

# 金属铍静态再结晶行为

许德美<sup>1</sup>, 李美岁<sup>2</sup>, 代彦明<sup>2</sup>, 叶树鹏<sup>2,3</sup>, 何力军<sup>3</sup>, 李峰<sup>2</sup>

- (1. 北方民族大学 材料科学与工程学院 粉体材料与特种陶瓷省部共建重点实验室 工业废弃物循环利用及先进材料国际科技合作基地, 宁夏 银川 750021)  
(2. 西北稀有金属材料研究院宁夏有限公司 稀有金属特种材料国家重点实验室, 宁夏 石嘴山 753000)  
(3. 宁夏大学 宁夏光伏材料重点实验室, 宁夏 银川 750021)

**摘要:** 通过热压缩和真空退火实验研究了金属铍低温形变 (应变温度 350 °C, 应变速率  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , 应变量 30%) 后在 680~880 °C 温度区间退火组织演变规律。结果表明: 金属铍具有独特的静态再结晶行为, 再结晶晶粒首先在  $\{10\bar{1}2\} < 10\bar{1}\bar{1} >$  拉伸孪晶界处形核, 机理为应变诱导的孪晶界弓出形核。晶界“弓出”形核落后于孪晶界“弓出”形核的原因是 BeO 杂质对原始晶粒晶界钉扎, 阻碍了其界面的迁移。孪晶界和原始晶粒晶界“弓出”形核是金属铍主要的形核方式, 晶内直接形核和杂质处形核是其次要的形核方式。低温形变铍在 680~880 °C 内退火均能够获得晶粒细化的完全再结晶组织, 且没有再结晶组织形成。金属铍的再结晶晶粒不易长大, 原因也是由于 BeO 杂质对晶界迁移的钉扎作用。在 680, 730, 780, 830 和 880 °C 退火, 完成再结晶时间分别大约为 2160, 180, 20, 5 和 4 min。金属铍 350 °C 下压缩发生  $\{0001\}$  基面滑移和  $\{10\bar{1}2\}$  类孪晶变形, 形变机理与室温相同, 没有随温度升高而发生改变, 仍保持金属铍特有的反常变形行为。

**关键词:** 金属铍; 静态再结晶; 孪晶界; 弓出形核; BeO 杂质

**中图分类号:** TG146.24

**文献标识码:** A

**文章编号:** 1002-185X(2022)08-2971-08

铍属稀有轻金属, 密度低, 刚度大, 在要求质量轻、高尺寸稳定性的领域铍是最理想的结构材料。并且, 铍的核、热、光、声等物理性能十分优异, 在武器、核能、红外光学系统和高能物理等领域占有相当重要的地位, 铍更是一种关键的功能材料<sup>[1-4]</sup>。但铍  $c/a$  小, 仅为 1.568, 是所有密排六方晶体中最小的, 且滑移系少塑性低, 难以冷热加工成形, 因此铍产品主要采用粉末冶金成形-机加工的方法生产。而铍对微裂纹十分敏感, 易在机加工过程中突然断裂, 这造成了其生产成本十分高昂。因此, 开发铍压力加工技术降低其成本一直以来都是各国铍产业发展的重要目标之一。

但由于缺乏对金属铍再结晶行为的认识, 我国铍压力加工技术迟迟未能突破, 目前仅能够实现铍轧制生产, 并且道次之间退火获得的往往是未完全再结晶组织, 造成我国铍材轧制产品一直处于低端水平。国际上有关金属铍形变后组织软化行为的报道集中在 20 世纪 80 年代以前, 主要研究再结晶退火温度铍材力学性能的影响上<sup>[5-7]</sup>。Werkema 认为再结晶过程 (0002) 变形组织有一定变化, 但柱面  $\{10\bar{1}0\}$  变形组织

变化很小<sup>[7]</sup>, Cross 则认为再结晶过程铍没有趋势形成退火组织<sup>[8]</sup>。Webster 等研究发现随着 BeO 杂质的提高, 铍的再结晶温度提高<sup>[9]</sup>。Kornienko 等计算了静水挤压铍、拉拔线材和超细晶铍的再结晶激活能<sup>[10-12]</sup>。但这些研究远未能形成对铍再结晶机理的认识。

本实验将研究金属铍在 350 °C 低温形变后退火组织演变规律, 探讨金属铍静态再结晶机理和晶粒长大行为, 以及退火温度对金属铍再结晶的影响。

## 1 实验

实验材料选用工业纯粉末冶金热压铍锭, 其化学成分为 (质量分数, %): BeO 0.74, O 0.75, C 0.021, Be<sub>2</sub>C 0.012, Fe 0.12, Si 0.010, Mg 0.0032, Co 0.0014, Mn 0.0028, Ni 0.0032, Al 0.0078, Cr 0.0010, Pb 0.00032, 余量 Be。

将实验材料加工成  $\Phi 8 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$  试样, 在 Instron5582 型万能材料试验机上进行等温恒速率热压缩实验。金属铍的塑性随温度变化有 2 个高峰区, 第 1 个在 400 °C 左右, 第 2 个在 750 °C 左右<sup>[13]</sup>。目前我

收稿日期: 2021-08-31

基金项目: 国家自然科学基金 (51874246); 宁夏自然科学基金 (2018AAC03225)

