

热轧 TRIP 钢残余奥氏体及其稳定性研究

Investigation of Retained Austenite and Its
Stability in Hot Rolled TRIP Steel

高绪涛,赵爱民,赵征志,张明明,张宇光

(北京科技大学 冶金工程研究院,北京 100083)

GAO Xu-tao,ZHAO Ai-min,ZHAO Zheng-zhi,

ZHANG Ming-ming,ZHANG Yu-guang

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

摘要: 采用 X 射线衍射(XRD)、透射电镜(TEM)和拉伸实验等方法,研究三种工艺制备的热轧 TRIP 钢残余奥氏体及其碳含量和稳定性。结果显示:贝氏体区停留时间对残余奥氏体量影响较大,当在贝氏体区模拟卷取时,残余奥氏体量最多;适当的增加弛豫时间,会增加最终组织中残余奥氏体的碳含量;残奥碳含量,还有残余奥氏体的形状和晶粒大小及周围相的影响共同决定了残余奥氏体稳定性。

关键词: 热轧 TRIP 钢;残余奥氏体;残余奥氏体碳含量;残余奥氏体稳定性

中图分类号: TG335.3 **文献标识码:** A **文章编号:** 1001-4381(2011)11-0039-05

Abstract: By means of X-ray diffraction(XRD),transmission electron microscopy(TEM) and tensile test, retained austenite and its carbon content and stability of hot rolled transformation-induced plasticity (TRIP) steels which were prepared through three processes was investigated. Result reveals that bainitic zone residence time has greater impact on the amount of retained austenite, the experimental steel obtained the maximum amount of retained austenite when it was coiled in the bainitic zone;the carbon content in retained austenite of the final organization will increase with the relaxation time extension; Carbon content in retained austenite, as well as retained austenite grain size,the shape and phase around retained austenite all exert an influence on stability of the retained austenite.

Key words: hot rolled TRIP steel;retained austenite;carbon content in retained austenite;stability of the retained austenite

在室温下,当钢板组织中存在一定量、比较稳定的残余奥氏体时,受塑性变形的作用,诱发了马氏体的形核,残余奥氏体发生相变而转变为马氏体,从而局部的硬度得到提高,致使材料的强度提高,同时残余奥氏体向马氏体相变时产生体积膨胀,压迫周围的基体,使其发生塑性变形,引起位错密度的增加,产生位错强化。若继续变形则较为困难,于是变形进一步向周围组织转移,颈缩的产生被延迟,随着相变的不断发展,材料获得了很高的塑性,钢板经相变后的塑性和强度都有提高,从而引入了相变强化和塑性增长机制,获得良好的强度和塑性匹配,这种现象就被称为相变诱发塑性,简称 TRIP 效应^[1,2]。

TRIP(Transformation Induced Plasticity)钢的组织是具有一定比例的残余奥氏体、铁素体和贝氏体的复相组织,通常残余奥氏体体积约占 5%~15%,铁素

体体积约占 50%~60%,贝氏体体积约占 25%~40%。随着残余奥氏体含量的不同,材料表现出的 TRIP 效应也存在很大差别。此外,TRIP 效应还与残余奥氏体自身的稳定性即在加工变形过程中残余奥氏体向马氏体转变的趋势或能力有关。基于此,本工作分析讨论不同工艺下所制备的热轧 TRIP 钢残余奥氏体体积分数及其碳含量,随后对比其残余奥氏体的稳定性,为热轧 TRIP 钢的生产工艺提供实验依据,从而使所制备的 TRIP 钢表现出较强的 TRIP 效应。

1 实验材料及方法

实验钢采用 50kg 真空中频感应炉冶炼,化学成分(质量分数/%,下同)为:C 0.10~0.20,Si1.0~2.0,Mn1.0~2.0,Nb 适量,余量为铁。将铸锭锻造并

