

高 Si 奥氏体高 Mn 钢加工硬化行为及机制的研究 *

文玉华 张万虎 司海涛 熊仁龙 彭华备

(四川大学制造科学与工程学院, 成都 610065)

摘要 设计了一种低应力下容易发生 ϵ 马氏体转变的 Fe-17Mn-6Si-0.3C 高 Si 高 Mn 钢. 采用 OM, XRD 和 TEM 研究了高 Si 高 Mn 钢和传统高 Mn 钢在静态拉伸和动态冲击时的力学性能及组织演化. 结果表明: 静态拉伸下高 Si 高 Mn 钢比传统高 Mn 钢具有更高的加工硬化速率; 动态冲击下高 Si 高 Mn 钢的表面硬度高于传统高 Mn 钢, 而冲击变形量却显著低于传统高 Mn 钢. 高 Si 高 Mn 钢变形时应力诱发 ϵ 马氏体转变的优先发生是导致上述结果的原因. 这个结果间接证实了传统高 Mn 钢的异常加工硬化能力来源于形变孪晶的形成及其因 C 原子存在导致的严重晶格畸变.

关键词 高 Mn 钢, 加工硬化能力, 高 Si 高 Mn 钢, 形变孪晶, 应力诱发马氏体转变

中图分类号 TG135.6 **文献标识码** A **文章编号** 0412-1961(2012)10-1153-07

STUDY ON WORK HARDENING BEHAVIOUR AND MECHANISM OF HIGH SILICON AUSTENITIC HIGH MANGANESE STEEL

WEN Yuhua, ZHANG Wanhu, SI Haitao, XIONG Renlong, PENG Huabei

College of Manufacturing Science and Engineering, Sichuan University, Chengdu 610065

Correspondent: WEN Yuhua, professor, Tel: (028)66871966, E-mail: wenyh-mse@126.com

Supported by National Natural Science Foundation of China (No.50971095) and Natural Science

Foundation for Young Scientists of Sichuan Province in China (No.2010A01-436)

Manuscript received 2012-04-23, in revised form 2012-06-21

ABSTRACT There exist poor work hardening capacity under medium or low stress condition in conventional Hadfield steels. This poor work hardening capacity together with their low yield strength result in a serious plastic deformation in initial service. To address these two problems, a mechanism had been put forward to explain the unusual work hardening ability of conventional Hadfield steel under heavy stress or high load impact. The formation of deformation twins and its concomitant serious lattice distortion is responsible for their unusual work hardening ability due to the existence of interstitial C atoms. Based on the fact that the same effect can be produced after the formation of stress-induced ϵ martensitic transformation, a high silicon high manganese steel Fe-17Mn-6Si-0.3C was designed. In this alloy the stress-induced ϵ martensitic transformation easily took place under low stress. The mechanical properties and microstructure evolution of the high silicon high manganese steel and a conventional Hadfield steel were studied by OM, XRD and TEM under both static tension and dynamic impact loads. The results showed that under the tension load the high silicon high manganese steel had higher strain hardening rate than the conventional Hadfield steel. Under dynamic impact load the high silicon high manganese steel had lower impact deformation but higher surface hardness than the conventional Hadfield steel. The preferential occurrence of stress-induced ϵ martensitic transformation accounted for this difference. This result also indirectly confirmed that the formation of deformation twins and its concomitant serious lattice distortion due to the existence of interstitial C atoms led to the unusual work hardening ability of conventional Hadfield steel.

* 国家自然科学基金项目 50971095 及四川省青年基金项目 2010A01-436 资助

收到初稿日期: 2012-04-23, 收到修改稿日期: 2012-06-21

作者简介: 文玉华, 男, 1971 年生, 教授

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2012.00221

KEY WORDS Hadfield steel, work hardening capacity, high silicon high manganese steel, deformation twin, stress-induced martensitic transformation

奥氏体高 Mn 钢 (1.0%—1.4%C, 11%—14%Mn, 质量分数) 因其显著的加工硬化能力和高的冲击韧性, 长期以来一直广泛应用于冶金、矿山、铁路和煤炭等机械装备中^[1-3]. 然而大量的实验和工程应用表明, 高 Mn 钢只有在高应力下才能发生显著的加工硬化, 中低应力下的加工硬化能力并不突出. 而从耐磨件服役工况而言, 高应力工况不足 5%. 同时, 高 Mn 钢的屈服强度低, 初次使用时易产生严重的变形, 这种变形甚至使设备的功能丧失, 因此高 Mn 钢的应用领域受到限制. 另一方面, 尽管高 Mn 钢从发明至今已有 120 多年, 但其显著加工硬化的主要机制至今仍没有统一的认识.

