

TRIP 钢中奥氏体的力学稳定性研究

Research on Mechanical Stability of Austenite in TRIP Steels

熊自柳, 蔡庆伍, 江海涛, 唐 荻

(北京科技大学 冶金工程研究院, 北京 100083)

XIONG Zi-liu, CAI Qing-wu, JIANG Hai-tao, TANG Di

(Engineering Research Institute, University of Science
And Technology Beijing, Beijing 100083, China)

摘要: 采用分阶段拉伸、XRD、EBSD、SEM、TEM 等实验手段, 研究了 TRIP 钢奥氏体的力学稳定性。结果表明: 拉伸变形初期奥氏体转变较快, 拉伸变形后期奥氏体转变较慢; 奥氏体的含碳量不同, 在相同的拉伸变形阶段奥氏体转化率的增加速率不同; 处于铁素体、贝氏体晶界或者相界面 $1\mu\text{m}$ 以上大颗粒奥氏体几乎在变形初期就全部发生相变, 而晶粒小于 $1\mu\text{m}$ 的残余奥氏体在变形后期发生相变, 缓解相界面局部应力集中对 TRIP 效应有较大贡献; 铁素体晶粒内部奥氏体力学稳定性较好不易发生相变, 少量较大的颗粒拉伸后会形成 M-A 岛。

关键词: TRIP 钢; 奥氏体; 力学稳定性; 应力诱发马氏体转变; 组织特征

中图分类号: TG115 文献标识码: A 文章编号: 1004-4381(2011)03-0011-05

Abstract: Mechanical stability of austenite in TRIP steels was studied using techniques such as tension test, XRD, EBSD, SEM, TEM. The results showed that austenite converted fast at early tension, and slow at upper tension. With the different carbon content, the increasing rate of conversion percent of austenite was different in the same tension stage. Austenite which dimension exceed $1\mu\text{m}$ and allocated on grain boundary or phase boundary almost completely transformed to martensite at early tension, while austenite which dimension less than $1\mu\text{m}$ would transform to martensite at upper tension, which could release the stress concentration on grain or phase boundary and contributed a lot to TRIP effect. Austenite which allocated in ferrite was of good mechanical stability and not liable to transform to martensite in the whole tension test, and some big dimension austenite would transform to M-A island.

Key words: TRIP steel; austenite; mechanical stability; strain induced martensite transformation kinetic; microstructure character

自从 V. F. Zackay^[1] 于 1967 年发明 TRIP 钢以来, 对奥氏体稳定性和 TRIP 效应的研究一直是 TRIP 钢研究的重点。TRIP 效应, 即在变形的过程中应力诱导马氏体相变 (SMT, Strain Induced Martensite Transformation), 能同时提高 TRIP 钢的强度和伸长率^[2,3]。奥氏体的稳定性和 TRIP 效应是相互关联的, 适量而稳定的残余奥氏体, 在变形的过程中实现渐进式的转变, 有助于 TRIP 效应的发挥; 稳定性差的残余奥氏体在变形的初期就几乎全部发生马氏体相变从而恶化 TRIP 钢的性能; 稳定性“太高”的残余奥氏体变形结束也不发生马氏体相变对 TRIP 效应无影响^[4]。由此可见获得含量高并且稳定性适中的残余奥氏体是生产 TRIP 钢的关键。奥氏体的稳定性通过化学稳定性和力学稳定性表现出来。目前学者们通常用奥氏体

碳含量或者 M_s 点来评价奥氏体的化学稳定性。奥氏体碳含量越高化学稳定性越好, 连续退火过程中不发生或者极少发生马氏体相变, 就可以在室温组织中获得较高含量的奥氏体; 奥氏体的 M_s 点低于室温时, TRIP 钢在使用过程中就不会由于环境温度低于 M_s 点而发生马氏体相变导致力学性能恶化。奥氏体力学稳定性的影响因素较多, 主要有奥氏体碳含量、冶金元素、奥氏体形貌与分布、晶粒尺寸、应力状态、应变速率等^[5]。

目前的研究大多用奥氏体含碳量、奥氏体含碳量与奥氏体含量的乘积、 M_s 、 M_s^0 或者奥氏体的晶粒尺寸等指标来评价 TRIP 钢奥氏体的力学稳定性, 而某一单独的指标无法综合评价的奥氏体的力学稳定性, 因此需要引入一个参量来体现这些影响因素的综合作用

