

# 引线框架C19400合金的微观组织、力学性能及残余应力

郭宇会<sup>1</sup>, 曹泰逢<sup>1</sup>, 王少华<sup>2</sup>, 乔珺威<sup>1</sup>

(1. 太原理工大学 材料科学与工程学院, 山西 太原 030024)  
(2. 太原晋西春雷铜业有限公司, 山西 太原 030024)

**摘要:** 系统研究了C19400合金冷轧态和时效态样品的力学性能、微观组织和残余应力。结果表明, 轧制态合金的最高抗拉强度可达546 MPa。此外, 宏观残余应力和微观残余应力的结果均表明轧制态合金的残余应力更高, 这说明残余应力主要是在不均匀的冷轧塑性变形过程中产生, 这在核平均取向差(KAM)分布图中得以验证, 因为轧制态合金的KAM值高于时效态合金。与此同时, 研究揭示了C19400合金宏观与微观组织的演变规律, 结果表明, 轧制态和时效态合金中的组织类型均为Brass (011)<211>、Copper (112)<111>和S (123)<634>型变形组织和再结晶Cube (001)<100>组织, 并且Copper (112)<111>组织的强度、体积分数变化与残余应力一致, 这说明Copper (112)<111>组织的存在更有利于残余应力产生。

**关键词:** 引线框架; C19400合金; 残余应力; 组织

中图法分类号: TG146.1<sup>1</sup>

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2025)08-2027-14

## 1 引言

铜合金由于其优异的导电、导热性能而被广泛应用于电子/电气、航空航天以及集成电路等领域<sup>[1-3]</sup>。其中, 引线框架作为集成电路的关键部件, 主要负责连接芯片与外部电路, 传递芯片信息并将热量散发出去。目前, 引线框架主要分为3大体系, 分别为: Cu-Fe-P系<sup>[4-5]</sup>、Cu-Ni-Si系<sup>[6-7]</sup>和Cu-Cr-Zr系<sup>[8-9]</sup>, 其中, 相比于后者, Cu-Fe-P系合金具备较高的强度、中等的电导率和更低的生产成本。因此, Cu-Fe-P系合金不仅是开发最早的铜基引线框架带材, 而且其市场应用也最为广泛<sup>[10]</sup>。随着引线框架的飞速发展, 对Cu-Fe-P系合金的综合性能提出了更高的要求, 因此, 许多研究分别采用不同的机械/热处理手段来改善Cu-Fe-P系合金的综合性能。例如, 董琦祎等人<sup>[11]</sup>发现在不同温度对Cu-2.1Fe合金时效后, 合金的综合性能得以有效提高, 在500 °C时效120 h后, 合金的维氏硬度从未时效态的73 HV提高到88 HV, 导电率从23%IACS增加到65%IACS, 这主要是因为Cu-2.1Fe合金在时效过程中析出了 $\gamma$ -Fe粒子,  $\gamma$ -Fe粒子与Cu基体呈现完全共格关系, 发挥了析出强化的效果。Cao等人<sup>[12]</sup>通过对Cu-Fe-P合金进行等通道角挤压和等温退火处理, 在加工硬化和析出强化的双重作用下, 可以将合金的显微硬度提升至170 HV。

然而, Cu-Fe-P系合金在强度与导电率提升的过程中, 会不可避免地引入残余应力<sup>[13-14]</sup>。因为引线框架Cu-Fe-P系合金带材在加工过程中通常涉及到多级轧制+时效处理, 而合金在轧制过程发生的不均匀塑性变形会导致合金内部微观组织的不均匀性, 从而有利于残余应力的产生, 最终导致合金带材在后续蚀刻过程中发生翘曲, 严重影响引线框架带材的服役性能。再者, 合金的宏观性能决定于其内部的微观组织, 因此, 合金带材内部的析出相、晶粒和位错演变均会影响残余应力的分布及状态。Park等人<sup>[15]</sup>证实, 随着沉淀物长径比的增加, 沉淀物周围的等效应力区域会被细长沉淀物所分割, 从而出现更高的应力梯度。Su等人<sup>[16]</sup>则认为在Cu-Fe-P系合金中, 残余应力会随着Fe析出相密度的增加而增加。除了析出相对残余应力的影响以外, Wan等人<sup>[17]</sup>发现合金内部的晶粒分布状态也会对残余应力造成影响。在变形过程中, 大角度晶界会与周围的小角度晶界发生塑性失配, 进而导致残余应力的增加。事实上, 这涉及到不同晶粒取向之间的差异对残余应力的影响。正如Vayrette等人<sup>[18]</sup>所证实的那样, 5.6和0.4  $\mu\text{m}$ 厚度的薄膜分别展现出(111)和(100)取向的晶体组织, 而(111)取向的应变水平更高于(100)取向, 这会驱动残余应力更容易在高应变水平的(111)取向附近产生。

综上, 本工作通过研究在冷轧和时效状态下, C19400

收稿日期: 2024-08-06

基金项目: 太原市关键核心技术“揭榜挂帅”项目(2022年); 太原市双百攻关行动“揭榜挂帅”计划(2024TYJB0113)

作者简介: 郭宇会, 男, 1982年生, 博士生, 太原理工大学, 山西 太原 030024, E-mail: 1336140467@qq.com

(Cu-Fe-P 系)合金内部的力学性能、残余应力及微观组织的演变规律,阐明残余应力微/宏观组织之间的内在关联,揭示残余应力的产生及释放机理,为消除引线框架内部的残余应力提供理论基础。

## 2 实验

实验材料为太原晋西春雷铜业有限公司所提供的商用 C19400 合金,其主要化学成分(质量分数)为:Fe 2.15, P 0.015, Zn 0.05, Pb 0.03, Ni 0.015, Sn 0.018, Cu 余量。实验选用厚度为 15.4 mm 的热轧板(hot-rolled, HR)作为初始材料,将热轧板在室温下冷轧至 2.0 mm 厚度,并在钟罩炉内对其进行时效处理(具体时效工艺由于涉密,此处未给出);然后,将厚度为 2.0 mm 的带材在室温下冷轧至 0.9 mm 厚度,同样在钟罩炉内对其进行时效处理;最后,将 0.9 mm 厚度的带材在室温下冷轧至 0.36 mm 厚度,在气垫炉内对其进行时效处理。为方便书写,本研究将 3 种厚度的冷轧态和时效态样品分别记作“2.0-R”、“2.0-A”、“0.9-R”、“0.9-A”、“0.36-R”和“0.36-A”。值得注意的是,本研究的初始材料(热轧板)定义为整个生产流程最初态的样品(亦可理解为只是 2.0-R 样品的初始态样品),因为 C19400 带材生产具有连续性,带材厚度连续从 15.4 mm 到 2.0 mm 再到 0.9 mm 最后到 0.36 mm。没有直接从 15.4 mm 轧制到 0.36 mm 是因为带材在轧制过程中会发生加工硬化,直接轧制到 0.36 mm 对设备要求较为严格,因此在中间过程引入时效处理将带材软化,有利于后续加工;此外,将 15.4 mm 的带材直接轧制到 0.36 mm,会产生更大的残余应力,这对带材板型和粗糙度等均有较大影响。

采用 Instron 5969 拉伸力学试验机对样品进行室温拉伸测试,拉伸应变速率为  $1 \times 10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ,样品尺寸为 39.8 mm  $\times$  10.2 mm,标距段为 14 mm  $\times$  2.85 mm,为保证数据的准确性,每个样品都进行了至少 3 次测试。然后,采用 Hysitron TI Premier 纳米压痕仪(Bruker, Minneapolis, MN, USA)测试了样品的微观残余应力,测试选用固定载荷模式,最大压痕载荷为 10 mN,加载速率为 2 mN/s,保载时间为 2 s,测试区域面积为  $800 \mu\text{m}^2$ ,每个样品至少测试 6 个点,为避免压痕之间的相互干扰,每 2 个测试点的间距设置为 20  $\mu\text{m}$ 。采用 Rigaku D\max-2550 型 X 射线衍射仪(X-ray diffractometer, XRD)对样品进行了宏观残余应力和宏观组织的测试,测试过程选用 Cu 靶( $\text{K}\alpha_1=0.154\ 056\ \text{nm}$ ),X 射线的电压为 40 kV,电流为 40 mA,扫描速度为 5°/min,扫描范围  $20^\circ \leq 2\theta \leq 120^\circ$ 。其中,宏观残余应力测试方法为侧倾法,侧倾角度为  $0^\circ \sim 45^\circ$ ,每次倾转 5°,扫描面积为 10 mm<sup>2</sup>,并选择高角度(311)晶面的衍射峰作为测试对象。测试结束后,采用 Highscore Plus 和 ATEX 软件对数据进行分析。利用 Phenom XL 型

扫描电子显微镜对合金进行断口形貌的表征。最后,利用带有电子背散射衍射(EBSD)系统的 JSM-JEOL7100F 扫描电镜对合金的微观组织进行表征,测试前采用机械抛光+电解抛光的方法制备 EBSD 试样,电解溶液为体积分数为 75% 的  $\text{H}_3\text{PO}_4$  溶液,电解电压为 10 V,时间为 70 s,温度 20 °C,测试过程中,加速电压调整为 20 kV,步长设置为 0.15  $\mu\text{m}$ ,测试完成后,使用 HKL Channel-5 软件对数据进行分析。

## 3 结果与分析

### 3.1 C19400 合金的拉伸性能

图 1 为 C19400 合金不同状态的工程应力-工程应变曲线。可以看出,轧制态 2.0-R、0.9-R 和 0.36-R 样品的抗拉强度分别为 546、525 和 420 MPa,延伸率分别为 11.2%、5% 和 2.5%,而时效态 2.0-A、0.9-A 和 0.36-A 样品的抗拉强度分别为 419、373 和 284 MPa,延伸率分别为 28%、17% 和 15%。这表明轧制态样品的抗拉强度均高于时效态,而延伸率远低于时效态样品。此外,轧制态样品显示出加工软化现象,而时效态则表现为明显的加工硬化效应。

