

等温贝氏体转变对 CMnAl-TRIP 钢残余奥氏体稳定性及力学性能的影响

黄慧强*, 邸洪双**, 张天宇, 闫宁, 龚殿尧***

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 采用连续退火工艺对 CMnAl-TRIP 钢进行处理, 获得了不同贝氏体区等温温度和不同等温时间下的钢板样品, 结合扫描电镜、电子探针、电子背散射衍射、透射电镜、X 射线衍射等检测手段对经不同工艺处理后的钢的组织、元素分布及残余奥氏体进行表征, 研究了不同贝氏体等温条件下残余奥氏体的稳定性及其对实验钢塑性和加工硬化的影响。结果表明: 不同工艺处理后的实验钢的组织均由铁素体、贝氏体、残余奥氏体及少量马氏体组成; 随着等温温度从 380 °C 升高到 420 °C, 残余奥氏体的体积分数逐渐增大, 残余奥氏体中碳的质量分数逐渐增大, 强塑积逐渐增大; 之后随着温度继续升高到 460 °C, 残余奥氏体的体积分数逐渐减小, 残余奥氏体中碳的质量分数逐渐减小, 强塑积逐渐降低; 在等温温度为 420 °C 时, 残余奥氏体的稳定性较高, 实验钢的综合力学性能最优, 保温时间为 180 s 时, 残余奥氏体的体积分数为 10.7%, 残余奥氏体中碳的质量分数为 1.069%, 实验钢的屈服强度为 455 MPa, 抗拉强度为 681 MPa, 断后伸长率为 31.7%, 强塑积达到了 21.59 GPa·%。等温时间延长有利于贝氏体转变, 增加残余奥氏体的含量及稳定性, 提高 TRIP 钢的综合力学性能。足够多的残余奥氏体是发生 TRIP 效应的条件, 适当的稳定性是提供持续加工硬化、增大钢塑性的保证。

关键词 材料; 残余奥氏体; TRIP 效应; 力学性能; 加工硬化

中图分类号 TG156.1

文献标识码 A

doi: 10.3788/CJL201946.1102004

Effects of Isothermal Bainite Transformation on Stability of Retained Austenite and Mechanical Properties of CMnAl-TRIP Steel

Huang Huiqiang*, Di Hongshuang**, Zhang Tianyu, Yan Ning, Gong Dianyao***

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

Abstract A continuous annealing process is used to treat transformation-induced plasticity (TRIP) steel containing carbon, manganese, and aluminum and obtain the steel-plate samples at different temperatures and holding time of isothermal bainite transformation (IBT). Further, the microstructure, element distribution, and retained austenite of the steel treated by different processes have been characterized using scanning electron microscopy, electron probe microanalysis, electron backscattered diffraction, transmission electron microscopy, and X-ray diffraction. The stability of retained austenite under different bainite isothermal conditions and its effects on the plasticity and work hardening of experimental steel are studied. The results denote that the microstructure of experimental steel treated by different processes comprises ferrite, bainite, retained austenite, and small amounts of martensite. With increasing the temperature of IBT from 380 °C to 420 °C, the volume fraction of retained austenite, mass fraction of carbon in retained austenite, and product of tensile strength and elongation increase gradually. As the temperature of IBT further increasing up to 460 °C, those three parameters decrease gradually. At the IBT temperature of 420 °C, the stability of retained austenite as well as the comprehensive mechanical properties are observed to be optimal. When the time for holding the temperature of IBT at 420 °C is 180 s, the corresponding volume fraction of retained austenite is 10.7%, mass fraction of carbon in retained austenite is 1.069%, yield strength is 455 MPa, tensile strength is 681 MPa, total elongation is 31.7%, and the product of tensile strength and elongation is 21.59 GPa·%. The extension of holding time of IBT can accelerate the bainite transformation, improve the volume fraction and stability of the retained austenite, and enhance the comprehensive mechanical properties of TRIP steel.

