

不同装甲靶板价电子结构对钨合金穿甲弹变形特征的影响

Effect of Valence Electron Structures of Different Targets on Deformations of Tungsten Alloy Penetrators

李金泉^{1,2}, 黄德武¹, 王敏杰²

(1 沈阳理工大学, 沈阳 110168; 2 大连理工大学, 辽宁 大连 116024)

LI Jin quan^{1,2}, HUANG De wu¹, WANG Min jie²

(1 Shenyang Ligong University, Shenyang 110168, China;

2 Dalian University of Technology, Dalian 116024, Liaoning, China)

摘要: 使用某小口径弹道炮, 发射次口径脱壳尾翼稳定钨合金穿甲弹, 分别侵彻 45 钢及 30CrMnMo 钢靶板, 发现残余弹体微观结构有明显不同。说明钨合金残余弹体的破坏特征与靶板性能有关。运用固体与分子经验电子理论(EET)对两种靶板的价电子结构进行了分析。发现对于 45 钢靶板, 由于 G-Fe 原子结合较弱, 受冲击后对弹体产生的反作用力小, 使残余弹体不产生剪切变形, 头部的破坏特征为晶粒破碎及沿垂直侵彻方向的变形, 宏观上表现为典型的“蘑菇头”状; 对于 30CrMnMo 钢靶板, 由于 G-Mo 原子间的强烈结合, 受冲击后对残余弹体产生很强的反作用力, 使钨合金残余弹体头部产生剪切破坏, 具有一定程度的“自锐化效应”。

关键词: 绝热剪切; 残余弹体; 原子键; 价电子结构

中图分类号: T J012.4 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2010)07-0059-05

Abstract: 45 steel targets and 30CrMnMo steel targets were penetrated respectively to analyze different microstructure characteristic of residual projectiles by launching small diameter 93W projectiles. It is shown that deformations of residual projectiles are related to performance of targets. The valence electron structures of the two kinds of targets are analyzed according to the EET (the Empirical Electron Theory of solids and molecules). There is small force on penetrators after penetrating 45 steel targets because of weak G-Fe bond, so grains on the heads of residual projectiles were broken up and the heads of residual projectiles that are just like “mushroom head” were not destroyed by adiabatic shear. Powerful force was exerted on residual projectiles after penetrating 30CrMnMo steel targets because of strong G-Mo bond, so the heads of 93W residual projectiles were destroyed by adiabatic shear and had “self sharpening” effect.

Key words: adiabatic shear; residual projectile; atom bond; electron structure

穿甲弹在侵彻装甲时, 其头部将受到几十个 GPa 的冲击压力, 弹体和靶板材料内部可发生应变率高达 10^5 s^{-1} 的高速变形和破坏^[1]。由于烧结钨合金密度大、强度高, 同时又有足够的韧性, 故这种钨合金成为制作穿甲弹的主要弹芯材料。但研究表明^[2,3], 钨合金穿甲弹的侵彻能力不及贫铀合金制成的穿甲弹, 因为贫铀合金穿甲弹在侵彻过程中会形成绝热剪切带, 易产生“自锐化”效应, 而钨合金穿甲弹则对绝热剪切不很敏感。但最近研究发现, 钨合金穿甲弹的绝热剪切不敏感性是相对的, 材料的细观结构(如钨颗粒的形状、空间取向)以及受力状态都对材料的变形、破坏和变形局域化机制有重要影响^[4]。而本工作发现, 钨合

金穿甲弹是否产生“自锐化效应”, 还与靶板材料的性能有关。

目前, 对于弹丸冲击靶板的研究, 除了采用实验方法外, 还有待于进一步从材料的微细观结构上, 特别是原子间的化学键的作用上进行分析, 至于联系电子结构来深入揭示靶板的力学性能及对残余弹体的影响, 目前还未见报道, 本工作在这方面进行了一些尝试。

使用某小口径弹道炮, 发射次口径脱壳尾翼稳定穿甲弹, 侵彻 45 钢及 30CrMnMo 钢装甲靶板, 分析钨合金穿甲弹在侵彻不同靶板过程中头部的显微结构变化特点, 并应用固体与分子经验电子理论(EET)^[5]从价电子结构的层次来研究不同靶板的原子状态对残余