加工成规格为 40mm×80 mm×90 mm 的锻坯。将锻坯经六道次热轧成厚度为 4mm 的薄板,钢坯加热温度、开轧温度和终轧温度分别为 1220,1150,850℃。终轧后分别以 3 种不同冷却工艺制备热轧 TRIP 钢:1# 试样钢终轧后空冷至 750℃后保温 3min,随后继续空冷至 680℃,然后以 50℃/s 的冷速水冷至 400℃,保温 5min 后空冷至室温;2# 和 3# 试样钢终轧后以 50℃/s 的冷速水冷至 750℃,随后空冷至 680℃,然后以 50℃/s 的冷速水冷至 400℃,所不同的是 2# 试样钢冷却至 400℃后模拟卷取,3# 试样钢在 400℃保温 30 min 后空冷至室温。

依照 GB/T228—2002 在每个热轧实验钢上依轧向取 5 个 50mm 标距的拉伸试样,分别按 5%,10%,15%,20%和断裂五个不同的工程应变变量在室温下进行拉伸,拉伸速度为 2mm/min。采用 JEM-2000FX 透射电镜观察微观组织。由 Lepera 试剂侵蚀后,金相观察残余奥氏体和马氏体均呈现白色,所以利用热染技术(Heat-tinting technique)^[3]来区分残余奥氏体和马氏体,方法如下:试样抛光后用 2%的硝酸酒精溶液侵蚀 15s,然后在 260℃的不用保护气的炉中保温 2.5h,最后冷却到室温。这样在光学显微镜可以观察到,铁素体和贝氏体呈米色或者浅棕色,残余奥氏体为紫色,马氏体为深蓝色。利用 DMAX-RB 型 12 kW 旋转阳极 X 射线衍射仪(Cu K α 衍射)测定残余奥氏体量,扫描范围为 40~110°,用直接比较法^[4]计算残余奥氏体的含量,再根据式(1)计算残余奥氏体中的碳含量,即:

$$a = 0.3555 + 0.0044\omega_c \quad (1)$$

式中: a 为奥氏体平均点阵常数,nm; ω_c 为残余奥氏体中的碳含量^[5]。

2 实验结果与分析

2.1 力学性能

由于塑性形变过程中 TRIP 钢中的残余奥氏体要发生马氏体相变,其加工硬化指数会随相变的发生而发生变化,将经典的加工硬化指数 Hollomon 公式^[6] $\sigma = K\epsilon^n$ 两边取对数并微分得出 $n = \frac{d(\ln\sigma)}{d(\ln\epsilon)}$,用来描述变形过程中的应变硬化行为,其中 σ 为真应力, ϵ 为真应变。试样受最大载荷时发生颈缩,此时均匀真塑性应变达到最大,根据文献^[7]计算结果,试样发生颈缩时均匀真塑性应变在数值上等于瞬时形变硬化指数,通常情况下,材料的形变硬化指数 n 的数值可从 $\ln\sigma$ - $\ln\epsilon$ 曲线中得到,该曲线的斜率即为瞬时形变硬化指数。图 1 为从 $\ln\sigma$ - $\ln\epsilon$ 曲线中求出的各试样在不同真应变