收稿日期: 2019-04-19; 修回日期: 2019-06-12; 录用日期: 2019-07-01

* E-mail: huiqiang1220@163.com; ** E-mail: dhshuang@mail.neu.edu.cn; *** E-mail: gongdy@ral.neu.edu.cn

It is necessary to ensure sufficient volume fraction of the retained austenite to induce the TRIP effect, ensure proper stability during continuous work hardening, and improve the plasticity.

Key words materials; retained austenite; transformation-induced plasticity effect; mechanical property; work hardening

OCIS codes 140.3390; 160.3900

1 引 言

为了满足汽车制造业对能源利用效率和安全性需求,相变诱导塑性(TRIP)钢作为能够实现轻量化^[1]和较好强塑性^[2]的汽车用钢,近几十年来被广泛地研究和应用^[3-6]。TRIP钢作为先进高强钢的代表,多用于汽车的安全零部件。残余奥氏体作为提升钢铁力学性能的关键组织,其稳定性直接决定了拉伸过程TRIP效应的加工硬化作用,而残余奥氏体的力学稳定性又主要取决于其碳含量。目前TRIP钢的生产主要采用两相区保温加等温贝氏体转变的连续退火工艺。在连续退火工艺中,提升奥氏体中碳含量的阶段主要有三个^[7]。第一个富碳阶段主要发生在两相区保温过程中。通常情况下,两相区退火温度主要取奥氏体质量分数为50%的温度。在这个阶段,由于铁素体和奥氏体中碳的固溶度不同,随着保温时间延长,铁素体会向奥氏体中持续输碳。第二次富碳是在随后的冷却阶段,由于一部分奥氏体会在冷却过程中相变为铁素体,因此碳会从新生成的铁素体中向奥氏体中富集。在等温贝氏体转变阶段,奥氏体中第三次富集的碳来源于贝氏体,经过这次富集之后的奥氏体能够最终保留至室温。因此,等温贝氏体转变之后的微观组织中存在一定量的低碳或无碳贝氏体具有重要意义,能在很大程度上决定最终残余奥氏体的含量和稳定性。

值得注意的是,通过合金化稳定铁素体能够促进无碳贝氏体的形成,防止奥氏体中的碳流失。TRIP钢生产中一个很关键的步骤是,将带钢置于贝氏体区进行等温转变(IBT)。在贝氏体温度区间(325~475℃),最终贝氏体的体积分数随着贝氏体区等温时间的延长而增加。在C曲线上的“鼻尖”温度(约400℃,根据钢的成分不同会有所变化)进行贝氏体区保温,有利于奥氏体中碳的富集,增加最终室温下残余奥氏体的含量,从而缩短必要的等温时间。TRIP钢的绝大多数研究描述的是400℃的等温模拟,一些学者通过考虑数据管控(HDG)操作,研究了等温温度(465~475℃)的影响^[8-11]。如Pichler等^[12]认为:铝质量分数为1.3%~1.6%的

TRIP钢在400℃下的贝氏体转变速度较慢,而在490℃时贝氏体转变的驱动力较小,因此观察到奥氏体中富集的碳含量不大;在430℃时的实验结果显示贝氏体转变量较大且试样中的残余奥氏体较多,因此该温度为热浸镀锌的最优工艺温度。在贝氏体转变初期,剩余的奥氏体较多,但是碳含量较低。随着贝氏体等温时间延长,贝氏体转变增加,奥氏体逐渐减少,未转变的奥氏体中含碳量增加。如果钢中含有能阻碍贝氏体中碳化物析出的合金元素,则奥氏体就能够通过碳配分而增大稳定性。但若等温时间过长,残余奥氏体的稳定性就会随着碳化物的形成而降低。在贝氏体区等温对贝氏体转变动力学的影响在很大程度上取决于化学元素。对于不同铝硅含量的TRIP钢,贝氏体区等温时间超过3min,钢中的铝含量越高,其残余奥氏体及其中的碳含量越多^[13]。贝氏体转变是铁奥相界面促进作用和界面附近高碳、锰等合金元素阻碍作用竞争的结果^[14]。从动力学角度分析也可以显而易见地得出^[15]:铝能促进贝氏体转变,特别是在接近热浸镀锌的温度下。

