

冷轧压下量对时效 6156 铝合金组织与性能的影响

李 海^{1,2}, 郑 凯¹, 王芝秀^{1,2}, 郑子樵³

(1. 常州大学, 江苏 常州 213164)

(2. 江苏省材料表面科学与技术重点实验室, 江苏 常州 213164)

(3. 中南大学, 湖南 长沙 410083)

摘 要: 采用拉伸试验、金相观察、X 射线衍射、扫描电镜及透射电镜等, 研究了 180 °C/1 h 欠时效+50%~80%压下量冷轧+100 °C/48 h 再时效的 6156 铝合金组织和力学性能。拉伸测试表明, 合金抗拉强度、屈服强度和断裂延伸率分别为 515~564 MPa、472~551 MPa 和 11.1%~5.7%, 获得高强度和良好塑性。微观分析表明, 合金强度源于形变强化和析出强化共同作用, 并随压下量增加而增大; 合金塑性改善源于位错密度下降和析出强化增强; 拉伸断口上沿晶与穿晶断裂并存, 增大压下量, 韧窝变浅、数量增加。

关键词: 铝合金; 形变热处理; 微观组织; 力学性能; 断裂

中图分类号: TG146.21

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2019)09-2957-08

时效硬化 6000 系 Al-Mg-Si-Cu 合金具有低密度、中等强度以及良好的耐蚀性、成形性和可焊性, 在汽车制造、轨道交通、航天航空等领域得到广泛应用^[1,2]。通常, 时效硬化铝合金强度取决于析出相的类型、形态、尺寸、数量、体积分数等特征参数。然而, 受限于合金元素在铝中极限溶解度, 通过增大元素含量、增加析出相数量来提高合金强度是有限度的。近年来, 为了进一步提高金属材料强度, 一系列以实现晶粒超细化/纳米化为目的的强塑性变形(severe plastic deformation, SPD)方法得到广泛研究。众多研究结果表明, SPD 方法能够大幅度提高时效硬化铝合金强度^[3]。然而, SPD 工艺并不适合大规格铝板工业化生产^[4]。例如, 等径角挤(equal channel angular pressing, ECAP)和高压扭转(high pressure torsion, HPT)只能生产有限截面尺寸样品。相比之下, 虽然叠轧(accumulative rolling bonding, ARB)和超低温轧制(rolling at cryogenic temperature, cryorolling)方法能够生产大规格板材, 然而, 前者难于如何实现良好的板间冶金结合, 后者难于如何避免低温伤害。

为了适应高性能时效硬化铝合金板材工业化生产, 基于室温冷轧和时效相结合的形变热处理方法已经被开发出来, 能够在提高强度基础上保持一定塑性。例如, Wang 等^[5]研究表明, 经 550 °C/1 h 固溶处理+180 °C/2 h 欠时效+75%压下量冷轧+100 °C/48 h 再时效,

6061 铝合金抗拉强度(σ_b)、屈服强度(σ_y)和断裂延伸率(δ_f)分别为 560 MPa、542 MPa 和 7%。顾媛等^[6]研究表明, 经 560 °C/30 min 固溶处理+24 h 自然时效+80%压下量冷轧+180 °C/1 h 再时效, Al-0.75Mg-0.75Si-0.8Cu (质量分数, 下同)合金 σ_b 和 δ_f 分别为 450 MPa 和 7.1%。Sushanta 等^[7]研究表明, 经 490 °C/6 h 固溶处理+2.3 应变量冷轧+100 °C/35 h 时效, 7075 铝合金 σ_b 、 σ_y 和 δ_f 分别为 618 MPa、577 MPa 和 6%。Huang 等^[8]研究表明, 经 500 °C/1 h 固溶处理+40%压下量冷轧+175 °C/7 h 时效, 2024 铝合金 σ_b 、 σ_y 和 δ_f 分别达到 608 MPa、540 MPa 和 7.8%。上述研究成果均表明, 通过冷轧与时效相结合, 不仅能够显著提高时效硬化铝合金强度并保持良好塑性, 而且所涉及的工艺环节均属常规加工工序, 因而, 在现有生产条件下便能实现大规格铝板生产。

为了拓展冷轧+时效这种形变热处理方法应用于时效硬化铝合金, 本实验针对 180 °C/1 h 欠时效 6156 合金板材, 经 50%~80%压下量室温冷轧后, 再进行 100 °C/48 h 时效。形变热处理过程中, 通过拉伸试验测试压下量对冷轧及再时效板材的力学性能, 采用光学显微镜(optical microscopy, OM)、X 射线衍射(X-ray diffraction, XRD)、扫描电镜(scanning electron microscopy, SEM)及透射电镜(transmission electron microscopy, TEM)等方法, 观察和分析微观组织和断裂

收稿日期: 2018-09-15

基金项目: 国家自然科学基金(51571038, 51671038); 江苏省自然科学基金(BK20151188, BK20171195)

作者简介: 李 海, 男, 1972 年生, 博士, 教授, 常州大学材料科学与工程学院, 江苏 常州 213164, 电话: 0519-86330069, E-mail: lehigh_73@163.com

