

Mg-Gd-Y 系合金中绝热剪切带的特征

纪伟, 范亚夫, 陈捷, 乔光利

(中国兵器工业集团第 52 研究所烟台分所, 山东 烟台 264003)

摘要: 通过弹道冲击试验和高温 Hopkinson Bar 压缩试验研究了 Mg-Gd-Y 系合金的绝热剪切行为。利用光学显微镜对试验后试样的组织进行观察。结果发现, 该合金在两种试验条件下形成两种绝热剪切带。弹道冲击过程中形成的剪切带在光学显微镜下呈白亮色, 平均宽度约为 10 μm , 属于白亮带, 带内组织的显微硬度明显高于周围基体。白亮带只能在稳定塑性侵彻阶段形成; 整个高温 Hopkinson Bar 压缩过程中只在 $T=735\text{ K}$ 时形成较明显的塑性变形带。远离绝热剪切带源点的裂纹的形成主要是由平行于剪切方向的孪晶引起的。

关键词: Mg-Gd-Y 系合金; 绝热剪切带; 弹道冲击; 高温动态压缩

中图分类号: TG 146.2⁺²

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2009)04-0599-04

绝热剪切带是材料在高应变率加载条件下特有的失效形式, 普遍存在于爆炸复合、高速侵彻和冲孔等涉及冲击载荷的高速变形过程中^[1]。它的出现意味着材料承载能力的大幅度降低甚至完全丧失^[2], 被认为是材料失效的前兆。绝热剪切带通常被认为是热塑失稳的产物, 即当绝热温升软化超过应变硬化时材料进入非稳定塑性变形阶段, 进一步的塑性变形可以在愈来愈小的应力下发生直至破坏^[2]。李强等^[3]在研究 30MnCrNiMoB 低合金钢的绝热剪切带时发现除了热软化外, 还存在由于位错动态发射导致的应变软化。根据剪切带在光学显微镜下所呈现的形貌, 通常可将其分为变形带和白亮带^[4]。

镁合金是目前最轻的金属结构材料, 在未来的航空、航天、汽车和军工等领域具有广阔的应用前景^[5]。而这些领域的结构材料在工作过程中经常要承受冲击载荷, 因此研究镁合金在冲击载荷作用下的变形和破坏形式具有重要意义。目前虽已有涉及这方面的研究报告^[6, 7], 但数量很少。Klimanek 等^[8]在纯镁的动态压缩断口表面发现了变形带。但到目前为止, 尚未见到有关镁合金中白亮带的研究报告。

本实验以 Mg-Gd-Y 系合金为研究对象, 通过弹道冲击试验和高温 Hopkinson Bar 压缩试验研究该合金在不同冲击载荷下的失效形式。利用光学显微镜和显微硬度计来揭示该合金中绝热剪切带的特征。

1 实验

实验选材为热挤压态 Mg-10Gd-2Y-0.5Zr(质量分数, %)合金板材(厚 30 mm, 宽 150 mm), 挤压比为 6, 该合金的详细制备过程参阅文献[9]。取样前将板材在 523 K 进行 8 h 的时效处理。

弹道冲击试验在口径为 12.7 mm 的弹道枪上进行。用直径为 10 mm 的钢球(轴承钢)垂直侵彻长 \times 宽 \times 厚=150mm \times 110mm \times 25mm 的镁合金靶板。将侵彻后的靶板在弹坑处沿侵彻方向解剖制成金相试样。

沿挤压方向在板材上截取直径 10 mm、长 5 mm 的圆柱压缩试样。压缩试验在 Hopkinson Bar 系统上进行, 应变速率 $\dot{\epsilon} 10^3\text{ s}^{-1}$ 。试样在样品台上被加热至指定温度并保温 2 min 后, 停止加热并立即进行压缩。将压缩后的试样沿压缩轴剖制成金相试样。

试样经研磨、抛光和腐蚀(4%硝酸乙醇溶液, 10~20s)后进行金相观察。将存在绝热剪切带的试样在 HVS-1000 显微硬度计上进行显微硬度测试。

2 结果与讨论

2.1 弹道冲击试验中形成的绝热剪切带的特征

靶板材料在弹道冲击过程中生成的绝热剪切带起源于弹坑边缘, 按扩展方式可以将其分为两类, 一类是与侵彻方向呈约 -45° 角向基体中扩展(图 1a); 另一类则是沿着弹坑边缘扩展(图 1b)。剪切带在扩展过程中存在有分叉现象, 有的还伴随有裂纹形成。

