

合金元素对 Fe-Mn-C 系 TWIP 钢力学行为的影响

Effect of Alloying Elements on Mechanical Behavior of Fe-Mn-C TWIP Steel

王玉昌, 兰 鹏, 李 杨, 张家泉

(北京科技大学 钢铁冶金新技术国家重点实验室, 北京 100083)

WANG Yu-chang, LAN Peng, LI Yang, ZHANG Jia-quan

(State Key Laboratory of Advanced Metallurgy, University of Science & Technology Beijing, Beijing 100083, China)

摘要: 采用热力学计算、静态拉伸、XRD、OM 与 SEM 等方法分析了 Fe-Mn-C 系 TWIP 钢中合金元素对基体力学行为的影响。结果表明: TWIP 钢中 Mn 含量增加时, 基体的屈服强度和抗拉强度均减小, 总伸长率增大; C 含量增加时, 其屈服强度和抗拉强度先增大后减小, 在 0.6% (质量分数, 下同) 时存在最大值; 当 Mn 含量为 20% 时, TWIP 钢总伸长率随 C 含量增加而增大, 而 Mn 含量为 22% 时则相反。TWIP 钢的强塑积随 Mn 含量的增加而增大, 其在 C 含量为 0.4% 试样中的体现尤为明显。对于 Mn 含量为 20% 的 TWIP 钢, 其强塑积随 C 含量增加而增大; 而对于 Mn 含量为 22% 的 TWIP 钢, 其强塑积随 C 含量增加而减小。

关键词: TWIP 钢; 合金元素; 力学行为; 层错能

doi: 10.11868/j.issn.1001-4381.2015.09.006

中图分类号: TG142.1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2015)09-0030-09

Abstract: The effect of alloying elements on mechanical behavior of Fe-Mn-C TWIP steels was investigated by thermodynamic calculation, static tensile test, XRD, OM and SEM. Results indicate that with manganese content increasing, the yield strength and tensile strength of TWIP steels decrease, while the total elongation varies oppositely. As carbon content increases, the yield strength and tensile strength increase initially and then decline with the maximum located near 0.6% (mass fraction) carbon. When Mn is at 20%, the elongation of TWIP steel increases with carbon content increasing, but exhibits reversed trend in the steels with 22% manganese. The product of tensile strength and elongation increases with manganese content increasing, and it is more obvious in the TWIP steels with 0.4% carbon. As the manganese content is equal to 20%, the product of tensile strength and elongation increases with carbon content increasing. However, for the specimens alloyed with 22% manganese, the product of tensile strength and elongation decreases with carbon content increasing.

Key words: TWIP steel; alloying element; mechanical behavior; stacking fault energy

汽车轻量化为先进高强度钢的开发和应用提供了新的契机。双相钢、多相钢、相变诱导塑性 (Transformation Induced Plasticity, TRIP) 钢和孪晶诱导塑性 (Twinning Induced Plasticity, TWIP) 钢已逐渐受到企业和学者的广泛关注^[1-4]。TWIP 钢是集高强度、高塑性和高加工硬化率于一体的先进汽车用钢, 其强塑积可达传统汽车钢的 3 倍以上, 在白车身轻量化研究中具有突出优势^[5]。早在 2005 年, 安塞洛米塔尔和蒂森克虏伯即开始攻关 Fe-22Mn-0.6C TWIP 钢的工业化难题^[6]; 2009 年, 韩国浦项钢铁公司率先打通了

Fe-18Mn-0.6C-1.5Al TWIP 钢冶炼-浇铸-轧制生产线^[7]; 同年, 我国的宝钢^[8]、鞍钢^[9]、北京科技大学^[10,11]、东北大学^[12] 等也相继着手开发 TWIP 钢, 对材料制备、测试、表征和形变机制等进行了系统研究, 但相关成果远不及国外显著。当前, 国内仅宝钢、鞍钢能够提供 TWIP 950 级别的冷轧产品。已有研究表明, 第一代 Fe-Mn-Si-Al 系 TWIP 钢具有良好的强度和卓越的塑性, 二者分别约为 600MPa 和 100%。然而, Si, Al 合金化为 TWIP 钢工业化带来难以避免的浇注和涂镀问题^[13,14]; 第二代 TWIP 钢以 Fe-Mn-C(-Al)系

为主,与第一代 TWIP 钢相比强度有所提高而塑性略有下降,其值分别可达 1000MPa 和 60%。合金成分优化后该系列 TWIP 钢的浇注和加工性能明显改善,已在欧洲和韩国实现工业化生产。目前,已开发的两代 TWIP 钢均是先进高强度汽车钢领域的研究焦点。

TWIP 钢的强/塑性机制与常见钢种差异明显,其变形时以孪生、滑移以及二者的交互作用为主。对于奥氏体 TWIP 钢来说,可以通过计算基体的堆垛层错能建立成分控制策略^[15,16]。当层错能低于 $12\text{mJ} \cdot \text{m}^{-2}$ 时,基体通过形变诱导相变避免局部变形进而改善塑性;当层错能在 $12 \sim 35\text{mJ} \cdot \text{m}^{-2}$ 范围内时,其变形后会产生大量机械孪晶,在动态 Hall-Petch 效应下基体伸长率显著提高;而当层错能高于 $35\text{mJ} \cdot \text{m}^{-2}$ 时,相变和孪生均难以发生,位错滑移成为基体塑性变形的的主要机制。实际上,堆垛层错能优化 TWIP 钢的成分设计是基于形变机制范畴,仍不能直接预测基体强度与塑性的变化规律。已有研究大多是针对 Fe-Mn-Si-Al 系 TWIP 钢合金元素与产品力学行为关系进行的理论和实验分析^[17-20],而关于 Fe-Mn-C 系 TWIP 钢的报道较少。本工作基于 ThermoCalc 软件预测 7 种 TWIP 钢试样的基体组织,根据热力学模型计算不同钢

