

金属材料中“塑性不稳定现象”的研究进展

许道奎¹, 李传强^{1,2}, 韩恩厚¹, 王磊²

(1. 中国科学院金属研究所材料环境腐蚀研究中心, 辽宁 沈阳 110016)

(2. 东北大学材料与冶金学院, 辽宁 沈阳 110819)



许道奎

摘要: 对于金属合金材料而言, 出现的“塑性不稳定”现象或 Portevin-Le Chatelier (PLC) 效应主要表现为应力-应变曲线上的锯齿状波动, 并伴随着空间上可传播的应变局域化, 致使材料经受力变形后表面会出现凹凸化, 最终导致材料整体塑性的降低。近年来, 关于 PLC 效应的研究及其相应的实验手段已有很多相关报道。根据出现 PLC 效应的时空特性进行分类, 锯齿波可分为 A、B 和 C 3 种类型。目前, 关于 PLC 效应的理论解释主要归因于动态应变时效和位错切割机制。将重点介绍传统金属材料中存在塑性不稳定现象的研究进展, 叙述并归纳微观结构、加载速率、受力状态和微观变形机制等对 PLC 效应的影响和作用规律, 指出目前研究中存在的问题, 提出将来的研究重点和发展方向。

关键词: 金属材料; Portevin-Le Chatelier 效应; 锯齿流变; 动态应变时效

中图分类号: TG131 **文献标识码:** A **文章编号:** 1674-3962(2016)03-0219-08

Research Progress on the Plastic Instability Phenomenon of Metal Materials

XU Daokui¹, LI Chuanqiang^{1,2}, HAN Enhou¹, Wang Lei²

(1. Environmental Corrosion Center, Institute of Metal Research, Chinese Academy of Sciences, Shenyang 110016, China)

(2. School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819, China)

Abstract: The phenomenon of plastic instability or Portevin-Le Chatelier (PLC) effect showing a serrated wave on the stress-strain curve and accompanied with the propagation of strain localization in space can widely occur in many metal materials and induce sags and crests on the surface of materials during serrated flow, resulting in a degradation of the whole plasticity. On the basis of its space-time characteristics, the serrated wave can be divided into A, B and C types. At present, it mainly exists two main theoretical models, i. e. dynamic strain aging (DSA) and dislocation cutting mechanism for the explanation of the PLC effect. In this paper, the emphasis will be put on the research progress of the PLC effect occurred in the traditional metal materials. Moreover, the recent research work about effects of microstructure, strain rate, stress state and micro mechanism on the PLC effect of metallic materials are reviewed and concluded. Finally, the existing problems in the current study, the research emphasis, direction in the future are also pointed out.

Key words: metal materials; Portevin-Le Chatelier effect; serrated flow; dynamic strain aging (DSA)

1 前言

塑性变形是金属材料最基本、也是最重要的力学行

为。因此, 塑性变形过程中出现的力学不稳定性现象及相关的变形局域化问题已成为材料塑性变形行为研究的热点。在一定的温度和应变速率范围内, 多种合金材料在塑性变形过程中会出现特殊的塑性失稳现象, 即时域上的锯齿形应力流变 (Jerky Flow) 和空域上的应变局域化 (Strain Localization)。在宏观时域上表现为应力-应变曲线上的锯齿形振荡, 空域上则表现为剪切带的形成和传播, 造成材料塑性的降低和表面的凹凸不平^[1], 对材料加工成型后表面质量的控制带来困难。

人们对金属材料存在塑性变形不稳定性问题的认

收稿日期: 2015-02-11

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (51171192, 51271183, 51301172); 科技部 973 计划项目 (2013CB632205); 中国科学院金属研究所创新基金

第一作者: 许道奎, 男, 1980 年生, 研究员, Email: dksu@imr.ac.cn

DOI: 10.7502/j.issn.1674-3962.2016.03.08

识,最早可以追溯到 18 世纪 60 年代^[2]。Luders 发现低碳钢在常温下进行拉伸实验时会出现明显的屈服现象,即应力升高到上屈服点后会快速跌落到下屈服点^[2]。经下屈服点后,拉伸曲线会出现一个具有微小应力起伏波动的应力平台区,导致样品表面上 Luders 变形带的形成,如图 1。当应力平台区结束后,加工硬化将起着主要作用,致使材料的宏观塑性变形变得均匀稳定。由于 Luders 带仅在低碳钢应变变化阶段出现,所以只需将材料进行预变形处理并跨过塑形不稳阶段,即可消除其对材料加工表面质量的影响。在对 Al-Cu 合金拉伸力学行为的研究中^[3],Portevin 等发现该合金存在与低碳钢不同的屈服现象,即在应力-应变曲线上(时域上)表现为连续反复跌落的锯齿屈服现象(Serrated Yielding)。由于 Portevin A 和 Le Chatelier F 首次提出了这种连续锯齿屈服现象的概念,所以该现象也被称为 Portevin-Le Chatelier (PLC) 效应。Al-Mg 合金在变形过程往往也会呈现连续屈服特征^[4-5],如图 2。通常,PLC 效应的出现会导致合金力学性能的降低^[6]。研究表明,PLC 效应可在很多重要的工业合金中出现^[7],其中包括大多数钢材以及部分 Al、Cu、Ni、Ti、V、Zr、Mg 等合金系金属材料。

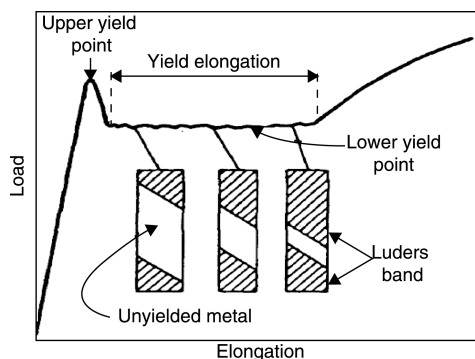


图 1 低碳钢室温拉伸时的屈服点现象^[2]