目前主要通过加入 Cr 和 Mo 等元素合金化及沉淀强化来提高传统高 Mn 钢的屈服强度. 如我国的 ZGMn13-4 及 ASTM 中的 C 钢都含有 2% 左右的 Cr, ZGMn13-5 及 ASTM 中的 E-1 钢中含有 1% 左右的 Mo^[4]. 这些方法的最大问题是显著增加了合金的成本, 同时还恶化了合金的韧性. 为了提高高 Mn 钢在中低应力下的加工硬化能力, 目前主要通过降低 Mn 和 C 含量, 使介稳的中 Mn 钢在中低应力条件下发生 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 马氏体转变. 但中 Mn 钢的韧性储备远低于高 Mn 钢, 同时高 C 的 α' 马氏体韧性差, 因此中 Mn 钢仅适用于低应力的抗磨件^[5].

最早的研究将高 Mn 钢的异常加工硬化能力归于应力诱发 $\gamma \rightarrow \alpha'$ 马氏体转变^[6], 但后来的研究发现高 Mn 钢即使在 -196 °C 下都是稳定的^[1,7]. 这一结论主要是由热处理时试样的脱 C 所致. 为了解释高 Mn 钢异常的加工硬化能力, 人们先后提出了形变孪晶硬化^[1,8]、动态应变时效^[2,9]、孪晶 + Mn-C 原子对造成的强烈不对称畸变^[10] 和 Fe-Mn-C 原子团偏聚区对滑移系启动的阻滞和位错运动的阻碍^[11], 以及表面纳米晶和非晶形成的观点^[12]. 但归纳起来主要有 2 种不同的学术观点, 即动态应变时效和形变孪晶硬化. 动态应变时效的观点不能解释在低温 -100 °C 不发生明显动态应变时效时, 合金反而具有更高的加工硬化能力^[8]. Adler 等^[8] 的研究表明, 在 -100—250 °C 温度范围内变形时, 高 Mn 钢均会发生孪晶变形, 且孪晶的数量随变形量的增大而增加, 但增加速率随温度升高略微下降. 因此基于孪晶体积分数的变化能解释高 Mn 钢的加工硬化能力随温度升高而降低的现象. 需

要特别指出的是, 形变孪晶的形成使晶格中的八面体间隙位置变成了四面体间隙, 原占据八面体间隙的 C 原子由于来不及移动将占据四面体间隙位置. 四面体间隙的半径 (0.225r, r 为 Fe 原子的半径) 显著小于八面体间隙的半径 (0.414r), 因此孪晶形成后将导致严重的晶格畸变, 显著增加对位错启动和滑移的阻力. 因此, 可以认为孪晶的形成及其因 C 原子存在导致的严重晶格畸变是高 Mn 钢具有异常加工硬化能力的原因.

研究^[13-15] 表明, 当层错能在 18—60 mJ/m² 之间时孪晶都能形成, 且孪晶形成的临界应力随层错能的增加而升高; 当层错能 ≤ 18 mJ/m² 时, 有利于应力诱发 fcc 的 γ 奥氏体 \rightarrow hcp 的 ϵ 马氏体转变. 与孪晶的形成相比, 应力诱发 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 马氏体转变的临界应力更低. 从晶体学上看, ϵ 马氏体的形成也会使八面体间隙位置变成四面体间隙. 只要合金中存在足量的间隙原子 C, ϵ 马氏体的晶格也会存在严重的晶格畸变. C 是显著增加合金层错能的元素, 因而降低 C 含量能显著降低合金的层错能, 有利于应力诱发 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 马氏体转变的发生, 但将减弱晶格畸变. Si 不仅是显著降低奥氏体层错能的元素, 也是显著强化基体的元素, 每增加 1%Si(质量分数) 基体强度可提高 50 MPa^[16]. 据此, 本工作在传统高 Mn 钢的基础上, 显著降低 C 含量, 增加 Si 含量, 设计了一种 Fe-17Mn-6Si-0.3C 高 Si 高 Mn 钢, 以期通过低应力下 ϵ 马氏体的形成, 来解决传统高 Mn 钢中低应力下加工硬化能力低和屈服强度低导致的初次使用时变形大的问题.

1 实验材料及方法

实验采用工业纯 Fe, 电解 Mn 和金属 Si 以及石墨为原料, 在大气环境下感应熔炼、浇注. 所得铸锭经 1100 °C 均匀化退火 15 h 后, 于 1100 °C 热锻成直径为 15 mm 的圆棒. 锻造态圆棒经 1100 °C 保温 40 min 后水淬. 高 Si 高 Mn 钢和传统高 Mn 钢的化学分析成分如表 1 所示.

