高应变率下的扩散型相变：绝热剪切形变过程中铝合金沉淀相的瞬间溶解

杨　扬[1]，罗淑洪[1]，陈培显[1]，胡海波[2]，汤铁钢[2]，张庆明[3]，张晓伟[3]

（1. 中南大学材料科学与工程学院，长沙　410083；
2. 中国工程物理研究院流体物理研究所，四川绵阳　621900；
3. 北京理工大学爆炸科学与技术国家重点实验室，北京　100081）

摘要：采用分离式霍普金森压杆（split Hopkinson pressure bar，SHPB）对 2195-T6 态铝锂合金帽型试样进行动态加载，利用光学显微镜（optical microscopy，OM）和透射电子显微镜（transmission electron microscopy，TEM）研究动态剪切变形区的微观结构变化。结果表明：在绝热剪切变形后绝热剪切带（adiabatic shear band，ASB）内晶粒急剧细化形成纳米等轴晶，并发现在高应变速率的绝热剪切过程中发生了扩散型相变——加载前基体中的沉淀相瞬间溶解于基体。首次探讨了绝热剪切形变过程中沉淀相瞬间溶解的热力学和动力学，并建立了沉淀相的溶解模型，即伴随着扩散的挠动模型。

关键词：材料科学基础学科；2195 铝锂合金；绝热剪切变形；沉淀相瞬间溶解

中图分类号：TG131　　**文献标识码**：A　　**文章编号**：1674-2850(2014)09-0897-11

Diffusive transformation at high strain rate: instant dissolution of precipitates in aluminum alloy during adiabatic shearing deformation

YANG Yang[1], LUO Shuhong[1], CHEN Peixian[1], HU Haibo[2],
TANG Tiegang[2], ZHANG Qingming[3], ZHANG Xiaowei[3]

(1. *School of Materials Science and Engineering, Central South University, Changsha* 410083, *China*;
2. *Institute of Fluid Physics, Chinese Academy of Engineering Physics, Mianyang, Sichuan* 621900, *China*;
3. *State Key Laboratory of Explosion Science and Technology, Beijing Institute of Technology, Beijing* 100081, *China*)

Abstract: Dynamic testing of 2195-T6 aluminum lithium alloy was carried out in a hat-shaped specimen by a split Hopkinson pressure bar (SHPB) at ambient temperature. The microstructure and phase transformation in dynamic shear deformation band produced in 2195-T6 aluminum lithium alloy were investigated by means of optical microscopy (OM) and transmission electron microscopy (TEM). The results showed that the fine equiaxed grains were formed in adiabatic shear band (ASB), and the diffusive transformation took place during adiabatic shearing deformation, namely the precipitates existed in the matrix of aluminum alloy before loading were instantly dissolved into matrix. The thermodynamics and kinetics of instantaneous dissolution of the precipitates during adiabatic shearing were firstly investigated, and a dissolution model considering the factor of perturbation was established in the present work.

Key words: basic subject of material science; 2195 aluminum lithium alloy; adiabatic shearing deformation; instant dissolution of precipitates

---

基金项目：国家自然科学基金（51274245）；NSAF 联合基金（U1330126）；高等学校博士学科点专项科研基金（20120162130006）；爆炸科学与技术国家重点实验室重点项目基金（KFJJ11-1）

作者简介：杨扬（1963—），男，教授，主要研究方向：材料动态行为. E-mail：yangyang@csu.edu.cn

0 引言

绝热剪切（adiabatic shearing）是材料在高应变速率形变条件下塑性形变局域化的一种常见形式，普遍存在于高速撞击、侵彻、冲蚀、切削、高速成型、爆炸复合等涉及冲击载荷的高应变速率形变过程中[1~3]。

由于绝热剪切变形具有瞬时性（微秒级）、大应力应变、绝热温升和高应变率（应变速率大于 10^3/s）的变形特点，目前各国学者关注的焦点是材料本身的绝热剪切敏感性和微观组织结构演化（晶粒细化、剪切带演化及相变）。近几年来，学者一般均认为高应变速率载荷下的相变均为无扩散型相变（马氏体相变[4~5]），在 304 不锈钢[6]、Fe-Cr-Ni 单晶[7]以及钛合金[8~10]的 ASB 内都发生了马氏体相变。铝锂合金作为一种低密度、高弹性模量、高比强度和高比刚度的铝合金，在航空航天领域有着广阔的应用前景，并受到越来越多的关注及研究[11~13]。但是对高应变率下铝锂合金绝热剪切变形，特别是对沉淀相的研究较少[14~16]。这里从绝热剪切变形特征出发，分析绝热剪切变形对 2195 铝锂合金微观组织结构的影响，重点讨论绝热剪切变形对沉淀相的影响。

1 实验样品与实验方法

实验用 2195 铝锂合金（Cu-4.00%，Li-1.00%，Mg-0.40%，Ag-4.00%，Zr-0.12%，Al-余量，质量分数），原始组织为锻造态组织，经 973 K 固溶 25 min，水淬，在 453 K 时效 16 h，得到 2195-T6 峰时效板材。

2195 铝锂合金的帽型试样[17]在 SHPB 装置下动态压缩，SHPB 装置如图 1a 所示，帽形试样具体几何形状和尺寸如图 1b 所示，实验温度为 293 K. 样品将在图 1b 所示区域发生绝热剪切变形。