本文所用实验钢(CMnAl-TRIP钢)是在0.15C-2Mn钢基础加入一定量的铝冶炼而成的,目的是扩宽TRIP钢在两相区退火的工艺窗口。对CMnAl系冷轧TRIP钢进行连续退火处理,然后采用搭载电子背散射衍射(EBSD)系统的扫描电镜(SEM)分析组织的演变规律,采用X射线衍射(XRD)仪检测不同样品中残余奥氏体的含量及其中的碳含量,采用电子探针(EPMA)扫描碳元素在组织中的分布情况,采用透射电镜(TEM)表征残余奥氏体的形貌和分布,对残余奥氏体及其稳定性进行讨论分析。通过单向室温拉伸实验测试高铝TRIP钢在不同贝氏体等温处理后的力学性能,并对最佳温度条件下的实验钢进行不同时间的等温处理,以研究残余奥氏体对持续加工硬化的作用,确定最优工艺,为实际工业生产提供参考。

2 实验材料与方法

实验所用高铝TRIP钢为真空感应炉熔炼而成,其化学成分如表1所示。采用Formastor-FII

型淬火/相变膨胀仪对加热过程中奥氏体转变的初始温度 A_{c1} 和终了温度 A_{c3} 进行检测,测试过程为将尺寸为 $FFF\Phi 3\text{ mm}\times 10\text{ mm}$ 的铸态圆柱试样(其中 $FFF\Phi$ 为底面直径)在膨胀仪中以 $10\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 的升温速率加热到 $500\text{ }^\circ\text{C}$,再以 $0.05\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 的升温速率缓慢升温到 $1200\text{ }^\circ\text{C}$,保温 180 s 后再以

$10\text{ }^\circ\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$ 的速率降至室温,根据膨胀曲线结果得到 A_{c1} 和 A_{c3} 分别为 $685\text{ }^\circ\text{C}$ 和 $964\text{ }^\circ\text{C}$ 。马氏体转变起始温度 $M_s = 405\text{ }^\circ\text{C}$ 由经验公式给出^[16]。Mn、Al 等合金元素都有扩大两相区的作用,使得实验 TRIP 钢的两相区较宽,故可供研究的工艺窗口较大。

表 1 实验钢的化学成分

Table 1 Chemical compositions of experimental TRIP steel

Element	C	Mn	Al	Si	P	S	Fe
Mass fraction /%	0.15	2.0	1.2	0.06	0.003	0.003	Bal.

将实验钢铸锭在箱式炉中加热到 $1200\text{ }^\circ\text{C}$ 并保温 2 h ,使钢的组织均一化;然后在奥氏体温度区进行 5 道次热轧,实验钢的厚度从 50 mm 减小到 5.6 mm ;采用盐酸溶液酸洗后,再以 75% 的压

