

# 冲击载荷下应变诱导高锰钢表层组织纳米化机制\*

许云华<sup>1,2)</sup> 陈渝眉<sup>1)</sup> 熊建龙<sup>2)</sup> 朱金华<sup>1)</sup>

1) 西安交通大学金属材料强度国家重点实验室, 西安 710049

2) 西安建筑科技大学耐磨材料研究所, 西安 710055

**摘要** 利用高分辨电子显微术, 对高能冲击接触加载下高锰钢摩擦表面塑变诱导纳米晶形成机制进行了研究. 结果表明, 冲击接触加载下, 高锰钢冲击接触表面由纳米尺度奥氏体与非晶组成. 位错反应和重组以及高密度孪晶在奥氏体纳米化过程中起重要作用. 微小孪晶与层错之间或层错与位错之间的相互作用, 使晶体向非晶转变. 随着非晶数量增加, 纳米晶尺度减小.

**关键词** 冲击载荷, 高锰钢, 应变诱导纳米晶

**中图分类号** TG142.72

**文献标识码** A

**文章编号** 0412-1961(2001)02-0165-06

## MECHANISM OF STRAIN-INDUCED NANOCRYSTALLIZATION OF HADFIELD STEEL UNDER HIGH ENERGY IMPACT LOAD

XU Yunhua<sup>1,2)</sup>, CHEN Yumei<sup>1)</sup>, XIONG Jianlong<sup>2)</sup>, ZHU Jinhua<sup>1)</sup>

1) State Key Laboratory of Material Strength, Xi'an Jiaotong University, Xi'an 710049

2) Institute of Wear Resistance Material, Xi'an University of Architecture & Technology, Xi'an 710055

Correspondent: XU Yunhua, Tel: (029)2202161, E-mail: JDZXL@yeah.net

Manuscript received 2000-04-06, in revised form 2000-10-13

**ABSTRACT** By means of high resolution electron microscopy, the strain induced nanocrystallization and partial amorphization of the surface layer structure of the hadfield manganese steel under high impact energy were observed and a possible mechanism was suggested. Dislocation reaction and recombination, as well as microtwin with high density play an important role in nanocrystallization. The interactions between twin and stacking fault, or dislocation and stacking fault result in the severe lattice distortion which induces the transformation of crystalline-amorphous structure. The increase in amorphous region corresponds to the decrease of the size of the nanocrystal grains.

**KEY WORDS** impact load, hadfield steel, strain-induced nanocrystallization

高锰钢由于其优越的耐磨性, 尤其在高能冲击加载下的高耐磨性能而广泛应用于工程机械. 但至今人们对其抗损机制仍有争议. 除普遍流行的但已被实验否定的高锰钢表层因塑变形成  $\epsilon$  或  $\alpha$  马氏体转变<sup>[1-3]</sup> 外, 还有孪晶硬化<sup>[4-6]</sup>、位错强化<sup>[7]</sup>、动态应变时效<sup>[8]</sup>、孪晶 + Mn-C 原子对造成的强烈不对称畸变<sup>[9]</sup> 和 Fe-Mn-C 原子团偏聚区阻滞滑移系启动和阻碍位错运动<sup>[10]</sup> 等机制. 最近, 作者发现在高能冲击接触载荷下, 高锰钢表面形成了纳米晶及部分非晶化, 这些组织变化与高锰钢具有特异耐磨性密切相关. 本研究将利用高分辨电子显微术对摩擦表面组

织结构的变化特征作仔细分析, 以揭示塑变诱导高锰钢表层组织纳米化机制.

### 1 实验方法

研究用高锰钢作为冲击接触摩擦副下试样, 材料在真空冶炼炉中制备. 其化学成分 (质量分数, %, 下同) 为: C 1.13, Mn 13.12, Si 0.9, S 0.001, P 0.005, 其余为 Fe 及少量其它残存元素. 试样在盐浴炉中经 1050 °C 加热 20 min, 进行水韧处理. 冲击实验用的上试样为淬火低温回火的 GCr15, 硬度为 HRC61—63.

冲击接触加载装置同文献 [11]. 通过冲锤上、下运动实现上、下试样冲击接触加载. 本实验冲击能量为 8.2 J, 冲击加载频率为 600 min<sup>-1</sup>, 冲击次数为 10<sup>6</sup>. 实验冲击角的角度为 60°, 上、下试样呈锥面冲击接触. 实验温度为室温.

