

低硅 TRIP 钢的力学性能及残余奥氏体稳定性研究

Mechanical Property and Retained Austenite of Low-Si TRIP Steel

定 巍, 江海涛, 唐 荻, 田志强, 殷安民
(北京科技大学 高效轧制国家工程研究中心, 北京 100083)

DING Wei, JIANG Hai-tao, TANG Di, TIAN Zhi-qiang, YIN An-min
(National Engineering Research Center for Advanced Rolling Technology,
University of Science and Technology Beijing, Beijing 100083, China)

摘要: 通过常温拉伸实验研究低 SiTRIP 钢的力学性能及其加工硬化特点, 利用扫描电镜(SEM)、X 射线衍射(XRD)、电子背散射衍射(EBSD)、透射电镜(TEM)等手段研究低 SiTRIP 钢在拉伸变形前后组织变化特别是残余奥氏体特性的变化。结果表明: 低 SiTRIP 钢表现出良好的力学特性, 没有屈服平台, 低的屈强比, 同时又拥有比双相钢更好的延伸率和均匀应变。TRIP 钢的残余奥氏体的分布也影响着其稳定性, 分布在铁素体晶内的残余奥氏体在拉伸变形后仍然存在。
关键词: 低硅 TRIP 钢; 力学性能; 加工硬化; 残余奥氏体
中图分类号: TG142.1 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2010)04-0072-04

Abstract: The mechanical properties and work-hardening characteristics of A low-Si TRIP steel were researched by the tensile test. The change of structure before and after tensile test, especially the change of retained austenite, were studied with scanning electron microscope (SEM), X-ray diffraction (XRD), electron back-scattered diffraction (EBSD) and transmission electron microscope (TEM). The results show that the low-Si TRIP steel has good mechanical properties, no yield point and possess of low yield ratio, meantime it has better extensibility and homogeneous strain than DP steel. Retained austenite distribution also affects the stability of the low-Si TRIP steel, retained austenite in ferrite grain still exists after the tensile test.

Key words: low-Si TRIP steel; mechanical property; work-hardening; retained austenite

TRIP (Transformation Induced Plasticity) 钢即相变诱导塑性钢, 具有高的屈服强度和抗拉强度, 延展性强, 冲压成形能力高, 用作汽车钢板可减轻车身自重, 降低油耗, 同时还具有较强的能量吸收能力, 能够抵御撞击时的塑性变形, 显著提升了汽车的安全等级, 具有明显的优越性^[1]。TRIP 效应是钢中的残余奥氏体在变形过程中诱发马氏体相变, 使材料的局部加工硬化能力提高并推迟缩颈的发生, 从而提高钢的强度和塑性^[2]。

常用 G-Mn-Si 系 TRIP 钢中, 元素 Si 的含量(质量分数)一般在 1.5% ~ 2% 之间。Si 能有效提高残余奥氏体的稳定性, 同时 Si 还有较强的固溶强化作用, 能提高 TRIP 钢中铁素体的强度, 然而高的 Si 含量会降低热轧钢板的表面质量和冷轧钢板的涂层性能^[3]。由于 Al 与 Si 有类似的不溶于渗碳体以及强烈阻止奥氏体中渗碳体析出等特点, 因此, 有学者尝试着用 Al 来完全或部分替代 G-Mn-Si 系 TRIP 钢中的 Si^[4]。

本工作研究了一种低 Si TRIP 钢在拉伸变形时的

力学行为以及其微观组织, 特别是残余奥氏体的演变, 探讨了低 Si TRIP 钢其残余奥氏体分布及残余奥氏体分布对稳定性的影响规律。

1 实验过程

1.1 实验材料

实验用钢化学成分如表 1 所示。合金经真空熔炼后热锻至 70mm 厚, 在 1200℃ 的箱式加热炉中加热保温 2h, 热轧至 5mm 厚, 酸洗, 最终冷轧至 1.25mm 厚的薄板。冷轧钢板用 Gleeble3500 进行热处理, 在两相区保温一段时间, 然后快冷至贝氏体区域温度保温一段时间, 等温处理后空冷至室温。

表 1 实验用钢的化学成分
Table 1 Chemical composition of examined steel

Element	C	Si	Mn	S	N	Al
Mass fraction/ %	0.17	0.2	1.2	0.005	0.005	1.0

1.2 实验方法

用线切割法切拉伸试样为 $L_0 = 50\text{mm}$ 的非比例拉伸试样, 在室温下用万能拉伸实验机进行力学性能测试, 加载速率为 2mm/min , 测得试样的屈服强度、抗拉强度和断后伸长率。