### 3.2 C19400 合金的残余应力

图 2 给出了宏观与微观残余应力的变化趋势。首先,采用经典的  $\sin^2\psi$  方法<sup>[19-20]</sup>计算了 C19400 合金的宏观残余应力,如公式(1)所示:

$$\sigma = -\frac{E}{2(1+\vartheta)} \cot\theta_0 \frac{\pi}{180^\circ} \cdot \frac{\partial(2\theta)}{\partial(\sin^2\psi)} \quad (1)$$

式中,  $E$  是 C19400 合金的弹性模量,为 130 GPa;  $\vartheta$  是 C19400 合金的泊松比,为 0.34;  $\theta_0$  是无应力样品的衍射角,  $\theta$  是待测试样品的衍射角,  $\psi$  是样品台每次倾转的角度,负号代表拉应力,正号代表压应力。通过测量不同  $\psi$  下的不同衍射线位移,可以获得样品的残余应力,经计算后的宏观残余应力值如图 2a 所示。然后,基于纳米压痕技术采用弹性功模型<sup>[21]</sup>来计算 C19400 合金的微观残余应力,如公式(2)和(3)所示:

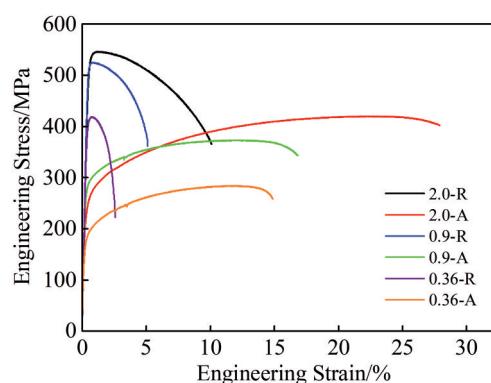


图 1 轧制态和时效态样品的工程应力-工程应变曲线

Fig.1 Engineering stress-engineering strain curves of rolled and aged samples

对于残余压应力:

$$\sigma_r = \frac{P_0}{m_0 + 1} - \frac{P}{m_u + 1} \sin \alpha A_c \quad (2)$$

对于残余拉应力:

$$\sigma_r = \frac{P_0}{m_0 + 1} - \frac{P}{m_u + 1} \quad (3)$$

式中,  $\sigma_r$  代表残余应力,  $P_0$  和  $P$  代表无应力和有应力时的最大压痕载荷,  $\alpha$  为纳米压痕 Berkovich 压头的角度, 取  $65.3^\circ$ ,  $A_c$  为压头与试样的接触面积。由于本研究采用固定载荷模式, 因此  $P_0 = P = 10 \text{ mN}$ ,  $m_u$  和  $m_0$  分别为有残余应力和无残余应力时压痕卸载曲线的幂律指数, 幂律指数  $m_u$  可以表示为:  $P = a(h_{\max} - h_f)^{m_u}$ <sup>[22]</sup>,  $a$  为拟合参数,  $h_{\max}$  是压痕最大深度,  $h_f$  是最终深度。微观残余应力具体值如图 2c 所示。从图 2a 中可以看出, 只有 2.0-A 样品的残余应力为压缩状态, 而其余样品的残余应力均为拉伸状态, 此外可以发现, 纳米压痕计算得到的微观残余应力均呈现出压缩残余应力。为了更加直观地观察出残余应力的变化趋势, 将所有残余应力取绝对值, 即忽略残余应力方向的影响性, 这主要是因为对引线框架 C19400 合金带材而言, 残余应力值的大小会更加显著地影响带材的翘曲程度。

从图 2b 中观察到轧制态 2.0-R、0.9-R 和 0.36-R 合金的宏观残余应力值分别为 79.5、123.8 和 61.8 MPa, 时效态 2.0-A、0.9-A 和 0.36-A 样品的宏观残余应力值分别为

25.8、12.6 和 12.1 MPa, 很显然, 轧制态样品的残余应力值高于时效态样品, 并且最大残余应力值出现在 0.9-R 样品中, 最小残余应力在 0.36-A 样品中出现。此外, 图 2d 显示了合金在轧制方向 (rolling direction, RD) 和横向 (transverse direction, TD) 的微观残余应力, 在 RD 方面, 2.0-R、0.9-R 和 0.36-R 合金的残余应力值分别为 132.8、90.7 和 108.8 MPa, 时效态 2.0-A、0.9-A 和 0.36-A 样品的残余应力值分别为 17.0、46.2 和 22.7 MPa; 在 TD 方面, 2.0-R、0.9-R 和 0.36-R 合金的残余应力值分别为 179.0、74.3 和 132.4 MPa, 时效态 2.0-A、0.9-A 和 0.36-A 样品的残余应力值分别为 24.3、50.8 和 41.0 MPa。这说明 RD 和 TD 方面的残余应力差别不大, 最大差值不超过 50 MPa, 此外, 与宏观残余应力趋势一致, 轧制态合金的微观残余应力均大于时效态。值得注意的是, 微观残余应力值普遍大于 XRD 计算得到的宏观残余应力值, 这主要是因为测试的区域范围存在差异, 纳米压痕测试的区域为  $800 \mu\text{m}^2$ , 而 XRD 测试的区域为  $10 \text{ mm}^2$ , 二者的测试区域相差约 10 000 倍, 这也就意味着 10 000 个微观残余应力值累加才会得到一个宏观残余应力值。并且, 微观残余应力可能只涉及到数个晶粒, 而宏观应力反映的几乎是整个样品的状态, 它是无数个晶粒微区残余应力相互抵消/叠加的结果。

因此, 合金的微观残余应力值大于宏观残余应力值, 正如 Wang 等人<sup>[23]</sup>所证实的那样, 与晶粒相关的微区残余应力值更高。紧接着发现, 在微观残余应力层面, 轧制样

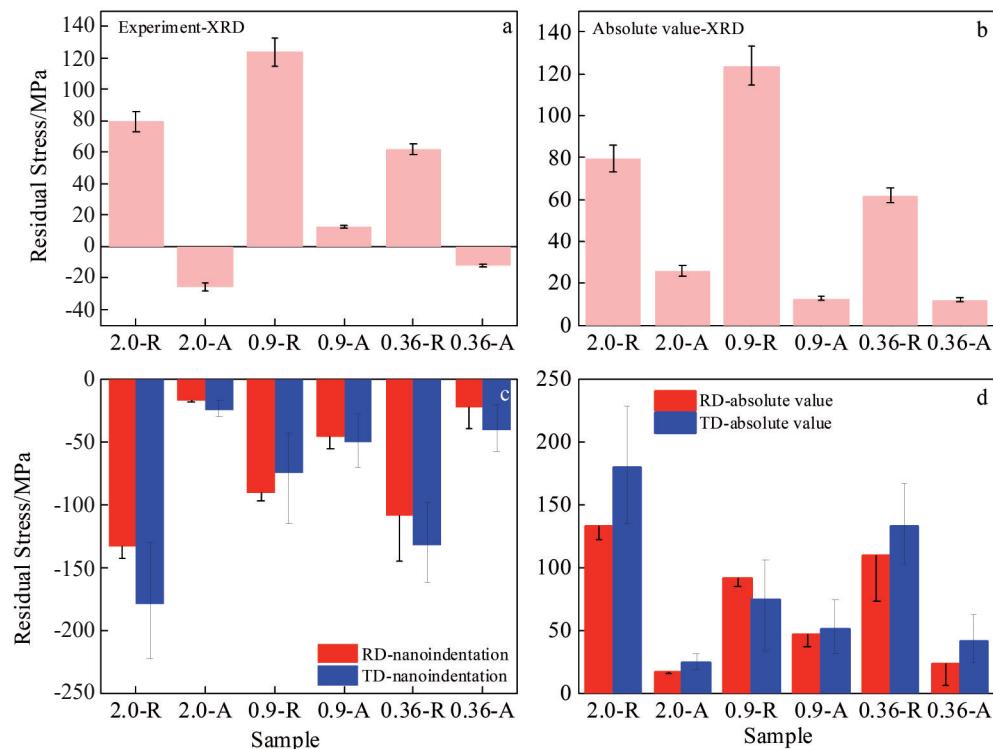


图 2 C19400 合金的宏微观残余应力和宏微观残余应力的绝对值

Fig.2 Macro (a-b) and micro (c-d) residual stresses (a, c) and their absolute values (b, d)

品中 2.0-R 样品的残余应力最大, 0.9-R 样品的残余应力值最小, 这个趋势与轧制应变率的趋势保持一致, 因为 2.0-R、0.9-R 和 0.36-R 合金的轧制应变率分别为 87%、55% 和 60%。这个结果似乎阐明残余应力与变形率相关: 变形率越大, 残余应力水平越高。然后, 在时效处理后, 样品的微观残余应力表现出相反的趋势, 即 0.9-A 样品的残余应力水平最高, 而 2.0-A 样品的残余应力最低。实际上, 这样的现象与上述内容并不矛盾, 因为轧制变形后, 合金内部的缺陷(空位、位错和层错等)急剧增加, 这会增加合金内部的存储能, 因此在时效处理时, 这些变形储能会驱动合金内部发生回复和再结晶现象, 并且变形储能越大, 驱动力也会越强, 而 2.0-R 样品的变形储能更高, 也就意味着时效过程更容易使得合金内部缺陷密度下降, 同时降低合金的残余应力。