通过对多个弹坑周边显微组织的观察发现, 靶板的破坏形式随着侵彻阶段的不同而变化。其中, 绝热

收到初稿日期: 2008-03-24; 收到修改稿日期: 2008-05-17

作者简介: 纪伟, 男, 1983 年生, 硕士生, 中国兵器工业集团第 52 研究所烟台分所, 山东 烟台 264003, 电话: 0535-6891831, E-mail: jw5807@163.com

剪切带主要分布在 $8\text{ mm} \leq z \leq 18\text{ mm}$ 范围内, z 为沿侵彻方向到靶板着弹面的垂直距离。这一范围正好与侵彻过程的第二阶段即稳定塑性侵彻阶段相对应。这主要是因为绝热剪切带只有在热软化效果超过应变硬化和应变率硬化效果时才可能形成。在整个侵彻过程中, 只有稳定塑性侵彻阶段由于不受靶板前后自由面的影响, 靶材的塑性流动受到抑制, 大量塑性应变将集中在紧靠弹丸的局部靶材内, 其塑性功中的大部分将转化成热。开坑阶段($z \leq 8\text{ mm}$)由于受到前自由面的影响, 当靶材受到冲击时将向前自由面流动并形成蹦落物, 从而消耗部分能量。到了侵彻后期($18\text{ mm} \leq z \leq 25\text{ mm}$), 弹丸动能已被大量消耗, 此外, 侵彻过程中靶板的后表面发生多层层裂现象, 大块层裂破片的形成和飞出将大量消耗靶板所吸收的能量。因此, 在开坑和最后的穿透阶段都由于无法满足绝热剪切带形成所必需的温度条件而无绝热剪切带生成。

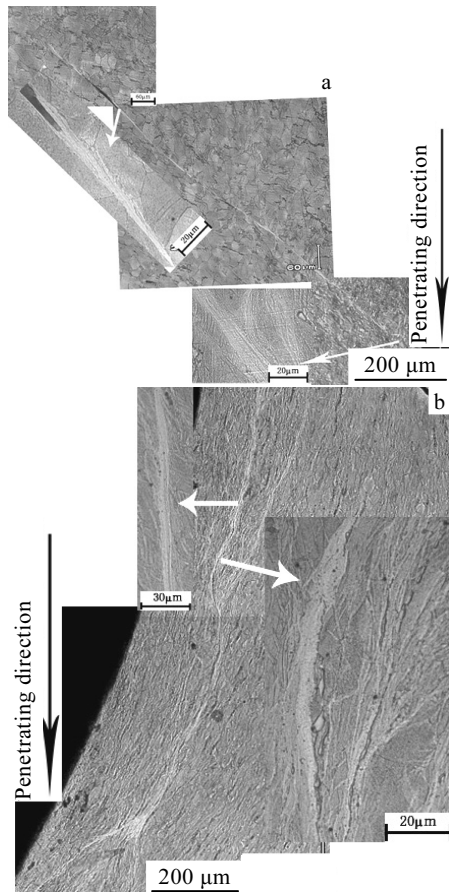


Fig.1 Morphologies of the adiabatic shear bands in the Mg-10Gd-2Y-0.5Zr alloy penetrated by spherical Bullet: (a) expanding at approximately $-45\text{ }^{\circ}\text{C}$ to the penetrating direction and (b) expanding along the boundary of the crater

剪切带和裂纹是材料在高应变率加载条件下失效的两种不同表现形式, 二者通常相伴而生。近年来, 许多研究者对二者间的关系进行了研究并将剪切带视为裂纹传播的通道^[10]。根据 Teng 等^[11]的研究结果, 是形核于剪切带温度场内不同“热点”处的微裂纹间的连通形成了剪切带内的裂纹。这一结果可以很好地解释绝热剪切裂纹起源于剪切带源点处的现象。而图 1a 所示的裂纹距离剪切带的源点较远, 因此这种裂纹不是由“热点”诱发的, 可能是由材料局部的组织缺陷引起的。这其中可能的原因将在下一节结合 Hopkinson Bar 压缩试验中所观察到的类似现象一并予以讨论。

