

18.8%MnTRIP/TWIP钢的拉伸应变硬化行为*

丁昊¹ 丁桦^{1,2} 唐正友¹ 宋丹¹ 杨平³

1. 东北大学材料与冶金学院 沈阳 110004
2. 东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室 沈阳 110004
3. 北京科技大学材料科学与工程学院 北京 100083

摘要 对锰含量为 18.8% 的 TRIP/TWIP 钢进行单轴拉伸实验,研究了这种钢的应变硬化行为. 结果表明: 这种高锰 TRIP/TWIP 钢的真应力应变曲线不完全遵循 Hollomon 的线性关系,在不同变形阶段强化机制不同. 在塑性变形的开始阶段 TRIP 效应比较明显,且应变硬化指数 n 是恒定的;而真应变在 0.14–0.35 之间时二阶导数 $d^2\sigma/d\varepsilon^2 > 0$,应变硬化指数 n 随着应变量的增加而增加,其微观机制是形成大量的形变孪晶,并有孪晶和位错的交互作用, TWIP 效应在该阶段占主导作用. 真应变大于 0.35 后有少量 TRIP 效应,此时两相均发生变形.

关键词 金属材料,高锰钢,TRIP/TWIP 效应,应变硬化,力学性能

分类号 TG142

文章编号 1005-3093(2009)04-0375-05

Tensile strain hardening behavior of TRIP/TWIP steel with 18.8% manganese

DING Hao¹ DING Hua^{1,2**} TANG Zhengyou¹ SONG Dan¹ YANG Ping³

1. School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110004

2. The State Key Lab of Rolling and Automation of Northeastern University, Shenyang 110004

3. School of Materials Science and Engineering, University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083

* Supported by National Nature Science Foundation of China No.50771019.

Manuscript received December 22, 2008; in revised form May 18, 2009.

** To whom correspondence should be addressed, Tel:(024)83687746, E-mail:hding@263.net

ABSTRACT The tensile tests were carried out to study the strain hardening behavior of a high manganese TRIP/TWIP steels with 18.8% manganese. The results indicated that, strain hardening behaviors are different during the deformation process. True stress-strain curve obeys Hollomon relationship partly. TRIP effect occurs in the initial plastic stage, and the strain hardening exponent in this stage is a constant. However, the value of n increases with true strain ε increasing, when true strain is between 0.14 and 0.35. Then the value of $d^2\sigma/d\varepsilon^2$ is above zero. A lot of deformation twinning can be found, and the micro mechanisms are “twins induced plasticity”. TWIP effect dominates this stage. The mechanism of the last stage is some TRIP effect, and both phases have occurred plastic deformation.

KEY WORDS metallic materials, high manganese steel, TRIP/TWIP effect, strain hardening, mechanical properties

高锰 TRIP/TWIP 钢是为满足超轻钢汽车车身 (ULSAB) 的要求而研发的新一代钢种,具有较高的强度和延伸率,其中 TWIP(Twinning Induced Plasticity) 效应更有利于提高钢的塑性,TRIP(Transformation Induced Plasticity) 效应有利

于提高钢的强度^[1-6]. TRIP 和 TWIP 效应直接影响高锰钢局部塑性变形的能力. 这种能力取决于钢的应变硬化行为,用应变硬化指数 n 表征材料承受的均匀变形程度. 高 n 值与延伸率的结合,表示材料具有较好的成形性^[7,8].

虽然国内外对高锰 TRIP/TWIP 钢的应变硬化行为已经开展了较为广泛的研究^[9-13],但大多研究单一存在 TRIP 或 TWIP 效应时的变形机制以及对力学性能的影响,没有全面分析两种效应同时存在时其发生先后顺序和阶段性变形的机制,以及应变硬化

* 国家自然科学基金 50771019 资助项目.

2008 年 12 月 22 日收到初稿;2009 年 5 月 18 日收到修改稿.

本文联系人:丁桦,教授

指数随应变量连续变化规律的描述. 本文研究锰含量为 18.8% 的高锰 TRIP/TWIP 钢在单轴拉伸下的变形特性, 通过对其真应力真应变曲线的分析以及在不同变形量时微观组织的观察和 X 射线衍射分析, 探讨拉伸硬化阶段曲线所遵循的规律, 并分析拉伸过程中的组织演变及变形机制.

