

含 TRIP 效应的 Fe-18Mn-Si-C 热轧 TWIP 钢 的设计与研究 *

刘仁东^{1,2)} 史文³⁾ 何燕霖³⁾ 李麟³⁾ 王福¹⁾

1) 东北大学材料与冶金学院, 沈阳 110819

2) 鞍山钢铁集团公司技术中心, 鞍山 114009

3) 上海大学材料科学与工程学院, 上海 200072

摘要 本文采用层错能估算和相图计算的方法, 通过增 C 降 Mn 的成分优选, 设计了 Fe-18Mn-0.528Si-0.6C(质量分数, %) 实验钢, 研究表明, 该钢种在室温拉伸变形时会发生 $\gamma \rightarrow \varepsilon$ 相变. 借助 OM, XRD 和 TEM 对热轧实验钢板室温拉伸性能测试前后的组织进行了分析与研究, 结果表明: 经过 1100 °C 开轧, 850 °C 终轧后空冷的热轧钢板由于孪晶诱发塑性 (TWIP)+ 相变诱发塑性 (TRIP, $\gamma \rightarrow \varepsilon$) 双重效应的存在, 实现了抗拉强度超过 1 GPa, 延伸率大于 60% 的优良性能, 达到了第三代汽车用钢的要求; 淬火 ε 马氏体和应力诱发 ε 马氏体的存在会导致力学性能下降.

关键词 孪晶诱发塑性 (TWIP) 钢, ε 马氏体, 层错能, 材料设计, 第三代汽车用钢

中图分类号 TG142

文献标识码 A

文章编号 0412-1961(2012)01-0122-07

DESIGN AND INVESTIGATION ON THE HOT ROLLING TWIP STEEL WITH TRIP EFFECT

LIU Rendong^{1,2)}, SHI Wen³⁾, HE Yanlin³⁾, LI Lin³⁾, WANG Fu¹⁾

1) School of Materials and Metallurgy, Northeastern University, Shenyang 110819

2) Technology Center, Anshan Iron and Steel Group Corporation, Anshan 114009

3) School of Materials Science and Engineering, Shanghai University, Shanghai 200072

Correspondent: LIU Rendong, professor, Tel: (0412)6721656, E-mail: ag_lrd@126.net

Supported by National Basic Research Program of China (No.2010CB630802) and National Natural

Science Foundation of China (Nos.50934011 and 50971137)

Manuscript received 2011-06-17, in revised form 2011-12-01

ABSTRACT There exists obvious deficiency in traditional twinning induced plasticity (TWIP) steel which exhibits excessive ductility but rather low strength. In order to improve the property, new composition of a test steel, *i.e.*, Fe-18Mn-0.528Si-0.6C (mass fraction, %) steel is designed through increasing C content and decreasing Mn content upon the estimation result of stack fault energy and phase diagram calculation. That the $\gamma \rightarrow \varepsilon$ transformation may happen during deformation at room temperature in the designed steel is predicted through calculation. The microstructure, before and after tensile test, of the hot rolling test steel is analyzed with OM, XRD and TEM. It is shown that there occurs simultaneously TWIP and transformation induced plasticity (TRIP) effect in the steel treated by a special hot rolling process (rolling starting temperature 1100 °C, finishing rolling temperature 850 °C and air cooling) and superior mechanical property with strength higher than 1 GPa and elongation rate higher than 60% are then obtained which fit very well with the requirement of the third generation automobile steel. It is also revealed the existence of ε martensite obtained through quenching or induced by stress would damage the mechanical property.

* 国家重点基础研究发展计划项目 2010CB630802, 国家自然科学基金项目 50934011 和 50971137 资助

收到初稿日期: 2011-06-17, 收到修改稿日期: 2011-12-01

作者简介: 刘仁东, 男, 1964 年生, 教授级高工

DOI: 10.3724/SP.J.1037.2011.00375

KEY WORDS twining induced plasticity (TWIP) steel, ε martensite, stack fault energy, material designing, 3th generation auto steel

