%。这说明不同晶粒尺寸的铝合金其低温下力学性能不同,在适当的晶粒尺寸下铝合金低温“双增效应”更显著。

图5 不同晶粒尺寸铝合金的室温和-196 °C的力学性能
Fig. 5 Mechanical properties of annealed AA2219 at room temperature and -196 °C

1.2 断裂应变

断裂应变可以反映材料抵抗外载荷发生破坏的能力,而断裂应变点代表材料在一定应力状态下失效产生的位置。图6所示为退火态7075铝合金剪切拉伸试样、缺口拉伸试样和胀形试样在室温和低温下的断裂应变对比。由图6可以看出:不同应力状态下,低温试样的断裂应变比室温试样均有不同程度的提高,其中,圆角半径 $R=2.5$ mm的缺口拉伸试样(应力三轴度为0.45)的断裂应变增幅最大,比室温的断裂应变提高了69.2%,这说明低温下铝合金抗局部颈缩能力有较大提高。此外,双拉应力状态下铝合金的断裂应变最大,低温下的断裂应变达

到0.42。这说明铝合金在双向应力下具有更高的抗破坏能力。

1.3 硬化指数和伸长率(n - η 散点图)

综合以上分析, 为了更加直观表征铝合金的超低温双增效应现象, 将不同牌号、不同热处理状态

下铝合金的室温和低温 η 值、 n 值分别作为横、纵坐标值, 并绘制出散点图, 结果如图7所示。由图7可以看出: 室温和低温下铝合金分布在不同的区域, 随温度降低, 5182、6061、2195铝合金性能变化比较显著, 超低温下双增效应的作用十分显著, 如图7中绿色椭圆包围区域所示。