Fig. 1 Yield point phenomenon in low-carbon steel tensile tested at room temperature^[2]

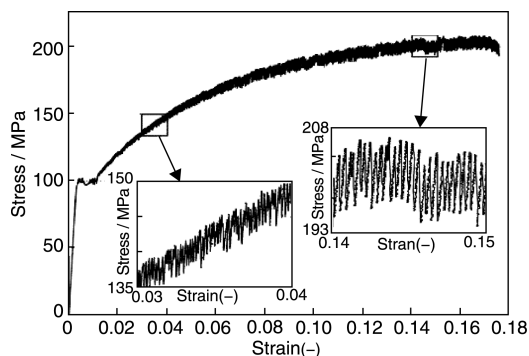


图 2 Al-Mg 合金中的 PLC 效应^[4]

Fig. 2 The PLC effect of Al-Mg alloy^[4]

2 PLC 效应锯齿波的分类

通常,材料在不同加载条件下出现 PLC 效应锯齿波所对应的锯齿幅值和密集程度会存在较大的差异。根据锯齿密集程度及应力幅值的变化情况,可将锯齿分为 A 型、B 型和 C 型。江慧丰等研究表明,A 型锯齿的应力幅值变化较小,锯齿间隔较大,且锯齿较稀疏,主要在应变速率较大的情况下出现;C 型锯齿幅值变化较大,锯齿间隔较小,但锯齿较密集,主要在应变速率较低的情况下出现;B 型锯齿则介于 A 型和 C 型锯齿之间^[8-11]。依据传播特征,可将锯齿波分为随机、跳跃和连续型^[12]。在较低应变速率条件下,空域耦合作用较弱,锯齿波的传播特征为随意型,且锯齿幅值波动较大,锯齿呈现 C 型特征。在较高应变速率条件下,空域耦合作用较强,锯齿波的传播特征为连续型,且锯齿幅值波动较小,锯齿呈现 A 型特征。在中间应变速率条件下,锯齿将在基准线附近上下波动,且锯齿幅值变化相对较大,锯齿波的传播特征为跳跃型,致使锯齿呈现 B 型特征^[13-14]。对于 Al-2Mg 和 Al-0.9Mg 合金而言^[15],锯齿波的类型随临界应变与应变速率的变化关系,如图 3。可见,在 Al-Mg 合金中低的 Mg 含量可使锯齿类型由 B 型转为 A 型时对应的应变速率减小,同时也会使其发生 PLC 效应的临界应变量减小^[15-16]。另外,根据引起 PLC 效应的本质差异,Brechet Y 把 PLC 效应分为“伪 PLC 效应”和“真 PLC 效应”^[17]。其中,由第二相引起的负应变速率敏感指数(SRS)而表现的 PLC 效应被称为“伪 PLC 效应”;由固溶原子的作用而表现出的 PLC 效应被称为“真 PLC 效应”^[17]。

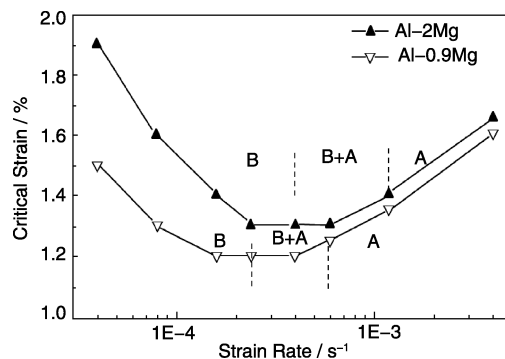


图 3 室温下 Al-2Mg 和 Al-0.9Mg 合金临界应变与应变速率关系^[15]

Fig. 3 Plots of the critical strain vs applied strain rate of the Al-2Mg and Al-0.9Mg alloy at room temperature^[15]

3 PLC 效应的研究和表征方法

为了研究 PLC 效应引起变形带的空间特性,人们

采用了各种观测方法,如阴影法^[15]、数字散斑法^[16-21]、数字图像法^[22-25]、声发射法^[26-29]、有限元模拟法^[30-31]和红外测温法^[32-37]等。

传统的实验方法是用阴影法观察抛光拉伸试件表面上留下的滑移线痕迹^[38],确认剪切变形的存在和传播过程,这一方法被证明具有很好的可重复性,其中不足之处在于试件表面一旦变得粗糙便不再“可用”,因此难以观测因 PLC 效应引起变形带的反复产生和传播,无法得到变形带内部的变形机制等重要信息。王聪用声发射法研究了合金的锯齿流变,在出现锯齿流变现象的同时会出现声发射特征峰^[27]。声发射特征峰是大量微观缺陷在运动中提供的直接信息,结合频谱分析和振幅分布的分析,可更深入探讨锯齿流变的微观机制。近年来,随着红外热成像技术的商业化普及,红外测温法已被用于对 Al-4%Cu、Al-3.2%Cu 和 Al-Mg 合金的 PLC 效应空域行为的研究^[35-36, 38]。

4 PLC 效应锯齿波形成的微观机制

在对 Al-Li 单晶体锯齿流变的研究中^[39-49],田宝辉等报道 A 和 B 型锯齿的出现是因自由运动的位错被固溶原子钉扎和脱钉所致,而 C 型锯齿的出现主要归因于位错运动初期即被钉扎和脱钉。在锯齿发生初期,锯齿波均在假想的载荷-位移曲线之下,属 C 型锯齿,常出现在较高的温度或较低的应变速率,其特征为在应力大幅下降之前并无上升趋势,而在 A 型或 A+B 型锯齿出现前应力会有明显的上升。在较低的温度或较高的应变速率条件下,置换固溶体中固溶原子的扩散速率随变形空位的产生而增大,变形至一定程度后固溶原子的扩散速率将满足对可动位错有效钉扎的最低要求,因而锯齿流变产生时载荷会升高,致使 A 或 A+B 型锯齿的形成。然而,在较高温度或较低的应变速率条件下,溶质原子