弹体变形特征的影响, 这对如何提高穿甲弹的侵彻能力及靶板的抗弹性能具有重要作用。

1 实验方法

使用某小口径弹道炮, 发射次口径脱壳尾翼稳定穿甲弹, 穿甲弹芯为 93W 合金杆, 其直径为 8mm, 长为 88mm。该钨合金由 93W 颗粒及 7% (质量分数) 的 NiFeCo 基体相, 在高温下烧结而成。合金中钨颗粒结构为体心立方 (bcc) 晶格, 强度较高, 而粘结相结构为面心立方 (fcc) 晶格, 韧性极好, 而强度相对较低, 属两相结构, 其微观组织结构如图 1 所示。靶板材料分别为 45 钢及 30CrMnMo 钢, 厚度均为 60mm, 靶板距炮口约为 23m, 在靶前靶后放置测速靶, 共射弹 10 发, 其中 2[#] 弹侵彻 45 钢靶板, 6[#] 弹侵彻 30CrMnMo 钢靶板, 初速为 1200m/s, 分别击穿靶板, 回收残余弹体。将残余弹体沿轴线用线切割机切开, 制成金相试样, 经研磨抛光后, 在扫描电镜下观察残余弹体的变形特征。

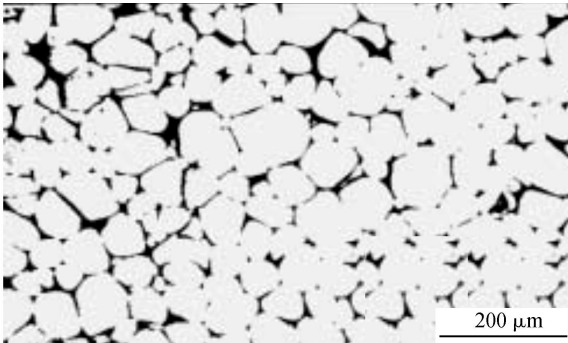


图1 93W 合金基体的微观组织

Fig. 1 Microstructure of 93W alloy as projectile

2 实验结果分析

2.1 侵彻 45 钢靶板后残余弹体的微观结构特征

侵彻 45 钢靶板后, 残余弹体质量约 16g, 长约 20mm, 大端直径 14mm, 小端直径 8mm, 弹体头部呈典型的“蘑菇头”状, 如图 2(a), 在扫描电镜下观察表明, 钨颗粒变形十分剧烈, 由原来的近似于球形 (如图 1) 变成椭球形, 其长轴方向始终与侵彻方向垂直, 拉长的钨颗粒之间紧密相连, 呈纤维状, 如图 2(b) 所示。弹体的破坏形式为钨颗粒破碎以及在垂直于载荷方向被强烈压扁^[6], 在残余弹体中未发现有任何绝热剪切破坏的痕迹。

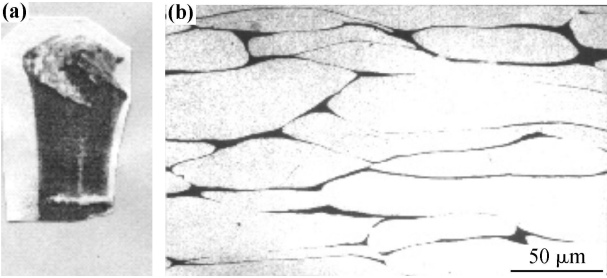


图2 侵彻 45 钢靶板的残余弹体头部 (a) 及头部微观组织 (b)

Fig. 2 Residual projectile (a) embedded in a 45 steel target plate and its microstructure (b)

2.2 侵彻 30CrMnMo 靶板后残余弹体微观结构特征

侵彻 30CrMnMo 靶板后残余弹体的尺寸参数与侵彻 45 钢靶板的残余弹体大体相当, 只是残余弹体头部变形特征不同, 该残余弹体头部尖锐, 具有明显的“自锐化”效应, 如图 3(a)。电镜分析表明, 残余弹体头部沿剪应力作用方向有明显的剪切变形, 且两侧的变形比中间的大, 变形区域约 3mm^[7]。在剪应力作用下, 钨颗粒被拉长, 呈塑性流动状, 虽然未明显生成绝热剪切带, 但有剪切变形局部化趋势。如图 3(b) 所示。

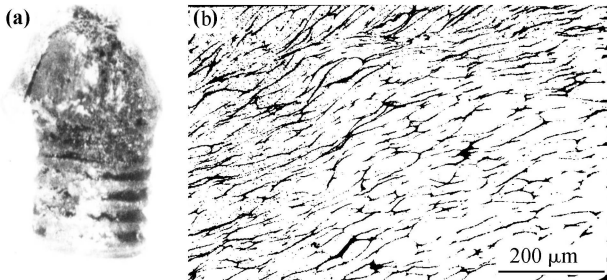


图3 侵彻 30CrMnMo 靶板的残余弹体头部 (a) 及头部微观组织形态 (b)