作者简介: 许德美, 女, 1973 年生, 教授, 北方民族大学材料科学与工程学院, 宁夏 银川 750021, E-mail: xdm@nmu.edu.cn

国金属铍轧制温度位于铍第 2 个塑性高峰区。本实验选择的热变形温度为 350 °C，位于铍第 1 个延性高峰温度区间。热变形工艺如下：试样以 10 °C/min 的速率升温至 350 °C，保温 15 min，应变速率  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ ，应变量 30%，热压缩实验结束后空冷。热压缩完试样真空封装后直接放入升温完毕的加热炉中进行退火试验，退火温度分别为 680、730、780、830 和 880 °C，退火时间：2~2160 min，退火实验完成后立即冰水淬火保存高温组织。

淬火后试样沿纵向切开，研磨抛光后利用 DM15000 型金相显微镜偏光观察样品几何中心区域的显微组织，计算平均晶粒尺寸。在 Supra55 型扫描电镜上，利用 X-Max 80mm<sup>2</sup> 型 EBSD 分析样品晶体学取向关系。

## 2 结果与讨论

### 2.1 金属铍的静态再结晶形核机理及组织演化

变形前后金属铍的金相组织如图 1 所示。从图 1 可知，变形前热压铍锭为等轴晶，平均晶粒尺寸为 7.6  $\mu\text{m}$ ，见图 1a。压缩应变 30%后，晶粒伸长，并含有大量形变孪晶，见图 1b。

图 2 是压缩应变 30%的金属铍在 780 °C 退火不同时间的显微组织。从图 2 可知，退火 2 min 组织（图 2a）与形变组织（图 1b）没有差别，晶粒仍保持拉长状态，孪晶也没有减少，处于再结晶孕育期。退火 2.5 min 组织（图 2b）中孪晶仍未见明显减少，但孪晶界开始变得凸凹不平，如图 2b 中箭头所示，表明再结晶开始，同时也表明金属铍的再结晶首先发生在孪晶界处。退火 3.5 min 组织（图 2c）中，孪晶界明显弯曲，如图 2c 椭圆 A 中箭头所示。同时晶界开始弓出，如图 2c 椭圆 B 箭头所示。退火 5 min 组织（图 2d）中可以观察到大量的再结晶晶核，孪晶基本消失，大多数晶界

都变得弯曲，晶粒大多仍处于拉长状态。另外，退火 5 min 组织中能够观察到很多晶内形核的再结晶晶粒，这些晶内形成再结晶晶粒大多附近有杂质存在，如图 2d 椭圆 D 箭头所示，少数是直接在晶内形成再结晶晶核，如图 2d 椭圆 C 箭头所示。退火 7.5 min 组织（图 2e）中变形晶粒基本被再结晶晶粒所取代，但很多晶粒仍保持拉长状态。退火 10 min 组织（图 2e）中只有极少数伸长晶粒。退火 20 min 组织（图 2f）中，已观察不到拉长晶粒，标志着再结晶过程基本结束，此时平均晶粒尺寸为 5.7  $\mu\text{m}$ ，小于原料晶粒尺寸 7.6  $\mu\text{m}$ 。

一般认为，再结晶新晶粒是由回复产生的亚晶发展而来。再结晶的驱动力是变形储能，这个驱动力很小，不大可能供应形成大能量高角晶界的新晶粒的需要，亚晶要想长大至少有一部分界面易于迁移。因此，新晶粒通常出现在具有大的取向差的地区，如原晶界，过渡带，切变带以及接近大夹杂物的地区。在退火 3.5 min 的组织中，铍晶界弓出十分明显，是铍静态再结晶主要形核机制，如图 2c 椭圆 B 箭头所示。另外，随着退火时间增加 5 min，金属铍的退火组织中也可见杂质颗粒刺激再结晶晶粒形核，如图 2d 椭圆 D 箭头所示，以及再结晶晶粒在晶粒内部直接形核，如图 2d 椭圆 C 箭头所示。这 3 种形核机制均为金属再结晶常见形核机制，且晶内再结晶晶核也晚于晶界处的再结晶晶核，这些现象均符合金属静态再结晶规律，这里不再探讨。但值得探讨的是，孪晶界先于晶界成为再结晶晶粒优先形核地点。

对于密排六方金属而言，滑移系少，很多条件下难以满足 Von Mises 准则，因此孪生就成为协调密排六方金属变形的重要机制。镁合金、钛合金的研究均表明，孪晶界阻碍位错运动，孪晶界处产生大量位错堆积，特别是孪晶界的相互交叉导致材料的急剧加工硬化，使孪晶片层具有较高的储存能，发生再结晶时，

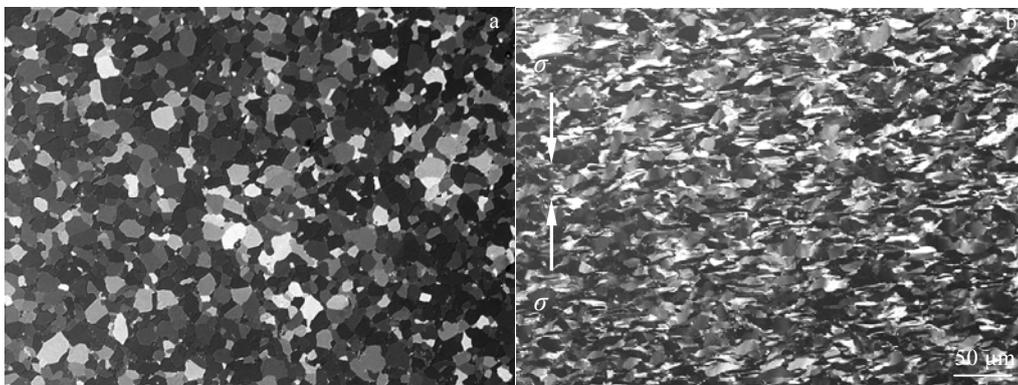


图 1 变形前后金属铍的金相组织

Fig.1 Microstructures of the metal beryllium: (a) as-prepared, (b) deformed 30% at the temperature of 350 °C and the strain rate of  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$