下率将实验钢板冷轧至 1.4 mm ;最后在 CAS-120 型多功能退火模拟实验机上进行退火处理。研究贝氏体温度及等温时间影响的实验方案如图 1 所示。

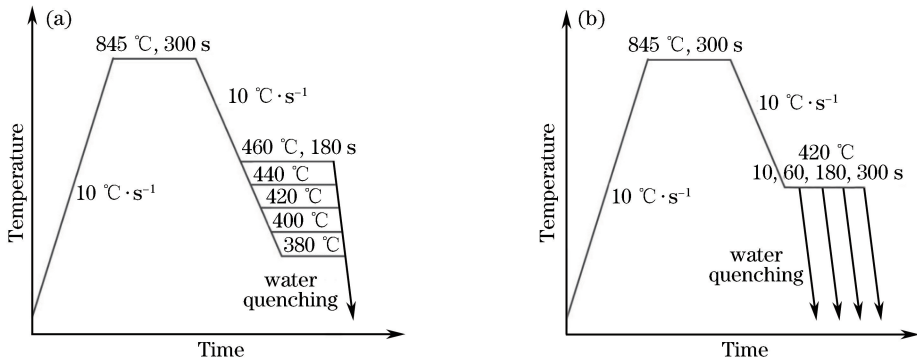


图 1 冷轧实验钢的连续退火工艺。(a)不同贝氏体温度下的连续退火;(b)不同等温时间下的连续退火

Fig. 1 Continuous annealing process of cold-rolled experimental steel. (a) Continuous annealing at different bainite temperatures; (b) continuous annealing at different holding time

对不同工艺处理后的实验钢板的纵侧面进行研磨和机械抛光,采用体积分数为 4% 的硝酸酒精溶液腐蚀试样,采用 ZEISS ULTRA 55 型 SEM 观察实验钢的微观形貌,采用 EPMA 观测碳元素分布;将试样在电解抛光液(高氯酸和酒精的体积比为 1:7)中进行电解抛光,然后进行 EBSD 分析。取板面进行 XRD 检测,分析试样中残余奥氏体的含量及残余奥氏体中的碳含量。残余奥氏体的形貌特征采用 Tecnai G2 F20 型的 TEM 进行观察,透射试样是直径为 3 mm 、厚度为 $50\text{ }\mu\text{m}$ 的小圆片经过电解双喷(双喷液为酒精、高氯酸和水的体积比为 13:2:1 的溶液)后制得的。按照 A25 标准制取拉伸试样,在 100 kN 万能试验机上进行单向拉伸,拉伸速度为 $2\text{ mm}/\text{min}$ 。

3 实验结果

3.1 显微组织

图 2 和图 3 分别为实验钢在不同等温温度和等温时间下的 SEM 形貌,可以看到:不同工艺条件下

得到的实验钢的组织均由铁素体、贝氏体、残余奥氏体、少量马氏体和马奥岛(M/A)组成;灰色的凹陷组织为铁素体 F,浮凸呈板条状为马氏体 M,粒状和棒状组织为贝氏体 B,残余奥氏体 RA 或马奥岛 M/A 为亮白色组织,且主要分布在铁素体晶界处^[17-18]。当等温温度为 $380\text{ }^\circ\text{C}$ 时,如图 2(a)所示,组织中含有大量的板条状马氏体,只有少许粒状贝氏体依附在原奥氏体晶界处。随着等温温度升高到 $400\text{ }^\circ\text{C}$,如图 2(b)所示,马氏体明显减少,贝氏体以粒状贝氏体形式依附在原奥氏体晶界和铁素体晶粒内。当等温温度为 $420\text{ }^\circ\text{C}$ 时,如图 2(c)所示,贝氏体略有长大,马氏体消失,残余奥氏体或马奥岛则依附在铁素体与贝氏体晶界处。随着等温温度升高到 $440\text{ }^\circ\text{C}$ 和 $460\text{ }^\circ\text{C}$,如图 2(e)和图 2(f)所示,贝氏体孕育期缩短,在相同的等温时间内,贝氏体长大明显。

实验钢在 $420\text{ }^\circ\text{C}$ 等温 10 s 后,组织中存在大量板条状马氏体与少量贝氏体,如图 3(a)所示。因为在这种情况下,等温时间较短,贝氏体来不及长大,