Fig. 3 Residual projectile (a) embedded in a 30CrMnMo steel target plate and its microstructure (b)

3 价电子结构计算与结果讨论

3.1 45 钢及 30CrMnMo 钢靶板价电子结构计算

本工作应用 EET 理论计算靶板的价电子结构。EET 理论是余瑞璜教授在 Panling 金属电子理论的基础上提出的^[5]。这个理论以确定晶体内各类原子的杂化状态为基础描述晶体的价电子结构, 这些价电子结构信息为金属的性能、固态相变等许多问题的讨论提供了一定的基础。应用该理论在金属结构材料的研究中, 可将合金成分、结构、性能的研究由原子层次深化到电子层次^[9]。

EET 理论提供了一个简洁实用处理复杂体系价电子结构的新的经验方法——键距差分析方法。根据已知的晶体结构参数,求出实验键距 D_m 和具有相同键距且晶体学上完全相同的原子构成的等同键数 I_a ,由经验方法确定合金中原子的状态即原子杂阶 α ,然后由键距差公式求出各键的理论键距 $\bar{D}_{n\alpha}$ 、共价电子对数 n_α ($\alpha = A, B, C, \dots N$, 代表结构中所有不可忽略的共价键,共有 N 个不同长度的 $\bar{D}_{n\alpha}$ 值, n_A 为最大值,由 $\log Y_\alpha$ 方程可得 $n_A = \sum n_c / \sum I_\alpha Y_\alpha^{[9]}$) 等,当满足 Δ 判据,即 $|\bar{D}_m - D_m| \leq 0.005 \text{ nm}$ 时,可认为是晶体实际状态的价电子结构。此时,由原子杂阶 σ 可确定每个原子相应的单键半距 $R(I)$ 以及总价电子数 n_T ,共价电子数 n_c ,晶格电子数 n_l ,磁电子数 n_{3d} ,哑对电子数 n_b 等大量键参数的信息。

应用键距差方法可求得 45 钢及 30CrMnMo 钢靶板的价电子结构。

两种靶板的晶体结构分别如图 4、5 所示,根据文献[9],可计算出 45 钢和 30CrMnMo 钢的价电子结构,如表 1、2 所示。另外,30CrMnMo 钢晶胞结构不止此一种,还包括 C-Cr 及 C-Mn 结构,经计算,二者的共价电子对数分别为 0.8122 和 0.2606,和 C-Mo 的共价电子对数 2.6267 相比很小,其影响忽略不计。

3.2 残余弹体变形特征分析

如图 2、3 所示,同种弹丸在相同速度下冲击不同靶板,他们的变形特征及破坏形式有很大区别,这表明冲击过程中弹体的变形不仅与弹体本身的性能有关,还与被冲击靶板的性能有关。而 45 钢和 30CrMnMo 钢的差别主要在于钢中的强化相不同,45 钢中的强化相主要是间隙固溶的 C 原子与邻近的 Fe 原子组成的 C-Fe 结合,而 30CrMnMo 钢中的强化相除了 C-Fe 结合外,还有 C-Mo 等更强的结合。价电子结构计算表

