第 25 卷 第 4 期
2011 年 8 月

高 压 物 理 学 报
CHINESE JOURNAL OF HIGH PRESSURE PHYSICS

Vol. 25, No. 4
Aug., 2011

文章编号：1000-5773(2011)04-0344-07

铜射流侵彻穿孔处的温度及微观组织研究*

陈 昊，陶 钢

（南京理工大学能源与动力工程学院，江苏南京 210094）

摘要：分析金属射流侵彻钢靶后钢靶孔壁上残留的射流材料的微观组织，将有助于了解射流的超塑性动态变形以及射流在侵彻和冷却过程中的状态变化。通过对铜射流侵彻钢靶时钢靶侵彻孔壁处的组织进行分析，利用数值模拟和理论计算，对铜射流的侵彻过程进行研究，得到了侵彻后孔壁上铜射流的温度及晶粒度的变化曲线，分析结果与扫描电镜的观察结果吻合。通过对孔壁处铜和钢的微观组织进行观察，判断出铜射流在侵彻时没有发生熔化，而是发生了动态再结晶，并且晶粒在随后的冷却过程中发生了明显的长大，此外在铜冷却过程中也产生了孪晶。

关键词：射流；侵彻；动态再结晶；孪晶

中图分类号：O358 **文献标识码**：A

1 引 言

自 1984 年 Jamet 用 X 光证实了铜射流是固体后[1]，铜射流就成为金属动态超塑性研究的重要内容。金属的宏观特性是由其微观组织结构决定的。近年来，随着检测手段的发展，人们开始采用各种方法从微观角度去研究金属在高应变率下的动态响应。

2002 年 Murr 研究了 Ta 射流的回收碎片[2]，证实射流是由均匀等轴晶构成。Meyers[3] 通过 Hopkinson杆帽形实验和厚壁圆筒实验得到了高应变率下金属微观组织的演化过程，由此推导出在绝热剪切条件下动态超塑性变形致使晶粒尺寸从 50 μm 降到 20～100 nm。基于动态超塑性金属微观组织分析，Meyers[4] 提出了动态再结晶机制，即旋转再结晶，较好地解释了动态再结晶的晶粒形成问题。在研究高应变率下金属的动态响应时，金属射流是靶板侵彻的重要组成部分。由于射流的头部速度一般可超过 3 km/s，侵彻时间很短，并且其中还包括了金属自身的超塑性变形以及不同金属间的相互作用，目前很难用实验手段对侵彻过程进行直接检测，因此很少有关于侵彻时射流和靶板的温度变化以及相应的微观组织演化的报道。

本研究采用数值模拟和理论计算方法，对铜射流的侵彻和冷却过程进行分析，计算射流的温度和相应的晶粒变化。通过光学显微镜和扫描电镜，对实验回收的钢靶板侵彻孔壁处的铜射流附着层以及钢的微观组织进行观察，推断侵彻刚结束时孔壁上射流的晶粒度，判断铜射流在侵彻过程中是否发生了熔化，分析孪晶等缺陷形成的原因。

2 实验方法及结果

实验采用半径为 50 mm、厚度为 60 mm 的调制 45 钢靶。球缺形药型罩为 99.9%的无氧铜，罩厚度为 2 mm，铜的平均晶粒度为 80 μm。炸药装药口径为 50 mm，炸高为 65 mm。采用的 8701 炸药密度为

* **收稿日期**：2010-07-06；**修回日期**：2010-08-22

基金项目：国家自然科学基金(10802038)

作者简介：陈 昊(1980－)，男，博士研究生，主要从事爆炸及其相互作用研究. E-mail:chenhao1019_80@sohu.com

1.70 g/cm³,爆速为 8.10 km/s,雷管在炸药上表面中心点起爆。图 1 为侵彻实验示意图。射流侵彻钢板后在钢板上形成了一个开口直径为 26 mm、底部直径为 14 mm 的通孔,孔壁与垂直方向的夹角为 6.9°。侵彻孔壁上附有一层厚度约为 1 mm 的铜,侵彻后的钢靶板如图 2 所示。