近年来, 由于对节能和环保越来越严格的要求, 减轻车重且不降低安全性 (即汽车轻量化) 已成为科技界和工业界统一的奋斗目标. 实现轻量化的主要措施是以高强钢替代软钢. 为适应汽车用钢的不同要求, 高强钢又可分为双相钢、相变诱发塑性钢、复相钢、马氏体钢、孪晶诱发塑性 (twining induced plasticity, TWIP) 钢等. Grassel 等^[1] 在研究相变诱发塑性 (transformation induced plasticity, TRIP) 钢时发现, 当 Mn 含量超过 25% (质量分数) 时会产生 TWIP 现象, 并将此钢称为 TWIP 钢. TWIP 钢具有高强度 (>600 MPa)、高塑性 (60%—80%) 和高的应变硬化率, 其显微组织主要为奥氏体, 组织中的堆垛层错能 (SFE) 约为 40 mJ/m²^[2]. Remy 和 Pineau^[3] 发现, 当 SFE 低时, 在该钢中由应变诱发 $\gamma \rightarrow \varepsilon$ 的马氏体相变, 而形变孪晶的生成则由 SFE 决定. Frommeyer 等^[4] 指出, SFE 大于 25 mJ/m² 后形成孪晶, 而小于 16 mJ/m² 时产生 ε 马氏体. Sato 等^[5] 认为在 Fe-(20—30)Mn-(0—7)Al (质量分数, %, 下同) 合金中, 低的 SFE (≤ 20 mJ/m²) 有利于 $\gamma \rightarrow \varepsilon$ 马氏体相变的发生, 而高的 SFE (>20 mJ/m²) 有利于形变孪晶的生成. Allain 等^[6] 的计算结果表明, 当 12 mJ/m² < SFE < 35 mJ/m² 时孪晶出现, 而当 SFE 小于 18 mJ/m² 时产生应变诱发的马氏体相变. Dumay 等^[7] 指出, 当 SFE 小于 18 mJ/m² 时, 孪晶趋于消失并被 ε 马氏体细片替代. Lee 和 Choi^[8] 认为, 对含 (16%—24%)Mn 的 Fe-Mn 合金, 六方马氏体相变驱动力为 -68—-120 J/mol. 对含 (15%—23%)Mn 的 Fe-Mn 合金, SFE 为 27—23 mJ/m², 在此范围也可得六方马氏体. Kim 等^[9] 总结出当 SFE 在 10—20 mJ/m² 之间时, 可产生应变诱发 α' 或 ε 马氏体相变. Li 等^[10] 同时指出, 应变诱发 ε 马氏体相变的 SFE 应在 12—18 mJ/m² 之间, 其值与 Kim 等^[9] 的结果吻合较好.

传统的 TWIP 钢应用于汽车上时, 通常显得塑性有余而强度不足, 如何有效提高其强度以满足使用要求, 被列为第三代汽车用钢的研发目标之一^[11]. 本文在前人工作的基础上, 采用层错能估算和相图计算的方法, 通过成分设计与工艺控制, 使 Fe-18Mn-Si-C 系钢在拉伸变形过程中产生 $\gamma \rightarrow \varepsilon$ 的相变, 在保证高塑性的前提下提高该钢的强度, 实现第三代汽车用钢的性能要求, 并对 ε 马氏体的形成机理及其对性能的影响做了探讨.

1 高性能 TWIP 钢的设计

ε 马氏体的形成不仅与 SFE 密切相关, 也与 γ 和 ε 的两相 Gibbs 自由能差相关, 因此, 本文首先列出相关的计算途径, 并依上述计算结果预测实现 ε 马氏体相变的可

能性.

1.1 TWIP 钢中 γ 相和 ε 相 Gibbs 自由能及奥氏体 SFE 的计算

1.1.1 层错能计算模型 合金系的层错能热力学模型最先由 Olson 和 Cohen^[12] 提出, 可表示为

$$\gamma_{\text{SF}} = 2\rho_{\text{A}}\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + 2\sigma^{\gamma \rightarrow \varepsilon} \quad (1)$$

式中, γ_{SF} 为层错能; $\rho_{\text{A}} = \frac{4}{\sqrt{3}} \frac{1}{a^2 N}$ 为 fcc 金属原子面堆积密度, a 为合金的点阵常数, N 为 Avogadro 常数, $N=6.02 \times 10^{23}$; $\sigma^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ 为相界面结合能, Allain 等^[6] 建议其值为 5—15 mJ/m², 本工作取 10 mJ/m²; $\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ 为 $\gamma \rightarrow \varepsilon$ 转变的自由能差, 参照 Dumay 等^[7] 的结果, 可以表示为

$$\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = \Delta G_{\text{FeMnX}}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + \Delta G_{\text{FeMnX/C}}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + \Delta G_{\text{mg}}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} \quad (2)$$

其中右边第一项为主要化学元素如 Fe, Mn, Si 等对相变自由能的影响, X 表示除 Fe, Mn 之外的替代元素, 即

$$\Delta G_{\text{FeMnX}}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = \sum_i \Delta G_i^{\gamma \rightarrow \varepsilon} + x_{\text{Fe}}x_{\text{Mn}}[C + D(x_{\text{Fe}} - x_{\text{Mn}})] + x_{\text{Fe}}x_{\text{Si}}[E + F(x_{\text{Fe}} - x_{\text{Si}})] \quad (3)$$