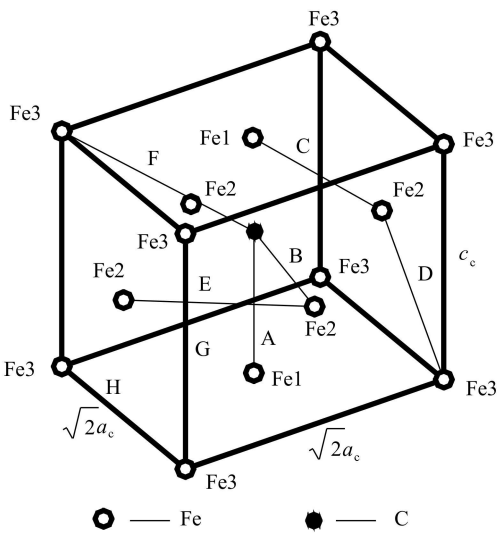


图 4 45 钢中含碳晶胞结构示意图
Fig. 4 Structure model of C crystal cell of 45 steel

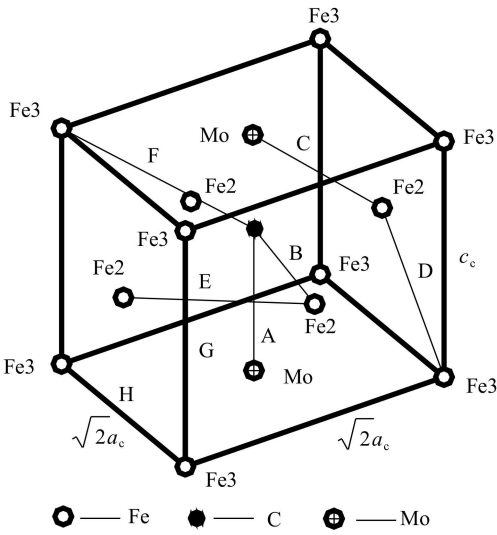


图 5 30CrMnMo 钢中含 C-Mo 晶胞结构示意图
Fig. 5 Structure model of C-Mo crystal cell of 30CrMnMo steel

表 1 45 钢中含碳晶胞的价电子结构

Table 1 Valence electron structure in C crystal cell of 45 steel

Hybridization level α :	C: 6;	Fe1: A11;	Fe2: A10;	Fe2: A10	
Bond name	I_a	$D_{n\alpha}$	D_m	n_α	ΔD_m
D_{nA}^{C-Fe1}	4	1.8879	1.8870	0.8532	9.0000E-04
D_{nB}^{C-Fe2}	8	1.8948	1.8939	0.8808	9.0000E-04
$D_{nD}^{Fe1-Fe2}$	16	2.6750	2.6741	0.1930	9.0000E-04
$D_{nD}^{Fe2-Fe3}$	16	2.6750	2.6741	0.2038	9.0000E-04
$D_{nE}^{Fe2-Fe2}$	8	2.6801	2.6792	0.2005	9.0000E-04
D_{nF}^{C-Fe3}	16	3.2783	3.2774	9.9157E-03	9.0000E-04
$D_{nG}^{Fe3-Fe3}$	2	3.7759	3.7750	5.7369E-03	9.0000E-04
$D_{nH}^{Fe3-Fe3}$	4	3.7896	3.7887	9.9157E-03	9.0000E-04

$\sum I_\alpha Y_\alpha = 23.5874, \sum n_c = 20.1244, n_A = \sum n_c / \sum I_\alpha Y_\alpha = 0.8532$

表 2 30CrMnMo 钢中含 G Mo 晶胞的价电子结构

Table 2 The valence electron structure in G Mo crystal cell of 30CrMnMo steel

Hybridization level α :	C: 6;	Mo: 1;	Fe2: A 16;	Fe3: A 15	
Bond name	I_{α}	$D_{n\alpha}$	D_m	n_{α}	ΔD_m
D_{nA}^{C-Mo}	4	1.8513	1.8658	2.6272	1.4500E-02
D_{nB}^{C-Fe2}	8	1.9060	1.9202	0.5261	1.4200E-02
D_{nC}^{Mo-Fe2}	16	2.6571	2.6716	0.3639	1.4500E-02
$D_{nD}^{Fe2-Fe3}$	16	2.6571	2.6716	0.0897	1.4500E-02
$D_{nE}^{Fe2-Fe2}$	8	2.6955	2.7100	7.6775E-02	1.4500E-02
D_{nF}^{C-Fe3}	16	3.2699	3.2844	6.5070E-03	1.4500E-02
$D_{nG}^{Fe3-Fe3}$	2	3.7025	3.7170	3.1216E-03	1.4500E-02
$D_{nH}^{Fe3-Fe3}$	4	3.8120	3.8265	6.5071E-03	1.4500E-02

$\sum I_{\alpha}V_{\alpha}= 9.6577, \sum n_c= 25.3728, n_A= \sum n_c/ \sum I_{\alpha}V_{\alpha}= 2.6272$

明,在 45 钢和 30CrMnMo 钢中,原子间最强键分别为 C—Fe 键和 C—Mo 键,其共价电子数 n_A 值分别为 0.8532 和 2.6272。 n_A 值越大表示原子间的结合力越大^[9],因此,破坏 30CrMnMo 钢靶板时对弹体的作用力要比 45 钢靶板大得多。由于 G Mo 原子间的结合力最强,因此一个碳原子总是优先选择两个 Mo 原子作为近邻。同样一个 Mo 原子又总是选择两个 C 原子作为近邻。这样,C,Mo 原子所处的晶胞便不是一个个的孤立存在,而是依靠这种键络连接起来,即在 30CrMnMo 钢中的局部区域形成“短程有序”的 G Mo