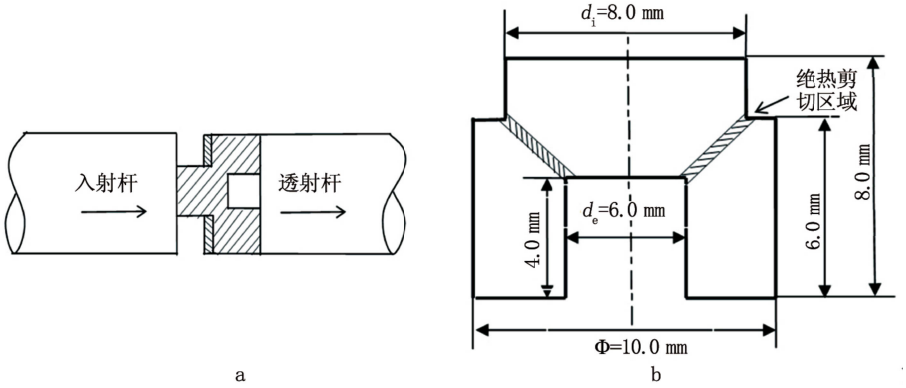


图 1 SHPB 实验装置与帽型试样

Fig. 1 Schematic diagram of SHPB and the hat-shaped specimen

a—SHPB 实验装置；b—帽型试样

a-Schematic diagram of SHPB; b-Hat-shaped specimen

对于 ANDRADE 等[18]的结果，剪切变形区的剪切应力（τ）、应变速率（$\dot{\gamma}$）、剪切应变（γ）可以通过式（1）～式（3）计算得出：

$$\tau(t)=\frac{E_0 d_i^2 e_t(t)}{L(d_i+d_e)}, \tag{1}$$

$$\dot{\gamma}(t)=\frac{2C_0 e_r(t)}{W}, \tag{2}$$

$$\gamma(t)=\int_0^t \dot{\gamma}(t)\mathrm{d}t, \tag{3}$$

其中，E_0 为钛合金压杆的弹性模量；$e_r(t)$ 和 $e_t(t)$ 分别为实验测得反射应变脉冲和透射应变脉冲；L 和

W 分别为剪切变形区的长和宽；d_i，d_e 分别为帽形试样的帽顶直径和帽底直径。

CULVER[19]引入一个简单的关于应变率与真应变的关系：

$$\varepsilon = \ln\sqrt{1+\gamma+\frac{\gamma^2}{2}}. \tag{4}$$

实验样品通过电切割帽型试样所得，电解抛光截取与试样轴线相平行的截面，抛光后用 HNO_3 2.5 mL＋HCl 1.5 mL＋HF 1.0 mL＋H_2O 95.0 mL 作为腐蚀液。用 Polyvar-Met 金相显微镜观察剪切变形区的显微组织特征。在进行金相观察的截面上用线切割机切下一薄片，经仔细观察后标记出剪切变形区的位置，机械减薄至 0.1 mm 厚，冲裁出直径为 3 mm 的小圆片，再进行双喷减薄，液氮冷却至 243 K，双喷电解液为 HNO_3 ∶ CH_3CH_2OH＝1 ∶ 3（体积比）. TEM 型号为 FEI Tecnai G^2 20ST，加速电压为 200 kV.

2　结果与讨论

2.1　动态应力-应变响应与剪切带内热-力参量

图 2a 为 2195 铝锂合金动态剪切变形实验应变脉冲-时间动态响应曲线。图 2b 为峰时效应变率时间曲线，由实验测得的反射应变脉冲（如图 2a 所示）经式（2）计算所得。由图 2b 可知，峰时效帽型试样的平均应变率约为 3.2×10^5/s，远远大于准静态变形下应变率（10^{-3}～10^{-1}/s）。绝热剪切变形起始于应变速率的第一个峰值，终止于加载应力的最后一个峰值[18]，整个过程持续时间为 71 μs. 图 2c 为峰时效真应力应变曲线，由实验测得的透射应变脉冲及 SHPB 实验参数经式（1）～式（4）计算所

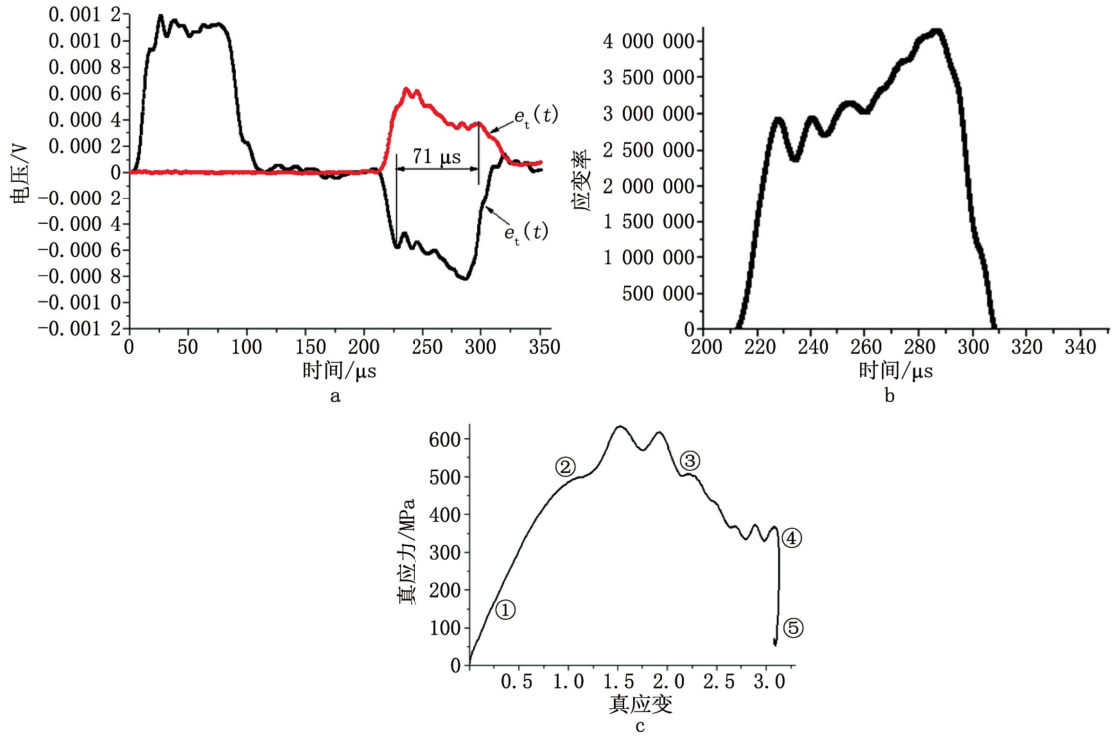


图 2　剪切变形过程中力学响应

Fig. 2　Mechanical response data during formation of shear band

a—入射杆与透射杆上的剪切信号；b—峰时效应变率时间曲线；c—峰时效真应力应变曲线

a-Shear signals between the incident bar and transmitted bar; b-Strain rate as a function of time; c-True shear stress as a function of true strain in shear band