图 2 给出了绝热剪切带及其周围组织的显微硬度的变化趋势。可见, 剪切带内的硬度明显高于周围基体, 带内最大值高出周围基体约 45%。目前普遍认为, 剪切带内硬度升高是应变率硬化以及大量塑性变形引起的应变硬化共同作用的结果。此外, 剪切带内的高温引起的氧化作用也可能是导致带内硬度升高的因素之一。由图 2 还可以看出, 紧靠剪切带的基体材料的硬度有不同程度的降低, 这主要是热软化作用的结果。因为在高速冲击过程中, 塑性应变主要分布在紧靠弹丸的材料中, 当绝热剪切带形成后, 主要的塑性应变将集中在很窄的剪切带内, 而其周围基体材料的应变则相对要小得多。因此剪切带周围材料所受到的应变硬化作用也相对要小得多。当剪切带内的热量向其周围基体中扩散时, 就会在基体材料中引起热软化效应, 这进一步削弱了硬化效果, 从而引起剪切带周围基体材料硬度值的降低。Hwang 等^[12]在低碳钢的绝热剪切带周围也发现了类似现象。

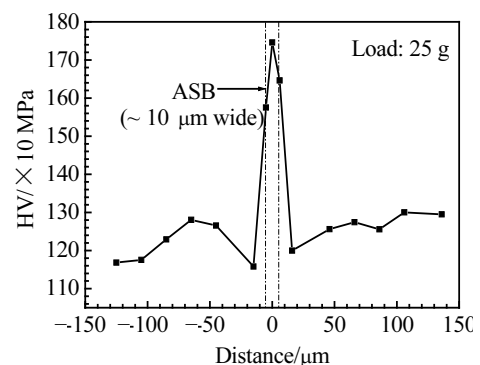


Fig.2 Microhardness profile across an adiabatic shear band (ASB) formed in the post-impact Mg-10Gd-2Y-0.5Zr alloy

2.2 两种绝热剪切带的对比

表 1 列出了 Hopkinson Bar 压缩试验的参数及压

缩后试样纵截面的状态。在 $T=673\text{ K}$ 压缩时, 开始有塑性变形带形成并在扩展过程中与裂纹交替出现。而在 $T=735\text{ K}$ 压缩时, 只产生塑性变形集中区和塑性变形带而无裂纹形成。整个高温 Hopkinson Bar 压缩过程中均无白亮带产生。

表 1 试样压缩后的状态及试验参数

Table 1 Summary of the deformation conditions

| Sample No. | State | Temperature/K | Velocity/m·s ⁻¹ |
|------------|-------|---------------|----------------------------|
| 1 | — | 423 | 23.57 |
| 2 | C | 548 | 23.68 |
| 3 | C&SB | 673 | 23.50 |
| 4 | SB | 735 | 23.52 |
| 5 | DRX | 798 | 23.82 |

Where the “—” refers to such conditions that there is neither crack nor shear band; SB= shear band; C=crack; DRX=dynamic recrystallization

图 3 为两种冲击条件下形成的两种绝热剪切带的微观形貌。可以看出, 两种剪切带在形貌上存在较大差别。Hopkinson Bar 压缩试验所得剪切带属于塑性变形带, 而弹道试验所得剪切带表现为平均宽度约为 $10\ \mu\text{m}$ 的亮白色窄带, 属于典型的白亮带。