特征,在此基础上探讨冷轧压下量对合金强化、韧化及断裂行为的影响规律。

1 实验

实验材料为商用 3.6 mm 厚的 6156 合金板材,化学成分为 0.82 Mg、0.7 Si、1.04 Cu、0.43 Mn、0.08 Fe、0.15 Zn、余量 Al。板材经 550 °C/1 h 固溶处理及室温水淬后,一部分直接进行常规 180 °C/8 h 峰值时效 (Peak-ageing, PA); 另一部分经 180 °C/1 h 欠时效 (Under-ageing, UA)后,在 Ø350 双辊轧机上经多次室温冷轧 (Cold-rolling, CR)至 1.8, 1.44, 1.08, 0.72 mm 厚,对应的总压下量分别为 50%、60%、70%、80%。冷轧时,单道次压下量控制在 5%左右,以减少轧制温升对板材组织的影响。最后,所有 CR 板材均进行 100 °C/48 h 再时效 (Re-ageing, RA)处理。这里需要说明的是,根据前期测定的 100 °C 时效硬化曲线,4 种压下量 CR 板材经再 100 °C/48 h 时效处理,均处于峰值时效状态。

沿板材轧向切割出标距为 50 mm×10 mm 的板状试样,在 WDT-30 试验机上以 2 mm/min 进行拉伸性能测试; OM 组织观察在 MDS 400 型金相显微镜上进行; TEM 组织观察在 JEOL-2100F 型场发射高分辨电镜上进行,操作电压为 200 kV,薄膜样品采用双喷减薄方法制备,电解液为约 -30 °C 的 30% HNO₃+70% CH₃OH(体积分数)混合溶液。拉伸断口观察在 JEOL 5600LV 型 SEM 上进行;利用 Bruker D8 型 XRD 仪获得试样的取向分布函数 (Orientation distribution function, ODF),并采用 TextureCalc 软件估算织构组分和体积分数;根据 XRD 峰宽化程度,通过拟合获得微应变(ϵ)和微晶尺寸(d),进而计算出位错密度 ρ ($\rho=2\sqrt{3}\epsilon/db$, b 为 Al 的柏格斯矢量,约 0.286 nm)。

2 结果与分析

2.1 拉伸力学行为

图 1 给出 UA、PA、CR、RA 试样的拉伸工程应力-应变曲线,表 1 给出相应的 σ_b 、 σ_y 、 δ_f 、均匀延伸率(δ_u)和集中延伸率(δ_l),其中, δ_u 和 δ_l 分别对应于应力-应变曲线上峰值应力前、后的塑性应变^[9],二者共同构成拉伸试样 δ_f ,也就是 $\delta_f=\delta_u+\delta_l$ 。由图 1 和表 1 可知,180 °C/1 h 欠时效的 UA 试样具有较低强度($\sigma_b=379$ MPa、 $\sigma_y=309$ MPa)和较高塑性($\delta_f=23.7\%$),相比之下,180 °C/8 h 峰值时效的 PA 试样 σ_b 和 σ_y 分别增至 398 MPa 和 352 MPa, δ_f 降至 18.4%。当 UA 板材进行室温冷轧,随着压下量增大,CR 试样强度增加、塑性降低。例如,压下量 50% 的 CR50 试样 σ_b 、 σ_y 和 δ_f 分别为 509 MPa、464

MPa 和 8.4%;当压下量增大至 80%,CR80 试样 σ_b 和 σ_y 分别增至 561 MPa 和 544 MPa、 δ_f 降至 3.4%。

与 CR 试样类似,随着冷轧压下量增大,RA 试样强度增加、塑性下降(表 1)。此外,相同压下量下,RA 试样强度略高于 CR 试样,塑性却得到显著改善。例如,CR60 试样 σ_b 、 σ_y 和 δ_f 分别为 520 MPa、499 MPa 和 6.4%,而 RA60 试样 σ_b 、 σ_y 和 δ_f 分别为 525 MPa、505 MPa 和 8.6%,相比之下,RA60 试样 σ_b 和 σ_y 仅提高 1%,而 δ_f 提高了 34%;进一步,CR60 试样 δ_u 和 δ_l 分别为 3.1%和 3.3%,而 RA60 试样 δ_u 和 δ_l 分别为 5.2%和 3.4%,相比之下,RA60 试样 δ_u 提高了 70%,而 δ_l 仅提高 3%。由此可见,与 CR 试样相比,RA 试样 δ_f 的改善主要来自于 δ_u 的增加,而 δ_l 的贡献较小。从表 1 看出,RA50~RA80 的 σ_b 、 σ_y 和 δ_f 分别达到 515~564 MPa,472~551 MPa 和 11.1%~5.7%。总而言之,与常规峰值时效状态相比,欠时效+冷轧+再时效处理不仅能大幅度提高 6156 合金强度,还能保持较好的塑性。

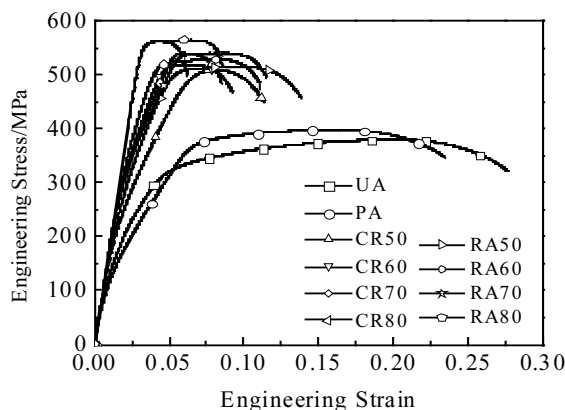


图 1 不同处理状态 6156 合金的拉伸工程应力-应变曲线
Fig.1 Tensile engineering stress-strain curves for 6156 alloy under different processed conditions

表 1 不同处理状态 6156 合金的拉伸性能

Table 1 Tensile properties of the 6156 alloy under different processed conditions