拉伸实验在 WAW 300B 电液伺服万能试验机上进行. 根据国标 GB/T 228-2002 将固溶态圆棒加工成拉伸段直径为 10 mm 的拉伸试样, 在室温下进行拉伸至断裂, 拉伸速度为 1 mm/min. 为了得到更精确的拉伸结果, 试样 0.008 应变量前的变形采用引伸计测量. 冲击韧性实验

表 1 合金的化学成分和力学性能

Table 1 Compositions and mechanical properties of alloys

Alloy	Composition (mass fraction, %)				Mechanical property			
	Mn	Si	C	Fe	$\sigma_{0.2}$, MPa	σ_b , MPa	δ , %	A_k , J
High silicon high manganese steel	17.13	5.71	0.32	Bal.	227	816	17.3	170
Conventional hadfield steel	13.08	1.23	0.96	Bal.	372	904	37.8	>300

Note: $\sigma_{0.2}$ —yield strength; σ_b —tensile strength; δ —elongation; A_k —impact toughness

在 JBS 300B 型数显冲击试验机上进行。按 GB/T 229-2007 将固溶后的圆棒加工成 Charpy U 型缺口试样, 试样尺寸为 10 mm×10 mm×55 mm, 缺口深度为 2 mm。冲击实验在自制的摆锤式冲击试验机上进行。将固溶态圆棒线切割成直径 14 mm, 长 11 mm 的冲击试样, 在 100 J 能量下分别进行 50 和 100 次冲击。试样的冲击变形量 $\eta=(h_0-h)/h_0 \times 100\%$ (其中, h_0 和 h 分别为试样冲击前后的高度)。合金冲击前后表面硬度的测量在 HR 150A 型洛氏硬度计上进行。为了便于比较, 所得洛氏硬度值根据 GB/T 1172-1999 转化为 Vickers 硬度。

金相观察在 OLYMPUS CK40M 型光学显微镜 (OM) 上进行。传统高 Mn 钢试样经砂纸打磨后首先进行机械抛光, 随后在 80 g $\text{Na}_2\text{CrO}_4+420 \text{ mL } \text{CH}_3\text{COOH}$ 溶液中进行电解腐蚀。高 Si 高 Mn 钢经砂纸打磨后直接在 10% $\text{HClO}_4+90\% \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (体积分数) 溶液中电解抛光。为了区分不同的相, 采用彩色金相法制备高 Si 高 Mn 钢的金相试样, 彩色金相腐蚀剂为 1.2% $\text{K}_2\text{S}_2\text{O}_5+0.5\% \text{NH}_4\text{HF}_2$ (质量分数) 溶解在水中。合金的微观组织观察在 JEM 2010 型透射电镜 (TEM) 上进行, 加速电压为 200 kV。电镜样品经机械和化学减薄后, 电解双喷穿孔制成, 电解双喷液为 10% $\text{HClO}_4+90\% \text{C}_2\text{H}_5\text{OH}$ (体积分数) 溶液。合金的物相定量检测在 X'Pert Pro 型 X 射线衍射仪 (XRD) 上进行。为了排除织构等影响因素, 定量计算采用多线条法。

2 实验结果

2.1 合金的静态拉伸性能和冲击下的加工硬化性能

表 1 给出了 Fe-17Mn-6Si-0.3C 高 Si 高 Mn 钢和传统高 Mn 钢的拉伸力学性能和冲击韧性。高 Si 高 Mn 钢的 $\sigma_{0.2}$ 仅为 227 MPa, 远低于传统高 Mn 钢; 高 Si 高 Mn 钢的冲击韧性 A_k 值为 170 J, 虽低于传统高 Mn 钢, 但其冲击韧性已能够满足工程应用。

图 1 给出了 Fe-17Mn-6Si-0.3C 高 Si 高 Mn 钢与传统高 Mn 钢在 100 J 能量下分别冲击 50 和 100 次前后的表面硬度与冲击变形量。高 Si 高 Mn 钢固溶态的硬度为 244 HV, 高于传统高 Mn 钢的 191 HV。2 种合金的冲击变形量和表面硬度都随着冲击次数的增加而增加。冲击 100 次后, 高 Si 高 Mn 钢的表面硬度达到 360 HV, 冲击变形量仅为 4.9%; 而传统高 Mn 钢的冲击变形量高达 12.1%, 表面硬度仅达到 315 HV。

图 2 给出了高 Si 高 Mn 钢和传统高 Mn 钢的真应力-真应变曲线。图 3 给出了对图 2 的数据求导得到的 2 种合金的加工硬化速率-真应变曲线。在应变低于 0.15 时, 高 Si 高 Mn 钢的加工硬化速率显著高于相同变形下的传统高 Mn 钢。在变形初期 ($\epsilon < 0.02$), 高 Si 高 Mn 钢和传统高 Mn 钢的加工硬化速率都随应变的增加急剧下降; 当应变超过 0.02 后, 高 Si 高 Mn 钢与传统高 Mn 钢