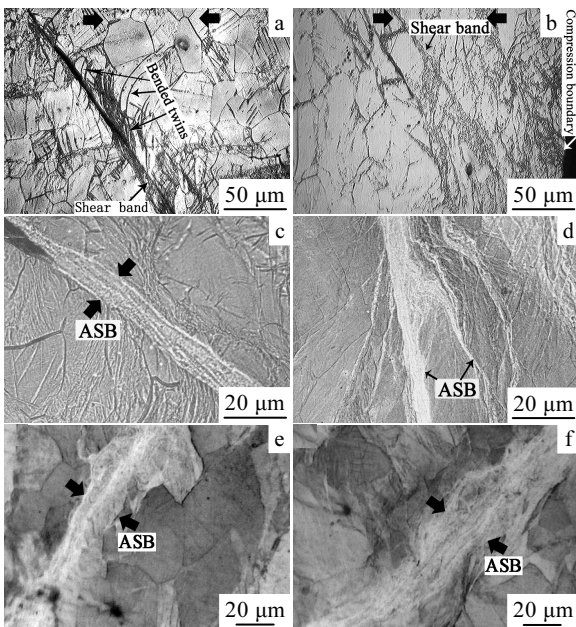


图 3 Mg-Gd-Y 系合金在 673 K (a)和 735 K (b)压缩后形成的变形带及弹道冲击后形成的白亮带的微观组织(c)~(f)

Fig.3 Optical microstructures of the adiabatic shear bands (ASB) in the Mg-10Gd-2Y-0.5Zr alloy compressed at 673 K (a) and 735 K (b) at $\dot{\epsilon} \sim 10^3\text{ s}^{-1}$ (arrows indicating the compression direction), and impacted by spherical bullet (c)~(f)

图 3a 为 3 号试样压缩后纵向的金相形貌。其破坏特征表现为裂纹与剪切带交替出现。裂纹产生于试样表面并以穿晶方式沿与压缩轴呈 45° 角方向以与剪切带交替出现的形式向试样内部扩展。分析认为, 这种裂纹与剪切带交替出现的现象与 3 号试样中的孪晶密切相关。如图 3a 所示, 裂纹周围与其扩展方向近似垂直的孪晶界弯向裂纹的扩展方向, 这说明孪晶形成于裂纹产生之前。Lins 等^[13]在研究 IF 钢的绝热剪切带时也发现了类似现象。这种孪晶界具有止裂作用, 因为当裂纹在扩展过程中遭遇到它们时要消耗额外的能量来穿过孪晶界或使其弯曲。而平行于裂纹扩展方向的孪晶则可能成为裂纹扩展的通道。因此, 有理由认为, 3 号试样中剪切带与裂纹交替出现的现象主要是由孪晶引起的。当裂纹在其扩展过程中遇到垂直于扩展方向的孪晶界时因穿过孪晶界(或使其弯曲)消耗了额外的能量而无力继续扩展, 只能转变为剪切带; 当剪切带遇到平行于扩展方向的孪晶界时, 沿孪晶界仅需较小的能量就能形成裂纹, 因此剪切带沿孪晶界又发展成为裂纹, 如此重复便形成了裂纹与剪切带交替出现的现象。同理可以认为, 图 1a 中白亮带在扩展过程中出现的远离剪切带源点的裂纹也是由平行于扩展方向的孪晶引起的。

4 号试样中只有剪切带存在而无裂纹形成(图 3 b), 且剪切带的扩展距离很短仅有 $300\ \mu\text{m}$ 左右。这主要是由两方面原因造成的: 首先, 高温下有更多的滑移系被激活; 其次, 此温度下因晶界软化而使晶粒更容易转动, 从而使最易启动的滑移系转向最有利的方向进一步提高了材料的塑性。由图 3b 可以看出, 在压缩边缘处产生了严重的塑性变形, 晶粒严重变形、碎化以至无法在光学显微镜下显示出晶粒。塑性变形消耗了裂纹形核所需要的能量, 从而有效地阻碍了裂纹的形核。

图 3c~3f 为弹道冲击试验中形成的白亮带的金相组织。对比两种绝热剪切带的形貌可以发现, 二者间存在明显的区别。首先, 变形带与周围的塑性变形区没有十分明显的界限, 而白亮带与周围基体材料则有明显的分界面。其次, 变形带的组织与周围变形区相同, 只是应变量大得多, 而白亮带的形貌明显不同于周围基体, 带内的组织也有别于周围基体。从图 3c~3f 可以看出, 白亮带周围的基体材料的晶粒并未发生严重塑性变形, 仍能清晰地辨别。

通过对两种试验结果的对比可以看出, 本研究的 Mg-Gd-Y 系中绝热剪切带的形成与变形温度和应变率有密切关系。随着温度和应变率的增加, 该合金的破坏形式依次表现为: 裂纹 (548 K 、 10^3 s^{-1}) — 变形

