

等温处理过程热轧 TRIP 钢残余奥氏体的分解行为

王晓晖, 康健, 袁国, 王国栋

(东北大学轧制技术及连轧自动化国家重点实验室, 辽宁 沈阳 110819)

摘 要: 以低 Si 含 Al 热轧 TRIP 钢为研究对象, 采用扫描电子显微镜、透射电子显微镜、X 射线衍射仪和拉伸实验等实验方法, 研究了贝氏体区等温处理过程中残余奥氏体的分解行为。结果表明: 在不同的等温温度下, 随着等温时间的增加, 残余奥氏体逐渐分解为铁素体和碳化物, 随着等温温度的升高, 残余奥氏体发生分解所需要的时间减少; 实验钢的抗拉强度、断后延伸率和强塑积在不同的等温温度下, 随着等温时间的增加呈现不断降低的变化趋势; 在不同的等温处理工艺下, 残余奥氏体的体积分数呈现降低的趋势, 而碳含量没有明显的变化。

关 键 词: 残余奥氏体; 等温处理; 显微组织; 力学性能; 分解行为

中图分类号: TG 142

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2019)01-0032-06

Decomposition Behaviors of Retained Austenite in Hot Rolled TRIP Steels During Isothermal Treatments

WANG Xiao-hui, KANG Jian, YUAN Guo, WANG Guo-dong

(State Key Laboratory of Rolling and Automation, Northeastern University, Shenyang 110819, China.

Corresponding author: YUAN Guo, E-mail: neuyuanguo@163.com)

Abstract: Scanning electron microscopy (SEM), transmission electron microscopy (TEM), X-ray diffraction (XRD) and tensile tests were used to investigate decomposition behaviors of the retained austenite (RA) in hot rolled TRIP steels with low Si and some Al elements during isothermal treatments. The results show that during different isothermal temperature, the RA can decompose into ferrite and carbides gradually with the isothermal time. When the isothermal temperature increases, the time required for the RA decomposition decreases. At different isothermal temperature, the variation tendency of tensile strength, total elongation and strength ductility balance of the tested steel decreases with the isothermal time. With different isothermal treatments, the variation of the volume fraction of the RA tends to be decreased, while the carbon content has little effect.

Key words: retained austenite; isothermal treatment; microstructures; mechanical properties; decomposition behavior

面对汽车行业对节能性和安全性的发展要求, 汽车用钢需要追求高强度与高塑性。相变诱发塑性 (TRIP) 钢由于其具有较高的强度与塑性, 成为具有代表性的先进高强钢^[1]。热轧 TRIP 钢的显微组织由铁素体、贝氏体和残余奥氏体组成。残余奥氏体在变形的过程中会发生马氏体转变, 在提高了强度的同时也提高了塑性^[2]。由于热轧 TRIP 钢的生产工艺相对复杂, 对冷却温度的控制

精度要求较高, 多数研究集中在冷轧 TRIP 钢的显微组织和力学性能方面, 而与热轧 TRIP 钢相关的研究相对较少^[3]。相比于冷轧 TRIP 钢的生产流程, 热轧 TRIP 钢节省了冷轧和退火过程, 提高了生产效率, 热轧 TRIP 钢的研究成为汽车用钢发展的重要组成部分^[4]。

残余奥氏体决定了热轧 TRIP 钢的加工硬化行为, 进而影响了其力学性能。热轧 TRIP 钢在卷

收稿日期: 2017-10-12

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(51504063)。

作者简介: 王晓晖(1990-), 男, 山东枣庄人, 东北大学博士研究生; 袁国(1979-), 男, 山东泰安人, 东北大学教授, 博士生导师; 王国栋(1942-), 男, 辽宁大连人, 东北大学教授, 博士生导师, 中国工程院院士。

取之后冷却速度十分缓慢,残余奥氏体由于自身不稳定而会转变为其他产物.残余奥氏体在该过程中的分解会损害热轧 TRIP 钢的力学性能. Jun 等^[5]在 C-Mn-Si 系热轧 TRIP 钢的相关研究中发现,残余奥氏体在卷取温度为 400 ℃ 且卷取时间为 60 min 时开始发生分解. Park 等^[6]在 C-Mn-Al-Si 系冷轧 TRIP 钢的相关研究中发现,残余奥氏体在回火温度为 400 ℃ 且回火时间为 3 h 时开始发生分解. 热轧 TRIP 钢在卷取之后残余奥氏体的分解行为需要更加深入的研究.