利用式(1)来计算试样拉伸时随应变增加而变化的 n 值^[5]。

$$n = \frac{d\ln\sigma}{d\ln\varepsilon}$$

(1)

式中: σ , ε 分别表示应力和应变。

测定和计算残余奥氏体含量和残余奥氏体的碳含量时, 采用 D5000 X 射线衍射仪得到衍射图谱, 再利用 X 射线衍射分析软件进行寻峰处理, 并计算衍射峰角度、半高宽以及积分强度, 选择奥氏体的 {200}, {220}, {311} 衍射线以及铁素体的 {200}, {211} 衍射线, 利用公式(2)计算残余奥氏体的体积分数^[6]:

$$V_r = \frac{I_V K_\alpha}{I_V K_\alpha + I_\alpha K_V}$$

(2)

式中: I_V 是奥氏体 {200}, {220}, 和 {311} 晶面衍射峰的积分强度; I_α 是铁素体 {200}, {211} 晶面衍射峰的积分强度; K_α , K_V 分别是铁素体相和奥氏体相的反射系数。

残余奥氏体的含碳量(质量分数/%)用公式(3)进行计算^[7]:

$$C_V = (a_V - 3.547)/0.0467$$

(3)

式中: a_V 是残余奥氏体 {220} 的晶格常数。

为了避免在机械研磨和抛光时可能发生的形变诱导相变, 影响奥氏体含量的检测结果, 试样进行电解抛光, 电解液用 70% (体积分数) 无水乙醇, 20% (体积分数) 高氯酸, 10% (体积分数) 丙三醇的混合溶液, 电压 15V。

试样经机械打磨和抛光后, 用 4% (体积分数) 的硝酸酒精侵蚀, LEO1450 扫描电镜 (SEM) 进行组织观察。EBSD 试样经过机械打磨后利用电解抛光清除试样表面的应力层, 然后在 LEO1450 扫描电镜 (SEM/EBSD) 上进行分析。TEM 试样经机械研磨后, 在 $-20\text{ }^\circ\text{C}$ 进行双喷减薄, 所用双喷液为 5% (体积分数) 高氯酸+ 95% (体积分数) 无水乙醇, 液氮冷却, 电压 50V。

2 实验结果

2.1 力学性能

表 2 是试样的基本力学性能。图 1 是试样拉伸时的应力-应变曲线。由表 2 可知, 该试样拥有低的屈服

表 2 试样的力学性能

Table 2 Mechanical properties of sample

Yield strength/MPa	Tensile strength/MPa	Elongation/%	Strength-ductility balance/MPa%	Yield ratio
367	852	23	19596	0.430

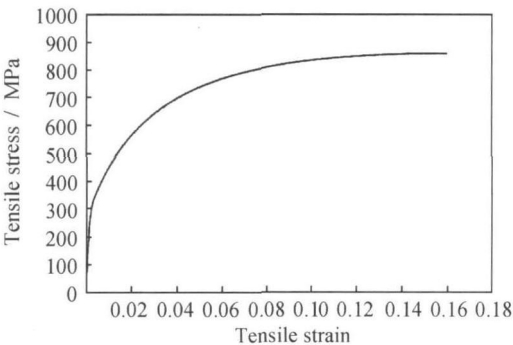


图 1 拉伸试样的应力-应变曲线

Fig. 1 Tensile stress-strain curve of sample

比, 这点与双相钢类似, 低于传统的 TRIP 钢。同时该试样断后延伸率达到 23%, 远高于同等强度级别的双相钢, 而略低于同等强度级别的传统 TRIP 钢。该试样的强塑积达到 19596MPa%。

2.2 拉伸前后的组织

利用 XRD 测得试样的衍射峰如图 2 所示, 图 2 中

fcc 指面心立方, bcc 指体心立方。经过计算可得到拉伸前残余奥氏体量为 11.07%, 碳含量为 1.30%, 拉伸后残余奥氏体量为 3.39%, 碳含量为 1.39%。由拉伸前后残余奥氏体量的变化可知, 在拉伸过程中大量残余奥氏体在外力作用下发生了马氏体相变。还有 3.39% 的残余奥氏体没有发生马氏体相变, 说明晶粒中存在稳定的残余奥氏体。从碳含量的变化来看, 拉伸后剩余的残余奥氏体碳含量比拉伸前要大。残余奥氏体的碳含量越高, 残余奥氏体越稳定, 但是 1.39% 的碳含量并不足以使残余奥氏体足够的稳定。因此, 决定残余奥氏体稳定性的已经不仅仅是残余奥氏体的碳含量, 还存在其他影响因素。