### 3.3 C19400 合金的微观组织

图 3 所示为 C19400 合金轧制态和时效态样品的断口形貌, 可以看出, 所有样品的断口形貌均呈现为典型的韧窝状。此外, 时效态样品的韧窝尺寸整体上趋近于 10  $\mu\text{m}$ , 大于轧制态样品的韧窝尺寸, 更重要的是, 时效态样品的韧窝看起来更深, 而轧制态样品的韧窝表现为小而浅, 并密集分布。一般而言, 可以使用韧窝来粗略判断合金的塑性优劣, 合金的塑性较好, 韧窝则越大且越深。因此, 图 3 所示的现象与图 1 的结果较为吻合, 即时效态合金的塑性优于轧制态合金。图 4 为轧制态和时效态合金的 XRD 图谱, 从中可以看出, 合金内部主要为面心立方结构(face-centered cubic, fcc) 和 体心立方结构(body-centered cubic, bcc), fcc 主要为铜基体, bcc 为  $\alpha$ -Fe 析出相。此外, 所有样品的衍射峰位置并未发生明显的偏移, 但是不同状态的衍射峰强度发生了变化。例如, 0.9-R 样品中的(220)晶面衍射峰最强, 而在 0.9-A 样品中, 最强衍射峰为(200)晶面对应的衍射峰, 这说明不同状态下晶体组织发生了改变, 具体组织细节将在下文讨论。

图 5 给出了初始态(热轧板)合金的反极图(inverse pole figure, IPF) 和 核 平 均 取 向 差 (kernel angle misorientation, KAM) 图, 可以看出, 合金内部的晶粒形态为近等轴态, 几乎观察不到变形晶粒, 这是因为 C19400 合金在热轧过程中伴随着在线固溶过程, 在合金元素固溶到铜基体的过程中, 晶粒也在高温下发生了变化。此外, 图 5a 中的晶粒主要以红色和蓝色为主, 这分别对应于(001)和(111)取向的晶粒。图 5b 中显示合金中绿色区域分布最为广泛, 而蓝色区域仅占少量, 并且图 5c 统计了图 5b 中的 KAM 分布, 可以看出合金的 KAM 最大值为 0.95°, 分布频率( $F$ )为 0.75%。

为进一步揭示初始态合金的微观组织, 对合金进行了微观组织的表征, 如图 6 所示, 给出了(111)、(200) 和 (220) 晶面的极图(pole figure, PF)。可以看出, 初始态合金内部主要以 Copper (112)<111> 织构和 S (123)<634> 织构为主, 这 2 种织构是典型的面心立方轧制织构, 这说明热轧过程中虽然晶粒发生了改变, 但主要是以动态回复为主。此外, 为了更加清晰地识别合金内部的组织, 对合金进行了空间取向分布函数(orientation distribution function, ODF) 的统计, 图 6b 中显示的组织类型与极图

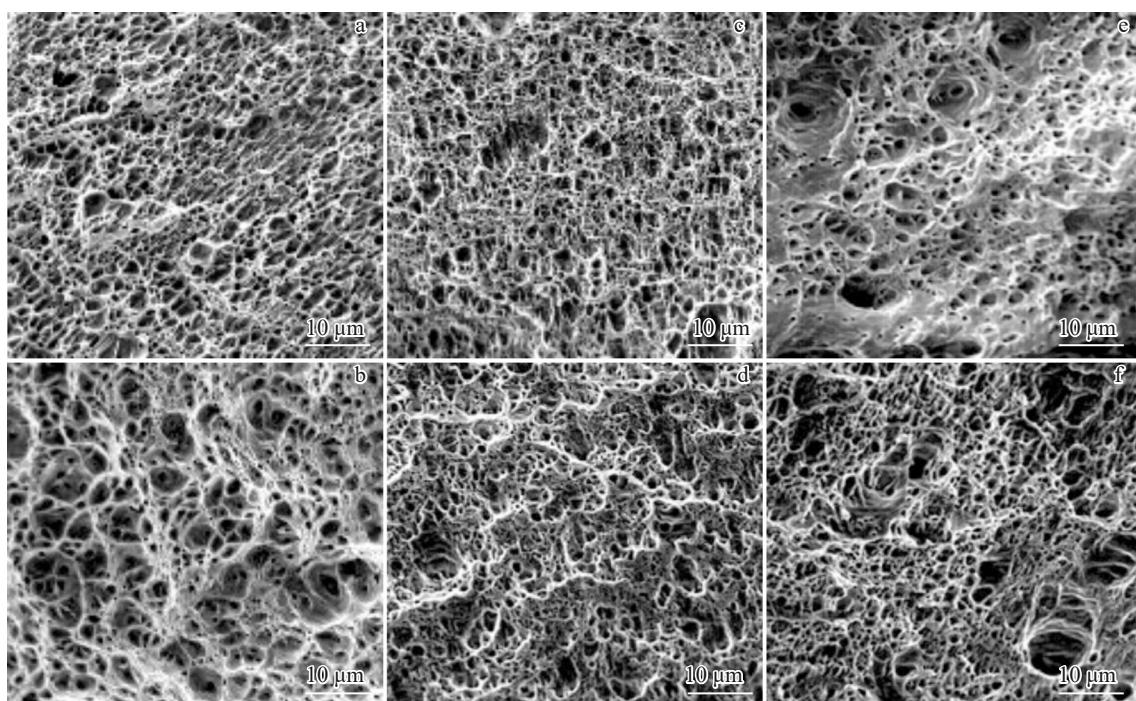


图 3 轧制态和时效态 C19400 合金的拉伸断口形貌

Fig.3 Tensile fracture morphologies of rolled and aged C19400 alloys: (a) 2.0-R, (b) 2.0-A, (c) 0.9-R, (d) 0.9-A, (e) 0.36-R, and (f) 0.36-A

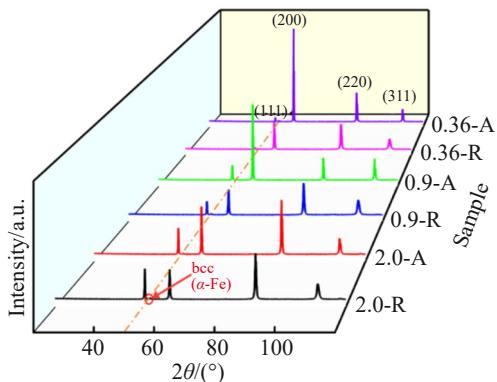


图4 轧制态和时效态样品的XRD图谱

Fig.4 XRD patterns of rolled and aged samples

一致,除了Copper (112)<111>织构和S (123)<634>织构以外,ODF图中还观察到了强度较弱的RD-Cube (012)<100>织构,这说明热轧过程中再结晶Cube (001)<100>织构发生了偏移。在图6b所示的织构分布可以观察到,最强的织构类型为S (123)<634>织构,织构强度高达15.7。

在充分明晰初始态合金内部的微观组织后,对轧制态和时效态样品进行了详细研究。类似地,首先研究了轧制态和时效态样品内部的晶粒大小和取向分布状态。图7为轧制态和时效态样品的IPF图,可以发现,轧制态样品的晶界主要沿着轧制方向扩展,晶粒表现为长条状,并且轧制态合金的晶粒取向主要以(101)为主,尤其是在0.9-R样品内部(如图7c)。在0.36-R样品内部(如图7e),发现了少量细小的等轴晶粒,并且在0.36-R样品内部出现了(111)取向的晶粒分布。然而,在时效态样品内部,晶粒发生了明显的回复和再结晶现象,微观组织主要以大块状的回复晶粒和再结晶的等轴晶粒为主,并且时效态样品的晶粒取向逐渐从(101)转变为(001)和(111)。此外,统计了轧制态和时效态样品的晶粒尺寸,发现轧制态2.0-R、0.9-R和0.36-R合金的平均晶粒尺寸分别为5.5、4.6和4.1  $\mu\text{m}$ ,时效态2.0-A、0.9-A和0.36-A样品的平均晶粒尺寸为5.9、4.7和4.5  $\mu\text{m}$ 。

为了揭示轧制态和时效态样品内部的晶粒取向错配

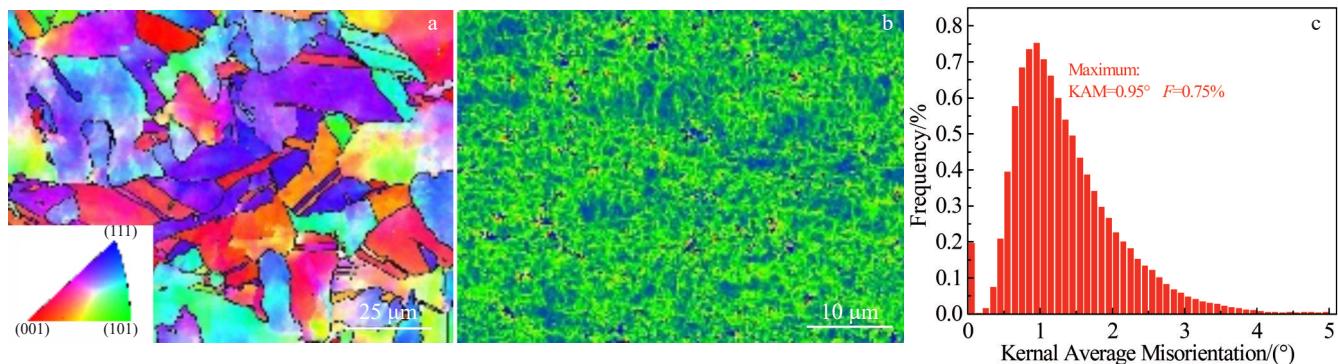


图5 热轧态合金的反极图、KAM图和KAM统计直方图

Fig.5 IPF (a), KAM map (b), and KAM statistical histogram (c) of hot-rolled alloy