得。该曲线说明了 2195 铝锂合金的变形特点。整个过程可以分为 4 个阶段：首先①～②，真实流动应力伴随着应力应变硬化而增大；其次②～③，由于应力应变硬化与热软化的平衡作用使得流变应力在小范围内波动，最大真应力达到 646 MPa；第三阶段③～④，由于热软化作用的加剧且超过应变硬化作用，使得应力开始逐渐降低；最终④～⑤，热软化效应越来越显著，试样发生热塑性失稳，最终导致 ASB 的形成。

绝热剪切变形区温升是研究其内部微观结构演化的重要参数，当应变速率大于 10^3/s 时，整个剪切区域的变形过程可以近似认为是绝热的。由前所述，实验中剪切变形的平均应变率约 3.2×10^5/s，故绝热温升可以采用以下公式计算[20～21]：

$$T_i = T_0 + \frac{\eta}{\rho c_v} S_i, \tag{5}$$

$$S_i = \frac{\Delta\varepsilon_i \times (\sigma_i + \sigma_{i+1})}{2}, \ i = 1, 2, 3, \cdots, \tag{6}$$

其中，T_0，ρ，c_v，η，σ 和 ε 分别为环境温度、材料密度、比热容、功热转化系数、应力与应变。对于 2195 铝锂合金，c_v=470 J/(kg·K)，ρ=4 647 kg/m^3，η=0.9，T_0=293 K.

S_i 为单位面积的形变能。将图 2b 中的应力应变曲线分割为若干连续的宽度单元，以此求得各单位面积 S_i 值。将各 S_i 依次代入式（6），可以得出剪切变形区内的温度-时间曲线，如图 3 所示。由图 3 可以得到动态剪切变形过程中的剪切变形区内绝热温度最终达到 834 K.

综上得到 ASB 内的热-力参量特点：高温（最高温度达 834 K），高应变率（平均应变率达 3.2×10^5/s），大应变（3.19），大应力（高达 646 MPa），瞬间变形时间（71 μs）。

2.2 沉淀相的溶解

图 4 为 2195 铝锂合金剪切变形区形貌的 OM 照片。由图 4 可见，剪切变形区是一条贯穿整个剪切区域的细长窄带，与基体组织存在明显的界面。剪切变形区宽约为 16.45 μm.

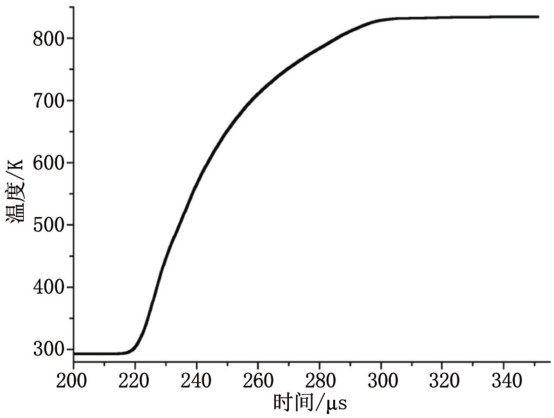


图 3 绝热剪切温升-时间曲线
Fig. 3 Adiabatic temperature rise as a function of time

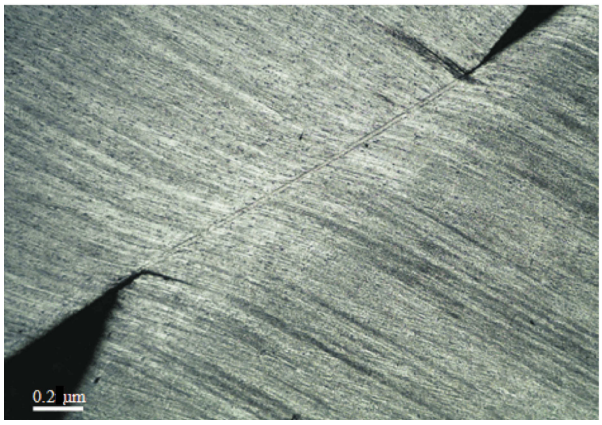
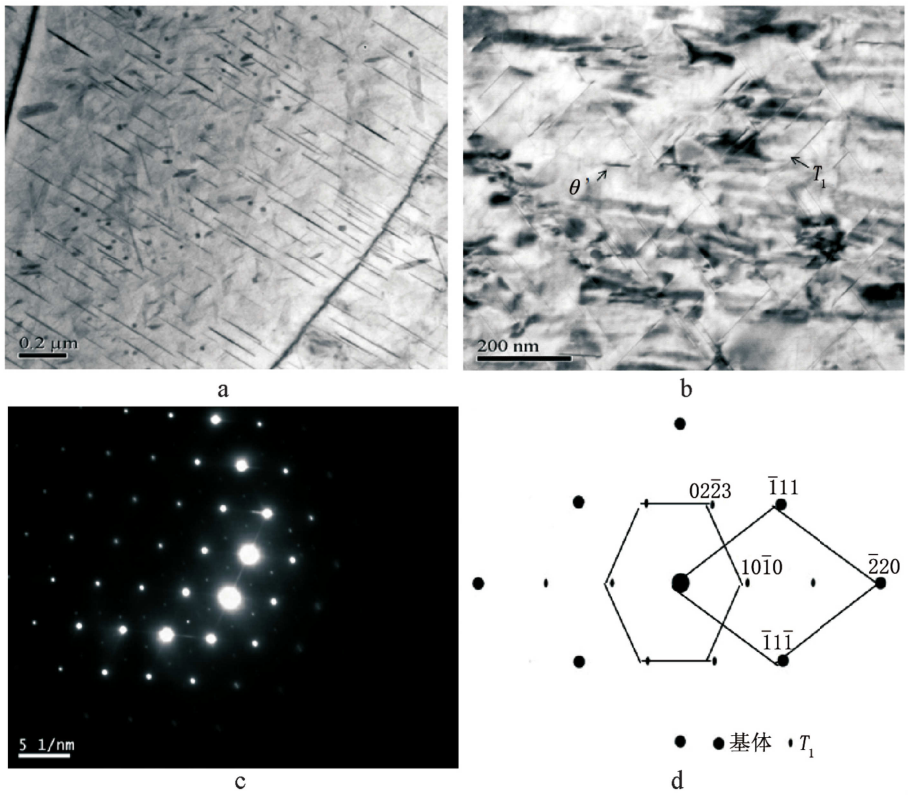