式中, $\Delta G_i^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ 为纯组元 i 的 $\gamma \rightarrow \varepsilon$ 相变自由能差, $\Delta G_{\text{Fe}}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ (J/mol) = -2243.38 + 4.309 T (其中 T 为温度), $\Delta G_{\text{Mn}}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ (J/mol) = -1000.00 + 1.123 T , $\Delta G_{\text{Si}}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ (J/mol) = -560 - 8 T ; 后两项分别表示 Fe 与 Mn, Fe 与 Si 的交互作用; x_i 为组元 i 的摩尔分数; 参数 C , D , E 和 F 由相应曲线拟合所得, $C=1246$ J/mol, $D=-717$ J/mol, $E=2850$ J/mol, $F=3520$ J/mol.

式 (2) 中的 $\Delta G_{\text{FeMnX/C}}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ 是所有替代元素 X 与 C 之间的交互作用对相变自由能的影响, 即

$$\Delta G_{\text{FeMnX/C}}^{\gamma \rightarrow \varepsilon} = \frac{b}{x_{\text{C}}}(1 - \exp(-cx_{\text{C}})) + dx_{\text{Mn}} \quad (4)$$

式中, b , c 和 d 为常数, $b=1246$ J/mol, $c=24.29$ J/mol, $d=17175$ J/mol; x_{C} 和 x_{Mn} 分别为 C 和 Mn 的摩尔分数.

式 (2) 中的 $\Delta G_{\text{mg}}^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ 是 γ 相与 ε 相摩尔磁性自由能的差异. 目前此项能量的计算方法已统一^[13-15], 此处不再赘述.

1.1.2 $\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ 与温度的关系及 T_0 的计算 除了 Dumay 等^[7] 给出的方法外, 亦可采用相图计算方法处

理, 即给出 $\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ 的表达式, 求出两相自由能相等时的温度即 T_0 后, 再叠加实验得到的马氏体相变驱动力, 也可得到 ε 马氏体形成的温度.

多元系中任意 φ 相的 Gibbs 自由能 G^φ 可由下式表示:

$$G^\varphi = \sum_i x_i {}^0G_i^\varphi + RT \sum_i x_i \ln x_i + \sum_i \sum_{j,i} x_i x_j \Omega_{ij} + G_{mg}^\varphi \quad (5)$$

式中右边第一项为标准 Gibbs 自由能, 第二项为理想混合熵, 第三项为多余自由能, 第四项为磁性的贡献. R 为摩尔气体常数, ${}^0G_i^\varphi$ 为纯组元 i 在 φ 结构时的 Gibbs 自由能, x_j 为组元 j 的摩尔分数, Ω_{ij} 为组元 i 和 j 之间的交互作用参数, G_{mg}^φ 为磁性能. Li 和 Hsu^[16] 依上式处理了 Fe-30Mn-6Si 合金的 ε 马氏体相变得出

$$\begin{cases} {}^0G_{Fe}^{hcp} - {}^0G_{Fe}^{fcc} = -2243.38 + 4.309T \\ {}^0G_{Mn}^{hcp} - {}^0G_{Mn}^{fcc} = -1000.00 + 1.123T \\ {}^0G_{Si}^{hcp} - {}^0G_{Si}^{fcc} = -1800.00 + 1.0T \end{cases} \quad (6)$$

式中, ${}^0G_{Fe}^{hcp}$ 为纯 Fe 为 hcp 结构时的自由能, 其余类同. 由于缺乏三元交互作用参数, 多余自由能部分均根据 Chou^[17] 提供的方法从二元系外推得到^[16], 磁性能处理

仍沿用文献 [15] 所提供参数. 由此计算了不同温度下的 $\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ 和相应的 T_0 , 经与实验对照, 吻合很好.

依上述所介绍方法编制程序计算, 优点是可取不同来源热力学数据并比较后取舍. 也可以应用商业化热力学计算软件和最新数据库算得不同温度下的 $\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ 及 T_0 , 在此温度点叠加 Lee 和 Choi^[8] 所建议的相变驱动力 ($-68 \sim -120$ J/mol), 即可估算得 ε 马氏体产生的温度.

1.2 成分设计

先采用 Dumay 等^[7] 的方法编程计算了不同成分 TWIP 钢的层错能. 对于 Fe-18Mn- y Si-C ($y=0, 0.3, 2, 5$) 合金的计算结果如图 1 所示. 当 Si 含量为 0.3% 时, 若以奥氏体层错能达 $12 \sim 18$ mJ/m² 时为界限, 则 C 含量为 0.44%~0.6%, 有望诱发 ε 马氏体相变. 含 Mn 量为 15%, 18% 和 22% 的 TWIP 钢, 为使层错能在 $12 \sim 18$ mJ/m² 区间内, 所需的 Si 和 C 含量列于表 1 中.