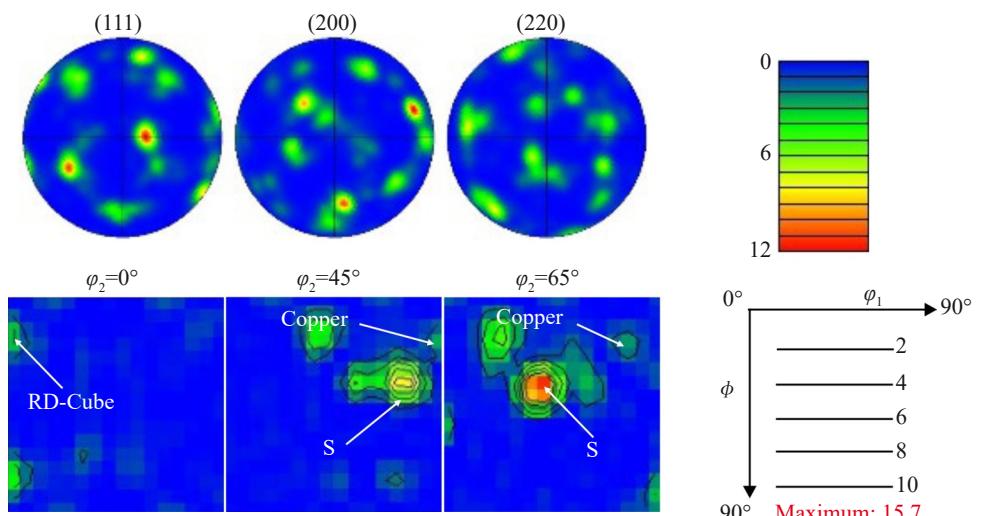


图6 热轧态合金的极图与ODF图

Fig.6 PFs (a) and ODF diagrams (b) of hot-rolled alloy

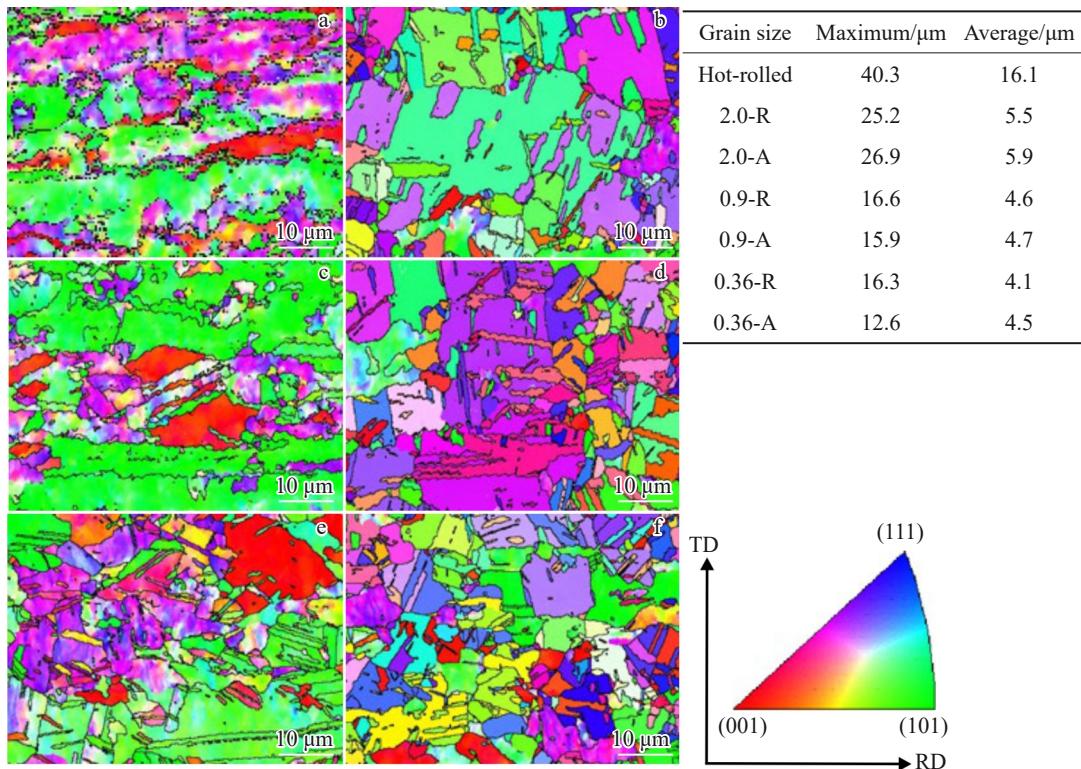


图 7 轧制态和时效态样品的反极图和晶粒尺寸统计

Fig.7 IPFs and grain size statistics of rolled and aged samples: (a) 2.0-R, (b) 2.0-A, (c) 0.9-R, (d) 0.9-A, (e) 0.36-R, and (f) 0.36-A

角的分布情况,图8~图10分别展示了2.0、0.9和0.36 mm厚度样品的KAM图。首先,可以很清晰地发现,轧制态合金的KAM分布图主要被绿色区域所填充(如图8a、9a

和10a),而时效态合金的KAM分布主要以蓝色区域为主(如图8c、9c和10c),这充分证明轧制态合金内部的位错存储能高于时效态,并且KAM也可以反映合金内部

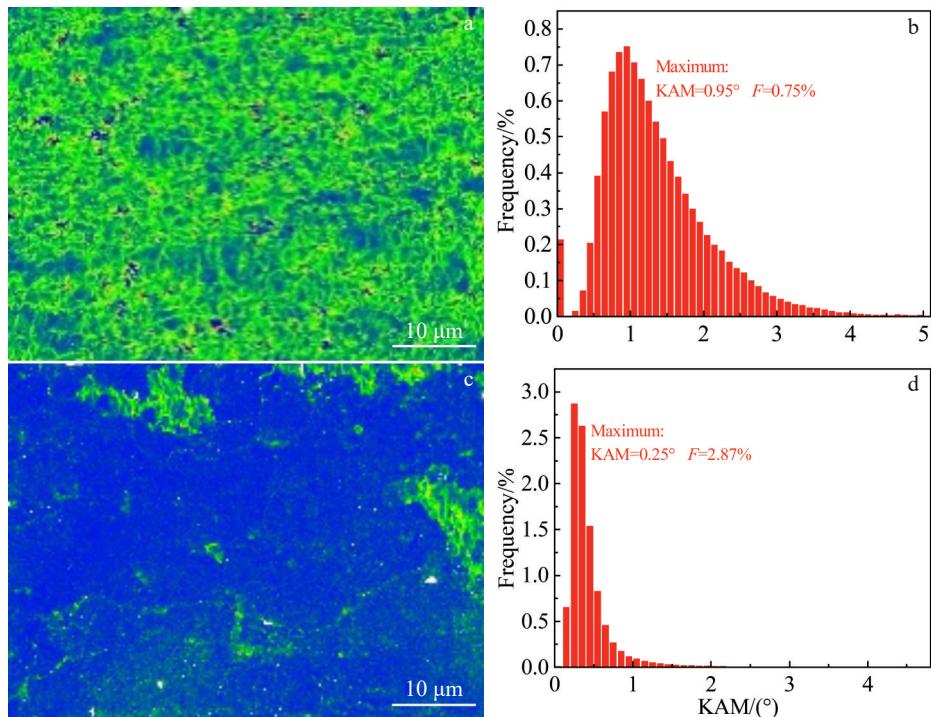


图 8 2.0-R 和 2.0-A 样品 KAM 图和 KAM 统计直方图

Fig.8 KAM maps (a, c) and KAM statistical histograms (b, d) of 2.0-R (a-b) and 2.0-A (c-d) samples

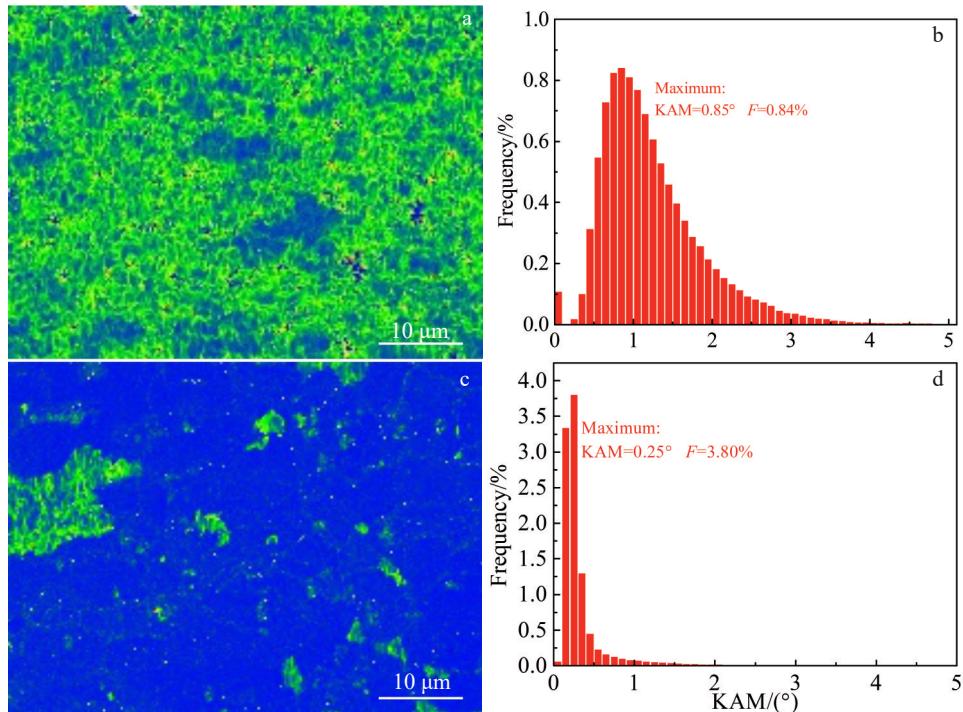


图9 0.9-R 和0.9-A 样品的KAM 图和KAM 统计直方图

Fig.9 KAM maps (a, c) and KAM statistical histograms (b, d) of 0.9-R (a–b) and 0.9-A (c–d) samples