种的堆垛层错能并探讨其与化学成分的相关性,采用 MAC-21 超高功率 X 射线衍射仪检测试样形变前后的相结构,通过 FEI MLA 250 扫描电子显微镜和 OLYMPUS LEXT OLS4000 光学显微镜表征基体晶粒形貌特征,结合力学性能测试结果揭示了溶质元素对 Fe-Mn-C 系奥氏体 TWIP 钢拉伸行为的影响,为下一代高强、高韧汽车钢的成分调控提供可靠的参考依据。

1 实验材料与方法

采用 25kg 中频真空感应炉在氩气保护下冶炼不同成分的 Fe-Mn-C 系 TWIP 钢,各铸锭的实测成分如表 1 所示。为了改善试样均质性,将 TWIP 钢铸锭在 1200°C 扩散退火 2h,之后锻至截面尺寸为 $30\text{mm} \times 80\text{mm}$ 的中间坯;经 1200°C 保温 1h 后采用直径 350mm 双辊轧机进行热轧,其厚度约为 4.0mm;采用浓盐酸清洗 TWIP 钢热轧板的氧化铁皮,而后在室温下经 10 道次轧至最终厚度约为 1.6mm;利用箱式退火炉对 TWIP 钢冷轧试样进行热处理,退火温度为 750°C ,保温时间为 10min;考虑到 TWIP 钢试样高温时的氧化比较严重,将其表面厚约 0.3mm 的脱锰脱碳层磨去。

表 1 Fe-Mn-C 系 TWIP 钢化学成分(质量分数/%)

Table 1 Compositions of Fe-Mn-C TWIP steels(mass fraction/%)

Specimen No.	TWIP steel	Mn	C	Si	P	S	O	N	Fe
1#	Fe-20Mn-0.4C	19.74	0.46	0.17	0.005	0.005	0.0017	0.0050	Bal
2#	Fe-20Mn-0.6C	20.08	0.61	—	—	—	—	—	Bal
3#	Fe-22Mn-0.4C	22.28	0.42	—	—	—	—	—	Bal
4#	Fe-22Mn-0.5C	22.18	0.52	—	—	—	—	—	Bal
5#	Fe-22Mn-0.6C	22.07	0.60	—	—	—	—	—	Bal
6#	Fe-22Mn-0.7C	22.18	0.71	—	—	—	—	—	Bal
7#	Fe-24Mn-0.6C	23.77	0.60	—	—	—	—	—	Bal

根据美国 ASTM E8M 标准制备 TWIP 钢板材拉伸试样,标距宽度为 6mm,长度为 25mm。采用 CMT5105 电子万能试验机测试 7 种 Fe-Mn-C 系 TWIP 薄板试样的拉伸性能,初始应变率设置为 0.001s^{-1} ,引伸计量程为 100%。由于 TWIP 钢的屈服特征不显著,测试中以塑性变形为 0.2% 的应力值作为试样的屈服强度。试样的相结构采用 MAC-21 超高功率 X 射线衍射仪来检测,Cu 靶,电压为 40kV,扫描速率为 $5^\circ/\text{min}$ 。TWIP 钢拉伸前、后基体的晶粒形貌通过 FEI MLA 250 扫描电子显微镜(加速电压为 30kV)和 OLYMPUS LEXT OLS4000 光学显微镜表征。

2 模型与实验结果

2.1 热力学计算结果

基于 ThermoCalc 软件 TCFE6 数据库计算 1200°C 和 600°C 时 Fe-Mn-C 系的三元相图,如图 1 所示。由图 1 可见,当 Mn 含量大于 15%(质量分数,下同)时 Fe-Mn-C 系 TWIP 钢可获得奥氏体基体(FCC_{A1})。由于 ThermoCalc 软件预测 Mn 含量的有效区间为 0%~20%,更高含量时模型预测结果的可靠性仍有待验证。尽管如此,可初步判定实验中设计的 7 种 TWIP 钢基体为单一奥氏体。

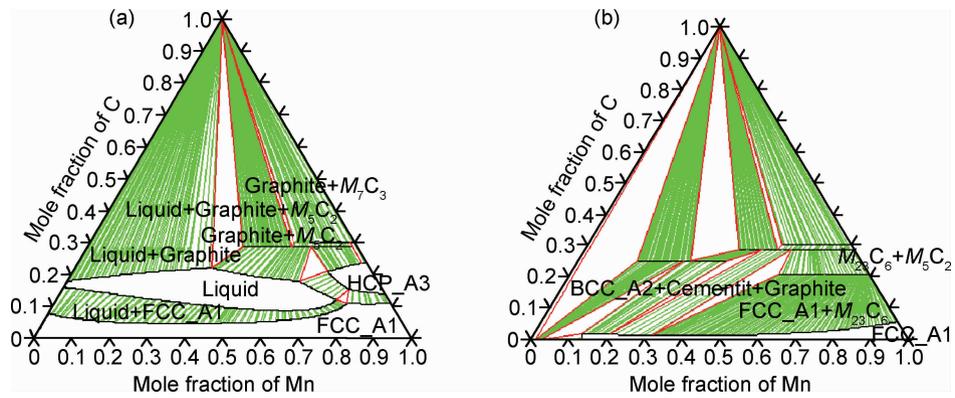


图1 Fe-Mn-C系的三元相图 (a)1200℃;(b)600℃

Fig. 1 Phase diagrams of Fe-Mn-C ternary system (a)1200℃;(b)600℃

根据双亚点阵模型计算 Fe-Mn-C 系奥氏体钢 25℃ 时的堆垛层错能如图 2 所示, 相关参数见文献 [21-23]。对于成分为 0.4%~0.7% C, 20%~24% Mn 的 TWIP 钢来说, 其基体的堆垛层错能随 Mn, C 含量增加而增大, 反映了合金元素对 TWIP 钢形变机制的直接影响。表 2 为该模型预测的 7 种 TWIP 钢的层错能值。由表 2 数据可知, 实验钢种的层错能为 14.0~33.5 $\text{mJ} \cdot \text{m}^{-2}$, 基本位于 TWIP 效应对应的范围内^[15], 形变时将以孪生诱导塑性为主要机制。