扩散速率较快或可动位错移动速率较低,溶质原子有足够时间向位错周围扩散实现有效钉扎。因此,变形一开始位错就被固溶原子钉扎。当应力增大到一定程度后,被钉扎的位错将在内应力的作用下脱钉,产生锯齿流变载荷的下降,致使 C 型锯齿的形成。

另外,钱忠武等报道 A 型锯齿波是与 PLC 变形带从试样一端逐步扩展至另一端相联系的^[7, 50-56]。当 PLC 变形带从一端扩展至另一端时,此次变形既已完成,但此时的外加载荷会上升至超过应力应变的正常水平,可促使试样的另一端引发一个新的变形带来使应力得到释放和降低。随着新变形带在试样中的向前扩展,载荷又会逐步升高,从而导致新的变形带的不断出现和扩展,但是这些新的变形带一般都是在试样的同一端形成并传至另一端。可见, A 型锯齿波的一个重要特点为变形带是在逐渐升高外力的作用下向前移动的,如图 4a。同时,随着 PLC 变形带在试样中的逐渐形成和扩展,材料逐渐得到强化。对于 B 型锯齿波而言,它的最大特点是变形带生成后并不扩展,在变形带中的可动位错可以被钉扎,形成局部强化。为了使塑性变形能继续进行下去,需要形成新的变形带,但新变形带的形成位置在试样中是随机的,如图 4b。相比而言, C 型锯齿波的特点介于 A 与 B 型波之间,具有在变形带形成后并不扩展的特征。为了使塑性变形得以继续进行,需不断有新的变形带形成。在应力应变曲线上,会出现许多细小且逐渐升高的“锯齿”。然而,在 C 型锯齿波中,新的变形带是顺序形成的,并逐渐从试样的一端到达另一端的,如图 4c。可见,它具有与 A 型锯齿波中一个变形带由试样的一端逐渐扩展至另一端的特征。当变形带覆盖整个试样后,升高的外加应力又会在试样的另一端引发一个新的变形带,并重复上述过程,最终形成一种周期性的锯齿波形。

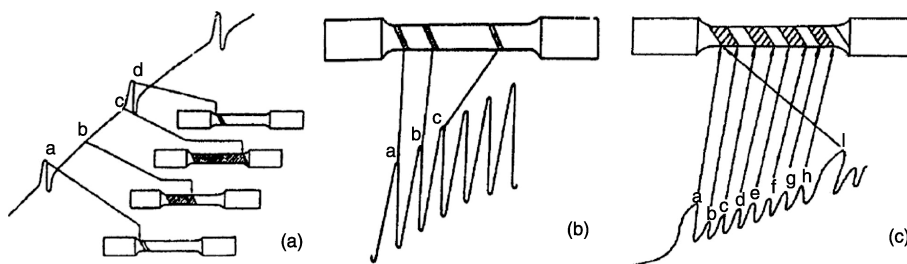


图4 A型(a)、B型(b)和C型(c)锯齿波及传播方式^[51]

Fig. 4 Type A(a), Type B(b) and Type C(c) serrations and the propagation modes^[51]

5 PLC 效应的理论解释

目前被广泛接受的 PLC 效应的理论解释是动态应变

时效理论和位错切割机制。所谓“应变时效”,就是金属合金材料在塑性变形时或塑性变形后所发生的时效过程。最常见的是变形后的时效,叫做“静态应变时效”(Static

Strain Aging, 简称 SSA); 而变形和时效同时发生的过程, 则叫做“动态应变时效”(Dynamic Strain Aging, 简称 DSA)^[51]。首先提出 DSA 理论的是 Cottrell 和 Bilby^[57], 即在一定的温度和应变速率下, 溶质原子可扩散至可动位错线周围, 起到钉扎位错作用而阻碍其运动, 当外加应力增加到可以克服这种阻力时, 可动位错将突然挣脱溶质原子气团的束缚而自由运动, 直到再次被扩散的溶质原子钉扎。位错与溶质原子气团之间“钉扎”和“脱钉”的反复进行, 宏观上表现为流变应力的锯齿形振动。通常, 动态应变时效的宏观表现特征为^[7]: ①在应力-应变曲线上出现锯齿波; ②出现屈服应力平台; ③出现异常的应变-硬化关系; ④出现很低甚至负的“应变速度敏感系数”。

关于动态应变时效引起的 PLC 效应, 学者们给出了多种解释。McCormick 等认为溶质原子可能并不具备与位错相当的可动性, 它是通过“管扩散”方式向暂时被障碍(如林位错、晶界等)所阻拦或钉扎的可动位错偏聚^[58]。位错核周围的溶质原子浓度除依赖于溶质原子本身的可动性外, 还依赖于位错在障碍前的等待时间。Cottrell^[59]和王聪^[60]等认为, 变形过程中位错的运动是不连续的, 只有当位错的可动性与溶质原子扩散能力相近时, 可动位错将由于障碍的存在而做短时停留(钉扎)。随着变形的进行, 热起伏作用将导致位错脱钉, 直到遇到下一个障碍。“ t_a ”为溶质原子有效钉扎可动位错所需扩散时间, “ t_w ”可动位错在障碍物处的停留时间, 有效形成 PLC 效应的临界条件可以表示为 $t_a \approx t_w$, 如图 5。在塑性变形初期, 位错运动较快, t_w 较小, 同时空位浓度也较低, 溶质原子扩散能力较弱, t_a 较大, 即 $t_a > t_w$, 可动位错不能有效被钉扎, 应力-应变曲线是光滑的。随着变形的进行, 空位浓度增加, 溶质原子扩散能力提高, 位错密度增加, 可动位错运动速率减慢。因此, 势必会存在一临界应变 ε_c , 可使 $t_a \approx t_w$ 。此时, 可动位错能够有效地被溶质原子钉扎, 而较高应力下脱钉, 应力松弛后可动位错会被再次钉扎, 往复进行, 这种应力的突然