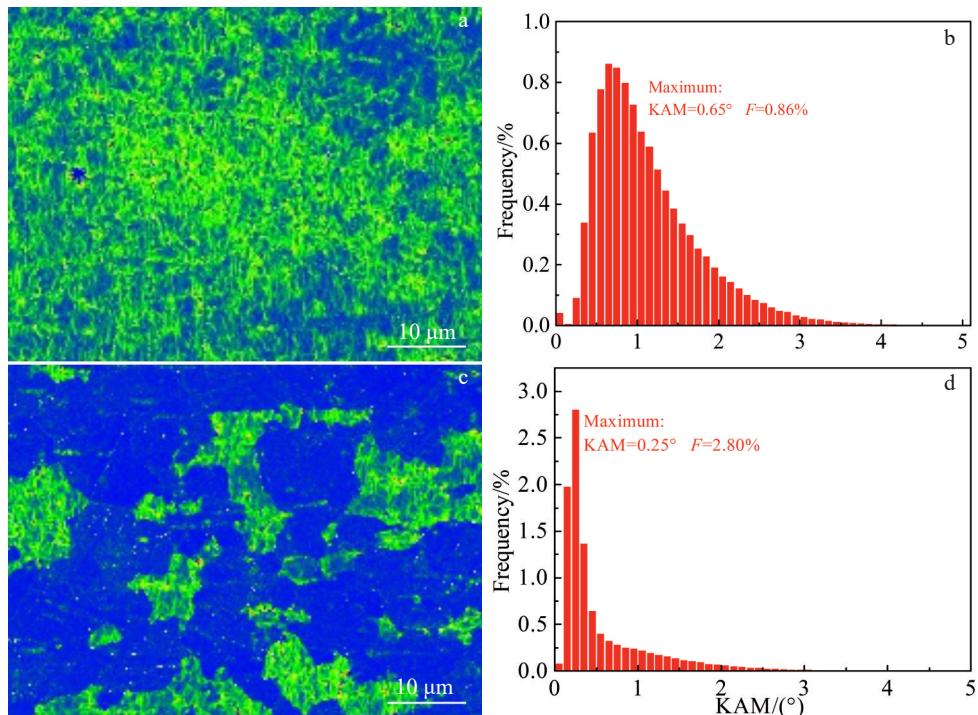


图10 0.36-R 和0.36-A 样品的KAM 图和KAM 统计直方图

Fig.10 KAM maps (a, c) and KAM statistical histograms (b, d) of 0.36-R (a–b) and 0.36-A (c–d) samples

微区的应力状态,能量越高的区域,其微区应力越大,因此,轧制态合金的微区应力更高,这与纳米压痕计算的微观残余应力结果(如图2)完全一致。此外,从统计的KAM柱状直方图中可以观察到,轧制态2.0-R、0.9-R和

0.36-R最大合金的KAM值分别为0.95°、0.85°和0.65°(如图8b、9b和10b),2.0-R样品保持最大值,0.36-R样品为最小值,这与IPF图(如图7)呈现的现象一致,因为在IPF图中观察到了再结晶晶粒,说明0.36-R样品内部可

能发生了动态再结晶过程,这会有效降低 KAM 的存储能量。

此外,时效态 2.0-A、0.9-A 和 0.36-A 样品的最大 KAM 值均为 0.25°(如图 8d、9d 和 10d),但是三者的分布频率却有所差异,2.0-A、0.9-A 和 0.36-A 样品的分布频率为 2.87%、3.80% 和 2.80%,在 KAM 一致的情况下,0.9-A 样品的分布频率最高,这也说明 0.9-A 样品内部的能量分布密度更高于 2.0-A 和 0.36-A 样品。有趣的是,在时效态样品中,0.9-A 样品的微观残余应力最大,这似乎从微观角度解释了残余应力的演变规律,即 KAM 反映的微区存储能量会极大程度影响合金残余应力的演化。

## 4 讨论

### 4.1 C19400 合金微观织构演变对残余应力的影响

织构演变反映的是合金内部晶粒择优取向的变化,织构对合金的各向异性<sup>[24-26]</sup>及力学性能<sup>[27-29]</sup>有着较为严重的影响。例如,Marattukalam 等人<sup>[30]</sup>发现对 AZ61 镁合金进行 8 道次的等通道角挤压之后,合金的屈服应力增加,这主要是由于织构类型转变为(1011)<0111>和(1012)<1210>织构,因此,织构对合金具有重要的作用。事实上,织构也会影响残余应力的发展,Fu 等人<sup>[31]</sup>发现,相比于 Brass (011)<211>织构和再结晶 Cube (001)<100>织构,Copper (112)<111>织构具有较少的滑移系和较低

的施密特因子,因此,Copper (112)<111>织构是一个“较硬”的取向,在塑性变形过程中,Copper (112)<111>织构可能会与周围其它取向的晶粒发生塑性失配,进而导致残余应力的产生。

综上,研究 C19400 合金织构类型的演变对深入理解残余应力具有重要作用。图 11~图 13 分别给出了 2.0、0.9 和 0.36 mm 厚度样品的微观织构演变,可以看出,在 2.0-R 样品内部存在着 Brass (011)<211>、Copper (112)<111> 和 S (123)<634> 型变形织构和较弱的再结晶 Cube (001)<100>织构(如图 11b),Copper (112)<111>织构的强度达到最大值 17.6。然后,对 2.0-A 样品而言,微观织构的类型并未发生改变,但织构的强度发生了明显的转移,最大强度的织构从 2.0-R 样品的 Copper (112)<111> 转变到 S (123)<634> 织构,且最大强度从 17.6 降低至 15.2,这暗示轧制态样品内部晶粒的取向在时效时发生了变化。Lücke 等人<sup>[32]</sup>在研究晶界运动的取向依赖性与再结晶织构的形成的过程中,发现 S (123)<634> 织构与 Cube (001)<100> 织构存在  $40^\circ<111>$  取向关系,这意味着 2.0-R 样品在时效过程中晶粒先从变形 Brass (011)<211> 和 Copper (112)<111> 取向转到 S (123)<634> 取向,然后再转到再结晶 Cube (001)<100> 取向旋转。可能是由于时效温度或时间的缺陷,从而导致 S (123)<634> 取向到再结晶 Cube (001)<100> 取向的过程未能有效发生,故而

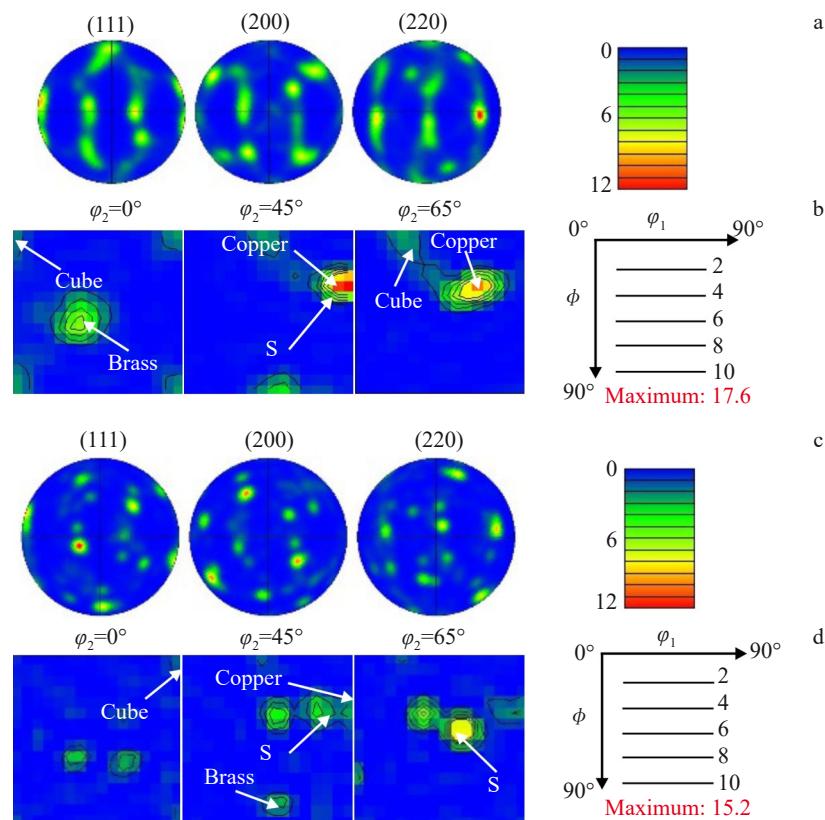


图 11 2.0-R 和 2.0-A 样品的微观极图和 ODF 图

Fig.11 Microscopic PFs (a, c) and ODF diagrams (b, d) of 2.0-R (a-b) and 2.0-A (c-d) samples

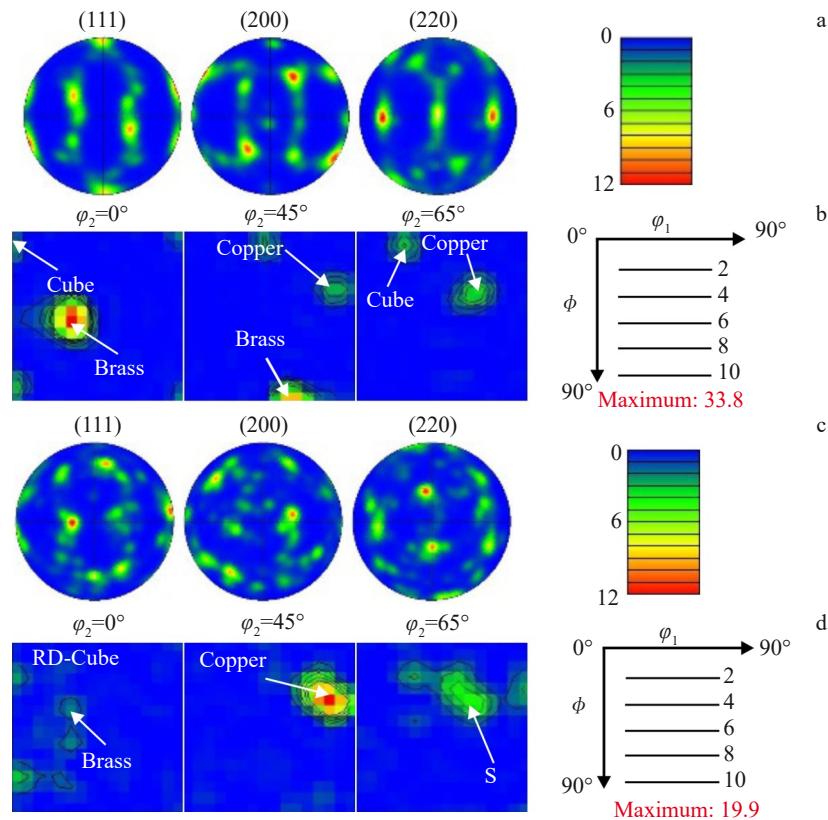


图12 0.9-R和0.9-A样品的微观极图和ODF图

Fig.12 Microscopic PFs (a, c) and ODF diagrams (b, d) of 0.9-R (a-b) and 0.9-A (c-d) samples