Sample	σ_b /MPa	σ_y /MPa	δ_f /%	δ_u /%	δ_l /%
UA	379	309	23.7	14.8	8.9
PA	398	352	18.4	9.8	8.6
CR50	509	464	8.4	5.1	3.3
CR60	520	499	6.4	3.1	3.3
CR70	540	514	5.5	2.8	3.3
CR80	561	544	3.4	1.2	2.2
RA50	515	472	11.1	7.3	3.8
RA60	525	505	8.6	5.2	3.4
RA70	540	528	8.0	5.7	2.3
RA80	564	551	5.7	3.5	2.2

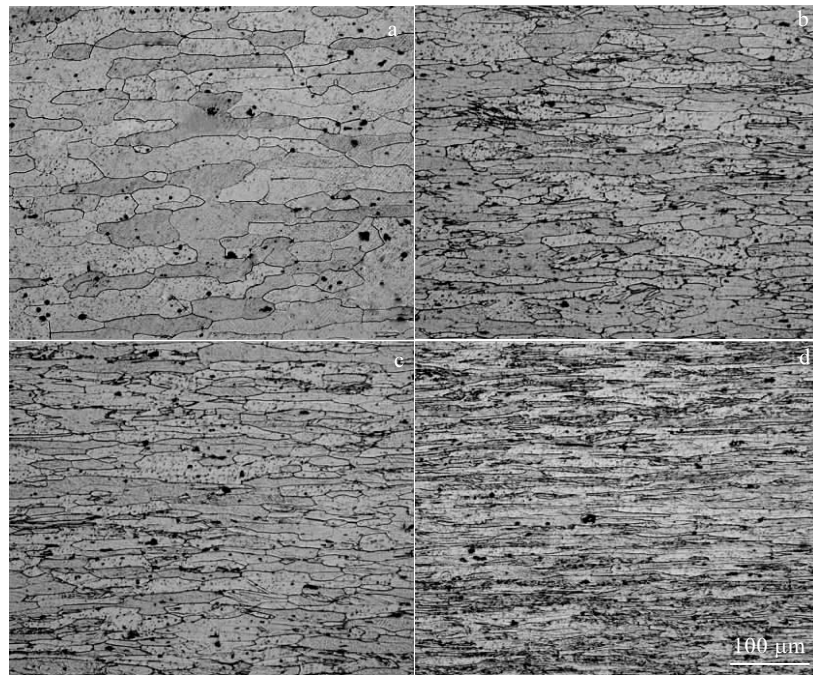


图 2 不同处理状态 6156 合金的纵截面金相组织

Fig.2 OM images for the longitudinal sections of UA (a), CR50 (b), RA50 (c) and CR80 (d) samples

2.2 金相组织

图 2 给出 UA、CR50、RA50 和 CR80 试样纵截面金相照片。UA 试样为沿轧向拉长的扁平状再结晶晶粒，同时，观察到一些黑色的 $AlFeSi$ 和 Mg_2Si 等结晶相颗粒^[10]。随着冷轧压下量增大，CR 试样晶粒沿轧向进一步拉长，厚度方向晶粒尺寸不断细化，呈现纤维组织特征。根据截线法，UA、CR50 和 CR80 试样厚度方向平均晶粒尺寸分别测得为 25.7, 15.1, 7.8 μm 。与 CR 试样相比，相同压下量的 RA 试样依然保持着纤维组织特征，例如 CR50 和 RA50 (图 2b、2c)，表明 CR 试样在随后 100 $^{\circ}C/48 h$ 再时效过程中没有发生再结晶和晶粒长大。此外，从图 2b~2d 还可以看出，CR 和 RA 试样中结晶相颗粒分布特征与 UA 试样基本相同，表明冷轧和再时效对其影响不大。

2.3 织构特征

图 3 给出 UA、CR50、RA50、RA80 试样 ODF 图($\phi_2=0^{\circ}, 45^{\circ}, 60^{\circ}$)，表 2 给出试样织构组分及相应的体积分数(f_i)。UA 试样以再结晶织构为主，兼有部分轧制织构。其中，再结晶织构又以 Cube $\{001\}\langle 100\rangle$ 为主($f_{Cube}=59.2\%$)，同时含有少量 Goss $\{011\}\langle 211\rangle$ ($f_{Goss}=6.8\%$)；轧制织构则以 Brass $\{001\}\langle 100\rangle$ 为主($f_{Brass}=29.5\%$)，兼有少量 S $\{123\}\langle 634\rangle$ ($f_S=4.5\%$)。相比之下，压下量 50% 的 CR50 试样中，再结晶织构 Cube 减少($f_{Cube}=22.8\%$)、Goss 增加($f_{Goss}=22.7\%$)；轧制织构

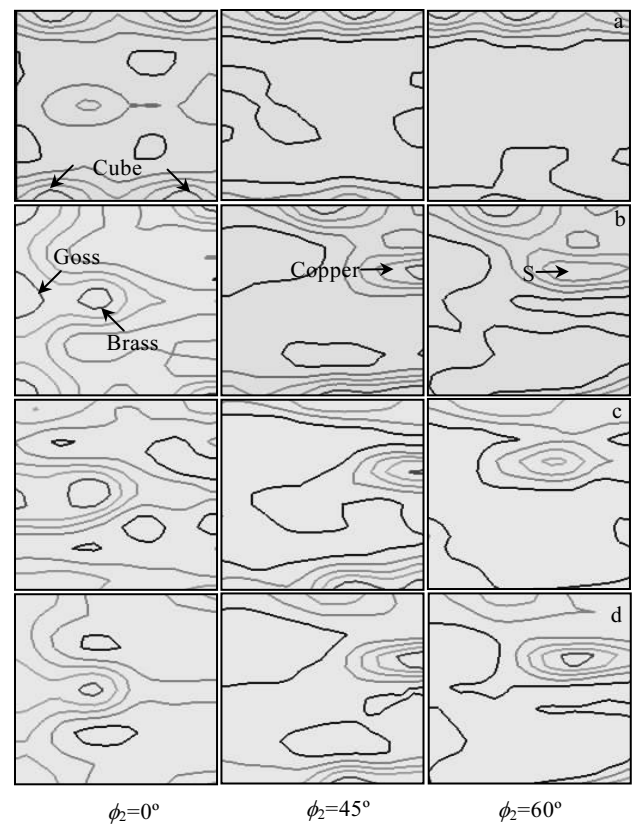


图 3 不同处理状态 6156 合金的 ODF 图

Fig.3 ODF plots of different processed 6156 alloy: (a) UA, (b) CR50, (c) RA50, and (d) RA80

