

5456 铝合金 PLC 效应的两种临界机制研究 *

符师桦 程 腾 张青川 曹鹏涛 胡 琦

(中国科学技术大学中国科学院材料力学行为和 Design 重点实验室, 合肥 230027)

摘 要 在不同温度下对 5456 铝合金进行拉伸实验, 观察到低温下的正常临界行为和高温下的反常临界行为. 对比不同温度下的应力-应变曲线, 分别定义上下包络线. 临界应变之前的应力在低温时遵循下包络线, 在高温时遵循上包络线. 锯齿状应力-应变曲线在上下包络线之间振荡, 且在低温时, 锯齿方向朝上; 高温时锯齿方向朝下. 通过对应力和微观位错运动的分析讨论, 提出了分别对应于上下包络线的 2 种稳定塑性变形, 并给出相应的位错运动情况: 下包络线对应着位错没有被溶质原子钉扎, 上包络线对应着一部分位错已经被溶质原子钉扎但未能脱钉. 正常临界行为取决于第一次钉扎, 而反常临界行为取决于第一次脱钉.

关键词 5456 铝合金, Portevin-Le Chatelier (PLC) 效应, 动态应变时效, 位错, 拉伸实验

中图法分类号 O34 文献标识码 A 文章编号 0412-1961(2012)12-1453-06

STUDY ON TWO CRITICAL MECHANISMS OF PLC EFFECT OF 5456 Al-BASED ALLOY

FU Shihua, CHENG Teng, ZHANG Qingchuan, CAO Pengtao, HU Qi

CAS Key Laboratory of Mechanical Behavior and Design of Materials, University of Science and Technology of China, Hefei 230027

Correspondent: ZHANG Qingchuan, professor, Tel: (0551)3607613, E-mail: zhangqc@ustc.edu.cn

Supported by National Basic Research Program of China (No.2011CB302105), National Natural

Science Foundation of China (Nos.51271174, 11072233 and 11102201) and China

Postdoctoral Science Foundation (No.20100480684)

Manuscript received 2012-05-14, in revised form 2012-07-22

ABSTRACT The normal critical behavior at low temperature and inverse critical behavior at high temperature of 5456 Al-based alloy were observed via tension tests at different temperatures. By comparing the stress-strain curves at different temperatures, the lower and upper envelope curves were identified. Before the critical strain, the stress followed the lower envelope curve at low temperature while followed the upper envelope curve at high temperature. The subsequent serrations, which were upward at low temperature but downward at high temperature, waved between the two envelope curves. Furthermore, in relation with stress and dislocation motion, two types of dislocation motion for stable plasticity corresponding to the upper and lower envelope curves were presented, respectively. The lower envelope curve implied few dislocations were pinned by solute, while the upper envelope curve implied some dislocations were pinned by solute prior to escape. Finally, two critical mechanisms were proposed that the critical strain depended on the first pinning process in normal behavior and on the first unpinning process in inverse behavior.

KEY WORDS 5456 Al-based alloy, Portevin-Le Chatelier (PLC) effect, dynamic strain aging, dislocation, tension test

在一定的温度、应变速率及预变形等条件下, 合金材

料在塑性变形阶段会出现反复的塑性失稳现象, 称为 Portevin-Le Chatelier (PLC) 效应^[1-5]. PLC 效应在应力空间中表现为锯齿形发展, 在应变空间中表现出局部的阶梯形发展, 同时变形集中在试样局部区域并在表面形成变形带, 即 PLC 带. 目前普遍接受的对 PLC 效应的解释是动态应变时效 (dynamic strain aging, DSA), 即位错与溶质原子之间的动态钉扎和脱钉^[6-10]. 宏观上连续的塑性变形过程中, 在微观上位错运动在晶体中是不连

* 国家重点基础研究发展计划项目 2011CB302105, 国家自然科学基金项目 51271174, 11072233 和 11102201 及中国博士后科学基金项目 20100480684 资助

收到初稿日期: 2012-05-14, 收到修改稿日期: 2012-07-22

作者简介: 符师桦, 男, 1985 年生, 博士生

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2012.00270

续的. 位错在运动过程中被障碍阻拦到下一次启动所需的时间称为等待时间. 在等待时间内, 溶质原子通过管扩散向位错偏聚, 当偏聚的溶质原子足够多, 将实现对位错的钉扎. 在外加应力场的作用下, 位错通过热激活的方式克服溶质原子的钉扎从而实现脱钉, 局部区域的集体脱钉将带来 PLC 带和应力的跌落. 这种反复的“钉扎 - 脱钉”过程形成了宏观应力空间中的周期性锯齿形.

