

# 铝合金中 Portevin-Le Chatelier 效应的研究进展

刘子轩, 张 鹏, 刘 刚, 孙 军

(西安交通大学 金属材料强度国家重点实验室, 陕西 西安 710049)

**摘 要:** 铝合金具有高的比强度与耐蚀性, 在航空航天及轨道交通领域应用广泛。作为一种常见于铝合金中的塑性不稳定现象, Portevin-Le Chatelier (PLC) 效应是一种典型的多尺度效应。该效应在宏观尺度上表现为, 在一定温度和应变速率范围内, 材料塑性变形呈现锯齿状波动的应力-应变曲线, 并在试样表面伴随出现局部变形带; 而在微观尺度上, 这种现象则涉及位错与溶质原子间的动态交互作用。室温下铝合金形变过程中可能伴随的 PLC 效应会造成其塑性的降低和表面粗糙化, 影响其可成型性及力学服役性能, 一定程度上制约了其工程应用。因此, 研究铝合金 PLC 效应的外在表现和内在机理具有重要的理论意义和工业应用价值。主要从类型特点、机理分析、影响因素和发展趋势 4 个方面对铝合金 PLC 效应的研究进展进行综述讨论: 首先介绍了 3 种常见的 PLC 效应类型, 重点阐述其分类标准、各自特点以及存在的类型转变; 其次从动态应变时效理论的发展出发, 描述了现阶段对 PLC 效应的主要理论解释; 进而以温度、应变速率、晶粒尺寸、沉淀相颗粒等为代表, 讨论了多种因素对铝合金 PLC 效应的影响; 最后对铝合金 PLC 效应的研究发展趋势进行了展望。

**关键词:** 铝合金; Portevin-Le Chatelier 效应; 动态应变时效; 析出相; 力学性能

**中图分类号:** TG146. 21 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2023)10-0787-09

**引用格式:** 刘子轩, 张鹏, 刘刚, 等. 铝合金中 Portevin-Le Chatelier 效应的研究进展[J]. 中国材料进展, 2023, 42(10): 787-795.

LIU Z X, ZHANG P, LIU G, *et al.* Research Progress of the Portevin-Le Chatelier Effect in Aluminum Alloy[J]. Materials China, 2023, 42(10): 787-795.

## Research Progress of the Portevin-Le Chatelier Effect in Aluminum Alloy

LIU Zixuan, ZHANG Peng, LIU Gang, SUN Jun

(State Key Laboratory for Mechanical Behavior of Materials, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049, China)

**Abstract:** Due to the high strength-to-weight ratio and excellent corrosion resistance of aluminum alloys, they have been widely used in the aerospace and rail transportation industries. The Portevin-Le Chatelier (PLC) effect, a class of plastic instability frequently observed in aluminum alloys, is a typical multi-scale phenomenon. Macroscopically, the PLC effect manifests itself as the serrated flow on stress-strain curves and highly-localized deformation bands on the sample surface within a certain range of temperature and strain rate. Microscopically, this phenomenon is related to the interactions between dislocations and mobile solute atoms. The PLC effect may occur at room temperature, increasing the surface roughness while decreasing the necking strain in aluminum alloys. The resulted degeneration of material formability and ductility restricts their practical applications to a certain extent. Therefore, a deep insight into the PLC effect in aluminum alloys has important theoretical and industrial meanings. In this paper, the latest research progress of the PLC effect was reviewed from four aspects for aluminum alloys, including characteristics, theoretical explanations, influencing factors, and research tendency. Firstly, three classical types of the PLC effect were introduced, with an emphasis on their classification criteria, basic features, and the transitions between different types. Secondly, the general interpretations of the PLC effect were summarized, with an interest in the historical development of the dynamic strain aging theory. Thirdly, the effects of temperature, strain rate, grain size, and precipitates on the PLC effect of aluminum alloys were discussed in details. Finally, a brief prospect of the PLC effect in aluminum alloys was proposed.

**Key words:** aluminum alloy; Portevin-Le Chatelier effect; dynamic strain aging; precipitates; mechanical properties

收稿日期: 2021-11-03 修回日期: 2022-02-21

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(52001249, 51761135 031); 博士后科学基金面上项目(2019M653595)

第一作者: 刘子轩, 男, 1997 年生, 硕士

通讯作者: 张 鹏, 男, 1988 年生, 副教授, 博士生导师,

Email: zhangpeng\_mse@xjtu.edu.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.202111003

## 1 前言

自 20 世纪初, Portevin 和 Le Chatelier 等科学家<sup>[1]</sup>率先针对金属合金材料在特定温度和应变速率下出现的塑性失稳现象, 即 Portevin-Le Chatelier (PLC) 效应, 展开了大量研究。该效应表现为连续的应力-应变曲线上的锯齿形屈服现象和试样表面伴随出现的局部变形带 (PLC bands)。根据应力-应变曲线上应力的波动特征, 以及局部剪切变形带的空间演化特征, 通常可以将 PLC 效应分为 A、B、C 3 类。应变速率的降低或温度的升高通常会引发 A 至 B、B 至 C 的转变<sup>[2]</sup>。在合适的加载条件下, PLC 效应既可以在金属多晶中出现, 也可以在单晶中出现; 既可以在经过大塑性变形后的细晶材料中出现, 也可以在经过退火后具有大尺寸晶粒的材料中出现<sup>[3]</sup>。

20 世纪 50 年代, Cottrell 等<sup>[4]</sup>从溶质原子的扩散速率与位错运动速率之间的关系出发, 提出了动态应变时效 (dynamic strain ageing, DSA) 理论, 成功地解释了 PLC 效应的内在机理。在基于低碳钢中碳原子向位错处偏析这一现象而提出的应变时效理论的基础上, DSA 理论认为 PLC 效应是在试样塑性变形过程中位错与扩散的溶质原子交互作用所产生的。当溶质原子的扩散速率和可动位错在相邻两个“障碍物”(沉淀相颗粒、林位错等)间的运动速率相当时, 溶质原子偏聚形成的柯氏气团可反复消耗—生成, 这一溶质原子与位错持续交互作用的过程被称为 DSA 效应<sup>[5]</sup>。由于 DSA 效应涉及溶质原子的扩散与位错运动, 因而温度、应变量、应变速率、合金成分、合金微观结构(晶粒尺寸、第二相组态)等都会影响 DSA 作用的强弱, 进而反映在宏观的 PLC 效应上<sup>[6, 7]</sup>。