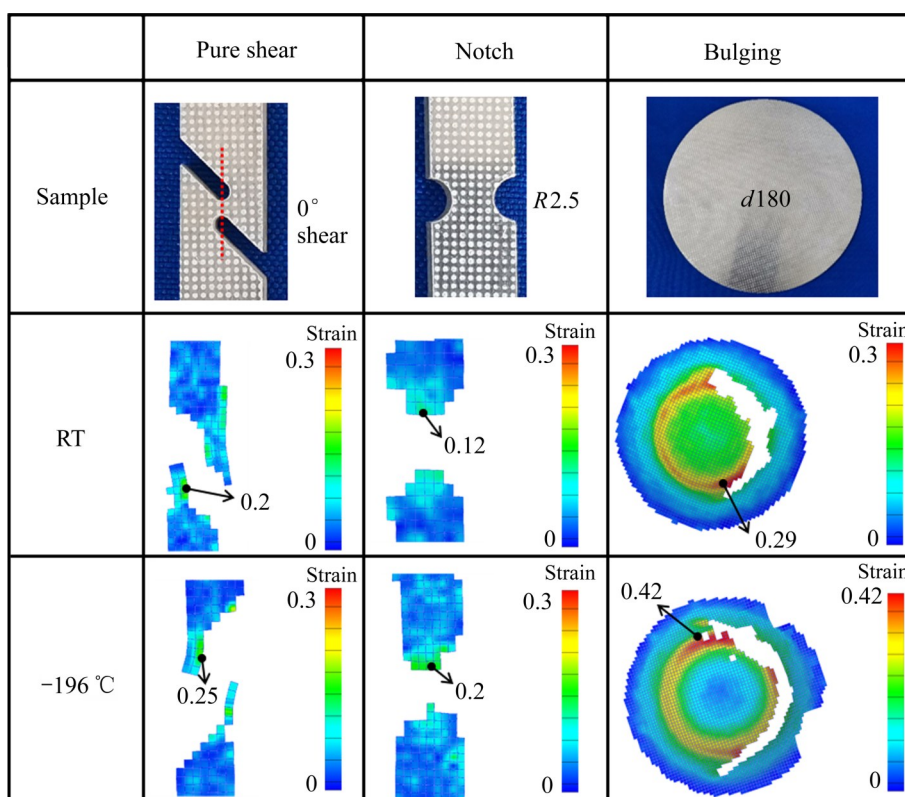


图6 退火态7075铝合金不同应力状态下的断裂应变

Fig. 6 Fracture strains of annealed AA7075 at different stress states

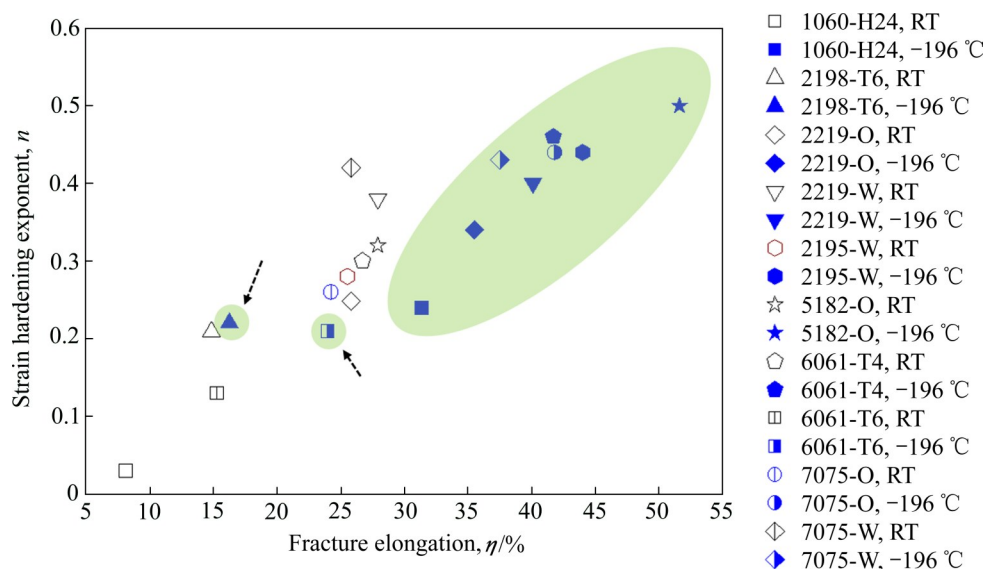


图7 铝合金 n - η 散点图

Fig. 7 Scatter diagram of n - η values of AA2219 at room temperature and -196 °C

2 铝合金超低温微观组织演变

低温下铝合金力学性能及其宏观变形行为的显著变化与其微观下的变形机制密切相关。低温变形诱发的滑移行为、晶粒取向、位错形态、位错密度以及断口形貌等与室温变形的显著差异, 是铝合金在超低温下表现出“双增效应”的内在机制。为此, 本文通过光学显微镜、扫描电镜等手段表征了铝合金超低温变形诱发的微观组织演变行为。

2.1 滑移行为

位错滑移是铝合金材料室温变形的基本方式, 室温变形主要是平面滑移机制。图 8 所示为退火态 2219 铝合金室温和 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下单向拉伸试样表面的滑移带形貌。拉伸应变为 10% 时, 室温拉伸试样表面较为粗糙, 相邻滑移带平行分布在晶粒内部, 滑移带与拉伸方向角接近 45° ; 而低温拉伸试样表面较为光滑, 晶粒内部仅形成少量滑移带。图 9 所示

为拉伸试样断口表面的滑移带形貌, 室温断口的晶界处可见大量交错缠结的粗滑移带, 这说明室温变形后期容易导致位错滑移到晶界处塞积; 低温断口表面的滑移较少且分布较为均匀, 这说明低温变形能抑制滑移局部化, 避免位错塞积到晶界, 降低晶界的应力集中, 使铝合金塑性变形能力提高^[15, 20]。此外, 与室温下大量滑移导致的断裂不同, 铝合金低温变形过程中微孔洞的萌生, 聚集和长大需要较大的应变和拉应力, 使其具有较高的塑性和强度。

2.2 晶粒取向

宏观变形诱发铝合金内部组织的晶粒取向变化可以反映微观变形局域化行为以及变形均匀化程度, 取向数值较高的位置表示塑性变形程度较大或缺陷密度较高。图 10 所示为退火态 2219 铝合金室温和 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下变形组织的晶粒取向分布反极图和 KAM 图。室温变形组织的晶粒边界取向梯度较高, 这说明位错与晶界发生强烈的交互作用, 大量位错塞积在晶界处, 从而发生严重的微观变形局域化,