1 实验方法

实验钢用 50 kg 真空中频感应炉进行熔炼, 化学成分为 (质量分数): $w(\text{C})0.04\%$, $w(\text{Mn})18.8\%$, $w(\text{Si})2.9\%$, $w(\text{Al})2.9\%$, 余量为铁. 将铸锭锻造加工成厚度为 40 mm 的锻坯, 然后加热至 1150 °C 保温 2 h, 热轧成厚度为 3.5 mm 的板材, 经线切割加工成拉伸试样. 将拉伸试样加热到 1000 °C 保温 1.5 h 固溶处理后水淬, 在 CMT5105 型微机控制电子万能实验机上进行拉伸实验.

将拉伸后试样的断口处轻轻磨平, 抛光、腐蚀后用 OLYMPUS GX51 光学显微镜观察分析, 并用透射电镜 (TEM) 观测断口处的显微组织精细结构. 用 X 射线衍射方法分析晶体结构. 用公式 $I_{\text{int}} = \int [I(2\theta) - I_{\text{back}}(2\theta)] d2\theta$ 计算各相的体积百分含量 [14].

2 结果与讨论

2.1 锰含量为 18.8% TRIP/TWIP 钢的拉伸特性

从图 1 可以看出, 高锰 TRIP/TWIP 钢在单轴拉伸时表现为连续屈服, 没有明显的屈服平台, 其真应力达到 1300 MPa, 真应变达到 0.45. 将实验钢拉伸变形到真应变分别为 0.03、0.06、0.14、0.19、0.24、0.35 和 0.45, 依次对应标记为图 1 中的 G、A、B、C、D、E 和 F 点. 图 2 表明, 在弹性变形区各相体积分数不变; 进入塑性变形区之后真应变在 0.14 以下时, 马氏体相体积分数随应变量增大迅速增加; 而当真应变从 0.14 进一步增大到 0.35 时, 马氏体和奥氏体含量几乎不变. 试样断裂时, 剩余奥氏体体积分数只有 20% 左右. $\varepsilon_{\text{hcp}}^{\text{Ms}}$ 相只在塑性变形初期急剧增加, 随着变形的深入 $\varepsilon_{\text{hcp}}^{\text{Ms}}$ 相缓慢下降.

2.2 锰含量为 18.8% TRIP/TWIP 钢的应变硬化行为

根据真应力应变曲线的特征 (图 1), 将拉伸变形过程分为四个阶段. 第 I 阶段奥氏体和马氏体均处于弹性变形阶段, 两相的变形基本是协调进行的.

由图 3 可以看到, 在塑性变形的第 II 和第 IV 阶段, 真应力和真应变的双对数曲线近似为线性关系, 其 n 值恒定; 由 Hollomon 关系式 $\sigma = k\varepsilon^n$ 可知, 第 II 阶段和第 IV 阶段的 n 值分别为 0.31 和 0.74. 在第 III 阶段, 真应力应变的二阶导数 $d^2\sigma/d\varepsilon^2 > 0$, 曲线呈明显的凹形, 实际曲线与 Hollomon 关系式存在一

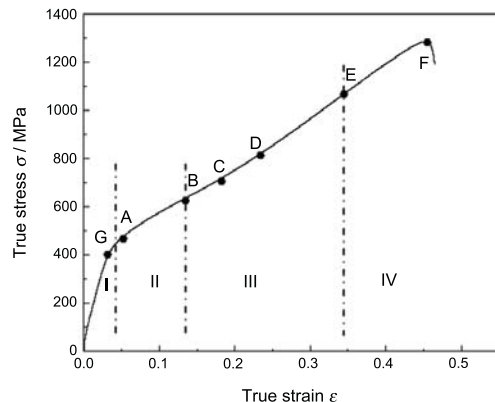


图 1 锰含量为 18.8% 的高锰 TRIP/TWIP 钢真应力-真应变曲线

Fig.1 σ - ε curve of the investigated steel for TRIP/TWIP steels with 18.8% manganese (strain rate 10^{-3}s^{-1})