\* 国家自然科学基金资助项目 59771048

收到初稿日期: 2000-04-06, 收到修改稿日期: 2000-10-13

作者简介: 许云华, 男, 1963 年生, 博士

对冲击接触加载试样表面进行线切割取样,经机械单面减薄后,采用单喷电化学穿孔法获取保留冲击接触最外表面组织结构的金属薄膜样品,采用双喷电化学穿孔法获取紧挨冲击接触外表面的次表层组织结构的金属薄膜样品,然后将所制备的金属薄膜样品在 JEOL 3010 和 JEOL 2010 透射电子显微镜中作组织结构分析.

## 2 实验结果

图 1 为在 8.2 J 下冲击循环  $10^6$  次数后高锰钢试样最表层的高分辨像,由图 1a 可见:冲击接触最表面已经形成了许多直径为 10—50 个原子间距的纳米晶结构;根据纳米晶区 A 的衍射(图 1b)和晶格条纹间距分析可知纳米晶 A 为面心立方结构的奥氏体,与高锰钢原始奥氏体点阵相一致,表明表面经高能冲击接触加载大变形后并没有发生所谓的马氏体转变,只是晶粒尺寸的大幅度减小,也就是说即使在高能量冲击载荷下,高锰钢表面晶粒纳米化后,表层组织也不会出现大量马氏体组织转变.这与最近的研究结果<sup>[10]</sup>相一致.由图 1a 中不显示周期性点阵像的 B 区的电子衍射图(图 1c)可知,冲击接触最表面

还形成了非晶.

冲击载荷下,高锰钢表面塑性变形存在严重不均匀性,图 2 为冲击表面变形较为严重区域的高分辨像,图中纳米晶和非晶的尺度较图 1a 中的要细小;纳米晶与非晶组成嵌套结构.这种纳米晶与非晶的嵌套结构对高锰钢的高加工硬化机制和高能量冲击下的优越耐磨性有一定的关系.

图 3 为同一试样表层经双喷穿孔制备的金属薄膜的 TEM 像(图 3a)和 HREM 像(图 3b).由于试样双喷减薄时最表层已被去除,因此它反映了紧挨表层以下的次表层的组织结构(观察面离冲击表面的距离小于 100 nm),由次表层的组织结构可分析出表层组织纳米化的过程<sup>[12]</sup>.图 4—6 分别为图 3b 中的 A、B 和 C 区域的放大像.图 4 中存在较多的孪晶和微小孪晶,在孪晶内和孪晶之间可观察到大量的层错,孪晶与层错的交互作用使得晶格发生了严重扭折,很多区域已经转变为非晶.图 5 中显示的就是典型的孪晶与层错交互作用的结果.由图 6 可见:(1)该区域中虽然没有高密度的孪晶,但该区域中已产生了纳米晶,仔细观察发现在这些纳米晶附近有较多的位错存在

