

高速弹丸冲击诱发 TC4 中绝热剪切带的微观结构

杨 坤, 张从林, 黄 尉, 蔡 杰, 关庆丰

(江苏大学, 江苏 镇江 212013)

摘 要: 利用弹丸高速冲击 TC4 钛合金靶板, 采用透射电子显微镜(TEM)研究诱发的绝热剪切带(ASBs)附近及内部微观结构。ASBs 附近区域微观结构的观察表明, ASBs 边界容易成为诱发裂纹萌生的核心; ASBs 附近积聚了很大的内应力, 容易形成高密度的缠结位错、条带状位错胞等位错组态和应力诱发马氏体结构。ASBs 内部微观结构的观察表明, ASBs 为应力诱发结构, 沿垂直 ASBs 的方向, 越接近 ASBs 的中心部位, 晶粒碎化越严重; 在 ASBs 中没有观察到典型的动态再结晶(DRX)晶粒特征, 观察结果不支持 ASBs 中发生 DRX 以及 ASBs 的发源与传播都和 DRX 有关这一传统观点; 同时在 ASBs 中心区域出现了玻璃态的非晶结构。

关键词: TC4 钛合金; 高速弹丸冲击; 绝热剪切带(ASBs); 微观结构

中图分类号: TG146.2+3

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2016)09-2307-06

绝热剪切是材料在高应变速率($> 10^3 \text{ s}^{-1}$)形变条件下塑性形变局域化的一种常见形式^[1], 普遍存在于弹道冲击、高速切削、高速成型、爆炸复合等具有高应变速率的变形过程之中^[2,3], 是材料损伤失效的一种重要的方式。绝热剪切带(ASBs)的形成会使材料失去承受载荷和能量耗散的能力, 一般都被认为是材料失效的先导, 因此, 绝大多数情况下人们都将其看成是一种负面效应。但在高速切削、武器设计、空间飞行器制造等环节中, 绝热剪切也可以被加以利用, 如控制绝热剪切的形成, 以提高加工零件的精度、保护刀具、增强穿甲战斗部的穿透能力、保护空间飞行器的安全等^[4]。因此, 无论是从积极的角度还是负面的角度来看, 深入理解从局部化到失效的整个过程是非常重要的。

Ti6Al4V(TC4)合金是广泛应用于民用、军事工业和航空航天等领域的一种重要钛合金, 许多学者都对 TC4 钛合金中的绝热剪切现象进行过研究。大量的实验结果已经证明, TC4 钛合金在高应变率下将会形成 ASBs 结构, 同样在低应变率的高温情况下也会形成 ASBs, 这主要是由于 TC4 钛合金的低密度及低的热传导属性所致^[5]。

尽管许多研究者已经在 TC4 钛合金的 ASBs 方面开展了大量的工作, 但利用透射电子显微镜(TEM)直接观察 ASBs 的工作还不多见。此外, 关于 ASBs 中是否发生再结晶等现象, 众多研究者也未能达成一致

的意见。鉴于此, 本研究利用 TEM 直接观察高速弹丸冲击诱发 TC4 钛合金中形成的 ASBs 结构, 详细表征 ASBs 中的微观结构状态, 观察 ASBs 内部是否发生再结晶, 分析局部变形过程中的微结构演化行为, 为深入理解 ASBs 的形成与演化机制提供必要的实验储备。

1 实 验

实验材料为 TC4 钛合金, 显微组织为 $\alpha+\beta$ 双相魏氏组织。其组织特征为原始粗大的 β 晶粒的晶界上分布着连续的 α 网, 在 β 晶粒内分布着片状的 α 束域, 片状 α 之间为层片状 β 相^[6]。将 TC4 钛合金切割成小块作为靶材, 靶材直径 62.5 mm, 厚度为 14 mm。射击的弹丸为 $\Phi 3.5 \text{ mm}$ 的钢珠, 冲击速度为 1000 m/s。沿弹坑轴向切开靶板, 将样品弹坑的纵剖面制成厚度约为 1 mm 的薄片, 继续研磨样品的弹坑剖面至可进行电解双喷的程度, 再用 TENUPO-5 型自动电解双喷减薄仪(电解液为 6% 的 $\text{HClO}_4+36\% \text{C}_4\text{H}_9\text{OH}+60\% \text{CH}_3\text{OH}$ 溶液)进行最终减薄至电子透明。TEM 观察在 JEM-2100 透射电子显微镜(TEM)上进行。