本文研究了贝氏体区等温处理过程中残余奥氏体的分解行为,以此来模拟热轧卷取之后残余奥氏体的相应变化. 评价了不同等温温度与等温时间下残余奥氏体的稳定性,为判定热轧卷取之后残余奥氏体的稳定性提供实验参考,同时为热轧生产中卷取温度的确定提供理论指导.

1 实验方法

实验钢采用 90 kg 真空感应熔炼炉冶炼,化学成分(质量分数,%)为 C 0.218, Mn 1.52, Al 1.10, Si 0.547, Fe 余量. 经过 Thermo-Calc 软件计算平衡状态下 A_3 温度为 974 ℃,使用相变仪测定冷却速率为 5 ℃/s 的条件下 A_3 温度为 780 ℃.

将铸锭锻造成规格尺寸为 90 mm × 70 mm × 40 mm 的坯料,坯料在 $\phi 450$ 两辊可逆式轧机上经过两阶段控制轧制,轧制成厚度为 4 mm 的钢板. 实验钢的生产工艺如图 1 所示.

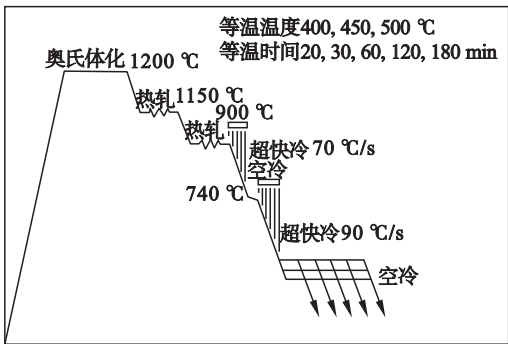


图 1 实验钢的生产工艺
Fig. 1 Schematic diagram of processing route

扫描试样经过 4% 硝酸酒精溶液腐蚀之后,利用 FEI QUANTA 600 扫描电子显微镜(SEM)观察显微组织.透射试样经过双喷减薄处理之后,利用 TECNAI G² 20 透射电子显微镜(TEM)观察微观结构.利用 X 射线衍射仪(XRD)检测残余奥氏体的体积分数和碳含量,采用 Cu 靶,扫描角度

为 40° ~ 101°,为了避免织构的影响,选择奥氏体 $(200)_\gamma$, $(220)_\gamma$ 和 $(311)_\gamma$ 衍射峰以及铁素体 $(200)_\alpha$ 和 $(211)_\alpha$ 衍射峰,并对衍射峰的积分强度进行计算.残余奥氏体的体积分数利用式(1)计算获得^[7]:

$$\varphi_\gamma = \frac{1.4I_\gamma}{I_\alpha + 1.4I_\gamma} \quad (1)$$

式中, I_γ 和 I_α 分别为奥氏体衍射峰和铁素体衍射峰的积分强度.残余奥氏体的碳质量分数利用式(2)计算获得^[8]:

$$a_\gamma = 3.556 + 0.0453w_C + 0.00095w_{Mn} + 0.0056w_{Al} \quad (2)$$

式中, a_γ 为奥氏体的晶格常数.

利用 INSTRON 4206 拉伸试验机检测力学性能,沿钢板轧制方向制备拉伸试样,原始标距长度为 25 mm,拉伸过程变形速度为 3 mm/min.

2 实验结果与分析

2.1 显微组织

不同等温处理工艺下实验钢的显微组织如图 2 所示.从图中可以看出,在不同的等温温度下,随着等温时间的增加,实验钢的残余奥氏体均发生了分解.在等温温度为 400 ℃ 的条件下,当等温时间为 20 和 60 min 时,实验钢的显微组织由多边形铁素体、贝氏体铁素体和残余奥氏体组成,贝氏体铁素体有粒状贝氏体和板条贝氏体两种形态,残余奥氏体主要呈薄膜状分布于贝氏体铁素体之间,如图 2a 和图 2b 所示;当等温时间为 180 min 时,实验钢中的残余奥氏体分解成了新生成铁素体和碳化物,无法明显地观察到残余奥氏体,如图 2c 所示.在等温温度为 450 ℃ 的条件下,当等温时间为 20 min 时,实验钢的显微组织由多边形铁素体、贝氏体铁素体和残余奥氏体组成,贝氏体铁素体主要为板条贝氏体形态,残余奥氏体分为薄膜状和块状两种形态,如图 2d 所示;当等温时间为 60 和 180 min 时,实验钢中的残余奥氏体几乎全部发生了分解,可以清楚地观察到分解获得的铁素体和碳化物,如图 2e 和图 2f 所示.在等温温度为 500 ℃ 的条件下,当等温时间为 20 min 时,大部分残余奥氏体分解为铁素体和碳化物,可以观察到少量未分解的残余奥氏体,如图 2g 所示;当等温时间为 60 和 180 min 时,残余奥氏体全部分解为铁素体和碳化物,如图 2h 和图 2i 所示.

