

文章编号: 1004 - 0609(2004)08 - 1259 - 05

T2/QBe2 爆炸复合界面结合层内的形变特征^①

杨 扬, 安宇龙, 汪冰峰

(中南大学 材料科学与工程学院, 长沙 410083)

摘 要: 采用平板爆炸复合方法制备 T2/QBe2 复合板材, 并利用金相和扫描电镜电子背散射衍射技术对复合界面附近处 QBe2 和 T2 侧产生的绝热剪切变形及形变孪生的微观特征进行了观测。结果表明: 由于 T2 和 QBe2 在物理性能、力学性能和热学性能上的差异, 在爆炸载荷条件下只在 QBe2 中产生绝热剪切带, 并且绝热剪切带内分布有十分细小的等轴晶; 带内晶粒取向基本相同, 带与带之间基体中的晶粒取向也基本相同, 且两者还存在较大的取向差; 爆炸冲击加载后, QBe2 和 T2 两侧均产生了形变孪晶。

关键词: 爆炸复合; 绝热剪切带; 形变孪晶; 电子背散射衍射

中图分类号: TG 456.6

文献标识码: A

Deformation behaviors in T2/QBe2 explosive cladding interface

YANG Yang, AN Yu-long, WANG Bing-feng

(School of Materials Science and Engineering,
Central South University, Changsha 410083, China)

Abstract: The T2/QBe2 composite was prepared by flat plate explosive cladding method. Microstructure characteristics of adiabatic shear deformation and deformation twins on both sides of QBe2 and T2 were investigated by means of optical microscope and SEM electronic backscatter diffraction techniques. The results indicate that adiabatic shear bands appear only on the side of QBe2 under the condition of explosive cladding because of the differences in physical, mechanical and thermal properties of T2 and QBe2, there are very fine equiaxed grains in adiabatic shear bands. Orientation of grains in the adiabatic shear bands and between shear bands is essentially consistent, while there is large difference of orientation between grains in adiabatic shear bands and matrix. Deformation twins are found in both T2 and QBe2 matrixes after explosive loading.

Key words: explosive cladding; adiabatic shear band; deformation twin; electronic backscatter diffraction

热辅助剪切形成的窄带是材料在爆炸复合加载条件下经常被观察到的现象, 该现象被称为绝热剪切线或绝热剪切带(ASB)^[1-4]。一般认为^[5-7], 当变形区域的应变率足够高以至于由于消耗塑性功而产生的温升被限制于变形金属中, 那么该金属将会发生热软化。此外, 如果强度损失大于由于变形硬化造成强度的增加, 变形将变得不稳定并将局限于某

一部位。因此, 局部塑性变形的足够积累是形成 ASB 的先决条件。材料本身的性质以及应变、应变速率、环境温度等都是影响热粘塑性本构失稳形成 ASB 的因素^[3, 8-10]。同时, 在高应变速率加载条件下, 孪生是非常有利的主要的塑性变形方式^[11-13], 也是高速变形的主要特征之一, 它的产生将引起载荷的迅速降低。

① 基金项目: 教育部博士点基金资助项目(20020533015)

收稿日期: 2004 - 01 - 06; 修订日期: 2004 - 03 - 31

作者简介: 杨 扬(1963 -), 男, 教授, 博士。

通讯作者: 杨 扬, 电话: 0731 - 8830770; E-mail: yangyang@mail.csu.edu.cn

绝热剪切现象自 20 世纪 40 年代以来, 人们对它的研究一直没间断过, 但对爆炸复合结合层内同时出现绝热剪切带和形变孪晶的报导较少, 尤其是采用电子背散射衍射技术对爆炸复合金属的变形方式的研究更少。本文作者采用 EBSD 分析技术较深入地研究了在爆炸复合加载条件下, T2/QBe2 体系内的绝热剪切及孪生现象。

1 实验

以铸态组织形态的工业纯铜(T2)和铍青铜(QBe2), 采用单面爆炸复合方法^[14], 使这两种不同金属在爆炸载荷下通过高速、高压、高温和瞬时相互冲击后发生复合, 得到 T2/QBe2 复合板。然后在其复合界面附近取样, 分别制备金相和 EBSD 实验样品。在 PLOTVAR-MET 金相显微镜下观察其显微组织, 在日立 S-4300FESEM 上完成 SEM/EBSD 分析, 并利用 TSL OIM Analysis 软件进行数据处理和取向分析。