描述 PLC 效应的特征量通常有应变速率敏感性, 即流变应力对应变速率变化的响应; 临界应变, 即材料开始产生 PLC 效应的临界变形量大小; 应力变化幅度, 即应力-应变曲线中应力的变化幅度等<sup>[8]</sup>。在 Cottrell 等<sup>[4]</sup>最早提出的 DSA 理论的基础上, 许多学者根据这些特征参量的变化规律又提出了不同的理论模型。例如 Beutel<sup>[9]</sup>提出的空位协助模型, 成功地解释了 Cu-Sn、Au-Cu 和 Al-Mg 合金中的应变速率敏感性问题; Kubin 与 Estrin 等<sup>[10]</sup>结合应变量对林位错、可动位错密度的影响, 建立了 PLC 效应的临界变形量模型; Soare 等<sup>[11]</sup>利用分子动力学计算研究了空位及位错密度对面心立方金属 DSA 的影响; Ren 等<sup>[12]</sup>利用有限元模拟解释了 Al-Cu 合金中不同变形过程对引发 PLC 效应的影响等。

铝合金具有高的比强度、耐腐蚀性与经济性, 在航空航天及交通运输领域应用广泛<sup>[13]</sup>。根据化学成分的不

同, 铝合金可分为 1000 系的工业纯铝到 7000 系的 Al-Zn 合金。其中 PLC 效应在 2000 系的 Al-Cu 合金、3000 系的 Al-Mn 合金、5000 系的 Al-Mg 合金、6000 系的 Al-Mg-Si 合金以及 7000 系的 Al-Zn 合金中均有出现<sup>[14, 15]</sup>。不可热处理的 Al-Mg、Al-Mn 合金室温下单向拉伸便可产生 PLC 效应; 可热处理的 Al-Cu、Al-Zn-Mg 合金室温下只有当其处于自然时效态, 并在更为复杂的加载方式下变形时才有可能产生 PLC 效应, 这与人工时效时铝合金基体中大量生成的沉淀相颗粒对溶质原子的损耗有关<sup>[16]</sup>。工业上铝合金作为结构件使用时, 构件各点的受力状态和应变速率不同, 并会随着时间发生动态变化, 当构件所受应力超过合金屈服点时便有可能产生 PLC 效应。PLC 效应的产生会使构件局部区域应力集中, 造成其表面粗糙化和塑性的降低。以铝镁合金为例, 大量实验表明在室温下发生的 PLC 效应会使试样的颈缩应变和加工硬化能力大幅下降<sup>[17, 18]</sup>。因而工业生产中采取了大量措施避开铝合金可能产生 PLC 效应的温度和应变速率区间, 增加了生产、使用成本。所以, 开展对铝合金 PLC 效应的研究具有理论和实践双重价值。

作为一种在许多工程材料中出现的不规则塑性流动, PLC 效应是一种多尺度效应问题, 存在不同尺度上物理现象的耦合与关联。近年来随着表征手段的进步, 人们对合金 PLC 效应的表征与研究不仅仅局限于宏观力学层面。数字图像相关技术<sup>[12]</sup>、激光散斑技术<sup>[19]</sup>、三维原子探针技术<sup>[13]</sup>、中子衍射技术<sup>[20]</sup>、小角度 X 射线衍射技术<sup>[21]</sup>和正电子湮灭技术<sup>[22]</sup>等的使用, 为从多尺度描述、定量解释这一效应提供了更好的数据支撑。

本文主要从类型特点、机理分析、影响因素(温度、应变速率、晶粒尺寸、沉淀相颗粒)和发展趋势 4 个方面对铝合金中 PLC 效应进行综述讨论。旨在总结现阶段对 PLC 效应的普遍解释和主要研究手段, 回顾相关实验现象与规律, 为指导工程实践和后续理论研究提供帮助。

## 2 铝合金中 PLC 效应的类型与特点

在应变速率恒定的单轴拉伸实验中, 根据应力-应变曲线上的应力波动特征, 以及 PLC bands 的空间演化特征, 通常可以将 PLC 效应划分为 A、B、C 3 类, 如图 1 所示<sup>[23]</sup>, 特殊情况下还可能衍生出其他类型如 D 类、E 类<sup>[24]</sup>。A 类 PLC 效应通常在较高的加载速率和较低的温度下产生, 应力-应变曲线中单次应力波动的幅度和频率较低, 试样的临界应变量相对较小; C 类 PLC 效应通常在较低的加载速率和较高的温度下产生, 应力-应变曲线中单次应力波动的幅度和频率较高, 试样的临界变形量较大; B 类 PLC 效应则是两者的过渡

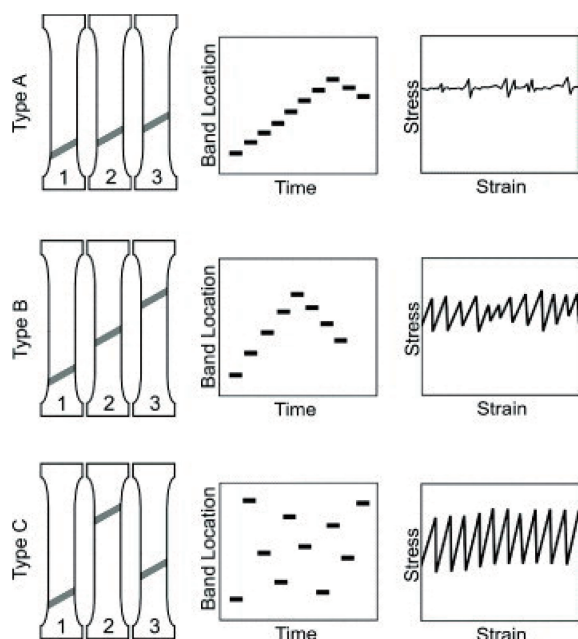


图 1 A、B、C 类局部变形带的空间演化及特征应力-应变曲线示意图<sup>[23]</sup>

Fig. 1 Schematics of motion, orientation, spatio-temporal appearances and strain-controlled tensile curve characteristics of the PLC bands<sup>[23]</sup>

态。应变速率的降低或温度的升高通常会引发 A 至 B、B 至 C 的转变<sup>[25]</sup>。D 类 PLC 效应可在铝合金高应变速率变形时产生并稳定存在, 此时试样的应力-应变曲线呈现规则的阶梯状, 即当试样变形处于阶梯状平台时应变量的增加不会使应力相应增长<sup>[26]</sup>。E 类 PLC 效应在高应变速率和接近最大材料拉伸强度的应力下发生, 应力-应变曲线呈现较为平滑的不规则应力起伏<sup>[26]</sup>。一条连续的应力-应变曲线上, 有时会同时出现不同类型的 PLC 效应。例如随着试样变形量的增大, A 类 PLC 效应可能会向 E 类转变, B 类 PLC 效应与 A 类之间也存在相互转变<sup>[27]</sup>。