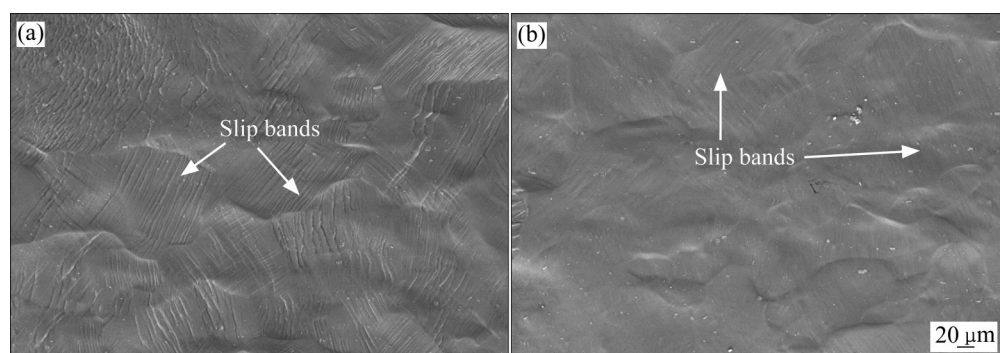


图 8 拉伸应变 10% 时退火态 2219 铝合金的滑移带形貌

Fig. 8 Morphologies of slip band of annealed 2219 aluminum alloy at tensile strain of 10%: (a) Room temperature; (b) $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$

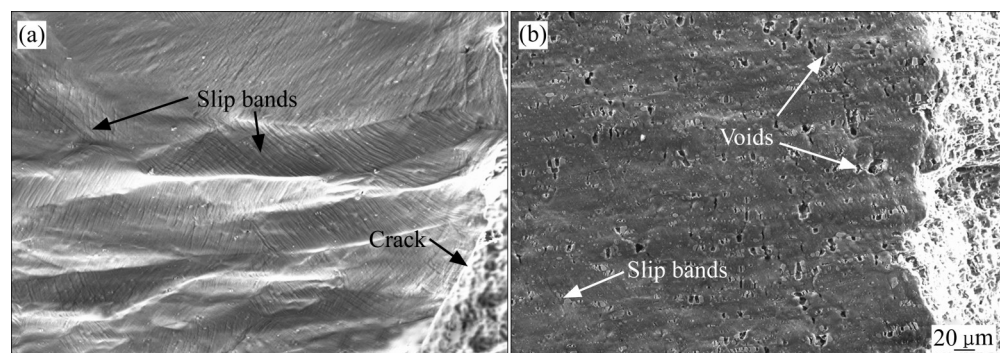


图 9 退火态 2219 铝合金拉伸断口附近的滑移带形貌

Fig. 9 Morphologies of slip band near tensile fracture of annealed AA2219 at room temperature(a) and $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (b): (a) $\eta=29.4\%$; (b) $\eta=44.1\%$

进而容易导致微裂纹萌生；与室温不同，低温变形后取向梯度分布较为均匀，只有少量分布在晶界处，大量均匀分布在晶粒内部，从而提高了位错在晶粒内部的存储能力，抑制了微观变形在晶界处发生局域化，推迟了裂纹缺陷的发生，宏观表现为低温下铝合金塑性的提高。

2.3 位错形态

低温变形诱发位错形态和位错密度与室温变形显著不同。图 11 所示为退火态 2219 铝合金室温和

-196 °C 下变形组织的位错形貌。单向拉伸的室温变形组织可以观察到明显的位错线(DLs)和位错墙(DWs)特征，低温变形组织与室温不同，内部可见大量位错胞，尺寸范围从 100 nm 到 200 nm。这些位错胞是由大量位错墙累积、重排和塞积演化而来，有利于减少位错滑移距离，同时提高位错存储密度，从而有效降低局部变形。统计结果表明：相同应变时($\eta=20\%$)，低温变形组织的平均位错密度比室温时的提高了 2 倍多^[13]。