2 结果与讨论

2.1 ASB 的显微组织及其 EBSD 的取向特征

T2 和 QBe2 在爆炸复合加载前均为粗大的铸态柱状晶组织, 图 1 所示为 T2/QBe2 复合后界面的金相组织, 靠近波浪状复合界面处 QBe2 侧的柱状晶内部有与界面呈近似 45° 且相互平行的窄带, 每个界面波上大约分布有 4~10 条窄带, 这些窄带中既有绝热剪切带, 又有形变孪晶带。在靠近界面的区域绝热剪切带居多, 在远离界面的区域孪晶带居多, 并且在某些区域绝热剪切带与孪晶带共存。

绝热剪切带不同于滑移带, 滑移带只产生于处于激活态的晶体学平面上, 通常只涉及单个晶粒, 滑移带的宽度约为 10^{-6} m, 相比于滑移带, ASBs 不是一个晶体学概念, 通常涉及几十到几百个晶粒, 其宽度数量级为 10^{-4} m。且抛光后的试样经变形后在表面上能观察到滑移带, 而再经抛光后, 滑移带消失, 经侵蚀也无衬度, 所以再经抛光后的样品在光学显微镜下观察不到滑移带, 而图 1 中的细线是样品经抛光侵蚀后, 在光学显微镜下观察到的, 所以该细线不是滑移线, 而是绝热剪切带。

图 2 所示为绝热剪切带的 EBSD 照片, A 点为起始点, B 点为终止点。由 TSL OIM Analysis 软件分析知, 这些带状组织是在一个晶粒里生成的,

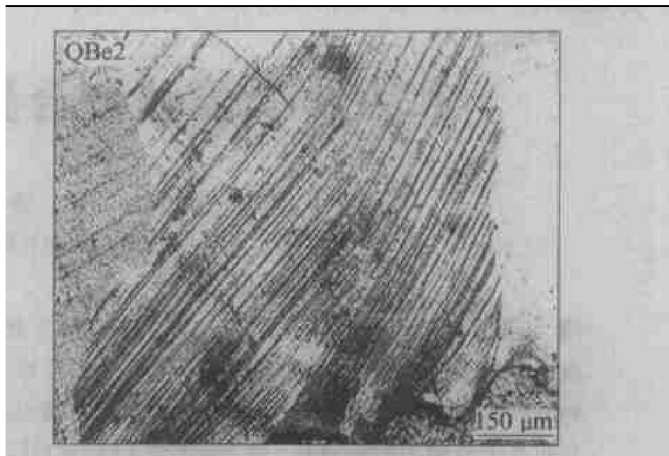


图 1 QBe2 侧的金相组织
Fig. 1 Microstructure of QBe2

带与基体的取向分布如图 3 所示, 曲线可表示 AB 线段上相邻两点之间的取向差, 也可表示 AB 线段上各点与初始点 A 的取向差。分析知 AB 线段上各点与原始点及相邻两点的取向差几乎均小于 30°, 且带内都分布有细小晶粒, 而孪晶内没有晶粒组织, 说明了这些带的取向与基体取向并不满足 FCC 晶体的孪生关系, 因此这些带不是孪晶带, 而正是绝热剪切带。