对 PLC 变形带的空间演化特征而言, A 类 PLC 效应具有连续传播的特征, 变形带在试样夹头一侧形核后, 沿着试样表面以几乎恒定的特征速率和宽度向另一侧传播; B 类 PLC 效应具有“跳跃”传播的特征, 变形带在试样表面的传播是非连续的, 一条变形带在试样某处存在一段时间后消失, 在消失的变形带前方又会突然出现新的变形带; C 类 PLC 效应则失去了空间传播的特征, 在试样表面随机生成。在试样变形的过程中 3 种变形带与主轴的夹角方向均有可能发生对称迁移。

数字图像相关技术、数字散斑技术、红外测温技术等的使用, 为量化反映变形带演化过程中的特征速率、宽度及不同类型 PLC 效应间的转化提供了可能<sup>[28, 29]</sup>。相

比于其他表征手段, 数字散斑技术利用激光等相干光反映 PLC 变形带的特征信息, 精度更高。Mäkinen 等<sup>[19]</sup>等利用数字散斑技术观测到了 Al-Mg 合金中 A 类 PLC 效应演化时, 不同 PLC bands 雪崩式的演变、传播过程。除能直接表示变形带随时间的变化规律外, 利用该技术所得信息配合等间隔时间法, 还可计算出变形带的传播速率和试样某一局部区域内瞬时变形速率的分布情况, 为后续雪崩模型的建立提供数据支撑。

### 3 铝合金中 PLC 效应的理论解释

20 世纪以来, 学者在 PLC 效应的理论解释和数值模拟方面投入了大量精力。这些理论模型之中得到最广泛认可的是 Cottrell 等<sup>[30]</sup>从溶质原子的扩散速率与位错运动速率间关系出发提出并经后人发展完善的 DSA 理论。该理论假设溶质原子会趋于向位错周围偏聚, 并形成溶质原子气团阻碍位错运动, 引起应力增加。当外加应力增加至一定量时, 可动位错脱钉, 应力下降。当溶质原子的扩散速率与可动位错的运动速率相当时, 这种钉扎—脱钉的过程反复进行, 产生 PLC 效应<sup>[31]</sup>。然而后续研究证明室温下溶质原子的扩散速率远低于可动位错的运动速率, 且溶质原子扩散时需考虑其饱和效应。因而在合金变形产生 PLC 效应的过程中, 必定有能使溶质原子快速扩散的途径存在。该过程可能是通过大量空位(合金变形时位错交互作用产生)协助溶质原子扩散或是溶质原子借助位错管扩散实现的。图 2a~2d 展示了透射电镜下观测到的纳米级第二相硅在铝薄膜中管扩散的过程<sup>[32, 33]</sup>, 可以看出  $P_1$  相借助  $d_1$  位错段快速扩散。图 2e 中  $P_1$  相体积分随时间的变化规律及图 2f 中的扩散示意图也更全面地描述了这一过程。

从试样变形过程表现出的负应变速率敏感性出发, 解释 PLC 效应中不均匀的塑性变形是可行的。合金 DSA 作用发生的条件范围(温度、应变速率和应变量等)要广于 PLC 效应。也就是说, 在以 DSA 作用为基础的理论模型中, 试样通过强烈的 DSA 作用而表现出的负应变速率敏感性是它产生 PLC 效应的关键<sup>[34]</sup>。早在 1972 年, Penning<sup>[35]</sup>便提出了“N 型曲线”模型, 该模型利用纯数学推导构建了应力-应变速率的变化关系。由图 3 可以看出, 只有当试样应变速率处于  $\dot{\epsilon}_1 \sim \dot{\epsilon}_2$  时, 试样才会表现出负的应变速率敏感性。而试样应变速率敏感性为 0, 则是它产生 PLC 效应产生的临界条件。之后, Beukel 等<sup>[36]</sup>基于 Cottrell 提出的 DSA 理论, 将溶质原子扩散时的饱和效应及试样变形过程中流变应力与应变量、应变速率、温度间的关系考虑进了应变速率敏感性为零的临界条件中, 得出了类似的“N 型曲线”, 验证了 Penning 唯象模型的合理性。



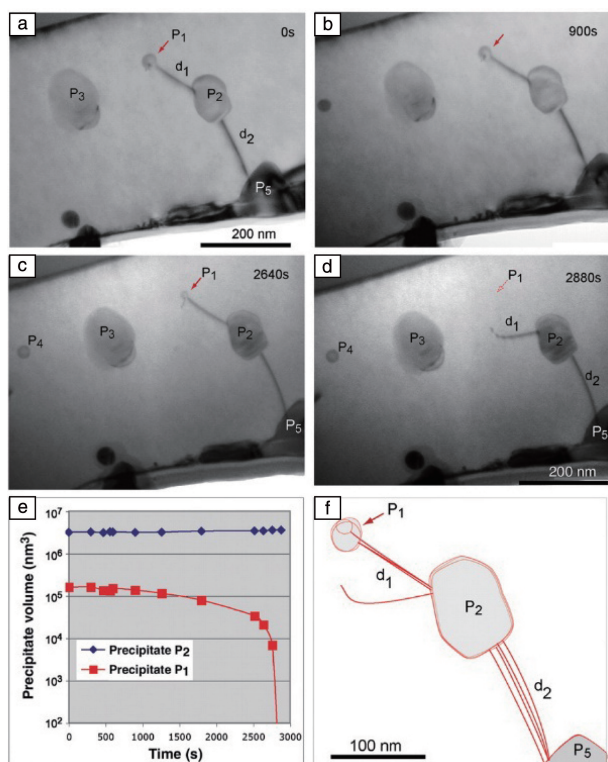


图2 原位透射电镜下观察到的析出相借助位错溶解、扩散的过程<sup>[32, 33]</sup>

Fig. 2 In situ TEM observation of precipitate dissolution and diffusion through a dislocation<sup>[32, 33]</sup>

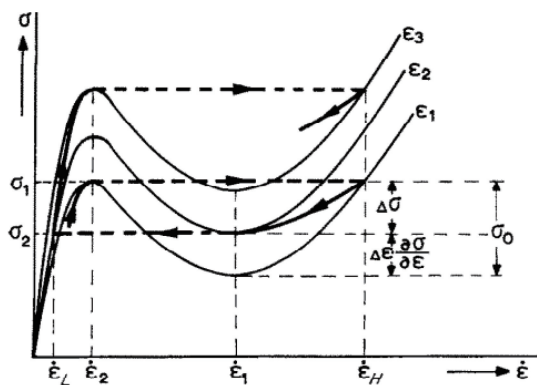


图3 N型应力-应变速率关系曲线<sup>[35]</sup>

Fig. 3 Relation between strain rate and stress, showing a N-shaped curve<sup>[35]</sup>