利用相图计算法计算的 Fe-18Mn-0.528Si-0.35C 钢在不同温度下的 $\Delta G^{\gamma \rightarrow \varepsilon}$ 如图 2 所示. 可见, 当自由能相等时, 该钢的 T_0 为 57 °C, 如根据 Lee 和 Choi^[8] 在该处叠加 -68 J/mol 作为马氏体相变驱动力, 则马氏体相变起始点 M_S 为 20 °C, 表明如处理得当可在室温下获得 ε 马氏体. 采用 Thermo-calc 商业化软件及其最新数据库 TCFE6 计算了 Fe-18Mn-0.528Si- z C TWIP 钢的相图, 如图 3 所示. 可见, 若 C 含量为 0.35% 或更高, 从

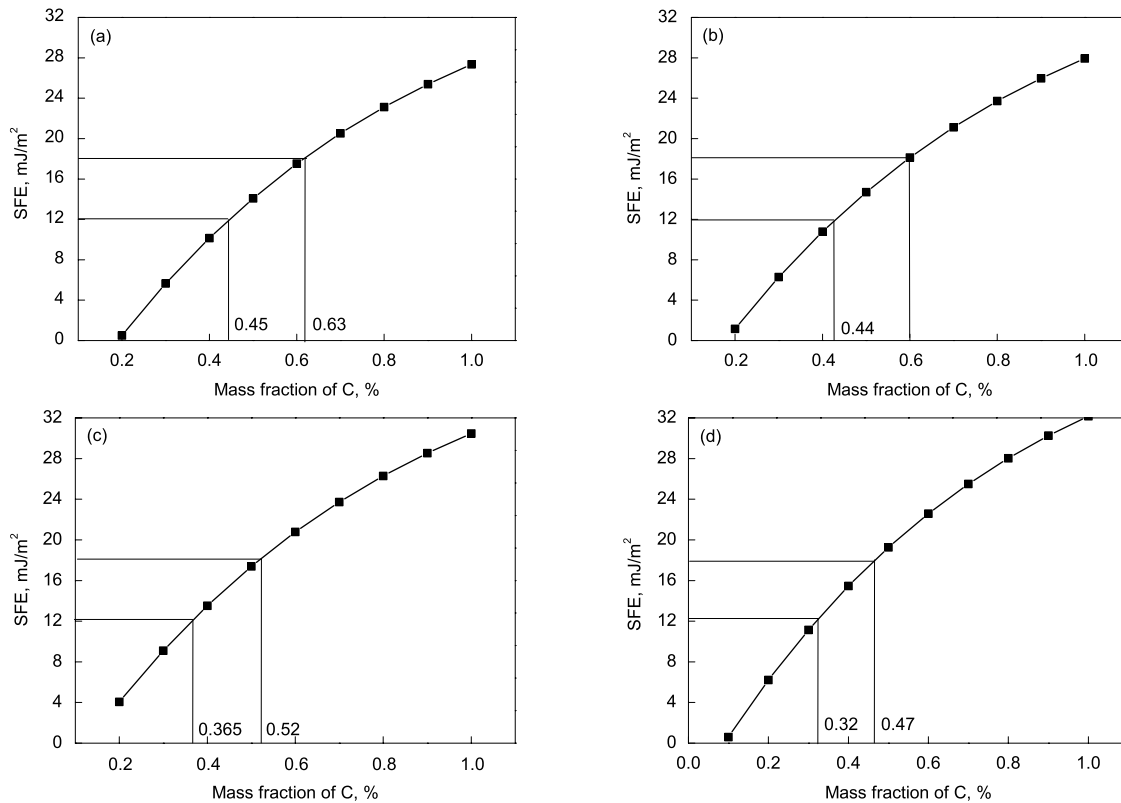


图 1 Fe-18Mn- y Si-C 合金层错能估算结果

Fig.1 Estimated stacking fault energy (SFE) in Fe-18Mn- y Si-C alloys with $y=0$ (a), $y=0.3$ (b), $y=2$ (c) and $y=5$ (d)

表 1 不同层错能所对应的成分

Table 1 Chemical compositions with different SFE

Fe-Mn alloy	Si	C	
		(SFE=12 mJ/m ²)	(SFE=18 mJ/m ²)
Fe-22Mn	0	0.282	0.44
Fe-22Mn	0.3	0.28	0.43
Fe-22Mn	2	0.24	0.38
Fe-22Mn	5	0.23	0.37
Fe-18Mn	0	0.45	0.63
Fe-18Mn	0.3	0.44	0.6
Fe-18Mn	2	0.365	0.52
Fe-18Mn	5	0.32	0.47
Fe-15Mn	0	0.55	0.73
Fe-15Mn	0.3	0.53	0.7
Fe-15Mn	2	0.44	0.6
Fe-15Mn	5	0.37	0.52