Brass 减少($f_{\text{Brass}}=14.4\%$)、S 显著增加($f_{\text{S}}=20.9\%$)，同时出现大量 Copper $\{112\}<111>$ 织构($f_{\text{Cube}}=19.1\%$)。随着压下量增至 80%，CR80 试样中再结晶织构 Cube 和 Goss 继续减少($f_{\text{Cube}}=8.9\%$ 、 $f_{\text{Goss}}=12.7\%$)，而轧制织构 S 和 Copper 基本不变($f_{\text{S}}=22.2\%$ 、 $f_{\text{Cube}}=19.0\%$)，Brass 再次增加($f_{\text{Brass}}=35.5\%$)。此外，从表 2 还可以看出，RA50 试样的织构组分及体积分数与 CR50 试样基本相同，这也表明了 100 °C/48 h 再时效过程中没有发生再结晶。

根据试样织构组分及体积分数，可以计算出平均 Taylor 因子 M_A ($M_A=\sum M_i f_i$, M_i 为试样中某一织构的 Taylor 因子, f_i 为该织构的体积分数)^[11,12]，如表 2 所示。与 UA 试样相比，随着冷轧压下量增大，CR 试样中轧制织构增加、再结晶织构减少，因此，试样 M_A 逐渐增大。

2.4 位错密度

表 3 给出不同冷轧压下量 CR 和 RA 试样的微晶尺寸 d 和微应变 ϵ 以及据此计算得到的位错密度 ρ 。随着压下量增大，CR 和 RA 试样的位错密度均逐渐提高，并且，相同压下量下，RA 试样位错密度要低于 CR 试样。例如，当压下量从 50% 增至 80%，CR50 和 CR80 试样位错密度分别为 6.9×10^{13} 、 $7.8 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ ，而 RA50 和 RA80 试样位错密度分别为 5.8×10^{13} 、 $6.4 \times 10^{14} \text{ m}^{-2}$ 。由此可见，RA 试样含有低密度的位错，表明在 100 °C/48 h 再时效过程中没有发生再结晶；至于其位错密度低于相同压下量的 CR 试样，则表明再时效时发生了位错回复。

2.5 TEM 组织

图 4~6 给出不同处理状态 6156 合金的 TEM 照片。由图 4a 可以看出，UA 试样基体和晶界分布着尺寸 0.01~0.3 μm 的第二相，能谱分析表明这些粒子主要是 $\text{Al}_6(\text{Mn, Fe})$ 弥散相，起到抑制再结晶及晶粒长大、减轻 Fe 杂质有害作用；基体中析出了大量纳米级强化相(图 4b)，选取电子衍射花样中出现十字形芒线，表明这些析出相是 β'' 相^[13]；此外，图 4a 还表明晶界两侧形成了宽度约 150 nm 的无析出区(precipitate free zone, PFZ)。

表 2 不同状态 6156 合金织构组分、体积分数及平均 Taylor 因子

Table 2 Texture components, volume fractions and average Taylor factors of different processed 6156 alloy

Sample	f_{Cube} (2.45)	f_{Brass} (3.17)	f_{Goss} (2.45)	f_{S} (3.33)	f_{Copper} (3.7)	M_A
UA	59.2	29.5	6.8	4.5	0	2.7
CR50	22.8	14.4	22.7	20.9	19.1	2.97
RA50	22.6	16.6	21.5	20.3	19.0	2.98
CR80	8.9	35.9	12.7	22.2	20.2	3.15

Note: the data in the brackets represent Taylor factors of the corresponding texture components^[12]

表 3 不同状态 6156 合金的微晶尺寸、微应变及位错密度
Table 3 Microcrystallite sizes, microstrains and dislocation densities of the CR and RA samples

Sample	d/nm	$\epsilon/\%$	ρ/m^{-2}
CR50	95.5	0.05	6.9×10^{13}
CR60	38.7	0.23	7.2×10^{14}
CR70	34.9	0.21	7.3×10^{14}
CR80	37.3	0.24	7.8×10^{14}
RA50	83.0	0.04	5.8×10^{13}
RA60	44.2	0.22	6.0×10^{14}
RA70	55.9	0.29	6.3×10^{14}
RA80	53.1	0.28	6.4×10^{14}