下的瞬时形变硬化指数,瞬时形变硬化指数曲线与直线 $n=\epsilon$ 的交点即为均匀真塑性应变,将此时的真应变换算成工程应变即为均匀伸长率。

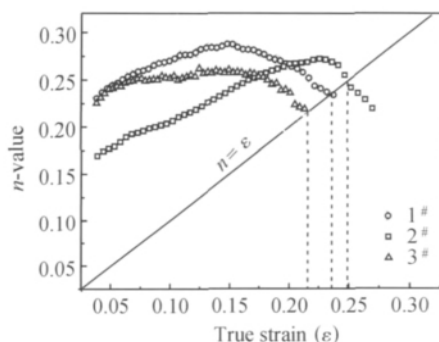


图 1 实验钢 n 值随真应变变化曲线

Fig. 1 Strain-hardening coefficient behavior with true strain for the steels

实验钢力学性能如表 1 所示。1# 实验钢贝氏体区等温 5min,3# 实验钢等温 30min,2# 实验钢快冷至贝氏体转变温度 400℃后模拟卷取,贝氏体区停留时间逐渐延长,从表中数据可看出,实验钢屈服强度随贝氏体区停留时间延长而增大,分别为 470,528,590MPa,抗拉强度随贝氏体区停留时间延长而减小,分别为 820,768,730MPa。2# 实验钢断裂总伸长率和均匀伸长率最高,达 36.2%和 28.3%,相应的具有较高的反映 TRIP 钢性能的强塑积,其次是在终轧后弛豫一段时间的 1# 实验钢,为 30.1%和 26.4%,最后是贝氏体区等温 30min 的 3# 实验钢,为 30.2%和 23.7%。

表 1 实验钢的力学性能

Table 1 Mechanical properties of experimental steels

No	Yield strength	Tensile strength	Elongation	Uniform elongation	Strength-ductility balance
	/MPa	/MPa	/%	/%	/MPa·%
1#	470	820	30.1	26.4	24682
2#	590	730	36.2	28.3	26426
3#	528	768	30.2	23.7	23194

2.2 残余奥氏体及其稳定性

从图 2 残余奥氏体 TEM 组织形貌看出,残留奥氏体主要分布于三个位置:(1)呈岛状分布于铁素体晶粒内或晶界处,如图 2(a)和图 2(b);(2)呈膜状或针状分布于贝氏体铁素体条间^[8,9],如图 2(c);(3)呈岛状分布于贝氏体铁素体晶界处如图 2(d)。为确保低合金多相 TRIP 钢的 TRIP 效应,残余奥氏体尺寸范围应为 0.01~1 μ m^[3],较大的残余奥氏体晶粒在变形初期可能已经部分转变为马氏体或全部转变为马氏

体,而小于 $0.01\mu\text{m}$ 的残余奥氏体晶粒对应变诱导相变贡献不大,这是因为较小残余奥氏体晶粒状态时的马氏体晶核激活导致更少量马氏体形成,要比较大残余奥氏体晶粒状态时所形成的马氏体量少,即较小残余奥氏体削弱相变动力作用,对 TRIP 效应不利。图 2(c)和图 2(d)透射电镜照片下观察,岛状残留奥氏体

尺寸较大,而分布于贝氏体铁素体条间的针状或膜状奥氏体的尺寸小于 $1\mu\text{m}$,纵横比大于 2.5。由于被贝氏体包围,形成贝氏体时两侧的贝氏体同时向残留奥氏体排碳,使碳高度富集,使 M_s 点下降,因此稳定性明显提高,而且由于周围的贝氏体产生静水压力,即使在很大的应变下也不发生马氏体相变。