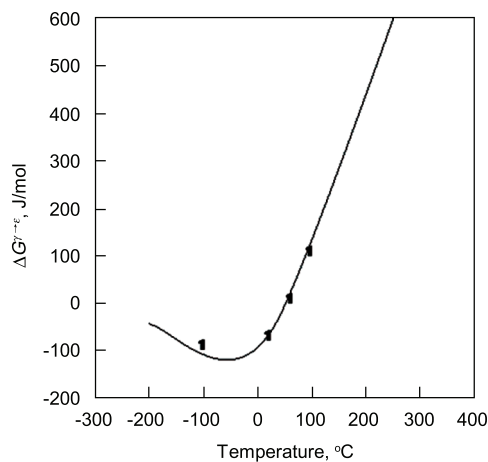


图 2 Fe-18Mn-0.528Si-0.35C 钢的两相自由能差 $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$
Fig.2 Gibbs free energy difference of two phases $\Delta G^{\gamma \rightarrow \epsilon}$ in Fe-18Mn-0.528Si-0.35C steel

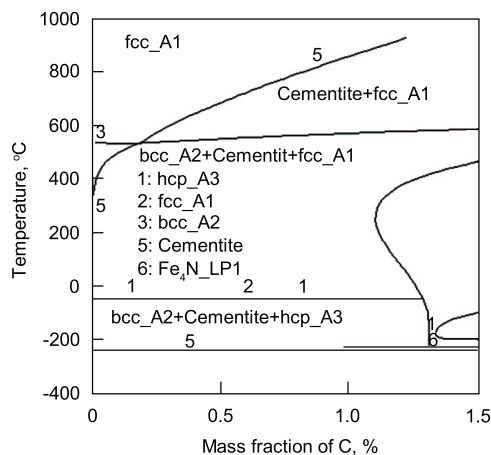


图 3 Fe-18Mn-0.528Si-C 钢相图
Fig.3 Phase diagram of Fe-18Mn-0.528Si-C steel

fcc 单相区冷至低温, 如不析出碳化物, 可得 fcc 和 hcp 组织. 虽然这是平衡相图, 但也表明, 通过调整工艺在该体系有可能得到 ϵ 马氏体 (hcp 结构).

综上所述, 采用 Dumay 等^[7]的方法算得: 对于 Fe-18Mn-0.3Si-C 合金, C 含量为 0.44%—0.6% 时, 奥氏体 SFE 为 12—18 mJ/m², 有望产生 ϵ 马氏体相变. Fe-18Mn-0.528Si-0.6C 的 SFE 为 18.3 mJ/m², 略高于 18 mJ/m², 也可能产生 ϵ 马氏体相变. 用 2 种相图计算方法估算后可知, 当成分为 Fe-18Mn-0.528Si-0.35C 或 C 含量更高时, 可在 TWIP 钢中产生 ϵ 马氏体.

2 实验

2.1 实验方法

采用 35 kg 真空熔炼炉熔炼 Fe-18Mn-0.528Si-0.6C 为实验钢, 因该钢为含碳高锰钢, 强度高, 处理不当会产生脆性, 在目前生产冷轧汽车板的连退线上生产会有困难, 故设计为热轧 TWIP 钢板. 实验钢铸锭经 1200 °C 加热后锻造成 25 mm 厚的坯, 再经 1100 °C 保温 30 min 后进行热轧, 经多道次轧制至 1.5 mm 厚的钢板, 后续工艺如表 2 所示.

在 CMT5305 电子万能试验机上对经上述不同处理的试样进行室温拉伸性能测试. 采用 9%(体积分数) 硝酸酒精溶液对拉伸前后的试样进行腐蚀, 而后在 EPIPHOT300 尼康金相显微镜 (OM) 下观察其显微组织. 采用 5% 高氯酸酒精溶液对拉伸变形前后的试样进行电解抛光, 去除应变层后, 在 D/MAX-RC X 射线衍射仪 (XRD) 上进行相分析. 将拉伸前后的试样切成直径为 3 mm 的小圆片, 磨至 50 μ m, 用 5% 高氯酸酒精溶液进行电解双喷后采用 JEM-2010F 高分辨透射电镜 (HRTEM) 进行组织分析.