图 4 2195 铝锂合金变形区形貌的 OM 照片
Fig. 4 OM image of shear deformation zone produced in the hat-shaped specimen in 2195 aluminum lithium alloy

图 5 为动态剪切变形前合金基体的晶粒形貌及其衍射斑点和标定。图 5a 为动态剪切变形前的合金基体，基体均匀分布针状和点状沉淀相。图 5b 为动态加载前基体［110］方向的明场像，由图 5b 可以看出，存在大量的近乎相互垂直的针状 T_1 相，少量的针状 θ' 相和少量的点状 δ' 相。图 5c 为其对应的基体［110］方向的衍射斑点，由图 5c 可知，基体中有较亮的具有平行四边形特征和较暗的具有正六角形特征的两套衍射斑点。图 5d 为其对应的衍射斑点标定。标定结果表明：平行四边形的衍射斑点为铝基体的衍射斑点，正六角形的衍射斑点为 T_1 相的衍射斑点。



注：图 b 中箭头分别指示 T_1 相和 θ' 相

图 5 2195-T6 铝锂合金动态加载前的显微组织

Fig. 5 Micrograph of 2195-T6 aluminum lithium alloy before dynamic shear deformation

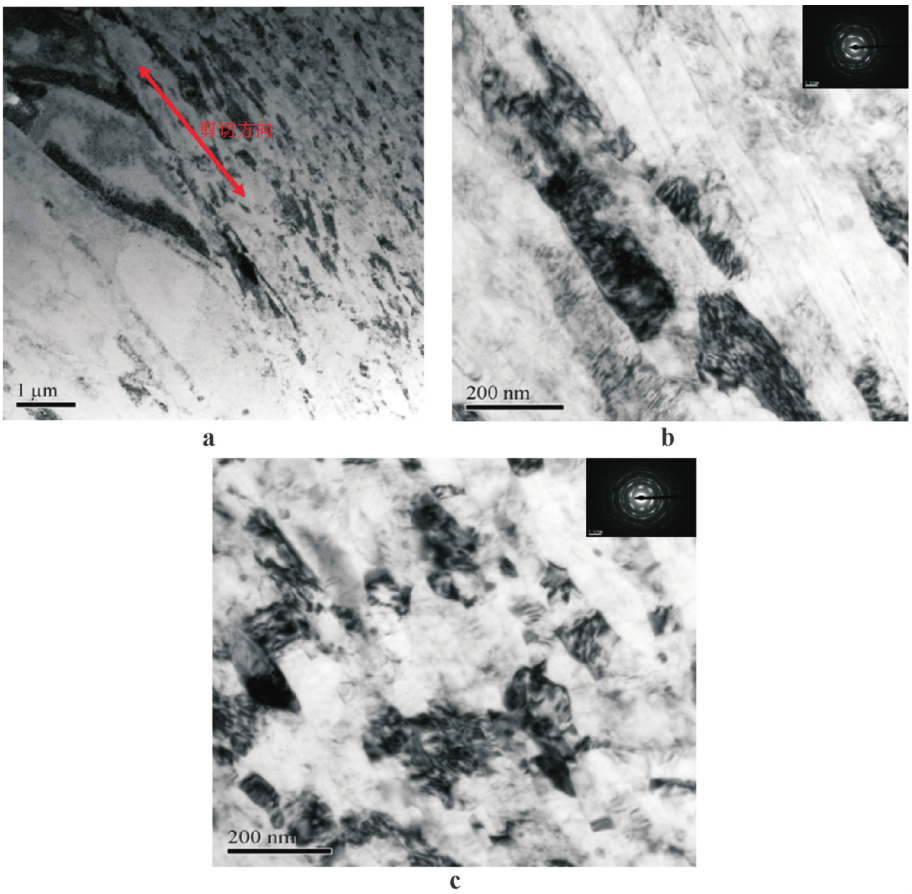
a—合金基体形貌；b—基体 [110] 方向的明场像；c—基体 [110] 方向的衍射斑点；d—对应衍射斑点的标定

a-Micrograph of matrix; b-Microstructure of the [110] zone axis;
c-Electron diffraction pattern of the [110] zone axis; d-Indexed diffraction pattern