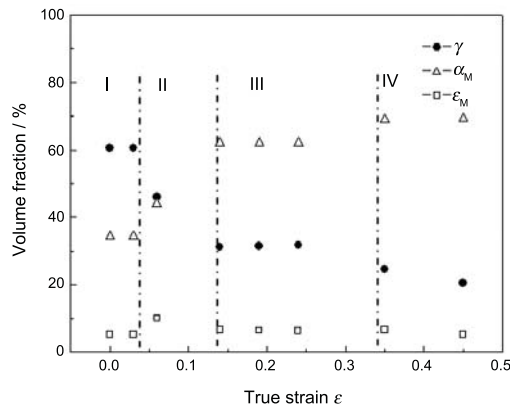


图 2 锰含量为 18.8% 的高锰 TRIP/TWIP 钢的各相体积分数与真应变的关系

Fig.2 Relation between volume fraction of phases and true strain for TRIP/TWIP steels with 18.8% manganese

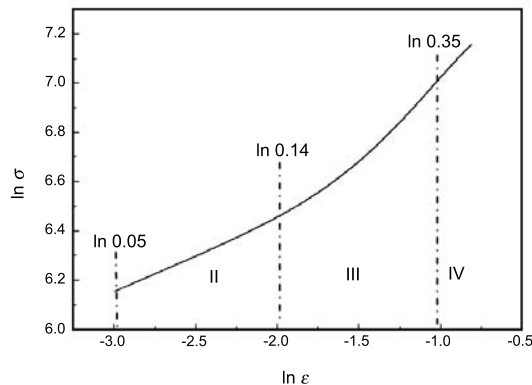


图 3 实验钢塑性阶段双对数曲线

Fig.3 $\ln\sigma$ - $\ln\varepsilon$ curve of investigated steel during plastic stage

个与该阶段 n 和 ε 相关的偏差量: $D = K_{\text{exp}}(n_2\varepsilon)$. Ludwigson [15] 发现, 锰强化的奥氏体不锈钢拉伸

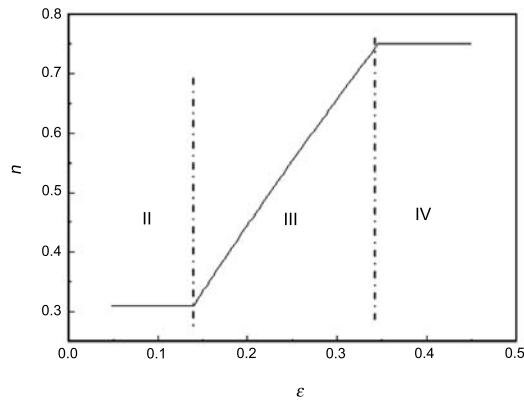


图 4 塑性阶段应变硬化指数与真应变的关系

Fig.4 Relation between strain hardening exponent and true strain during plastic deformation stage

行为在塑性变形区存在对数坐标下的非线性关系, Hollomon 关系式仍然成立, 进而设定流变方程: $\sigma = K_1 \varepsilon^{n_1} + K_2 \exp(n_2 \varepsilon)$. 由于在此阶段应变硬化指数与真应变之间有线性关系, 则从上式可得: $\sigma = K \varepsilon^n \exp(M \varepsilon)$, 用二次多项式拟合其双对数曲线得到流变方程 $\ln \sigma = A \exp(\ln \varepsilon / B) + C$, 使用 Origin 软件计算该拟合函数得到: $A = 2.35028$; $B = 1.17947$; $C = 6.02443$; 精确率: 0.99993; 均方偏

差: 1.8576×10^{-6} . 由应变硬化指数与真应变的关系 $n = d \ln \sigma / d \ln \varepsilon = (A/B) \exp(\ln \varepsilon / B)$, 可得实验钢塑性阶段应变硬化指数与真应变的关系 (图 4).

2.3 锰含量为 18.8%TRIP/TWIP 钢硬化行为的微观变形机制

从图 5 可以看出, 在固溶淬火后的组织中有很多退火孪晶, 奥氏体晶界处弥散分布着马氏体小岛. 当真应变为 0.14 时, 可以看到相互平行或交叉的细条束. 随着变形量的增大, 条束增多, 条束的密度增大. 在变形的后期, 马氏体小岛的数目明显增多, 并且沿着马氏体和奥氏体晶界有微裂纹出现.