效果。本工作通过对奥氏体的转化率以及不同拉伸量下组织特征的研究,较全面的考察了奥氏体的力学稳定性,为 TRIP 钢的实际生产提供了一定的理论依据。

1 实验材料与方法

实验用钢为实验室开发高强 TRIP 钢,其化学成分为(质量分数/%,下同) 0.18C, 1.23Si, 1.47Mn, 0.0045S, 0.012P, 0.009Al, 0.073Nb, 0.048V。

表 1 TRIP 钢退火制度

Table 1 Annealing schedule of TRIP steel

Annealing schedule	Rate of heating/ ($^{\circ}\text{C} \cdot \text{s}^{-1}$)	Duple-phase holding temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Duple-phase holding time/ s	Isothermal bainitic temperature/ $^{\circ}\text{C}$	Isothermal bainitic time/ s
A	10	820	90	420	180
B	10	820	90	420	240

将经过不同拉伸量的试样线切割成金相试样,研磨后进行电解抛光,然后在 Rigaku DMAX-RB 12KW 型旋转阳极衍射仪实验机上进行 XRD 实验,采用 GB8362—87 标准对残余奥氏体含量进行计算。残余奥氏体的含碳量用公式(1)进行计算, C_v 是残余奥氏体的含碳量; α_v 是残余奥氏体的晶格常数。

$$C_v = (\alpha_v - 3.547)/0.046 \tag{1}$$

将拉伸量为 0%, 0.2%, 2.5%, 24% 的金相试样,经过研磨、电解抛光后,分别在 SU PRA 55 型扫描电镜上观察 EBSD 组织和 JSM-6301F 型扫描电镜上观察扫描组织。然后在 TEM-2000FX 型透射电镜上观察拉伸量为 0%, 2.5% 和 24% 的奥氏体与马氏体形貌与分布。

2 实验结果分析

2.1 TRIP 钢在不同变形阶段的奥氏体含量及转化率

用 XRD 方法测定 A 和 B 退火制度下 TRIP 钢在不同拉伸量下的奥氏体含量(A_v),并将每一个拉伸量下 A_v 和拉伸前 A_v 的差值除以拉伸前 A_v 值得到该拉伸量下奥氏体的转化率(A_p)。A 和 B 退火制度下经过不同拉伸量的 TRIP 钢的 A_v 与 A_p 如图 1 所示。

从图 1 可以看出:(1)随着拉伸量的增加,奥氏体含量减少,奥氏体转化率增加,并且变化趋势明显分为两个阶段,2.5% 拉伸量是个拐点,拉伸变形初期(拉伸量小于 2.5%),奥氏体转化率增加较快,拉伸变形后期(拉伸量 2.5%~24%),奥氏体转化率增加比较缓慢;(2)退火制度不同,奥氏体的转化率在不同变形阶段也存在差异。在变形初期, A 退火制度下奥氏体转

实验材料在 ZGJL0.05-1002.5D 型真空冶炼炉冶炼,然后经过锻造、热轧、冷轧至 1.2mm。在 gleeble3500 上进行连续退火实验,退火制度如表 1 所示。每个退火制度重复 16 次,制成非标准拉伸试样,宽 12.5mm,标距 50mm。每个制度的 16 个试样分别进行拉伸量(工程应变/%)为 0, 0.2, 0.4, 0.6, 0.8, 1.0, 1.2, 1.5, 2.0, 2.5, 4.0, 8.0, 12.0, 16.0, 20.0, 24.0 的拉伸实验。实验在 CMT4105 型拉伸试验机上进行,拉伸速率为 1mm/min。

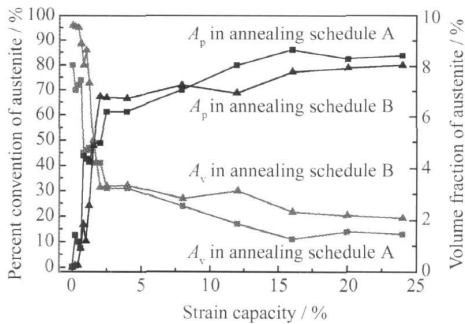


图 1 不同拉伸量下奥氏体体积含量与转化率

Fig. 1 Volume fraction and percent conversion of austenite under different strain capacity