作为塑性失稳和稳定的边界, PLC 效应的临界应变, 即第一次发生 PLC 效应时对应的应变, 得到了广泛地研究^[11-14]. 临界应变随加载应变速率增大或实验环境温度降低而增大时, 称为正常临界行为; 反之, 临界应变随加载应变速率增大或实验环境温度降低而减小时, 称为反常临界行为^[15].

McCormick^[16]认为, 在临界应变之前, 位错不能被溶质原子钉扎, 即等待时间应该小于钉扎所需的时效时间. 随着应变增大, 一方面位错密度增大延长了等待时间, 另一方面空位密度增大提高了溶质原子的扩散性, 使得钉扎所需的时效时间缩短. 当等待时间的延长和时效时间的缩短使二者相等时, 为临界时刻, 即发生第一次 PLC 效应. 随着应变速率的增大, 等待时间将缩短, 或随实验环境温度的降低, 溶质原子的扩散性降低将导致时效时间延长. 为了达到钉扎条件, 需要更高的位错密度来延长等待时间, 或更高的空位密度来提高溶质原子扩散性以缩短时效时间, 这就需要更大的预应变, 所以呈现出了临界应变的增大. 但这个模型只能解释正常的临界应变行为, 不能解释反常的临界应变行为.

Kubin 和 Estrin^[15]研究了可动位错密度和林位错(穿过位错滑移面的位错)密度对动态应变时效引起的应变速率敏感性变化的影响, 在此基础上, Brechet 和 Estrin^[17]还考虑了析出相的形核和溶解的影响, 这 2 个模型都捕获到了 2 种临界应变行为. Cai 等^[18]提出了基于额外激活焓的模型. 额外激活焓在稳定值时受到微小扰动后, 以扰动是否继续增大作为临界条件. 该模型能够重现临界应变随应变速率先减小后增大以及随温度升高而减小的行为, 但不能重现临界应变随温度升高而增加的行为. 以上研究均限于对数学模型判据的讨论, 而缺乏对 PLC 效应物理机制的直观解释.

临界应变之前的应力可视为 PLC 效应的准备过程, 因而会影响到临界应变. 临界应变和临界行为受温度的影响, 而关于温度对不同临界行为条件下临界应变之前的应力的影响还未见报道. 本工作选取 5456 铝合金, 分别在不同温度下以相同的应变速率进行拉伸实验, 分析了临界应变之前的应力与温度的关系, 并研究讨论了 PLC 效应的 2 种临界行为机制.

1 实验方法

实验材料为 5456 铝合金, 化学成分为(质量分数,

%) : Mg 4.7—5.5, Mn 0.5—1.0, Fe 0.4, Si 0.25, Zn 0.25, Ti 0.2, Cu 0.1, Cr 0.05—0.2, Al 余量. 拉伸试样标距段尺寸为 55 mm×20 mm×3 mm. 实验前, 将试样在 400 °C 保温 3 h 进行退火处理, 然后炉冷至室温. 拉伸实验是在配备可控制温度密闭箱的 MTS810 电液伺服试验机上进行, 载荷采集频率为 100 Hz, 误差为 0.1%(实验中对误差小于 0.3 MPa), 控温精度为 ±1 °C. 拉伸实验的温度范围为 -100—60 °C, 拉伸速率为 30 μm/s, 对应的名义应变速率为 $5.4 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$. 拉伸实验前, 将试样置于箱体中保温 2 h.

2 实验结果

不同温度下的应力 - 应变曲线如图 1 所示. 为了更好的显示, 将相邻的曲线错开 20 MPa. 结果表明, PLC 效应出现在 -50—55 °C 温度区间. 当温度低于 -50 °C 或高于 55 °C 时, PLC 效应受到抑制. 临界应变和平均锯齿跌落幅值随温度的变化如图 2 所示. 随温度升高, 临界应变先减小而后增大. 其中, 低温下(低于 25 °C) 临界应变随温度升高而减小的现象称为正常临界应变行为, 高温下