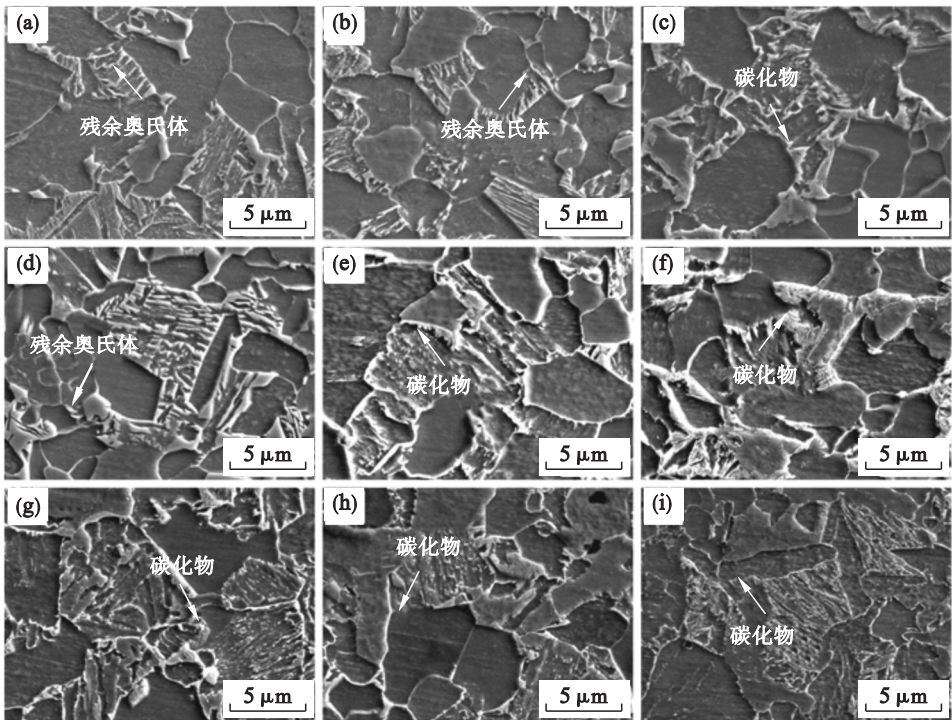


图 2 不同等温处理工艺下实验钢的显微组织

Fig. 2 Microstructures of the tested steels after different isothermal treatments

(a)—400 °C, 20 min; (b)—400 °C, 60 min; (c)—400 °C, 180 min; (d)—450 °C, 20 min; (e)—450 °C, 60 min; (f)—450 °C, 180 min; (g)—500 °C, 20 min; (h)—500 °C, 60 min; (i)—500 °C, 180 min.

随着等温温度的升高,碳元素在奥氏体中的扩散系数增加,在残余奥氏体中碳元素的扩散速率升高,残余奥氏体全部分解所需要的等温时间缩短^[9].当等温温度分别为 400,450 和 500 °C 时,残余奥氏体全部分解所对应的等温时间为 180, 60 和 30 min,碳元素的扩散速率升高缩短了残余奥氏体全部分解所需要的等温时间.

2.2 力学性能

不同等温处理工艺下实验钢的力学性能如图

3 所示.从图中可以看出,在不同的等温温度下,随着等温时间的增加,实验钢的抗拉强度、断后延伸率和强塑积均不断降低.在等温温度为 450 °C 的条件下,当等温时间为 20 min 时,实验钢的抗拉强度、断后延伸率和强塑积均达到最高值,分别为 732. 25 MPa,36% 和 26. 36 GPa·%,结合实验钢的显微组织,当实验钢中存在较高体积分数的残余奥氏体时,其抗拉强度、断后延伸率和强塑积相对较高.