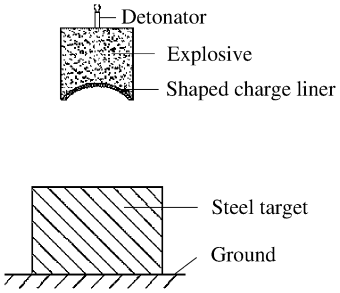


图 1　侵彻实验示意图

Fig. 1　Sketch of penetration experiment

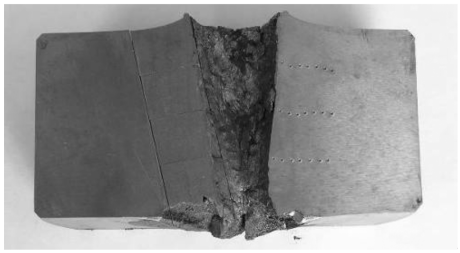


图 2　铜射流侵彻后的钢靶板

Fig. 2　Steel target penetrated by copper jets

3　铜射流侵彻钢靶的状态分析

3.1　射流侵彻的数值模拟

由于射流的形成及侵彻是在爆炸加载下完成的,很难用实验方法得到射流及钢板的温度分布,因此目前最好的方法还是数值模拟。

采用 LS-DYNA 有限元程序,对球缺罩聚能射流的侵彻过程进行数值模拟。由于整个模型为轴对称结构,因此采用二维轴对称 Lagrange 算法。以 y 轴为对称轴,建立 1/2 轴对称有限元模型,如图 3(a)所示。起爆点位于对称轴与炸药上表面的交点,整个模型分为炸药、药型罩、钢靶 3 个部分。单元类型为四边形,单元尺寸为 0.1 cm,共有 4 200 个单元。温度计算采用瞬态非线性热耦合计算方式。

在数值模拟中:炸药材料采用高能炸药燃烧材料 MAT_HIGH_EXPLOSIVE_BURN 模型和 JWL 状态方程。铜药型罩和 45 钢靶采用能够描述应变硬化、应变率敏感及温度软化效应的 Johnson-Cook 本构方程,对于高温高压、高速变形及流体材料,采用 Grüneisen 状态方程描述体积变化。炸药、药型罩和钢靶的具体参数列于表 1 和表 2[5]。表 1 中:ρ 为炸药密度,D 为炸药爆速,p_{CJ} 为炸药爆压,A、B、R_1、R_2、ω 为 JWL 状态方程参数。表 2 中:ρ 为密度,A、B、C、n、m 为 Johnson-Cook 方程参数,c、S_1、γ_0、a 为 Grüneisen 状态方程参数。数值模型及模拟得到的钢靶在侵彻过程中的温度分布见图 3。

表 1　8701 炸药的 C-J 参数及 JWL 状态方程参数

Table 1　C-J parameters and JWL parameters of 8701 explosive

ρ/(g/cm³)	D/(km/s)	p_{CJ}/(GPa)	A/(GPa)	B/(GPa)	R_1	R_2	ω
1.7	8.1	29.6	581.4	6.8	4.1	1	0.35

表 2　铜和 45 钢的 J-C 参数和 Grüneisen 状态方程参数

Table 2　J-C parameters and Grüneisen parameters of copper and 45 steel

Materials	ρ/(g/cm³)	A/(MPa)	B/(MPa)	C	n	m	c/(km/s)	S_1	γ_0	a
Copper	8.96	90	292	0.025	0.31	1.09	3.94	1.49	2.02	0.47
45 steel	7.8	507	320	0.064	0.28	1.06	4.57	1.33	1.67	0.43

3.2　射流侵彻过程中的温度分析

从图 3(b)可以看出:25 μs 时药型罩已基本形成射流,射流头部的内层温度较高,超过 600 ℃,而外层则由于应变较小,温度较低,约 500 ℃,这与 von Holle 和 Trimble 利用红外测温仪测得的射流表面温度 432 ℃[6]接近。射流侵彻靶板时,侵彻过程满足流体运动规律,射流遇到底部后会向两侧运动,对侧

面的孔壁产生挤压力，导致侧壁的钢以射流为中心向圆周方向变形。铜挤压钢后失去速度，附着在钢孔壁上，铜的状态见图 3(c)。侵彻使射流温度有所上升，铜射流附着在孔壁上时，与空气接触的铜射流外侧温度约 1 100 K，与钢接触的部分达 1 280 K。钢的温度也会因挤压而上升。由数值模拟结果可知，侵彻影响区主要集中在距孔壁 2 mm 内，这与段占强等人[7]对侵彻后的 45 钢的观察结果相似。在 2 mm 处，温度基本稳定在常温 293 K。选取图 3(c)中不同位置处的射流和钢板温度，得到图 4 和图 5。