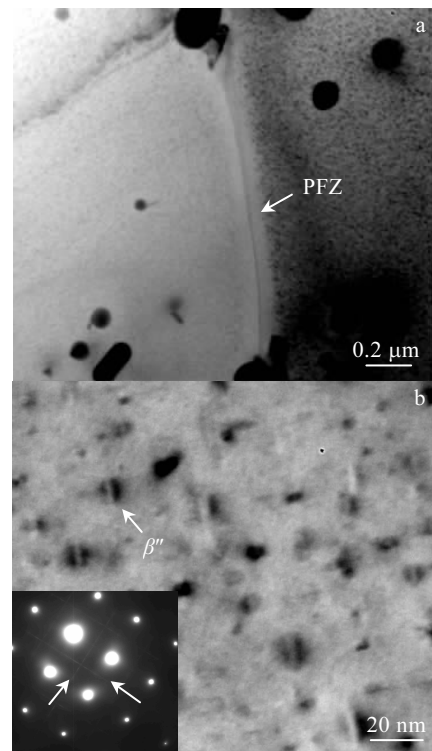


图 4 欠时效状态 6156 合金组织 TEM 照片
Fig.4 TEM images for under-aged 6156 alloy

图 5a 表明 UA 试样经 50% 压下量冷轧，CR50 试样中形成了不太明锐、胞壁较宽的位错胞，尺寸 0.5~2 μm ；晶界附近(图 5b)或尺寸较大的弥散相周围(图 5c 箭头 1)形成了严重位错塞积，相比之下，尺寸较小的弥散相周围位错塞积程度则相对较低(图 5c 中箭头 2)；此外，180 °C/1 h 欠时效析出的 β'' 相经 50% 压下量冷轧后，仍然能够分辨出析出相痕迹，如图 5d 箭头所示。对于压下量更大的 CR80 试样来说，一方面，位错胞尺寸减小至 0.1~0.6 μm (图 5e)；另一方面， β'' 相已经难以分辨(图 5f 箭头)。

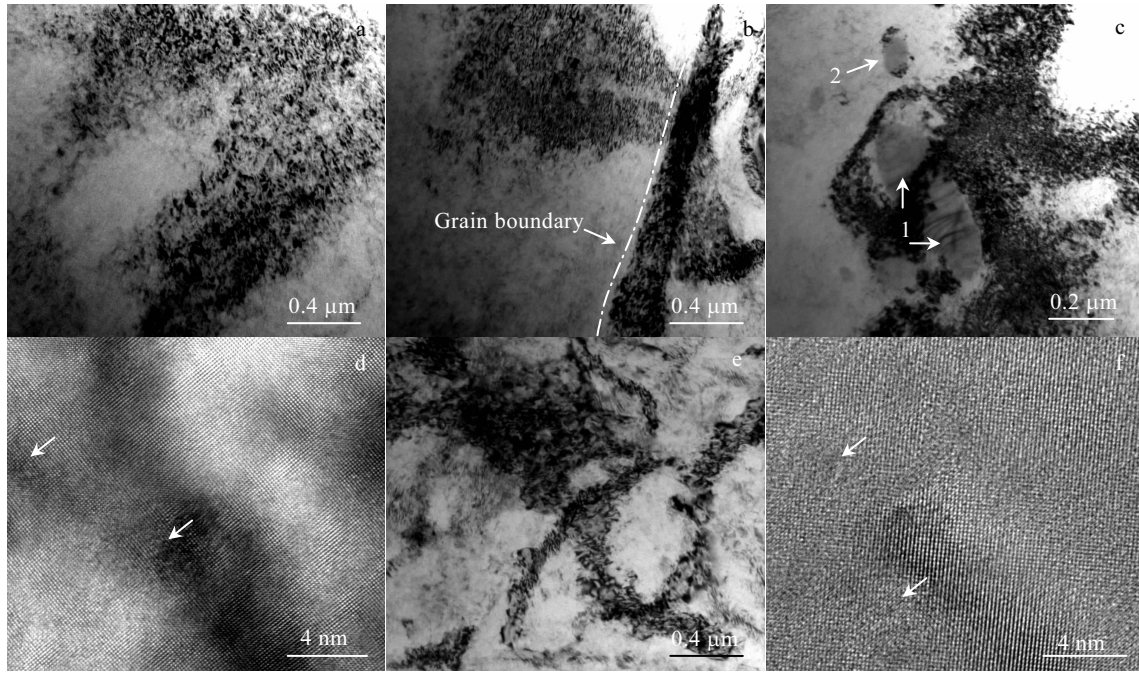


图 5 不同冷轧状态 6156 合金组织 TEM 照片

Fig.5 TEM images for cold-rolled 6156 alloy: (a~d) CR50, and (e, f) CR80

图 6 给出 RA50 和 RA80 样品 TEM 照片。与 CR 试样相比，经 100 °C/48 h 再时效的 RA80 试样中仍然含有高密度位错，并以胞状形态存在，这直接证明了 RA 试样没有发生再结晶 (图 6a)；同时，高分辨 TEM 表明，β''相也重新变得清晰可见(图 6b)。此外，对比暗场 TEM 像(图 6c、6d)可以看出，RA50 和 RA80 试样中 β''相的析出特征并无显著差异。

2.6 断口形貌

图 7 给出了 CR50、CR80、RA50、RA80 试样的拉伸断口 SEM 照片。可以看出，4 种试样断口上均同时分布着韧窝型穿晶断裂和沿晶断裂两种模式。根据韧窝尺寸分布特征，一类韧窝直径较大、在 10 μm 以上，通常是由粗大结晶相诱发形成的，如图 7a 箭头 1 所示；另一类韧窝直径较小、在 3 μm 以下，一般是由弥散相诱发形成的，如图 7c、7f 所示。比较 CR50(图 7a)和 RA50(图 7b)或 CR80(图 7d)和 RA80(图 7f)可以看出，相同压下量的 CR 和 RA 试样断口形貌基本相同，这表明 100 °C/48 h 时效不会改变断裂特征。此外，比较图 7c 和 7f 可以看出，压下量较小的 RA50 试样上韧窝尺寸较大、数量较少、深度较深(图 7c)，而压下量较大的 RA80 试样上韧窝尺寸较小、数量较多、深度较浅(图 7f)。