图 6 为 ASB 内微观组织。图 6a 为绝热剪切变形方向，由图 6a 可知，亚晶沿剪切变形方向拉长，剪切变形区域的微观结构从剪切带中心向剪切带边部逐渐改变。拉长的亚晶分布在 ASB 的边缘区域，纳米等轴晶分布在 ASB 中心。图 6b 为拉长亚晶组织，对应的选区衍射花样为连续的拉长环状，这主要是由于拉长晶粒沿垂直方向可以分裂成多个取向相差较小的亚晶粒，引起衍射斑点的形状效应。图 6c为纳米等轴晶（晶粒尺寸 50～100 nm），其具有与再结晶晶粒相同的形貌特征。对应的选区衍射花样为不连续的环状，为多晶花样，这说明此选区内存在大量的大角度晶界的细小晶粒。剪切变形区内部没有观察到沉淀相，衍射斑点中并没有沉淀相的衍射斑点，说明动态剪切变形过程中，剪切变形区晶粒急剧细化，剪切变形区边界形成拉长的条状晶粒，剪切变形区中部形成纳米等轴晶，剪切带内晶粒的瞬间急剧细化可以采用动态再结晶机制解释[3,18]。此外，发现一个更令人感兴趣的现象：加载前的沉淀相在绝热剪切形变过程中已完全溶入基体中（结合剪切带内的形貌及选区电子衍射花样可以确定该溶解过程为扩散型相变，而非马氏体型相变）。这里将对该问题予以着重探讨。

2.3 沉淀相的溶解机理

对于常温下准静态强塑性变形过程中第二相的演变[22]已有较多的研究，MURAYAMA 等[23]在 Al-Cu 二元合金的等径角挤压变形中观察到呈针状的 δ' 相在室温下数道次等径挤压过程中逐步分解成短链状颗粒直至溶解入基体。MA 等[24]和王岩等[25]对热变形过程中沉淀相的演化特征进行了研究，认为沉淀相弯曲、扭折、切断，最后球化溶解。ZHANG 等[26]研究了 δ 相在 1 223 K，0.005 s^{-1} 变形条件下的溶解特征，认为在变形断裂和溶解断裂的共同作用下，针片状的 δ 相逐渐转化为球状。



注：图 b 插图为图 b 对应的选区电子衍射图；图 c 插图为图 c 对应的选区电子衍射图

图 6　剪切带内的显微组织及相应的选区电子衍射图

Fig. 6　Microstructures of the shear band and corresponding selected area diffraction patterns

a—剪切变形区与未变形区相的边界；b—剪切带边界区域中的拉长亚晶；c—剪切带中间区域的纳米等轴晶

a-Boundary between shear deformation zone and undeformed zone;
b-Elongated lath subgrains in the marginal area of the shear band;
c-Nanostructure equiaxed subgrains in the center of the shear band

WAZZAN 等[27]研究 Ni 合金在低应变率作用下应变率诱导沉淀相的溶解，认为除温度影响合金原子扩散外，应变率对位错短程扩散和机械扩散均有较大的促进作用。但对于高应变率作用下沉淀相的影响未作探讨。

这里以 T_1 相为例，分析在高应变速率下沉淀相的溶解过程并建立其瞬间溶解模型。

2.3.1　沉淀相溶解的热力学

从热力学观点，动态加载过程形成 ASB 的过程中，剪切带内沉淀相的溶解是由于在变形过程中材料内部各相组织的热力学平衡遭到破坏。在剪切变形过程中，剪切区域产生相当大的剪切应力，在应力作用下材料内部产生大量位错及严重的晶格畸变，沉淀相和基体的自由能均因晶格畸变能的增加而增大[28]。但众所周知，弹性模量是原子结合键的表征参数，因此，原子结合能不同的相在相同应变条件下的畸变能上升幅度不同。高原子结合能的相因晶格出现的变形程度大于低原子结合能的相而产生相对更大的畸变能。如在铝合金中的第二相都是高硬度、高弹性模量的金属间化合物，当它们的原子间距和排列稍微发生变化，将导致这些化合物的自由能急剧上升，它比铝基体自由能的上升率高几倍至几十倍[29]；同时，在绝热剪切变形过程中，沉淀相 T_1 在断裂与细化过程中，尺寸由大变小，为了与表面张力平衡，析出相内将增大压强，这种压强使第二相（析出相）的自由能增加，但基体中不出

现此项能量的增加；此外，在 T_1 相尺寸不断减小的过程中，T_1 相与基体接触的表面积增大，使得 T_1 相的表面能也不断增大。

可见，在绝热剪切变形过程中，应力会使沉淀相 T_1 的自由能增大值大幅度高于铝基体的自由能增大值，从而使合金中各相的能量平衡被打破，当沉淀相 T_1 的自由能最终累积达到高于基体自由能状态时，沉淀相 T_1 开始溶解于基体。与此同时，沉淀相 T_1 断裂前后的曲率半径发生改变，导致基体溶质浓度相应发生改变，打破了变形前基体相与沉淀相 T_1 建立起的浓度平衡，为溶质原子溶解于基体的扩散创造了条件。因此，当 T_1 相与基体的自由能差达到一定程度时，将满足沉淀相溶解的热力学条件。

2.3.2 沉淀相溶解的动力学

从热力学观点出发可以合理地解释沉淀相（T_1 相）溶解，但是动力学方面的解释并未得到详细的说明。这里结合 ASB 内的热-力特征，试图从运动位错短程扩散、机械扩散和应变率增强扩散等方面探讨高应变速率下沉淀相瞬间溶解的动力学问题。

T_1 相在剪切带内的溶解与在静态加载作用下的材料沉淀相溶解不同。沉淀相的溶解表明异质原子在基体中的扩散，不论动态加载还是静态加载，沉淀相溶解速率都取决于异质原子的扩散快慢。在 Al-Cu 二元合金的多道次转角挤压实验中[30]，伴随着挤压道次的增加，针状 T_1 相的体积分数逐渐减少，这表明在静态加载状况下沉淀相逐渐溶解。对比本实验可见，2 种情况下沉淀相溶解的时间相差 8～10 个数量级。