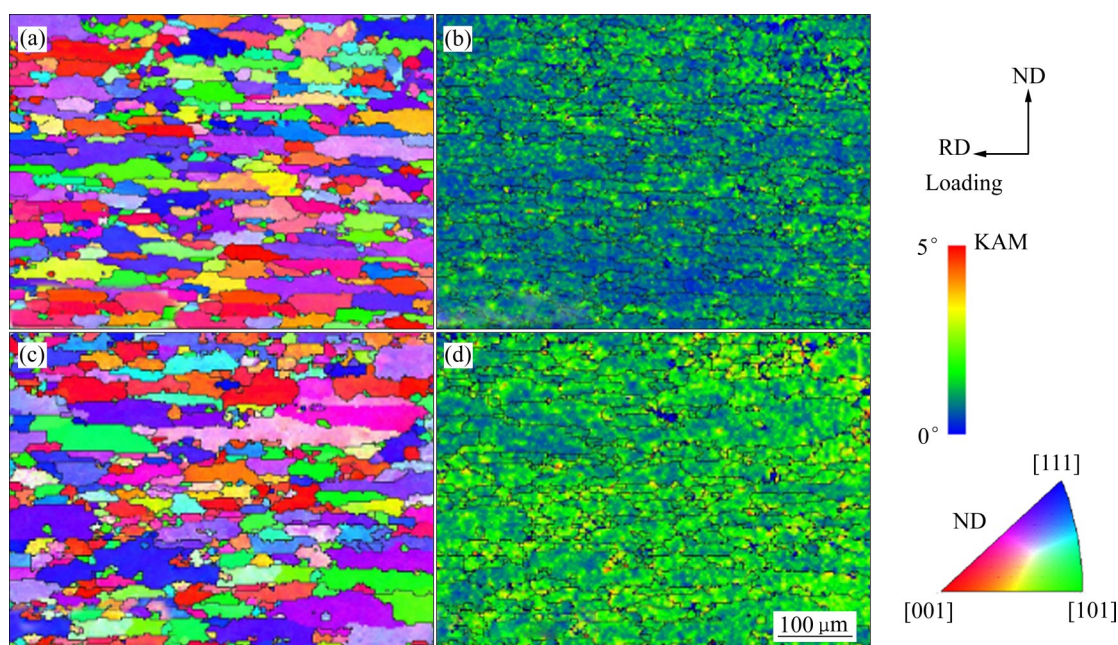


图 10 退火态 2219 铝合金室温和-196 °C 下变形组织的晶粒取向反极图和 KAM 图

Fig. 10 Inverse pole figures((a), (c)) and KAM maps((b), (d)) of annealed 2219 aluminum alloys deformed at room temperature((a), (b)) and -196 °C((c), (d))

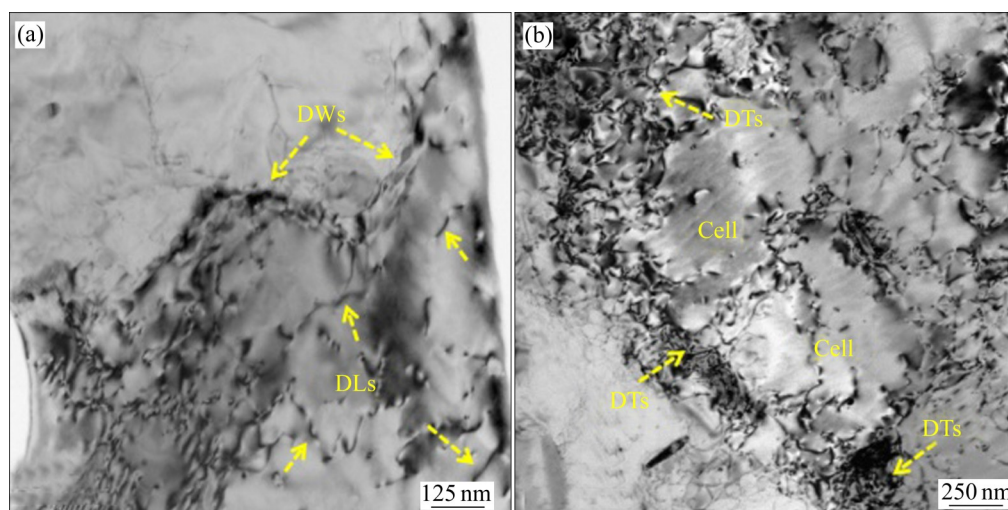


图 11 退火态 2219 铝合金室温和-196 °C 变形组织的位错形貌

Fig. 11 Dislocation morphologies of annealed AA2219 at room temperature(a) and -196 °C(b)

2.4 断口形貌

断口形貌的变化反映了室温和低温断裂机制的不同。图 12 所示为退火态 2219 铝合金室温和 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ 下拉伸断口形貌。室温拉伸断口比较平直, 断口附近出现较明显的撕裂带和撕裂现象, 韧窝较少且较浅, 说明室温铝合金塑性较差, 为准解理断裂模式; 而低温拉伸断口呈波浪形, 铝合金在断裂之前发生较大的塑性变形, 断口表面存在大量较深的韧窝, 说明低温下铝合金塑性较好, 抑制了微观裂纹的生成。