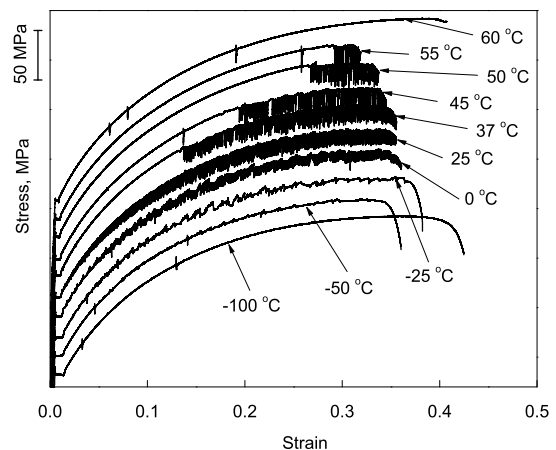


图 1 不同温度下的名义应力 - 应变曲线

Fig.1 Nominal stress-strain curves at different temperatures (For a better view, the curves are separated by an interval of 20 MPa)

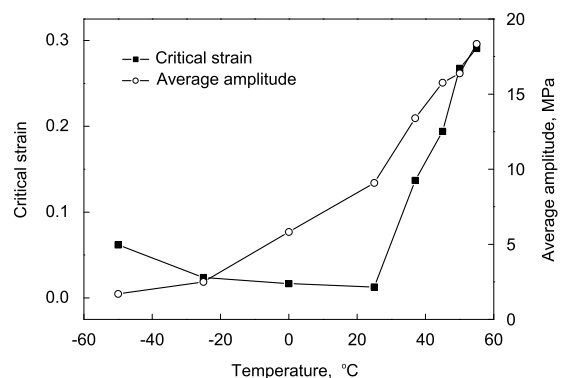


图 2 临界应变和平均跌落幅随温度的变化

Fig.2 Variations of critical strain and average amplitude with temperature

(高于 25 °C) 临界应变随温度升高而增大的现象称为反常临界应变行为, 而平均锯齿跌落幅度随温度升高单调增大.

如图 3a 所示, 各温度下的应力 - 应变曲线均位于 -100 °C 曲线和 60 °C 曲线之间. 在低温下, 临界应变之前的应力服从 -100 °C 曲线, 而在高温下, 临界应变之前的应力服从 60 °C 曲线. 随后的锯齿也在 -100 °C 曲线和 60 °C 曲线之间振荡. 因此, 可将 -100 °C 曲线记为下包络线, 将 60 °C 曲线记为上包络线. 此外, 还观察到了 2 种相反方向的锯齿. 在低温下, 锯齿方向是朝上的 (图 3b), 临界应变发生之前的曲线对应着下包络线. 在锯齿发生时, 应力首先在下包络线基础上出现额外的增加 (MN 段) 然后再急剧跌落. 而在高温下, 锯齿方向是朝下的 (图 3c), 应力包络曲线对应着上包络线. 锯齿发生时应力直接从上包络线跌落. 在中间温度段 (0 和 25 °C), 锯齿在上下包络线之间振荡, 没有明显的锯齿方向 (图 3d), 可视为过渡段. 随着温度升高, 应力包络曲线由下包络线变为上包络线, 锯齿方向由朝上变为朝下.

3 分析与讨论

3.1 位错运动

塑性变形过程中, 宏观上的应力反映了微观上位错在运动中受到的障碍强度. 上下包络线的应力差异意味着在

高温和低温下, 位错运动中受到的障碍强度是不同的, 而上下包络线均对应着稳定塑性变形. 因此, 根据位错运动中受到的障碍强度, 可将稳定塑性变形分为 2 种. 在高温下, 溶质原子扩散性强, 容易对位错钉扎. 2 种稳定塑性变形分别对应着常规稳定塑性和钉扎稳定塑性 2 种位错运动情况 [19,20].

(1) 常规稳定塑性: 位错在障碍前等待期间没有被溶质原子钉扎. 此时变形应该是稳定的, 应力 - 应变曲线也应是光滑的. 这是一个没有钉扎 (没有动态应变时效) 的稳定状态, 对应着下包络线.

(2) 钉扎稳定塑性: 一部分位错已经被溶质原子钉扎, 但未能脱钉. 此时, 为了满足恒定应变速率这一条件, 将会出现 3 种情况: 其它未被钉扎的位错将以更快的速度运动, 即其等待时间将缩短; 一部分原本静止的位错将被激活; 一些新的位错将通过位错增殖产生 (位错增殖速率比常规稳定塑性时更大). 受到障碍强度小的位错优先被激活, 故以上每种情况都必将引起应力的额外增大. 由于此状态中位错还未能脱钉, 所以应力不会出现跌落, 应力 - 应变曲线仍然保持光滑, 对应着上包络线.