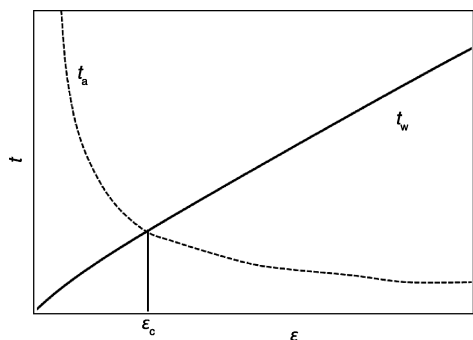


图 5 t_a 和 t_w 随应变 ε 变化关系^[60]

Fig. 5 Dependences of t_a and t_w on strain ε ^[60]

升高和降低, 在应力-应变曲线上则表现为锯齿状波动, 这期间也伴随着位错的增殖, 新形成的位错也会参与这一往复过程, 反映在应力-应变曲线上是锯齿波密集度和锯齿幅值的改变。若在溶质原子扩散速度比位错移动速度快的变形条件下(如高温和低应变速率等), t_a 将会小于 t_w , 溶质原子对可动位错将起不到有效钉扎作用, 应力-应变曲线也会呈现光滑特征。

Picu 等对 Mg 原子在 Al 基体中沿位错扩散的原子尺度模拟研究表明, 在没有空位参与时, 溶质原子扩散进行得非常缓慢, 不能充分钉扎位错^[61]。对于 DSA, 他提出了新的解释, 即溶质原子在林位错处形成团簇, 而这些团簇对可动位错的阻拦导致应力的上升, 在更大的应力下位错才能克服障碍继续运动。应力降低后, 新的团簇溶质原子会再次阻碍可动位错的迁移而导致应力的上升, 如此反复过程是产生锯齿波的原因。Bross 等则从位错动力学出发并结合计算材料学解释了 PLC 效应的产生, 认为 PLC 现象的出现可以看作是从单个位错的不规则运动向宏观位错群的转变^[62-63], 所以有必要分析位错间的长程弹性交互作用。位错在受阻碍的时间内, 可动位错将受到朝向位错芯核处迁移溶质原子额外的钉扎作用, 而这些溶质原子又将造成可动位错脱钉激活能的增加。宏观上的表现就是应力的突然增加和锯齿的产生。Korbel 提出了非热激活理论, 认为位错运动是非热激活过程^[64]。当可动位错密度较低时, 可动位错间的作用力很小并可忽略, 而位错的运动速率却很高; 相反, 当可动位错密度足够大时, 位错之间的相互影响明显加强, 位错运动速率显著降低, 致使金属材料的塑性变形会明显集中并在试样的局部位置产生不均匀变形。然而, 该模型未考虑溶质原子在位错运动中所起的作用。

动态应变时效能够引起金属合金材料的 PLC 效应已被学者们广泛接受, 而金属固溶体中第二相的析出与溶解的动力学过程对其塑性行为也有一定影响, 可动位错切割析出相也会导致 PLC 效应的发生^[65-66]。与固溶处理后的样品相比, 时效析出相和位错的交互作用会促进 PLC 效应的产生^[67-70]。Kumar 和 Pink 认为 Al-Li 合金中的 PLC 效应主要归因于固溶原子和析出相与位错的综合交互作用, 并将锯齿形的应力-应变曲线分成前后两部分^[71]。在变形初始阶段, 出现的锯齿形波动是由位错和固溶原子的交互作用引起的, 而在变形的中后期锯齿形波动主要归因于位错对析出相的切割作用。根据锯齿波波动的幅度, 李廷取等将应力-应变曲线呈现的锯齿波分为两种, 其中, 小幅度锯齿形波动的失稳现象是由固溶原子与位错的交互作用引起的, 而大幅度锯齿形波动的失稳现象主要与变形孪晶有关^[72-73]。然而,

早期对 Mg-Li-Zn-Y 合金的 PLC 效应研究结果表明,时效处理后基体中和晶界处析出大量的第二相却起到弱化合金 PLC 效应的作用^[74-76],如图 6。另外,尹森等证实孪晶并不是引起镁锂合金 PLC 效应的主导因素^[77]。

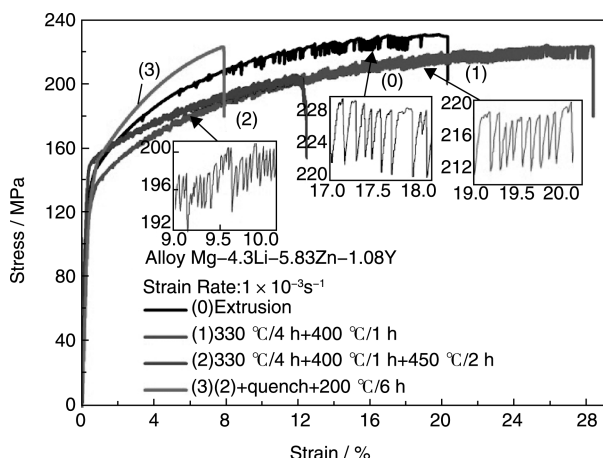


图 6 不同热处理状态 Mg-4Li-6Zn-Y 合金拉伸曲线^[74]

Fig. 6 Tensile curves of Mg-4Li-6Zn-Y alloy in different heat treatment conditions^[74]