图 3 为试样拉伸前后的微观组织。观察图 3 可以发现, 在经过拉伸变形后, 铁素体基体有很明显的变形, 多边形或者是准多边形铁素体沿拉伸方向变形, 为细长的铁素体。虽然拉伸铁素体产生了大量的变形, 但是铁素体晶内的细小残余奥氏体仍然被保留下来。

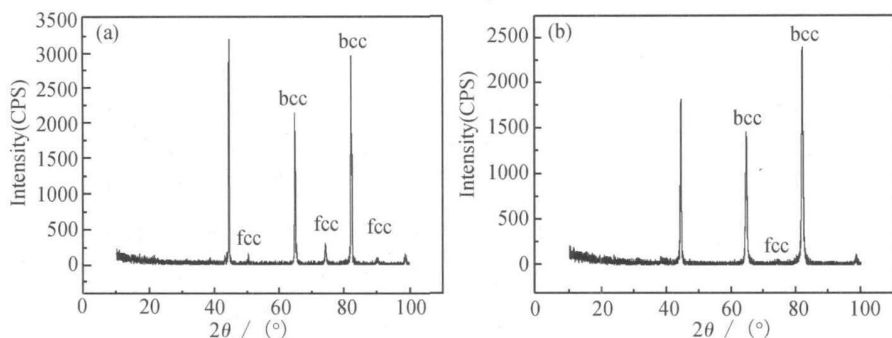


图 2 试样拉伸前后的 XRD 衍射峰 (a) 拉伸前; (b) 拉伸后

Fig. 2 X-ray diffraction spectra of sample (a) before tensile test; (b) after tensile test

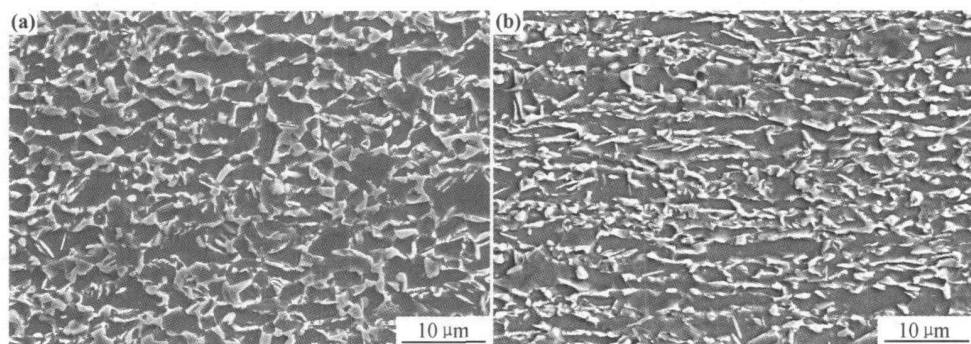


图 3 拉伸前后 SEM 图 (a) 拉伸前; (b) 拉伸后

Fig. 3 SEM micrographs of sample (a) before tensile test; (b) after tensile test

3 讨论

3.1 残余奥氏体与加工硬化行为

从应力-应变曲线上, 残余奥氏体的作用难以被发现。为了明确残余奥氏体相变的作用, 本文引进一种双相钢作为对比, 这种双相钢的基本力学特征是屈服强度为 350MPa, 抗拉强度为 765MPa, 断后延伸率为 20.2%。

图 4 为两种试样在拉伸变形时的加工硬化行为, 通过加工硬化指数 (n 值) 随应变的变化曲线来反映试样的加工硬化行为。由图 4 可知, 两种试样的 n 值随应变的变化都呈现出先增加后减小的趋势, 不同之处在于本文所研究的低 SiTRIP 钢的 n 值在应变达到 0.212 时才开始减少, 而双相钢的 n 值在应变为 0.0065 时就开始减少。而且低 SiTRIP 钢的 n 值随应变增加而减小速率远小于双相钢。低 SiTRIP 钢因残余奥氏体相变而体现出来的另一个特点是 TRIP 钢的均匀应变高于双相钢。当均匀变形结束时应变等于此时的 n 值^[8]。由图 4 可知, 低硅 TRIP 钢的均匀应变为 0.1112, 而双相钢的均匀应变为 0.0859。