钉扎稳定塑性是脱钉的先决要素, 脱钉也就意味着钉扎稳定塑性的结束. 临界应变是第一次锯齿跌落的时刻,

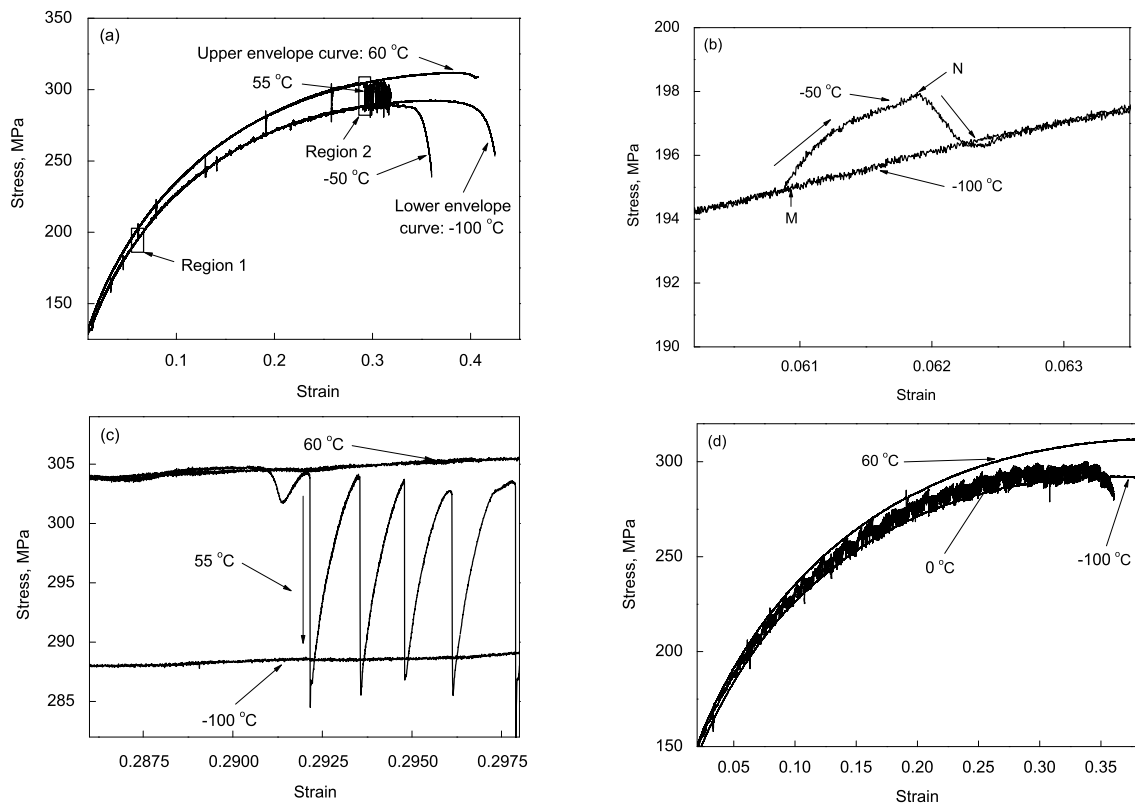


图 3 包络线和锯齿朝向

Fig.3 Envelope curves and serration directions

- (a) lower and upper envelope curves
- (b) upward serration (corresponding to region 1 in Fig.3a, section MN shows the additional increase of stress)
- (c) downward serration (corresponding to region 2 in Fig.3a)
- (d) without clear serration direction

也是第一次脱钉发生的时刻, 可视为钉扎稳定塑性的结束. 在低温下, 临界应变之前应力服从下包络线, 说明材料处于常规稳定塑性, 锯齿部分的上升沿 (图 3b 中的 MN 段) 对应着钉扎稳定塑性. 由于锯齿上升沿的应变区间很窄 (小于 0.001), 低温下的临界应变 (N 点) 可以近似地以钉扎稳定塑性的开始 (M 点) 代替. 也就是说, 低温下的临界应变, 即是位错开始被溶质原子钉扎. 高温下, 临界应变之前应力服从上包络线, 意味着材料在塑性变形初期就处于钉扎稳定塑性. 所以, 高温下的临界应变即是被钉扎的位错第一次脱钉. 综上所述, 临界应变在低温下取决于第一次钉扎过程, 而在高温下取决于第一次脱钉过程.