2 结果及分析

2.1 ASBs 附近区域的微观结构

图 1 为高速弹丸冲击诱发 TC4 钛合金中典型

收稿日期: 2015-09-22

基金项目: 国家自然科学基金委员会-中国民用航空局联合基金(U1233111)

作者简介: 杨 坤, 男, 1990 年生, 硕士生, 江苏大学材料科学与工程学院, 江苏 镇江 212013, 电话: 0511-88790083, E-mail: pqys_008@126.com

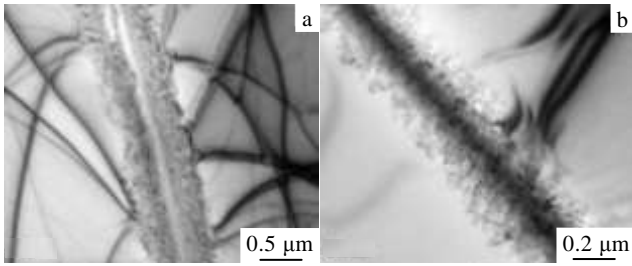


图 1 ASBs 外分布的等倾条纹

Fig.1 Extinction contours distributed outside the ASBs: (a) plenty of black extinction contours and (b) the form of the steps

ASBs 结构的 TEM 像。在 ASBs 外附近区域上分布着大量黑色的消光轮廓(等倾条纹), 这些等倾条纹是应力作用下局部晶面取向发生变化引起的衬度效应^[7], 说明 ASBs 附近积聚了很大的内应力。此外 ASBs 与基体界面极为粗糙, 有些界面局部区域甚至形成台阶或向外释放位错。根据以往的研究^[8], 这些区域往往都是裂纹萌生的先兆, 说明 ASBs 边界容易成为诱发裂纹萌生的核心。

许多情况下 ASBs 附近的晶粒内部以高密度的缠结位错为主, 但有些区域则形成了比较独特的位错组态。图 2 为 ASBs 附近某一区域形成的一种条带(胞状)状的变形结构。这些条带彼此平行, 其宽度约为 20 nm, 条带边界比较清晰。许多强烈变形条件下金属材料内部都曾发现过这种条带结构的形成^[9]。根据 Meyers^[9]的分析, 图 2 中的条带结构的形成是由于冲击作用造成的变形产生了巨大的热量, 这些热量会导致变形结构产生回复作用。在 ASBs 的形成过程中, 温度随应变的增加单调递增, 一旦超过某一临界温度后, 热软化将占主导地位, 此时将产生 ASBs^[10]。随后, ASBs 会向周边释放热量而发生热回复, 在此过程中, 先前由于强烈变形导致晶体内部形成的高密度位错出于满足能量最低的要求将发生重排, 而这种条带状的稠密位错胞结构

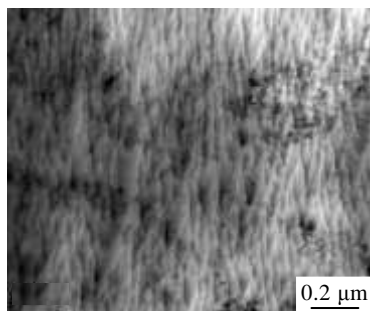


图 2 ASBs 附近的条带状位错胞结构

Fig.2 Banded dislocation cell structures nearby the ASBs

正好符合能量最低的要求, 结果便形成了图 2 所示的条带状位错胞结构, 并且其边界为理想的面缺陷。

除位错及位错胞结构外, 在 ASBs 附近位错密度较高的区域还观察到了 2 种马氏体结构, 如图 3 所示。根据 Landau 等^[11]对高应变率变形的 Ti6Al4V 的研究和选区电子衍射(SAED)结果, 这 2 种马氏体板条分别为应力诱发的 α' -hcp 型(图 3a)和 α'' 斜方晶系型(图 3b)马氏体结构。