由于层错能较低, 高锰钢固溶淬火后出现大量层错 (图 6a). 在应变较低时, 即可观察到大量的位错缠结 (图 6b). 位错随着变形量的增加而增殖, 并与形变孪晶有交互的作用 (图 6c), 同时还可见大量形变孪晶的存在 (图 6d). 拉断时, 可看到比较混乱复杂的变形带形貌 (图 6e) 以及细小板条马氏体形貌 (图 6f).

在实验钢变形的初始阶段, 随变形量的增加, 体心立方 $\alpha(110)$ 、 $\alpha(200)$ 和 $\alpha(211)$ 峰值上升, 而面心立方 $\gamma(111)$ 、 $\gamma(200)$ 峰值则大幅下降 (图 7). 真应变从 0 到 0.14 时, 峰值变化比较明显. 由于室温拉伸变形过程中增加的体心立方相只能是马氏体, 说明拉伸

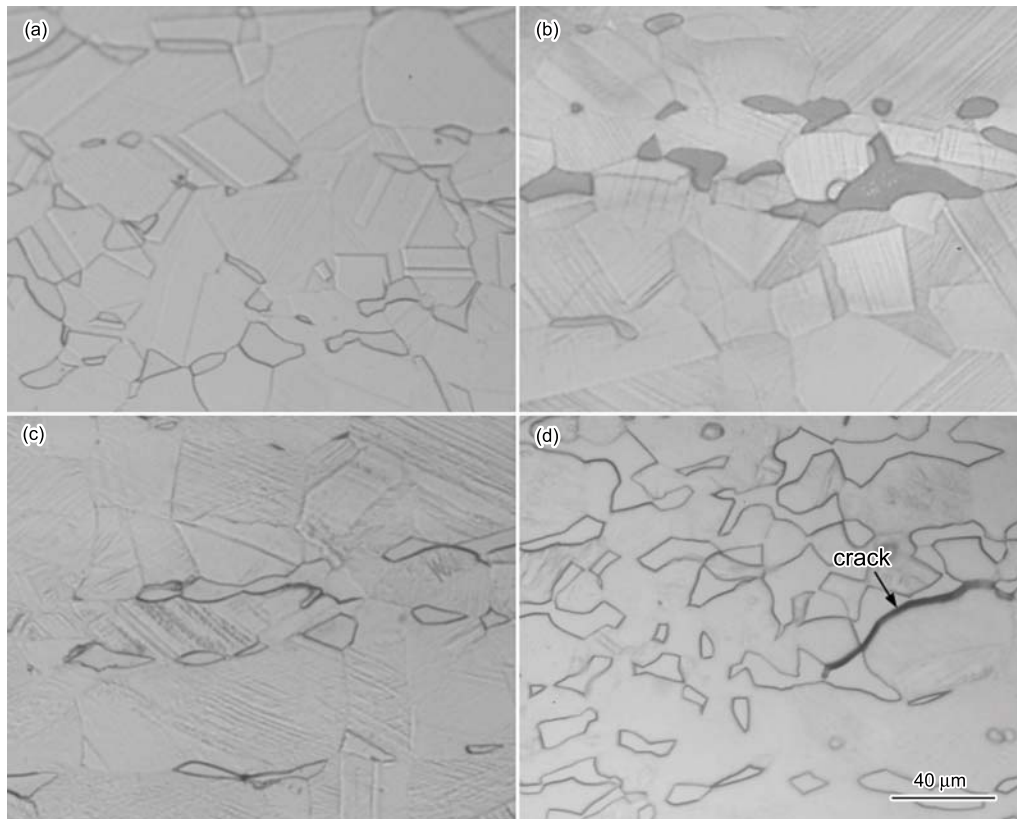


图 5 实验钢不同变形量的光学显微组织

Fig.5 Microstructures of the investigated steel during the deformation process (OM) true strain (a) 0; (b) 0.14; (c), (d) 0.25; (e), (f) 0.45