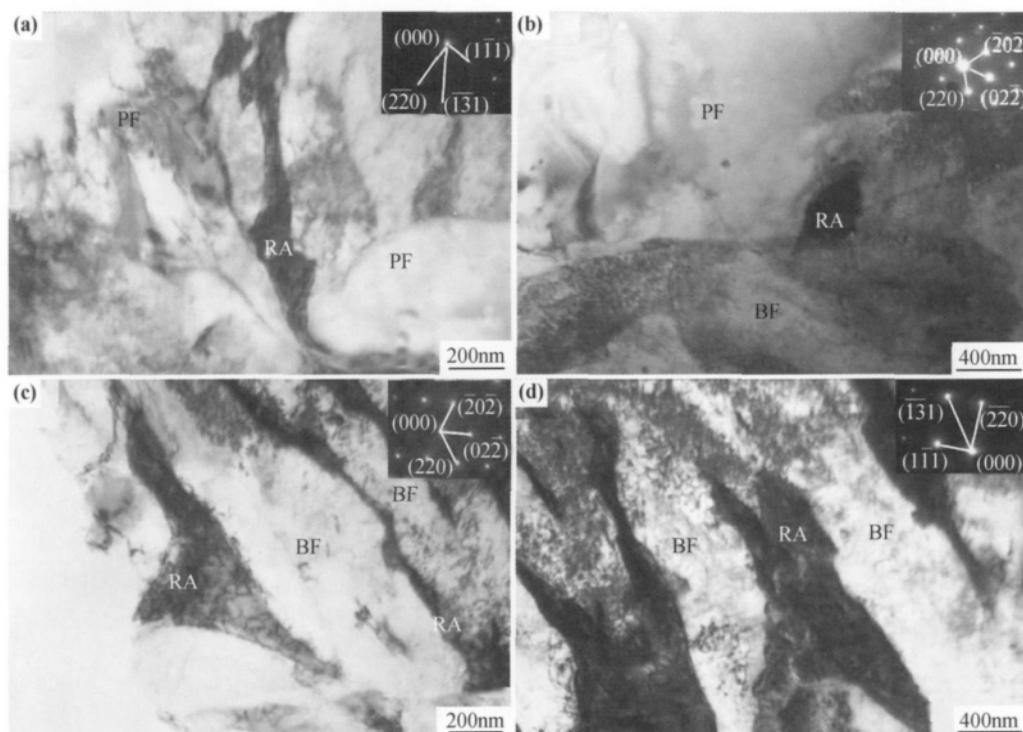


图 2 试样中残余奥氏体 (a),(b) 分布于铁素体晶粒内或晶界处的残余奥氏体;
(c)分布于贝氏体处的残余奥氏体薄膜;(d)分布于贝氏体处的岛状残余奥氏体

Fig. 2 Retained austenite in sample (a),(b) retained austenite in the ferrite grain boundary or fine retained austenite in the ferrite matrix;(c) retained austenite films along the bainite lath boundary;
(d) retained austenite islands along the bainite lath boundary

TRIP 效应同残余奥氏体的含量有关,残余奥氏体太少,TRIP 效应弱,相反,残余奥氏体太多,会因其碳含量低而导致稳定性低,在变形初期就发生马氏体相变,影响力学性能。对于可产生 TRIP 效应的最佳残余奥氏体体积分数报道为 $10\% \sim 20\%$ ^[10]。TRIP 效应还同残余奥氏体的稳定性有关,残余奥氏体中的含碳量决定残余奥氏体的化学稳定性,而残余奥氏体的形状和晶粒大小及周围相的影响决定了它的力学稳定性。当含碳量太低 ($<0.5\% \sim 0.6\%$) 时,残余奥氏体稳定性差,在变形过程中容易发生马氏体相变,延伸率下降,含碳量过高 ($>1.8\%$),残余奥氏体过于稳定,即使在变形后也不发生相变,对延伸率提高同样不起作用^[11]。一般用残余奥氏体中的含碳量和残余奥氏体含量的乘积表示 TRIP 效应的强弱。图 3 为各实验钢残余奥氏体体积分数及其碳含量,其中贝氏体区模

拟卷取的 2[#] 实验钢残奥量最多,为 19.4% 。 T_0 线是铁素体的化学自由能和奥氏体的化学自由能相等时的点的轨迹, T_0 线上的碳含量决定了奥氏体中的碳富集最大值,根据文献^[12]钢在 400°C 时卷取,由于在 T_0 线上的贝氏体相变率和碳含量是完美的结合,这将提高碳富集,从而得到高的残余奥氏体体积分数。1[#] 和 2[#] 实验钢残奥体积分数相当,分别为 11.3% , 10.9% ,但是 1[#] 实验钢残奥碳浓度最大,达 1.69% ,远高于 2[#] 实验钢的 1.50% 和 3[#] 实验钢的 1.51% ,说明弛豫阶段保温一段时间有助于碳的第一阶段富集。

Chiro A Di 等^[13]将钢中残余奥氏体量与残余奥氏体中碳含量的乘积作为残余奥氏体的稳定性参数 ($V_\gamma \times C_\gamma$),分析了可成形性指标(即抗拉强度与总伸长率的乘积 $TS \times TEL$)与残余奥氏体稳定性参数的关系,如图 4 所示。可见材料的可成形性指标与残余奥