上述结构都是在离 ASBs 稍远的距离上观察到的, 在紧邻 ASBs 的一些区域可经常观察到位错塞积结构, 如图 4 所示。从图 4a 可以看出, 许多位错成排地排列, 并终止在 ASBs 边界处。在弹丸冲击产生的剪切应力作用下, 由同一位错源产生的位错源源不断地释放出来, 并在同一个滑移面上运动。在运动过程中一旦遇到障碍物, 这些位错就会塞积在障碍物前, 后面的位错会持续不断地向领先位错施加压力, 致使领先位错产生很大的应力集中。假设塞积位错的数目为 n , 外加应力为 τ , 则此时领先位错处所受的应力为 $n\tau$ 。在高速弹丸冲击过程中, 剪应力先是随剪应变的增加而增加, 当剪应变在某处达到临界值时, 剪应力此时达到最大, 随后热软化会超过应变硬化, 并形成 ASBs。据此可以确定, 由于位错塞积在障碍物(晶界、亚晶界、

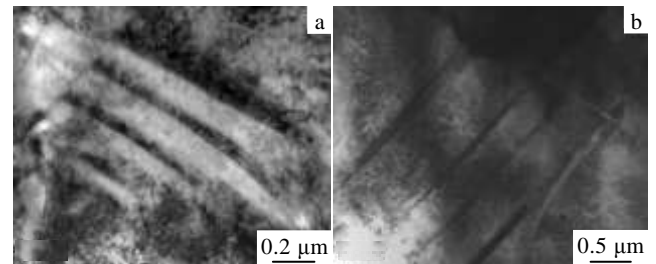


图 3 ASBs 附近的马氏体结构

Fig.3 Martensite structures nearby the ASBs: (a) α' -hcp type and (b) α'' orthorhombic system type

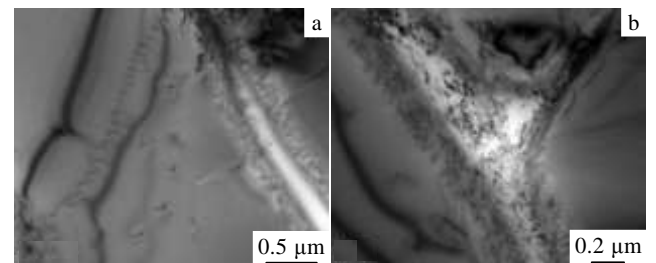


图 4 ASBs 紧邻的位错塞积结构

Fig.4 Dislocation pile-up structures close to the ASBs: (a) plenty of dislocations arranging in a row and stopping at the ASB border and (b) triple grain boundary junction of β grain

马氏体、析出相等)导致应力集中, 很容易造成该区域的剪应力达到 ASBs 形成的临界值, 进而诱发 ASBs 的形成。ASBs 的形成使其附近的变形能量得以释放, 因此在其周围一定的区域内, 不会再出现另外的 ASBs。

由于 TC4 钛合金中析出相颗粒很少, 因此晶界或相界面很容易成为导致位错塞积的障碍物, 据此有理由认为 TC4 钛合金中 β 晶粒边界处的 α 相区域应该比较容易成为导致位错塞积的障碍物, 进而造成应力集中使剪切应力达到 ASBs 形成的临界值。图 4b 为 β 晶粒三叉晶界区域的 TEM 照片。可以看出, 沿 β 晶粒三叉晶界的 3 个方向都形成了 ASBs 结构。当然, 热回复过程中形成的亚晶界(可能包括位错墙)或马氏体边界等面缺陷结构也应该可以成为导致位错塞积的障碍物, 这可能就是低应变速率下 TC4 钛合金的热回复过程中也会形成 ASBs 结构的原因之所在, 但本实验没有发现这方面的实验证据。

2.2 ASBs 内部的微观结构

图 5 为高速冲击样品不同区域中 ASBs 的 TEM 像, 显示了一些不同形态 ASBs 的内部结构。通常平行于剪切带方向的中心部位都含有一条中脊线, 这与许多形变孪晶、马氏体等结构有相似之处, 进一步说明 ASBs 为应力诱发结构。图 5a 中 ASB 内中脊线组织与其它区域差别不是很明显, 其边界有些粗糙; 图 5b 中 ASB 内中脊线为白色, 与 ASB 内其它区域呈现出截然不同的衬度特征, 但中脊线内部没有组织细节, 其边界也很平直、光滑; 图 5c 中 ASB 内没有明显的中脊线, 中心区域由尺寸在 10 nm 以下的圆形胞状结构组成; 而图 5d 中 ASB 中心的白色衬度区域很大, 其宽度已经达到整个 ASB 宽度的一半左右, 其内部还