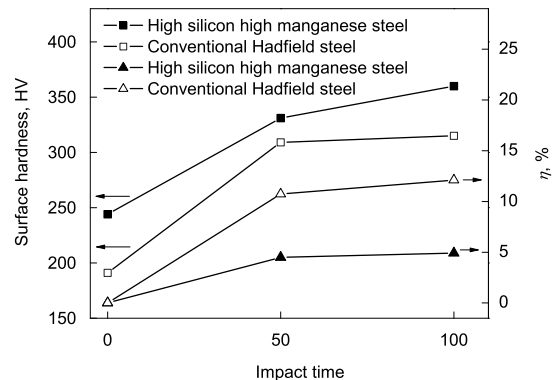


图 1 高 Si 高 Mn 钢与传统高 Mn 钢在 100 J 能量下冲击不同次数前后的表面硬度与冲击变形量

Fig.1 Surface hardness and impact deformation (η) of high silicon high manganese steel and conventional Hadfield steel before and after different times impact under energy of 100 J

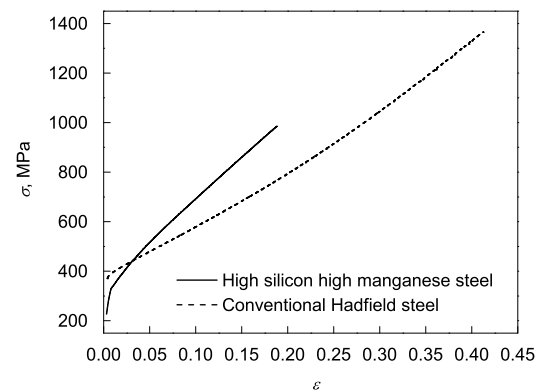


图 2 高 Si 高 Mn 钢和传统高 Mn 钢的真应力-真应变曲线 (曲线的弹性段与不均匀集中塑性变形段已经去除)

Fig.2 True stress (σ)-true strain (ϵ) curves of high silicon high manganese steel and conventional Hadfield steel (The elastic stage and the non-uniform plastic deformation stage are removed)

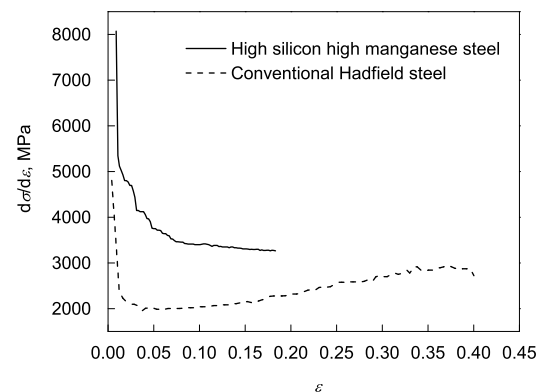


图 3 高 Si 高 Mn 钢和传统高 Mn 钢的加工硬化速率-真应变曲线

Fig.3 Work hardening rate ($d\sigma/d\epsilon$)-true strain (ϵ) curves of high silicon high manganese steel and conventional Hadfield steel

的加工硬化速率的下降速度开始减缓. 但当应变超过 0.05 后, 传统高 Mn 钢的加工硬化速率随应变的增加而上升, 而高 Si 高 Mn 钢的加工硬化速率随应变的增加缓慢下降.

2.2 合金的微观组织

图 4 给出了高 Si 高 Mn 钢固溶态及在 100 J 能量下冲击 100 次后表面的金相组织. 高 Si 高 Mn 钢固溶态除奥氏体基体外, 还存在大量热诱发 ϵ 马氏体 (黑色线条), 冲击后表面生成了大量的 ϵ 马氏体 (线条状 ϵ 马氏体长大后转变为白色板条状). 图 5 为高 Si 高 Mn 钢在 100 J 能量下冲击 100 次前后表面的 XRD 谱. 高 Si 高 Mn 钢在冲击变形过程中除生成大量 ϵ 马氏体外, 还生成了少量的 α' 马氏体. TEM 形貌及选区电子衍射结果 (图 6) 也进一步证实了高 Si 高 Mn 钢冲击后在 ϵ 马氏体的交叉处产生了 α' 马氏体.

图 7 为传统高 Mn 钢在 100 J 能量下冲击 100 次前后表面的 XRD 谱. 可见, 固溶态传统高 Mn 钢在冲击前后均为单一的奥氏体, 但冲击后的衍射峰宽度显著增加. 图 8 为传统高 Mn 钢在 100 J 能量下冲击 100 次前后表面的金相组织. 冲击后晶粒内形成了大量的形变孪晶组织, 见图 8b 中的黑色线条.