2.2 实验钢油淬后的显微组织

Mn18 试样拉伸前后的显微组织如图 4 所示. 变形前的 TWIP 钢组织为单相奥氏体, 基本上为均匀细小的等轴晶, 贯穿整个晶粒或位于晶界交角处的平行条状束为孪晶 (图 4a); 变形后晶粒沿拉伸方向逐渐拉长, 同时晶粒的变形程度加剧, 组织缺陷增加, 部分孪晶转变为形变孪晶, 且形变孪晶数目大为增加 (图 4b). 形变孪晶的 TEM 分析如图 5 所示.

表 2 终轧温度与轧后处理工艺

Table 2 Finishing rolling temperature and treatment after hot rolling processing

specimen	Finishing rolling temperature, °C	Treatment after hot rolling processing
Mn18	850	Soaking at 1050 °C for 30 min and quenched in oil
Mn18_1	850	Water quenching
Mn18_2	750	Water quenching
Mn18_3	850	Air cooling

图 6 是 Mn18 试样的 XRD 谱. 可以看到有 ϵ 马氏体衍射峰的存在, 从而证明 Fe-18Mn-0.528Si-0.6C 钢在室温下组织中会存在 ϵ 马氏体的结论正确.

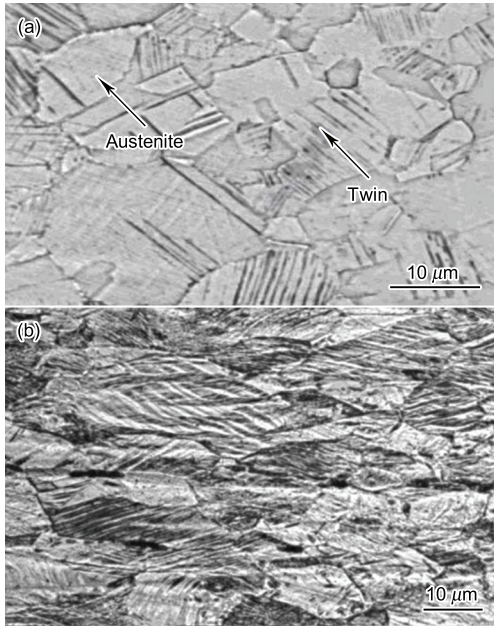


图 4 Mn18 试样拉伸前后的显微组织

Fig.4 Microstructures of Mn18 steel before (a) and after (b) tensile test

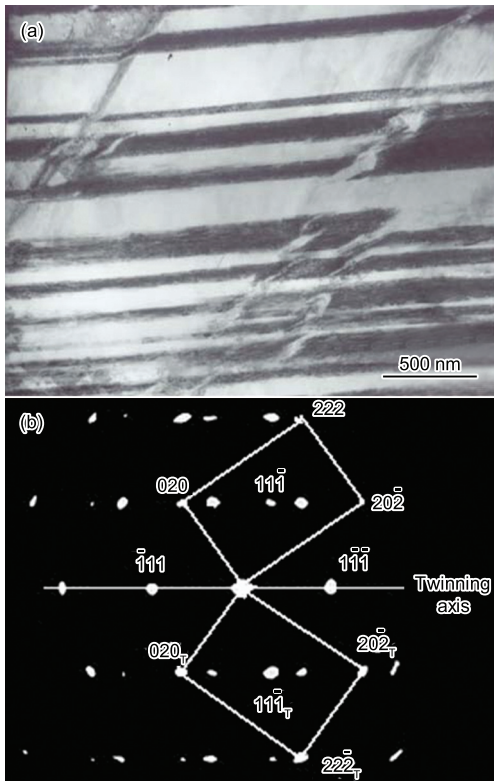


图 5 Mn18 试样拉伸后产生的变形孪晶及其衍射斑点标定
Fig.5 TEM image (a) and electron diffraction pattern (b) of deforming twins in Mn18 steel after deformation

2.3 热轧实验钢的组织 and 性能

图 7 是以不同终轧温度与冷却方式热轧后实验钢的 XRD 谱. 可以看出, Mn18_1 钢的显微组织由奥氏体和 ϵ 马氏体两相组成, 而 Mn18_2 和 Mn18_3 钢则完全为奥氏体组织.