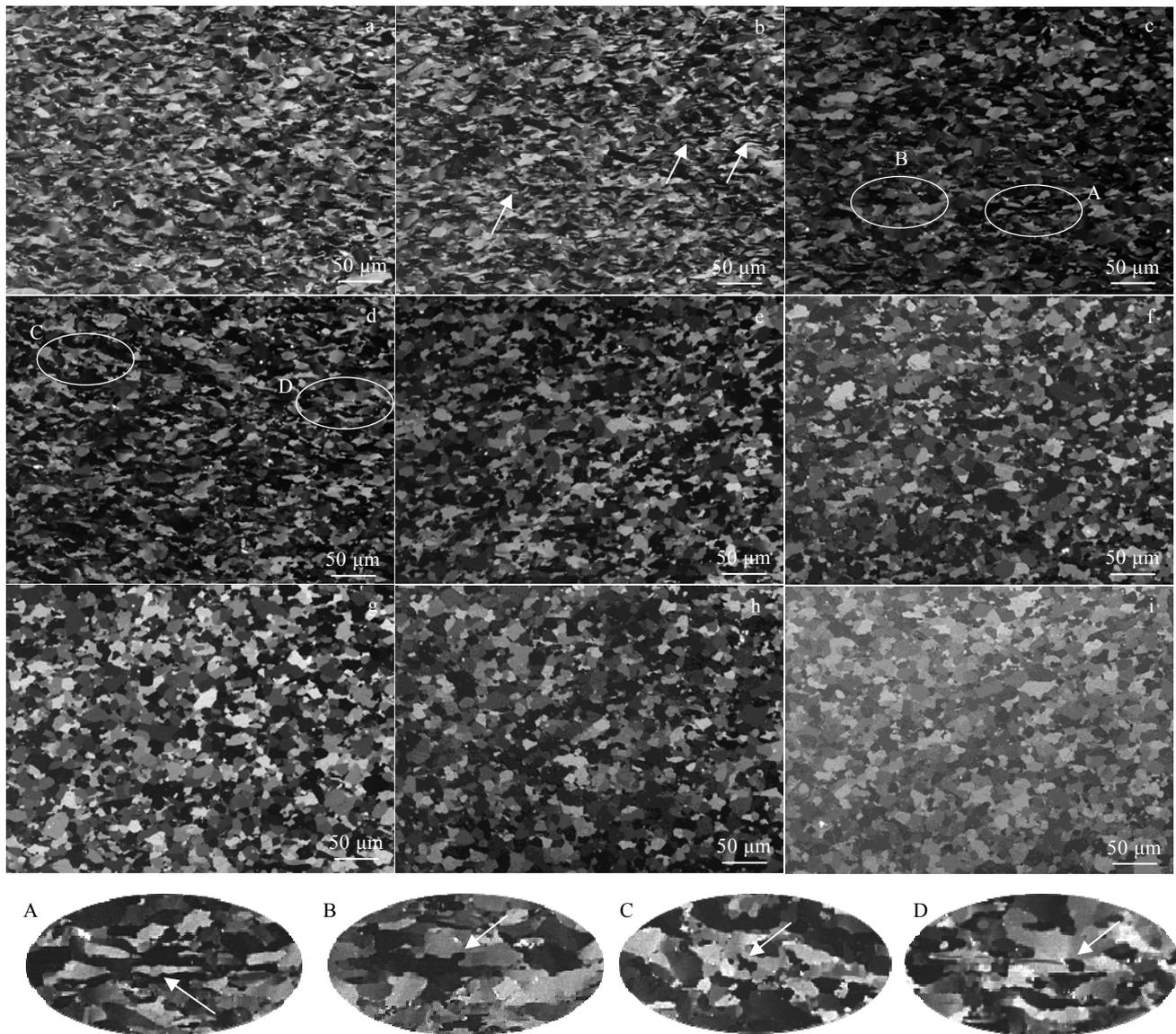


图 2 压缩形变 30% 的铍在 780 °C 退火不同时间后的金相组织

Fig.2 OM microstructures of the metal beryllium hot-compressed 30% and annealed at 780 °C for different time: (a) 2 min, (b) 2.5 min, (c) 3.5 min, (d) 5 min, (e) 7.5 min, (f) 10 min, (g) 20 min, (h) 30 min, and (i) 60 min (the white arrow in ellipse A of Fig.2c indicates the twin boundaries bulge nucleation; the white arrow in ellipse B of Fig.2c indicates grain boundaries bulge nucleation; the white arrows in ellipse C of Fig.2d indicates the recrystallization grains within grain interior; the white arrows in ellipse D of Fig.2d indicates the particle stimulated nucleation of recrystallization grains within grain interior)

孪晶对再结晶过程起着重要作用<sup>[14-23]</sup>。经典孪晶形核理论认为可能的有 3 种形核方式<sup>[24]</sup>：(1) 再结晶晶粒在孪晶交叉处形核，即初级孪晶相互作用导致被孪晶界围绕的微晶处是再结晶形核点；(2) 粗大的初级孪晶被细小的二次孪晶细分而成为再结晶形核点；(3) 小角晶界的发展变形或退化孪晶细分成核心。金属铍形变组中孪晶多为单个孪晶或相互平行的孪晶，并没有发生孪晶交叉，也没有发现二次孪晶，见图 1b，因此不可能发生前 2 种形核方式。小角晶界逐渐发展将