化率比 B 退火制度下奥氏体转化率增加缓慢;在变形后期, A 退火制度下奥氏体转化率比 B 退火制度下奥氏体转化率增加快。

TRIP 钢在变形过程中,随着拉伸量的增加奥氏体既不是均匀的转变,也不是在某一拉伸量下进行的突发式转变,而是进行的两阶段转变,在相同的变形阶段内基本上属于均匀的渐进式的转变,但不同的变形阶段奥氏体的转化率增加速率不同,说明奥氏体晶粒的力学稳定性不同并且不同稳定性的奥氏体所占比例不同。根据图 1 奥氏体转化率随着拉伸量增加而变化的特点,可以将奥氏体的力学稳定性界定为不稳定、稳定、非常稳定等三个级别。变形初期发生转变的奥氏体定义为不稳定的奥氏体,约占总奥氏体体积含量的 60%;变形后期发生转变的奥氏体定义为稳定的奥氏体,约占总奥氏体体积含量的 20%;整个变形阶段都没有发生转变的奥氏体定义为非常稳定的奥氏体,约占总奥氏体体积含量的 20%。

2.2 奥氏体的力学稳定性对 TRIP 钢变形行为的影响

图 2(a), (b) 分别是拉伸量为 2.5% 和 24% 时 TRIP 钢的应力-应变曲线, 可见拉伸量在 2.0% ~ 3.0% 的范围是 TRIP 钢屈服平台阶段和加工硬化阶段的临界区。不同退火制度下这个分界点存在一定差别, A 退火制度下奥氏体碳含量较高, 分界点拉伸量较

少; B 退火制度下奥氏体碳含量低分界点拉伸量则较大。结合图 1 可以看出, TRIP 钢应力-应变曲线两阶段的分界点与应力诱导马氏体转变动力学的分界点一致。因此可以认为应力诱导马氏体转变动力学及奥氏体的力学稳定性直接对 TRIP 钢变形行为产生影响, 并且奥氏体碳含量高, 不稳定奥氏体占比低时屈服平台短, 奥氏体碳含量低不稳定奥氏体占比高时屈服平台长。

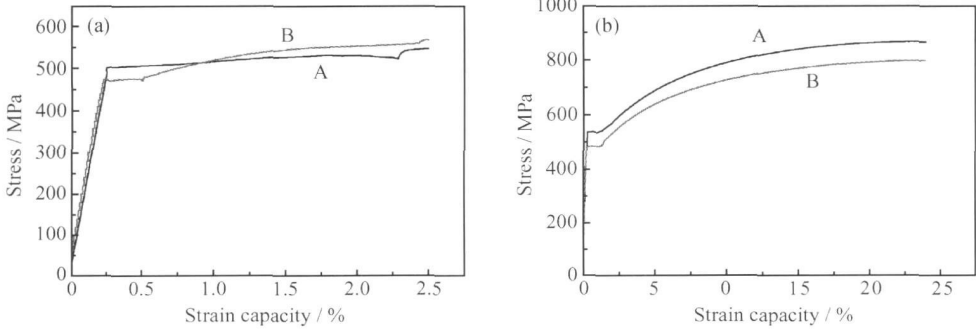


图 2 不同拉伸量下 TRIP 钢的应力-应变曲线 (a) 2.5% 拉伸量; (b) 24% 拉伸量
Fig. 2 Strain-stress curve of TRIP steel in different tension stage (a) 2.5%; (b) 24%

奥氏体的力学稳定性对 TRIP 钢变形行为的影响与应力诱发马氏体相变的特性相关, 应力诱发马氏体相变一方面吸收应力发生应力松弛, 另一方面生成马氏体硬值相增加应变硬化速率和 TRIP 钢强度。不稳定的奥氏体在变形初期很快发生马氏体相变, 这部分奥氏体发生马氏体相变主要使得材料软化, 而形成失稳并形成一段较长的屈服平台^[6]; 力学稳定好的奥氏体在随后的加工硬化阶段发生马氏体相变, 这部分奥氏体在变形带上形核并最终诱导马氏体相变, 吸收能量使得局部应力集中得以缓解, 另外相变膨胀和硬值相的生成使得应变速率增加。