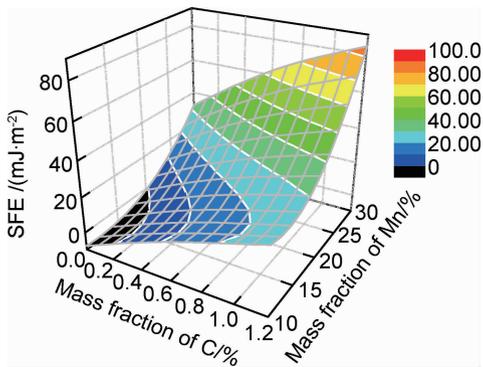


图2 Fe-Mn-C系奥氏体钢 25℃ 时的堆垛层错能

Fig. 2 Stacking fault energy(SFE) of Fe-Mn-C austenite steels at 25℃

表2 Fe-Mn-C系TWIP钢的堆垛层错能

Table 2 Stacking fault energy of Fe-Mn-C TWIP steels

Specimen No.	SFE/($\text{mJ} \cdot \text{m}^{-2}$)
1#	14.0
2#	20.4
3#	19.4
4#	23.0
5#	26.3
6#	29.4
7#	33.5

2.2 实验结果

图 3 为 3# 和 5# 试样各流程下的工程应力-应变曲线。由图 3 可见, Fe-Mn-C 系 TWIP 钢力学性能不同于常见钢种, 同时兼具高强度和高塑性的特征。由于 TWIP 钢具有面心立方的奥氏体结构, 其静态拉伸时均匀伸长率(A_{gt})与总伸长率(A_t)比较接近, 间接反映了低层错能基体形变过程中对动态回复的抑制以及对加工硬化的改善。表 3 是室温下 TWIP 钢试样在应变率为 0.001 s^{-1} 时的拉伸实验结果。尽管 TWIP 钢的溶质含量不同, 但热轧、冷轧和退火后试样拉伸性能均呈现相似的变化规律。热轧后各 TWIP 钢试样可获得良好强度与塑性的结合, 冷轧后抗拉强度(R_m)大幅提高而塑性显著降低, 退火后大部分试样的综合拉伸性能有所提高。本研究中 TWIP 钢冷轧-退火板材的屈服强度($R_{p0.2}$)在 390~460 MPa 范围内, 抗拉强度基本在 950~1100 MPa 水平, 伸长率大体处于 0.50~0.70 之间, 而强塑积($R_m \times A_t$)可达 50~70 $\text{GPa} \cdot \%$ 。分析表明, 7 种 TWIP 试样的屈强比大多低于 0.50, 说明其均具备良好的加工硬化性能。

图 4 为 7 种 TWIP 钢试样拉伸前后的 X 射线衍射结果。由图 4 可见, 各 TWIP 钢试样拉伸前为单一奥氏体基体, 与 ThermoCalc 软件预测结果一致(见图 1); 各试样奥氏体特征峰非常明显, 衍射谱峰值高、峰宽小, 说明形变前基体晶粒尺度相对较大。本实验中 7 种 TWIP 钢板材静态拉伸后仅在 1# 试样中发现了极少量 ϵ 马氏体, 其余试样均仍为单一奥氏体, 即形变过程中未发生 $\gamma \rightarrow \epsilon$ 转变; 拉伸后各奥氏体特征峰宽化钝化, 说明形变过程中形成了大量的机械孪晶细化了基体, 如图 5 所示。值得注意的是, 试样形变时其晶粒取向也发生了变化, 奥氏体 $\gamma(111)$ 和 $\gamma(222)$ 峰值明显降低, 而 $\gamma(220)$ 峰值升高, 说明拉伸过程中晶粒向有利于孪生的方向转动。

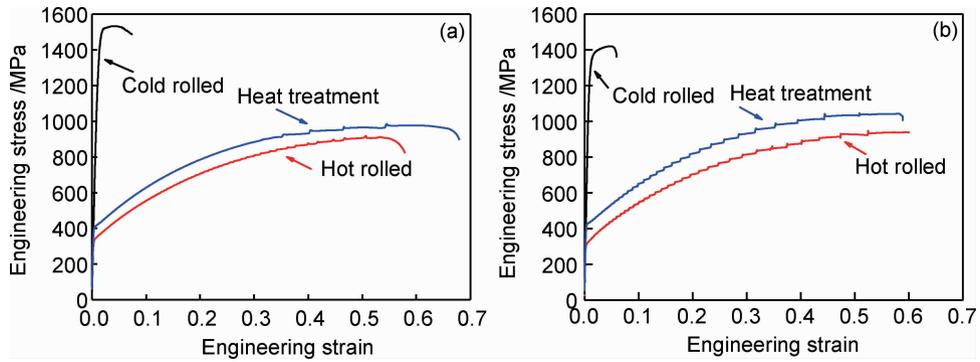


图 3 Fe-Mn-C 系 TWIP 钢工程应力-应变曲线 (a)3# ;(b)5#

Fig. 3 Engineering stress-strain curves of Fe-Mn-C TWIP steels (a)3# ;(b)5#

表 3 室温下 TWIP 钢试样在 $0.001s^{-1}$ 时的拉伸实验结果

Table 3 Tensile test results of TWIP steel specimens at room temperature with the strain rate of $0.001s^{-1}$