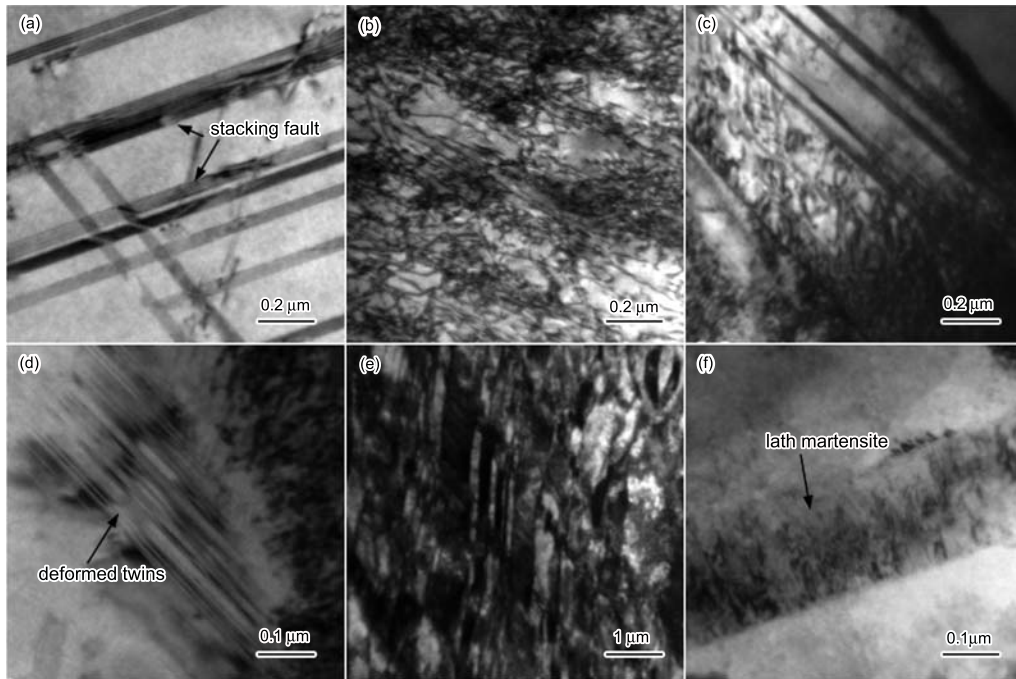


图6 实验钢不同变形量的 TEM 显微组织

Fig.6 Microstructures of the investigated steel during the deformation process (TEM) true strain (a) 0; (b) 0.14; (c), (d) 0.25; (e), (f) 0.45

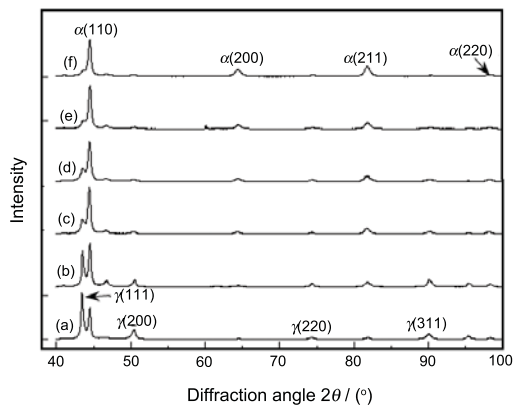


图7 实验钢不同变形量的 X 射线衍射图

Fig.7 X-ray spectrum of the investigated steel during deformation process true strain (a) 0; (b) 0.06; (c) 0.14; (d) 0.25; (e) 0.35; (f) 0.45

过程发生了 TRIP 效应. 而在 0.14–0.35 之间时, 各个峰值几乎不变.

变形前, 锰含量为 18.8% 的 TRIP/TWIP 钢基体是奥氏体, 第二相是马氏体. 由于奥氏体比马氏体软得多, 两相在变形时产生极大的应变不均匀现象. 奥氏体中的位错也受到相界面的阻碍而在相界面附近塞积缠结. 形成的层错也阻碍位错的进一步运动, 同时成为 ε_{hcp}^{Ms} 相的核坯. 从图 2 可以看出, 在塑性变形的开始阶段, ε_{hcp}^{Ms} 量迅速增加, 而后转变成 α_{bcc}^{Ms} . 随着应变量的增加, 应变诱发的马氏体长大, 马氏体内的位错密度增加, 高密度位错 (图 6b) 又为形成新的

马氏体核创造了条件. 在这一阶段, 形核和相变是借助于应变能的积累, 相变途径为 $\gamma_{fcc}^{Aus} \rightarrow \varepsilon_{hcp}^{Ms} \rightarrow \alpha_{bcc}^{Ms}$ 或 $\gamma_{fcc}^{Aus} \rightarrow \alpha_{bcc}^{Ms}$, 即发生了 TRIP 效应. TRIP 效应是该阶段的主要强化机制.