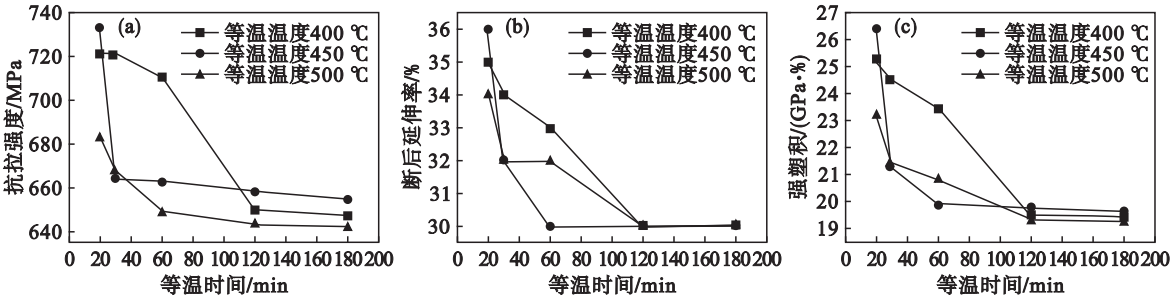


图 3 不同等温处理工艺下实验钢的力学性能

Fig. 3 Mechanical properties of the tested steels after different isothermal treatments

(a)—抗拉强度; (b)—断后延伸率; (c)—强塑积.

实验钢中的残余奥氏体在变形过程中会发生马氏体转变,释放局部区域的应力集中,进而提高了实验钢的断后延伸率,获得的马氏体又增加了其抗拉强度^[10].当等温温度较高或者等温时间较

长时,显微组织中的残余奥氏体将分解成为铁素体和碳化物,变形过程中所发生 TRIP 效应的程度将会减弱,因而贝氏体区等温处理过程中残余奥氏体的分解将会降低实验钢的力学性能.

2.3 残余奥氏体的稳定性

不同等温处理工艺下残余奥氏体的体积分数和碳质量分数如图 4 所示. 从图中可以看出,在不同的等温温度下,随着等温时间的增加,残余奥氏体的体积分数总体呈现降低趋势,而碳质量分数没有明显变化规律. 在不同的等温温度下,随着等温时间的增加,残余奥氏体的体积分数逐渐降低,直到在较长的等温时间下,残余奥氏体将会全部分解,如图 4a 所示. 随着等温温度的升高,残余奥氏体全部发生分解所需要的时间逐渐减少,当等

温温度从 400 ℃ 升高到 500 ℃ 时,残余奥氏体全部分解的时间从 120 min 降低到 30 min. 当等温温度为 400 和 450 ℃ 时,在较短的等温时间下,残余奥氏体的体积分数可以达到较高的水平,最高值为 18.19%. 当等温温度为 500 ℃ 时,即使在较短的等温时间下,残余奥氏体的体积分数也相对较低,这说明了较高的等温温度和较长的等温时间不利于残余奥氏体的保留. 残余奥氏体的碳质量分数没有表现出明显的变化规律,如图 4b 所示.

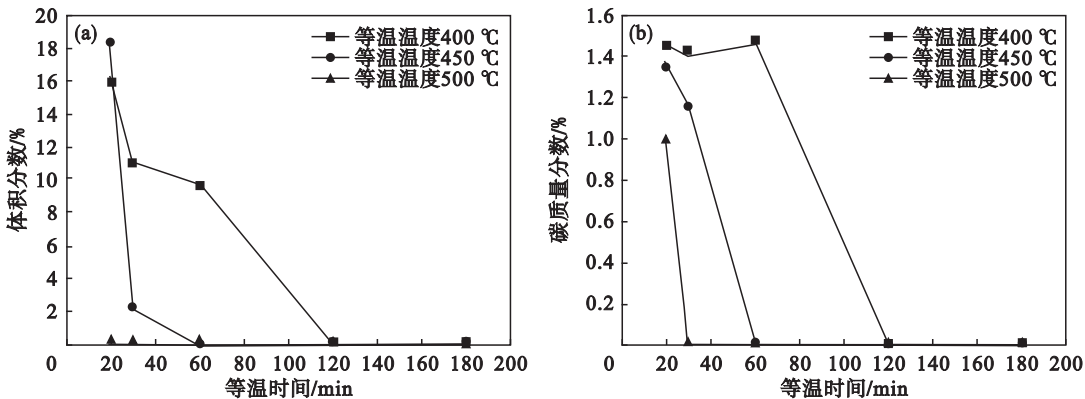


图 4 不同等温处理工艺下残余奥氏体的体积分数和碳质量分数
Fig. 4 Volume fraction and carbon content of retained austenite after different isothermal treatments
(a)—残余奥氏体的体积分数; (b)—碳质量分数.