变形或退化孪晶细分成核心的这种形核方式在金属铍的再结晶组织中没有被观察到。这种形核方式在镁合金中通常仅发生在细长的形变量较大的压缩孪晶内部。另外，孪晶界与晶界交叉处由于位错塞积导致应力集中也是再结晶易形核的位置<sup>[25]</sup>，但这种孪晶形核方式在金属铍再结晶组织中没有被观察到。

金属铍孪晶再结晶形核方式只有一种，即孪晶界“弓出”形核（见图 2a 椭圆 A 箭头所示），其机理非常类似于晶界“弓出”形核，即应变诱导的界面迁移，

这种孪晶界“弓出”形核方式在镁合金中也曾被观察到<sup>[15]</sup>。但通常来说，孪晶界的可动性差<sup>[26]</sup>，孪晶界需要先转变为随机晶界以有利于亚晶长大，相较于位于原始晶界处的亚晶可以直接长大并不占优势，即从界面迁移的角度来说，孪晶界“弓出”形核应晚于或者至少不早于晶界“弓出”形核。并且，对金属铍变形组织进行局部取向差分析，发现尽管一些孪晶内部往往局部取向差较低，反映出孪晶变形释放应力的特征，如图 3 中白色箭头所示。但孪晶界两边晶粒局部取向差之间的差距相较于整体晶粒两边局部取向差之间的差距并没有表现出优势，这表明发生孪晶界两边变形程度之间的差异较整体晶粒两边变形程度之间的差异也并不占优势，即从应变诱导界面迁移来说，孪晶界再结晶形核也并不占优势。因此，金属铍的孪晶界先于原始晶粒晶界成为再结晶晶粒的优先形核点最可能的原因是由于 BeO 杂质影响。铍活性高，在铍粉表面极易生成一层 BeO 薄膜。这层薄膜难以去除，粉末冶金方法生产的金属铍成形后 BeO 杂质主要弥散细小的分布于晶界，少数分布于晶内<sup>[27]</sup>。弥散细小的 BeO 杂质颗粒对金属铍晶界迁移有强烈的钉扎作用，这大大降低了原始晶粒晶界可动性，甚至低于孪晶界的可动性，从而导致原始晶粒晶界弓出形核落后于孪晶界弓出形核。Webster 曾报道过金属铍的再结晶温度能够

被 BeO 杂质提高，且提高的程度密切相关于 BeO 杂质的大小<sup>[9]</sup>。孪晶界是金属铍再结晶的有利形核地点，这意味着可以通过设计工艺，如提高应变速率，增加变形组织中的孪晶含量来促进铍的静态再结晶。

780 °C 退火 30 和 60 min，再结晶晶粒尺寸分别为 5.9 和 6.2 μm，如图 2h 和图 2i 所示，较 780 °C 退火 20 min 再结晶平均晶粒尺寸 5.7 μm 仅略有增加。这也反映出 BeO 杂质对晶界的钉扎作用。相反，Kornienko 等人用真空蒸馏铍（纯度 99%）为原料挤压退火后，再结晶晶粒容易长大<sup>[10]</sup>。

对 350 °C 下金属铍的形变孪晶进行分析，发现金属铍的变形孪晶均为  $\{10\bar{1}2\}<10\bar{1}\bar{1}>$  拉伸孪晶，未发现  $\{10\bar{1}1\}<10\bar{1}\bar{2}>$  压缩孪晶，如图 3 所示，这与铍室温孪晶变形行为相一致。图 3 中  $\{10\bar{1}2\}<10\bar{1}\bar{1}>$  孪晶界用红色标识， $\{10\bar{1}1\}<10\bar{1}\bar{2}>$  孪晶界用黑色标识。金属铍的  $\{10\bar{1}1\}$  孪生切变量只有  $\{10\bar{1}2\}$  的 40%，只发生  $\{10\bar{1}2\}$  类孪晶变形是反常的。这一反常的孪晶变形行为并没有因温度升高而发生改变。

对变形前后和退火后的金属铍进行反极图（inverse pole figure, IPF）着色和极图（pole figure, PF）分析，结果表明变形前粉末冶金热压铍晶粒取向随机分布，组织中无织构，如图 4a 所示。压缩变形后，垂直于压缩方向产生  $\{0001\}$  面织构，如图 4b 所