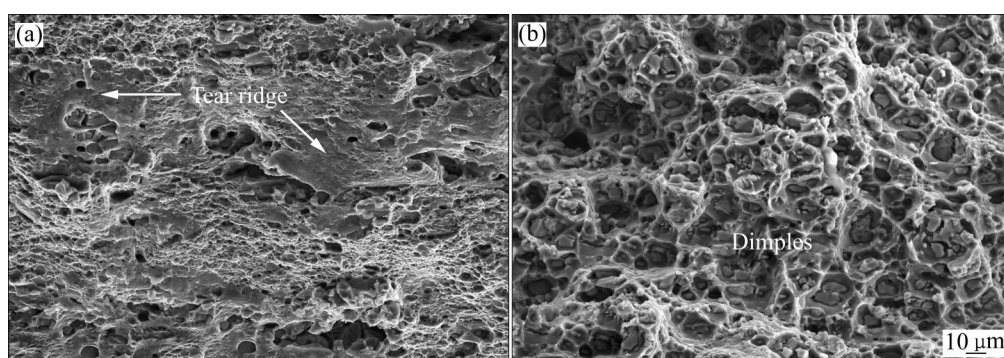


图 12 退火态 2219 铝合金室温和 $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ 拉伸断口形貌

Fig. 12 Tensile fracture morphologies of annealed AA2219 at room temperature(a) and $-196\text{ }^{\circ}\text{C}$ (b)

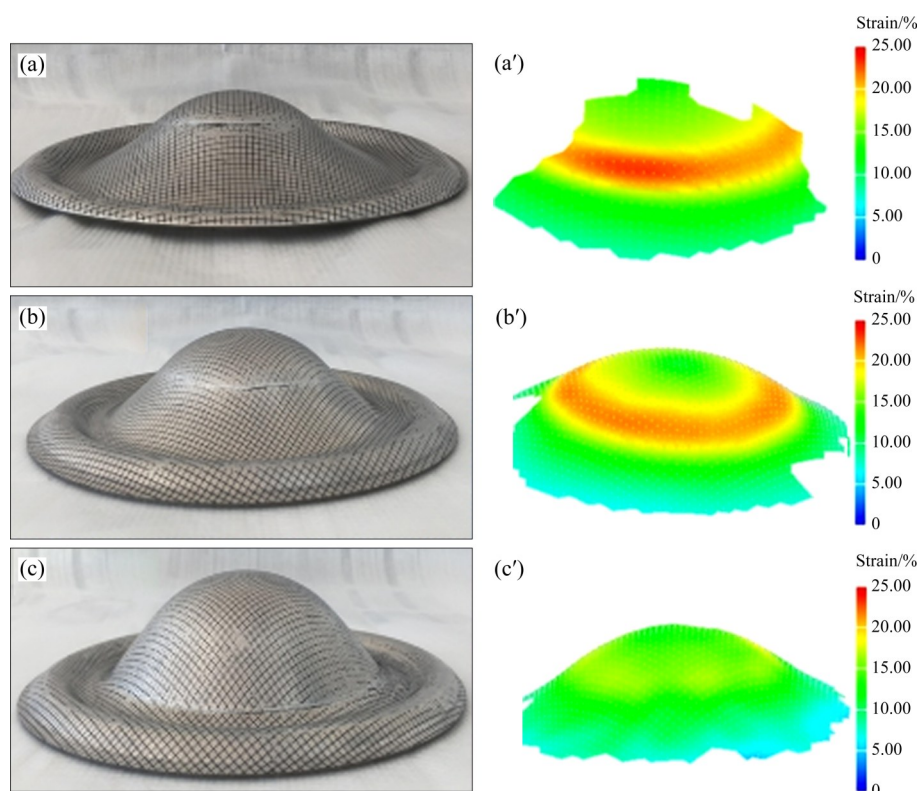


图 13 不同温度下的胀形试件形貌及应变分布

Fig. 13 Bulged domes((a)–(c)) and strain distributions((a')–(c')) of AA2219 at room temperature and cryogenic temperatures: (a), (a') $20\text{ }^{\circ}\text{C}$; (b), (b') $-130\text{ }^{\circ}\text{C}$; (c), (c') $-160\text{ }^{\circ}\text{C}$

3 超低温成形原理

3.1 极限胀形高度

板材胀形测试是表征铝合金板材在双向应力下成形性能的重要方法, 用极限胀形高度($H_{\max}$)来表征。实验测试过程采用刚性凸模对板坯进行胀形直至破裂, 从而获得胀形试件破裂时刻的高度称为极限胀形高度。图 13 所示为不同温度下退火态 2219 铝合金胀形试件 $H_{\max}$ 对比。室温和 $-160\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时, $H_{\max}$

分别为 28.1 mm 和 38.6 mm, 低温下 $H_{\max}$ 提高 37.4%。此外, 相同胀形高度时($H=26$ mm), 室温和 -160 °C 的胀形试件壁厚最大减薄率分别为 27.4% 和 17.3%, 低温胀形壁厚减薄显著降低, 说明低温胀形对改善铝合金板材壁厚分布作用十分显著^[20]。