3.2 低温下临界情况

在低温下, 临界应变取决于第一次钉扎过程. 钉扎需要在位错线上累积足够多的溶质原子. 位错线上的溶质原子浓度 C 可以表示为^[21]

$$C \propto cT^{-1/3}D^{1/3}t_a^{1/3} \quad (1)$$

式中, c 是基体中的溶质原子浓度, T 是热力学温度, D 是扩散系数, t_a 是动态应变时效的时间, 即溶质原子向位错偏聚的时间. 扩散系数可由下式表达:

$$D \propto \exp(-Q/kT) \quad (2)$$

式中, Q 是溶质原子在基体中的迁移激活能, k 是 Boltzmann 常数. DSA 中时效时间即是位错的等待时间 $t_w = \Omega/\dot{\epsilon}$, 其中 $\dot{\epsilon}$ 是应变速率, 元应变 Ω 在小应变时随应变 ϵ 增大而增大, 在大应变时趋于稳定. 本工作中, 低温下的临界应变都很小, 故 t_w 由以下线性关系式表达:

$$t_w = \Omega/\dot{\epsilon} \propto (\epsilon - \epsilon_y)/\dot{\epsilon} \quad (3)$$

式中, 截距 ϵ_y 是屈服应变. 将式 (2) 和 (3) 带入到式 (1) 中可得

$$C \propto cT^{-1/3}\exp(-Q/3kT)(\epsilon - \epsilon_y)^{1/3}\dot{\epsilon}^{-1/3} \quad (4)$$

假设钉扎所需要的位错线上最小溶质原子浓度 C_{\min} 是与温度无关的常数, 这个最小浓度应依赖于溶质原子和位错的结合能. 在临界应变 ϵ_c , 位错线上的溶质原子浓度应等于该最小值, 即 $C(\epsilon_c) = C_{\min}$. 再联系到式 (4) 可得

$$C_{\min} \propto cT^{-1/3}\exp(-Q/3kT)(\epsilon_c - \epsilon_y)^{1/3}\dot{\epsilon}^{-1/3} \quad (5)$$

本工作中, $c\dot{\epsilon}^{-1/3}$ 是常数, 则由式 (5) 推导并将系数整合可得出

$$\epsilon_c = \gamma T \exp(Q/kT) + \epsilon_y \quad (6)$$

式中, γ 为整合后系数. 在式 (6) 中, 随温度升高, $\exp(Q/kT)$ 减小的速度要比 T 增大的速度大得多, 所以

临界应变随温度升高而减小. 其本质的机制是, 随着温度的升高, 溶质原子扩散性增强, 使得钉扎过程提早完成, 这就引起临界应变的减小. 在 -100 °C 时 PLC 效应受到抑制, 这是因为此时溶质原子扩散性太弱, 以至于在应变很大时, 等待时间达到了最大值, 扩散至位错线上的溶质原子浓度仍低于钉扎所需的最小浓度, 从而不能对位错进行钉扎.

3.3 高温下临界情况

在高温下, 溶质原子的扩散性很强, 钉扎过程在塑性变形初期已经完成. 临界应变取决于第一次脱钉过程, 即被钉扎的位错挣脱溶质原子, 这就需要外加应力 σ_{app} 同时克服林障碍 (此处将位错运动中与 DSA 无关的障碍, 如林位错、析出相、滑移摩擦等统称为林障碍) 和溶质原子障碍 (由 DSA 引起). 将 2 种障碍的强度分别记为 σ_f 和 σ_s , 脱钉条件则可表示为 $\sigma_{\text{app}} = \sigma_f + \sigma_s$. 而且, 在常规稳定塑性中, 没有动态应变时效效应, 应有 $\sigma_{\text{app}} = \sigma_f$; 在钉扎稳定塑性中, 位错受到溶质原子的额外钉扎但未能脱钉, 应有 $\sigma_f + \sigma_s > \sigma_{\text{app}} > \sigma_f$. 因此, 外加应力可分为 σ_f 和 $\sigma_{\text{app}} - \sigma_f$ 两部分. 其中 $\sigma_{\text{app}} - \sigma_f$ 是由动态应变时效引起的有效应力, 记为 σ_{DSA} . Rizzi 和 Hähner^[22] 将这部分表达为 $S_0\Delta G/kT$, 其中 ΔG 表示动态应变失效引起的额外激活焓, S_0 为常系数. 而 σ_f 则视为其余项的和, 包括内应力 (即加工硬化) 以及由应变速率敏感性引起的有效应力. 临界条件则可表示为 $\sigma_{\text{DSA}} = \sigma_s$, 即动态应变时效引起的有效应力能够克服溶质原子钉扎障碍.