残余奥氏体的体积分数与碳元素的扩散系数密切相关^[5-6], Wells 提出了奥氏体中碳扩散系数与温度之间的关系: $D_C^\gamma = 0.12 \times e^{-32000/RT}$, 式中 R 和 T 分别为理想气体常数和绝对温度. 当等温温度分别为 400, 450 和 500 ℃ 时, 所对应的碳扩散系数为 5×10^{-12} , 3×10^{-11} 和 $1.05 \times 10^{-10} \text{ cm}^2/\text{s}$, 随着等温温度的升高, 奥氏体中碳扩散系数显著增加, 进而导致残余奥氏体在等温过程中加速分解, 降低了残余奥氏体的体积分数. 残余奥氏体的稳定性在很大程度上由碳元素所决定, 其机械稳

定性与变形诱导生成的位错及碳原子的交互作用相关, 而化学稳定性受碳质量分数及碳扩散系数影响, 碳扩散系数的增加最终导致了残余奥氏体的稳定性降低.

当等温温度为 400 ℃ 且等温时间为 60 min 时残余奥氏体的 TEM 图像如图 5 所示. 从图中可以看出, 稳定存在的残余奥氏体清晰地分布于贝氏体铁素体之间, 残余奥氏体在贝氏体铁素体之间呈块状分布.

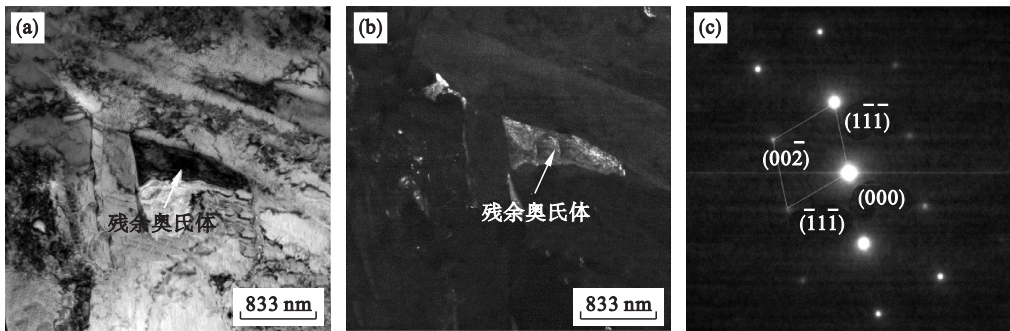


图 5 等温温度 400 ℃ 且等温时间 60 min 时残余奥氏体的 TEM 图像
Fig. 5 TEM micrographs of retained austenite after isothermal treatment for 60 min at temperature of 400 °C
(a)—明场像; (b)—暗场像; (c)—衍射斑.

实验钢在临界区空冷过程中形成的残余奥氏体在多边形铁素体与贝氏体铁素体之间呈块状分布,而在贝氏体区等温处理过程中形成的残余奥氏体在贝氏体铁素体之间呈薄膜状或块状分布,其他学者在相同的等温温度下同样观察到残余奥氏体的存在. Jun 等^[5]发现,当等温温度为 400 ℃ 且等温时间为 20 min 时残余奥氏体可以稳定存在,达到较长的等温时间后残余奥氏体将会发生分解. Park 等^[6]发现,当等温温度为 400 ℃ 且等温时间为 1 h 时残余奥氏体可以稳定存在,块状残

余奥氏体的稳定性在发生分解时要高于薄膜状残余奥氏体. 当等温温度为 400 ℃ 且等温时间为 60 min 时,可以在实验钢中观察到块状残余奥氏体的存在,这些残余奥氏体的含量与原奥氏体的大小和先共析铁素体的含量有关.