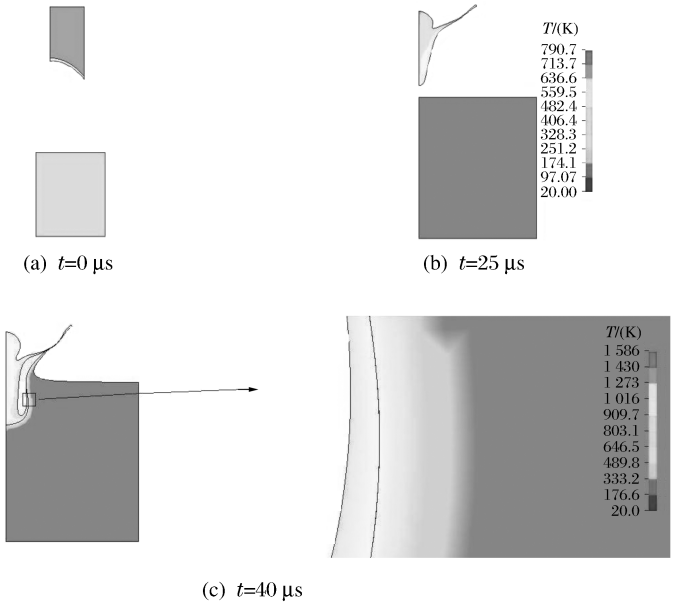


图 3 数值模型及模拟得到的温度分布

Fig. 3 Simulation model and temperature distribution

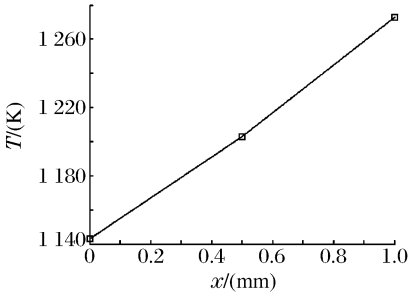


图 4 铜射流附着层的温度分布

Fig. 4 Temperature distribution of copper layer

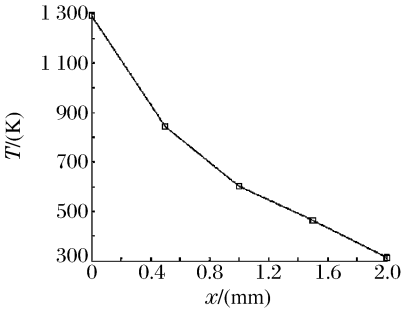


图 5 钢板的温度分布

Fig. 5 Temperature distribution of steel target

3.3 冷却过程中铜射流和钢板的温度变化

侵彻结束后，钢靶及孔壁上的铜射流附着层发生冷却。由于两种物质内部各处的温度不同，因此两种物质会在各自的内部发生热传导，可以用差分格式表示温度变化，即[8]

$$T_{i,j} = T_{i-1,j} + \frac{\Delta t\lambda}{\rho c_p \Delta x^2}(T_{i-1,j+1} - 2T_{i-1,j} + T_{i-1,j-1}) \tag{1}$$

式中：i 表示时间($i \geqslant 2$)，j 表示各点位置($1 \leqslant j \leqslant N$，$N$ 为点的总数)，Δt 为时间步长，Δx 为距离步长，λ 为热导率，c_p 为定压比热容。保证(1)式稳定的充分条件为

$$\frac{\Delta t\lambda}{\rho c_p \Delta x^2} \leqslant \frac{1}{2} \tag{2}$$

由于钢和铜的温度不同，两者之间会发生热传导。铜/钢交界面上的温度变化为[9]

$$\frac{(T_{i-1}^{\mathrm{Cu}}-T_{i-1})\lambda^{\mathrm{Cu}}A}{\Delta x}+\frac{(T_{i-1}^{\mathrm{Fe}}-T_{i-1})\lambda^{\mathrm{Fe}}A}{\Delta x}=\rho c_p\frac{\Delta x}{2}A\frac{T_i-T_{i-1}}{\Delta t} \tag{3}$$