通过对试样在拉伸时加工硬化行为的分析, 得到 TRIP 钢亚稳残余奥氏体在抑制 n 值下降方面有显著

的作用, 同时增加试样的均匀应变, 从而提高均匀延伸率和断后延伸率。

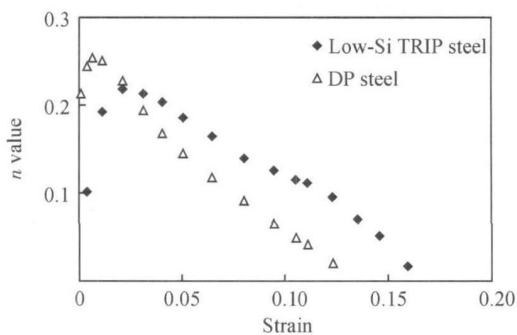


图 4 低 SiTRIP 钢和双相钢的加工硬化指数

Fig. 4 The incremental work-hardening exponent of low-Si TRIP steel and DP steel

3.2 残余奥氏体的分布及其稳定性

由拉伸前后残余奥氏体碳含量的对比可知, 试样拉伸变形后, 剩余的残余奥氏体碳含量比拉伸前的有所增加。但是 1.39% 的残余奥氏体碳含量不足以使残余奥氏体在拉伸变形后能稳定存在。可以认为拉伸后仍然稳定存在的残余奥氏体其稳定性的决定因素不是其碳含量。通过微观分析认为, 导致拉伸后仍然有

残余奥氏体稳定存在的因素是残余奥氏体尺寸以及残余奥氏体所处位置。

图 5 是试样拉伸前的 EBSD (Electron Back Scattered Diffraction), 图 5 中深黑色线条表示晶界, 浅灰色区域是残余奥氏体。与宏观 XRD 测量的残余奥氏体量相比, 图 5 中残余奥氏体量相对要少, 原因可能有两个原因: 其一是有些残余奥氏体尺寸过小, 实验时扫描步长 $0.2\mu\text{m}$ 过大, 导致部分晶粒尺寸较小的晶粒未能得到; 其二则是晶界附近的残余奥氏体有可能因为某种原因导致出现扫描盲区而未能得到。可以得到如下结论: 拉伸前, 残余奥氏体分布主要存在两种形式, 一种是以大块状分布在晶界附近, 这种残余奥氏体晶粒尺寸相对较大; 而另有少部分小尺寸残余奥氏体 (粒状) 分布在晶粒内部。

拉伸后在铁素体内部仍然存在有残余奥氏体。原因在于铁素体内部的残余奥氏体晶粒尺寸小, 同时包裹在铁素体内部, 铁素体变形时产生的静水压力也抑制了残余奥氏体的相变, 因此存在于铁素体晶内的残余奥氏体在拉伸后仍然能稳定存在。通过透射电镜观察, 也证明了在拉伸后残余奥氏体在铁素体晶内存在,

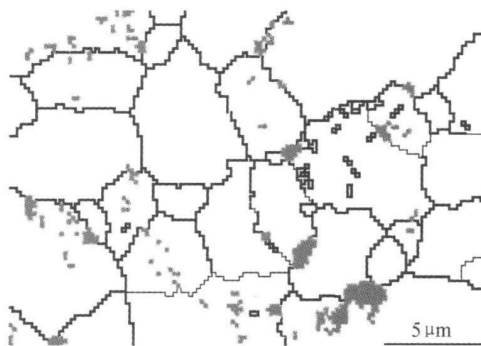


图 5 试样拉伸前的 EBSD 图

Fig. 5 EBSD micrograph of sample before tensile test

而且晶粒尺寸很小, 如图 6 所示, 图中 F 表示铁素体, A 表示奥氏体。

综上所述, 位于铁素体内部的粒状残余奥氏体不易变形。这是因为该部分残余奥氏体虽处在铁素体内部, 被滑移带包围, 但由于其尺寸相当小, 从而断裂后得以保留下来, 这部分残余奥氏体对 TRIP 效应没有做出应有的贡献, 是不希望有的。晶界处的残余奥氏体^[9,10]: 其一: 晶界为滑移带的最大阻碍, 最容易产生