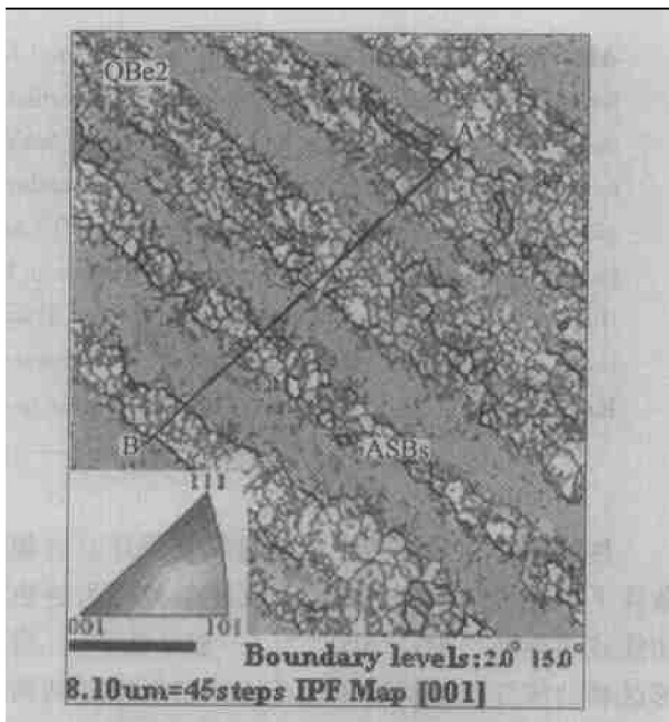


图 2 QBe2 侧 ASBs 的 EBSD 形貌
Fig. 2 EBSD pattern of ASBs in QBe2

图 2 中绝热剪切带的形貌十分清晰, 带与基体之间的分界面很规则, 带内有十分细小的晶粒, 这些近似于等轴的细小晶粒在带内的分布不是很规则。由于剪切带中心应变最大、温度最高, 必然导致在变形过程中原始组织的重新取向、碎化和各种

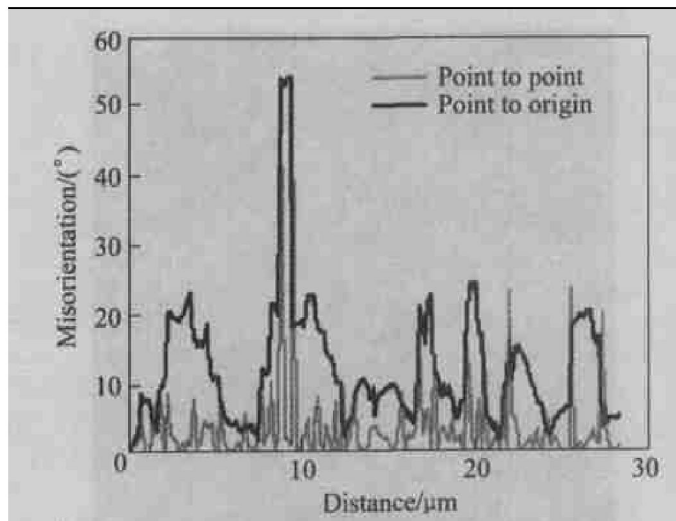


图3 绝热剪切带与基体微观取向分布图

Fig. 3 Microrientation distribution map between ASBs and matrix

缺陷、亚结构的形成以及位错大量的增殖和缠结,致使剪切带内演化为等轴晶组织。这些带内的等轴晶晶粒取向由照片上的衬度可以看出基本一致,带之间基体中的取向也基本一致,然而剪切带内晶粒与基体之间的取向差较大,这是由于剪切带内发生了由高应变率引起的绝热温升而导致强烈的局域化塑性变形-绝热剪切,从而改变了晶粒取向,但带与带之间的基体由于没有发生强烈的绝热剪切变形,则仍保持原有的取向。

剪切带内所形成的细小晶粒组织是在绝热剪切形变中形成的,类似于动态再结晶过程所产生的组织,但与常规动态再结晶又有区别。剪切带内的组织演化和绝热剪切同时进行,因此,其演化机制不会像常规动态再结晶机制那样来完成,其具体演化机制还有待于进一步深入研究。

2.2 ASB 的形成机制

材料在冲击载荷下的绝热剪切可归结为材料的热粘塑性本构失稳^[3, 10]。热粘塑性本构方程在一维剪切的情况下可写为

$$\tau = f[\dot{\gamma}, \dot{\gamma}, T] \quad (1)$$

则本构失稳的临界条件为

$$\frac{d\tau}{d\dot{\gamma}} = \frac{\partial \tau}{\partial \dot{\gamma}} + \frac{\partial \tau}{\partial \dot{\gamma}} \frac{d\dot{\gamma}}{d\dot{\gamma}} + \frac{\partial \tau}{\partial T} \frac{dT}{d\dot{\gamma}} \quad (2)$$