3 讨论

通常，形变时效铝合金屈服强度 $\sigma_y = \sigma_{gb} + M_A [\tau_0 +$

$(\Delta\tau_d^2 + \Delta\tau_p^2)^{1/2}]^{[12]}$ ，其中， σ_{gb} 为晶界强化贡献，取决于晶粒大小； τ_0 为纯 Al 的临界剪切屈服应力，约为 10 MPa； $\Delta\tau_d$ 为位错强化贡献，取决于位错密度； M_A 为平均 Taylor 因子，取决于织构组分及体积分数； $\Delta\tau_p$ 为析出强化贡献，取决于析出相性质、数量、形态、尺寸、体积分数等特征参数；需要说明的是，经过 180 °C/1 h 欠时效处理，UA 试样中过饱和溶质原子已经以 β''相形式大量析出(图 4b)，因此，固溶强化贡献可以不再考虑。根据实验结果可知，与晶粒较大的 UA 试样相比，随着压下量增大，CR 试样微观组织发生以下变化：厚度方向的晶粒尺寸逐渐减小(图 2)，相应地， σ_{gb} 逐渐增大；S、Copper、Brass 等变形织构组分增加，Cube、Goss 等再结晶织构减少(图 3)，从而使得 M_A 逐渐增大(表 2)；位错密度增加(表 3)，因此， $\Delta\tau_d$ 逐渐增大；此外，尽管 180 °C/1 h 欠时效析出的 β''相经冷轧变形后难以分辨其形态(图 5d、5f)，但考虑到冷轧变形时板材温升较小，β''相的原子不足以扩散至均匀分布状态，而是仍然团簇在初始位置，由此可以认为 CR 试样中 β''相仍能提供较大的 $\Delta\tau_p$ 强化贡献。鉴于以上微观组织变化，根据 σ_y 计算公式可以定性得出，CR 试样强度随着压下量增加而增大(表 1)。

与 CR 试样相比，相同压下量的 RA 试样强度并未下降，而是略有提高(图 1 和表 1)。这一现象可以解释如下：由于 100 °C/48 h 再时效的 RA 试样晶粒形态基本不变(图 2)，相应地，晶粒尺寸和织构特征(表 2)

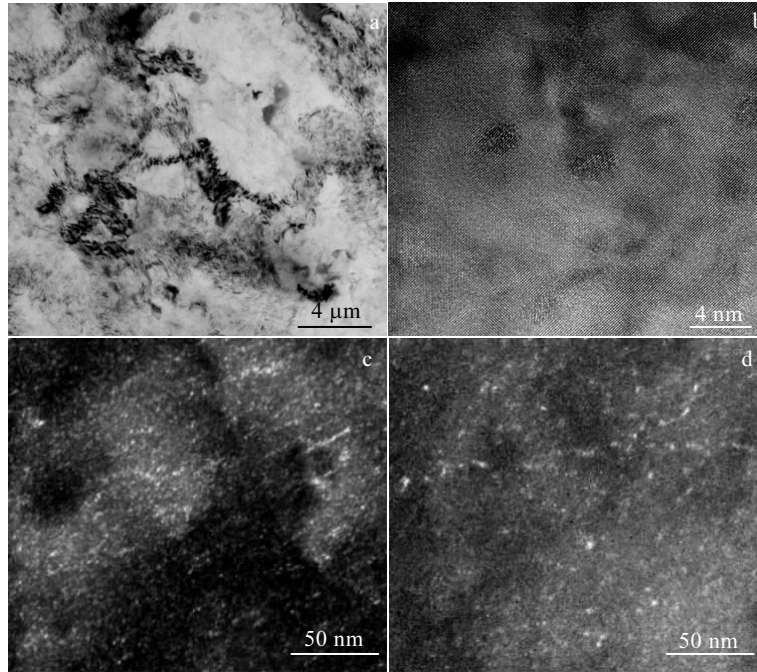


图 6 不同处理状态 6156 合金组织 TEM 照片

Fig.6 TEM images for 6156 alloy under different processing conditions: (a~c) RA80 and (d) RA50