分布着一些类似于位错的线状结构。

ASBs 内的边缘区域与中心区域微结构差别很大, 这些区域呈现出剧烈的变形和很窄的拉伸亚晶的结构特征, 图 5a、5b、5d 显示大部分亚晶粒被拉长, 但其间也夹杂着一些等轴的尺寸在 10 nm 以下的纳米晶粒, 而图 5c 中 ASB 内边缘区域几乎全部由高度拉伸的亚晶所组成。同时, 由图 5 可以发现, 越靠近中脊线, 等轴纳米晶粒越多, 尺寸越小, 相应位错密度也越低, 几乎观察不到位错的存在。其主要原因在于纳米晶粒尺寸越细小, 位错的萌生就愈发困难^[12]。

为了获得 ASBs 内部晶粒尺寸及晶向变化方面的信息, 对 ASBs 从外缘到内部依次进行选区电子衍射花样的拍摄。图 6 为某一 ASB 区域内, 沿垂直 ASB 方向的多点选区电子衍射花样。经过对图 6b 中衍射花样内较强的衍射斑点进行标定, 可知剪切带中脊线区域为 α -Ti 相。此外可以看到, 在 ASB 内部很小的区域即可出现不同的晶体取向, 这意味着不同取向的纳米级亚晶粒出现在了 ASB 内部。靠近中脊线区域的衍射花样取向最为混乱, 说明晶粒碎化最严重; 而靠近 ASB 边界区域的衍射花样中, 取向混乱程度稍有改善。上述结果说明, 越接近 ASBs 的中心部位, 晶粒碎化程度越严重。

许多研究人员都认为在 ASBs 的形成过程中发生了动态再结晶(DRX), 并且 ASBs 的发源与传播均有可能来自 DRX^[13]。众所周知, DRX 晶粒以等轴状和低位错密度为特征^[14], 因此其晶粒比变形和应变硬化的晶粒柔软, 可以引起不稳定的变形, 从而导致应变局部化。然而从本实验的结果来看, 在 ASBs 中观察到的是拉长的和剧烈变形的晶粒以及一些等轴的纳米晶粒, 尽管衍射花样显示这些结构是由不同取向的晶粒组成, 但还是无法证明这些晶粒是由于发生 DRX 而形成的。由于拉长的和剧烈变形的晶粒与典型的 DRX 晶粒特征明显不符, 而大量相关的研究结果显示, 强烈的剪切变形也可以形成等轴的纳米晶结构^[15], 所以观察结果更倾向于这些结构是由强烈的变形造成的。因此本研究的观察结果不支持 ASBs 中发生了 DRX 以及 ASBs 的发源与传播均与 DRX 有关这一传统观点。

需要注意的是, 中脊线区域选区电子衍射花样的特征十分特殊, 如图 6b4 所示。从衍射斑点来看并未显示出取向的错乱, 但仔细观察发现, 围绕原点斑点各衍射斑点之间都由弥散的亮线将其连接起来, 构成一个弥散的平行四边形。曾经在薄片状析出相, 如时效 Al 合金中的 GP 区观察到过类似的衍射现象^[16], 差别是 GP 区衍射图中的亮线十分明锐, 而图 6b4 中的