图 9 给出了高 Si 高 Mn 钢在静态拉伸变形时各相

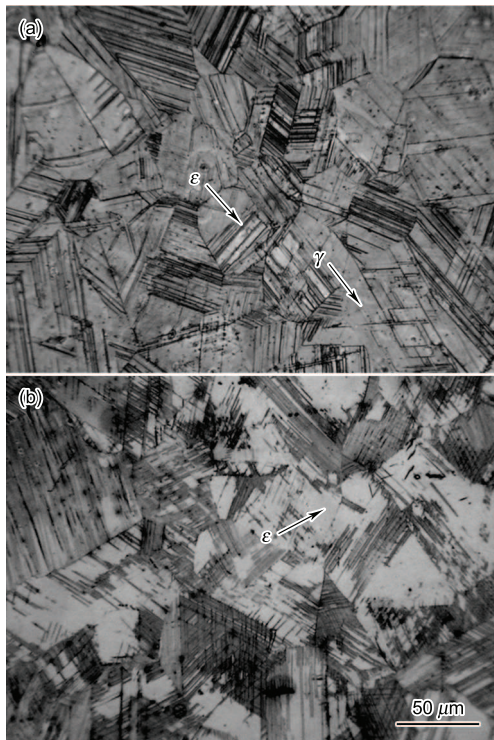


图 4 高 Si 高 Mn 钢在 100 J 能量下冲击 100 次前后的微观组织

Fig.4 Microstructures of high silicon high manganese steel before and after 100 times impact under energy of 100 J
(a) solution treatment
(b) impact surface after impact

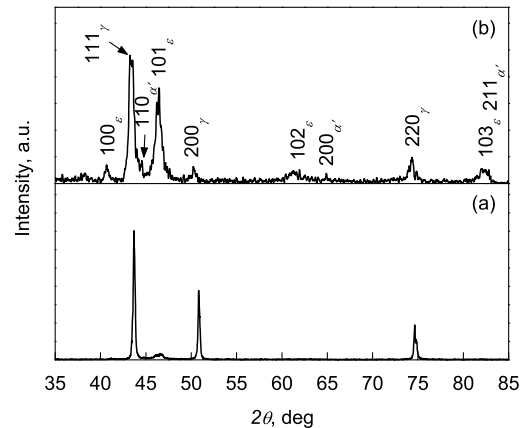


图 5 高 Si 高 Mn 钢在 100 J 能量下冲击 100 次前后表面的 XRD 谱

Fig.5 XRD patterns of high silicon high manganese steel before and after 100 times impact under energy of 100 J
(a) solution treatment (b) after impact

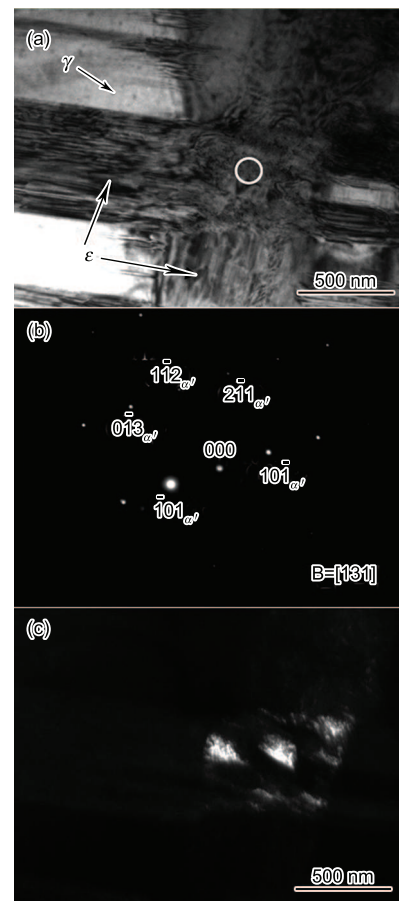


图 6 高 Si 高 Mn 钢在 100 J 能量下冲击 100 次的 TEM 像及选区电子衍射花样

Fig.6 TEM images and selected area diffraction of high silicon high manganese steel after 100 times impact under energy of 100 J
(a) bright-field image
(b) selected area diffraction of circle region in Fig.6a
(c) dark-field image

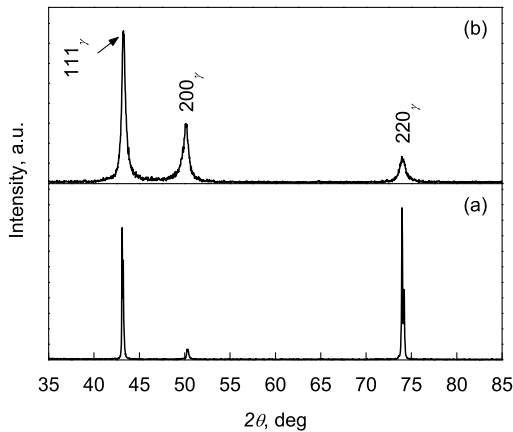


图 7 传统高 Mn 钢在 100 J 能量下冲击 100 次前后表面的 XRD 谱

Fig.7 XRD patterns of conventional Hadfield steel before and after 100 times impact under energy of 100 J (a) solution treatment (b) after impact