Specimen No.	Process	$R_{p0.2}/MPa$	R_m/MPa	$R_{p0.2}/R_m$	$A_{gt}/\%$	$A_t/\%$	$(R_m \times A_t)/(GPa \cdot \%)$
1#	Hot rolled	511.9	1039.3	0.4925	45.90	59.47	61.8
	Cold rolled	—	1460.3	—	—	—	—
	Annealed	437.7	1023.1	0.4278	47.25	48.04	49.1
2#	Hot rolled	503.2	1032.7	0.4873	37.14	37.27	38.5
	Cold rolled	—	1459.0	—	—	—	—
	Annealed	459.8	1101.8	0.4146	56.66	57.25	63.1
3#	Hot rolled	331.5	917.7	0.3612	50.68	57.92	53.2
	Cold rolled	—	1532.4	—	—	—	—
	Annealed	401.7	985.3	0.4077	54.55	67.98	67.0
4#	Hot rolled	354.5	993.2	0.3569	52.94	59.98	59.6
	Cold rolled	—	1389.5	—	—	—	—
	Annealed	392.5	1007.2	0.3897	50.13	60.81	61.2
5#	Hot rolled	309.1	860.9	0.3590	52.46	60.10	51.7
	Cold rolled	—	1420.4	—	—	—	—
	Annealed	423.2	1044.3	0.4052	50.84	58.85	61.5
6#	Hot rolled	533.8	1021.5	0.5226	21.89	22.78	23.3
	Cold rolled	—	1420.4	—	—	—	—
	Annealed	396.0	973.0	0.4070	51.31	56.71	55.2
7#	Hot rolled	416.0	1002.1	0.4151	55.82	66.90	67.0
	Cold rolled	—	1437.7	—	—	—	—
	Annealed	419.3	1026.1	0.4086	54.85	66.41	68.1

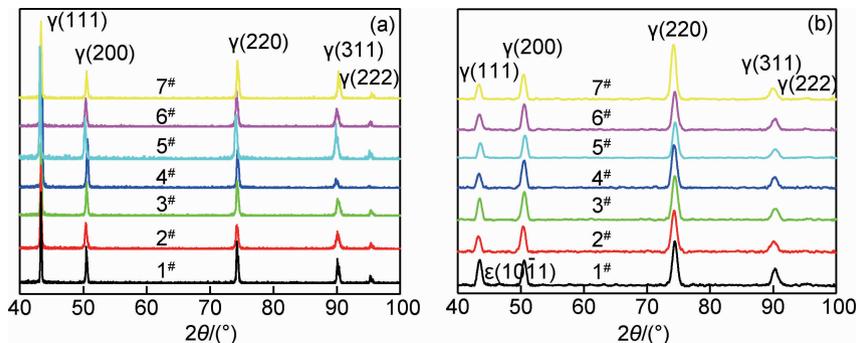


图 4 TWIP 钢拉伸前后的 X 射线衍射结果 (a)拉伸前;(b)拉伸后

Fig. 4 X-ray diffraction results of TWIP steels (a)before tension;(b)after tension

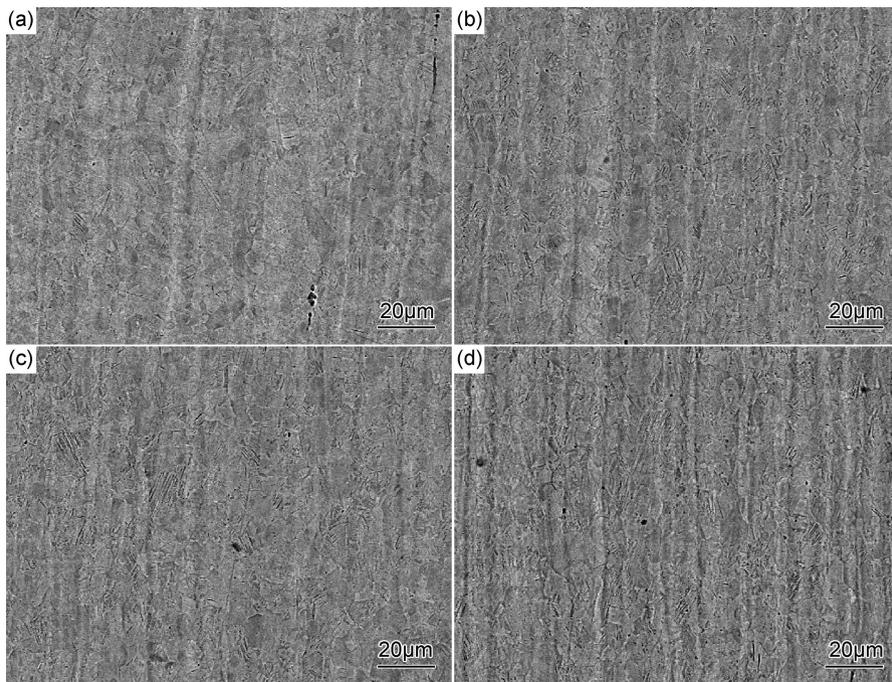


图5 TWIP 钢试样的晶粒形貌 (a)1#;(b)2#;(c)3#;(d)4#

Fig. 5 Grain morphology of TWIP steels (a)1#;(b)2#;(c)3#;(d)4#

3 分析和讨论

大量研究表明,实现 TWIP 钢高强度与高塑性良好结合的重要条件是其基体必须为面心立方奥氏体。根据图 1 可知,当 TWIP 钢中 Mn 含量高于 15% 时可获得 600℃ 的单一奥氏体基体。然而, ThermoCalc 数据库中 Mn 含量有效范围为 0% ~ 20%, 其在高合金 Fe-Mn-C TWIP 钢相组分预测中的应用仍存在争议。图 4(a) 中证实 7 种 TWIP 钢试样 X 射线衍射测试中并未发现铁素体或马氏体,与 TCFE 6.0 数据库计算结果完全一致,因此,当前仍可参考 ThermoCalc 的预测结果进行 Fe-Mn-C 系 TWIP 钢的成分设计和优化。

对于 FCC 结构的奥氏体来说,堆垛层错能较低时滑移的灵便性变差,扩展位错难以束集,不利于交滑移进行,反而容易诱发孪晶。本研究中 7 种 TWIP 钢堆垛层错能位于 $14.0 \sim 33.5 \text{ mJ} \cdot \text{m}^{-2}$ 之间,形变时将孪生诱导塑性为主要机制^[15], XRD 和 SEM 实验结果(图 4 与图 5)也证实了试样拉伸时基体中发生了 TWIP 效应。尽管 1# 试样拉伸后基体中检测到少量 ϵ 马氏体,综合分析其力学性能可判定孪生行为仍是塑性变形的机制。根据图 5 可知,冷轧 TWIP 钢 750℃ 退火 10min 后,基体晶粒的平均尺寸约为 $10 \sim 20 \mu\text{m}$ 。试样拉伸后基体中出现大量形变孪晶,且由于取向差异仍可观察到少数未发生孪生变形的晶粒。