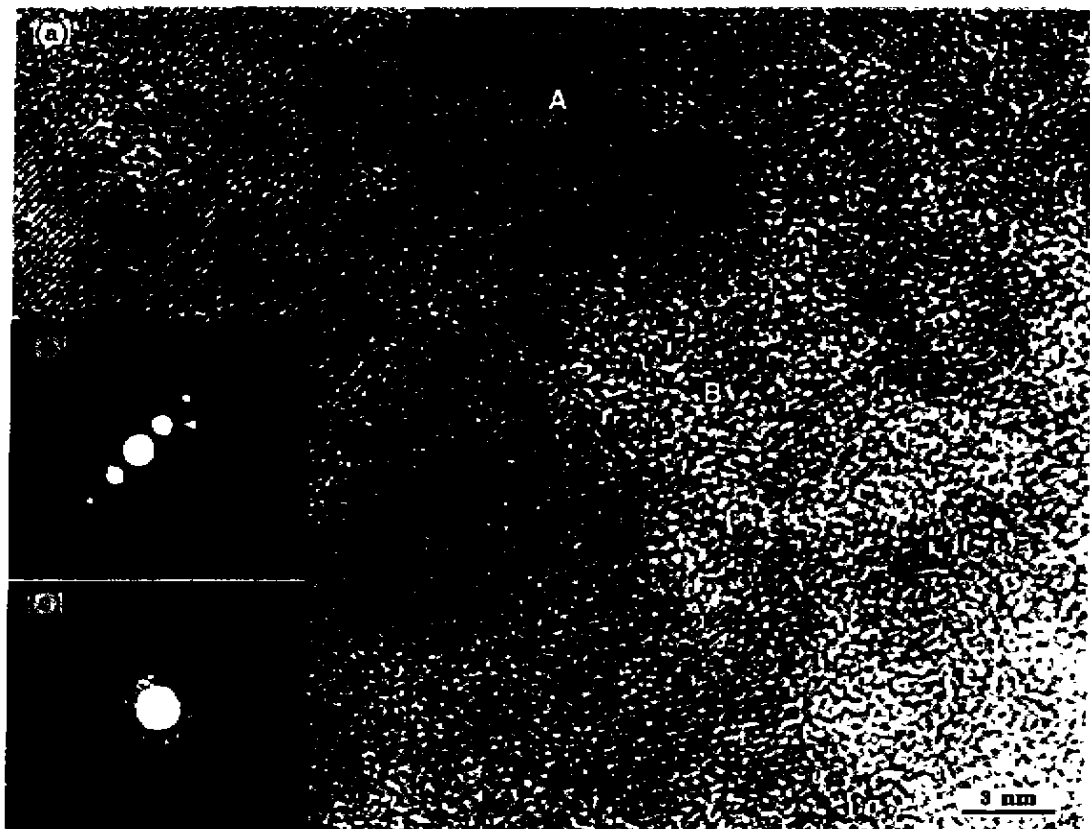


图 1 高锰钢表面 8.2 J 下经  $10^6$  次冲击后表层组织的高分辨像及其衍射图

Fig.1 HREM image and diffraction patterns of worn surface of hadfield steel impacted  $10^6$  times under 8.2 J

(a) showing nano-sized grains and partial amorphization

(b) diffraction pattern of nano-sized grain A (c) diffraction pattern of amorphous region B

(如纳米晶 D 附近). (2) 在该图的下部, 产生了较多的位错和高密度的层错, 由于位错的存在使得周边的晶格发生

畸变, 高密度层错与之作用必然使得原子排列无序化进而产生非晶 (如 E 和 F 所指的区域).

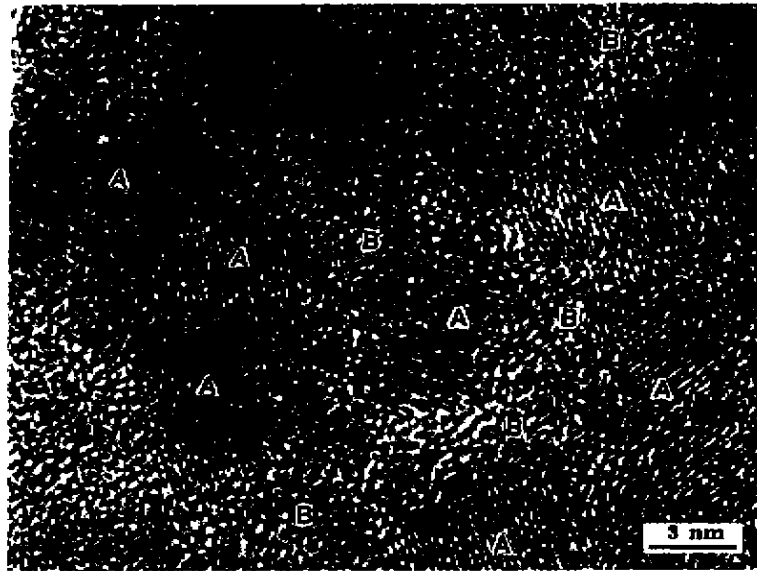


图 2 纳米晶与非晶的镶嵌结构

Fig.2 Embedded structure consisting of amorphous regions (B) and nano-sized grains (A)