接下来是确定 σ_{DSA} 和 σ_s 的值. σ_s 是溶质原子钉扎障碍的强度, 而钉扎强度又反映在锯齿跌落幅值上, 所以即为实验中的锯齿跌落幅值. 如上所述, 有 $\sigma_{\text{DSA}} = \sigma_{\text{app}} - \sigma_f$, 其中 σ_f 表示的是常规稳定塑性, 即没有动态应变时效时的应力. 前面讨论已得, 下包络线对应着常规稳定塑性, 所以有 $\sigma_f = \sigma_{-100}$, σ_{-100} 表示在 -100 °C 时的应力. 而且, 在临界应变之前, 外加应力的趋势服从上包络线, 故有 $\sigma_{\text{DSA}} + \sigma_f = \sigma_{60}$, σ_{60} 表示在 60 °C 时的应力. 因此可得 $\sigma_{\text{DSA}} = \sigma_{60} - \sigma_{-100}$. 显然, σ_{DSA} 取决于应变, 而 σ_s 随温度升高而增大, 临界时刻应该有

$$\sigma_{\text{DSA}}(\epsilon_c) = \sigma_s(T) \quad (7)$$

如图 4 所示, 虚线表示脱钉所需的外加应力, 实线表示已钉扎但未脱钉的应力, 点画线则表示未钉扎的应力. 脱钉的临界时刻则如竖线所示, 即虚线和实线的交点对应的应变. 竖线右边, 外加应力不会超过虚线, 因为一旦达到虚线时, 即会发生脱钉, 应力将出现跌落.

因此, 高温下 PLC 效应的反常临界行为可解释为, 随着温度升高, 溶质原子对位错的钉扎强度增大, 脱钉所需要的动态应变时效引起的有效应力 σ_{DSA} 增大, 而 σ_{DSA} 随应变增大而增大, 故呈现出临界应变随温度升高而增大

的行为. 对应到图 4, 温度升高, σ_s 增大, 虚线将上移, 虚线和实线的交点将右移, 即临界应变增大.

为了简化计算, 可用线性方程来描述 σ_{DSA} 和 σ_s 的关系式

$$\sigma_{\text{DSA}} = s_1 \varepsilon + b_1 \quad (8)$$

$$\sigma_s = s_2 T + b_2 \quad (9)$$

式中, 系数 s_1 , b_1 , s_2 和 b_2 由线性拟合获得, 如图 5 所示. 将式 (8) 和 (9) 代入式 (7) 可得

$$\varepsilon_c = (s_2/s_1)T + (b_2 - b_1)/s_1 = sT + b \quad (10)$$

高温下, 临界应变可以视为积累足够大动态应变时效引起的有效应力 σ_{DSA} , 以至能够克服溶质原子对位错的钉扎障碍 σ_s , 即 $\sigma_{\text{DSA}} = \sigma_s$. 随着温度升高, 溶质原子的钉扎强度 σ_s 增大, 脱钉所需的 σ_{DSA} 也将更大, 脱钉过程推迟, 临界应变增大. 60 °C 时 PLC 效应受抑制, 可以解释为溶质原子的钉扎强度太强, 以至于在变形全过程当中动态应变时效引起的有效应力都不足以使位错克服溶质原子的钉扎障碍.

3.4 结果对比

如图 6 所示, 式 (6) 和 (10) 分别重现了正常和反常的 2 种临界应变行为. 计算结果和实验结果的一致性表明, 在低温和高温下分别采用 2 个不同临界模型是合理的. 在高温下, 计算结果略大于实验结果, 这是由于在计算中忽略了热软化效应. 在高温下各温度之间 (37—60 °C) 温度范围较小 (23 °C), 热软化效应引起的应力差异是可以忽略的. 但在高温下各温度和 -100 °C 之间跨越约 150 °C, 此时热软化效应对应力产生微弱的影响. 也就是说, 高温下的林障碍强度 σ_f^h 应该略低于低温下的林障碍强度 σ_f^l , 即 $\sigma_f^h < \sigma_f^l = \sigma_{-100}$, 这将造成计算中

$\sigma_{\text{DSA}} = \sigma_{60} - \sigma_{-100}$ 的值比实际值 $\sigma_{\text{DSA}} = \sigma_{60} - \sigma_f^h$ 略小, 从而使计算所得的临界应变偏大.