2.3 不同变形阶段组织特征与奥氏体的力学稳定性

图 3(a) ~ (d) 分别为 TRIP 钢不同变形阶段的 EBSD 组织, 红色晶粒为奥氏体颗粒。拉伸前奥氏体分布如图 3(a) 所示, 奥氏体含量较高, 主要分布于铁素体晶界、铁素体与贝氏体晶界、铁素体晶粒内部; 图 3(b) 为弹性变形末期(工程应变 0.2%) 的 EBSD 组织, 奥氏体含量与分布形式没有发生大的变化; 图 3(c) 为屈服变形末期(工程应变 2.5%) EBSD 组织, 奥氏体含量急剧减少, 组织内基本没有大块奥氏体晶粒, 只有部分细小的奥氏体晶粒分布在贝氏体晶界或者铁素体晶粒内部; 图 3(d) 为拉伸后 EBSD 组织, 奥氏体含量较少并且晶粒细小呈点状分布于铁素体晶粒内部。

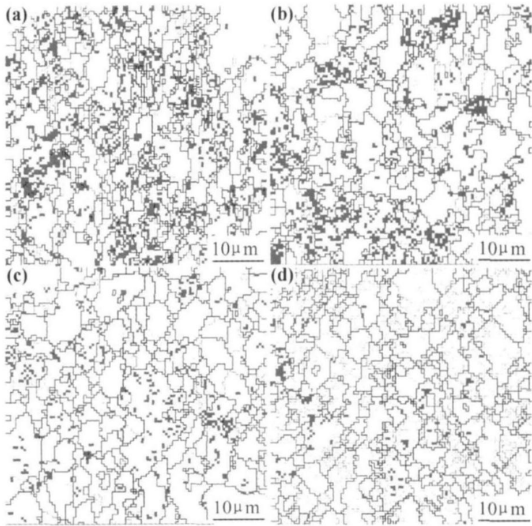


图 3 TRIP 钢不同变形阶段奥氏体的 EBSD 组织 (a) 拉伸前; (b) 弹性变形(拉伸量 0.2%); (c) 拉伸变形初期(拉伸量 2.5% 应变); (d) 拉伸后
Fig. 3 EBSD images of austenite in TRIP steel under different tension stage (a) before tension; (b) elastic tension (engineer strain 0.2%); (c) at early tension (engineer strain 2.5%); (d) at upper tension

体含量与分布影响较大, 颗粒较大的粒状奥氏体晶粒基本在这一阶段转化完成, 并且铁素体、贝氏体晶界的奥氏体基本都发生相变, 而铁素体晶粒内部细小粒状奥氏体晶粒仍然保留; (3) 拉伸后铁素体晶粒

从图 3 可见, (1) 弹性变形对奥氏体含量及分布没有影响; (2) 拉伸变形初期 (屈服平台阶段) 对奥氏

内部奥氏体晶粒大部分发生相变但仍有少部分保留了下来。

图 4 为 TRIP 钢拉伸不同阶段的 SEM 组织, 大块多边形状的为铁素体, 突出的晶粒为贝氏体, 亮白色细小晶粒为奥氏体。图 4(a) ~ (d) 分别为拉伸前、弹性变形末期、屈服变形末期和拉伸后的 SEM 组织。从拉伸过程全程来看, (1) 晶粒存在一定程度的变形, 尤其是铁素体晶粒, 拉伸前呈多边形状, 拉伸后晶粒明显被拉长; (2) 贝氏体晶粒在拉伸过程中基本不发生形变, 应力在晶粒边界集中使得 SEM 组织上贝氏体晶界呈现亮白色, 部分贝氏体晶粒被撕裂(图 4(d) 1, 2 号晶粒)、破碎(图 4(d) 3, 4 号晶粒)。

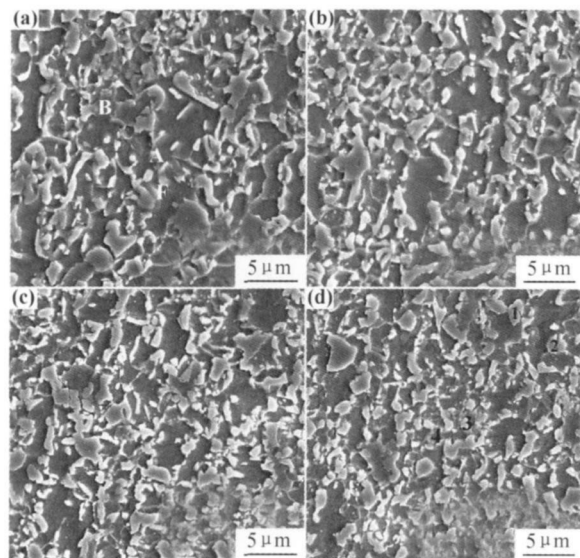


图 4 不同变形阶段 SEM 组织 (a) 拉伸前;
(b) 弹性变形(拉伸量 0.2%);
(c) 拉伸变形初期(拉伸量 2.5%应变); (d) 拉伸后
Fig. 4 SEM microstructures under different tension
stage (a) before tension; (b) elastic tension
(engineer strain 0.2%); (c) at early tension
(engineer strain 2.5%); (d) at upper tension