图 6、图 7 和图 8 分别是 Fe-Mn-C 系 TWIP 钢屈服强度、抗拉强度和总伸长率随合金元素含量的变化规律。根据图中数据, TWIP 钢冷轧-退火试样的屈服强度和抗拉强度均随 Mn 含量增加而减小,而总伸长率随 Mn 含量增加而增大。对比 0.4% C 和 0.6% C 的两组数据可见,这一规律对基体中的碳含量并不敏感。Frommeyer 等^[5]对不同 Mn 含量的 Fe-Mn-Si-Al 系试样进行了力学性能测试,发现 Mn 含量在 15% ~ 30% 范围内增大时,其屈服强度和抗拉强度减小,而均匀伸长率和总伸长率增加; Ding 等^[17]通过静态拉伸实验分析了 Fe-24Mn-3Si-3Al 和 Fe-33Mn-3Si-3Al 两种 TWIP 钢的拉伸性能,表明试样的屈服强度和抗拉强度随 Mn 含量增加而减小,而伸长率随 Mn 增加而增大; Mi 等^[18]分析了 Fe-(16, 19, 23, 28)Mn-3Si-3Al 系 TWIP 钢固溶水韧试样的静态拉伸行为,房秀慧等^[19]表征了 Fe-(18~30)-3Si-3Al 3 种 TWIP 钢锻后试样的力学性能和孪生织构,陆惠菊等^[20]测定了 Fe-(15~32)Mn-3Si-3Al 系 5 种冷轧-退火试样的力学行为和相组分,以上研究中的实验数据均表明 Fe-Mn-Si-Al 系 TWIP 钢中高 Mn 合金化可以降低强度而提高塑性,这与本研究对 Fe-Mn-C 系 TWIP 钢的分析结论是一致的。Hoffmann 等^[24]比较了 Fe-18Mn-0.6C 和 Fe-23.5Mn-0.6C 两种 TWIP 钢在不同应变速率下的拉伸性能,静态拉伸时基体的抗拉强度随 Mn 含量增加而降低,伸长率则随之增大,动态拉伸时这一规律并

不明显; Hong 等^[25]分析了两种 TWIP 钢 Fe-18Mn-0.6C 和 Fe-22Mn-0.6C 在应变率为 $0.001s^{-1}$ 条件下力学行为, 其实验结果与本研究揭示的变化规律完全相符, 进一步验证了以上结论的可靠性。根据图 2 和表 2 可知, 当基体中 Mn 含量增加时, 体系层错能略有增

大, 在一定程度上抑制了马氏体相变而有利于孪生, 进而强度下降而塑性增加。对比图 5(a), (c) 可以看出, 当 TWIP 钢中 Mn 含量从 20% 增加到 22% 时, 拉伸后试样中形变孪晶密度明显增加, 促进基体伸长率提高。

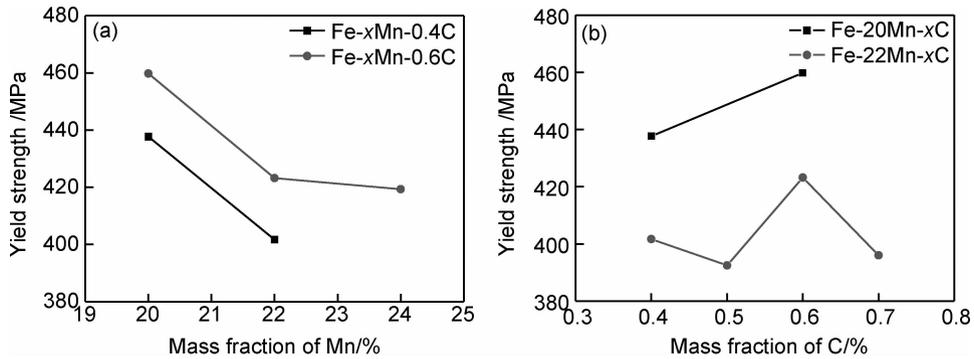


图 6 TWIP 钢屈服强度随合金元素含量的变化 (a)Mn; (b)C

Fig. 6 Yield strength variation against alloying element content in TWIP steels (a)Mn; (b)C

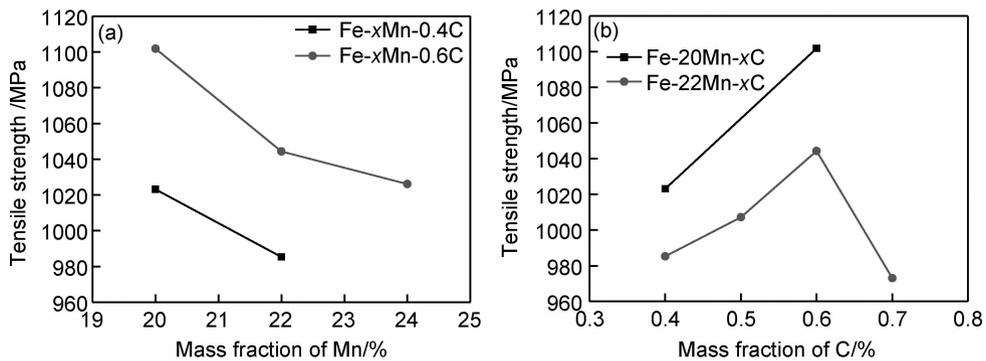


图 7 TWIP 钢抗拉强度随合金元素含量的变化 (a)Mn; (b)C

Fig. 7 Tensile strength variation against alloying element content in TWIP steels (a)Mn; (b)C