图 8 是不同热轧工艺获得的实验钢的应力 - 应变曲线

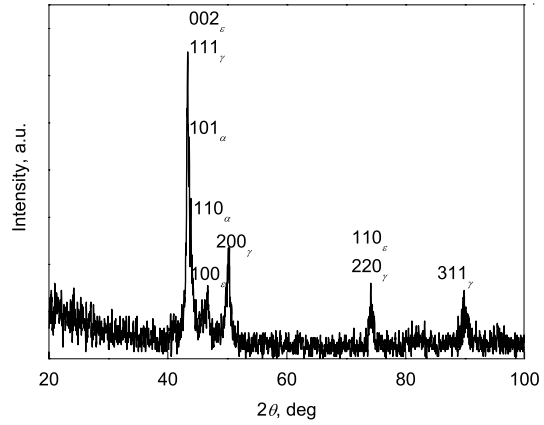


图 6 Mn18 试样的 XRD 谱
Fig.6 XRD spectrum of Mn18 steel

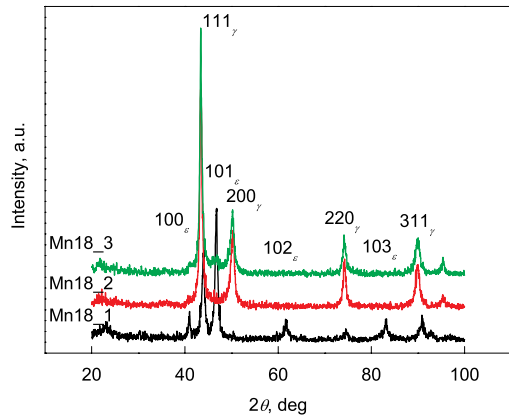


图 7 热轧后的 XRD 谱
Fig.7 XRD spectra of hot rolling steel

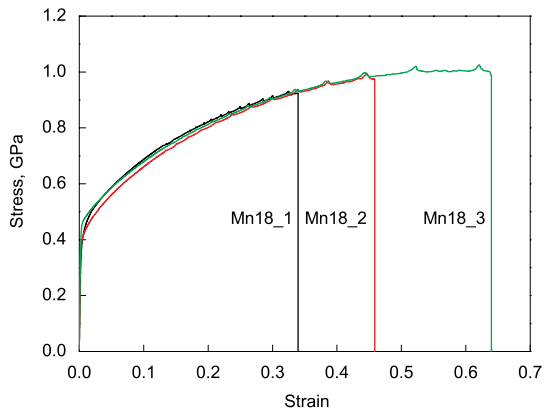


图 8 热轧实验钢的应力 - 应变曲线
Fig.8 Stress-strain curves of hot rolling steels

线. 可见, Mn18_3 钢的力学性能最佳, 其抗拉强度超过 1 GPa, 延伸率大于 60%. 为了了解显微组织对力学性能的影响, 对试样断口位置进行了 XRD 分析, 其结果如图 9 所示. 可以看出, 热轧实验钢拉伸后的显微组织中都出现了 ϵ 马氏体的衍射峰, 其中, Mn18_3 钢的 ϵ 马氏体衍射峰最不明显, 结合图 10 的 TEM 分析可以判定, 该钢拉伸变形后的组织中的确存在 ϵ 马氏体. Mn18_1 钢在拉伸变形前组织中就存在 ϵ 马氏体, 一般认为, 这种淬火 ϵ 马氏体会造成力学性能的恶化, 因此该钢性能不佳; Mn18_2 钢尽管在拉伸前的显微组织中没有出现明显的 ϵ 马氏体, 但是它过快的冷却速度会使奥氏体中出现大量的缺陷, 在拉伸变形过程中这些缺陷可作为形核位置, 导致组织中快速生成大量的 ϵ 马氏体, 这种非“渐进式”的应力诱发相变的方式^[18]会造成强度和塑性的损失; 而 Mn18_3 钢由于采用了空冷的轧后冷却方式, 因此, 拉伸前的奥氏体组