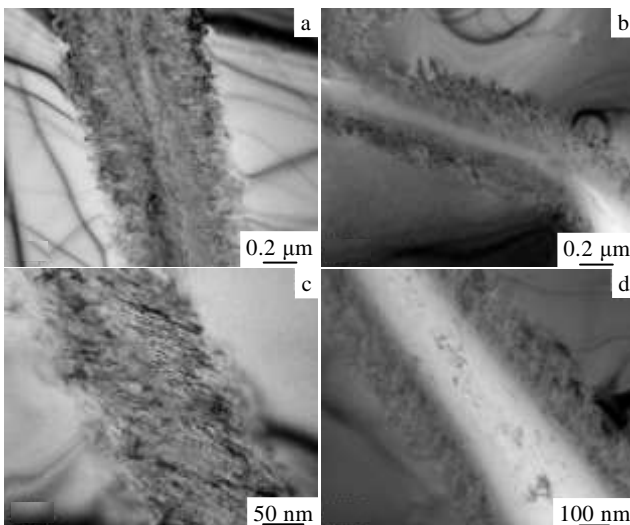


图 5 ASBs 内部的中脊线

Fig.5 Four types of middle ridge lines inside the ASBs

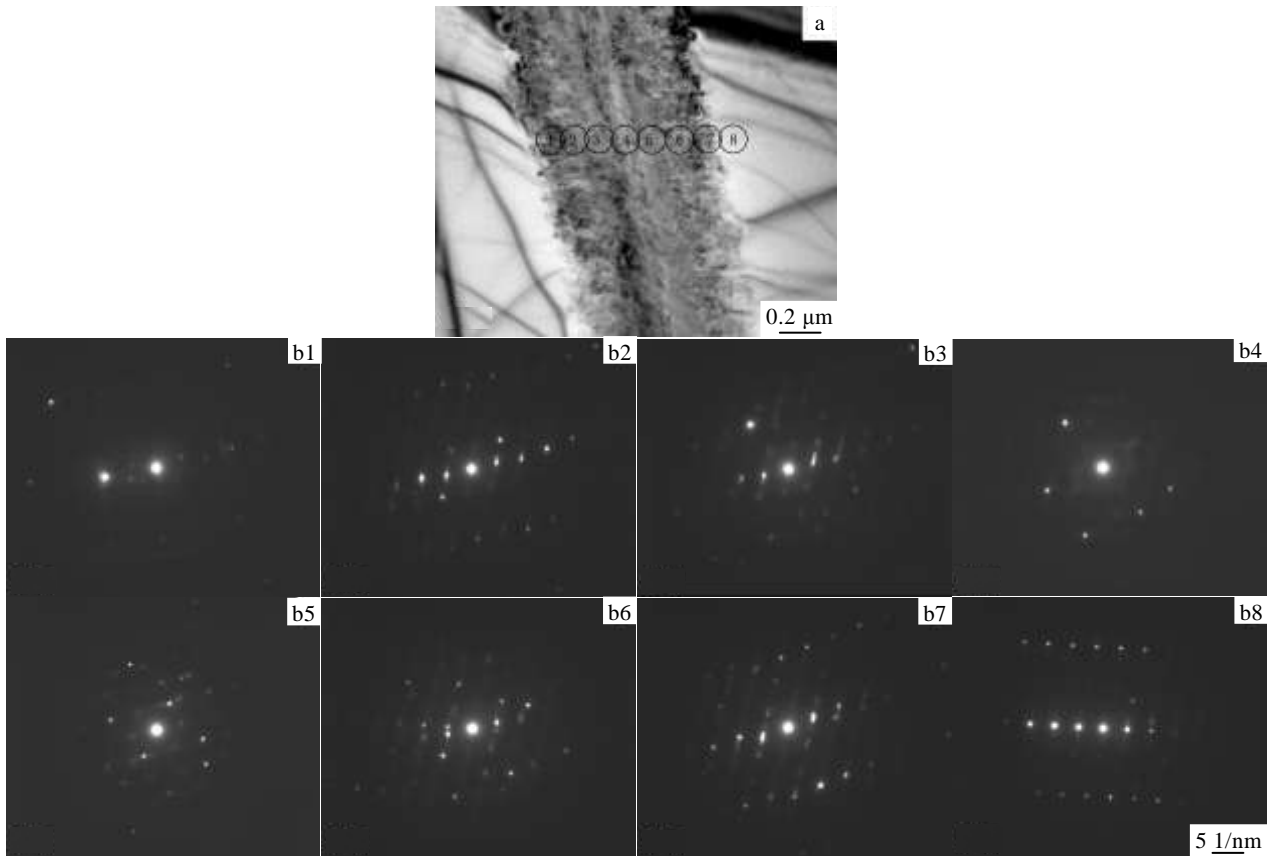


图 6 沿垂直 ASB 方向选取的一系列衍射花样

Fig.6 A series of diffraction patterns along vertical direction of the ASB: (a) the positions in the ASB where the diffraction patterns are obtained and (b) corresponding diffraction patterns