式中:T_i^{Cu} 表示与交界面相邻的铜在 i 时刻的温度,T_i^{Fe} 表示与交界面相邻的钢在 i 时刻的温度,T_i 表示 i 时刻铜/钢交界面的温度,A 为单位面积,c_p 和 ρ 分别取铜和钢的平均热容和密度。

由于热量主要在钢和铜内进行传递,因此可以假设铜、钢与空气处于绝热状态,其中铜的厚度为 1 mm,除去侵彻孔洞后的钢的厚度为 30 mm,则

$$T_{i,m}^{\mathrm{Cu}}=T_{i-1,m}^{\mathrm{Cu}}+\frac{2\Delta t\lambda^{\mathrm{Cu}}}{\rho^{\mathrm{Cu}}c_p^{\mathrm{Cu}}\Delta x^2}(T_{i-1,m-1}^{\mathrm{Cu}}-T_{i-1,m}^{\mathrm{Cu}}) \tag{4}$$

$$T_{i,n}^{\mathrm{Fe}}=T_{i-1,n}^{\mathrm{Fe}}+\frac{2\Delta t\lambda^{\mathrm{Fe}}}{\rho^{\mathrm{Fe}}c_p^{\mathrm{Fe}}\Delta x^2}(T_{i-1,n-1}^{\mathrm{Fe}}-T_{i-1,n}^{\mathrm{Fe}}) \tag{5}$$

在(1)式～(5)式中:$\rho^{\mathrm{Fe}}=7.8\ \mathrm{g/cm^3}$,$c_p^{\mathrm{Fe}}=480\ \mathrm{J/(kg\cdot K)}$,$\lambda^{\mathrm{Fe}}=48\ \mathrm{W/(m\cdot K)}$,$\rho^{\mathrm{Cu}}=8.9\ \mathrm{g/cm^3}$,$c_p^{\mathrm{Cu}}=390\ \mathrm{J/(kg\cdot K)}$,$\lambda^{\mathrm{Cu}}=401\ \mathrm{W/(m\cdot K)}$[9]。由热传导公式(1)式～(5)式可以得到附着在侵彻孔壁上的铜射流及距孔壁 2 mm 内钢的温度变化,模拟结果如图 6 所示。

图 6 中 0 mm 处表示铜/钢交界面。结合图 6 和图 3(c)可知,与钢板接触的铜起初处于射流的中心部位,因此初始温度较高,超过了 1 200 K,而 −1 mm 处的铜与空气接触,最初处于铜射流的外表面,初始温度较低。对于钢板:由于靠近侵彻孔壁处(0 mm)的变形较大,因此此处的温度较高;随着距离的增加,温度迅速下降,变形区边缘(2 mm)的初始温度为 293 K。在随后的冷却过程中,铜和钢的热量主要向未发生变形的钢中传递。由于铜本身的热导率较高,因此在 0.01 s 内铜射流附着层的温度就已趋于一致。与钢发生的热交换使铜的整体温度下降,经过 0.7 s 后孔壁上铜的整体温度降到了铜的再结晶温度 $0.4T_{\mathrm{m}}$(542 K)以下。

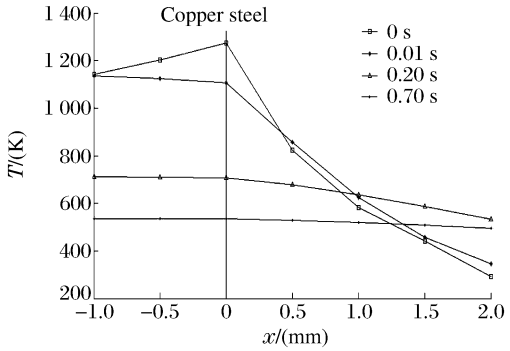


图 6　铜和钢冷却时的温度变化

Fig. 6　Temperature changes of copper and steel in cooling process

3.4　射流晶粒度的变化

Meyers[10]认为铜射流在形成时晶粒发生了细化,晶粒度下降到约 20 nm,在随后的侵彻过程中超塑性变形主要由超细晶间的流动来实现,铜的晶粒度并没有发生变化。附着在侵彻孔壁上后,铜射流的温度开始下降,在此过程中铜的晶粒发生静态长大。Meyers 等人发现晶粒的长大与初始晶粒度、温度变化历程以及材料本身特性有关,由此提出了晶粒长大公式[11]