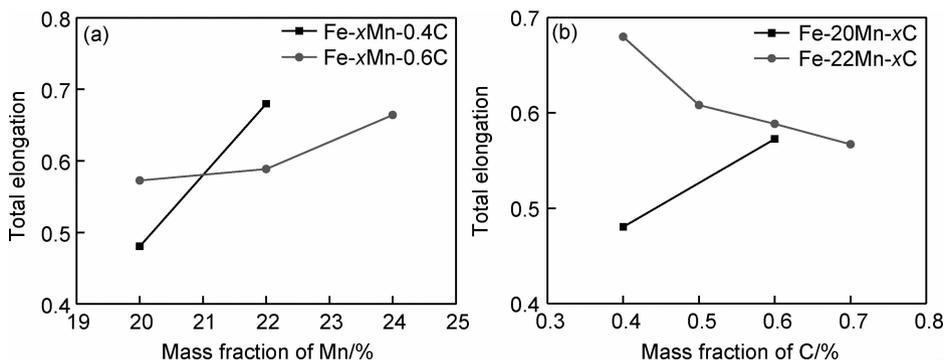


图 8 TWIP 钢伸长率随合金元素含量的变化 (a)Mn; (b)C

Fig. 8 Total elongation variation against alloying element content in TWIP steels (a)Mn; (b)C

当 Fe-Mn-C 系 TWIP 钢中 C 含量增加时, 基体的屈服强度和抗拉强度先增大后减小, 在 C 含量为 0.6% 时存在最大值; TWIP 钢总伸长率随 C 含量的变化与 Mn 含量有关。对于 Mn 含量为 20% 的试样, 其伸长率随 C 含量增加而增大; 而当 Mn 含量为 22%

时, 其伸长率随 C 含量增加而减小。通常, C 原子在 Fe-Mn 合金中为间隙固溶, 导致基体中产生晶格畸变, 其周围的应力场及其形成的 C-Mn 原子团阻碍位错运动, 进而屈服强度随 C 含量增加而增大。Fe-Mn-C 系 TWIP 钢的抗拉强度不仅与 TRIP/TWIP 效应有

关,还受到C的固溶作用及基体中碳化物的影响^[26]。当TWIP钢中含碳量在一定范围内增加时,其固溶强化作用增强,有利于提高抗拉强度;同时由于堆垛层错能的增大而促进孪晶形成,改善了基体塑性。当C含量过高时可能在晶界处形成的碳化物恶化了材料的拉伸性能,此时的变形机制与Hadfield钢^[27]比较相近。TWIP钢的伸长率主要与形变孪晶的形成和扩展有关。对于Mn含量为20%的TWIP钢,其堆垛层错能处于比较低的水平,C含量从0.4%增大到0.6%时基体层错能从 $14.0\text{mJ}\cdot\text{m}^{-2}$ 增加到 $20.4\text{mJ}\cdot\text{m}^{-2}$,

在一定程度上促进了形变孪生,基体塑性随之改善;观察图5(a),(b)可以发现,0.6%C试样拉伸后基体中的孪晶比例较0.4%C时大,与静态拉伸实验测试结果完全相符。对Mn含量为22%的试样,基体塑性随C含量增加逐渐降低。对比图5(c),(d)可知,基体中孪晶密度比较接近,塑性恶化与孪生行为基本无关。图9中对比了C含量分别为0.4%和0.7%试样拉伸后光学显微镜下的晶粒形貌。由图9可见,当前制备工艺下C含量较高的试样中存在沿晶界分布的渗碳体,这可能是导致伸长率下降的主要原因。

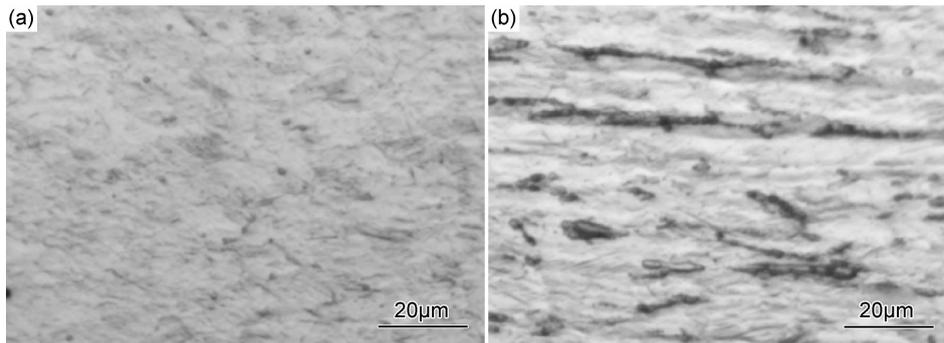


图9 TWIP钢试样的晶粒形貌 (a)3#;(b)6#

Fig. 9 Grain morphology of TWIP steels (a)3#;(b)6#

屈服比和强塑积是反映TWIP钢形变过程中加工硬化和能量吸收水平的重要指标,它们是除强度与伸长率外评估TWIP钢力学性能的关键参数。图10和图11分别是Fe-Mn-C系TWIP钢屈服比和强塑积随Mn,C含量的变化关系。图10中表明,对于C含量为0.4%和0.6%的TWIP钢,当Mn含量为22%时,其屈服比可达到某一较小值;而对于Mn含量为20%的TWIP钢,C含量为0.6%的TWIP钢的屈服比小于C含量为0.4%的对应值;对于Mn含量为22%的TWIP钢,其屈服比在C含量为0.5%时最小。一般来说,屈服比可作为金属材料加工硬化性能的直接

反映,其不仅与基体结构有关,也受到形变时强塑机制的影响,以上实验结果可为TWIP的成分设计和力学性能调控提供科学的参考依据。

Fe-Mn-C系TWIP钢的强塑积通常在 $60\text{GPa}\cdot\%$ 水平,一般可达传统汽车钢的3倍以上。根据实验结果,TWIP钢的强塑积随Mn含量的增加而增大,这一点在C含量为0.4%试样中的体现尤为明显。尽管高Mn合金化降低了TWIP钢抗拉强度,但其对塑性的改善更为显著,故综合效应使基体的强塑积增大。对于Mn含量为20%的TWIP钢,基体的强塑积随C含量增加而增大;而对于Mn含量为22%的TWIP钢,