亮线十分弥散。根据电子衍射的基本原理，电子衍射花样实际上可以看成是晶体倒易空间中某二维倒易面的放大像，而真实晶体的尺寸是影响倒易空间形状的重要因素，真实晶体中小的尺寸在倒易空间中反而变大^[16]。图 7 为其中一种情况的示意图。在真实的晶体材料中有某一薄片状样品，在倒易空间其对应的形状扩展为“棒”^[16]。如果当 TEM 观察方向平行于薄片时，那么此时在倒易空间中将看到“棒”，即在电子衍射中观察到亮线的出现，而弥散亮线则表示薄片样品非常之薄（或许只有几个原子的距离），以至于在 TEM 像中无法分辨，据此判断剪切带中心区域实际上是由大量取向大体一致的“小薄片”构成的。也就是说，剪切带中心的中脊线区域实际上具有更加细微破碎的结构。

Kiritani 等^[17]在研究高应变速率下金属材料的变形机制时曾经提出了如下机制：在高速变形的情况下，由于位错运动来不及响应，内应力会增加到一个很高的水平；当内应力增加到一个临界值时，原子将会变得非常不稳定，在克服邻近原子构成的势垒后向下一个稳定的位置运动以实现变形。此时原子的迁移不再

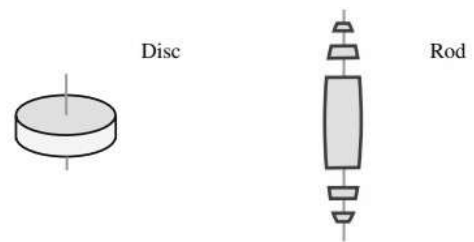


图 7 晶体倒易空间示意图

Fig.7 Schematic diagram of crystal reciprocal space^[16]

仅仅是个别原子的行为，而是整个原子平面的原子都将参与，即整个原子平面的原子同时滑移。可以将这一机制运用到本实验的具体情况，弹丸高速冲击形成 ASBs 的过程中也将造成整个原子平面的原子同时滑移，如果某一滑移系被启动，那么滑移面的迁移将沿着同一晶体方向进行，与通常位错滑移的方向相同。但应力作用下的所有滑移面同时发生迁移时，不能指望滑移面上的所有原子都能参加离位，这样滑移面就可能破碎为小原子面，形成大量的取向大体一致的“小

薄片”。图 8 为这一过程的示意图。按照这一机制，极限情况下如果应力载荷足够大，那么将会造成“小薄片”足够小，此时甚至可以形成非晶结构。

图 9a 显示在高速冲击的 TC4 钛合金的 ASBs 内部确实可以形成类似于玻璃的结构(图 9a 中较亮的区域)，图 9b 的选区电子衍射花样中的“晕环”特征清楚地显示该区域为非晶结构。其中图 9b 中的具有晶粒特征的衍射斑点源自于图 9a 中临近玻璃结构的较暗区域，即非晶区与晶体区有一个明显的界限，这应该是固-固转变的典型特征。事实上，Schwarz 等^[18]在研究球磨的金属合金化过程中在许多系统中都曾观察到固态非晶化这一现象^[18-20]，Meyers^[21]等曾经在 304 奥氏体不锈钢的绝热剪切带中也发现过非晶结构的形成，其结果与本研究的结论十分相似。作者认为，剪切带中的非晶结构可以利用图 8 的机制进行解释，即非晶结构的形成是由强烈的变形造成的，但这一模型主要的问题是没有考虑到 ASBs 形成与演化过程中的热作用。Fecht 等^[22,23]提供了一个关于固态非晶化的热力学理论，提出非晶可通过塑性变形造成的材料过热化并在随后的快速冷却过程中形成，这一机制也可以较好地解释上述现象。

由于 ASBs 的形成过程中发生强烈的塑性变形，

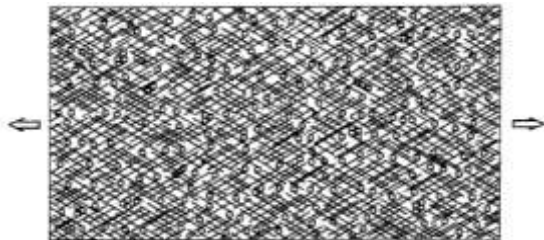


图 8 金属材料的变形机制示意图

Fig.8 Schematic diagram of metallic materials deformation mechanism^[17]