3.2 极限扩孔率

在板材胀形测试基础上, 采用中心带孔($d_0=16$ mm)的 2219 铝合金圆板胀形, 采用板坯表面预先印制网格的方法, 测量获得圆孔开裂时的极限应变和孔径变化, 并计算扩孔率 $100 \times (d-d_0)/d_0$, 如图 14 所示。测试温度分别为室温和 -196 °C 时, 最大主应变从 17.2% 增加到 33.8%, 扩孔率从 0.36 增加到 0.43。此外, 观察发现室温试样孔边缘存在两个对称分布的微裂纹, 而低温试样孔边缘只有一个微裂纹。这说明低温变形显著提高了铝合金在复杂应力下的抗局部颈缩和抑制开裂能力^[15]。

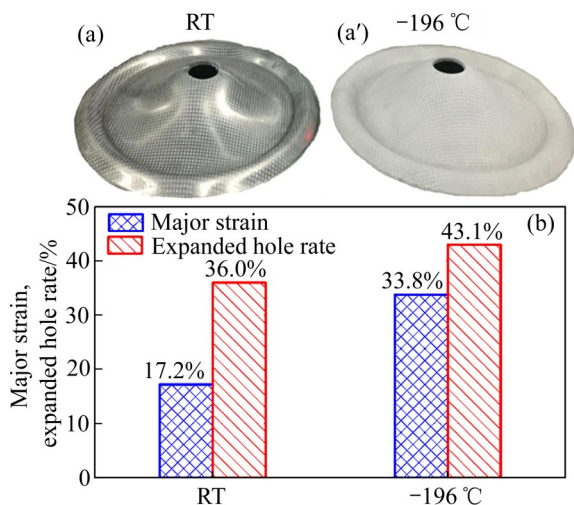


图 14 带中心孔的胀形件在室温和 -196 °C 时的主应变和扩孔率

Fig. 14 Bulged domes with hole in center region at room temperature and -196 °C: (a), (a') Cracking parts; (b) Major strain and expanded hole rate

3.3 极限拉深比

极限拉深比 ϕ 是评价板材拉深性能以及能否成形复杂零件的重要评价指标。测试过程采用直径 (d) 100 mm 的凸模拉深圆形板坯, 逐级增加板坯直径 (D), 直至不产生拉深破裂时所允许的最大板坯直径与凸模直径之比($\phi=D_{\max}/d$)。如图 15 所示, 当

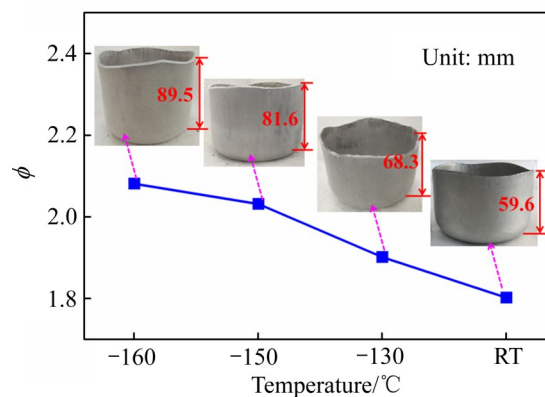


图 15 平底筒形件极限拉深比

Fig. 15 Limit drawing ratio of AA2219 at room temperature and cryogenic temperatures

变形温度从室温降低到 -160 °C 时, 测试获得筒形件 ϕ 值从 1.80 增加到 2.08; 筒形件高度从 59.6 mm 增加到 89.5 mm, 增加了 50.2%。此外, 相同拉深比时($\phi=1.8$), 室温拉深件圆角区形成局部厚度减薄带, 而低温拉深件壁厚分布较为均匀, 这说明采用低温拉深可以获得形状更复杂的铝合金零件。

3.4 成形极限图

成形极限图(FLD)用于评价板材在各种应力状态下的极限变形能力, 是评价板材成形复杂形状构件时开裂的重要判据。参照 GB/T 15825.8, 通过网格法实验测试获得不同温度下 2219 铝合金成形极限曲线如图 16 所示。随变形温度降低到 -196 °C 时, 平面应变点(F_0)从 0.23 增加到 0.32, 且 F_0 两侧曲线同时有不同程度增加。这说明低温下铝合金板