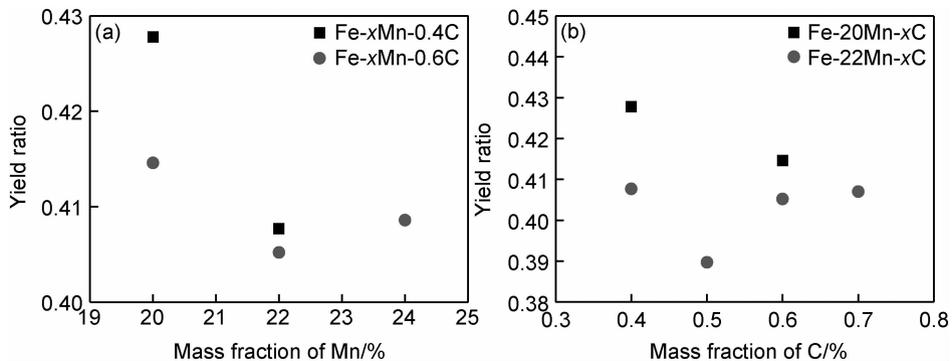


图10 TWIP钢屈服比随合金元素含量的变化 (a)Mn;(b)C

Fig. 10 Yield ratio variation against alloying element content in TWIP steels (a)Mn;(b)C

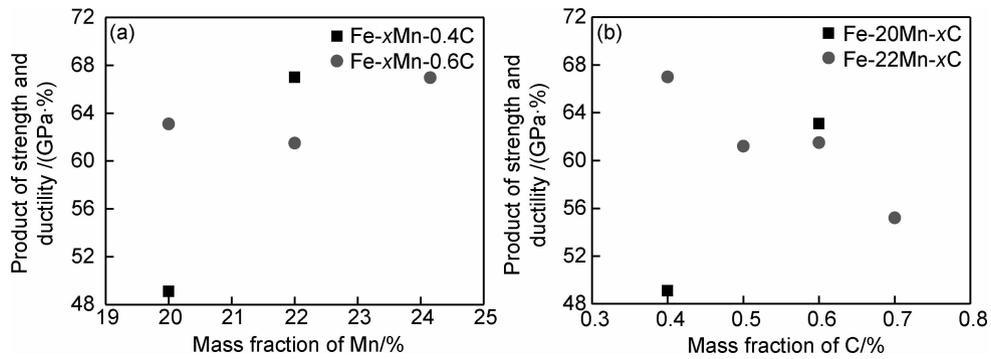


图 11 TWIP 钢强塑积随合金元素含量的变化 (a)Mn;(b)C

Fig. 11 Product of tensile strength and ductility variation against alloying element content in TWIP steels (a)Mn;(b)C

其强塑积随 C 含量增加而减小。TWIP 钢强塑积随 C 含量的变化趋势与其对强度和伸长率的影响规律是一致的。

4 结论

(1) TWIP 钢中 Mn 含量在 20%~24%、C 含量在 0.4%~0.7% 时,其基体为单一奥氏体,静态拉伸时以孪晶诱导塑性为主要塑性机制。该成分 TWIP 钢屈服强度在 390~460MPa 范围内,抗拉强度基本在 950~1100MPa 水平,伸长率大体处于 0.50~0.70 之间,而强塑积可达 50~70GPa·%。

(2) Fe-Mn-C 系 TWIP 钢 Mn 含量增加时,基体的屈服强度和抗拉强度均减小,总伸长率增大;C 含量增加时,其屈服强度和抗拉强度先增大后减小,在 0.6%C 时存在最大值;TWIP 钢总伸长率随 C 含量的变化与 Mn 含量有关。

(3) 对于 C 含量为 0.4% 和 0.6% 的 TWIP 钢,当 Mn 含量为 22% 时,其屈强比可达到某一较小值;而对于 Mn 含量为 20% 的 TWIP 钢,C 含量为 0.6% 的 TWIP 钢的屈强比小于 C 含量为 0.4% 的对应值;对于 Mn 含量为 22% 的 TWIP 钢,其屈强比在 C 含量为 0.5% 时最小。

(4) TWIP 钢的强塑积随 Mn 含量的增加而增大,这一点在 C 含量为 0.4% 试样中体现尤为明显。对于 Mn 含量为 20% 的 TWIP 钢,基体的强塑积随 C 含量增加而增大;而对于 Mn 含量为 22% 的 TWIP 钢,其强塑积随 C 含量增加而减小。

参考文献

[1] GRASSEL O, FROMMEYER G. Effect of martensitic phase transformation and deformation twinning on mechanical properties of Fe-Mn-Si-Al steels [J]. *Materials Science & Technology*, 1998, 14(12): 1213-1217.

[2] GRASSEL O, KRUGER L, FROMMEYER G, et al. High strength Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels development properties application[J]. *International Journal of Plasticity*, 2000, 16(10): 1391-1409.

[3] 衣海龙, 徐薇, 龙雷周, 等. 热轧钛微合金化 TRIP 钢的组织与性能研究[J]. *材料工程*, 2014, (12): 66-71.
YI Hai-long, XU Wei, LONG Lei-zhou, et al. Research on microstructure and mechanical properties of hot rolled Ti-microalloyed TRIP steel[J]. *Journal of Materials Engineering*, 2014, (12): 66-71.

[4] KWON O, LEE K Y, KIM G S, et al. New trends in advanced high strength steel developments for automotive application[J]. *Materials Science Forum*, 2010, 638-642: 136-141.

[5] FROMMEYER G, BRUX U, NEUMANN P. Supra-ductile and high-strength manganese-TRIP/TWIP steels for high energy absorption purposes[J]. *ISIJ International*, 2003, 43(3): 438-446.