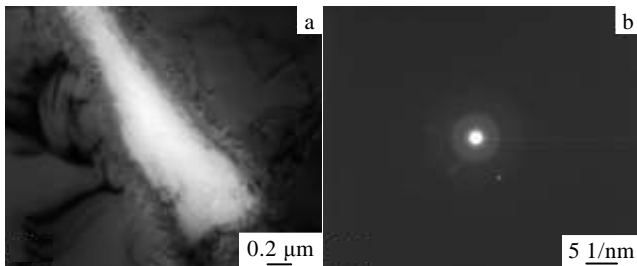


图 9 ASBs 中的非晶结构及其衍射花样

Fig.9 Amorphous structure (a) and its diffraction pattern (b) in the ASBs

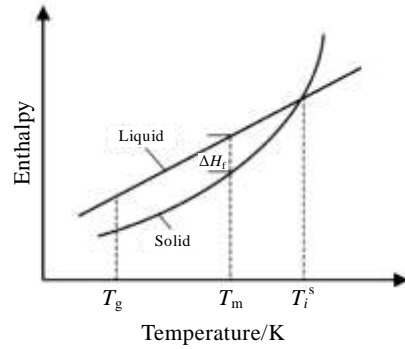


图 10 金属液相和固相的焓在稳定和亚稳定 ΔH_f 条件下随温度变化的示意图

Fig.10 Schematic representation of enthalpies of liquid and crystalline metal as a function of temperature in the stable and metastable regimes ΔH_f enthalpy of fusion (from Fecht and Johnson^[22])

释放的热量将造成材料的过热甚至熔化。图 10 是金属固相和液相的焓以温度为参数的示意曲线。熔化是一个成核-生长过程，过热固体的稳定极限(T_i^s)可以达到 $1.56 \times$ 热力学的熔点 T_m ^[22] (对于 He 而言)。相似的，在玻璃化转变温度上 ($T_g < T_m$)，对于过热固体也可以定义一个不稳定温度 ($T_i^s > T_m$)。当晶体和非晶相有相同的焓时， T_g 和 T_i^s 都将适用^[21]。图 10 中，在 T_m 处，熔化焓为 ΔH_f ；在 T_i^s 处，熔化焓变为零，如果可以控制熔化相的成核，晶体将自发地转变为非晶状态（通过均匀无序化）。在冷却过程中，由于达到 T_g 的时间只有零点几毫秒，非晶相将会留下，因此，这一理论可以成功地解释所观察到的非晶结构。尽管如此，作者还是认为，图 8 示意的机制对非晶的形成作用不容忽视，ASBs 中高剪切应变变形诱发的各种结构缺陷在非晶的形成过程中肯定发挥了十分重要的作用。

3 结 论

1) ASBs 附近积聚了很大的内应力，容易形成高密度的缠结位错、条带状位错胞等位错组态和应力诱发马氏体结构。

2) ASBs 的内部结构特征显示 ASBs 为应力诱发结构，其内部由拉长的和剧烈变形的晶粒以及一些等轴的纳米晶粒组成，越接近 ASBs 中心部位，碎化程度越严重。

3) ASBs 内部拉长的和剧烈变形的晶粒与典型的 DRX 晶粒特征明显不符，因此本研究的观察结果不支持 ASBs 中发生了 DRX 以及 ASBs 的发源与传播均与 DRX 有关这一传统观点。