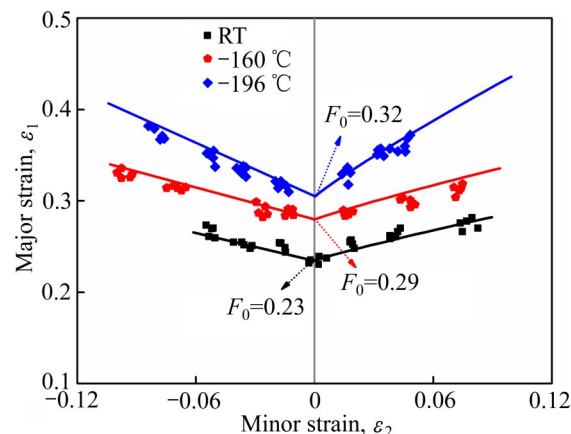


图 16 不同温度下的 2219 铝合金成形极限图

Fig. 16 FLDs of AA2219 sheets at various temperatures

材在拉-压应力区和拉-拉应力区的极限变形能力均得到大幅提高。

4 结论

1) 通过系统研究发现了铝合金超低温变形的“双增效应”,分析了变形温度、合金类型、热处理状态及晶粒尺寸对其超低温成形性能的影响规律。

2) 超低温和复杂应力下铝合金的成形极限大幅提高,这与超低温变形诱发的滑移行为、位错形态和断口形貌等微观演变新机制密切相关。

3) 超低温下铝合金良好的成形性能表明:超低温下铝合金可以成形复杂形状构件,实现大尺寸铝合金薄壁构件整体化制造。

REFERENCES

- [1] 曹景竹,王祝堂. 铝合金在航空航天器中的应(1)[J]. 轻合金加工技术, 2013, 41(2): 1-5.
CAO Jing-zhu, WANG Zhu-tang. Application of aluminum alloy in aeronautics and aerospace vehicle (1)[J]. Light Alloy Fabrication Technology, 2013, 41(2): 1-5.
- [2] 刘欣,王国庆,李曙光,等. 重型运载火箭关键制造技术发展展望[J]. 航天制造技术, 2013(1): 1-6.
LIU Xin, WANG Guo-qing, LI Shu-guang, et al. Forecasts on crucial manufacturing technology development of heavy lift launch vehicle[J]. Aerospace Manufacturing Technology, 2013(1): 1-6.
- [3] 李东,王珏,何巍,等. 长征五号运载火箭总体方案及关键技术[J]. 导弹与航天运载技术, 2017(3): 1-5, 113.
LI Dong, WANG Jue, HE Wei, et al. The general scheme and key technologies of CZ-5 launch vehicle[J]. Missiles and Space Vehicles, 2017(3): 1-5, 113.
- [4] 顾名坤,何巍,唐科,等. 中国液体运载火箭结构系统发展规划研究[J]. 宇航总体技术, 2021, 5(2): 55-67.
GU Ming-kun, HE Wei, TANG Ke, et al. Research on the development plan of Chinese liquid launch vehicle structure system[J]. Astronautical Systems Engineering Technology, 2021, 5(2): 55-67.
- [5] 田恕,李继光,张杰刚,等. 大尺寸薄壁花瓣构件的充液成形技术研究与应用[J]. 锻压技术, 2019, 44(1): 68-72.
TIAN Shu, LI Ji-guang, ZHANG Jie-gang, et al. Research and application on hydroforming technology for large thin-walled scalloped segment component[J]. Forging & Stamping Technology, 2019, 44(1): 68-72.
- [6] YUAN Shi-jian, FAN Xiao-bo. Developments and perspectives on the precision forming processes for ultra-large size integrated components[J]. International Journal of Extreme Manufacturing, 2019, 1(2): 022002.
- [7] 苑世剑,刘伟,王国峰,等. 轻合金复杂薄壁构件流体压力成形技术新进展[J]. 上海航天, 2019, 36(2): 31-37.
YUAN Shi-jian, LIU Wei, WANG Guo-feng, et al. Advances in of fluid pressure forming of complex light metal thin-walled components[J]. Aerospace Shanghai, 2019, 36(2): 31-37.
- [8] 张杰刚,李继光,周超,等. 拉形轨迹对铝合金贮箱底瓜瓣拉形形成的影响[J]. 锻压技术, 2019, 44(10): 29-33.
ZHANG Jie-gang, LI Ji-guang, ZHOU Chao, et al. Influence of stretch forming trajectory on stretch forming of melon shaped bottom for aluminum alloy tank[J]. Forging & Stamping Technology, 2019, 44(10): 29-33.
- [9] DEAN T A, LIN J G, GARRETT R P, et al. Process for forming metal alloy sheet components[M]. United Kingdom: Metallurgica, 2008.
- [10] ZHENG K L, POLITIS D J, WANG L L, et al. A review on forming techniques for manufacturing lightweight complex shaped aluminium panel components[J]. International Journal of Lightweight Materials and Manufacture, 2018, 1(2): 55-80.
- [11] XIAO W C, WANG B Y, WU Y, et al. Constitutive modeling of flow behavior and microstructure evolution of AA7075 in hot tensile deformation[J]. Materials Science and Engineering A, 2018, 712: 704-713.
- [12] LIU J, WANG A L, GAO H X, et al. Transition of failure mode in hot stamping of AA6082 tailor welded blanks[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2018, 257: 33-44.
- [13] CHENG Wang-Jun, LIU Wei, YUAN Shi-jian. Deformation behavior of Al-Cu-Mn alloy sheets under biaxial stress at cryogenic temperatures[J]. Materials Science and Engineering A, 2019, 759: 357-367.
- [14] YUAN Shi-jian, CHENG Wang-jun, LIU Wei, et al. A novel deep drawing process for aluminum alloy sheets at cryogenic temperatures[J]. Journal of Materials Processing Technology, 2020, 284: 116743.
- [15] CHENG Wang-jun, LIU Wei, FAN Xiao-bo, et al. Cooperative enhancements in ductility and strain hardening of a solution-treated Al-Cu-Mn alloy at cryogenic temperatures[J]. Materials Science and Engineering A, 2020, 790: 139707.
- [16] LIU Wei, CHENG Wang-jun, YUAN Shi-jian. Analysis on