将正常和反常的临界应变行为分离开的观点同样适用于临界应变随应变速率的变化. 对于正常的临界应变行为, 临界应变随应变速率增大而增大, 此时临界应变取决于第一次钉扎过程, 可由式 (5) 获得变化趋势. 其机制是, 随着应变速率的增大, 同一应变下的等待时间缩短, 使得

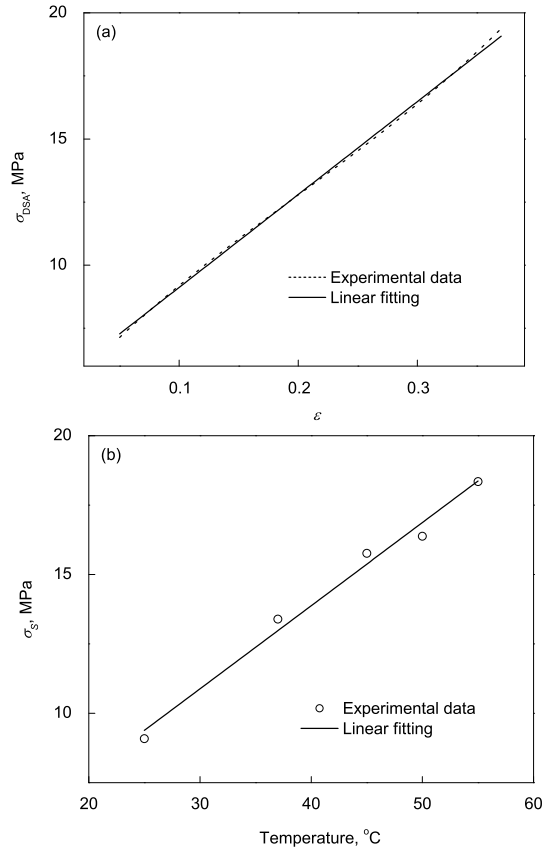


图 5 线性拟合

Fig.5 Linear fitting results of σ_{DSA} vs ε (a) and σ_s vs temperature (b)

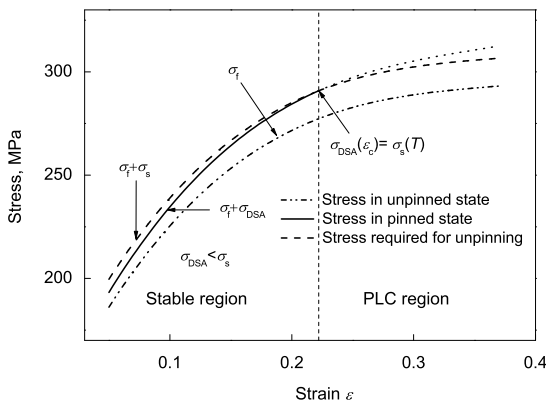


图 4 高温临界条件示意图

Fig.4 Illustration for the critical condition at high temperature (σ_s —strength of solute obstacles formed during waiting time; σ_f —strength of other obstacles unrelated to DSA, such as forest dislocation, precipitation, glide friction, etc.; σ_{DSA} —DSA effective stress, i.e. part of applied stress that resists solute obstacles)

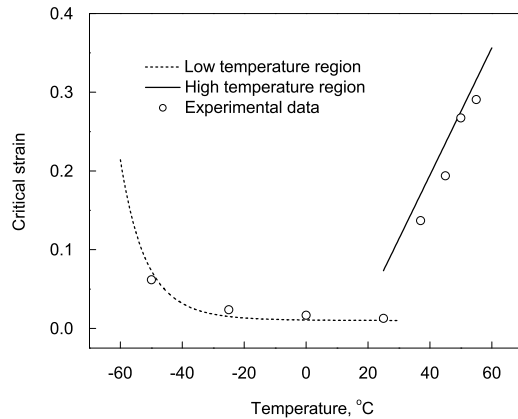


图 6 临界应变的计算结果与实验对比

Fig.6 Comparisons between calculation and experiment for critical strain

同一应变下聚集位错线上的溶质原子浓度降低, 因此达到钉扎所需最小溶质原子浓度的时间将推迟, 临界应变增大. 对于反常的临界应变行为, 临界应变随应变速率增大而减小, 此时临界应变取决于第一次脱钉过程, 其变化趋势可以由式 (7) 给出. 值得注意的是, 不能忽略应变速率改变对应力的影响, 即需要考虑应变速率敏感性引起的有效应力 $\sigma_{\text{SRS}}^{[22,23]}$. 所以式 (7) 应变成 $\sigma_{\text{DSA}}(\varepsilon_c) = \sigma_{\text{app}} - \sigma_f - \sigma_{\text{SRS}} = \sigma_s$. 其机制是, 随着应变速率增大, 等待时间缩短 (仍然能满足钉扎条件), 位错线上的溶质原子浓度降低, 钉扎强度减弱, 因此, 脱钉所需要的 σ_{DSA} 减小, 临界应变提前.