带 (735 K、 10^3 s^{-1}) — 白亮带 (弹道冲击, $\dot{\epsilon} \gg 10^3 \text{ s}^{-1}$) 和裂纹 (破坏)。

3 结 论

1) Mg-Gd-Y 系合金在 Hopkinson Bar 高温压缩试验和弹道冲击试验中分别形成变形带和白亮带两种绝热剪切带。

2) 白亮带只能在弹道冲击试验的稳定塑性侵彻阶段生成 ($8 \text{ mm} \leq z \leq 18 \text{ mm}$)。

3) 整个 Hopkinson Bar 高温压缩试验过程, 仅在 $T=735 \text{ K}$ 时才有较明显的变形带形成。

4) 变形带只在高温动态压缩时出现以及弹道冲击过程中只有数条白亮带形成, 这些都表明 Mg-Gd-Y 系合金具有较好的抗绝热剪切的能力。

5) 剪切带传播过程中形成的裂纹主要是由材料的局部组织缺陷, 如平行于剪切带传播方向的孪晶界等引起的。

参考文献 References

- [1] 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): 401
- [2] Tan Chengwen(谭成文), Wang Fuchi(王富耻), Li Shukui(李

树奎). *Ordn Mater Sci Eng*(兵器材料科学与工程)[J], 2003, 26(5): 62

- [3] Li Qiang(李 强), Ma Changxiang(马常祥), Lai Zuhan(赖祖涵). *Acta Metall Sinica*(金属学报)[J], 1995, 31(11): 505
- [4] Dong Han(董 瀚), Li Guifen(李桂芬), Chen Nanping(陈南平). *Acta Metall Sinica*(金属学报)[J], 1996, 32(6): 599
- [5] Cai Hongnian(才鸿年), Tan Chengwen(谭成文), Wang Fuchi(王富耻) *et al. Engineering Science*(中国工程科学)[J], 2006, 8(2): 30
- [6] El-Magd E, Abouridouane M. *Int J Impact Eng*[J], 2006, 32: 741
- [7] Ishikawa K, Watanabe H, Mukai T. *Mater Lett*[J], 2005, 59: 1511
- [8] Klimanek P, Pöttsch A. *Mater Sci Eng A*[J], 2002, 324: 145
- [9] He S M, Zeng X Q, Peng L M *et al. J Alloys Compd*[J], 2007, 427: 316
- [10] Lee C G, Lee Y J, Lee S. *Scripta Metall*[J], 1995, 32(6): 821
- [11] Teng X, Wierzbicki T, Couque H. *Mech Mater*[J], 2007, 39: 107
- [12] Hwang B, Lee S, Kim Y C *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2006, 441: 308
- [13] Lins J F C, Sandim H R Z, Kestenbach H J *et al. Mater Sci Eng A*[J], 2007, 457: 205

Characteristics of the Adiabatic Shear Bands in Mg-10Gd-2Y-0.5Zr Alloy

Ji Wei, Fan Yafu, Chen Jie, Qiao Guangli

(Yantai Branch of No. 52 Institute of China Ordnance Industry Group, Yantai 264003, China)

Abstract: Dynamic compression tests and projectile impact tests were used to investigate the adiabatic shear behavior of Mg-10Gd-2Y-0.5Zr alloy. The microstructural characterization of the post-test specimen was studied by means of optical microscopy. Two kinds of adiabatic shear bands were found in the post-test specimens impacted by spherical bullet and Hopkinson pressure Bar. The bands formed in the process of projectile impact are “white” bands of width about $10 \mu\text{m}$. The microhardness in the “white” band is obviously higher than that in the matrix. In addition, the “white” bands come into being only in the stable penetrating stage because of enough strain. Obvious deformation bands can form only at $T=735 \text{ K}$ in the process of Hopkinson compression. The cracks within a propagating shear band are induced by twins paralleling to the shear direction.

Key words: Mg-10Gd-2Y-0.5Zr alloy; adiabatic shear band; projectile impact; dynamic compression

Biography: Ji Wei, Candidate for Master, Yantai Branch of No. 52 Institute of China Ordnance Industry Group, Yantai 264003, P. R. China, Tel: 0086-535-6891831, E-mail: jw5807@163.com.