无论是 Beukel 提出的理论, 还是其后 Kubin 与 Estrin<sup>[37]</sup> 结合林位错和可动位错密度的动态演化规律所提出的本构方程, 都认为试样变形过程中可动位错的运动是非连续的。可动位错运动时会受到其它“障碍物”(沉淀相颗粒、位错墙等)的阻碍。Kubin 与 Estrin 建立的本构方程提出了新的概念: 基本应变  $\Omega$  (可动位错完成一次热激活所引起的变形量) 和位错等待时间  $t_w$  (可动位错被“障碍物”钉扎住的平均时间), 并构建方程, 如式(1)

所示。

$$t_w = \frac{\rho_m b L}{\dot{\epsilon}} = \frac{\Omega}{\dot{\epsilon}} \quad (1)$$

其中,  $L$  是“障碍物”间的平均距离,  $\rho_m$  是可动位错的位错密度,  $b$  是伯氏矢量,  $\dot{\epsilon}$  是试样的应变速率。

其后 McCormick<sup>[38]</sup> 基于晶格扩散理论构建的本构方程中指出, 当可动位错被“障碍物”钉扎住的时间( $t_w$ )相较于溶质原子扩散至被钉扎位错处形成气团的时间( $t_a$ )足够长时, 试样会产生 DSA 效应, 第一次引入了时效时间( $t_a$ )的概念。1981 年, Louat<sup>[39]</sup> 将溶质原子的饱和效应考虑进 Cottrell-Bilby 型时效动态方程中, 给出了一种新的描述溶质原子时效过程的方程, 如式(2)所示。

$$C - C_0 = (C_s - C_0) \left( 1 - \exp \left\{ - \left( \frac{C_0}{C_s} \right) \cdot (kDt)^p \right\} \right) \quad (2)$$

其中,  $C$  是溶质原子浓度,  $C_0$  是溶质原子在基体中的浓度,  $C_s$  是溶质原子的饱和浓度,  $k$  是描述溶质原子与位错间交互作用的函数, 与温度及溶质原子与位错间的结合能有关,  $D$  是溶质原子的扩散率,  $t$  是溶质原子的扩散时间, 是  $C$  的函数, 对晶格扩散而言式(2)中的指数  $p$  取 2/3。当  $t_w$  和  $t_a$  都可定量计算时, 利用两者的相对关系可判断试样 DSA 效应的有无。只有当  $t_w$  与  $t_a$  处于同一数量级时, 试样才会产生 DSA 效应。大量有关合金 PLC 效应模型的构建都涉及二者的计算与比较<sup>[40, 41]</sup>。

式(2)中  $p$  值的大小与模型构建基于的溶质原子扩散方式有关, 2/3 的选取是基于晶格扩散理论。晶格扩散理论的核心在于材料热处理后或变形过程中产生的大量空位协助溶质原子快速扩散。这一扩散方式在 Al-Zn-Mg 合金第二相演化规律中得到了验证<sup>[42]</sup>。然而基于晶格扩散理论构建的模型常常无法解释实验中观察到的类似合金 DSA 效应和负应变速率敏感性相关的实验规律<sup>[43-45]</sup>。例如 Mulford 与 Kocks<sup>[43]</sup> 研究不同温度下 Al-Mg 合金及镍合金应变速率敏感性变化规律时发现, 合金 DSA 作用存在的温度区间要宽于其 PLC 效应存在的温度区间。一定温度下, 合金应变速率敏感性的正负, 主要取决于其变形过程中位错间交互作用引起的应变强化是否占主导地位。

其后, Picu<sup>[46]</sup> 通过理论计算结合实验总结的方式, 得出了类似的负应变速率敏感性与温度、应变速率间的关系。如图 4 所示, 只有在温度与应变速率都居中的区域, 试样才会产生稳定持久的 PLC 效应, 此时应变速率敏感性小于 0, 应变强化是应力增长的主要来源。该理论认为产生 PLC 效应的临界应变量与合金基体中的空位浓度无关, 并进一步提出了基于溶质原子管扩散的位错

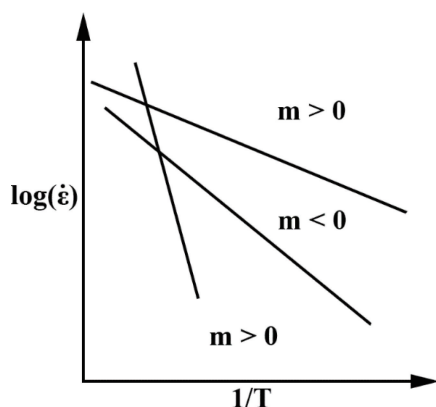


图 4 合金负应变率敏感性在应变率-温度关系曲线中存在的范围<sup>[46]</sup>

Fig. 4 Schematic map of the negative strain rate sensitivity range in the strain rate inverse temperature space<sup>[46]</sup>

钉扎理论。Springer 与 Schwink<sup>[45]</sup> 提出将公式 (2) 中的指数  $p$  改为  $1/3$ , 此时溶质原子管扩散理论是计算和模型建立的基础。溶质原子管扩散的激活能降低为晶格扩散时的一半, 这一扩散方式最早是 Sleeswyk<sup>[47]</sup> 在研究钢加工硬化时提出的。当合金发生形变, 可动位错与林位错交互作用时, 林位错周围的溶质原子可借助位错管道快速迁移至可动位错处形成气团, 完成钉扎。这种基于溶质原子管扩散理论得到的模型被大量实验所验证并获得了广大学者的认可<sup>[48, 49]</sup>。

随着表征手段的进步和对铝合金 PLC 效应认识的加深, 一种基于 Mg 原子在铝合金基体中扩散的实验现象而提出的跨核扩散理论得到了广泛关注。Curtin 等<sup>[50]</sup> 发现根据晶格扩散理论或管扩散理论计算出的 Mg 原子在铝合金中的扩散速率要比实验中的实测值低几个数量级, 而且当溶质原子气团完全形成并钉扎可动位错时, 产生的理论钉扎强度 (500~5000 MPa) 远高于实测的铝合金抗拉强度 (300 MPa 左右)。基于晶格扩散理论或管扩散理论构建的模型无法解释这些现象, 跨核扩散理论应运而生。该扩散方式下溶质原子从位错核的受压侧穿过滑移面扩散至受拉侧, 驱动力为溶质原子在位错两侧的焓值之差, 如图 5 所示。通过分子静力学计算, 该理论定量地展示了跨核扩散下单个 Mg 原子沿刃位错周围运动时能量的变化, 成功地解释了相关实验现象。利用三维原子探针技术, Aboulfadl 等<sup>[51]</sup> 在 Al-Mg 合金中验证了这种现象的存在, 在刃位错核心周围 Mg 原子呈非均匀分布, 一侧会大量偏聚而另一侧则会存在缺失。Zhang 与 Curtin<sup>[52]</sup> 也用计算的方式给出了类似的结果。