本工作在低温中采用的模型本质上与 McCormick^[16] 的模型相似, 都是以位错开始被溶质原子钉扎作为临界条件. 不同之处在于, McCormick 的模型中, 只给出了位错密度的指数变化, 但没有说明平均飞行距离的变化. 而在本工作中引入了元应变, 将位错密度和平均飞行距离变化整合到一个参数, 而且元应变是线性变化, 比指数变化更简单. 此外, McCormick 模型是基于体扩散 DSA, 需要引入空位密度, 而本工作模型是基于管扩散 DSA, 不需要引入空位密度. 虽然, 对于位错线上溶质原子浓度的描述有多种不同的表达式, 这些表达式无一例外有着同样的性质: 位错线上溶质原子浓度随等待时间延长或温度升高而增大. 但只要以位错线上溶质原子浓度达到钉扎所需最小值为临界条件, 由各个表达式推演所得到临界应变行为是一致的.

4 结论

(1) 通过对 5456 铝合金在 $-100\text{--}60\text{ }^\circ\text{C}$ 范围内的拉伸实验, 研究了 PLC 效应中的正常和反常 2 种临界应变行为. 在低温下, 临界应变随温度升高而减小, 属于正常临界行为, 临界应变之前的应力服从下包络线, 锯齿向上; 在高温下, 临界应变随温度升高而增大, 属于反常临界行为, 临界应变之前的应力服从上包络线, 锯齿向下.

(2) 下包络线对应着位错没有被溶质原子钉扎; 上包络线对应着一部分位错已经被溶质原子钉扎但未能脱钉.

(3) 提出对应正常临界行为和反常临界行为的 2 个临界应变模型. 对于正常行为, 临界应变取决于第一次钉扎过程; 对于反常行为, 临界应变取决于第一次脱钉过程.

参考文献

- [1] Cottrell A H. *Philos Mag*, 1953; 44: 829
- [2] Cieslar M, Fressengeas C, Karimi A, Martin J L. *Scr Mater*, 2003; 48: 1105
- [3] Nagarjuna S, Anozie F N, Evans J T. *Mater Sci Technol*, 2003; 19: 1661
- [4] Lu J Y, Jiang Z Y, Zhang Q C. *Acta Metall Sin*, 2006; 42: 139
(卢俊勇, 蒋震宇, 张青川. 金属学报, 2006; 42: 139)
- [5] Liu H W, Zhang Q C, Lu J Y, Xiang G F, Wu X P. *Acta Metall Sin*, 2006; 42: 925
(刘颢文, 张青川, 卢俊勇, 项国富, 伍小平. 金属学报, 2006; 42: 925)
- [6] Sleswyk A W. *Acta Metall*, 1958; 6: 598
- [7] Mulford R A, Kocks U F. *Acta Metall*, 1979; 27: 1125
- [8] McCormick P G. *Acta Metall*, 1988; 36: 3061
- [9] Springer F, Nortmann A, Schwink C. *Phys Status Solidi*, 1998; 170A: 63
- [10] Klose F B, Ziegenbein A, Weidenmüller J, Neuhäuser H, Hähner P. *Comput Mater Sci*, 2003; 26: 80
- [11] Balik J, Lukac P, Kubin L P. *Scr Mater*, 2000; 42: 465
- [12] Chihab K, Fressengeas C. *Mater Sci Eng*, 2003; A356: 102
- [13] Peng K P, Chen W Z, Qian K W. *Mater Sci Eng*, 2006; A419: 53
- [14] Cui C Y, Gu Y F, Yuan Y, Harada H. *Scr Mater*, 2011; 64: 502
- [15] Kubin L P, Estrin Y. *Acta Metall Mater*, 1990; 38: 697
- [16] McCormick P G. *Acta Metall*, 1972; 20: 351
- [17] Brechet Y, Estrin Y. *Acta Metall Mater*, 1995; 43: 955
- [18] Cai M C, Niu L S, Yu T, Shi H J, Ma X F. *Mater Sci Eng*, 2010; A527: 5175
- [19] Rodriguez P, Venkadesan S. *Solid State Phenom*, 1995; 42-43: 257
- [20] Soare M A, Curtin W A. *Acta Mater*, 2008; 56: 4091
- [21] Flor H, Neuhäuser H. *Acta Metall*, 1980; 28: 939
- [22] Rizzi E, Hähner P. *Int J Plasticity*, 2004; 20: 121
- [23] Hu Q, Zhang Q C, Cao P T, Fu S H. *Acta Mater*, 2012; 60: 1647

(责任编辑: 罗艳芬)