绝热剪切变形的高应变率、大应力和大应变、绝热温升以及高密度的晶体缺陷如位错等都将影响剪切带内沉淀相（T_1 相）的溶解扩散速率。RUOFF 等[31]指出静水压力对晶界扩散影响较小，COHEN[32]提出伴随着应变率的增大，应变率增强扩散的作用逐渐增强，沉淀相在位错处短程扩散效果更加明显。WAZZAN 等[27]，RUOFF 等[31]也提出应变率极大地增加了第二相粒子的扩散速率。而实际上应力增强扩散速率效果不很明显，远不如应变率的影响大[33]。

COHEN[32]指出在应变率一定的情况下，位错处短程扩散对沉淀相溶解有较大的增强效果。在绝热剪切变形过程中，T_1 相在外界多因素的扰动作用下，破裂后细化，与此同时，塞积于 T_1 相周围的位错将不断扫过破裂处，也使得移动位错扫过不断细化后的 T_1 相并且在位错处短程扩散，加速 T_1 相溶解。

由 IVANISENKO 等[34]的沉淀相溶解机制可知机械扩散对沉淀相溶解所起的巨大作用。在绝热剪切变形过程中，T_1 相受到强烈的剪切变形影响，T_1 相会沿主剪切变形方向被拉长、拉细。在剪应力与位错联合作用的情况下，T_1 相表面将破裂而细化，同时 T_1 相在破裂细化过程中将在位错处短程扩散。在扩散过程中，伴随着基体与 T_1 相不断拉长变形，剪切应力作用于扩散原子，将拖拽沉淀相原子加速扩散，而巨大的剪切应力作用于 T_1 相上也会增大 T_1 相溶解速率。

RUOFF[33]指出，扩散增强是通过过饱和空位、位错管道扩散或者很大可能是由于机械扩散的作用。而在绝热剪切变形过程中，极大的应变率、大的位错密度（位错管道）、绝热温升导致绝热剪切带内温度较高，而这些将增强扩散。

对于应变率增强扩散，运动位错可以不停地移动扫过沉淀相原子，在位错扫过沉淀相的过程中，沉淀相原子不断扩散到运动位错的位错芯中并被位错拖拽离开沉淀相。不动位错只是塞积于沉淀相周围，而沉淀相原子扩散到不动位错的位错芯中。由这 2 种情况可以得到运动位错比不动位错增强扩散的效果更好。

为区分应变率增强扩散（D'）与位错增强扩散（D_a）的效果，可以用式（7）和式（8）来表示应变率增强扩散[33]：

$$D_a/D_l = D'/D_l = 1 + \frac{D_p}{D_l}A_p\rho, \tag{7}$$

$$D_l = D_0\exp(-Q/RT), \tag{8}$$

其中，D_p，D_l，A_p，ρ 分别为位错管道的扩散速率、基体静态加载下扩散速率、位错管道的横截面积和位错密度。

原子扩散由原子浓度或化学势高低影响。对于静态加载情况，由于原子热运动不是很剧烈而导致沉淀相原子溶解速率较低，从而导致原子扩散一定距离所需的时间要长；而在动态加载情况下，应变率足够大，位错密度也高，由于绝热温升导致温度也比静态加载情况要高，同时剪切变形也可有机械扩散作用，而这些条件都极大地提高了 T_1 相原子溶解的速率。考虑到所有依赖于应变率的扩散机制时，应变率增强扩散比可以表示为[33]

$$\frac{D_{\dot{\varepsilon}}}{D_l} = 1 + K\,|\,\dot{\varepsilon}\,|^{P}, \tag{9}$$

其中，$D_{\dot{\varepsilon}}$ 为变形时的扩散系数；$|\,\dot{\varepsilon}\,|$ 为应变率的绝对值；K 为温度依赖的参数；P 为应变率的指前系数。

温度对扩散的影响表现为：温度的升高可以增大扩散速率，故 K 是大于 1 的常数。静态加载情况下 P 值为 1[32]，而应变率对增强扩散起较大作用，即应变率增强扩散比是关于应变率的递增函数，那么在动态加载情况下，P 值应该是大于 1 的值。

异质原子扩散的距离（X_p）可以表示为[34]

$$X_p = 2(D_{\dot{\varepsilon}}t)^{0.5}. \tag{10}$$

图 7 为扩散距离随应变率影响的曲线。变形时间为 71 μs，假设 K 为 5，温度设为 500 K. 对于 2195 铝锂合金 $D_0 = 1.71\times10^{-5}$ m/s，$Q = 90$ kJ/mol[35]. 取 P 值为 1.0，1.5，2.0，可以得到在不同 P 值下，扩散距离随应变率影响的曲线。

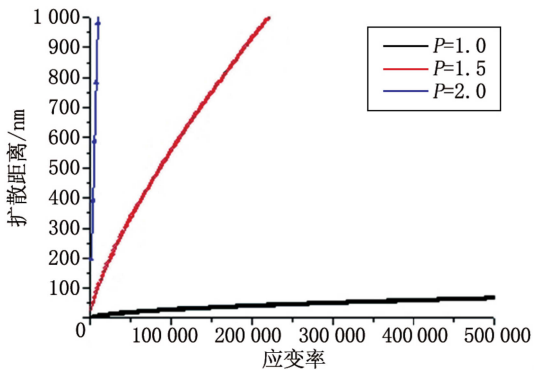


图 7　扩散距离-应变率曲线

Fig. 7　Function curve between diffusion distance and strain rate

如图 7 所示，伴随着应变率的增加，扩散距离急剧增大。随 P 值的增加，扩散距离急剧增大，说明动态加载下的高应变率对扩散距离的影响变得越来越大，也越容易合理解释沉淀相在极短的时间内溶解。并且运动位错短程扩散、应变率增强扩散及机械扩散等都将促进/加剧沉淀相溶解速度。由此可定性解释剪切带内沉淀相瞬间溶解的动力学。