铝合金中 PLC 效应的机理十分复杂。当铝合金变形并产生 PLC 效应时, 从微观角度看, 其内部位错的运动

及交互作用是不可逆的, 并且存在位错不断的消耗与生成。从宏观角度看, 铝合金变形过程的非线性和应变局局部化使其 PLC 效应在不同条件下有着不同的宏观表现。一种与 PLC 效应有关的实验规律利用不同的模型可能均能得到合理的解释<sup>[53]</sup>。当前, 基于溶质原子晶格扩散理论或管扩散理论构建的模型仍是合金 PLC 效应的主流解释方式。近年来, 有限元模拟也被大量用于合金 PLC 效应的研究, 更精确的实验结果和微观表征是建立相关模型的基础<sup>[54]</sup>。

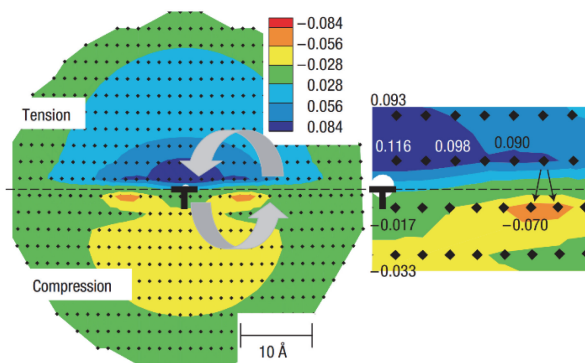


图 5 Al-Mg 合金中处于不同原子位的 Mg 原子和刃位错的结合能, 云图单位为 eV, 结合能正值代表易于结合, 降低了整体能量<sup>[50]</sup>

Fig. 5 Binding energy of a Mg substitutional solute and an edge dislocation in Al versus Mg solute position, contours in eV, positive energies indicate binding, that is lower total energy<sup>[50]</sup>

## 4 铝合金中 PLC 效应的影响因素

### 4.1 温度与应变率

在铝合金的 PLC 效应中, 直接与温度及应变率联系的参量便是临界变形量  $\epsilon_c$ ,  $\epsilon_c$  越小合金 PLC 效应越强, 不均匀塑性变形程度越大。多种金属在恒应变率变形时,  $\epsilon_c$  与温度呈现出阿伦尼乌斯关系<sup>[55]</sup>。基于实验结果和理论模型,  $\epsilon_c$  随应变率增加或温度降低而升高的现象被视为合金 PLC 效应正常的演化规律。特别地, Fu 等<sup>[7]</sup> 研究恒应变率下温度对 5456 铝合金 PLC 效应影响时发现, 当温度低于 298 K 时,  $\epsilon_c$  随温度的变化是正常的, 但当温度进一步升高时,  $\epsilon_c$  呈现出相反的变化趋势。文中将这一现象解释为不同温度区间内引发 PLC 效应的条件不同。低温区产生 PLC 效应的关键在于溶质原子通过扩散有效地钉扎可动位错; 高温区溶质原子扩散较快, 初始状态下已实现可动位错的钉扎, 该情况下产生 PLC 效应的关键在于可动位错获得足够的驱动力脱钉。温度越高, 溶质原子对位错的钉扎作用越强, 因而更大的  $\epsilon_c$  才能满足溶质原子脱钉的条件。

温度与应变率还会影响铝合金 PLC 效应的类型,

温度升高或应变速率降低会引发 A 至 B、B 至 C 的 PLC 类型转变。对于大变形后的铝合金该规律依然适用, 如图 6 所示<sup>[56]</sup>。经过 4 道次及 12 道次等通道挤压 (equal channel die pressing, ECPA) 的 5024 铝合金与初始态 5024 铝合金有着相似的 PLC 类型转变规律及分界。

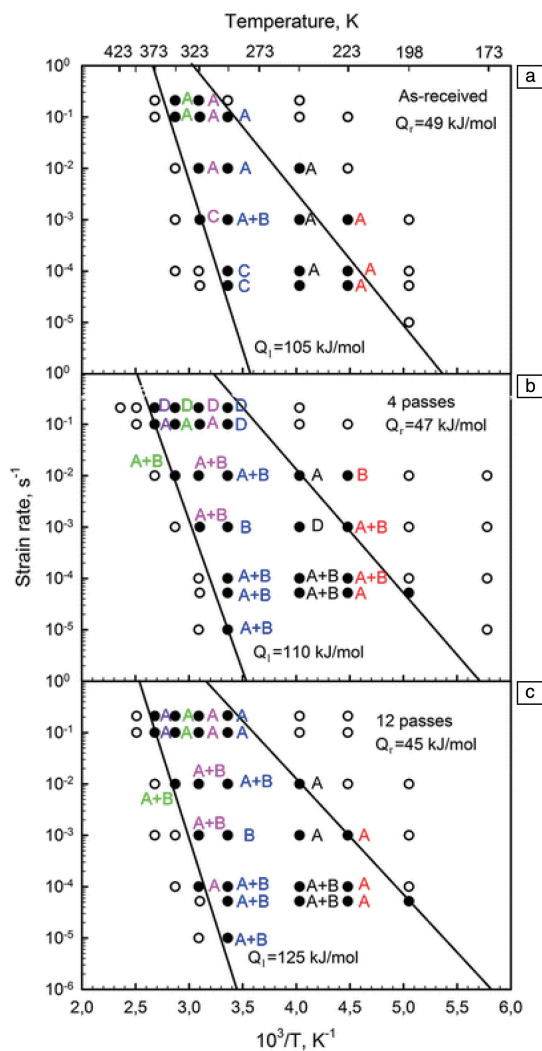


图 6 5024 铝合金等通道挤压变形前后 PLC 效应类型与温度及应变速率间的关系<sup>[56]</sup>

Fig. 6 Strain rate vs. temperature domains of serrated flow in the 5024 alloy<sup>[56]</sup>: (a) as-received state, (b) after 4 equal-channel angular pressing passes, (c) after 12 equal-channel angular pressing passes (open symbols: no serrations, closed symbols: serrations)