TRIP 钢拉伸过程中的组织特征和微观组织受力特征必然对奥氏体稳定性有较大的影响。铁素体是软相在拉伸过程中发生明显变形吸收能量较难形成应力集中, 因此分布于铁素体晶粒内部的奥氏体晶粒所受外力较小比较难以发生相变, 另外铁素体晶粒内部奥氏体晶粒都比较细小, 这两个原因导致铁素体晶粒内部奥氏体力学稳定性好, 不易发生相变。贝氏体是硬相不易发生变形, 拉伸过程中不易和周围相协调变形, 从而容易在晶界形成应力集中。因此贝氏体晶界或者贝氏体与铁素体相界存在的奥氏体晶粒受较大的力作用, 容易发生相变, 另外铁素体与贝氏体相界面能

量较高, 容易成为应力诱发马氏体相变的核心, 因此晶界或者相界面的奥氏体晶粒容易发生相变而吸收能量, 缓解微观组织形成的应力集中, 推迟微裂纹的产生从而增加 TRIP 钢塑性。但是晶界或者相界面分布的直径超过 $1\mu\text{m}$ 的大颗粒奥氏体稳定性不好, 在屈服变形初期就几乎全部发生相变; 当奥氏体晶粒尺寸小于 $1\mu\text{m}$ 时稳定性较好, 在加工硬化阶段发生相变对 TRIP 效应贡献较大。因此控制奥氏体的分布与晶粒尺寸是生产 TRIP 钢的关键, 当分布于铁素体、贝氏体晶界或者相界面的奥氏体晶粒尺寸小于 $1\mu\text{m}$ 时对 TRIP 效应有较明显的贡献。

图 5 为 TRIP 钢不同变形阶段的 TEM 组织形貌。图 5(a) 和图 5(b) 分别为拉伸前晶界处和铁素体晶粒内部的奥氏体晶粒; 图 5(c) 为拉伸量为 2.5% 时的马氏体形貌; 图 5(d) 和图 5(e) 分别为拉伸后组织中的马氏体板条和 M-A 岛。

图 5 更进一步说明了 TRIP 钢在不同变形阶段的组织特点与力学稳定性之间的关系。拉伸前奥氏体分布于晶界或者铁素体晶粒内部, 经过 2.5% 拉伸量之后, 组织内部出现了类似于低碳钢冷却过程中形成的马氏体, 晶粒粗大板条簇较多, 马氏体板条之间有薄膜状残余奥氏体, 很显然这种马氏体组织是拉伸前晶粒粗大的奥氏体相变产生的, 文献[7]认为这种马氏体是应力协助马氏体, 即只需要施加很少应力, 在奥氏体还未发生塑性变形前, 马氏体就已经形核了, 可见这类奥氏体稳定性较差。拉伸后在组织中发现了板条状的马氏体(图 5(d)), 板条宽度大约 $0.5\mu\text{m}$, 可见拉伸前奥氏体晶粒也比较细小, 因此不能形成较多的板条簇, 这类马氏体为应力诱发马氏体。拉伸后马氏体还会以 M-A 岛的形式存在于铁素体晶粒内部(图 5(e)), 其尺寸超过 $1\mu\text{m}$, 一般认为尺寸超过 $1\mu\text{m}$ 的奥氏体不稳定容易发生相变, 但由于奥氏体处于铁素体晶粒内部, 组织变形时铁素体会吸收大量能量, 导致部分奥氏体发生相变而生成 M-A 岛。

3 结论

(1) TRIP 钢在拉伸变形初期(工程应变小于 2.5%)奥氏体转变较快, 变形后期(工程应变大于 2.5%)奥氏体转变较慢; 奥氏体的含碳量不同, 则不同力学稳定性级别的奥氏体所占比例不同;

(2) 处于铁素体、贝氏体晶界或者相界面的 $1\mu\text{m}$ 以上大颗粒奥氏体几乎在变形初期就全部发生相变, 而晶粒小于 $1\mu\text{m}$ 的残余奥氏体在变形后期发生相变, 缓解相界面局部应力集中对 TRIP 效应有较大