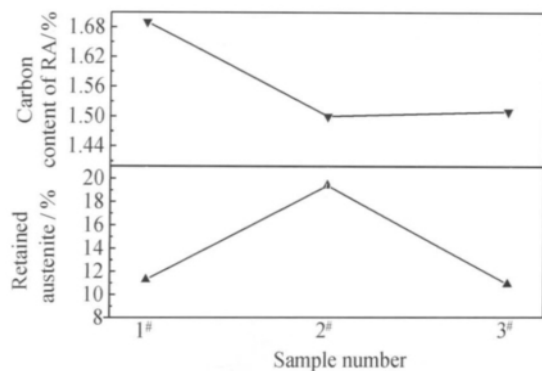


图3 实验钢残余奥氏体体积分数及其碳含量

Fig. 3 Volume fraction of retained austenite and carbon content

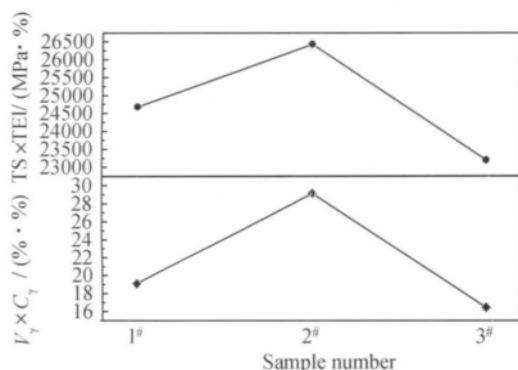


图4 成形性指标与残余奥氏体稳定性参数的关系

Fig. 4 Relationship between formability index and stability parameters of retained austenite

氏体的稳定性参数成正比。

由于残余奥氏体在应力作用下发生马氏体相变,产生体积膨胀,压迫周围的铁素体基体,产生新的位错而使 TRIP 钢加工硬化率发生变化,从而 TRIP 效应决定 TRIP 钢的瞬时 n 值特征^[14]。实验钢的应变硬化指数 n 值随真应变的关系如图 1 所示。三试样钢在应变开始阶段 n 值明显上升,原因是钢中大量残余奥氏体在应变开始阶段发生了马氏体相变(如图 5 所示),使得 n 值上升。3# 在 n 值达到 0.25 左右后一直处于稳定阶段,直至真应变为 0.17 时才开始下降;1# 试样在此阶段 n 值上升曲线较为平缓,而 2# 试样由于其残余奥氏体含量多,在变形过程中相变强化作用明显,使得 n 值上升曲线陡峭。变形阶段持续发生马氏体相变时 TRIP 效应变化不大, n 值表现较为稳定,同时由于 TRIP 钢组织中残余奥氏体相变时伴随的 TRIP 效应则能提高瞬时 n 值,所以 2# 试样在真应变为 22% 左右时 TRIP 效应最强,瞬时 n 值最高。

在应变后期没有足够的残余奥氏体发生马氏体相变,TRIP 效应弱,瞬时 n 值降低,但是由于 2# 试样残余奥氏体含量多,所以 n 值出现下降现象较 1# 和 3#

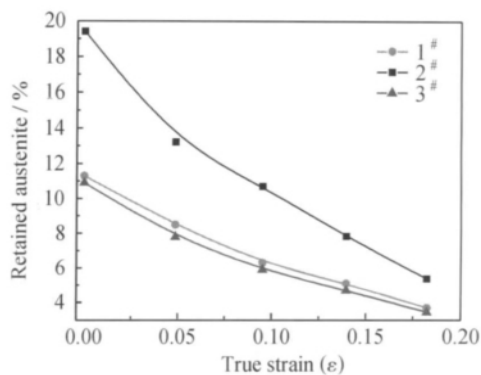
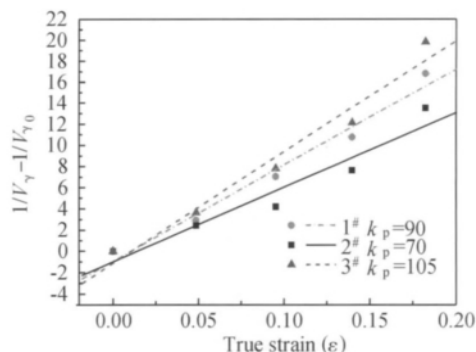