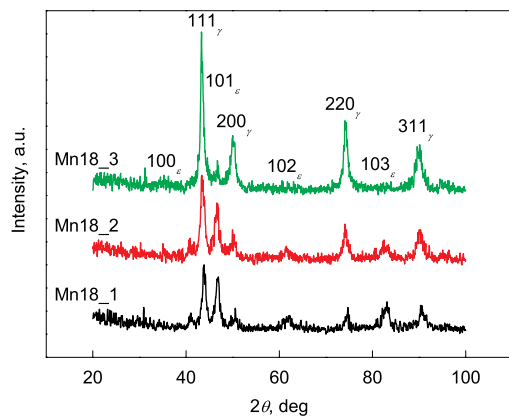


图 9 热轧实验钢拉伸后断口位置的 XRD 谱

Fig.9 XRD spectra of hot rolling steel after deformation

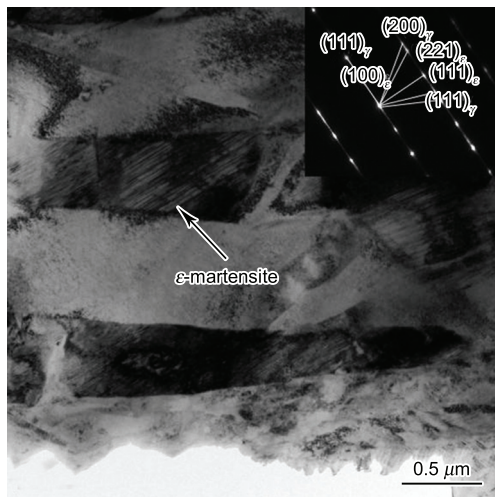


图 10 Mn18_3 钢拉伸变形后的 ϵ 马氏体

Fig.10 TEM image of ϵ martensite in Mn18_3 steel after deformation

织相对均匀、稳定, 在拉伸变形过程中, 除了大量变形孪晶的产生诱发了高塑性之外, 奥氏体向 ϵ 马氏体的“渐进式”应变诱发相变^[18]在提高强度的同时也有助于塑性的提高, 最终实现了强塑积高达 60 GPa·% 的优良性能.

综上所述可以看出, 经过层错能估算以及相图计算方法获得的成分为 Fe-18Mn-0.528Si-0.6C 的实验钢, 经过 1100 °C 开轧, 850 °C 终轧后空冷, 制成轧制厚度为 1.5 mm 的热轧钢板可以实现强塑积为 60 GPa·% 的优良性能; 该成分的钢体现高塑性的原因在于在拉伸过程中产生的大量的变形孪晶诱发的塑性, 这是高锰 TWIP 钢的典型特征, 但根据本文的设计思想, 即通过增 C 降 Mn 的成分优选, 使 Fe-18Mn-0.528Si-0.6C 钢在 TWIP 效应发生作用的同时叠加应变诱发马氏体相变所产生的相变诱发塑性作用, 会使该钢除了具备高塑性之外还兼具高的强度, 弥补了传统高锰 TWIP 钢塑性有余而强度不足的缺憾, 达到了第三代汽车用钢的要求.

3 结论

(1) 利用层错能估算和相图计算方法, 结合实验设计在实验室制备了高强度高塑性汽车用热轧钢板 Fe-18Mn-0.528Si-0.6C, 其抗拉强度达 1 GPa, 延伸率在 60% 以上, 达到了第三代汽车用钢的要求.

(2) Fe-18Mn-0.528Si-0.6C 钢在拉伸变形时, 除了产生形变孪晶外, 还通过应变诱发了 ϵ 马氏体, 在孪晶诱发塑性效应的基础上叠加了相变诱发塑性效应, 可使热轧高锰钢获得极高的强塑性.

感谢符仁钰, 张梅, 陆惠菊给予的帮助.

参考文献

- [1] Grassel O, Frommeyer G, Derder C, Hofmann H. *J Phys IV*, 1997; 7(C5): 383
- [2] Vercammen S, Blanpain B, De Cooman B C, Wollants P. *Acta Mater*, 2004; 52: 2005
- [3] Remy L, Pineau A. *Mater Sci Eng*, 1977; 28: 99
- [4] Frommeyer G, Brüx U, Neumann P. *ISIJ Int*, 2003; 43: 438
- [5] Sato K, Ichinose M, Hirotsu Y, Inoue Y. *ISIJ Int*, 1989; 29: 868
- [6] Allain S, Chateau J P, Bouaziz O, Migot S, Guelton N. *Mater Sci Eng*, 2004; A387-389: 158
- [7] Dumay A, Chateau J P, Allain S, Migot S, Bouaziz O. *Mater Sci Eng*, 2008; A483-484: 184
- [8] Lee Y K, Choi C S. *Metall Mater Trans*, 2000; 31A: 355
- [9] Kim J Y, Lee S J, De Cooman B C. *1st Int Conf on High Manganese Steels*, Seoul, Korea, CD-ROM, 2011: A19
- [10] Li L, Gao Y, Shi W, Liu R D, He Y L, Fu R Y, Zhang M. *1st Int Conf on High Manganese Steels*, Seoul, Korea,

- CD-ROM, 2011: A40
- [11] Edmonds D V, Speer J G. *Mater Sci Technol*, 2010; 26: 386
- [12] Olson G B, Cohen M. *Metall Trans*, 1976; 7A: 1897
- [13] Inden G. *Z Metallk*, 1977; 68: 529
- [14] Hillert M, Jarl M. *Calphad*, 1978; 2: 227
- [15] Dinsdale A T. *Calphad*, 1991; 15: 317
- [16] Li L, Hsu T Y. *Calphad*, 1997; 21: 443
- [17] Chou K C. *Calphad*, 1995; 19: 315
- [18] Li L. *Transformation Induced Plasticity Steel—Principles, Properties, Design and Application*. Beijing: Science Press, 2009: 3
(李 麟. 相变塑性钢 — 原理、性能、设计和应用. 北京: 科学出版社, 2009: 3)