## 4.2 晶粒尺寸

铝合金的晶粒尺寸可以通过热处理、微合金化、塑性变形等方式进行有效调控。大幅度晶粒尺寸的细化通常使用 ECPA、有限通道挤压、热轧、热锻等大变形方式<sup>[57, 58]</sup>。此处主要讨论大变形后晶粒尺寸细化对铝合金 PLC 效应的影响。铝合金大变形后不仅会使其晶粒尺寸细化, 还会引入大量位错、亚晶界、空位等, 需综合考虑。

Topping 等<sup>[59]</sup>在研究热锻后 Al-Mg-Mn 合金力学性能时发现, 热锻后合金 PLC 效应的应力幅显著降低。变形量越大, 晶粒尺寸越小, 该效应越明显。Lebedkina 等<sup>[60]</sup>研究 ECAP 对 Al-3Mg 合金 PLC 效应影响时指出, ECAP 后, 合金晶粒宽度在 150~200 nm, 长度在 500~700 nm, 相较于原始尺寸为 30~100  $\mu\text{m}$  的等轴晶缩小了 2 个数量级。相应地 ECAP 后, 合金 PLC 效应的应力幅也降低了 2 个数量级以上, 合金应变速率敏感性由负值逐渐向 0 靠拢。大量类似的实验证明了铝合金大变形晶粒尺寸细化后其 PLC 效应会受到抑制<sup>[61]</sup>。然而, 相反的实验结果也被发现大量存在<sup>[56, 62]</sup>。Wagenhofer 等<sup>[62]</sup>通过冷轧及再结晶将 5086 铝合金晶粒尺寸由 35 降至 13  $\mu\text{m}$  后, 合金的屈服强度上升,  $\varepsilon_c$  变小, PLC 效应明显增强。Mogucheva 等<sup>[56]</sup>发现经过 ECAP 变形的 5024 铝合金 PLC 效应的应力幅增大,  $\varepsilon_c$  减小。

事实上这是两种机制相互竞争的结果。Zhao 等<sup>[63]</sup>利用有限通道挤压研究晶粒尺寸对 Al-Mg 合金 PLC 效应影响时通过计算合理地解释了这一点, 如图 7 所示。试样总的应变速率敏感性 (反映整体 PLC 效应大小) 是瞬态应变速率敏感性与 DSA 部分应变速率敏感性之和。DSA 部分应变速率敏感性总为负值, 而瞬态应变速率敏感性总为正值, 当两者之和为负值时才会有 PLC 效应产生, 和值的绝对值越大, 合金 PLC 效应越强。变形初期晶粒尺寸减少程度有限时, DSA 部分应变速率敏感性与瞬态应变速率敏感性均呈线性增加且 DSA 部分应变速率敏感性的增幅更大, 合金 PLC 效应不断增强。从微观角度看, 有限通道挤压道次较小时, Al-Mg 合金内形成大量位错, 晶粒内位错密度的增加使 DSA 作用增强, 反映在宏观的 PLC 效应上。有限通道挤压道次继续增大、合金晶粒尺寸进一步减小时, 动态回复作用使位错胞消失, 取而

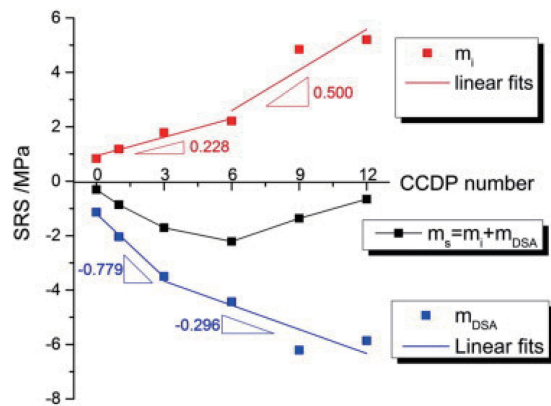


图 7 Al-5Mg 合金应变速率敏感性随有限通道挤压道次的变化<sup>[63]</sup>

Fig. 7 Evolution of strain rate sensitivity with progressing confined channel-die pressing for Al-5Mg<sup>[63]</sup>



代之的是晶粒/亚晶粒结构。晶界/亚晶界体积分数的增加会使可动位错与它们相互作用时被束缚, DSA 部分应变速率敏感性的增幅减少, 此时合金的变形方式主要为晶界滑移, 因而瞬态应变速率敏感性的增幅增大, 试样整体的 PLC 效应减弱。不同成分、制备工艺的铝合金发生临界转变的晶粒尺寸大小不同,  $1\ \mu\text{m}$  是 Al-Mg 合金常见的转变点<sup>[56]</sup>。

### 4.3 沉淀相颗粒

可热处理铝合金的强化方式主要为第二相强化, 不同系别、成分、热处理工艺下的铝合金第二相类别、尺寸、分布不同, 会对其整体 PLC 效应产生不同的影响<sup>[64]</sup>。除 Al-Mg 合金外的其他铝合金时效过程中大量形成的第二相会消耗溶质原子进而抑制其 PLC 效应, 使临界应变增大<sup>[13, 14]</sup>。Al-Mg 合金中的析出相通常无法完全耗尽 Mg 原子, 会存在溶质原子与不同尺度第二相 ( $\text{Mg}_2\text{Si}$ 、 $\text{Mg}_5\text{Al}_8$  或  $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$ ) 共存的情况<sup>[65, 66]</sup>, 不同类型的第二相会影响该合金 PLC 效应的程度。

Pink 与 Krol<sup>[67]</sup>研究 Al-Zn 合金中析出相对其力学性能影响时指出, 当时效析出的第二相不可切过时, 合金的 PLC 效应会消失或被抑制。其后, Duan 等<sup>[68]</sup>研究 Al-Mg 合金 PLC 效应时发现了类似规律, 指出只有当第二相为不可切过的  $\text{Al}_3(\text{Sc}, \text{Zr})$  颗粒时, 该合金 PLC 效应的应力幅度才会明显降低。Thevenet 等<sup>[69]</sup>研究了 Al-Zn-Mg-Cu 合金不同时效条件下第二相类型对 PLC 效应临界变形量的影响。由图 8 可以看出, 无论析出相为 GP 区、半共格的  $\eta'$  相或是非共格的  $\eta$  相, 相比于初始固溶态 (对应曲线左侧起点), 合金  $\varepsilon_c$  都有增加, 其 PLC 效应均受到了抑制, 其中 GP 区对 PLC 效应的抑制效果最为显著。Pink 等<sup>[70]</sup>最早将这一现象归结于 GP 区对溶质原子及空位强烈的束缚作用, 这使得合金只有在更大的变形量下产生更多的空位才能引发 PLC 效应。其后 Dupasquier 等<sup>[71]</sup>