由此可见,在一般情况下,本构失稳是否发生取决于材料的应变硬化 $\frac{\partial \tau}{\partial \dot{\gamma}}$ (大于0),应变率硬化 $\frac{\partial \tau}{\partial \dot{\gamma}}$ (大于0)和热软化 $\frac{\partial \tau}{\partial T}$ (小于0)之间的平衡。

爆炸复合时产生很高的应变率(大于 10^3 s^{-1}),

变形过程基本上是绝热的,塑性变形功转变为热能并导致绝热温升 ΔT ^[3]:

$$\Delta T = \frac{\beta}{c_v \rho} \int_0^{\epsilon} \sigma d\epsilon \quad (3)$$

式中 c_v 为比热容; ρ 为材料密度; ϵ 为塑性应变; β 为表征总塑性功转化为热量的比例系数,一般取0.9。

在高应变率下,材料的本构方程可表示^[3]:

$$\sigma = (\sigma_0 + B \dot{\epsilon}^N) (1 + C \ln \dot{\epsilon}^*) (1 - T/T_h^M) \quad (4)$$

式中 σ_0 为初始应力; $\dot{\epsilon}^* = \dot{\epsilon}/\dot{\epsilon}_0$, $\dot{\epsilon}$ 为外加应变速率, $\dot{\epsilon}_0 = 1 \text{ s}^{-1}$; $T_h^M = T/T_m$, T_m 为材料熔点; B 、 C 、 N 、 M 均为材料常数。

由式(3)和(4)可以看出,在高应变率下的绝热温升比在低应变率下的绝热温升要高,则应变率硬化效应通过绝热温升转化为一种软化效应,间接对材料本构失稳起促进作用。对于一个给定的应变率,由式(3)和(4)可知,绝热温升随应变的增大而增大。因此,应变率和应变都影响绝热剪切的进行。

在 T2/QBe2 爆炸复合体系中^[15]: $c_{\text{QBe2}} \cdot \rho(\text{QBe2}) = 375 \times 8230 = 3.09 \times 10^6 (\text{J} \cdot \text{m}^{-3} \cdot \text{K}^{-1})$; $c_{\text{T2}} \cdot \rho(\text{T2}) = 385 \times 8960 = 3.45 \times 10^6 (\text{J} \cdot \text{m}^{-3} \cdot \text{K}^{-1})$;

可见 $c_{\text{QBe2}} \cdot \rho(\text{QBe2})$ 值比 $c_{\text{T2}} \cdot \rho(\text{T2})$ 的小, QBe2 的流变应力要高于 T2 的流变应力。所以,在材料物理性能(c_v , ρ)和本构关系上看, QBe2 比 T2 更容易产生 ASB。

绝热只是一种近似的假设,实际任何变形总是伴随热传导而不可能成为严格意义上的绝热过程。在爆炸复合这一特定条件下,在碰撞点附近由于高速的倾斜碰撞将在复合界面处产生高温、高压及高剪切应变。考虑热交换的存在,根据能量守恒定律,该区域的热能增长率公式如下^[5]:

$$c_v \cdot \rho \cdot \frac{\partial T}{\partial t} = \tau_{ij} \cdot \dot{\gamma}_{ij} - k_{T2} \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \right) \quad (5)$$

式中 τ_{ij} 为等效剪切应力,它不仅取决于应变和温度,还取决于应变率; $\tau_{ij} \cdot \dot{\gamma}_{ij}$ 为塑性剪切变形能; $k_{T2} \left(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2} \right)$ 为由于热传导而导致的能量损失率; c_v 、 ρ 、 T 、 k 、 t 分别为比热容、密度、温度、热导率、时间。

在 T2/QBe2 体系中^[15], $k_{\text{QBe2}} = 104.7 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$, $k_{\text{T2}} = 400 \text{ W} \cdot \text{m}^{-1} \cdot \text{K}^{-1}$, $k_{\text{T2}}/k_{\text{QBe2}} \approx 3.82$ 。