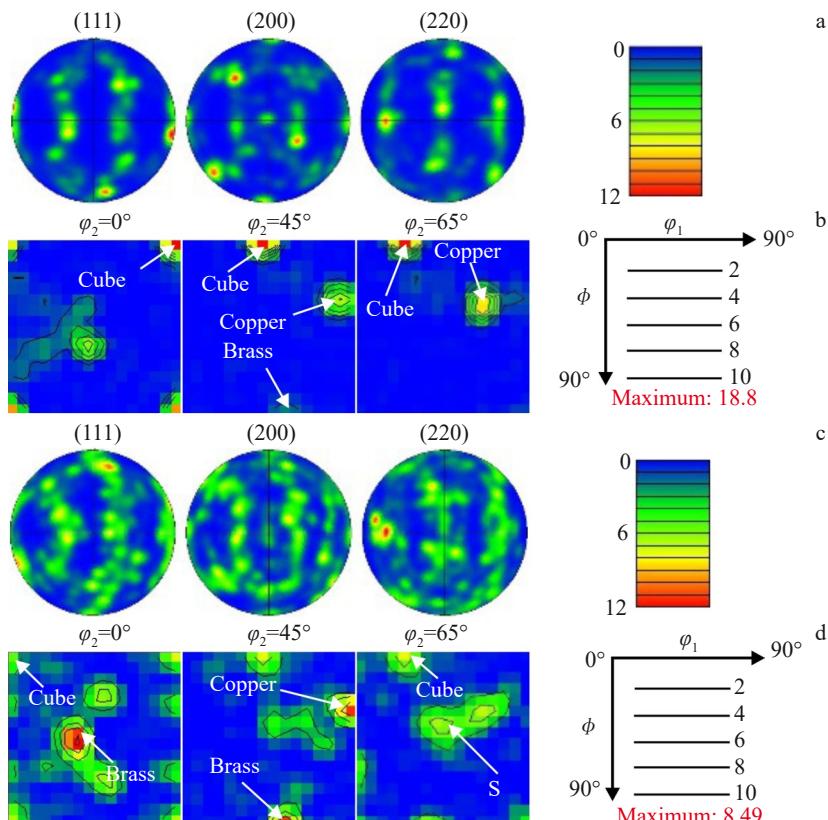


图13 0.36-R和0.36-A样品的微观极图和ODF图

Fig.13 Microscopic PFs (a, c) and ODF diagrams (b, d) of 0.36-R (a-b) and 0.36-A (c-d) samples

使得 2.0-A 样品内部  $S(123)<634>$  取向的强度最高。众所周知,织构反映了合金内部晶粒的择优取向情况。因此,一旦时效温度达到再结晶温度,合金必然会发生再结晶行为,其织构类型也会转变为  $Cube(001)<100>$  织构。同时,织构转变也需要能量,合金在轧制变形过程中,产生了大量的缺陷,比如位错,并且随着轧制变形的增加,位错存储能量增加,而变形织构  $Copper(112)<111>$  和  $S(123)<634>$  的产生可能与位错存储能有关。而在时效过程中,由于温度产生的热激活效应,位错发生回复,导致最强织构从  $Copper(112)<111>$  转变到  $S(123)<634>$  织构。

实际上,这与前文的 IPF 图(如图 7b)一致,因为在 2.0-A 样品中并未观察到完全再结晶现象。值得注意的是,2.0-R 样品中的  $Copper(112)<111>$  织构强度最高,而在轧制态样品中,2.0-R 样品的微观残余应力值也最大(如图 2),这似乎说明  $Copper(112)<111>$  织构的存在会导致残余应力的发生,正如 Fu 等人<sup>[31]</sup>所得出的结论, C19400 合金在轧制过程中发生了严重的塑性变形,这可能会导致  $Copper(112)<111>$  取向晶粒与周围晶粒发生较大的塑性失配,进而产生残余应力,并且,在 2.0-A 样品中,  $Copper(112)<111>$  织构减弱,且 2.0-A 样品的微观残余应力也明显下降。有趣的是,在初始态(热轧板)合金的 ODF 图中发现,初始态合金中  $Copper(112)<111>$  织构极其微弱,而  $S(123)<634>$  织构占据主导,强度高达 15.7,且 2.0 mm 样品从初始态合金冷轧得到,因此,在塑性变形过程中,  $Copper(112)<111>$  织构的存在促进了残余应力的产生。

图 12 为 0.9 mm 样品的微观织构分布情况,可以观察到,0.9-R 样品内部的织构类型为  $Brass(011)<211>$ 、 $Copper(112)<111>$  和  $Cube(001)<100>$  织构,而  $S(123)<634>$  织构极其微弱,甚至可以忽略,这与 2.0-A 样品内部  $S(123)<634>$  织构强度最大的结果截然相反。并且 0.9-R 样品织构强度最大的是  $Brass(011)<211>$  织构,高达 33.8。这说明在 2.0-A 样品冷轧到 0.9-R 样品的过程中,  $S(123)<634>$  织构转变为包含  $Brass(011)<211>$  织构在内的其它类型织构,这个现象不足为奇。Wang 等人<sup>[33]</sup>认为从一种织构向另一种织构的转变通常伴随着初始织构的分解与弱化,进而导致其它织构强度的增加。并且,从上文分析可以看出,  $S(123)<634>$  织构属于一种中间态织构类型,它更倾向于向再结晶  $Cube(001)<100>$  织构转变,这可以从后续的 0.9-A 样品(如图 12d)中得到证实。从 0.9-A 样品中可以观察到,除了再结晶  $Cube(001)<100>$  织构向 RD 方向旋转为 RD-Cube(012)<100> 织构以外,微观织构的类型并没有发生明显改变。比较明显的是,  $Brass(011)<211>$  织构的强度急剧下降到 4.3,  $Copper(112)<111>$  织构发展为最强织构,织构强度为 19.9。此外,  $S(123)<634>$  织构的强度明显增加,织构强

度为 9.7,这证实了  $S(123)<634>$  织构更加倾向存在于时效态样品内部,因为在时效期间,  $S(123)<634>$  更有利于向  $Cube(001)<100>$  织构旋转。

值得注意的是,在 0.9-A 样品内部的  $Copper(112)<111>$  织构强度更高于 0.9-R 样品,而 0.9-A 样品的残余应力小于 0.9-R 样品,这似乎与上文分析结果相矛盾。实际上,  $Copper(112)<111>$  织构依旧会影响残余应力的发展,因为这里忽略了一个比较重要的现象,即 C19400 合金在时效过程中会有析出相的产生,包括  $\alpha$ -Fe 和  $Fe_3P$  粒子<sup>[34-35]</sup> 等,因此,这些析出相会与位错相互作用,虽然会对提高合金的强度产生一定的贡献,但是由于析出相与位错的缠结与堆积,会阻碍晶界的移动和扩展,进而给晶粒取向的变化增加阻碍。相比于 2.0 mm 样品,0.9-A 样品内部的析出相会更多,这会增加合金内部的形核位点与形核能量,因此,0.9-A 样品内部位错与析出相的相互作用可能更为严重,从而影响织构类型的转变。

此外,当位错被析出相“钉扎”后,位错不容易发生滑移,同时,析出相的存在也会影响晶界的移动,且  $Copper(112)<111>$  织构具有较少的滑移系和较低的施密特因子,因此,在众多因素的影响下,0.9-A 内部可能容易产生  $Copper(112)<111>$  织构。然而,值得注意的是,相比于 2.0-A 样品,0.9-A 样品的  $Copper(112)<111>$  织构和残余应力值更大,这说明  $Copper(112)<111>$  织构和残余应力值的变化是一致的,这主要由于 2.0-A 和 0.9-A 样品的状态相同,都经过时效处理,二者内部都存在析出相,因此可以同时忽略析出相对织构的影响。综上,析出相与位错的作用可能会控制织构类型的转变,但并不会改变  $Copper(112)<111>$  织构对残余应力的影响。

图 13 显示了 0.36-R 和 0.36-A 样品的微观织构,与 2.0 和 0.9 mm 不同,0.36 mm 样品中检测到了典型的  $Cube(001)<100>$  织构。在 0.36-R 样品中,织构类型仍然为  $Brass(011)<211>$ 、 $Copper(112)<111>$ 、 $S(123)<634>$  和  $Cube(001)<100>$  织构,其中,  $Cube(001)<100>$  织构强度最大,为 18.8,并且  $Copper(112)<111>$  织构的强度达到 12.7,而  $S(123)<634>$  织构的强度最弱,这个结果与上文所述 2.0 和 0.9 mm 样品一致,即  $S(123)<634>$  织构更易在时效态样品中发挥作用。在 0.36-A 样品中,织构类型并未发生改变,织构强度发生了变化,  $Brass(011)<211>$  织构的强度达到最大,为 8.49。