4) 在 ASBs 的中心区域形成了非晶结构。

参考文献 References

- [1] Wang Bingfeng(汪冰峰), Yang Yang(杨 扬). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2007, 17(11): 1767
- [2] Yang Yang(杨 扬), Cheng Xinlin(程信林). *The Chinese Journal of Nonferrous Metals*(中国有色金属学报)[J], 2002, 12(3): 404
- [3] Murr L E, Ramirez A C, Gaytan S M *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2009, 516(1-2): 205
- [4] Li Dahe(李大河). *Dissertation for Master*(硕士论文)[D]. Changsha: Central South University, 2009
- [5] Nemat-Nasser S, Guo W, Nesterenko V F *et al. Mech Mat*[J], 2001, 33: 425
- [6] Zhang Zhu(张 翥), Wang Qunjiao(王群骄), Mo Wei(莫 畏). *Titanium Metallography and Heat Treatment*(钛的金属学和热处理)[M]. Beijing: Metallurgical Industry Press, 2009: 222
- [7] Zhou Yu(周 玉), Wu Gaohui(武高辉). *Material Analysis and Testing Technology*(材料分析与测试技术)[M]. Harbin: Harbin Institute of Technology Press, 2007: 152
- [8] Zhang Jingwu(张静武). *Thesis for Doctorate*(博士论文)[D]. Qinhuangdao: Yanshan University, 2002
- [9] Meyers M A, Gregori F, Kad B K *et al. Acta Mater*[J], 2003, 51: 1211
- [10] Zhang Baofa(张保法), Shen Wanci(沈万慈), Liu Yingjie(刘英杰) *et al. Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 1997, 33(11): 1161
- [11] Landau P, Venkert A, Rittel D. *Metall Mater Trans A*[J], 2010, 41: 389
- [12] Na Shunsang(那顺桑), Yao Qingfang(姚青芳). *Principle and Application of Strengthening and Toughening for Metal Materials* (金属强韧化原理与应用)[M]. Beijing: Chemical Industry Press, 2006: 133
- [13] Rittel D, Landau P, Venkert A. *Phys Rev Lett*[J], 2008, 101: 165 501
- [14] Beatty J H, Meyer L W, Meyers M A *et al. US-army Mater Technol Lab*[J], 1990, 1: 1
- [15] Leguey T, Schaublin R, Marmy P *et al. J Nucl Mater*[J], 2002, 305: 52
- [16] Williams D B, Carter C B. *Transmission Electron Microscopy* [M]. New York: Springer Science, 2009: 271
- [17] Kiritani M, Satoh Y, Kizuka Y *et al. Philos Mag Lett*[J], 1999, 79: 797
- [18] Schwarz R B, Johnson W L. *Phys Rev Lett*[J], 1983, 51: 415
- [19] Koch C C, Cavin O B, Mckamey C G. *Appl Phys Lett*[J], 1983, 43: 1017
- [20] El-Eskandarany M S, Ahmed H A. *J Alloy Compd*[J], 1994, 216: 213
- [21] Meyers M A, Xu Y B, Xue Q *et al. Acta Mater*[J], 2003, 51: 1307
- [22] Fecht H J, Johnson W L. *Nature*[J], 1988, 334: 50
- [23] Fecht H J. *Nature*[J], 1992, 356: 133

Microstructure of Adiabatic Shear Bands in the TC4 Titanium Alloy Induced by High-Speed Projectile Impact

Yang Shen, Zhang Conglin, Huang Wei, Cai Jie, Guan Qingfeng
(Jiangsu University, Zhenjiang 212013, China)

Abstract: TC4 titanium alloy plates were impacted by projectile at a high speed. The microstructure changes inside and nearby the adiabatic shear bands (ASBs) were observed by transmission electron microscope (TEM). The microstructure observation nearby the ASBs indicates that the boundaries of the ASBs may be the origin for the crack initiation. High stress is concentrated nearby the ASBs, and thus it is easy to form high density dislocation configurations (such as tangled dislocations and banded dislocation cells) and stress induced martensite. The microstructure observation inside the ASBs reveals that they are mainly induced by high stress. Along the direction vertical to the ASBs, the closer to the center of the ASBs, the more serious the grain fragmentation is. The typical characteristics of dynamic recrystallization (DRX) are not found in the ASBs; as a result, the present observations do not support the traditional viewpoints that DRX occurs in the ASBs and the origin and dissemination of the ASBs are related to the DRX. Besides, amorphous is also found in the center of the ASBs.

Key words: TC4 titanium alloy; high-speed projectile impact; adiabatic shear bands (ASBs); microstructure

Corresponding author: Guan Qingfeng, Professor, School of Materials Science and Engineering, Jiangsu University, Zhenjiang 212013, P. R. China, Tel: 0086-511-88790083, E-mail: guanqf@ujs.edu.cn