$$d^2=d_0^2+s_0\exp\left(-\frac{Q}{2RT}\right)(t-t_0) \tag{6}$$

式中:T 为金属的绝对温度,$t-t_0$ 为时间间隔,Q 为激活能,s_0、R 为材料常数,d_0 代表温度为 T 时的初始晶粒度。对于铜:$s_0=1.65\times10^{-6}\ \mathrm{m^2/s}$,$Q=80\ \mathrm{kJ/mol}$,$R=8.3\ \mathrm{J/(mol\cdot K)}$[11-12]。根据 Meyers 等人[10]的研究结果,在刚开始冷却时铜的初始晶粒度为 $d_0=20$ nm,结合 3.3 节中计算得到的铜的温度变化,由(6)式可以得到射流附着层在冷却过程中的晶粒度变化。

通过计算发现,处于不同位置的铜晶粒的长大尺寸很接近(见图 7),经过 0.7 s 后铜晶粒均长大到 4 μm。射流附着层中与钢接触的铜晶粒在早期的

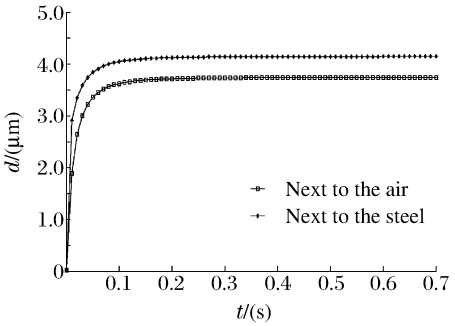


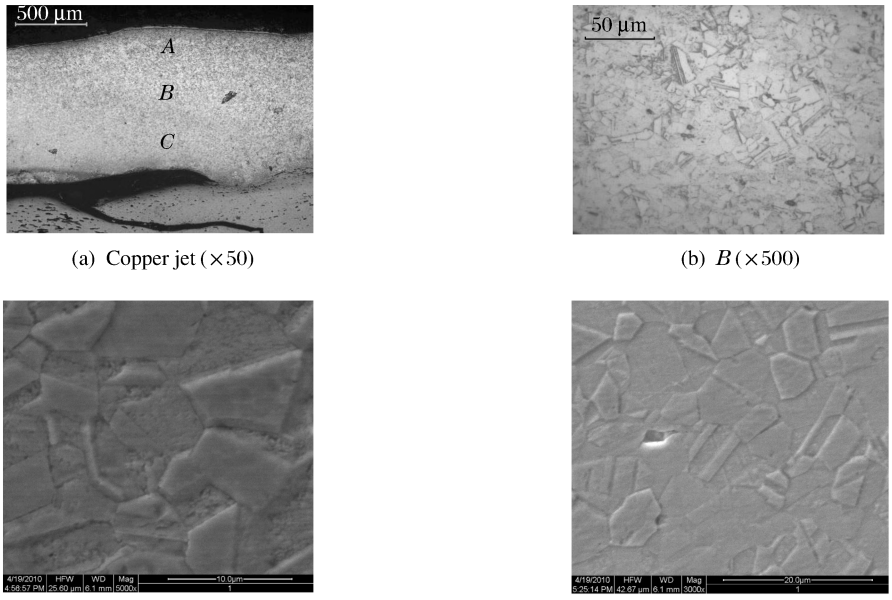
图 7　铜晶粒的尺寸变化

Fig. 7　Changes of copper grain size

增长幅度稍大，这是因为铜/钢交界面的初始温度高于与空气接触的铜的温度。总体来说，铜射流侵彻并附着在钢孔壁上后，由于铜的热导率很高，因此在 0.01 s 内不同位置的铜射流附着层温度就已趋于一致，随后统一下降，直到 0.7 s 后铜的整体温度低于再结晶温度，再结晶过程停止。这也是不同位置处铜晶粒长大尺寸基本相同的原因。

4 侵彻孔壁的微观组织分析

为了从微观上了解射流的组织构成、推测可能的温度变化范围，利用德国 LEICA 公司生产的 MEF4A 光学显微镜和 Quanta-200 型扫描电镜，对侵彻孔壁上的铜和钢进行观察，观测照片如图 8 和图 9 所示。图 8(a)中：*C* 区域的铜与钢板相接触；*A* 区域是射流附着层的外侧，与空气接触。在 *B* 区域中，没有发现胞状树枝晶。根据电子束焊接经验[13]，对于薄层金属(厚度小于 2 mm)，如果金属熔化并且存在较大的温度梯度，则金属中会出现平行于温度梯度方向的胞状树枝晶，由此可知，射流附着层没有发生熔化。