值得注意的是,在所有时效态样品中,  $Brass(011)<211>$ 、 $Copper(112)<111>$  和  $S(123)<634>$  型变形织构并未完全消失,这说明时效过程中并未发生完全再结晶,而是以回复和部分再结晶为主导。再者,通过进一步分析发现,在轧制态中,  $Copper(112)<111>$  织构的强度由大到小分别为 2.0-R、0.36-R 和 0.9-R,而时效态中由大到小的顺序为 0.9-A、0.36-A 和 2.0-A,这与图 2d 中微观残余应力的变化

趋势是一致的,即Copper (112)<111>织构会控制C19400合金微观残余应力的演变。最后,表1给出了轧制态和时效态样品中微观织构的体积分数,可以发现,轧制态2.0-R、0.9-R和0.36-R样品中Copper (112)<111>织构的体积分数为14%、5.25%和10.7%;时效态2.0-A、0.9-A和0.36-A样品中Copper (112)<111>织构的体积分数为3.72%、19.8%和6.47%,Copper (112)<111>织构体积分数的变化与图2d中微观残余应力的变化趋势也一致。综上,对C19400合金而言,Copper (112)<111>织构控制着

合金微观残余应力的演化,这主要由于Copper (112)<111>织构滑移系较少,并会与周围其它取向晶粒发生塑性失配,进而导致残余应力的产生。

#### 4.2 C19400合金宏观织构演变对残余应力的影响

微观织构由于包含的区域面积较少,因此只能反映C19400合金局部的织构演变规律。因此,为了揭示宏观方向的织构演变情况,图14~图16分别给出了2.0、0.9和0.36 mm厚度样品的宏观织构分布情况。可以看出,2.0、0.9和0.36 mm合金内部呈现出相同的织构类型,即Brass

表1 轧制态和时效态样品的织构体积分数

Table 1 Texture volume fraction of rolled and aged samples (vol%)

Sample	2.0-R	2.0-A	0.9-R	0.9-A	0.36-R	0.36-A
Micro texture	Brass	8.71	0.70	33.50	2.88	5.74
	Copper	14.00	3.72	5.25	19.80	10.70
	S	22.00	29.20	18.50	13.30	15.60
	Cube	2.07	1.27	3.79	0.65	9.29
Micro texture	Brass	14.19	11.82	9.22	6.82	9.72
	Copper	12.99	9.29	7.98	6.06	5.03
	S	14.71	10.85	11.49	9.21	9.78
	Cube	4.86	8.73	8.53	9.45	11.59
0.36-A						

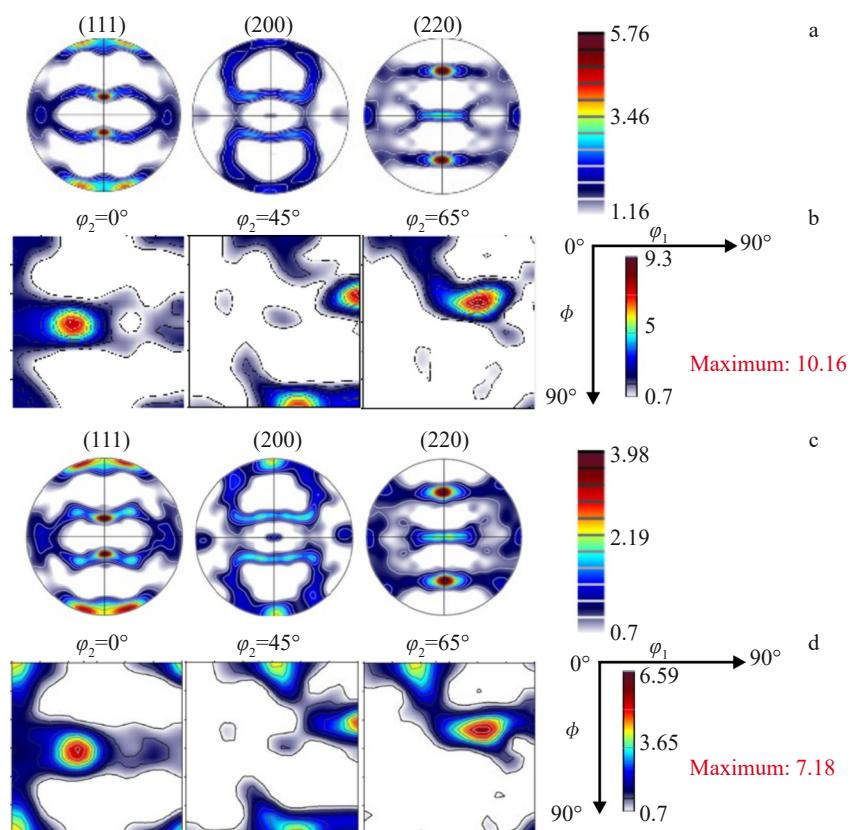


图14 2.0-R和2.0-A样品的宏观极图和ODF图

Fig.14 Macroscopic pole figures (a, c) and ODF diagrams (b, d) of samples 2.0-R (a-b) and 2.0-A (c-d)

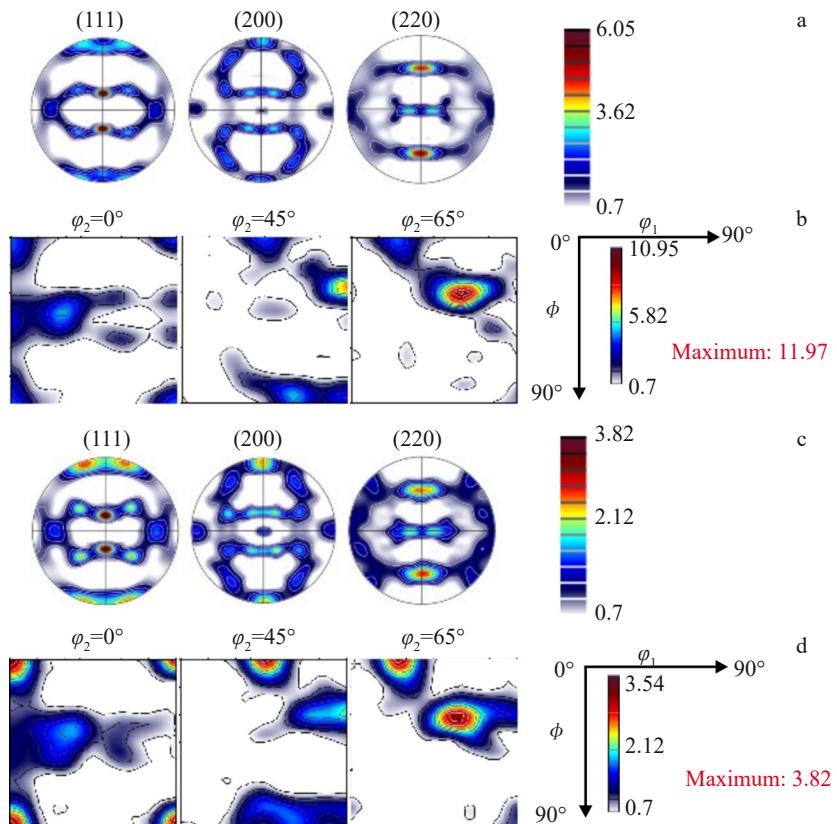


图 15 0.9-R 和 0.9-A 样品的宏观极图和 ODF 图

Fig.15 Macroscopic PFs (a, c) and ODF diagrams (b, d) of 0.9-R (a-b) and 0.9-A (c-d) samples

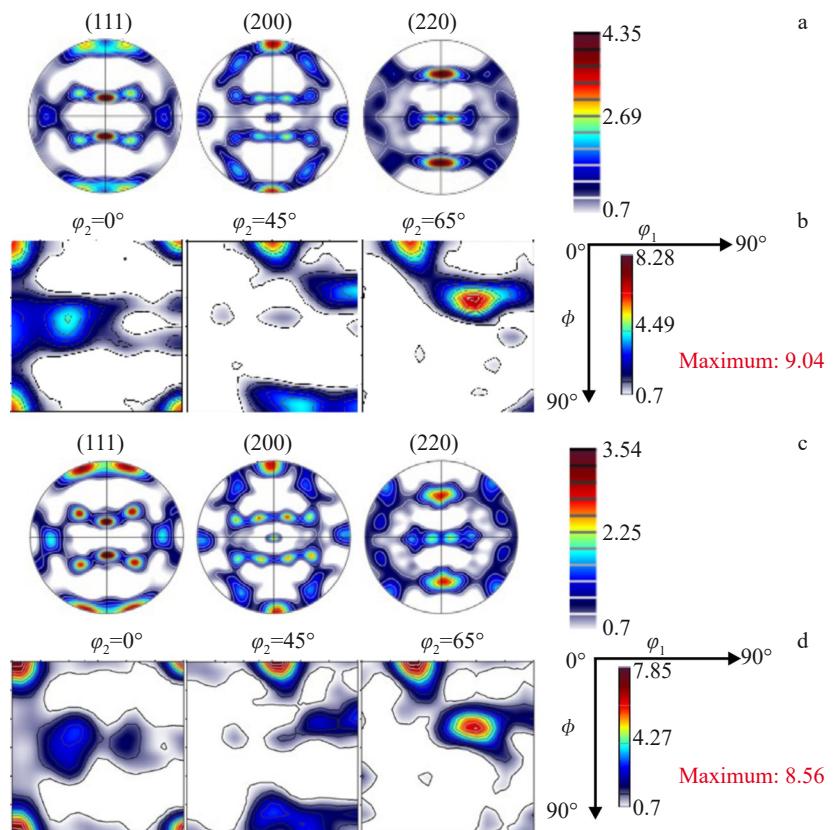


图 16 0.36-R 和 0.36-A 样品的宏观极图和 ODF 图

Fig.16 Macroscopic PFs (a, c) and ODF diagrams (b, d) of 0.36-R (a-b) and 0.36-A (c-d) samples