利用正电子湮灭技术证明了这一点。然而, Zhong 等<sup>[72]</sup>研究表明被 GP 区束缚的空位可能会在变形过程中由于位错与 GP 区的交互作用而被释放, 进而使合金 PLC 效应增强。第二相对合金 PLC 效应的影响涉及它与位错的交互作用、对空位的束缚作用、与溶质原子间的相互转化等, 需从第二相种类、数目、分布等多角度分析。

## 5 结 语

铝合金变形过程中出现的 Portevin-Le Chatelier (PLC) 效应是影响其力学性能和成型能力的重要原因之一。借由飞速发展的表征手段和计算机模拟, 人们对此效应有更深层的理解并建立了各类模型, 但目前仍缺乏一个普适性的理论用以解释各类实验现象。

随着业界对铝合金部件/构件性能愈加严苛的要求, 探究如何抑制 PLC 效应对铝合金结构件性能的损伤、如何提供更为可靠的铝合金加工方案迫在眉睫。因而进一步探究铝合金中 PLC 效应作用机理和演变过程是未来研究的重点。另一方面, 在明确 PLC 效应机理的基础上深入探究团簇强化与动态应变时效作用间的联系, 将宏观实验现象与微观作用过程相关联, 提出铝合金强韧化的新手段亦是未来铝合金研究的又一重要方向。总的来说, 对铝合金中 PLC 效应的研究不仅对解决工程问题意义重大, 更是为日后高性能铝合金开发、设计提供了理论基础和有益参考。

## 参考文献 References

- [1] 韩国明, 崔传勇, 谷月峰, 等. 金属学报[J], 2013, 49(10): 1243-1247.  
HAN G M, CUI C Y, GU Y F, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2013, 49(10): 1243-1247.
- [2] HALIM H, WILKINSON D, NIEWCZAS M. Acta Materialia[J], 2007, 55(12): 4151-4160.
- [3] ZHAO S, MENG C, MAO F, *et al.* Acta Materialia[J], 2014, 76: 54-67.
- [4] COTTRELL A H, DEXTER D L. Dislocations and Plastic Flow in Crystals[M]. Oxford: Clarendon Press, 1953.
- [5] 李冬冬, 钱立和, 刘帅, 等. 金属学报[J], 2018, 54(12): 1777-1784.  
LI D D, QIAN L H, LIU S, *et al.* Acta Metallurgica Sinica[J], 2018, 54(12): 1777-1784.
- [6] 董国疆, 孙宇飞, 樊博成, 等. 中国有色金属学报[J], 2021, 31(3): 578-589.  
DONG G J, SUN Y F, FAN B C, *et al.* The Chinese journal of Non-ferrous Metals[J], 2021, 31(3): 578-589.
- [7] FU S, CHENG T, ZHANG Q, *et al.* Acta Materialia[J], 2012, 60(19): 6650-6656.

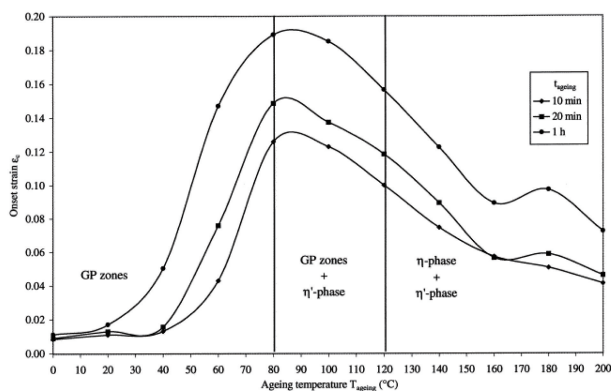


图 8 Al-Zn-Mg-Cu 合金不同时效条件下临界变形量的变化情况<sup>[69]</sup>

Fig. 8 Influence of ageing conditions on the evolution of critical deformation of Al-Zn-Mg-Cu alloy<sup>[69]</sup>