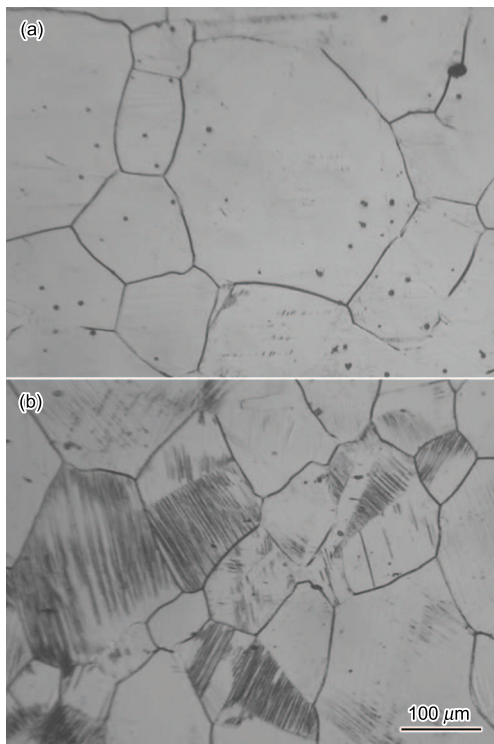


图 8 传统高 Mn 钢在 100 J 能量下冲击 100 次前后表面的微观组织

Fig.8 Microstructures of conventional Hadfield steel before and after 100 times impact under energy of 100 J (a) solution treatment (b) after impact

含量随应变的演化. 当应变低于 0.05 时, ϵ 马氏体的量随应变的增加呈线性增加, α' 马氏体的量几乎为 0. 应变超过 0.05 后, ϵ 马氏体的量基本不变, 而 α' 马氏体的量随应变增加呈线性缓慢增加.

3 分析讨论

Si 的加入能显著降低 Fe-Mn 合金的层错能 [17], 与

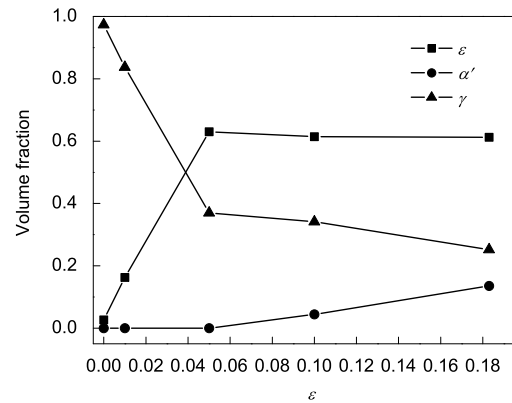


图 9 高 Si 高 Mn 钢拉伸不同变形量前后的物相组成
Fig.9 Phase compositions of high silicon high manganese steel before and after different tensile deformation

Si 作用相反, C 的加入能显著增加合金的层错能 [18]. 与传统高 Mn 钢相比, Fe-17Mn-6Si-0.3C 高 Si 高 Mn 钢由于 Si 含量的显著增加和 C 含量的显著降低, 其层错能将显著低于传统高 Mn 钢. 因而, 高 Si 高 Mn 钢在低应力下容易发生应力诱发 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 马氏体转变, 其 $\sigma_{0.2}$ 实质为应力诱发 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 马氏体转变的临界应力. 这是高 Si 高 Mn 钢屈服强度显著低于传统高 Mn 钢的原因 (表 1). 在冲击时, 高 Si 高 Mn 钢首先发生应力诱发 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 马氏体转变. 这种转变一方面能吸收大量的冲击能量; 另一方面, 转变的产物 ϵ 马氏体中存在严重的晶格畸变, 对奥氏体将产生显著的强化. 这是其冲击变形量显著低于传统高 Mn 钢, 而表面硬度却显著高于传统高 Mn 钢的原因 (图 1). 对于传统高 Mn 钢, 研究 [19] 表明, 在应变量低于 0.05 时, 其变形主要是位错的滑移; 当应变高于 0.05 以上时, 形变孪晶才开始发生. 而高 Si 高 Mn 钢在变形一开始就有应力诱发 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 马氏体转变发生, 因此其变形初期 ($\epsilon < 0.05$) 的加工硬化速率显著高于传统高 Mn 钢 (图 3). 当应变高于 0.05 以上时, 传统高 Mn 钢的加工硬化速率随应变的增加而上升, 这主要是由于两方面的原因导致的: 一方面是形变孪晶的形成使晶格中的八面体间隙位置变成了四面体间隙, 原占据八面体间隙的 C 原子由于来不及移动将占据四面体间隙位置, 导致严重的晶格畸变; 另一方面随着变形量的增加, 传统高 Mn 钢中孪晶数量不断增加, 甚至还会形成第二位向的形变孪晶, 并与第一位向的形变孪晶产生交叉, 使合金发生进一步硬化 [20]. 所以, 孪晶的形成及其因 C 原子存在导致的严重晶格畸变是传统高 Mn 钢具有异常加工硬化能力的原因. 而高 Si 高 Mn 钢在应变高于 0.05 时, ϵ 马氏体含量趋于饱和 (图 9), 此时的变形主要由位错滑移来承担, 这就导致其加工硬化速率随应变增加有所降低.