迄今为止,学者们对 PLC 效应的本质及其产生的条件,提出了许多物理模型和理论。第 1 种主要考虑了溶质原子和运动位错的相互作用;第 2 种不仅考虑溶质原子的扩散作用,还考虑了位错的集体行为;第 3 种是利用连续介质塑性变形理论对动态应变时效进行了唯象的解释;第 4 种是仅考虑位错之间相互作用的模型;第 5 种则是详细考虑了动态应变时效对流动应力影响的钱-萧-李模型^[7]。可见,关于 PLC 效应的理论解释,学者们各执一词,认识不统一,但都未离开溶质原子、可动位错、林位错、析出相、孪晶等之间的交互关系来阐释自己的观点。

6 PLC 效应的影响因素

影响 PLC 效应的因素有多种,尤其是固溶原子和变形温度等。通常,纯金属中不存在 PLC 效应,这充分说明溶质原子是发生 PLC 效应不可或缺的因素。对于合金材料而言,位错运动时所遇的阻力概括起来主要有以下 3 种:①位错的点阵阻力,也就是位错在完整晶体中运动的阻力;②位错和其它位错的交互作用;③位错与溶质原子及第二相的交互作用。如图 7a,可以看出,随着位错线上能容纳溶质原子饱和值的增大,出现负的应变率敏感指数(SRS)的应变率区间也相应地变宽。因此,合金中 PLC 效应的发生需要具有负的应变率敏感系数,即在特定的应变速率和温度范围内,其流变应力随应变速率的增大而减小^[8]。Fujita 等研究了不同溶质浓度

对 Al-Mg 合金锯齿幅度的影响,揭示出锯齿幅度随固溶原子含量的增加而增大^[78]。可见,只有当位错的可动性与溶质原子的扩散能力相当时 PLC 效应才会出现^[8]。对于淬火处理的合金材料而言,含有过饱和浓度的溶质原子,可提高溶质原子的扩散能力,从而增大对可动位错的钉扎几率。

合金材料中 PLC 效应的发生需要满足一定温度条件^[7],如图 7b,当温度低于 T_1 ($T_1 = -Q_m/k\ln(a^2/12D_0)$),式中“ Q_m ”为溶质原子偏聚的激活能;“ a ”为晶格常数;“ D_0 ”为扩散常数;“ k ”为 Boltzmann 常数)时溶质原子扩散速度极慢(甚至无法扩散),很难在有限的时间 t_w 内形成足够大的气团;当温度高于 T_2 ($T_2 = u_{\max}/k\ln(c_0/c_s)$),式中“ u_{\max} ”为溶质原子和位错的最大交互作用能;“ c_s ”为位错线上的饱和溶质浓度;“ c_0 ”为溶质的平均浓度)时,溶质气团将蒸发或不足以达到钉扎位错所要求的浓度。因此,在这两个温度区间内不会出现 PLC 效应。温度越低,原子扩散越困难,PLC 效应发生时所需的临界应变变量也越大^[7-8]。在对镁锂合金 PLC 效应的研究中^[7],李传强等发现在高温变形条件下,挤压态、固溶态和时效态 Mg-Li-Zn-Y 合金的 PLC 效应锯齿幅值均明显减弱^[74-75]。

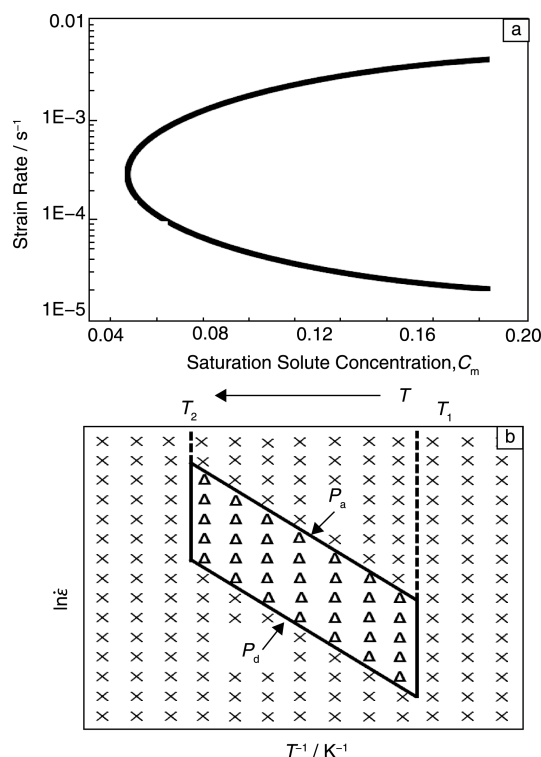


图 7 负 SRS 的应变速率区间与饱和溶质原子浓度 C_m 的关系(a)^[8],出现锯齿屈服的应变速率-温度范围(b)^[7]

Fig. 7 Plots of the strain rate range of negative SRS vs saturation solute concentration C_m (a)^[8], the strain rate-temperature range of serrated yielding (b)^[7]

温度升高对应力幅度的影响有两个方面, 其一是增大固溶原子的扩散速率, 使位错的时效程度在较短的时效时间内增大, 较高应力下才能脱钉; 其二是增大位错的可动性, 较低应力下就能脱钉。在对 6013 铝合金的研究中, 郑玉林发现随着变形温度的升高, 锯齿应力幅值和锯齿周期明显降低, 但延伸率略有增加^[79]。在对 Al-Li 单晶体锯齿流变行为的研究中, 田宝辉等揭示出温度对锯齿的频率和幅度的影响机制: ① 温度上升使位错的热起伏运动加剧, 脱钉的可能性增加; ② Li 原子的扩散速率随温度的升高而增大, 对位错的钉扎更为容易; ③ 交滑移更加频繁的发生。所有这些因素使锯齿频率随温度的升高而上升^[38]。