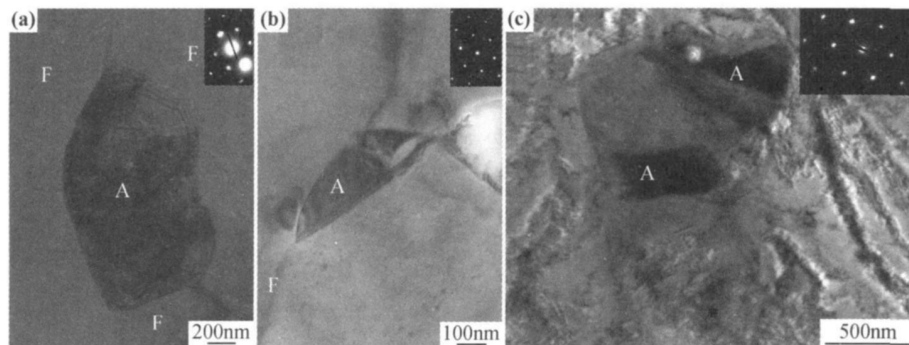


图 6 试样拉伸前后的透射电镜图 (a) 拉伸前晶界处残余奥氏体; (b) 拉伸前晶内残余奥氏体; (c) 拉伸后晶内残余奥氏体

Fig. 6 TEM micrographs of sample before tensile test and after tensile test (a) retained austenite in ferrite grain boundary before tensile test;

(b) retained austenite in ferrite matrix before tensile test; (c) retained austenite in ferrite matrix after tensile test

应力集中, 使该处的残余奥氏体转变为马氏体, 抑制裂纹的扩展; 其二, 如图 6(a) 所示, 晶界处的残余奥氏体尺寸较大, 应力容易聚集在周围诱发相变, 所以晶界处的残余奥氏体对 TRIP 效应贡献最大。因此, 在工艺生产过程如何使残余奥氏体绝大多数分布在晶界处, 保证在室温拉伸过程转变成马氏体, 产生 TRIP 效应, 是一个今后应值得思考和关注的问题。

4 结论

(1) 在低硅 TRIP 钢中添加铝, 通过合适的退火工艺能够得到良好的力学性能: 屈服强度 367MPa, 抗拉

强度 852MPa, 延伸率 23%, 强塑积 19596MPa%, 屈强比 0.43。

(2) 实验用 TRIP 钢在拉伸过程中没有屈服平台, 相比双相钢而言, TRIP 钢拥有更大的均匀应变, 能够承受更大的变形量。

(3) 实验用 TRIP 钢在拉伸变形后, 仍然有残余奥氏体存在。拉伸变形后稳定存在的残余奥氏体晶粒尺寸小, 分布在铁素体基体内。

参考文献

- [1] 唐荻, 米振莉, 陈雨来. 国外新型汽车用钢的技术要求及研究开发现状[J]. 钢铁, 2005, 40(6): 1-5. (下转第 80 页)

平整,但是涂层中存在有很多孔洞和部分裂纹,它们彼此相连,形成了一条大的裂隙,涂层结构疏松。氧化后(图 8(b)),涂层厚度变化不大,但是涂层中存在有几十到 100 μm 的孔洞,该孔洞贯穿整个涂层厚度,成为氧侵蚀 C/C 基体的通道。

3 结论

(1) C/C 复合材料防氧化涂层中 SiO_2 微米粉的最佳含量为 18% 时,所制得的防氧化涂层氧化失重率最低,700 $^{\circ}\text{C}$,30h 氧化失重率为 0.38%,有最好的抗氧化效果,随着 SiO_2 微米粉含量的增加或减少,氧化失重率增长,抗氧化效果降低。

(2) C/C 复合材料防氧化涂层中, SiO_2 纳米粉的含量为 6%~24% 时,随着含量的增加,抗氧化性能降低。 SiO_2 纳米粉在炭/炭复合材料防氧化涂层中的最佳含量有待于进一步研究。

(3) 当 SiO_2 微米粉含量为 12%,18% 和 24% 时,700 $^{\circ}\text{C}$,30h 氧化失重率分别为 1.25%,0.38% 和 1.79%,均低于 SiO_2 纳米粉最低氧化失重率 2.88% (含量为 6%), SiO_2 微米粉在该涂层中抗氧化效果明显优于 SiO_2 纳米粉。

参考文献

[1] SAVAGE G. Carbon-carbon composites[M]. London: Cam-

bridge Chapman & Hall, 1993.