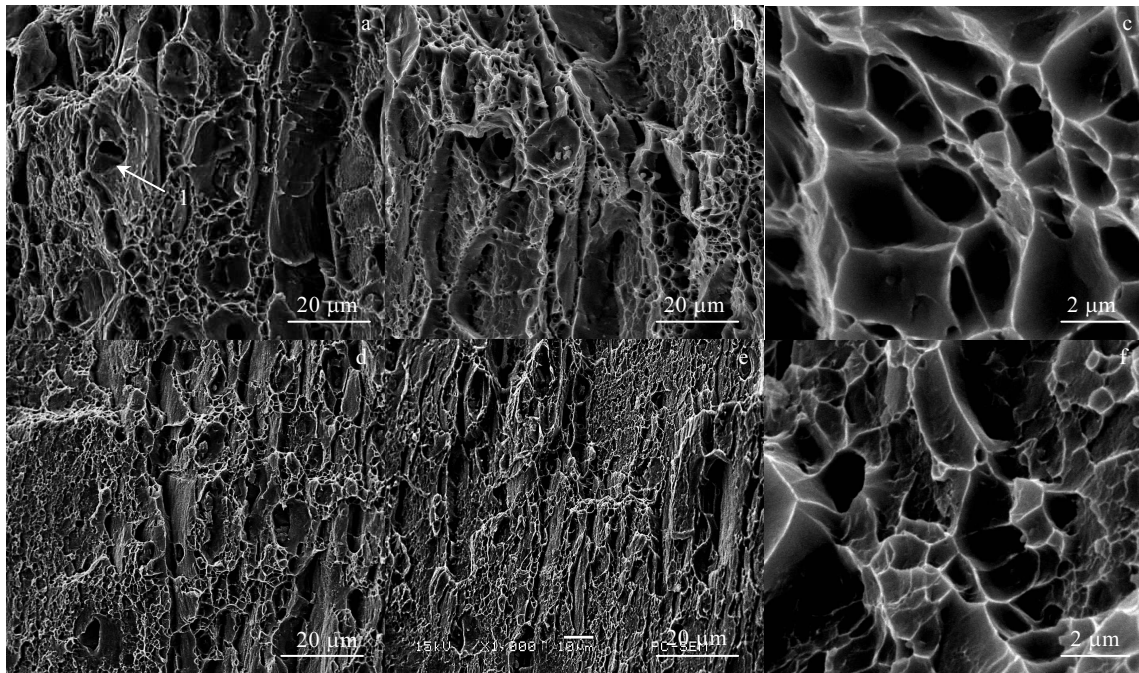


图 7 不同处理状态 6156 合金拉伸断口形貌

Fig.7 Tensile fractographs of CR50 (a), RA50 (b, c), CR80 (d), and RA80 (e, f) samples

也不会显著改变，因此，可以认为 σ_{gb} 和 M_A 对RA试样的强化贡献与CR试样相同；RA试样位错密度下降(表3)，使得 $\Delta\tau_d$ 对RA试样的强化贡献要低于CR试样；此外，由于UA试样处于欠时效状态，相应的析

出特征尚未使其达到峰值强度，当100℃/48h再时效产生的 $\Delta\tau_p$ 增量达到或超过位错密度降低造成的 $\Delta\tau_d$ 下降幅度，RA试样强度将不低于或高于CR试样。总而言之，通过定性分析可知，欠时效+冷轧+再时效处理

能够同时引入析出强化($\Delta\tau_p$)和形变强化(σ_{gb} 、 M_A 、 $\Delta\tau_d$)效果,从而大幅度提高 6156 合金强度,并且,随着冷轧压下量增大,形变强化效果逐渐增加,相应地合金强度不断提高(表 1)。

延性金属材料断裂延伸率(δ_f)反映了试样在拉伸变形过程中增殖位错的柏格斯矢量的累积效果,包括均匀延伸率(δ_u)和集中延伸率(δ_l)。进一步, δ_u 反映了围绕第二相粒子或沿晶界萌生裂纹之前的位错增殖程度,这一阶段塑性变形均匀分布于标距各个位置; δ_l 反映了微裂纹扩展过程中的位错增殖程度,这一阶段塑性变形集中在标距内某一位置^[9]。由表 1 可知,与 CR 试样相比,相同压下量的 RA 试样 δ_l 基本不变, δ_f 的提高主要来源于 δ_u 的提高,这意味着在拉伸变形失稳前,RA 试样中位错增殖数量要显著大于 CR 试样,而达到裂纹扩展阶段,两者位错增殖数量差别不大。上述现象可以解释如下:CR 试样随后进行 100 °C/48 h 再时效时,一方面,RA 试样发生了轻微回复,使其位错密度有所降低(表 3),由此将重新释放出一部分自由晶格空间;另一方面,CR 试样中遗存的畸变 β'' 相在再时效过程中原子分布重新有序化(图 6b),使得 RA 试样中规则排列的 β'' 相对位错滑移阻力也将重新得到增强(这点从 RA 试样屈服强度不高于或略高于 CR 试样得以证实见图 1)。根据以上两点描述可以推知,RA 试样在拉伸变形过程中,一方面,位错滑移至第二相粒子和晶界附近发生塞积、进而促进裂纹萌生的阻力必将大大增加;另一方面,基体中重新获得更多晶格空间来容纳增殖位错,因此,与 CR 试样相比,相同压下量 RA 试样在拉伸变形时能够累积更多位错,因而,其 δ_u 能够得到一定程度改善。需要指出的是,与不含或极少位错的 UA 试样(图 4a)或 PA 试样相比,由于 RA 试样已经含有高密度位错(表 3),因此,在拉伸变形过程中,RA 试样累积位错能力大大低于 UA 和 PA 试样,相应地,其 δ_u 必然显著低于 UA 或 PA 试样(图 1 和表 1)。进一步,由于欠时效状态的 UA 试样中析出相体密度要小于峰值时效状态的 RA 试样,导致前者析出相占据的晶格空间小于后者,相应地,前者析出相占据的晶格空间小于后者,因此,在拉伸变形过程中,UA 试样能比 RA 试样提供更多的位错存储空间,这也是 UA 试样 δ_u 大于 RA 试样的原因之一。此外,对于 RA 试样来说,压下量越小则位错密度越低,相应地,拉伸变形时累积位错能力越大,因此,RA 试样 δ_u 随压下量增大而减小(图 1 和表 1)。