为了进一步分析高 Si 高 Mn 钢的加工硬化机制, 利用硬化模型对其硬化行为进行了研究. Liang 等 [21] 认为 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 马氏体转变对合金加工硬化速率 (θ) 的贡献可表

示为:

$$\theta_{\varepsilon} = \frac{CNGb}{2t}f \quad (1)$$

式中, C 是 ε 马氏体的产生引起合金强度升高的硬化常数, N 为 γ/ε 界面处堆积的平均位错数, G 为剪切模量, b 为 Burgers 矢量模, t 为 ε 马氏体片的平均厚度, f 为 ε 马氏体的体积分数. 对图 9 中 ε 马氏体的量随应变演化曲线进行拟合, 可得:

$$\begin{cases} f = 0.038 + 12\varepsilon & (\varepsilon \leq 0.05) \\ f = 0.632 - 0.122\varepsilon & (\varepsilon > 0.05) \end{cases} \quad (2)$$

高 Si 高 Mn 钢在变形初期, 除了 ε 马氏体的作用外, 合金的强化还与位错密度的增加有关. Mecking 和 Kocks^[22] 认为, 合金在变形时位错滑移对真应力的贡献为:

$$\sigma_{\text{dis}} = \alpha Gb\rho_{\text{dis}}^{1/2} \quad (3)$$

式中, α 为常数, 取值范围为 0.25—1.00; ρ_{dis} 为位错密度. Hutchinson 和 Ridley^[23] 对高 Mn 钢形变过程中的位错密度进行了测量, 认为位错密度 ρ_{dis} 和宏观应变 ε 呈线性关系, 即

$$\rho_{\text{dis}} = K\varepsilon \quad (4)$$

式中, K 为常数. 将式 (4) 代入式 (3), 可得:

$$\sigma_{\text{dis}} = \alpha GbK^{1/2}\varepsilon^{1/2} \quad (5)$$

对式 (5) 两边关于 ε 微分, 可得由位错滑移引起的合金加工硬化速率为:

$$\theta_{\text{dis}} = \frac{d\sigma_{\text{dis}}}{d\varepsilon} = \frac{1}{2}\alpha GbK^{1/2}\varepsilon^{-1/2} \quad (6)$$

合金变形过程中, 由 $\gamma \rightarrow \varepsilon$ 马氏体转变和位错滑移引起的总加工硬化速率为:

$$\theta_{\varepsilon+\text{dis}} = \theta_{\varepsilon} + \theta_{\text{dis}} = \frac{CNGb}{2t}f + \frac{1}{2}\alpha GbK^{1/2}\varepsilon^{-1/2} \quad (7)$$

高 Si 高 Mn 钢在拉伸变形 0.05 以前, α' 马氏体的量非常少 (图 9), 因此可利用式 (7) 对该段的加工硬化速率 - 真应变曲线进行拟合. 拟合过程中各参数的取值分别为 $N=48$ ^[24], $G=70$ GPa^[23], $b=0.25$ nm^[21], $t=300$ nm^[21], $\alpha=0.5$ ^[22], $K=1.7 \times 10^{16}$ ^[23]. 图 10 为高 Si 高 Mn 钢实际加工硬化速率 - 真应变曲线 (虚线) 与利用式 (7) 计算的拟合结果 (实线). 根据拟合曲线可得到, 高 Si 高 Mn 钢中 ε 马氏体的产生引起合金强度升高的硬化常数 C 为 1.66, 显著高于文献 [21] 中 Fe-30Mn 合金的 C 值 (0.5). 这可能是由于高 Si 高 Mn 钢含有较高含量的 C 原子造成的. C 作为间隙原子, 其存在使得生成的 ε 马氏体晶格畸变异常严重, 增强了合金的硬化能力. 将

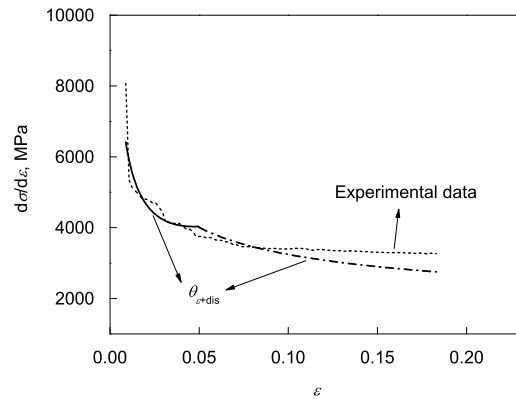


图 10 高 Si 高 Mn 钢实际加工硬化速率 - 真应变曲线与式 (7) 计算曲线的比较

Fig.10 Comparison between experimental work hardening rate (θ)-true stress (ε) curve and calculated curve using Eq.(7) of high silicon high manganese steel

$C=1.66$ 代入式 (7), 可以得到 $\theta_{\varepsilon+\text{dis}}$ 在合金变形超过 0.05 后的曲线 (图 10 中点划线). 当高 Si 高 Mn 钢的变形超过 0.08 以后, $\theta_{\varepsilon+\text{dis}}$ 低于合金的实际加工硬化速率, 这是由于合金在变形过程中产生了 α' 马氏体组织. α' 马氏体为硬质相, 其产生有助于进一步增强合金的加工硬化能力.