另外, 初始位错密度越高 PLC 效应越不易发生。例如, 室温下应变速率为 $6.67 \times 10^{-5} \sim 6.67 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 时, 热轧态 Mg-14.3Li-0.8Zn 合金不会出现 PLC 效应, 但固溶处理后将在同样的变形条件下出现 PLC 效应^[80]。晶粒长大在一定程度上也能弱化 PLC 效应^[81-82]。对轧制态 GZ31 镁合金进行不同温度的退火处理后, 吴迪等发现较大晶粒尺寸可减弱 PLC 效应^[82]。此外, 不同晶体结构也会对合金 PLC 效应产生一定的影响。例如, 密排六方 (HCP) 结构的单相镁锂合金存在 PLC 效应^[27, 60, 74-77], 而密排六方 (HCP) + 体心立方 (BCC) 结构的双相镁锂合金却不存在 PLC 效应^[74, 77, 83-84]。同时, 应变速率也会影响 PLC 效应。早期的研究表明, 应变速率不仅会改变 Mg-Li 合金 PLC 效应锯齿波的类型, 而且会影响其临界应变速率^[77, 74], 如图 8。对于时效态 Mg-Li-Zn-Y 合金而言, 当应变速率由 $1 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ 降至 $1 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ 时, PLC 效应将会出现^[77], 如图 9。

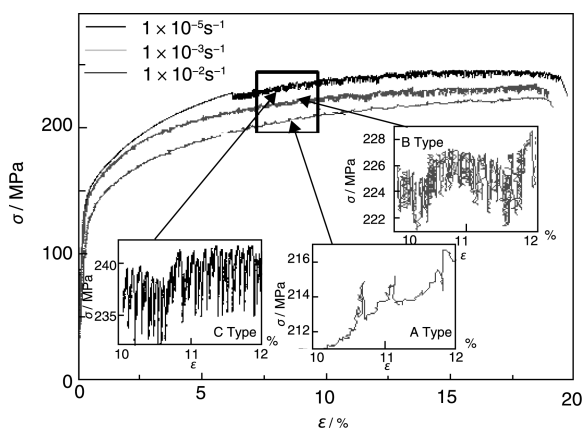


图 8 Mg-4Li-6Zn-Y 合金不同应变速率时拉伸曲线^[77]

Fig. 8 Tensile curves of Mg-4Li-6Zn-Y alloy with different strain rates^[77]

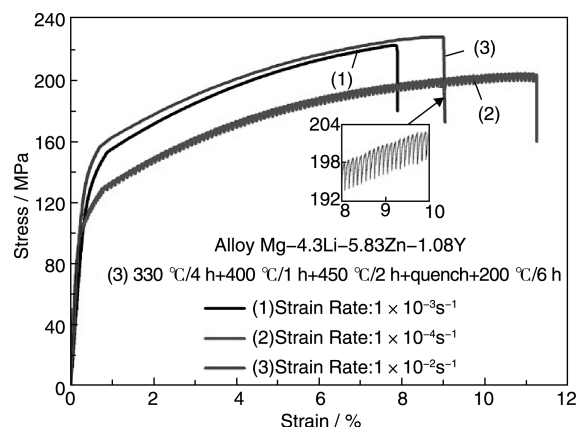


图 9 时效态 Mg-4Li-6Zn-Y 合金不同应变速率时拉伸曲线^[74]

Fig. 9 Tensile curves of as-aged Mg-4Li-6Zn-Y alloy with different strain rates^[74]

7 结 语

早期学者对 PLC 效应的研究结果表明, 对金属材料锯齿屈服现象的研究虽然取得了一定的进展, 但仍存在很多不足之处, 主要体现在如下 6 个方面: (1) 对 PLC 效应的认识深度不够, 大都只是对锯齿现象的表观描述, 缺少直接实验性证据; (2) 实验手段不足, 虽然报道了多种实验方法可以对 PLC 效应进行表征, 但通常仅采用单个实验方法, 没有综合运用多种实验手段对 PLC 效应进行多方位综合表征; (3) 理论解释缺乏实验性验证, 大都是根据实验现象和材料的原始组织进行一些推测, 并没有给出实验过程中材料微观组织的动态演化做支撑; (4) 虽然存在多种 PLC 效应的影响因素, 但对这些影响因素的认识较浅, 学者们各执一词, 没有统一认识, 且这些因素的影响程度如何、哪个是主导因素等并未澄清; (5) 早期研究忽略了晶体结构对 PLC 效应的影响, 而密排六方 (HCP)、体心立方 (BCC)、面心立方 (FCC) 等晶体结构材料的 PLC 效应微观机制是否一致尚需进一步的实验证据来证明; (6) 在材料改进方面尚未找到有效弱化或消除 PLC 效应的方法。鉴于此, 需要进一步结合多种实验手段对 PLC 效应及其微观机制进行系统深入的研究, 需深入研究不同晶体结构及微观组织对 PLC 效应的影响规律及作用程度, 需确定 PLC 效应出现的临界应变和温度条件, 以加深我们对 PLC 效应的理论认识深度, 最终获得可避免 PLC 效应的不同组织结构合金材料及其相应的加工处理工艺, 进而使金属材料的综合力学性能和加工性能得以显著改善。