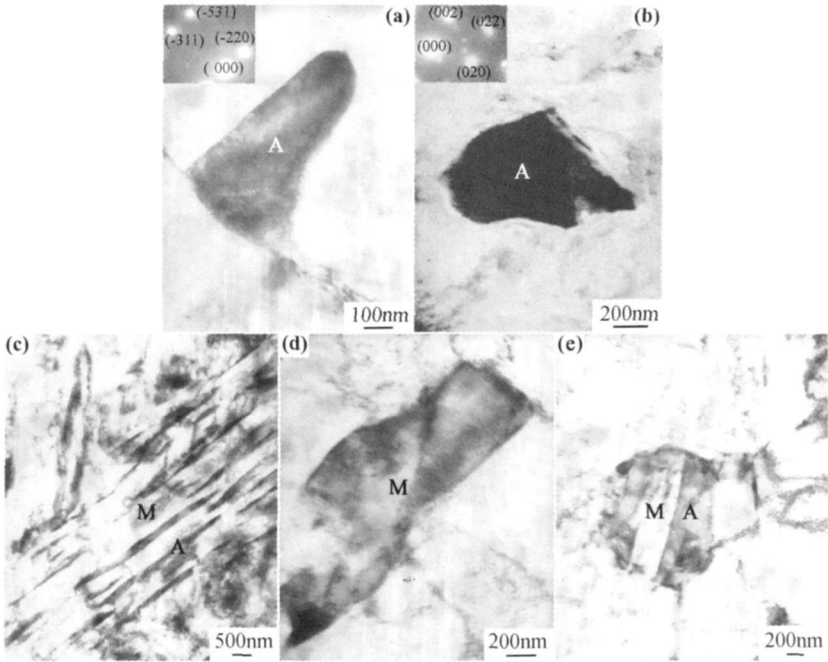


图 5 TRIP 钢不同变形阶段典型的 TEM 组织形貌(M: 马氏体 A: 奥氏体) (a), (b) 分别为拉伸前晶界处和铁素体晶粒内奥氏体; (c) 拉伸量 2.5% 时马氏体; (d) 拉伸后马氏体; (e) 铁素体内部 M-A

Fig. 5 Typical TEM images of TRIP steel under different capacity (M: martensite A: austenite) (a), (b) austenite allocated on boundary and inside ferrite before tension; (c) martensite (capacity 2.5%); (d) martensite (after tension); (e) M-A island inside ferrite

贡献; 铁素体晶粒内部奥氏体力学稳定性较好不易发生相变, 较大的晶粒在拉伸变形后易于形成 M-A。

参考文献

[1] ZACKAY V F, PARKER E R, DFAHR D, et al. The enhance-
ment of ductility on high-strength steels[J]. Trans of ASM ,
1967, 60(2) : 252- 259.

[2] GIRAULT E, JACQUES P, HARLET P. Metallographic Meth-
ods for Revealing the Multiphase Microstructure of TRIP- Assis-
ted Steels[J] . Mater Char, 1998, 40: 111- 118.

[3] MATSUMURA O, SAKUMA Y, TAKECHI H. Enhancement
of elongation by retained austenite in intercritical annealed 0. 14C-
1. 15S±0. 18Mn[J]. Trans ISIJ, 1987, 27(4) : 570- 579.

[4] 景财年, 王作成, 韩福涛. 相变诱发塑性的影响因素研究进展[J].
金属热处理, 2005, 30(2) : 26- 30.

[5] SUGIMOTO K I, IIDA T, SAKAGUCHI J, et al. Retained aus-
tenite characteristics and tensile properties in a TRIP type bainitic
sheet steel [J]. ISIJ International, 2000, 40(1) : 902- 908.

[6] 熊自柳, 江海涛, 蔡庆伍, 等. 消除 TRIP 钢屈服平台的预拉伸实
验及微观机理[J]. 北京科技大学学报, 2008, 30(4) : 379- 382.

[7] 张旺峰. 亚稳态材料力学行为特征及机理[D]. 西安: 西安交通大
学博士学位论文, 2000.

基金项目: 国家“ 863” 计划(2008AA03E502); 国家自然科学基金项目
(50804005)

收稿日期: 2009-08-26; 修订日期: 2010-05-20

作者简介: 熊自柳 (1980—), 男, 博士研究生, 研究方向为汽车钢板的
开发与机理研究, 联系地址: 北京科技大学 冶金工程研究院 509 室
(100083), E-mail: xiongziliu@ tom. com