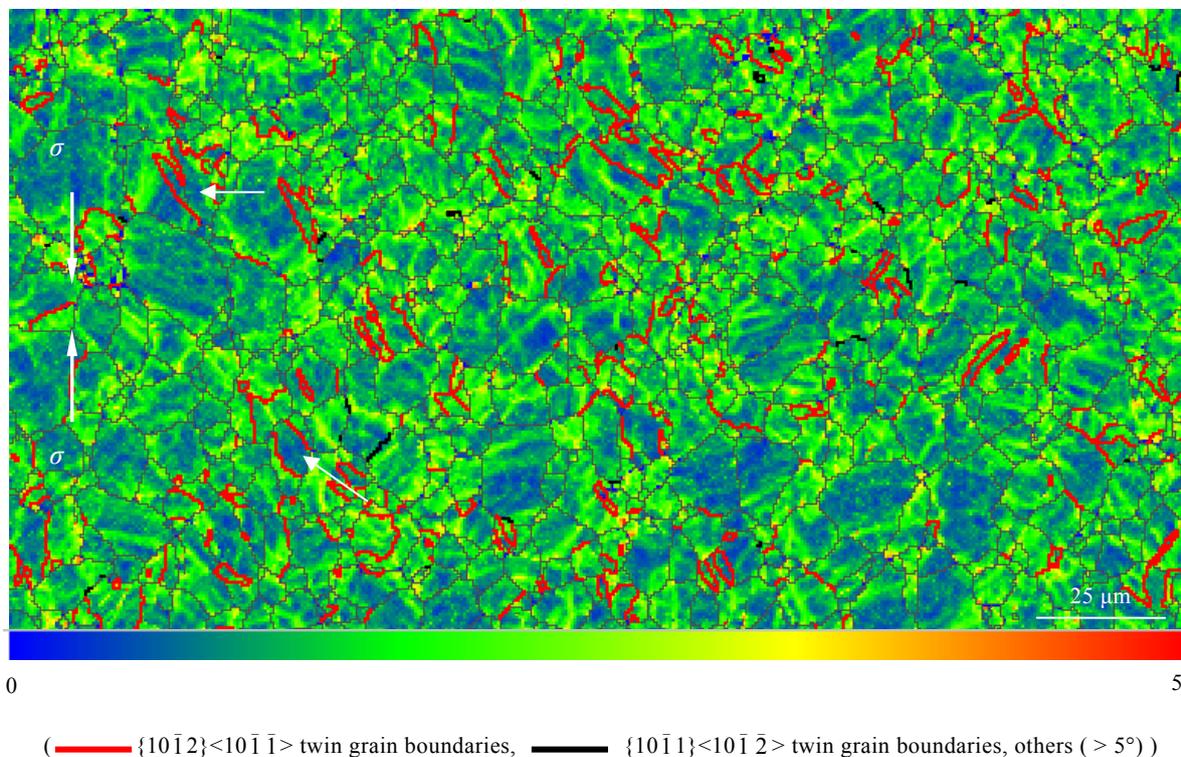


图 3 压缩变形 10% 的金属铍孪晶组织

Fig.3 Local misorientation map of the metal beryllium deformed 10% at the temperature of 350 °C and the strain rate of  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$

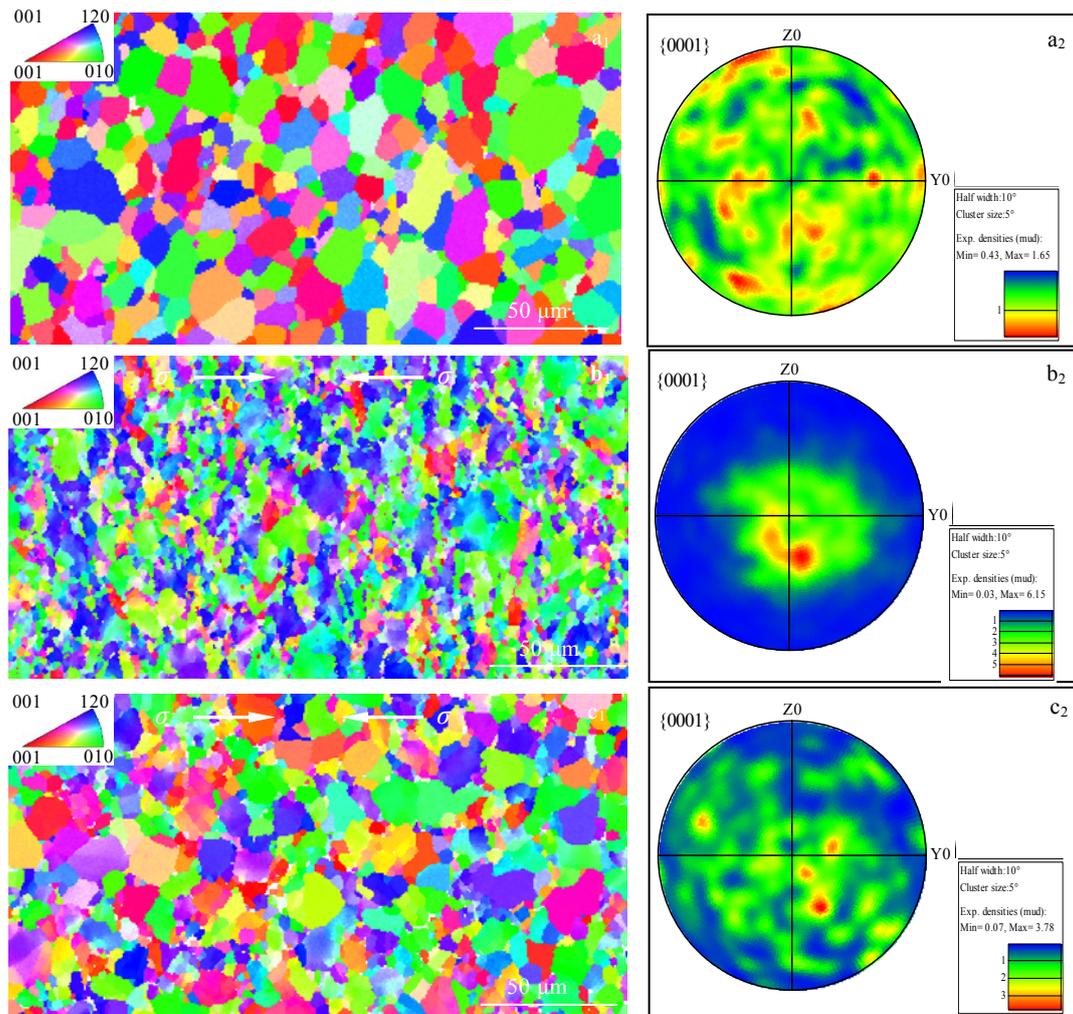


图 4 变形前后和退火后金属铍的反极图着色面扫和{0001}面极图

Fig.4 Inverse pole figure coloring mapping (a<sub>1</sub>, b<sub>1</sub>, c<sub>1</sub>) and pole figure (a<sub>2</sub>, b<sub>2</sub>, c<sub>2</sub>) of the metal beryllium: (a) as-prepared, (b) deformed 30% at the temperature of 350 °C and the strain rate of 10<sup>-3</sup> s<sup>-1</sup>, and (c) annealed at 780 °C for 60 min after deformed 30%