图 7 表明 CR 和 RA 试样的拉伸断口形貌均由韧窝型穿晶断裂和沿晶断裂两种模式组成;同时,随冷轧压下量增大,断裂模式不变,但韧窝数量增加、深

度变浅。这种断口特征的形成原因可以解释如下:UA 试样冷轧变形时,第二相粒子和晶界均能起到阻碍位错滑移的作用(图 5b、5c)。其中,晶界总能有效阻碍位错滑移,从而形成较为严重的位错塞积(图 5b)。相比之下,第二相粒子的位错塞积效果则与其尺寸大小有关。通常,第二相粒子尺寸越大,位错塞积则越严重,图 5c 中不同尺寸 $Al_6(Mn,Fe)$ 弥散相周围的位错塞积程度差异明确表明了这点。对于尺寸更大的结晶相(图 2),其附近必然更容易形成严重的位错塞积群,然而,对于时效析出的纳米级 β'' 相(图 4b),由于能被滑移位错切过或绕过,则难以形成位错塞积群。进一步,随着冷轧压下量增大,RA 试样变形程度增加,不仅晶界附近位错塞积程度增加,而且尺寸更小的结晶相或弥散相也将参与形成位错塞积群。RA 试样在随后拉伸变形过程中,由于位错塞积应力和外加载荷共同作用下,一方面,围绕分布于晶内的结晶相或弥散相界面处萌生裂纹并扩展,从而形成韧窝型穿晶断裂,并且,随着压下量增大,尺寸更小的第二相粒子也参与形成位错塞积群,相应地,韧窝数量增多、深度变浅(图 7c、7f);另一方面,由于冷轧时,UA 试样中晶界 PFZ(图 4a)不会消失,再时效时仍然不会析出 β'' 相,因此,RA 试样晶界附近位错塞积区域强度低于晶内,使得 RA 试样在拉伸变形时,沿着位错塞积群附近的晶界容易萌生微裂纹并进一步扩展,从而形成沿晶断裂特征(图 7d、7e)。

4 结 论

1) 采用欠时效+冷轧+再时效这种形变热处理方法,能够大幅度提高 6000 系铝合金强度并保持一定塑性。经 180 °C/1 h 欠时效+50%~80%压下量冷轧变形+100 °C/48 h 再时效,6156 铝合金的 σ_b 、 σ_y 和 δ_f 分别为 515~564 MPa、472~551 MPa 和 11.1%~5.7%。

2) 合金的高强度源于形变强化和析出强化的协同贡献;随着冷轧压下量增大,位错密度提高、轧制织构增加及晶粒细化使得合金强度不断提高。

3) 合金塑性改善源于再时效时,一方面,发生回复而位错密度下降,合金存储位错能力得以部分恢复;另一方面,析出强化效果增加,增强了位错滑移阻力。

4) 合金断口形貌特征为沿晶断裂和韧窝型穿晶断裂的混合模式;随着压下量增大,由于尺寸更小的第二相粒子也将参与韧窝形成,使得韧窝深度变浅、数量增加。

参考文献 References

[1] Liu Hong(刘宏), Song Wenju(宋文举), Zhao Gang(赵刚) et

- al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2005, 15(2): 270
- [2] Zhong Jing(钟 警), Zheng Ziqiao(郑子樵), She Lingjun(余玲娟) *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2013, 42(10): 2163
- [3] Tao Nairong(陶乃榕), Lu Ke(卢 柯). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2014, 50(2): 141
- [4] Sabirov I, Murashkin M Yu, Valiev R Z. *Materials Science Engineering A*[J], 2013, 560: 1
- [5] Wang Zhixiu, Li Hai, Miao Fenfen *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 607: 313
- [6] Gu Yuan(顾 媛), Chen Jianghua(陈江华), Liu Chunhui(刘春辉) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2015, 51(11): 1400
- [7] Sushanta Kumar Panigrahi, Jayaganthan R. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011, 509(40): 9609
- [8] Huang Yujin, Chen Zhiguo, Zheng Ziqiao. *Scripta Materialia* [J], 2011, 64(5): 382
- [9] Zhao Yonghao, Liao Xiaozhou, Cheng Shuang *et al. Advanced Materials*[J], 2010, 18(17): 2280
- [10] Li Hai(李 海), Meng Lin(孟 林), Wang Zhixiu(王芝秀) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2012, 22(12): 3300
- [11] Li Hai, Xu Wei, Wang Zhixiu *et al. Materials Science and Engineering A*[J], 2016, 650: 254
- [12] Starink M J, Wang S C. *Acta Materialia*[J], 2003, 51(17): 5131
- [13] Ding Lipeng, Jia Zhihong, Nie JianFeng *et al. Acta Materialia*[J], 2018, 145: 437

Effect of Cold-rolling Thickness Reduction on Microstructures and Mechanical Properties of 6156 Al alloy

Li Hai^{1,2}, Zheng Kai¹, Wang Zhixiu^{1,2}, Zheng Ziqiao³

(1. Changzhou University, Changzhou 213164, China)

(2. Jiangsu Key Laboratory of Materials Surface Science and Technology, Changzhou 213164, China)

(3. Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The microstructures and mechanical properties of the 6156 Al alloy subjected to a thermomechanical treatment consisting of under-ageing at 180 °C for 1 h, cold-rolling at room temperature with the thickness reductions of 50%~80% and re-ageing at 100 °C for 48 h were investigated by optical microscopy, tensile test, X-ray diffraction, scanning electron microscopy and transmission electron microscopy. The tensile test indicates that the alloy can achieve high strength and relatively good ductility simultaneously, whose ultimate strength, yield strength and elongation to failure are 515~564 MPa, 472~551 MPa and 11.1%~5.7%, respectively. The microstructural observations show that the high strength results from the combination of deformation and precipitation strengthening and increases with increasing the thickness reductions. The improved ductility is attributed to both the decreased dislocation density and increased precipitation strengthening. The fractographs of the alloy consist of intergranular and dimple-induced transgranular fracture and the dimples have shallow depths and increased number with increasing the thickness reductions.

Key words: aluminum alloys; thermomechanical treatment; microstructures; mechanical properties; fracture

Corresponding author: Wang Zhixiu, Ph. D., Associate Professor, School of Materials Science and Engineering, Changzhou University, Changzhou 213164, P. R. China, Tel: 0086-519-86330069, E-mail: xiu_wzx@163.com