参考文献 References

- [1] Abbadi M, Hähner P, Zeghloul A. *Materials Science and Engi-*

- neering: A[J], 2002(1): 194-201.
- [2] Luders W. *Dingler's Polytechnisches J*[J], 1860(5): 18-22.
- [3] Portevin A, Le Chatelier F. *Comptes Rendus Hebdomadaires Des Seances De L Academie Des Sciences (Paris)* [J], 1925(177): 311-313.
- [4] Reed J M, Walter M E. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2003(359): 1-10.
- [5] Klusemanna B, Fischer G, Böhlke T, et al. *International Journal of Plasticity*[J], 2015(67): 192-216.
- [6] Xiong Shaomin(熊少敏), Zhang Qingchuan(张青川), Cao Pengtao(曹鹏涛). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)* [J], 2009, 45(7): 892-896.
- [7] Qian Kuangwu(钱匡武), Li Xiaoqi(李效琦), Xiao Lingang(萧林钢), et al. *Journal of Fuzhou University(Natural Science)* (福州大学学报(自然科学版)) [J], 2001, 29(6): 8-23.
- [8] Jiang Huifeng(江慧丰). *Thesis for Doctorate(博士论文)* [D]. Hefei: University of Science and Technology of China, 2006.
- [9] Jiang H F, Zhang Q C, Jiang Z Y, et al. *Journal of Alloys and Compounds*[J], 2007(428): 151-156.
- [10] Jiang H F, Zhang Q C, Chen X D, et al. *Acta Materialia*[J], 2007(55): 2 219-2 228.
- [11] Jiang H F, Zhang Q C, Wu X P, et al. *Scripta Materialia*[J], 2006(54): 2 041-2 045.
- [12] Chihab K, Estrin Y, Kubin L P, et al. *Scripta Metallurgica*[J], 1987, 21(2): 203-208.
- [13] Lebyodkin M, Dunin-Barkowskii L, Brechet Y, et al. *Acta Materialia*[J], 2000(48): 2 529-2 541.
- [14] Hähner P. *Materials Science and Engineering: A* [J], 1993(164): 23-34.
- [15] Chihab K, Fressengeas C. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2003(356): 102-107.
- [16] Sarkar A, Charles L, Webber J, et al. *Physics Letters A* [J], 2008(372): 1 101-1 105.
- [17] Brechet Y, Estrin Y. *Scripta Metallurgica et Materialia* [J], 1994, 31(2): 185-190.
- [18] Xiang G F, Zhang Q C, Liu H W, et al. *Scripta Materialia*[J], 2007, 56(8): 721-724.
- [19] Jiang Huifeng(江慧丰), Zhang Qingchuan(张青川), Xu Yihao(徐毅豪), et al. *Acta Physica Sinica(物理学报)* [J], 2006, 55(1): 409-412.
- [20] Jiang H F, Zhang Q C, Jiang Z Y, et al. *Chinese Physics Letters* [J], 2005, 22(1): 99-102.
- [21] Xiang G F, Zhang Q C, Liu H W, et al. *Chinese Physics B*[J], 2006, 15(10): 2 378-2 384.
- [22] Swaminathana B, Abuzaid W, Sehitoglu H, et al. *International Journal of Plasticity*[J], 2015(64): 177-192.
- [23] Zdunek J, Brynk T, Mizera J, et al. *Materials Characterization* [J], 2008, 59(10): 1 429-1 433.
- [24] Cheng T, Xu X H, Cai Y L, et al. *Optics and Lasers in Engineering*[J], 2015(65): 89-92.
- [25] Coër J, Manach P Y, Laurent H, et al. *Mechanics Research Communications*[J], 2013(48): 1-7.
- [26] Miguel M C, Vespignani A, Zapperi S, et al. *Nature*[J], 2001(410): 667-671.
- [27] Wang C, Li Z Q, Xu Y B, et al. *Journal of Material Science*[J], 2007(42): 3 573-3 579.
- [28] Lebyodkin M A, Kobelev N P, Bougherira Y, et al. *Acta Materialia*[J], 2012(60): 3 729-3 740.
- [29] Vinogradov A, Lazarev A. *Scripta Materialia* [J], 2012(66): 745-748.
- [30] Jobba M, Mishra R K, Niewczas M. *International Journal of Plasticity*[J], 2015(65): 43-60.
- [31] Benallal A, Berstad T, Bovik T, et al. *International Journal of Plasticity*[J], 2008(24): 1 916-1 945.
- [32] Bolke T, Bondár G, Estrin Y, et al. *Computational Materials Science*[J], 2009(44): 1 076-1 088.
- [33] Ait-Amokhtar H, Fressengeas C, Boudrahem S. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2008(488): 540-546.
- [34] Louche H, Vacher P, Arrieux R. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2005(404): 188-196.
- [35] Ranc N, Wagner D. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2005(394): 87-95.
- [36] Ranc N, Wagner D. *Materials Science and Engineering: A* [J], 2008(474): 188-196.
- [37] Cao Pengtao(曹鹏涛), Zhang Qingchuan(张青川), Xiao Rui(肖锐), et al. *Acta Physica Sinica(物理学报)*[J], 2009, 58(08): 5 591-5 597.
- [38] Zhang Qingchuan(张青川). *Journal of University of Science and Technology of China(中国科学技术大学学报)* [J], 2007, 37(10): 1 320-1 328.
- [39] Tian Baohui(田宝辉), Lu Zheng(陆政), Qiang Jun(强俊), et al. *Journal of Aeronautical Materials(航空材料学报)* [J], 1998, 18(2): 1-7.
- [40] Tian Baohui(田宝辉), Li Huanxi(李焕喜), Zhang Yonggang(张永刚), et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)* [J], 1998, 34(6): 603-608.
- [41] Tian Baohui(田宝辉), Li Huanxi(李焕喜), Zhang Yonggang(张永刚), et al. *Chinese Journal of Materials Research(材料研究学报)* [J], 1996, 10(5): 472-476.
- [42] Tian Baohui(田宝辉), Zhang Yonggang(张永刚), Chen Changqi(陈昌麒). *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)* [J], 1996, 32(3): 249-253.
- [43] Tian Baohui(田宝辉), Li Huanxi(李焕喜), Zhang Yonggang(张永刚), et al. *Acta Metallurgica Sinica(金属学报)* [J], 1997, 33(6): 577-582.
- [44] Tian Baohui(田宝辉), Wei Xuzhan(魏续占), Wang Keguang(王克光), et al. *Rare Metal Materials and Engineering(稀有金属材料与工程)*[J], 1997, 26(1): 22-26.