示，这表明 350 °C 下变形主要以 {0001} 基面滑移为主，这与室温滑移变形以 {0001} 基面滑移为主相同。金属铍 *c/a* 为 1.568 远小于 1.633，滑移应以柱面为主，滑移以基面为主的变形行为是反常的。同样，金属铍反常的滑移变形行为也没有因温度的升高而改变。780 °C/60 min 退火后，变形产生的 {0001} 面变形织构强度得到了有效的消除，组织状态基本恢复了母材热压铍锭的组织状态，这表明金属铍的再结晶过程没有织构形成，如图 4c 所示。这一研究结果与 Gross 认为再结晶过程铍没有趋势形成退火织构相同<sup>[8]</sup>。

## 2.2 退火温度对金属铍静态再结晶行为的影响

对在 350 °C 下，以 10<sup>-3</sup> s<sup>-1</sup> 应变速率变形 30% 的金属铍在 680~880 °C 之间进行不同温度下的退火研究。结果表明在 680, 730, 830 和 880 °C 下退火，也均得到了晶粒细化的再结晶组织，平均晶粒尺寸分别为 5.8, 5.7, 5.6, 5.6 μm，分别如图 5b, 图 5d, 图 5f,

图 5h 所示。前文已知，780 °C 下退火，平均晶粒尺寸为 5.7 μm，如图 2g 所示。由此可见，形变铍可以在 680~880 °C 很宽的退火温度范围内实现晶粒细化的完全再结晶过程。因此，我国长期以来铍轧制生产过程，道次之间往往获得未完全再结晶组织，非常可能是由于形变温度过高造成的。降低形变温度是实现我国金属铍轧制技术突破的重要研发方向。

680 °C 下退火，能够观察到大量再结晶形核组织的时间为 120 min 左右，如图 5a 所示。随着温度升高到 730 °C，这一时间迅速降低到 10 min 左右，如图 5c 所示。在 830 和 880 °C 下，时间降低至 3 和 2.5 min 左右，分别如图 5e, 图 5g 所示。在前文中已知，在 780 °C 退火，能够观察到大量再结晶形核组织的时间大约为 5 min，如图 2d 所示。这表明当退火温度升高到 730 °C 以上，金属铍的再结晶过程迅速加快，变得对温度十分敏感。再结晶结束时间也反应出这一点，在 680 °C