图 3 经  $10^6$  次冲击后 高锰钢次表层组织的 TEM 像及其高分辨电子显微像

Fig.3 HREM and TEM (inset) images of subsurface after  $10^6$  impacts

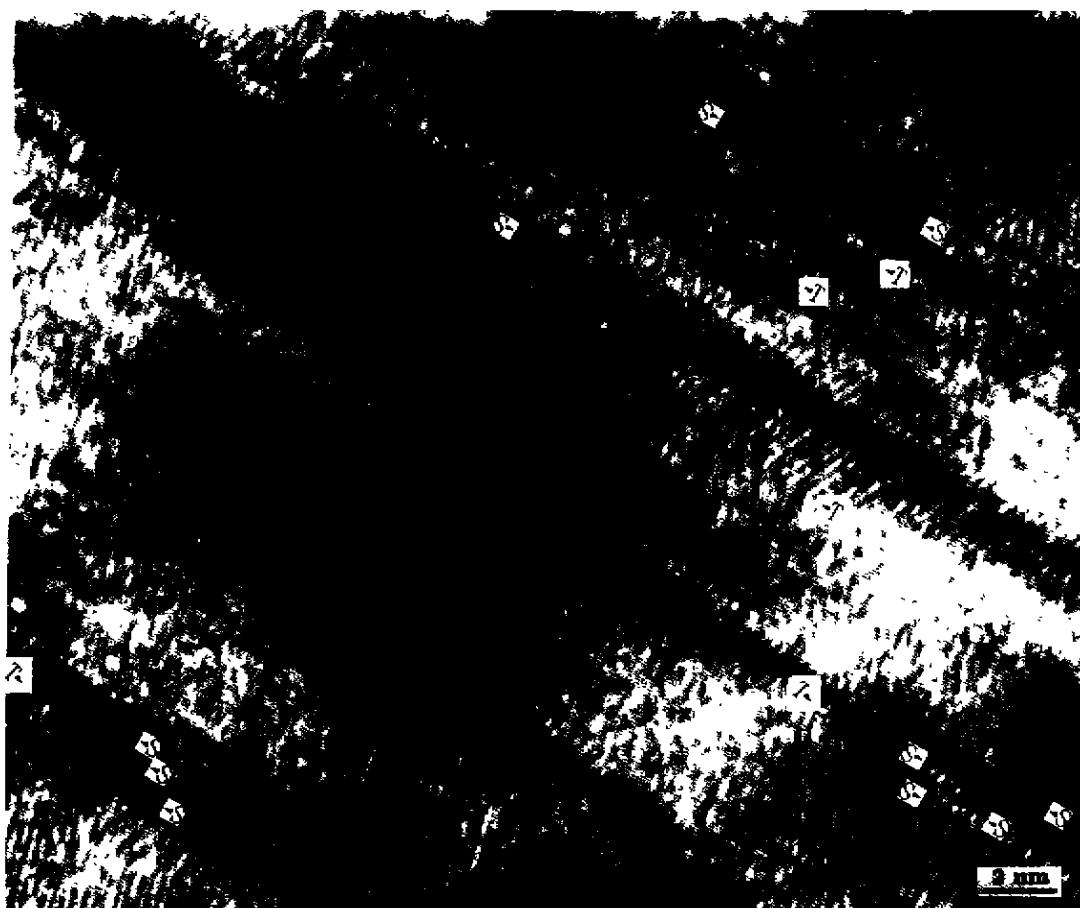


图4 图3中A区域的放大像  
 Fig.4 Magnified image of A area in Fig.3b  
 T—twin S—stacking fault