4 结论

(1) Fe-17Mn-6Si-0.3C 高 Si 高 Mn 钢在中低静态和动态载荷下都具有比传统高 Mn 钢更好的加工硬化能力. 静态拉伸时, 在应变低于 0.15 时, 高 Si 高 Mn 钢的加工硬化速率显著高于相同应变下的传统高 Mn 钢. 高 Si 高 Mn 钢经 100 J 能量冲击 100 次后的表面硬度达到 360 HV, 冲击变形量仅为 4.9%, 而传统高 Mn 钢的冲击变形量高达 12.1%, 表面硬度仅达到 315 HV.

(2) Si 含量的显著增加和 C 含量的显著降低使得 Fe-17Mn-6Si-0.3C 高 Si 高 Mn 钢的层错能显著降低. 层错能的显著降低使得高 Si 高 Mn 钢变形时应力诱发 $\gamma \rightarrow \varepsilon$ 马氏体转变首先发生. $\gamma \rightarrow \varepsilon$ 马氏体转变的发生和 C 原子导致的 ε 马氏体晶格的严重畸变是高 Si 高 Mn 钢加工硬化能力显著高于传统高 Mn 钢, 而冲击变形量显著低于传统高 Mn 钢的原因.

(3) 孪晶的形成及其因 C 原子存在导致的严重晶格畸变是传统高 Mn 钢具有异常加工硬化能力的原因.

参考文献

- [1] Roberts W N. *Trans Metall Soc AIME*, 1964; 230: 372
- [2] Dastur Y N, Leslie W C. *Metall Trans*, 1981; 12A: 749
- [3] Srivastava A K, Das K. *J Mater Sci*, 2008; 43: 5654
- [4] Xie J P, Wang W Y, Li J W, Wang A Q, Zhao Y R, Li L L. *Wear-Resistant Austenitic Manganese Steel*. Beijing: Science Press, 2008: 147
(谢敬佩, 王文焱, 李继文, 王爱琴, 赵永让, 李洛利. 耐磨奥氏体锰钢. 北京: 科学出版社, 2008: 147)
- [5] Jost N, Schmidt I. *Wear*, 1986; 111: 377

- [6] Spreadborough J. *Acta Cryst*, 1960; 13: 603
- [7] White C H, Honeycombe R W K. *J Iron Steel Inst*, 1962; 200: 457
- [8] Adler P H, Olson G B, Owen W S. *Metall Trans*, 1986; 17A: 1725
- [9] Owen W S, Grujicic M. *Acta Mater*, 1999; 47: 111
- [10] Shi D K, Liu J H. *Acta Metall Sin*, 1989; 25: 282
(石德珂, 刘军海. 金属学报, 1989; 25: 282)
- [11] Zhu R F, Li S T, Liu Y X, Wang S Q. *Sci China*, 1997; 27E: 193
(朱瑞富, 李士同, 刘玉先, 王世清. 中国科学, 1997; 27E: 193)
- [12] Xu Y H, Chen Y M, Xiong J L, Zhu J H. *Acta Metall Sin*, 2001; 37: 165
(许云华, 陈渝眉, 熊建龙, 朱金华. 金属学报, 2001; 37: 165)
- [13] Remy L, Pineau A. *Mater Sci Eng*, 1977; 28: 99
- [14] Allain S, Chateau J P, Bouaziz O, Migot S, Guelton N. *Mater Sci Eng*, 2004; A387-389: 158
- [15] Bracke L, Mertens G, Penning J, Decooman B C, Liebherr M, Akdut N. *Metall Mater Trans*, 2006; 37A: 307
- [16] Charles J, Berghézan A, Lutts A. *J Phys*, 1982; 43: C4-435
- [17] Tian X. *Mater Sci Prog*, 1993; 3: 215
(田 兴. 材料科学进展, 1993; 3: 215)
- [18] Brofman P J, Ansell G S. *Metall Trans*, 1978; 9A: 879
- [19] Zhang W, Wu J, Wen Y, Ye J, Li N. *J Mater Sci*, 2010; 45: 3433
- [20] Efstathiou C, Sehitoglu H. *Acta Mater*, 2010; 58: 1479
- [21] Liang X, McDermid J R, Bouaziz O, Wang X, Embury J D, Zurob H S. *Acta Mater*, 2009; 57: 3978
- [22] Mecking H, Kocks U F. *Acta Metall*, 1981; 29: 1865
- [23] Hutchinson B, Ridley N. *Scr Mater*, 2006; 55: 299
- [24] Remy L. *Acta Metall*, 1978; 26: 443

(责任编辑: 毕淑娟)