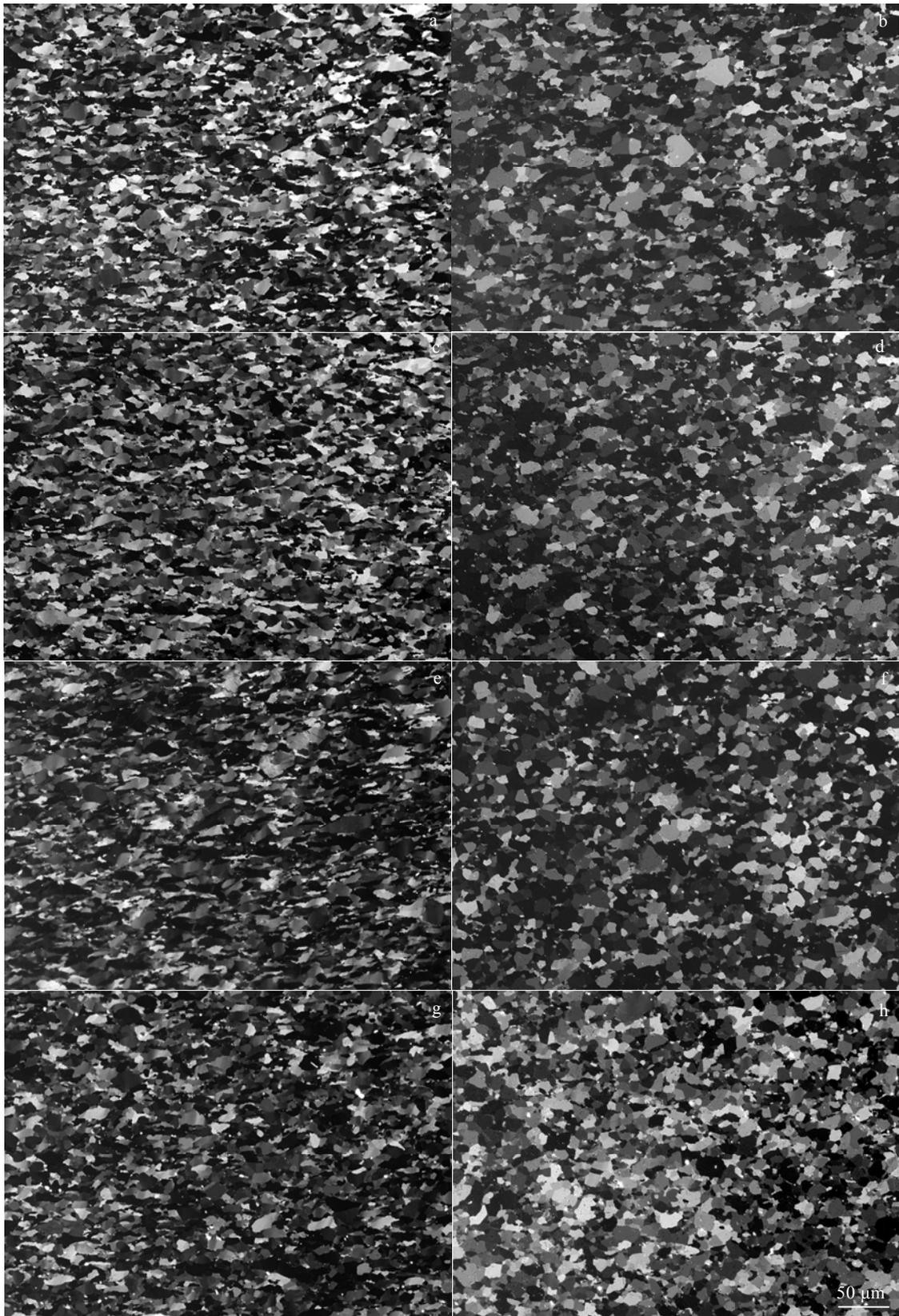


图 5 压缩形变 30%的铍在不同温度退火后的金相组织

Fig.5 OM microstructures of the metal beryllium hot-compressed 30% and annealed at different temperatures: (a) 680 °C for 120 min, (b) 680 °C for 2160 min, (c) 730 °C for 10 min, (d) 730 °C for 180 min, (e) 830 °C for 3 min, (f) 830 °C for 5 min, (g) 880 °C for 2.5 min, and (h) 880 °C for 4 min

退火, 再结晶基本结束时间为 2160 min, 如图 5b 所示。而当温度升高至 730 °C, 再结晶时间迅速降低至 180 min, 如图 5d 所示。继续升高温度到 780 °C 时, 再结晶过程基本结束的时间降低至 20 min。温度升至 830 和 880 °C, 再结晶过程基本结束的时间分别为 5 和 4 min 左右, 分别如图 5f 和 5h 所示, 另外, 在 680 °C 下退火, 虽然实现了完全再结晶, 但再结晶时间高达 2160 min, 而在 830 °C 以上退火, 整个再结晶过程只需要 2~3 min 即可完成。因此, 从工艺角度来说, 低温形变铍的再结晶退火温度, 控制在 730~780 °C 之间为宜。

### 3 结 论

1) 金属铍具有独特的静态再结晶行为, 再结晶晶粒首先在  $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$  拉伸孪晶界处形核, 机理为应变诱导的孪晶界弓出形核。BeO 杂质对原始晶粒晶界迁移的钉扎作用是孪晶界弓出形核先于晶界弓出形核的原因。孪晶界和原始晶粒晶界“弓出”形核是金属铍主要的形核方式, 晶内直接形核和杂质处形核是其次要的形核方式。

2) 金属铍 350 °C 下主要发生  $\{0001\}$  基面滑移和  $\{10\bar{1}2\}$  类孪晶变形, 变形行为与室温相同, 仍保持金属铍特有的反常变形行为。

3) 低温形变铍 (应变温度 350 °C, 应变速率  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$ , 应变率 30%), 在 680 至 880 °C 内退火均能够实现晶粒细化的完全再结晶过程, 且没有观察到组织中存在明显的再结晶织构。在 680, 730, 780, 830 和 880 °C, 完成再结晶的时间分别大约为 2160, 180, 20, 5, 4 min。