- formability and flow stress of an Al-Cu-Mn alloy sheet under biaxial stress at cryogenic temperatures[J]. *International Journal of Mechanical Sciences*, 2021, 195: 106266
- [17] GLAZER J, VERZASCONI S L, SAWTELL R R, et al. Mechanical behavior of aluminum-lithium alloys at cryogenic temperatures[J]. *Metallurgical Transactions A*, 1987, 18(10): 1695–1701.
- [18] IMMANUEL R J, PANIGRAHI S K. Deformation behavior of ultrafine grained A356 material processed by cryorolling and development of Johnson-Cook model[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 712(17): 747–756.
- [19] EDALATI K, CUBERO-SESIN J M, ALHAMIDI A, et al. Influence of severe plastic deformation at cryogenic temperature on grain refinement and softening of pure metals: Investigation using high-pressure torsion[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2014, 613: 103–110.
- [20] 蒋 镨, 易幼平, 黄始全, 等. 低温变形对 2A14 铝合金组织性能影响[J]. *宇航总体技术*, 2020, 4(4): 54–60.
- JIANG Qiang, YI You-ping, HUANG Shi-quan, et al. Effect of low temperature deformation on microstructure and properties of 2A14 aluminum alloy[J]. *Astronautical Systems Engineering Technology*, 2020, 4(4): 54–60.

Dual enhancement effect and formability of aluminum alloys at cryogenic temperatures

LIU Wei¹, CHENG Wang-jun², HAO Yong-gang², YUAN Shi-jian¹

(1. National Key Laboratory for Precision Hot Processing of Metals,
Harbin Institute of Technology, Harbin 1500011, China;

2. School of Materials Science and Engineering, Harbin Institute of Technology, Harbin 150001, China)

Abstract: In order to avoid cracking in cold forming and mechanical property damage in hot forming of aluminum alloy sheet, a novel forming principle was proposed to deform large-size curved aluminum alloy shells at cryogenic temperatures based on the dual enhancement effect regarding on elongation and hardening was proposed during cryogenic deformations of aluminum alloy. The effects of deformation temperature, alloy type, heat-treatment state and grain size were analyzed on the mechanical properties of aluminum alloy. The deformation behaviors of aluminum alloy were investigated in a cryogenic environment. The micro-deformation behavior was clarified via slip behavior, micro strain, dislocations and fracture morphology at cryogenic temperatures. The limit bulging height, limit drawing ratio, limit hole expanding rate and forming limit diagram are obtained, respectively. It is shown that the formability of aluminum alloys is significantly improved under complex stress states at ultra-low temperature, and complex components can be fabricated at cryogenic temperatures.

Key words: aluminum alloy; thin-wall components; cryogenic forming; dual enhancement effect; formability

Foundation item: Project(2019YFA0708801) supported by the National Key Research Development Program of China; Project(51875125) supported by the National Natural Science Foundation of China

Received date: 2021-06-09; **Accepted date:** 2021-11-11

Corresponding author: LIU Wei; Tel: +86-451-86413115; E-mail: liuw@hit.edu.cn

(编辑 龙怀中)