富集区^[9,12]。

由金属学可知,滑移是弹单晶体塑性变形的基本方式之一,是在分切应力的作用下,晶体的一部分沿一定的晶面(滑移面)上的一定方向(滑移方向)相对于另一部分发生滑动,滑移只能在分切应力作用下才会发生,是晶体内部位错在分切应力作用下运动的结果,是通过位错的运动来实现的。如图 6 所示,在分切应力 τ 的作用下,一个多余半原子面从晶体一侧到另一侧运动,即位错自左向右移动时,晶体产生滑移^[10]。

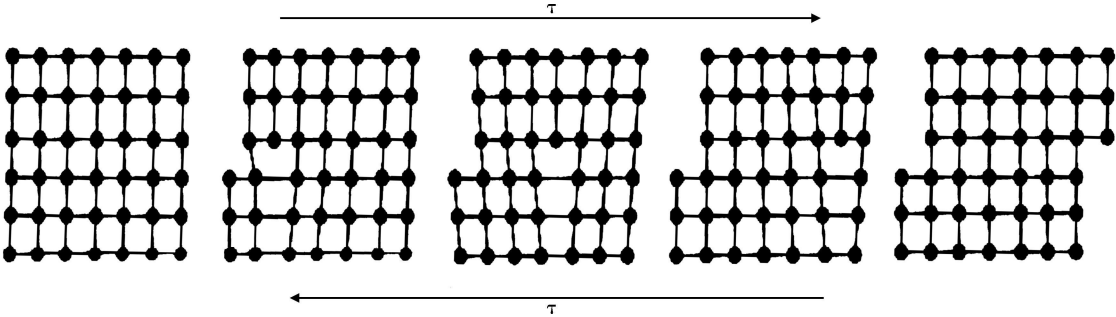


图 6 位错运动造成滑移

Fig. 6 Slip caused by dislocation motion

对于每一个钨晶粒,都有许许多多的钨原子,其排列示意图如图 7 所示,当晶体受力时,在某个滑移面内沿滑移方向上的分切应力达到某一临界值时,该滑移系即发生滑移,造成塑性变形,如图 8 所示。当弹丸垂直侵彻 45 靶板时,在靶板产生塑性变形、造成破坏的同时,靶板对弹丸产生一个巨大的反作用力,使晶体产生滑移,但由于 45 钢靶板的 C—Fe 键结合力较弱,当破坏靶板时对弹丸头部产生的作用力较小,因此,沿滑移方向的分切应力 τ 也较小,使残余弹丸头部变形均匀,应变率相对较低,每个钨晶粒由球状(图 7),经滑移后产生塑性变形,变成纤维状(图 8)(图 1 为冲击前弹体头部钨颗粒呈球状的显微组织结构,图 2(b) 为冲

击后残余弹体头部呈纤维状的显微组织结构),从而使残余弹体不易产生剪切破坏。宏观上表现为残余弹体头部被墩粗,呈典型的“蘑菇头”状(如图 2(a))。

当弹丸垂直侵彻 30CrMnMo 钢靶板时,由于 C—Mo 键间的结合力非常强大,而且短程有序的 G Mo 富集区在变形过程中是位错运动的障碍,在该区域附近形成位错平面塞积群,并造成很大的应力集中。因此,在破坏 30CrMnMo 钢靶板时,对弹丸产生的作用力较 45 钢靶板大,沿滑移方向产生的分切应力 τ 也相对较大。因此,对晶体产生的滑移也相对较大,如图 9 所示。同时,由于靶板的高硬度,使塑性变形极快,且不均匀,应变率很高,塑性流动产生的大量热量来不及

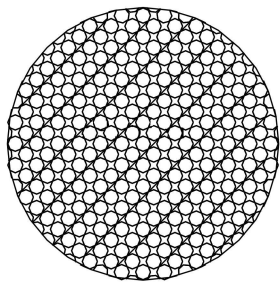


图7 冲击前单个钨晶粒内原子排列示意图

Fig. 7 Model of atom arrange in a tungsten grain before high rate impact

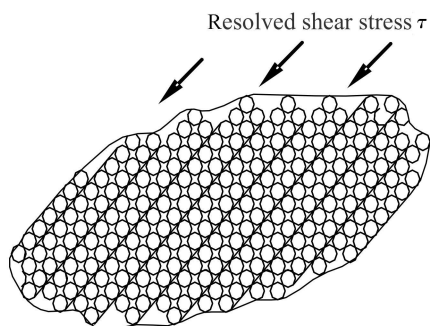


图8 冲击45钢靶板后单个钨晶粒内晶体沿滑移方向产生滑移

Fig. 8 The slip along the direction of slip line in a tungsten grain after high rate impact for 45 steel target plate