- [45] Tian Baohui(田宝辉), Li Huanxi(李焕喜), Zhang Yonggang(张永刚), *et al. Ordnance Material Science and Engineering*(兵器材料科学与工程)[J], 1997, 20(4): 14-19.
- [46] Tian Baohui(田宝辉), Li Huanxi(李焕喜), Zhang Yonggang(张永刚), *et al. Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 1996, 25(6): 28-31.
- [47] Tian Baohui(田宝辉), Li Huanxi(李焕喜), Zhang Yonggang(张永刚), *et al. Chinese Journal of Materials Research*(材料研究学报)[J], 1996, 10(4): 388-392.
- [48] Tian B H, Zhang Y G, Chen C Q. *Materials Science and Engineering: A*[J], 1998(247): 263-269.
- [49] Tian B H, Zhang Y G, Chen C Q. *Materials Science and Engineering: A*[J], 1998(254): 227-233.
- [50] Chen Wenzhe(陈文哲), Peng Kaiping(彭开萍), Qian Kuangwu(钱匡武). *Journal of Fuzhou University (Natural Science)*(福州大学学报(自然科学版))[J], 1991, 19(1): 72.
- [51] Qian Kuangwu(钱匡武), Peng Kaiping(彭开萍), Chen Wenzhe(陈文哲). *Journal of Fujian University of Technology*(福建工程学院学报)[J], 2003, 1(1): 4-8.
- [52] Chen Wenzhe(陈文哲), Qian Kuangwu(钱匡武). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1989, 25(2): A132-136.
- [53] Chen Wenzhe(陈文哲), Qian Kuangwu(钱匡武). *Metal Science and Technology*(金属科学与工艺)[J], 1989, 8(3-4): 1-7.
- [54] Qian Kuangwu(钱匡武). *Journal of Fuzhou University (Natural Science)*(福州大学学报(自然科学版))[J], 1988, 16(2): 57-63.
- [55] Peng Kaiping(彭开萍), Chen Wenzhe(陈文哲), Qian Kuangwu(钱匡武). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1993, 29(6): A283-288.
- [56] Peng Kaiping(彭开萍), Chen Wenzhe(陈文哲), Qian Kuangwu(钱匡武). *Journal of Fuzhou University (Natural Science)*(福州大学学报(自然科学版))[J], 1998, 26(2): 76-80.
- [57] Cotrell A H, Bilby B A. *Proceedings of the Physical Society of London Series A*[J], 1949(62): 49-62.
- [58] McCormick P G. *Acta Metallurgica*[J], 1972(20): 351-354.
- [59] Cotrell A H. *Philosophical Magazine*[J], 1953(44): 829-832.
- [60] Wang Cong(王聪), Xu Yongbo(徐永波), Han Enhou(韩恩厚), *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2006, 42(2): 191-194.
- [61] Picu R C. *Acta Materialia*[J], 2004(52): 3 447-3 456.
- [62] Wang Cong(王聪). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shenyang: University of Chinese Academy of Sciences, 2006.
- [63] Bross S, Hahner P, Steck E A. *Computational Materials Science*[J], 2003(26): 46-55.
- [64] Korbel A, Martin P. *Acta Metallurgica*[J], 1988(36): 2 575-2 581.
- [65] Hu Qi(胡琦), Zhang Qingchuan(张青川), Fu Shihua(符师桦), *et al. Acta Physica Sinica*(物理学报)[J], 2011, 60(9): 0962 011-0962 018.
- [66] Chmelik F, Pink E, Krol J, *et al. Acta Materialia*[J], 1998(46): 4 435-4 442.
- [67] Li H X, Park J K. *Material Science and Engineering: A*[J], 2000(280): 156-160.
- [68] Thevenet D, Milha-touatim M, Zeghloul A. *Material Science and Engineering: A*[J], 1999, 266(1-2): 175-182.
- [69] Pink E, Kumar S, Tian B. *Material Science and Engineering: A*[J], 2000, 280(1): 17-24.
- [70] Kumar S, Shabadi R, Patel M M. *Materials Science and Technology*[J], 2003(19): 1 344-1 348.
- [71] Kumar S, Pink E. *Acta Materialia*[J], 1997(45): 5 295-5 301.
- [72] Li Tingqu(李廷取), Liu Xiangling(刘祥玲), Meng Fanyan(孟凡岩), *et al. Journal of Jilin Institute of Chemical Technology*(吉林化工学院学报)[J], 2013, 30(11): 59-61.
- [73] Li T Q, Liu Y B, Cao Z Y, *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2011(509): 7 601-7 607.
- [74] Zu Tingting(祖婷婷). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing, 2013.
- [75] Li C Q, Xu D K, Zu T T, Han E H, Wang L. *Journal of Magnesium and Alloys*, 2015(3): 106-111.
- [76] Li C Q, Xu D K, Han E H, *et al. Materials Science and Engineering: A*, 2015(3): 106-111.
- [77] Yin Miao(尹淼). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Shenyang: Shenyang Aerospace University, 2013.
- [78] Fujita H, Tabata T. *Acta Metallurgica*[J], 1977, 25(7): 793-800.
- [79] Zheng Yulin(郑玉林), Tan Chengyu(谭澄宇), Zheng Xuebin(郑学斌), *et al. Light Metals*(轻金属)[J], 2007(8): 49.
- [80] Wu S K, Chien C, Yang C S, *et al. Materials Science and Engineering: A*[J], 2014(605): 33-38.
- [81] Charnock W. *Philosophical Magazine*[J], 1968(18): 89-99.
- [82] Wu D, Chen R S, Han E H. *Materials Science and Engineering: A*[J], 2012(532): 267-274.
- [83] Xu D K, Zu T T, Yin M, *et al. Journal of Alloys and Compounds*[J], 2014(582): 161-166.
- [84] Xu D K, Liu L, Xu Y B, *et al. Scripta Materialia*[J], 2007(57): 285-288.

(编辑 惠琼)