2.3.3　沉淀相溶解模型

T_1 相在剪切带内的溶解与在静态加载作用下的材料沉淀相溶解不同。沉淀相的溶解表明：异质原子在基体中的扩散，不论动态加载还是静态加载，沉淀相溶解速率都取决于异质原子的扩散快慢。绝热剪切形变过程中，虽然沉淀相的溶解是在约 10^{-5} s 的瞬间完成，但它也有一个发生发展的过程，具体介绍如下。

变形开始阶段，位错密度急剧增加［其中沉淀相（T_1）及晶界周围的位错增加的最快］；随着变形的继续进行，部分有序的位错缠结成位错胞，位错胞也不断被拉长，同时 T_1 相也伴随着亚晶一起沿主剪切变形方向被拉长、拉细；拉长、拉细的沉淀相表面在剪应力/原子扩散两者的联合作用下产生挠动，挠动导致沉淀相纵向形状失稳而发生破裂或者被位错切割[31]，最终破裂成一个个小尺寸的 T_1 相，破裂之后的针状 T_1 相将会重复以上过程。

与此同时，在变形过程中，T_1 相周围塞积着大量的位错，随着 T_1 相尺寸的减少、表面积的增加以及与位错接触的几率增加，都导致 T_1 相在剪应力/绝热温升二者耦合作用下的原子扩散溶解速率大大增大。

在挠动和扩散的共同作用下导致沉淀相不断变小，由 Gibbs-Thomson 方程可知，随着沉淀相尺寸减小，沉淀相的溶解度增加，加速了沉淀相的溶解，最终导致沉淀相溶解于基体。

由上述分析，可以建立沉淀相瞬间溶解模型——伴随着扩散的挠动模型，如图 8 所示。

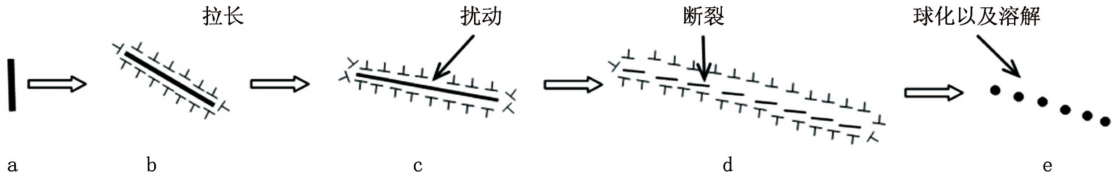


图 8 T_1 相绝热变形过程中瞬间溶解演化过程

Fig. 8 T_1 phase dissolved instantly in the process of adiabatic deformation

a—绝热剪切变形前的 T_1 相；b—伴随着变形的进行，T_1 相拉长，靠近 T_1 相周围的位错密度急剧增大；c—在剪切应力和沉淀相表面原子扩散作用下，沉淀相表面开始扰动；d—在扰动作用下，拉长 T_1 相破裂成一个个小尺寸的 T_1 相；e—小尺寸的 T_1 相球化并最溶解到基体

a-T_1 phase before deformation;

b-With the deformation continuing, T_1 phase elongated and dislocation density near T_1 phase increased dramatically during shearing;

c-With the joint action of shear stress and atom diffusion on precipitation phase surface, precipitate surface started to perturbation;

d-Elongated T_1 phase broke into small size T_1 phase with the effect of perturbation;

e-Small size T_1 phase spheroidized and finally dissolved into matrix

3 结论

利用 SHPB 对 2195 铝锂合金动态压缩加载，分析计算 SHPB 实验数据得到：ASB 内的绝热温度达 834 K，应变率高达 3.2×10^5/s，剪切应变为 3.19，剪切应力高达 646 MPa，绝热剪切时间为 71 μs.

形成的 ASB 宽为 16.45 μm；剪切带中部为纳米等轴晶（50～100 nm），剪切带边部是沿剪切方向拉长的亚晶；并首次发现高应变率下的扩散型相变——绝热剪切形变过程中沉淀相在 71 μs 时间内溶解于基体。

从热力学、动力学角度解释了沉淀相瞬间溶解的合理性；并从动力学角度出发，结合运动位错短程扩散、应变率增强扩散及机械扩散等观点，分析高应变率绝热剪切变形条件下沉淀相瞬间溶解，得到的沉淀相扩散距离随应变率的曲线定性解释了高应变率条件下沉淀相的瞬间溶解，并建立了沉淀相瞬间溶解模型——伴随着扩散的挠动模型。

[参考文献] (References)

[1] KENNEDY C, MURR L E. Comparison of tungsten heavy-alloy rod penetration into ductile and hard metal targets: microstructural analysis and computer simulations[J]. Materials Science and Engineering: A, 2002, 325(1): 131-143.

[2] XUE Q, BINGERT J F, HENRIE B L, et al. EBSD characterization of dynamic shear band regions in pre-shocked and as-received 304 stainless steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 473(1-2): 279-289.

[3] YANG Y, WANG B F. Dynamic recrystallization in adiabatic shear band in α-titanium[J]. Materials Letters, 2006, 60(17): 2198-2202.

[4] MEYERS M A. Dynamic behavior of materials[M]. New Jersey: John Wiley & Sons, 1994.

[5] DUVALL G E, GRAHAM R A. Phase transitions under shock-wave loading[J]. Reviews of Modern Physics, 1977, 49(3): 523-579.

[6] MEYERS M A, XU Y B, XUE Q, et al. Microstructural evolution in adiabatic shear localization in stainless steel[J]. Acta

Materialia, 2003, 51(5): 1307-1325.

[7] XU Y B, ZHANG J H, BAI Y L, et al. Shear localization in dynamic deformation: microstructural evolution[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2008, 39(4): 811-843.

[8] WANG B F, YANG Y. Microstructure evolution in adiabatic shear band in fine-grain-sized Ti-3Al-5Mo-4.5 V alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 473(1-2): 306-311.

[9] XU Y B, BAI Y L, MEYERS M A. Deformation, phase transformation and recrystallization in the shear bands induced by high-strain rate loading in titanium and its alloys[J]. Journal of Materials Science & Technology, 2006, 22(6): 737-746.

