

高锰钢爆炸硬化的微观机制分析

中国科学院力学研究所 李明山

【摘要】本文综述了国内外高锰钢爆炸硬化微观机制方面的研究,简介作者在这方面所做部分工作,并对其应用作一简述,指出今后尚需进一步开展的工作。

1 前言

高锰钢有较高的强度、显著的韧性、无磁性和极为突出的加工硬化特性,受到冲击作用时表面会迅速变硬,使其具有独特的强韧耐磨性能,因此在工业上有广泛的应用,特别适合于在磨损和冲击同时存在的苛刻条件下作为耐磨材料使用。

水韧处理后的高锰钢,硬度为HB190~210,若在使用初期能受到足够强的冲击,表面硬度可达HB400以上,而内部仍保持原有的韧性,只有此时方能充分发挥其耐磨而又不易断裂的特性。但如果高锰钢是在冲击力不很大的条件下使用,由于不能产生必要的加工硬化,便不能充分发挥其特性。解决这一问题的途径,一是调整合金成份、改进热处理工艺,二是在使用之前进行表层预硬化。

用机械的方法进行预硬化,硬化层很薄,硬化表皮下面的金属仍处于初始较软的状态,受到载荷作用时硬化表皮下的软组织发生流动,而使工件变形,表面硬化层中也容易产生裂纹或剥落。且对形状复杂的高锰钢件,用机械方法进行预硬化,有时是不充分或不可能的,而用爆炸硬化方法进行预硬化则克服了这些缺点。爆炸硬化所用柔软板状炸药可根据高锰钢件表面的形状做成相应的形状,贴敷在需硬化部位上,且激波在高锰钢内的连续衰减能保证协调的硬化。

自从Norman Alexander MeCleod^[2]于1955年提出爆炸硬化的方法以来,此方法已经在矿山、铁道等行业得到应用。关于此应用已做了很多工作^[3-5],研制了适用的炸药,得出一些实验和应用结果。但目前对爆炸硬化的机制,虽然国内外做过一些工作,但还没形成统一认识。

2 爆炸硬化的微观机制分析

关于高锰钢爆炸硬化的机制,宏观上大都认为是:当炸药在高锰钢件表面爆轰时,在高锰钢内产生激波,使高锰钢件表面下一定深度范围内产生塑性变形或结构变化所

1989年9月23日收到修改稿

致。但对于这塑性变形或结构变化在微观上的表现形式还没形成统一认识。有人认为是激波作用后高锰钢内出现了奥氏体到马氏体的相变所致；有人认为是动态应变时效所致；还有人认为是因激波作用后高锰钢内出现了双晶、堆垛层错及位错密度增加等所致。

A. A. Deribas 等^[6]研究了爆炸处理后高锰钢的磁性变化，证实激波作用后高锰钢中发生了马氏体相变。R. W. Cahn^[7]也指出，除了温度变化可引起相变外，材料所受应力变化也可引起相变。通常爆炸硬化时激波所引起的材料温度升高不超过 100°C ^[8]，这么低的温度不足以引起马氏体相变，此时发生的马氏体相变并非温度变化所致，而是激波压力所引起。当材料内存在足够的马氏体后，宏观上引起材料强度或硬度的提高。P. Haasen^[9]指出铁合金由于形成马氏体而强化或硬化，一部分是由于碳的固溶强化，一部分是由于马氏体片分割显微结构，缩短了位错的自由程。

Y. N. Dastur 等^[10]认为，高锰钢在载荷作用后处于塑性不稳定状态（应力-应变曲线表现为锯齿形），位错核心中的碳原子发生扩散，这种短距离的扩散所需激活能比一般碳原子的扩散所需激活能低，这使得这种扩散容易完成，碳原子很快沉淀出来，随着时间的增长，动态应变时效使得沉淀出的碳原子增多，形成一些点缺陷，对位错起到钉扎作用，阻止位错运动，达到宏观的硬化效果。

Y. N. Dastur 等还发现， $-25^{\circ}\text{C}\sim 300^{\circ}\text{C}$ 是动态应变时效发生作用的温度范围。在低于 -25°C 或高于 300°C 虽在高应变率下，碳原子是不易动的，不易发生扩散。在 $225^{\circ}\text{C}\sim 300^{\circ}\text{C}$ 这双晶消失而动态应变时效仍存在的温度范围内，硬化效果明显；而在低于 -25°C 时，双晶较多，但硬化不明显。因此他们认为，硬化的主要原因不是双晶，而是动态应变时效。另外，他们未观察到马氏体相变发生。