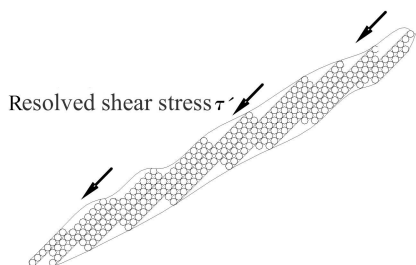


图9 冲击30CrMnMo钢靶板单个钨晶粒内晶体沿滑移方向产生滑移

Fig. 9 The slip along the direction of slip line in a tungsten grain after high rate impact for 30CrMnMo steel target plate

在弹体内扩散,导致滑移线上的金属软化^[11],从而产生了剪切破坏,如图3(b)所示。宏观上表现为残余弹体头部尖锐(如图3(a)),具有“自锐化”效应。

尽管93钨弹芯为多晶体材料,它的塑性变形受到晶界的阻碍和位相不同的晶粒的影响,而且任何一个晶粒的塑性变形都不是处于独立的塑性变形状态,需要其周围的晶粒同时发生相适应的变形来配合,以保持晶粒之间的结合和整个物体的连续性,但滑移仍是其塑性变形的最基本方式之一^[11],因此,为简化起见,本

工作仍采用单晶体产生滑移的模型来解释残余弹体的塑性变形特征。

4 结论

(1) 在冲击载荷作用下,残余弹体的变形特征不仅与弹体材料的性能有关,还与靶板纳材料的性能有关,冲击45钢靶板时,由于G-Fe原子结合力较弱,受冲击后对弹体产生的作用力小,使残余弹体不产生剪切破坏,其头部的破坏特征为晶粒破碎及沿垂直侵彻方向的变形,宏观上表现为典型的“蘑菇头”状。

(2) 冲击30CrMnMo钢靶板时,由于G-Mo原子间的强烈结合,在30CrMnMo钢中的局部区域形成“短程有序”的G-Mo富集区,受冲击后对残余弹体产生强大作用力,使钨合金残余弹体头部产生剪切破坏,具有“自锐化”效应。

参考文献

- [1] 焦彤,张宝珩,张海涛,等.钨合金模拟弹侵彻钢板的实验效应与细观响应分析[J].有色金属,2000,52(4):87-91.
- [2] MAGNESS L S. Properties and Performance of Kinetic Energy Penetrator Materials [A]. Proceedings of the First International Conference on Tungsten and Tungsten Alloys [C]. Arlington VA, USA: Metal Powder Industries Federation, 1992. 15-22.
- [3] MAGNESS L S. High strain rate deformation behaviors of kinetic energy penetrator materials during ballistic impact[J]. Mechanics of Materials, 1994, 17: 147-154.
- [4] 魏志刚,李永池,李剑荣,等.冲击载荷作用下钨合金材料绝热剪切带形成机理[J].金属学报,2000,36(12):1263-1266.
- [5] 张瑞林.固体与分子经验电子理论[M].长春:吉林科学技术出版社,1992.1.
- [6] 丛美华,黄德武,段占强,等.小口径穿甲试验靶板弹孔和残余弹体显微组织研究[J].北京理工大学学报,2002,22(5):594-598.
- [7] 段占强,程国强,李守新,等.高速冲击下钢板的微观组织及绝热剪切带[J].金属学报,2003,39(5):489-493.
- [8] 许沐华,胡时胜,王肖钧.预扭转钨合金杆弹侵彻能力的实验研究[J].弹道学报,1999,11(3):24-28.
- [9] 刘志林.合金价电子结构与成分设计[M].长春:吉林科学技术出版社,1990.52.
- [10] 朱张校,郑明新.工程材料[M].北京:清华大学出版社,2001.100.
- [11] 李金泉,黄德武,段占强,等.高速侵彻装甲钢绝热剪切带特性研究[J].弹道学报,2003,15(3):89-91.
- [12] 崔忠圻.金属学与热处理[M].北京:机械工业出版社,1995.

收稿日期:2009-04-03;修订日期:2010-05-12

作者简介:李金泉(1965—),男,博士,副教授,研究方向:冲击动力学,联系地址:沈阳市浑南新区南屏中路6号(110168),E-mail:li_jinquan@163.com