从图 2 可以发现, 真应变在 0.14–0.35 之间, 面心立方的奥氏体相体积分数几乎不变, 但其真应力真应变曲线却以 $d^2\sigma/d\varepsilon^2 > 0$ 的曲率增长. 透射电镜观察表明, 存在着位错与孪晶的交互作用 (图 6c), 并有大量形变孪晶产生 (图 6d), 说明形变诱导孪晶以及位错与孪晶交互作用是第 III 主要的应变硬化机制. 孪生作为塑性变形的一种机制, 经常在高应力集中处形核, 孪生形核所需的应力远比使孪生长大的大. 在第 III 阶段, 随着滑移受到阻碍, 晶粒取向转变到更有利于孪生的位置. 同时, 由于前期奥氏体向马氏体的相变, 金属塑性变形抗力不断增加, 应力集中达到孪生的临界切应力时, 就会发生孪生, 形成大量的形变孪晶, 起到细化晶粒的作用. 形变孪晶优先在应力集中的变形区域生成, 孪晶界强烈地阻碍后续位错的运动, 造成位错塞积, 应力使晶粒转向, 滑移又会启动. 这样, 孪生和滑移连续交替进行, 且有交互作用, 从而使该阶段 n 值连续增长. 如文献 [16] 所述, 在所有的奥氏体变形模型中, TWIP 效应是最有效的应变硬化机制.

在第 IV 阶段, 随变形量的不断增加, 应力集中越来越显著. 有少量奥氏体向马氏体转变, 说明该阶

段仍有 TRIP 效应发生(图 2)。此时奥氏体体积分数较少,因为大部分已转变成马氏体,剩余的也产生加工硬化,两相承受的应变逐渐相等,应变条件接近 Mileiko 理论,即等应变条件。从透射电镜照片可以看到大量的变形带形貌(图 6f)。由于原马氏体周围的奥氏体受应力诱发马氏体相变时会产生体积膨胀,位错塞积会集中于两相界面,导致界面能的降低。当应力集中使硬质相马氏体也达到屈服极限并开始变形时,界面极易分离而萌生微裂纹。断裂总是沿着能量最低的方向、遵循阻力最小的途径进行,因此主裂纹多沿着相界面扩展,最后断裂。

综合以上实验结果,18.8%MnTRIP/TWIP 钢在拉伸变形过程中,在塑性变形初期层错增多, $\varepsilon_{\text{hcp}}^{\text{Ms}}$ 通过层错形核,然后转变成 $\alpha_{\text{bcc}}^{\text{Ms}}$ (第 II 段)。随着变形量增大,滑移受到阻碍,晶粒取向会转变到更有利于孪生的位置,产生大量的形变孪晶(第 III 段)。随变形量的继续增大,在形变孪晶交汇处 $\alpha_{\text{bcc}}^{\text{Ms}}$ 形核并长大(第 IV 段),这与文献 [17] 对 Fe-Cr-Ni 钢的变形机制的分析基本一致。

3 结 论

1. 可将 18.8%MnTRIP/TWIP 钢的真应力应变曲线分为 4 个变形阶段。弹性变形阶段真应变小于 0.04。TRIP 效应发生在塑性变形的开始阶段,而 TWIP 效应在真应变约为 0.14~0.35 时占主导。真应变大于 0.35 后有少量 TRIP 效应,此时两相均发生变形。

2. 塑性阶段的应变硬化指数(n 值)随其各阶段变形机制变化,真应变小于 0.14 和大于 0.35 时 n 值是恒定的,分别为 0.31 和 0.74;而真应变在 0.14~0.35 之间时,应变硬化指数随着应变量的增加而增大。

3. 对 TWIP 效应占主导、真应变为 0.14~0.35 阶段的高锰 TRIP/TWIP 钢流变应力方程进行拟合,得到 $\ln\sigma = A \exp(\ln\varepsilon/B) + C$, 并由此得到应变硬化指数与应变量的连续变化的关系。