- [2] 程基伟,罗瑞盈,王天民.炭/炭复合材料高温抗氧化研究的现状[J].炭素技术,2001,(5):28-33.
- [3] 胡兴华,吴明铂,查庆芳.炭/炭复合材料抗氧化研究进展[J].炭素,2006,(3):38-45.
- [4] 张芬,耿浩然,陈俊华,等.炭/炭复合材料的抗氧化研究现状[J].炭素,2006,(3):29-33.
- [5] 薛辉,李贺军,付前刚,等.炭/炭复合材料防氧化涂层研究进展[J].固体火箭技术,2007,30(5):427-432.
- [6] 李军,罗瑞盈,李强.飞机刹车盘用炭/炭复合材料新型防氧化复合涂层[J].航空学报,2007,28(6):1494-1498.
- [7] 杨尊杜,卢刚,刘航.航空刹车用炭/炭复合材料的抗氧化研究[J].新型炭材料,1999,14(3):53-57.
- [8] 张保法,吴凤秋,周志伟,等.一种炭/炭复合材料防氧化涂层[P].中国专利:ZL 2006 1 0145667.6.,2008-08-13.
- [9] 刘红林,金志浩,郝志彪,等.第六届全国新型炭材料学术研讨会论文集[C].太原:《新型炭材料》编辑部,2003.273-276.
- [10] 郭全贵,宋进仁,刘朗,等. $\text{B}_4\text{C}/\text{SiC}/\text{C}$ 复合材料高温自愈合抗氧化性能研究.Ⅱ复合材料结构变化与其自愈合抗氧化相关性研究[J].新型碳材料,1998,13(2):5-10.
- [11] 顾宁,付德刚.纳米技术与应用[M].北京:人民邮电出版社,2002.

收稿日期:2009-04-12;修订日期:2010-01-11

作者简介:吴凤秋(1975—),女,硕士,工程师,主要从事炭/炭复合材料防氧化的研究,联系地址:北京 81 信箱 26 分箱(100095),E-mail:wfqldy@163.com

(上接第 75 页)

- [2] ZACKAY V F, PARKER E R, FAHR D, et al. The enhancement of ductility on high-strength steels [J]. ASM TRANS QUART, 1967, 60(2):252-259.
- [3] TOSAL MARTINEZ L, VANDERSCHUEREN D, JACOBS S, et al. Development of a hot-rolled Nb-bearing Si-TRIP steel with excellent fatigue behaviour for automotive applications [J]. Steel Research, 2001, 72(10):412-415.
- [4] MEYER M D, VANDERSCHUEREN D, COOMAN B C D. The influence of the substitution of Si by Al on the properties of cold-rolled G Mn Si TRIP steels [J]. ISIJ International, 1999, 39(8):813-822.
- [5] JACQUES P J, GIRAULT E, MERTENS A, et al. The developments of cold-rolled TRIP-assisted multiphase steels. Al-alloyed TRIP-assisted multiphase steels [J]. ISIJ International, 2001, 41(9):1068-1074.
- [6] 范雄. X 射线金属学[M].北京:机械工业出版社,1981.
- [7] SUGIMOTO K I, SAKAGUCHI J, TSUTOMU I, et al. Stretch-

flangeability of a high-strength TRIP type bainitic sheet steel [J]. ISIJ International, 2000, 40(9):920-926.

- [8] 杨觉先.金属塑性变形物理基础[M].北京:冶金工业出版社,1988.
- [9] 江海涛,唐荻,刘强,等. TRIP 钢中残余奥氏体及其稳定性[J].钢铁,2007,42(8):60-63.
- [10] 孙鹏,李麟,符仁钰,等. HSLA-TRIP 钢动态拉伸性能和残余奥氏体转变[J].钢铁,2004,39(10):63-67.

基金项目:国家自然科学基金资助项目(50804005);北京市科技计划资助项目(D07010300700000)

收稿日期:2009-04-16;修订日期:2009-10-14

作者简介:定巍(1983—),男,回族,博士研究生,主要从事高强汽车钢板的研究开发,联系地址:北京科技大学轧制中心科技楼 509 室江海涛转(100083),E-mail:adingwei@126.com