S. B. Sant 和 R. W. Smith^[11]通过对其高锰钢冲击压缩试样的电镜观察，发现高锰钢受到冲击后产生很多切割晶粒基体的双晶，而晶粒基体中含有稠密的网状位错，但看不出有马氏体产生的迹象。因此他们认为，双晶的产生阻止了位错的运动，这是高锰钢硬化的原因。G. E. Dieter^[12]则否认高锰钢爆炸硬化是由双晶或马氏体相变引起，他认为堆垛层错和滑移是其主要原因。K. S. Raghavan 等^[13]认为在塑性变形的初期，高锰钢中产生大量堆垛层错，此时的硬化由堆垛层错引起；当应变率增加时，堆垛层错逐渐形成双晶薄层，双晶对位错运动起阻碍作用，这是高应变率下硬化的主要原因。

A. R. Champion 和 R. W. Rohde^[14]分别用气炮、接触爆炸和爆炸箔尼龙飞板做实验，研究高锰钢在 $5\sim 500\text{kbar}$ 的激波压力作用下所引起的硬化和微观结构变化，发现激波作用后高锰钢内出现了双晶、堆垛层错和位错密度的增加，但他们认为双晶对硬化的影响可以忽略，而堆垛层错的边界也是一种位错，位错密度的增加是硬化的原因。同时，他们还考虑了激波持续时间对硬化的影响。

小田明^[15]研究了爆炸硬化后高锰钢的一些特征，他认为马氏体相变只在冲击表面的薄层中发生，而在硬化层中出现双晶。C. H. White 和 R. W. K. Honeycombe^[16]研究了成份很广（碳 $0.01\sim 1.24\%$ 、锰 $4\sim 25\%$ ）的锰钢的冲击硬化，根据他们的结果，接近高锰钢成份的锰钢呈稳定的奥氏体，具有较低的堆垛层错能，它们（包括高锰钢）

的硬化是由于堆垛层错及高含碳量所引起的对位错运动的阻碍作用而造成的；而非上述成份的锰钢呈不稳定的奥氏体或奥氏体与马氏体的混合物，它们的硬化则是由马氏体相变所引起的。

由此可见，高锰钢硬化的微观机制，特别是爆炸硬化微观机制方面，前人已做过一些工作，但仍存在不同的意见和争论，没有形成统一认识，仍然是物理冶金和力学界的一个未解之谜。

现在，爆炸硬化在我国也有了初步应用，要进一步推广应用，工程单位迫切要求进一步搞清爆炸硬化的微观机制。为此，作者用中国科学院力学所研制的板状炸药^[1]进行了爆炸实验，用轻气炮进行模拟实验。这种炸药在高锰钢上产生的爆炸载荷压力峰值约16GPa，脉冲宽度约1.2 μ s。为此，作者选取压力峰值10~20GPa、脉冲宽度0.04~1.6 μ s等一系列脉冲载荷在轻气炮上进行实验，并对实验前后的高锰钢试件进行了硬度测量和金相显微镜与透射电子显微镜观察。根据实验结果，作者认为高锰钢爆炸硬化的微观机制是：激波作用后，高锰钢晶粒中产生大量孪晶，孪晶与孪晶、孪晶与堆垛层错和晶界等相互作用，对位错运动形成障碍，使位错密度增加，从而提高了高锰钢的宏观硬度，达到硬化效果。而且，随激波压力峰值和脉冲宽度的增加，高锰钢的硬度以及晶粒中的位错密度和孪晶密度增加。另外，实验中没观察到马氏体产生。

3 需要进一步开展的工作

1. 扩大爆炸硬化的应用范围，开展更广泛的推广研究。目前，爆炸硬化主要应用在铁路辙叉和黑色金属矿山的高锰钢采选部件上，爆炸硬化在有色金属矿山、露天采煤、建材、火力发电、机械制造等部门也有着广阔的应用前景，有待于根据各行各业的不同特点，与工业部门结合，扩大推广研究。另外，爆炸硬化是否可在奥氏体不锈钢等其它材料上应用也有待于进一步研究。此外，还应进一步开展爆炸强化的研究。