当等温温度为 450 ℃ 且等温时间为 60 min 时碳化物的 TEM 图像如图 6 所示. 从图中可以看出,分解产生的碳化物清晰地分布于新生成铁素体之间. 碳化物在新生成铁素体之间呈颗粒状分布.

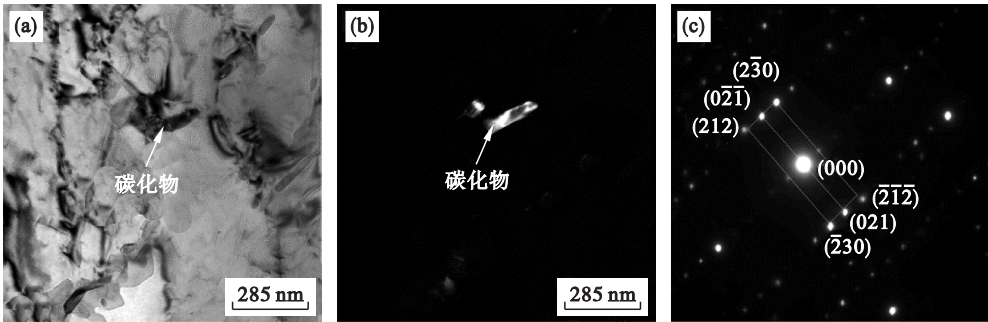


图 6 等温温度 450 ℃ 且等温时间 60 min 时碳化物的 TEM 图像

Fig. 6 TEM micrographs of carbides after isothermal treatment for 60 min at temperature of 450 ℃
(a)—明场像; (b)—暗场像; (c)—衍射斑.

残余奥氏体在分解后形成了铁素体和碳化物,生成的碳化物多呈圆球状或短棒状,这是因为圆球状或短棒状形貌的碳化物具有较低的表面能,其他学者在相近的等温温度下同样观察到碳化物的生成. Jun 等^[5]发现,残余奥氏体在等温温度为 400 ℃ 且等温时间为 60 min 时的分解产物为铁素体和渗碳体,而在等温温度为 450 ℃ 且等温时间为 60 min 时的分解产物还包括特殊的珠光体. Park 等^[6]发现,残余奥氏体在等温温度为 300 ℃ 且等温时间为 9 h 时的分解产物为铁素体和 ϵ -碳化物,而在等温温度为 500 ℃ 且等温时间为 9 h 时的分解产物为铁素体和渗碳体. 当等温温度为 450 ℃ 且等温时间为 60 min 时,可以在实验钢中观察到碳化物的生成,这些碳化物的生成由碳元素在残余奥氏体中的重新分布导致.

3 结 论

1) 在不同的等温温度下,随着等温时间的增加,实验钢中的残余奥氏体逐渐分解为铁素体和碳化物. 当等温温度为 400 ℃ 时,残余奥氏体发生分解所需要的等温时间为 120 min,当等温温度为 450 ℃ 时,残余奥氏体发生分解所需要的时间为 30 min,当等温温度为 500 ℃ 时,残余奥氏体发生分解所需要的时间为 20 min. 随着等温温度的升

高,残余奥氏体发生分解所需要的时间减少.

2) 实验钢的抗拉强度、断后延伸率和强塑积在不同的等温温度下,随着等温时间的增加呈现不断降低的变化趋势. 在等温温度为 450 ℃ 的条件下,当等温时间为 20 min 时,实验钢的抗拉强度、断后延伸率和强塑积均达到最高值,分别为 732. 25 MPa, 36% 和 26. 36 GPa·%. 当等温时间较长时,实验钢的抗拉强度、断后延伸率和强塑积变化相差不大.

3) 在不同的等温处理工艺下,残余奥氏体的体积分数呈现降低的趋势,而碳质量分数没有明显的变化. 在等温温度为 450 ℃ 的条件下,当等温时间为 20 min 时,残余奥氏体的体积分数达到最高值为 18. 19%. 较高的等温温度和较长的等温时间不利于残余奥氏体的保留,会使残余奥氏体的体积分数显著降低.

参考文献:

[1] Wang C, Ding H, Cai M H, et al. Characterization of microstructures and tensile properties of TRIP-aided steels with different matrix microstructure [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 610: 65 – 75.
[2] Feng Q X, Li L F, Yang W Y, et al. Effect of Nb on the stability of retained austenite in hot-rolled TRIP steels based on dynamic transformation [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2014, 603: 169 – 175.