[6] SCOTT C, ALLAIN S, FARAL M, et al. The development of a new Fe-Mn-C austenitic steel for automotive applications[J]. *Revue de Métallurgie*, 2006, 103(6): 293-302.

[7] MOON K H, PARK M S, YOO S, et al. Molten mold flux technology for continuous casting of the ULC and TWIP steel[A]. 8 Pacific Rim International Congress on Advanced Materials and Processing[C]. New Jersey: John Wiley & Sons, Inc, 2013. 735-745.

[8] 苏钰, 李麟, 何慎, 等. TWIP 钢退火组织与晶界特征[J]. *材料热处理学报*, 2010, 31(7): 71-76.
SU Yu, LI Lin, HE Shen, et al. Annealing texture and grain boundary character of TWIP steels[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2010, 31(7): 71-76.

[9] 李激光, 丁亚杰, 彭兴东, 等. 水淬工艺对 TWIP 钢显微组织和力学性能的影响[J]. *金属学报*, 2010, 46(2): 221-226.
LI Ji-guang, DING Ya-jie, PENG Xing-dong, et al. Effect of water quenching process on the microstructure and mechanical properties of TWIP steel[J]. *Acta Metallurgica Sinica*, 2010, 46(2): 221-226.

[10] LAN P, SONG L, DU C, et al. Analysis of solidification microstructure and hot ductility of Fe-22Mn-0.7C TWIP steel[J]. *Materials Science and Technology*, 2014, 30(11): 1297-1304.

[11] 王会珍, 杨平, 毛卫民. 板条状马氏体形貌和惯习面的 3D

- EBSD分析[J]. 材料工程, 2013, (4):74-80.
- WANG Hui-zhen, YANG Ping, MAO Wei-min. 3D EBSD analysis of morphology and habit plane for lath martensite[J]. Journal of Materials Engineering, 2013, (4):74-80.
- [12] CHEN L, ZHAO Y, QIN X. Some aspects of high manganese twinning-induced plasticity (TWIP) steel, a review [J]. Acta Metallurgica Sinica (English Letters), 2013, 26(1): 1-15.
- [13] De COOMEN B C, KWON O, CHIN K G. State-of-the-knowledge on TWIP steel [J]. Materials Science and Technology, 2012, 28(5): 513-527.
- [14] GIGACHER G, PIERER R, WIENER J, et al. Metallurgical aspects of casting high-manganese steel grades [J]. Advanced Engineering Materials, 2006, 8(11): 1096-1100.
- [15] ALLAIN S, CHATEAU J P, BOUAZIZ O, et al. Correlations between the calculated stacking fault energy and the plasticity mechanisms in Fe-Mn-C alloys [J]. Materials Science and Engineering: A, 2004, 387: 158-162.
- [16] DUMAY A, CHATEAU J P, ALLAIN S, et al. Influence of addition elements on the stacking-fault energy and mechanical properties of an austenitic Fe-Mn-C steel [J]. Materials Science and Engineering: A, 2008, 483: 184-187.
- [17] DING H, TANG Z, LI W, et al. Microstructures and mechanical properties of Fe-Mn-(Al, Si) TRIP/TWIP steels [J]. Journal of Iron and Steel Research International, 2006, 13(6): 66-70.
- [18] MI Z L, TANG D, YAN L, et al. High-strength and high-plasticity TWIP steel for modern vehicle [J]. Journal of Materials Science and Technology, 2005, 21(4): 451-454.
- [19] 房秀慧, 杨平, 鲁法云, 等. 高锰 TWIP 钢拉伸时织构演变和孪生弱化织构的作用 [J]. 武汉科技大学学报, 2011, 34(6): 424-431.
- FANG Xiu-hui, YANG Ping, LU Fa-yun, et al. Texture evolution and texture weakening by twinning in tensile-deformed high manganese TWIP steels [J]. Journal of Wuhan University of Science and Technology, 2011, 34(6): 424-431.
- [20] 陆惠菊, 何燕霖, 李麟. 高锰钢中的 TRIP 和 TWIP 效应以及层错能研究 [J]. 上海金属, 2011, 33(1): 1-7.
- LU Hui-ju, HE Yan-lin, LI Lin. Study of TRIP and TWIP effects and stacking fault in high Mn steels [J]. Shanghai Metals, 2011, 33(1): 1-7.
- [21] NAKANO J, JACQUES P J. Effects of the thermodynamic parameters of the hcp phase on the stacking fault energy calculations in the Fe-Mn and Fe-Mn-C systems [J]. Calphad, 2010, 34(2): 167-175.
- [22] DINSDALE A T. SGTE data for pure elements [J]. Calphad, 1991, 15(4): 317-425.
- [23] HUANG W. A thermodynamic assessment of the Fe-Mn-C system [J]. Metallurgical Transactions A, 1990, 21(8): 2115-2123.
- [24] HOFFMANN S, BLECK W, BERME B. In situ characterization of deformation behavior of austenitic high manganese steels [J]. Steel Research International, 2012, 83(4): 379-384.
- [25] HONG S, SHIN S Y, LEE J, et al. Serration phenomena occurring during tensile tests of three high-manganese twinning-induced plasticity (TWIP) steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2014, 45(2): 633-646.
- [26] LI D Z, WEI Y H, XU B S, et al. Development in fundamental research on TWIP steel used in automobile industry [J]. Iron-making & Steelmaking, 2011, 38(7): 540-545.
- [27] ADLER P H, OLSON G B, OWEN W S. Strain hardening of Hadfield manganese steel [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1986, 17(10): 1725-1737.

基金项目: 钢铁冶金新技术国家重点实验室基金项目(41603013)

收稿日期: 2014-12-08; 修订日期: 2015-07-01

通讯作者: 兰鹏(1985—), 男, 博士, 主要研究方向为先进汽车钢组织和性能控制, 联系地址: 北京市海淀区学院路 30 号北京科技大学冶金楼 417-1(100083), E-mail: lanpeng@ustb.edu.cn