- [8] 李传强, 许道奎, 韩恩厚. 中国材料进展[J], 2016, 35(11): 809–818.  
LI C Q, XU D K, HAN E H. Materials China[J], 2016, 35(11): 809–818.
- [9] BEUKEL A. Acta Metallurgica[J], 1980, 28(7): 965–969.
- [10] BRECHET Y, ESTRIN Y. Acta Metallurgica[J], 1995, 43(3): 955–963.
- [11] SOARE M A, CURTIN W A. Acta Materialia[J], 2008, 56(15): 4046–4061.
- [12] REN S C, MORGENEYER T F, MAZIÈRE M, *et al.* Philosophical Magazine[J], 2019, 99(6): 659–678.
- [13] 邓运来, 张新明. 中国有色金属学报[J], 2019, 246(9): 321–347.  
DENG Y L, ZHANG X M. The Chinese journal of Nonferrous Metals [J], 2019, 246(9): 321–347.
- [14] 史坤坤, 赵小龙, 张鹏, 等. 中国有色金属学报[J], 2020, 30(11): 2513–2525.  
SHI K K, ZHAO X L, ZHANG P, *et al.* The Chinese journal of Non-ferrous Metals[J], 2020, 30(11): 2513–2525.
- [15] GUPTA S, JR A J B, CHEVY J. Materials Science and Engineering [J], 2017, 683(jan. 23): 143–152.
- [16] YILDIZ R A, YILMAZ S. Journal of Materials Engineering and Performance[J], 2020, 29(9): 5764–5775.
- [17] JOBBA M, MISHRA R K, NIEWCZAS M. International Journal of Plasticity[J], 2015, 65: 43–60.
- [18] CHO C H, SON H W, LEE J C, *et al.* Materials Science and Engineering[J], 2020, 779: 139151.
- [19] MÄKINEN T, KARPPINEN P, OVASKA M, *et al.* Science Advances [J], 2020, 6(41): 7350.
- [20] 李亦庄, 黄明欣. 金属学报[J], 2020(4): 487–493.  
LI Y Z, HUANG M X. Acta Metallurgica Sinica[J], 2020(4): 487–493.
- [21] DESCHAMPS A, FRIBOURG G, BRÉCHET Y, *et al.* Acta Materialia [J], 2012, 60(5): 1905–1916.
- [22] MOLA J, LUAN G, HUANG Q, *et al.* Acta Materialia[J], 2021, 212: 116888.
- [23] YILMAZ A. Science & Technology of Advanced Materials[J], 2011, 12(6): 63001.
- [24] PINK E, GRINBERG A. Materials Science & Engineering[J], 1981, 51(1): 1–8.
- [25] HU Z H, QI Y, NIE X J, *et al.* Materials Characterization[J], 2021, 178: 111198.
- [26] MOGUCHEVA A, YUZBEKOVA D, KAIBYSHEV R, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2016, 47(5): 2093–2106.
- [27] BAKARE F, SCHIEREN L, ROUXEL B, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2021, 811: 141040.
- [28] JIANG H, ZHANG Q, CHEN X, *et al.* Acta Materialia[J], 2007, 55(7): 2219–2228.
- [29] CAI Y, YAN S, FU S, *et al.* Journal of Materials Science & Technology [J], 2017, 33(6): 580–586.
- [30] COTTRELL A H, DEXTER D L. American Journal of Physics[J], 1954, 22(4): 242–243.
- [31] ZHANG Y, LIU J P, CHEN S Y, *et al.* Progress in Materials Science [J], 2017, 90(oct. ): 358–460.
- [32] LEGROS M, DEHM G, ARZT E, *et al.* Science[J], 2008, 319(5870): 1646–1649.
- [33] DESCHAMPS A, FRIBOURG G, BRÉCHET Y, *et al.* Acta Materialia [J], 2012, 60(5): 1905–1916.
- [34] AGHAIE-KHAFRI M, MAHMUDI R. JOM[J], 1998, 50(11): 50–52.
- [35] PENNING P. Acta Metallurgica[J], 1972, 20(10): 1169–1175.
- [36] BRINK S, BEUKEL A, MCCORMICK P G. Physica Status Solidi[J], 1975, 30(2): 469–477.
- [37] KUBIN L P, ESTRIN Y. Acta Metallurgica Et Materialia[J], 1990, 38(5): 697–708.
- [38] MCCORMICK P G. Acta Metallurgica[J], 1972, 20(3): 351–354.
- [39] LOUAT N. Scripta Metallurgica[J], 1981, 15(11): 1167–1170.
- [40] LEE S J, KIM J, KANE S N, *et al.* Acta Materialia[J], 2011, 59(17): 6809–6819.
- [41] MENG C, HU W, SANDLBES S, *et al.* Acta Materialia[J], 2019, 181(1): 67–77.
- [42] ZHANG P, SHI K K, BIAN J J, *et al.* Acta Materialia[J], 2021, 207: 116682.
- [43] MULFORD R A, KOCKS U F. Acta Metallurgica[J], 1979, 27(7): 1125–1134.
- [44] CURTIN W A, OLMSTED D L, HECTOR JR L G. Nature Materials [J], 2006, 5(11): 875–880.
- [45] SPRINGER F, SCHWINK C. Scripta Metallurgica Et Materialia[J], 1991, 25(12): 2739–2744.
- [46] PICU C R. Acta Materialia[J], 2004, 52(12): 3447–3458.
- [47] SLEESWYK A W. Acta Metallurgica[J], 1958, 6(9): 598–603.
- [48] WEISS J, GRASSO J R, MIGUEL M C, *et al.* Materials Science & Engineering A[J], 2001, 309: 360–364.
- [49] HAN G M, TIAN C G, CHU Z K, *et al.* Metallurgical and Materials Transactions A[J], 2015, 46(10): 4629–4635.
- [50] CURTIN W A, OLMSTED D L, HECTOR J L G. Nature Materials [J], 2006, 5(11): 875–880.
- [51] ABOULFADL H, DEGES J, CHOI P, *et al.* Acta Materialia[J], 2015, 86: 34–42.
- [52] ZHANG F, CURTIN W A. Modelling & Simulation in Materials Science & Engineering[J], 2008, 16(5): 55006.
- [53] HNER P H, RIZZI E. Acta Materialia[J], 2003, 51(12): 3385–3397.
- [54] 杨素丽, 符师桦, 蔡玉龙, 等. 物理学报[J], 2017(8): 272–280.  
YANG S L, FU S H, CAI Y L, *et al.* Acta Physica Sinica[J], 2017(8): 272–280.
- [55] CHEN M C, CHEN L H, LUI T S. Acta Metallurgica et Materialia [J], 1992, 40(9): 2433–2438.
- [56] MOGUCHEVA A, YUZBEKOVA D, KAIBYSHEV R, *et al.* Metallur-



- gical and Materials Transactions A[J], 2016, 47(5): 2093–2106.
- [57] AFIFI M A, WANG Y C, PEREIRA P, *et al.* Journal of Alloys & Compounds[J], 2018, 749: 567–574.
- [58] 周伟, 张凌峰, 熊毅, 等. 塑性工程学报[J], 2018, 25(5): 291–297.
- ZHOU W, ZHANG L F, XIONG Y, *et al.* Journal of Plasticity Engineering[J], 2018, 25(5): 291–297.
- [59] TOPPING T D, AHN B, YING L, *et al.* Metallurgical & Materials Transactions A[J], 2012, 43(2): 505–519.
- [60] LEBEDKINA T A, LEBYODKIN M A, LAMARK T T, *et al.* Materials Science & Engineering A[J], 2014, 615(6): 7–13.
- [61] ZDUNEK J, WIDLICKI P, GARBACZ H, *et al.* Solid State Phenomena[J], 2006, 114: 171–176.
- [62] WAGENHOFER M, ERICKSON-NATISHAN M A, ARMSTRONG R W, *et al.* Scripta Materialia[J], 1999, 41(11): 1177–1184.
- [63] ZHAO S, MENG C, MAO F, *et al.* Acta Materialia[J], 2014, 76: 54–67.
- [64] AZARNIYA A, TAHERI A K, TAHERI K K. Journal of Alloys and Compounds[J], 2019, 781(15): 945–983.
- [65] CHO C H, SON H W, LEE J C, *et al.* Materials Science and Engineering[J], 2020, 779(27): 139151.
- [66] BAKARE F, SCHIEREN L, ROUXEL B, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2021, 811: 141040.
- [67] PINK E, KROL J. Acta Metallurgica Et Materialia[J], 1995, 43(6): 2351–2357.
- [68] DUAN Y X, CHEN H, CHEN Z, *et al.* Journal of Materials Science and Technology[J], 2021, 87(10): 74–82.
- [69] THEVENET D, MLIHA-TOUATI M, ZEGHLOUL A. Materials Science & Engineering A[J], 1999, 266(1/2): 175–182.
- [70] PINK E, WEBERNIG W M, KRÓL J. Materials Science and Engineering[J], 1987, 93: L1–L4.
- [71] DUPASQUIER A, FERRAGUT R, IGLESIAS M M, *et al.* Philosophical Magazine[J], 2007, 87(22): 3297–3323.
- [72] HAO Z, ROMETSCH P A, ZHU Q, *et al.* Materials Science and Engineering A[J], 2017, 687: 323–331.

(编辑 费蒙飞)