(a) Copper jet (×50)　(b) *B* (×500)

(c) *A* (×5 000)　(d) *C* (×3 000)

图 8 铜射流的微观组织

Fig. 8 Microstructures of copper jets

图 9 显示了侵彻孔壁处钢的微观图像。在图 9 中没有发现针状的马氏体存在。根据激光对金属表面的加工硬化理论[14]，当钢表面被快速加热到温度超过 1000 ℃后金属会发生奥氏体化，在随后的快速冷却过程中发生“自淬火”，其微观组织内会出现大量的针状马氏体。这说明钢靶在变形过程中温度不会超过 1000 ℃，并且侵彻过程中与钢紧密接触的铜的温度也不会超过 1 000 ℃。因此由铜和钢的金相观察结果可知，射流在侵彻过程中没有发生熔化，一直是以固态存在。从图 8(b)中还可以看到，孪晶的数量不是很多，而且其分布位置和方向都是随机的。Murr 等人[15]的实验结果表明，在冲击变形的金属

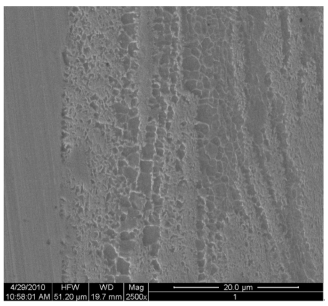


图 9 钢的微观组织(×2 500)

Fig. 9 Microstructure of steel (×2 500)

中会产生大量方向一致的孪晶,这有助于金属的塑性变形。因此,图 8(b)中观察到的孪晶不是因为动态超塑性流动引起的,而是在铜射流附着钢板后的冷却过程中形成的。

对图 8(a)中 A、C 两区域的晶粒大小和形态进行进一步观察,如图 8(c)和图 8(d)所示。可见,晶界夹角基本为 120°,表明附着在孔壁上的铜晶粒均为大角度晶粒。由此可知,侵彻过程中铜射流发生了动态再结晶,附着在孔壁上后铜晶粒发生了静态再结晶长大。通过观察还发现,A、C 两区域的铜晶粒尺寸均在 4～5 μm,这与 3.4 节计算得到的晶粒长大后的计算结果基本一致,因此可以推断射流附着在孔壁上时铜晶粒的初始晶粒尺寸约为 20 nm。

5　结　论

根据理论计算和数值模拟,对附着在侵彻钢孔壁上的铜射流进行了分析,结合孔壁处铜和钢的微观组织观察结果,得到以下结论。

(1) 侵彻孔壁上的铜射流附着层保存着较完整的射流组织,对其进行分析是了解射流形成及侵彻过程中微观组织变化的有效方法。

(2) 由于铜射流附着层中没有出现胞状树枝晶,因此铜射流在侵彻过程中没有发生熔化,而是发生了动态再结晶。侵彻中的铜射流由 20 nm 左右的等轴晶组成,在随后的快速冷却过程中(0.7 s)铜晶粒发生了明显的长大,最终长大到 4～5 μm。不同位置的铜晶粒度相同,这是因为热传导使孔壁上铜射流附着层的各点温度迅速趋于一致,因此冷却过程中射流附着层各处的温度变化基本相同。

(3) 铜射流附着层的微观组织中孪晶数量较少,其分布的位置和方向均是随机的,说明这些孪晶不是因为铜射流侵彻变形产生的,而是在其附着在孔壁上后的冷却过程中形成的。

References:

[1] Jamet F. Investigation of Shaped Charge Jets Using Flash X-Ray Diffraction [A]//The 8th International Symposium on Ballistics [C]. Orlando, Florida, USA, 1984: 1-6.

[2] Murr L E, Trillo E A, Pappu S, et al. Adiabatic Shear Bands and Examples of Their Role in Severe Plastic Deformation [J]. J Mater Sci, 2002, 37(16): 3337-3360.

[3] Meyers M A, Meyer L W, Vecchio K S, et al. High Strain, High Strain-Rate Deformation of Copper [A]//Proceedings of Shock Wave and High Strain-Rate Phenomena in Materials [C]. Hongkong, 1991: 529-542.