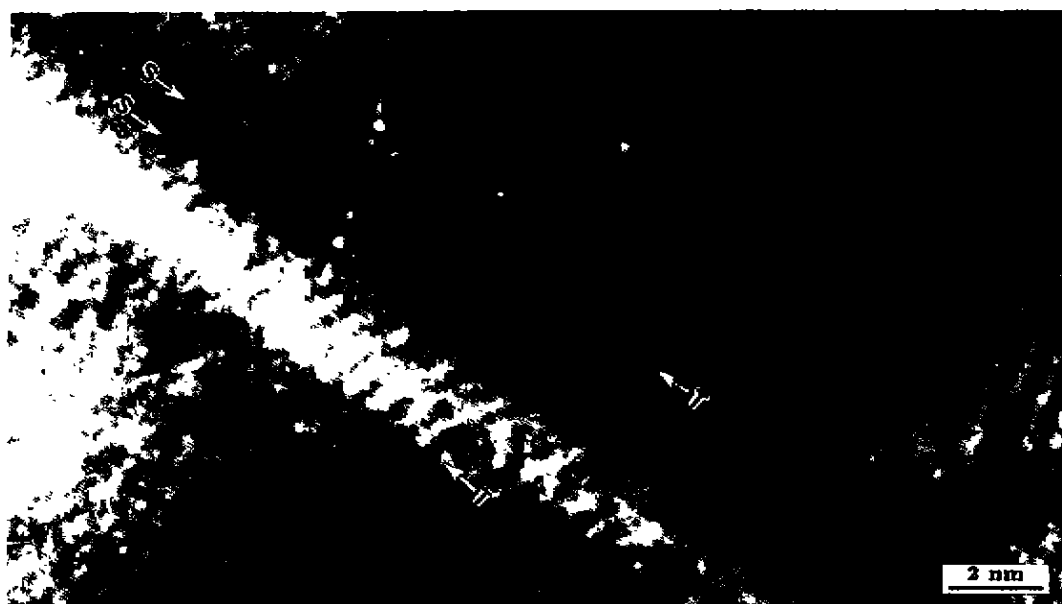


图5 图3b中B区域放大的高分辨像  
 Fig.5 Magnified image of B area in Fig.3b

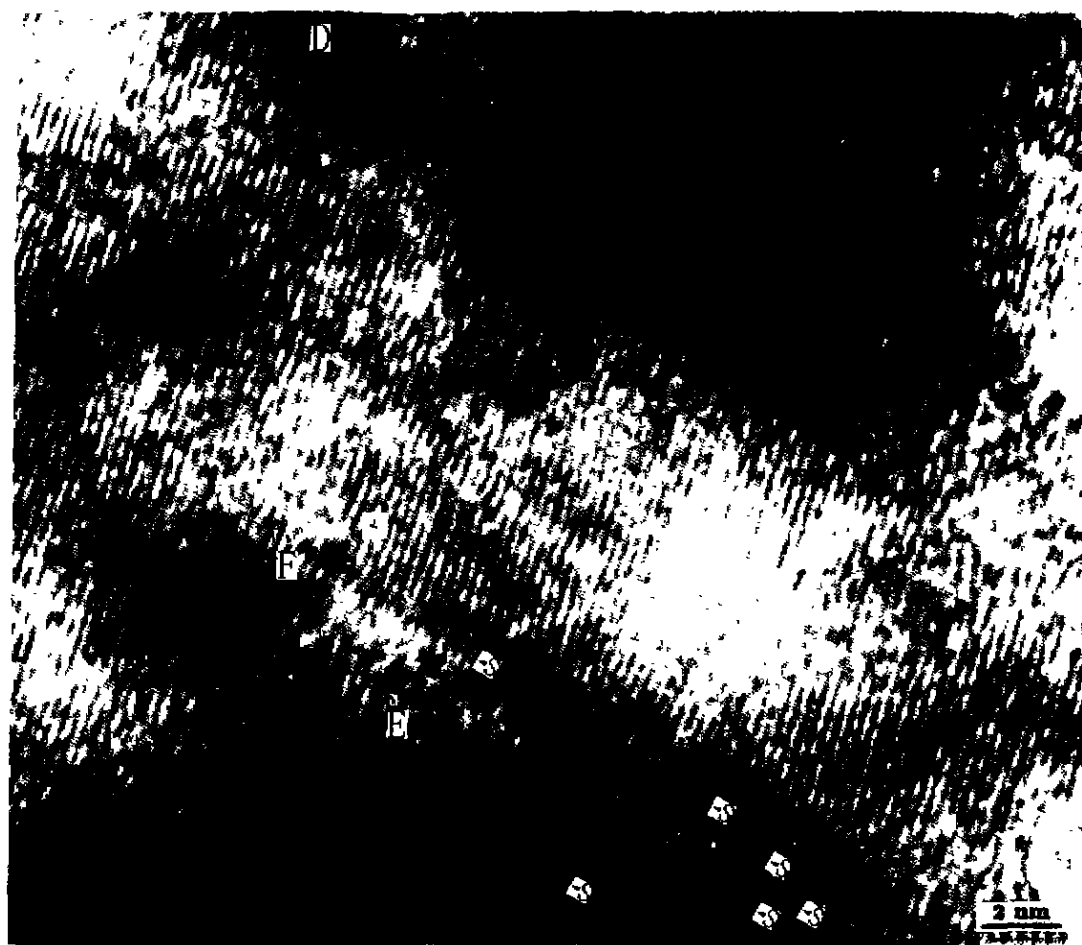


图 6 图 3b 中 C' 区域放大的高分辨像  
Fig.6 Magnified image of C' area in Fig.3b

### 3 讨论

对于冲击接触加载下高锰钢表面纳米结构的形成机制可以有两种假设: 第一种被称之为热作用纳米晶形成机制。由于冲击接触加载, 上、下试样表面微突体因局部大变形而发热, 有可能使局部温度达到高锰钢的液相线而局部熔化, 随之而来的急冷导致纳米晶与非晶混合组织的形成。由于接触加载是连续重复施加, 这种机制不会起主要作用; 第二种可能机制称之为大塑变诱导纳米晶机制。冲击接触加载由于塑性变形传播的滞后, 塑变往往集中在接触表面附近, 随着冲击次数的增加, 试样表层塑变可以积累到相当大的程度, 产生高密度位错、层错、孪晶及其相互作用, 致使高锰钢奥氏体晶粒不断细化直致发生纳米晶结构的转化。