由式(5)可知,由于 QBe2 的热导率较低,则由热传导引起的能量损失率就小于由塑性剪切变形引起的能量增加。能量的积累转变为热,并引起温度

迅速升高。由式(3)知温度的上升导致材料流变应力下降,进而导致塑性剪切变形进一步增强,却引起温度的进一步升高,致使在 QBe2 中产生 ASB。

对于 T2, 由于 k_{T2} 值较大, $\tau_{ij} \cdot \dot{\gamma}_{ij}$ 和 $k_{T2}(\frac{\partial^2 T}{\partial x^2})$ 相差无几, 两者的差值不足以形成 ASB, 因此, T2 中没有产生 ASB。

综上所述, 在 T2/QBe2 爆炸体系中, 在 QBe2 中产生了绝热剪切带。由于 k_{QBe2} 比 k_{T2} 要小很多, $c_{QBe2} \rho(QBe2)$ 比 $c_{T2} \rho(T2)$ 也要小, 因而, 在 T2 中没有产生绝热剪切带。

2.3 爆炸复合加载下的孪生

在爆炸加载条件下, QB2 中产生了大量 ASBs 组织, 但对其进行取向分析发现, 图 1 中靠近界面的细线大部分为 ASBs, 但远离界面的细线有部分孪晶带存在。图 4 所示为 QBe2 侧形变孪晶的 EBSD 照片, 由衬度可看出基体取向基本一致, 而倾斜带状组织衬度与基体组织衬度差别较大, 说明变形后该带状组织内的晶粒取向发生了明显改变。图 5 所示为带与基体的微观取向分布图, 可知带与基体的取向差为 -60° , 且得到基体组织取向为 $(\bar{2}23)$ [8, 17, 6], 带状组织取向为 $(10, \bar{4}4, 11)$ [11, 59, 246]。这两种取向关系经计算后符合 FCC 晶体的孪生关系, 即呈 60° 关系, 说明爆炸变形后在 QBe2 中产生了形变孪晶, 且孪生面为 $(\bar{1}11)$, 孪生方向为 $[\bar{1}21]$, 因此, 此带状组织不是 ASBs, 而是变形后产生的形变孪晶。在爆炸载荷条件下, 变形体内存在很高的瞬态剪应力分量, 从而导致了形变孪晶的产生。可见, 图 1 中 QBe2 内的部分窄带为形变孪晶。

在爆炸载荷条件下, 在 T2 中产生了层状组织 (见图 6)。分析得知: 基体组织的晶粒取向为 $(1, 11, 5)$ [23, 3, 2], 层状组织的晶粒取向为 $(3, 38, 82)$ [18, 23, 10], 而基体组织取向沿 $[\bar{1}11]$ 轴逆时针转动 -60° 与层状组织取向恰好重合, 说明基体组织取向与层状组织取向呈 $-60^\circ \langle \bar{1}11 \rangle$ 关系, 即构成孪生关系, 且确定了这种孪生关系的孪生面为 $(\bar{1}11)$, 孪生方向为 $[\bar{1}21]$ 。

由此可见, QBe2 中的部分条状组织和 T2 中的层状组织在爆炸载荷条件下, 在高温、高应变及高应变率的共同作用下瞬时生成的形变孪晶, 说明在 T2/QBe2 复合体系中, 在高应变速率加载条件下, 形变孪生也是主要的塑性变形方式之一。形变