2. 进一步改进板状炸药。随着爆炸硬化的推广应用，要求研制出能长期存放的炸药，并进一步向板状炸药制作机械化、规范化和专业化发展。

3. 进一步开展机制研究。现在都是根据实验结果进行定性分析，需要进一步对这些实验现象进行分析和解释，还可以根据实验结果提出理论模型，推导出激波参数与高锰钢的硬度和微观结构参数三者之间的定量关系，并可利用计算机进行数值模拟。

参 考 文 献

- [1] R. A. Hadfield著，张文恺译，国防工业出版社，1964年9月第一版，P1
- [2] 美国专利US2703297 (1955) P1
- [3] 赵士达、陈维波，爆炸与冲击，No 1 (1982) P11
- [4] 陈维波，爆炸与冲击，No. 3 (1984) P65
- [5] R. N. Shepherd and V. P. Catlin, Proc. of Int. Conf. on Min. Mach., P572, Prepr of Pap, Brisbane, Aust., July 2-6, 1979

(下转第52页)

SiC晶体有六方晶系，菱面体晶系的 α -SiC，及立方晶系的 β -SiC。已知 β 型为一种，而 α 型有多种同质多型。SiC同质多型表现为SiC四面体构成的层以不同周期重叠而成。 β -SiC常被称为低温晶型，而 α -SiC则被称为是高温稳定型。这是因为 β -SiC在2000℃以下是稳定的，而温度更高时，则向 α 型作不可逆的相变。

可采用不同的工艺来制造高密度，高强度的SiC基陶瓷材料。依工艺不同可分为：烧结碳化硅（SSiC），热压碳化硅（HPSiC），渗碳碳化硅（SiSiC）和重结晶碳化硅。这些材料的热学及力学性能仅略有差别。表1示出了SSiC的性能数据。

由于碳化硅具有高硬度，高热导率，小的膨胀系数，优良的抗化学腐蚀性能，故它们极适于作抗磨损构件。实践证明，即使在无良好润滑的运动条件下受到腐蚀和磨损，SiC陶瓷依然保持良好的抗磨损特性，其工作面可以保持不受损伤。

以上我们综述了用于近代发动机的陶瓷材料。目前人们除了不断探索研制更新颖的有更优良综合性能的材料外，尚在作很大努力以提高现有材料的可靠性，特别当它们被用作制造使用于极端苛刻环境下的大型部件时。人们投入了极大的精力于制造工艺的改进，以避免工艺过程中引进缺陷。在许多情况下，零部件的失效不是由于材料微结构的不均匀性引起，而是由于工艺过程中引入了宏观缺陷。因此必须进行严格的生产控制。从一开始的原始粉末材料的配制，到烧结体的成形，都必须在洁净室中进行，以避免污染。

（上接第45页）

- [6] A. D. A. eribas et al., Proc. of II Meeting on Explosive Working of Materials, P78, USSR Novossibirsk, September 8-10, 1981
- [7] R. W. Cahn, The Encyclopedia of Ignorance, Pergaman Press, 1977, P140
- [8] R. G. McQueen et al., High-Velocity Impact Phenomena, ed. R. Kinslow, Academic Press, New York, 1970, P293
- [9] P. Haasen著，肖纪美等译，柯俊校，物理金属学，科学出版社，1984年7月，P296
- [10] Y. N. Dastur and W. C. Leslie, Met. Trans., Vol. 12A, (1981) P749
- [11] S. B. Sant and R. W. Smith, Int. Conf. on Strength of Metals and Alloys, Vol. 1 (1985) P219
- [12] G. E. Dieter, Strengthening Mechanisms in Solid, ASM, Seminar, 1960, P333
- [13] K. S. Raghavan, A. S. Sastri and M. J. Marcinkonski, Trans. TMS-AIME, Vol. 245 (1969) P1569
- [14] A. R. Champion and R. W. Rohde, J. A. P., Vol. 41 (1970) P2213
- [15] 小田 明，材料，1984, July, P821
- [16] C. H. White and R. W. K. Honeycombe, J. I. S. I., Vol. 200 (1962) P457