参 考 文 献

- DING Hua, TANG Zhengyou, LI Wei, WANG Mei, SONG Dan, Microstructures and mechanical properties of Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels, *Journal of Iron and Steel Research*, **13**(6), 66(2006)
- A.S.Hamada, L.P.Karjalainen, M.C.Somani, The influence of aluminum on hot deformation behavior and tensile properties of high-Mn TWIP steels, *Materials Science and Engineering A*, **467**, 114(2007)
- V.Tsakiris, D.V.Edmonds, Martensite and deformation twinning in austenitic steels, *Materials Science and Engineering A*, **273-275**, 430(1999)
- S.Allain, J.P.Chateau, O.Bouaziz, A physical model of the twinning-induced plasticity effect in a high manganese austenitic steel, *Materials Science and Engineering A*, **387-389**, 143(2004)
- B.X.Huang, X.D.Wang, Y.H.Rong, L.Wang, L.Jin, Mechanical behavior and martensitic transformation of an Fe-Mn-Si-Al-Nb alloy, *Materials Science and Engineering A*, **438-440**, 306(2006)
- O.Grassel, L.Kruger, G.Frommeyer, L.W.Meyer, High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development-properties-application, *International Journal of Plasticity*, **16**, 1391(2000)
- ZHANG Zengzhi, *Austenitic Manganese Steel* (Beijing, The Press of Metallurgical Industry, 2002) p.54 (张增志, 耐磨高锰钢(北京, 冶金工业出版社, 2002) p.54)
- ZHANG Yizeng, LOU Yanliang, LI Guoan, ZOU Hongcheng, Staged strain hardening curve of dualphase Mo-containing steel, *Iron and Steel*, **20**(9), 32(1985) (张以增, 娄彦良, 李国安, 邹鸿承, 含 Mo 双相钢应变硬化曲线的阶段性, *钢铁*, **20**(9), 32(1985))
- XIONG Ronggang, FU Renyu, LI Qian, ZHANG Mei, LI Lin, Tensile strain hardening behaviour of TWIP steels, *Iron and Steel*, **42**(11), 61(2007) (熊荣刚, 符仁钰, 黎倩, 张梅, 李麟, TWIP 钢的拉伸应变硬化行为, *钢铁*, **42**(11), 61(2007))
- G.Frommeyer, U.BruX, P.Neumann, Supra-ductile and high-strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes, *ISIJ International*, **43**(3), 438(2003)
- C.C.Hyoung, K.H.Tae, C.S.Hong, W.C.Yong, The formation kinetics of deformation twin and deformation induced ε -martensite in an austenitic Fe-C-Mn steel, *Scripta Materialia*, **40**(10), 1171(1999)
- I.Karaman, H.Sehitoglu, K.Gall, Y.I.Chumlyakov, Deformation of single crystal Hadfield steel by twinning and slip, *Acta mater*, **48**(6), 1345(2000)
- Kazunori Sato, Michiyuki Ichinose, Yoshihiko Hirotsu, Yasunobu Inoue, Effects of deformation induced phase transformation and twinning on the mechanical properties of austenitic Fe-Mn-Al alloys, *ISIJ International*, **29**(10), 868(1989)
- LI Shutang, *Metal X-ray diffraction and electronic micro analyze technology* (Beijing, The Press of Metallurgical Industry, 1980) p.168 (李树棠, 金属 X 射线衍射与电子显微分析技术(北京, 冶金工业出版社, 1980) p.168)
- D.C.Ludwigson, Modified stress-strain relation for fcc metals and alloys, *Metallurgical Transactions*, **2**, 2825(1971)
- O.Bouaziz, S.Allain, C.Scott, Effect of grain and twin boundaries on the hardening mechanisms of twinning-induced plasticity steels, *Scripta Materialia*, **58**(6), 484(2008)
- H.Fujita, T.Katayama, In-situ observation of strain-induced $\gamma \rightarrow \varepsilon \rightarrow \alpha'$ and $\gamma \rightarrow \alpha'$ martensitic transformations in Fe-Cr-Ni alloys, *Materials Transactions, JIM*, **33**(3), 243(1992)