图5 残余奥氏体体积分数随真应变变化量

Fig. 5 Change in volume fraction of retained austenite with deformation

图6 $1/V_\gamma - 1/V_{\gamma 0}$ 随真应变变化值Fig. 6 Change in $(1/V_\gamma - 1/V_{\gamma 0})$ with strain

试样延迟。而 1# 试样残余奥氏体碳含量高,具有较高的力学稳定性,能持续发生马氏体相变,所以 n 值下降速度小于 2# 和 3# 试样。

为定量表征残余奥氏体的稳定性,引入 Ludwigs-Berger 方程^[10],见式(2):

$$\frac{1}{V_\gamma} - \frac{1}{V_{\gamma 0}} = \left(\frac{k_p}{P}\right) \epsilon^P \quad (2)$$

式中: V_γ 为拉伸至一定应变值后试样中的残余奥氏体含量; $V_{\gamma 0}$ 为初始状态下未拉伸试样中残余奥氏体含量; k_p 为常数,表征残余奥氏体在应力作用下的稳定性; P 是和自动催化效应有关的应变指数,对于 TRIP 钢,指数 P 设定为 1。高的 k_p 值表示残余奥氏体易在应力作用下发生马氏体相变,也就是具有低的稳定性。

经计算和拟合,得到图 6 即不同工艺下残余奥氏体稳定性表征。从图中看出,2# 试样 k_p 值最小,其残余奥氏体最为稳定,其次是 1# 试样,3# 试样 k_p 值最大,其残余奥氏体最不稳定。图 3 所示,1# 试样残余奥氏体碳含量最大,其稳定性理应高于 2# 试样和 3# 试样,但是图 6 显示残余奥氏体稳定性并非完全随残余奥氏体碳含量增加而增大,这是因为如上述残余奥氏体的碳含量,还有残余

奥氏体的形状和晶粒大小及周围相的影响共同决定了它的稳定性。

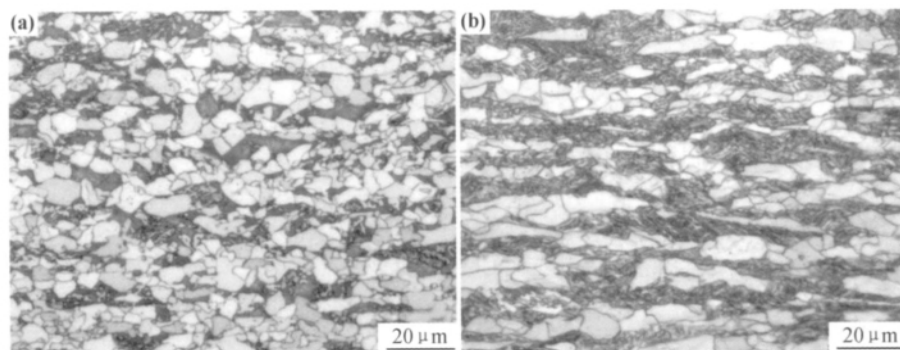


图 7 2# 试样拉伸前后的热染金相组织 (a)工程应变 0%;(b)工程应变 36.2%(断裂)

Fig. 7 Heat-tinted microstructures of 2# steel (a)engineering strain 0%; (b) elongation at break 36.2%

3 结论

(1)贝氏体区停留时间对残余奥氏体影响较大,当实验钢快冷至 400℃ 后模拟卷取,其在贝氏体区停留时间最长,残余奥氏体量接近 20%,较 400℃ 等温 30min 和 5min 的残余奥氏体含量多。