(011)<211>、Copper (112)<111>、S (123)<634>和Cube (001)<100>织构,这与微观织构呈现的结果一致。此外,对于2.0-R样品,Copper (112)<111>织构显示出最高的强度,为10.16,2.0-A样品的最强织构类型也为Copper (112)<111>织构,不过其织构强度下降为7.18。并且,从图14d中对应能量分布条可以看出,2.0-A样品中Cube (001)<100>织构的强度也显著增加,这与微观织构的情况相反,这是由于宏观织构所代表的整个样品的织构情况,而微观织构只反映局部区域的演变规律,类似的结果被发现在冷轧F138不锈钢中<sup>[36]</sup>。

图15中0.9 mm样品展示的宏观织构趋势与2.0 mm样品一致,即织构类型为Brass (011)<211>、Copper (112)<111>、S (123)<634>和Cube (001)<100>织构,并且在0.9-R样品中的最强织构为Copper (112)<111>,强度值为11.97,而0.9-A样品的最强Copper (112)<111>的强度下降至3.82,并且再结晶Cube (001)<100>织构的强度增加到3.54。在0.36 mm样品中,0.36-R样品的最强宏观织构为Copper (112)<111>,强度为9.04,而0.36-A样品的最强织构类型转变为再结晶Cube (001)<100>织构,强度达到8.56。

很显然,轧制态样品中Copper (112)<111>强度均高于时效态样品,这与图2b中宏观残余应力的变化趋势一致,即轧制态样品的宏观残余应力大于时效态样品,这说明Copper (112)<111>织构的确控制着残余应力的发展。本研究进一步量化了宏观织构的体积分数,如表1所示,可以看出,轧制态2.0-R、0.9-R和0.36-R样品中Copper (112)<111>织构的体积分数为12.99%、7.98%和5.03%,时效态2.0-A、0.9-A和0.36-A样品中Copper (112)<111>织构的体积分数为9.29%、6.06%和5.28%,轧制态合金Copper (112)<111>织构的体积分数并没有全部大于时效态样品,这可能归因于2个原因:首先,与微观织构不同,宏观织构测试的范围较大,且轧制态合金内部缺陷较多,位错缠结较为严重,导致有些微区应力较大,因此由于测试精度的缺陷,这可能会忽略应力较大的区域,这些区域可能存在Copper (112)<111>织构;其次,宏观方向的再结晶现象更为明显,这可能会减弱Copper (112)<111>织构的体积分数,因为从表1的织构体积分数可以看出,宏观织构中再结晶Cube (001)<100>织构的体积分数更大于微观织构。但是,从织构强度层面,宏观织构与微观织构保持一致,即轧制态Copper (112)<111>织构的强度更大于时效态样品。总之,对C19400合金而言,相比于其他类型织构,Copper (112)<111>织构可能更有利于残余应力的产生。

## 5 结 论

1) 轧制态2.0-R、0.9-R和0.36-R样品的抗拉强度分

别为546、525和420 MPa,延伸率分别为11.2%、5%和2.5%,而时效态2.0-A、0.9-A和0.36-A样品的抗拉强度分别为419、373和284 MPa,延伸率分别为28%、17%和15%,轧制态合金的强度均高于时效态,这主要归因于轧制变形后,合金内部缺陷密度增加,阻碍位错滑移的进行。并且,所有样品的拉伸断口形貌均为韧窝状,且时效态样品的韧窝更大更深。

2) C19400合金的宏观残余应力存在拉应力和压应力,微观残余应力均呈现压应力,此外宏观与微观残余应力的绝对值呈现出一致的变化趋势,即轧制态合金的残余应力绝对值大于时效态合金。并且,轧制态合金的KAM值大于时效态合金,证明了轧制变形引入的位错存储能量是残余应力产生的原因之一。

3) 轧制态和时效态合金的微观织构与宏观织构类型保持一致,均为Brass (011)<211>、Copper (112)<111>、S (123)<634>和再结晶Cube (001)<100>织构,Copper (112)<111>织构的强度、体积分数与残余应力的演变趋势一致,说明Copper (112)<111>织构控制着残余应力的发展,这从晶粒取向角度揭示了残余应力演变的机理,即Copper (112)<111>织构滑移系较少,施密特因子较低,因此其易于周围其它取向的晶粒发生塑性失配现象,导致残余应力的产生。

## 参 考 文 献

## References

- [1] Wang M, Jiang Y B, Li Z et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 801: 140379
- [2] Zhang P, Lei Q, Yuan X et al. *Materials Today Communications*[J], 2020, 25: 101353
- [3] Zhang K, Yang J J, Li J Y et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2021, 851: 156776
- [4] Dong Q Y, Wang M P, Shen L N et al. *Materials Characterization*[J], 2015, 105: 129
- [5] Fujimura Y, Matsui T, Semboshi S et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2016, 682: 805
- [6] Liu D M, Yin C S, Hua Y H et al. *Rare Metals*[J], 2022, 42: 64
- [7] Liao W N, Yang H Q, Yi C et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2022, 833: 142577
- [8] Sun X L, Jie J C, Wang T M et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2021, 809: 140521
- [9] Kapoor G, Kvackaj T, Heczel A et al. *Materials*[J], 2020, 13(10): 2241
- [10] Huang G J, Xie S S, Cheng L. *AIP Conference Proceedings*[J], 2010, 1252: 515
- [11] Dong Qiyi(董琦祎), Shen Leinuo(申镭诺), Cao Feng(曹峰) et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2014, 50(10): 1224
- [12] Cao H, Min J Y, Wu S D et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2006, 431(1-2): 86
- [13] Mehner T, Bauer A, Härtel S et al. *Finite Elements in Analysis and Design*[J], 2018, 144: 76

- [14] Sun Y, Luzin V, Daniel W J T et al. *Measurement*[J], 2017, 100: 26
- [15] Park S J, Muraishi S. *Mechanics of Materials*[J], 2021, 157: 103841
- [16] Su J H, Liu P, Dong Q M et al. *Solid State Phenomena*[J], 2006, 118: 393
- [17] Wan Y, Jiang W C, Song M et al. *Materials & Design*[J], 2019, 181: 108086
- [18] Vayrette R, Rivero C, Blayac S et al. *Materials Science Forum*[J], 2011, 681: 139
- [19] Zhu L N, Xu B S, Wang H D et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 536: 98
- [20] Tang W, Deng L J, Xu K W et al. *Surface and Coatings Technology*[J], 2007, 201(12): 5944
- [21] Cao T, Su P, Xu Z et al. *Journal of Materials Science*[J], 2023, 58: 5884
- [22] Bolshakov A, Pharr G M. *Journal of Materials Research*[J], 1998, 13: 1049
- [23] Wang Y D, Peng R L, Wang X L et al. *Acta Materialia*[J], 2002, 50: 1717
- [24] Liu E, Huang Z C, Zheng J G et al. *Applied Physics Letters*[J], 2015, 107(17): 172403
- [25] Kunze K, Etter T, Grässlin J et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2015, 620: 213
- [26] Wenk H R, Houtte P V. *Reports on Progress in Physics*[J], 2004, 67(8): 1367
- [27] Liu D, Liu Z Y, Wang E. *Materials Science and Engineering A*[J], 2014, 612: 208
- [28] Nafisi S, Arafat M A, Collins L et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2012, 531: 2
- [29] Wang L F, Mostaed E, Cao X Q et al. *Materials & Design*[J], 2016, 89: 1
- [30] Marattukalam J J, Karlsson D, Pacheco V et al. *Materials & Design*[J], 2020, 193: 108852
- [31] Fu H D, Xu S, Li W et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2017, 700: 107
- [32] Lücke K. *Canadian Metallurgical Quarterly*[J], 2013, 13(1): 261
- [33] Wang Y L, Yang F Z, Ren L P et al. *Metals*[J], 2022, 12(2): 260
- [34] Yang J, Bu K, Zhou Y et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2023, 941: 168705
- [35] Zhou Y J, Yang J Z, Song K X et al. *Journal of Materials Science*[J], 2022, 57(44): 20815
- [36] de Vincentis N S, Avalos M C, Benatti E A et al. *Materials Characterization*[J], 2017, 123: 137

## Microstructure, Mechanical Properties, and Residual Stress of Lead Frame C19400 Alloy

Guo Yuhui<sup>1</sup>, Cao Taifeng<sup>1</sup>, Wang Shaohua<sup>2</sup>, Qiao Junwei<sup>1</sup>

(1. College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, China)

(2. Taiyuan Jinxi Chunlei Copper Company Limited, Taiyuan 030024, China)

**Abstract:** The mechanical properties, microstructure, and residual stress of the cold-rolled and aged samples of C19400 alloy were systematically studied. The results show that the maximum tensile strength of the rolled alloy can reach 546 MPa. In addition, the results of both macroscopic and microscopic residual stress show that the residual stress of the rolled alloy is higher, indicating that residual stress is mainly generated during the nonuniform cold rolling plastic deformation process. This is verified in the kernel angle misorientation (KAM) distribution map, because the KAM value of the rolled alloy is higher than that of the aged alloy. At the same time, the evolution of macroscopic and microscopic textures in C19400 alloy was revealed. The results show that the texture types in both rolled and aged alloys are Brass (011)<211>, Copper (112)<111>, and S (123)<634> deformation textures as well as recrystallized Cube (001)<100> textures. And the intensity and volume fraction changes of Copper (112)<111> textures are consistent with those of residual stress, which indicates that the presence of Copper (112)<111> texture is more conducive to the generation of residual stress.

**Key words:** lead frame; C19400 alloy; residual stress; texture

Corresponding author: Qiao Junwei, Ph. D., Professor, College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: qiaojunwei@tyut.edu.cn; Cao Taifeng, Master, College of Materials Science and Engineering, Taiyuan University of Technology, Taiyuan 030024, P. R. China, E-mail: ctfeng0222@163.com