在冲击过程中高锰钢表层产生严重地塑性变形, 变形组织内产生大量位错, 异号位错反应消失, 同号位错发生重组产生小角度晶界的亚晶粒。随着变形量的增加, 亚晶粒中的位错密度继续增加, 再次发生位错反应和位错重组, 使得亚晶粒裂解成纳米晶 (见图 6)<sup>[12]</sup>。

由于高锰钢的层错能比较低, 孪晶与层错是高锰钢产生塑性变形的主要方式, 从次表层纳米尺度的高密度孪晶特征 (见图 3 和 4) 可以推断纳米晶的产生与高密度的孪晶有着密切的联系, 但这种排列一致的高密度孪晶只能在一维方向上细化奥氏体, 不能完全使奥氏体变为等轴纳米晶<sup>[13]</sup>。

位错使其附近的晶格发生畸变, 层错的产生及其与位错交互作用必然会使原子排列无序化, 产生非晶 (图 6); 层错与孪晶交互作用形成的晶格扭曲, 造成高锰钢发生非晶化转变<sup>[14,15]</sup> (见图 4 和 5)。非晶的产生及其数量的增加 (见图 1 和 2) 与纳米化程度以及纳米晶尺度的减小相对应。

因此冲击载荷下高锰钢纳米晶的形成机理可描述如下: (1) 随着冲击次数的增加, 塑性变形程度以及塑变局部化加剧, 位错、层错、孪晶密度增加; (2) 高密度的位错发生反应和重组, 形成小角度亚晶粒进而演变成纳米晶; (3) 高密度纳米尺度孪晶的产生, 主要使奥氏体在一维方向上细化成纳米尺度; (4) 高密度的多次微小孪晶与层错之间、层错与位错之间的交互作用, 局部晶格发生严

重畸变, 原子排列无序化, 使晶体向非晶转变.

#### 4 结论

(1) 高能冲击接触加载下, 高锰钢冲击接触表面由大量纳米尺度奥氏体与非晶组成.

(2) 高密度的位错反应和重组, 导致亚晶粒形成并导致奥氏体晶粒纳米化; 高密度孪晶在奥氏体纳米化过程中也起重要作用.

(3) 高密度的多次微小孪晶与层错之间或层错与位错之间的相互作用, 使晶体向非晶转变.

#### 参考文献

- [1] Fujita H, Ueda S. *Acta Metall*, 1972; 20: 759
- [2] Dash J, Oue H M. *Acta Metall*, 1963; 11: 1169
- [3] Remy L. *Metall Trans*, 1977; A8: 253
- [4] White C H, Honeycombe R W K. *J Iron Steel Inst*, 1962; 200: 457
- [5] Roberts W N. *TMS-AIME*, 1964; 230: 372
- [6] Raghaan K S, Sastri A S, Mareinkowski M J. *TMS-AIME*, 1969, 245: 1569
- [7] Wang Z C. *Iron Steel*, 1994; 6(1): 77  
(王兆昌. 钢铁研究学报, 1994; 6(1): 77)
- [8] Dastur Y N, Leslie W C. *Metall Trans*, 1981; A12: 749
- [9] Shi D K. *Acta Metall Sin*, 1989, 25(6): B282  
(石德珂. 金属学报, 1989; 25: B282)
- [10] Zhu L F, Li S T, Liu Y X. *Sci Chin*, 1997; E27: 193  
(朱瑞富, 李士同, 刘玉先. 中国科学, 1997; E27: 193)
- [11] Xu Y H, Zhu J H, Wang F Z. *Hot Work Technol*, 1999; (1): 3  
(许云华, 朱金华, 王发展. 热加工工艺, 1999; (1): 3)
- [12] Herlmann P, Clark W A T, Rigney D A. *Acta Metall*, 1983; 31: 1293
- [13] Liu G, Lu J, Lu K. *Mater Sci Eng*, 2000, A286: 91
- [14] Wu Y Q, Xu Y B. *J Mater Res*, 1999; 14: 682
- [15] Li Z C, Shan Z W, Wu Y Q, He L L, Xu Y B. *Acta Metall Sin*, 2000; 36: 337  
(李志成, 单智伟, 吴亚桥, 贺连龙, 徐永波. 金属学报, 2000; 36: 337)