(2)终轧后至快冷前这一缓冷阶段为弛豫阶段,弛豫时间影响残余奥氏体中碳的富集,适当的增加弛豫时间,如 1# 实验钢弛豫 3min,会增加最终组织中残余奥氏体的碳含量。

(3)残奥稳定性并非完全随残奥碳含量增加而增大,残余奥氏体中的碳含量,还有残余奥氏体的形状和晶粒大小及周围相的影响共同决定了它的稳定性。结果显示终轧后经过三段式控冷工艺并在 400℃ 模拟卷取的 2# 实验钢残余奥氏体最稳定。

参考文献

- [1] FISEHER F D, REISNER G, WERNER E, et al. A new view on transformation induced plasticity [J]. International Journal of Plasticity, 2000, 16(7-8): 723-748.
- [2] CHERKAoui M, BERVEILLER M, LEMOINE X. Couplings between plasticity and martensitic phase transformation: overall behavior of polycrystalline TRIP steels[J]. International Journal of Plasticity, 2000, 16(10-11): 1215-1241.
- [3] TIMOKHINA I B, HODGSON P D, PERELOMA E V. Effect of microstructure on the stability of retained austenite in transformation-induced-plasticity steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2004, 35A(8): 2331-2341.
- [4] 李华瑞. 材料 X 射线衍射分析实用方法[M]. 北京: 冶金工业出版社, 1994. 39-78.
- [5] 马世良. 金属 X 射线衍射学[M]. 西安: 西北工业大学出版社, 1987.
- [6] HOLLOMON J H. The effect of heat treatment and carbon content on the work hardening characteristics of several steels[J].

Trans of ASM, 1944, 32: 123-133.

- [7] 李玉兰. 真应力-真应变的定义及其力学特征[J]. 重庆大学学报: 自然科学版, 2001, 24(3): 58-60.
- [8] SUGINOTQ K, MASAHIRQ M, KOBAYASHI M, et al. Effects of second phase morphology on retained austenite morphology and tensile properties in a TRIP-aided dual-phase steel sheet [J]. ISIJ Int, 1993, 33(7): 775-782.
- [9] WANG X D, HUANG B X, WANG L, et al. The design and characterization of microalloying high-strength TRIP steels [J]. Metall Mater Trans A, 2008, 39(1): 1-7.
- [10] LIU S K, ZHANG J. The influence of the Si and Mn concentrations on the kinetics of the bainite transformation in Fe-C-Si-Mn alloys[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 1990, 21 (6): 1517-1525.
- [11] DE MEYER M, VANDERSCHUEREN D, DE COOMAN B C. The influence of the substitution of Si by Al on the properties of cold rolled C-Mn-Si TRIP steels iron steel[J]. ISIJ Int, 1999, 39(8): 813-822.
- [12] HASHIMOTO S, IKEDA S, SUGIMOTO K, et al. Effects of Nb and Mo addition to 0.2% C-1.5% Si-1.5% Mn steel on mechanical properties of hot rolled TRIP-aided steel sheets[J]. ISIJ Int, 2004, 44 (9): 1590-1598.
- [13] CHIRO A DI, ROOT J, YUE S. The effect of microstructure on the strain induced transformation of a Si-Mn bainite steel[A]. 37th MWSP Conf Proc [C]. USA:ISS-AIME, 1996. 373-382.
- [14] ITAMI A, TAKAHASHI M, USIHIODA K. Plastic stability of retained austenite in the cold-rolled 0.14% C-1.9% Si-1.7% Mn sheet steel[J]. ISIJ Int, 1995, 35(9): 1121-1127.

基金项目:国家“863”计划(2008AA03Z502)

收稿日期:2010-07-15;修订日期:2011-05-11

作者简介:高绪涛(1976),男,博士研究生,研究方向为热轧 TRIP 钢,联系地址:北京市海淀区学院路 30 号北京科技大学冶金工程研究院赵爱民转高绪涛(100083),E-mail:xutaotall@163.com