4) 由于 BeO 杂质的钉扎作用, 金属铍的再结晶晶粒不易长大。

#### 参考文献 References

- [1] Goldberg A. *Atomic, Crystal, Elastic, Thermal, Nuclear, and Other Properties of Beryllium*, UCRL-TR-224850[R]. Livermore: Lawrence Livermore National Laboratory, CA(USA), 2006
- [2] Nie Dajun(聂大钧), Fu Xiaoxu(付晓旭), Xia Hongxian(夏洪先) et al. *Beryllium and Beryllium Alloys(铍及铍合金)*[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 267
- [3] Xu Demei(许德美), Qin Gaowu(秦高梧), Li Feng(李峰) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2014, 24(5): 1212
- [4] Zhong Jingming(钟景明), Xu Demei(许德美), Li Chunguang(李春光) et al. *Materials China(中国材料进展)*[J], 2014, 33(9-10): 568
- [5] Khristenko I N, Kornienko L A, Nikolaenko A A. *Metal Science & Heat Treatment*[J], 1978, 20(6): 509
- [6] Krivko V P, Romanko P M, Kolesnik L I et al. *Metal Science and Heat Treatment*[J], 1991, 33(1): 12
- [7] Werkema M S. *Journal of Applied Crystallography*[J], 1970, 3(4): 265
- [8] Gross A G. *Journal of Nuclear Materials*[J], 1964, 13(1): 1
- [9] Webster D, Crooks D D, Vidoz A E. *Metallurgical Transactions* [J], 1973, 4(12): 2841
- [10] Kornienko L A, Nikolaenko A A, Taranenko I A. *Metal Science and Heat Treatment*[J], 1975, 17(1): 56
- [11] Kornienko L A, Nikolaenko A A. *Metal Science and Heat Treatment*[J], 1978, 22(8): 607
- [12] Kornienko L A, Nikolaenko A A, Taranenko I A. *Metal Science and Heat Treatment*[J], 1978, 20(4): 344
- [13] Nie Dajun(聂大钧). *Beryllium Powder Metallurgy and Process Technology(铍粉末冶金与加工技术)*[M]. Beijing: Education and Textbook Editorial office of China Nonferrous Metals Industry Corporation, 1986: 112
- [14] Guan D, Rainforth W M, Le M et al. *Acta Materialia*[J], 2017, 126: 132
- [15] Fu Xuesong(付雪松), Chen Guoqing(陈国清), Wang Zhongqi(王中奇) et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 2011, 40(8): 1473
- [16] Ding Xuezheng(丁雪征), Liu Tianmo(刘天模), Chen Jian(陈建) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2013, 23(1): 1
- [17] Li Xiao(李萧), Yang Ping(杨平), Meng Li(孟利) et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)*[J], 2010, 46(2): 147
- [18] Guan D, Rainforth W M, Gao J et al. *Acta Materialia*[J], 2017, 135: 14
- [19] Liu Y X, Li Y X, Zhu Q C et al. *Journal of Magnesium and Alloys*[J], 2020, 9(2): 499
- [20] Li X, Yang P, Wang L N et al. *Materials Science and Engineering A*[J], 2009, 517(1-2): 160
- [21] Shi Jingjing(石晶晶), Ye Peng(叶朋), Cui Kaixuan(崔凯旋) et al. *Journal of Materials Engineering*[J], 2018, 46(11): 134
- [22] Yan C K, Feng A H, Qu S J et al. *Acta Materialia*[J], 2018, 154: 311
- [23] Won J W, Lee T K, Hong S G et al. *Metals and Materials International*[J], 2016, 22(6): 1041
- [24] Liu Chuming(刘楚明), Liu Zijuan(刘子娟), Zhu Xiurong(朱秀荣) et al. *The Chinese Journal of Nonferrous Metals(中国有色金属学报)*[J], 2014, 33(9-10): 568

- 有色金属学报[J], 2006, 16(1): 1
- [25] Yin D L, Zhang K F, Wang G F *et al. Materials Science & Engineering A*[J], 2005, 392 (1-2): 320
- [26] Humphreys F J, Hatherly M. *Recrystallization and Related Annealing Phenomena, 2<sup>nd</sup> Edition*[M]. Oxford: Elsevier Ltd, 2004: 137
- [27] Xu Demei(许德美), Qin Gaowu(秦高梧), Li Feng(李峰) *et al. The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2011, 21(4): 669

## Static Recrystallization Behavior of the Metal Beryllium

Xu Demei<sup>1</sup>, Li Meisui<sup>2</sup>, Dai Yanming<sup>2</sup>, Ye Shupeng<sup>2,3</sup>, He Lijun<sup>3</sup>, Li Feng<sup>2</sup>

(1. School of Materials Science and Engineering, Key Laboratory of Powder Material & Advanced Ceramics, International Scientific & Technological Cooperation Base of Industrial Waste Recycling and Advanced Materials, North Minzu University, Yinchuan 750021, China)

(2. State Key Laboratory for Special Rare Metal Materials, Northwest Rare Metal Materials Research Institute Ningxia Co., Ltd, Shizuishan 753000, China)

(3. Key Laboratory of Ningxia for Photovoltaic Materials, Ningxia University, Yinchuan 750021, China)

**Abstract:** The microstructure evolution of beryllium which was deformed at the temperature of 350 °C and the strain rates of  $10^{-3} \text{ s}^{-1}$  was studied during annealing by hot compression and vacuum annealing experiment. The annealing temperature is from 680 to 880 °C. The results show that the metal beryllium has a unique static recrystallization behavior. The new grains first nucleate at the  $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$  tensile twin boundaries, and the mechanism is strain-induced twin boundary bulge nucleation. The pinning effect of BeO impurities on the prior grain boundary migration is the reason why the twin boundary bulge nucleation precedes to the grain boundary bulge nucleation. The twin boundary bulge nucleation and grain boundary bulge nucleation are the main nucleation mechanism of the metal beryllium static recrystallization, supplemented with intragranular nucleation and the particle stimulated nucleation of recrystallization. When annealed from 680 °C to 880 °C, the beryllium deformed at 350 °C low temperature is able to achieve complete recrystallization microstructure of grain refinement, no recrystallization texture is formed in the recrystallization microstructure. Similarly, the recrystallization grains of the metal beryllium are difficult to grow due to the pinning effect of BeO impurities on grain boundary migration. Annealing at 680, 730, 780, 830 and 880 °C, the recrystallization time is about 2160, 180, 20, 5 and 4 min, respectively. The metal beryllium occurs  $\{0001\}$  basal plane slip and  $\{10\bar{1}2\}\langle 10\bar{1}\bar{1}\rangle$  twin deformation under compression at 350 °C. The deformation mechanisms are the same as that at room temperature, no change occurs with the increasing temperature, and the metal beryllium keeps typical abnormal deformation behaviors.

**Key words:** metal beryllium; static recrystallization; twin grain boundaries; bulge nucleation; BeO impurity

---

Corresponding author: Li Feng, Senior Engineer, State Key Laboratory for Special Rare Metal Materials, Northwest Rare Metal Materials Research Institute Ningxia Co., Ltd, Shizuishan 753000, P. R. China, Tel: 0086-952-2098101, E-mail: lifeng@cnmnc.com