[10] YANG Y, JIANG F, ZHOU B M, et al. Microstructural characterization and evolution mechanism of adiabatic shear band in a near beta-Ti alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(6): 2787-2794.

[11] STARKE Jr E A. Historical development and present status of aluminum-lithium alloys[C]//PRASAD N E, GOKHALE A A, WANHILL R J H. Aluminum-Lithium Alloys: Processing, Properties, and Applications. Oxford: Elsevier, 2013: 3-26.

[12] TAVARES S M O, dos SANTOS J F, de CASTRO P M S T. Friction stir welded joints of Al-Li alloys for aeronautical applications: butt-joints and tailor welded blanks[J]. Theoretical and Applied Fracture Mechanics, 2013, 65: 8-13.

[13] WANHILL R J H, BRAY G H. Aerostructural design and its application to aluminum-lithium alloys[C]//PRASAD N E, GOKHALE A A, WANHILL R J H. Aluminum-Lithium Alloys: Processing, Properties, and Applications. Oxford: Elsevier, 2013: 27-60.

[14] YANG Y, TAN G Y, CHEN P X, et al. Effects of different aging statuses and strain rate on the adiabatic shear susceptibility of 2195 aluminum-lithium alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2012, 546(1): 279-283.

[15] GURAO N P, ADESOLA A O, ODESHI A G, et al. On the evolution of heterogeneous microstructure and microtexture in impacted aluminum-lithium alloy[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 578: 183-187.

[16] ODESHI A G, ADESOLA A O, BADMOS A Y. Failure of AA 6061 and 2099 aluminum alloys under dynamic shock loading[J]. Engineering Failure Analysis, 2013, 35: 302-314.

[17] MURR L E, STAODHAMMER K P, MEYER L W. Metallurgical applications of shock-wave and high-strain-rate phenomena[M]. New York: Marcel Decker, 1986.

[18] ANDRADE U, MEYERS M A, VECCHIO K S, et al. Dynamic recrystallization in high-strain, high-strain-rate plastic deformation of copper[J]. Acta Metallurgica et Materialia, 1994, 42(9): 3183-3195.

[19] CULVER R S. Thermal instability strain in dynamic plastic deformation[M]//ROHDE R W, BUTCHER B M, HOLLAND J R, et al. Metallurgical Effects at High Strain Rates. Colorado: Springer, 1973: 519-530.

[20] ROHDE R W, BUTCHER B M, HOLLAND J R, et al. Metallurgical effects at high strain rates[M]. Colorado: Springer, 1973.

[21] YANG Y, XINMING Z, ZHENGHUA L, et al. Adiabatic shear band on the titanium side in the Ti/mild steel explosive cladding interface[J]. Acta Materialia, 1996, 44(2): 561-565.

[22] LIU Z Y, BAI S, ZHOU X W, et al. On strain-induced dissolution of θ' and θ particles in Al-Cu binary alloy during equal channel angular pressing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2011, 528(6): 2217-2222.

[23] MURAYAMA M, HORITA Z, HONO K. Microstructure of two-phase Al-1.7 at% Cu alloy deformed by equal-channel angular pressing[J]. Acta Materialia, 2001, 49(1): 21-29.

[24] MA F, LU W, QIN J, et al. Microstructure evolution of near-α titanium alloys during thermomechanical processing[J]. Materials Science and Engineering: A, 2006, 416(1-2): 59-65.

[25] 王岩，邵文柱，甄良. GH4169 合金 δ 相的溶解行为及对变形机制的影响[J]. 中国有色金属学报，2011，2 (2)：341-349.
WANG Y, SHAO W Z, ZHEN L. Dissolution behavior of δ phase and its effects on deformation mechanism of GH4169 alloy[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2011, 21(2): 341-349. (in Chinese)

[26] ZHANG H Y, ZHANG S H, CHENG M, et al. Deformation characteristics of δ phase in the delta-processed inconel

718 alloy[J]. Materials Characterization, 2010, 61(1): 49-53.

[27] WAZZAN A R, DORN J E. Analysis of enhanced diffusivity in nickel[J]. Journal of Applied Physics, 1965, 36(1): 222-228.

[28] BAI S, LIU Z, ZHOU X, et al. Strain-induced dissolution of Cu-Mg co-clusters and dynamic recrystallization near a fatigue crack tip of an underaged Al-Cu-Mg alloy during cyclic loading at ambient temperature[J]. Scripta Materialia, 2011, 64(12): 1133-1136.

[29] LI H Y, TANG Y, ZENG Z D, et al. Effect of ageing time on strength and microstructures of an Al-Cu-Li-Zn-Mg-Mn-Zr alloy[J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 498(1): 314-320.

[30] SALEM H G, GOFORTH R E, HARTWIG K T. Influence of intense plastic straining on grain refinement, precipitation, and mechanical properties of Al-Cu-Li-based alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34:1153-1161.

[31] RUOFF A L, BALLUFFI R W. Strain-enhanced diffusion in metals. Ⅱ. Dislocation and grain-boundary short-circuiting models[J]. Journal of Applied Physics, 1963, 34: 1848-1853.

[32] COHEN M. Self-diffusion during plastic deformation[J]. Trans. JIM, 1970, 11: 145-151.

[33] RUOFF A L. Enhanced diffusion during plastic deformation by mechanical diffusion[J]. Journal of Applied Physics, 1967, 38: 3999-4003.

[34] IVANISENKO Y, LOJKOWSKI W, VALIEV R Z, et al. The mechanism of formation of nanostructure and dissolution of cementite in a pearlitic steel during high pressure torsion[J]. Acta Materialia, 2003, 51(18): 5555-5570.

[35] DOLGOPOLOV N, RODIN A, SIMANOV A, et al. Cu diffusion along Al grain boundaries[J]. Materials Letters, 2008, 62(30): 4477-4479.