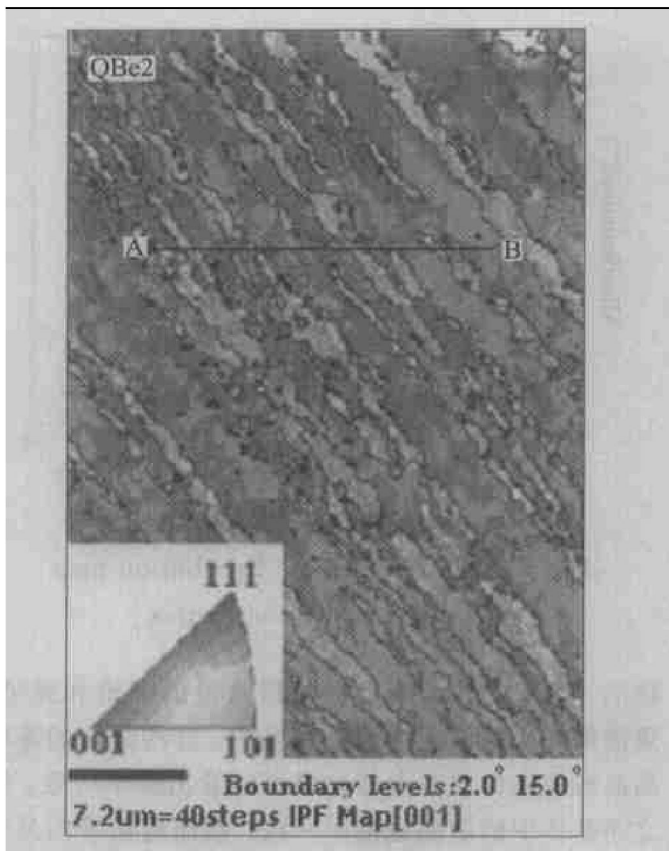


图 4 QBe2 侧形变孪晶的 EBSD 形貌

Fig. 4 EBSD pattern of twins in QBe2

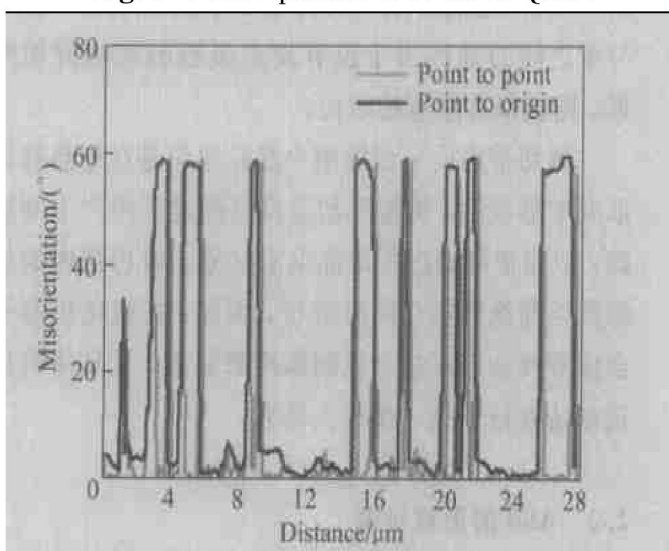


图 5 形变孪晶与基体微观取向分布图

Fig. 5 Microorientation distribution map between deformation twins and matrix

孪晶作为高速变形的特征, 引起变形体内载荷的快速下降, 对变形温度和应变率十分敏感。在爆炸加载条件下, 形变孪晶随温度降低和应变率增加对总应变的贡献也增加, 且形变孪晶与不全位错的运动有密切关系。由于晶粒较粗, 且本身的应变硬化能力很强, 故对于低层错能的 QBe2 和 T2 全位错容易分解为不全位错而产生形变孪晶。