[4] Meyers M A, Xu Y B, Xue Q, et al. Microstructural Evolution in Adiabatic Shear Localization in Stainless Steel [J]. Acta Mater, 2003, 51(5): 1307-1325.

[5] Chen H. The Spread of Shock Wave in Copper and Its Influence to the Microstructure [D]. Nanjing: Nanjing University of Science and Technology, 2007: 26-29. (in Chinese)
陈　昊. 冲击波在铜板中的传播及对微观组织的影响 [D]. 南京:南京理工大学, 2007: 26-29.

[6] von Holle W G, Trimble J J. Temperature Measurement of Shocked Copper Plates and Shaped Charge Jets by Two-Color Irradiometry [J]. J Appl Phys, 1976, 47(6): 2391-2394.

[7] Duan Z Q, Cong M H, Su H H, et al. Microstructure Investigation of the Penetration Bore of 45# Steel in High Speed Impacting [J]. Chinese Journal of Material Research, 2001, 15(4): 403-408. (in Chinese)
段占强, 丛美华, 苏会和, 等. 45# 钢高速冲击穿孔的显微组织 [J]. 材料研究学报, 2001, 15(4): 403-408.

[8] Cao B Y, Lassila D H, Schneider M S, et al. Effect of Shock Compression Method on the Defect Substructure in Monocrystalline Coppert [J]. Mater Sci Eng A, 2005, 409(1-2): 270-281.

[9] Yang S M, Tao W Q. Heat Transfer [M]. Beijing: Higher Education Press, 2006. (in Chinese)
杨世铭, 陶文铨. 传热学 [M]. 北京:高等教育出版社, 2006.

[10] Meyers M A. Dynamic Behavior of Materials [M]. Translated by Zhang Q M, Liu Y, Huang F L, et al. Beijing: National Defence Industry Press, 2006. (in Chinese)
Meyers M A. 材料的动力学行为 [M]. 张庆明, 刘　彦, 黄风雷, 等, 译. 北京:国防工业出版社, 2006.

[11] Meyers M A, Andrade U R, Chokshi A H. The Effect of Grain Size on the High-Strain, High-Strain-Rate Behavior of Copper [J]. Metall Mater Trans A, 1995, 26(11): 2881-2893.

[12] Meyers M A, Nesterenko V F, Lasalvia J C, et al. Shear Localization in Dynamic Deformation of Materials: Microstructural Evolution and Self-Organization [J]. Mater Sci Eng A, 2001, 317(1-2): 204-225.

[13] Mo D F, He G Q, Hu Z F, et al. Microstructure and Properties of Electron Beam Welded Joints of 18 Ni Co-Free Maraging Steel [J]. Transactions of the China Welding Institution, 2008, 29(4): 29-32. (in Chinese)
莫德锋, 何国求, 胡正飞, 等. 无钴马氏体时效钢电子束焊接接头组织与性能分析 [J]. 焊接学报, 2008, 29(4): 29-32.

[14] Zheng Q G. Laser Advanced Manufacture [M]. Wuhan: Huazhong University of Science & Technology Press, 2002. (in Chinese)
郑启光. 激光先进制造技术 [M]. 武汉: 华中科技大学出版社, 2002.

[15] Murr L E, Meyers M A, Niou C S, et al. Shock-Induced Deformation Twinning in Tantalum [J]. Acta Mater, 1997, 45(1): 157-175.

Temperature Change and Microstructure Evolution of the Bore Penetrated by Copper Jets

CHEN Hao, TAO Gang

(*School of Energy and Power Engineering, Nanjing University of Science and Technology, Nanjing* 210094, *China*)

Abstract: After metal jets penetrate the steel target, the jets' material adheres on the penetration channel wall. The research on the jets' material is helpful to analyzing the dynamic superplastic deformation and morphological changes of jets in the process of penetration and cooling. Theoretical computation and numerical simulation are used in this work to study the penetration process of copper jets, and the changes of temperature and grain size of copper jets adhered on the penetration channel wall are obtained. The simulated results are in good agreement with the SEM (Scanning Electron Microscope) observation. From the observation of microstructure of copper and steel, we can get the conclusion that the copper jets do not melt but instead undergo dynamic recrystallization in the process of penetration. In addition, the copper grain size increases obviously and the twins are formed in the cooling process.

Key words: jet; penetration; dynamic recrystallization; twin