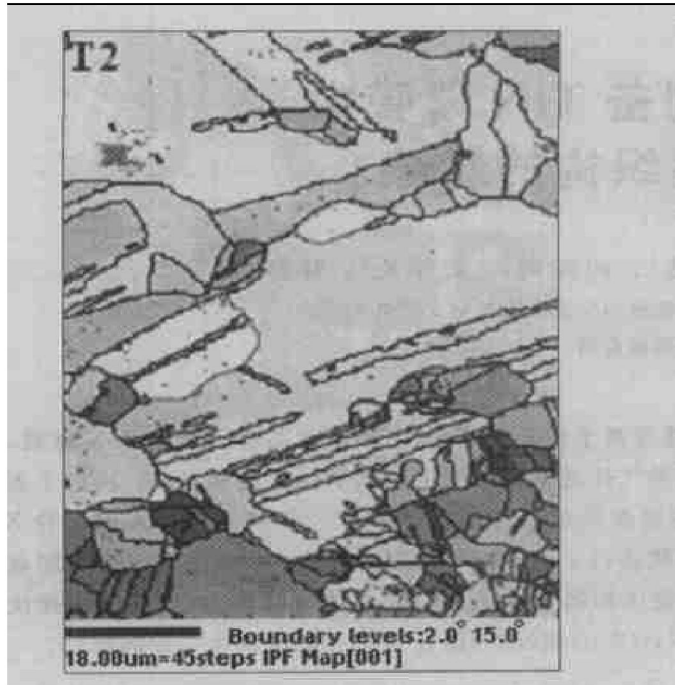


图6 T2侧形变孪晶的EBSD形貌

Fig. 6 EBSD pattern of deformation twins in T2

3 结论

1) T2/QBe2 在爆炸复合加载条件下, 由于物理性能、力学性能和热学性能的差异在 QBe2 中产生了绝热剪切带, T2 中无绝热剪切带形成。

2) 绝热剪切带内的晶粒取向基本相同, 剪切带之间的基体晶粒取向也基本相同, 而剪切带与基体之间则存在着较大的取向差。

3) 爆炸复合加载后, 在 T2 和 QBe2 中均产生了形变孪晶。

REFERENCES

- [1] BAI Y L. Adiabatic shear banding[J]. Res Mechanics, 1990, 31: 133 - 203.
- [2] 杨卓越, 赵家萍. 金属材料中绝热剪切带微观结构综述[J]. 华北工学院学报, 1995, 16(4): 327 - 333.
YANG Zhuoyue, ZHAO Jiaoping. The review of the microstructure of adiabatic shear band in metallic materials[J]. Journal of North China Institute of Technology, 1995, 16(4): 327 - 333.
- [3] 王礼立, 余同希, 李永池. 冲击动力学[M]. 合肥: 中国科学技术大学出版社, 1992. 2 - 12.
WANG Lili, YU Tongxi, LI Yongchi. Impact Dynamics[M]. Hefei: University of Science and Technology of China Press, 1992. 2 - 12.
- [4] 杨 扬, 程信林. 绝热剪切的研究现状及发展趋势[J]. 中国有色金属学报, 2002, 12(3): 401 - 408.
YANG Yang, CHENG Xinlin. Current status and trends in researches on adiabatic shearing[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 2002, 12(3): 401 - 408.
- [5] Yang Y, Zhang X M, Li Z H, et al. Adiabatic shear band on the titanium side in the Ti/mild steel explosive cladding interface[J]. Acta Mater, 1996, 44(2): 561 - 565.
- [6] Pérez-Prado M T, Hines J A, Vecchio K S. Microstructural evolution in adiabatic shear bands in Ta and Ti alloys[J]. Acta Mater, 2001, 49(15): 2905 - 2910.
- [7] Yang Y, Zhang X M, Li Z H, et al. Localized superplastic behavior in α -Ti at high strain rate[J]. Scripta Metall Mater, 1995, 33(2): 219 - 224.
- [8] 杨 扬, 张新明, 李正华, 等. α -Ti/低碳钢爆炸复合界面结合层内的绝热剪切现象[J]. 中国有色金属学报, 1995, 5(2): 93 - 97.
YANG Yang, ZHANG Xing-ming, LI Zheng-hua, et al. The phenomenon of adiabatic shearing in bonding layer of explosive clad α -Ti/mild steel[J]. The Chinese Journal of Nonferrous Metals, 1995, 5(2): 93 - 97.
- [9] Li Q, Xu Y B, Bassim M N. Dynamic mechanical properties in relation to adiabatic shear band formation in titanium alloy-Ti17[J]. Materials Science and Engineering A, 2003, A385: 128 - 133.
- [10] Cizek P. Characteristics of shear bands formed in an austenitic stainless steel during hot deformation[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, A324: 214 - 218.
- [11] Christian J W, Mahajan S. Deformation twinning[J]. Progress in Material Science, 1995, 39: 1 - 157.
- [12] Meyers M A, Xu Y B, Pérez-Prado M T, et al. Microstructural evolution in adiabatic shear localization in stainless steel[J]. Acta Mater, 2003, 51(5): 1307 - 1325.
- [13] Chen G L, Zhang L C. Deformation mechanism at large strains in a high-Nb-containing TiAl at room temperature[J]. Materials Science and Engineering A, 2002, A329 - 331: 163 - 170.
- [14] Aezra A. Principles and Practice of Explosive Metal Working[M]. Beijing: National Defence Industry Press, 1981.
- [15] 田荣璋, 王祝堂. 铜合金及其加工手册[M]. 长沙: 中南大学出版社, 2002.
TIAN Rong-zhang, WANG Zhu-tang. Working Handbook of Copper Alloy[M]. Changsha: Central South University Press, 2002.

(编辑 李艳红)