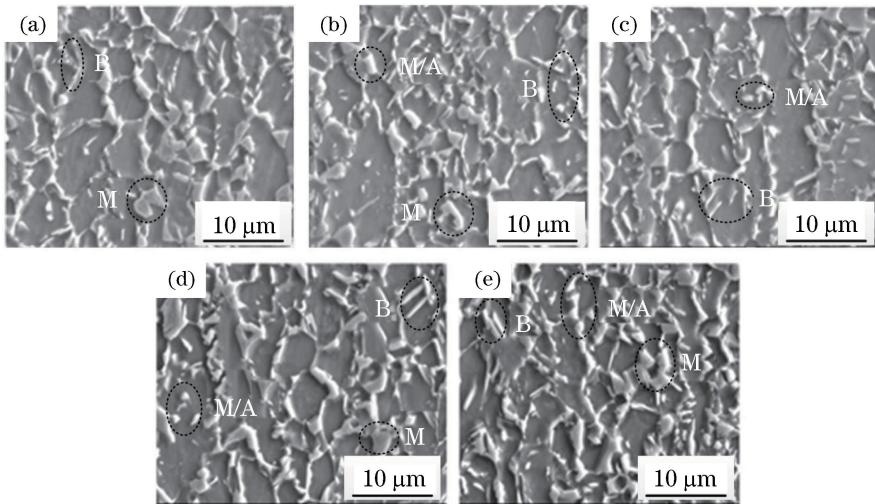


图 2 实验钢在不同等温温度下的 SEM 形貌。(a) 380 °C ;(b) 400 °C ;(c) 420 °C ;(d) 440 °C ;(e) 460 °C

Fig. 2 SEM images of experimental steel at different temperatures of IBT.

(a) 380 °C ; (b) 400 °C ; (c) 420 °C ; (d) 440 °C ; (e) 460 °C

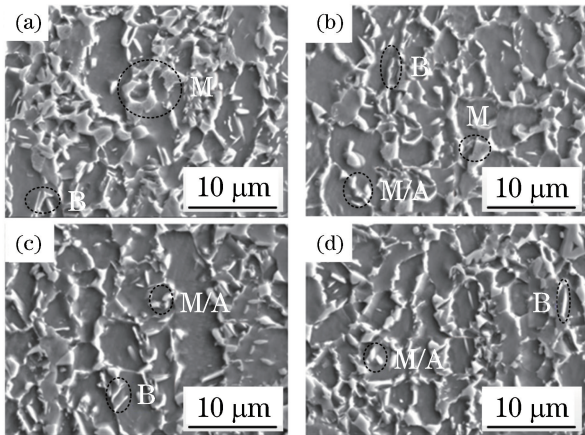


图 3 实验钢在 420 °C 等温不同时间后的 SEM 形貌。

(a) 10 s ;(b) 60 s ;(c) 180 s ;(d) 300 s

Fig. 3 SEM images of experimental steel at 420 °C for different holding time of IBT. (a) 10 s ;(b) 60 s ;(c) 180 s ;(d) 300 s

过冷态奥氏体富碳不充足,在冷却到室温的过程中大量过冷奥氏体转变为板条状马氏体。随着等温时间延长到 60 s,如图 3(b)所示,板条马氏体含量明显减少,贝氏体与马氏体都生长在铁素体晶界处,残余奥氏体也是主要以马奥岛的形式沿原奥氏体晶界分布。在 420 °C 等温 180 s 后,如图 3(d)所示,板条状马氏体明显减少甚至消失,组织主要为贝氏体、铁素体和马奥岛。

采用电子探针对等温温度为 420 °C 的试样进行面扫描,可以得到碳原子扩散随等温时间变化的关系。从图 4 可以看出:等温时间为 60 s 时,碳元素主要分布在突出的马氏体与马奥岛中,贝氏体中的碳含量较高,这可能是因为等温时间较短,贝氏体中

的碳原子没来得及扩散,当等温时间延长到 300 s 时,扩散至奥氏体中的碳原子明显较多。

3.2 残余奥氏体形貌与分布

当等温贝氏体转变温度为 420 °C 时,随着等温时间延长,残余奥氏体分布的变化情况如图 5 所示,这里取等温时间分别为 60 s 和 300 s 进行比较分析,图中红色标记的部分为面心立方(FCC)结构残余奥氏体,其他部分为体心立方(BCC)结构组织,少量黑色不识别区域为马氏体组织。从图 5 可以看出:残余奥氏体大都分布在铁素体晶界处,只有少量细小的残余奥氏体组织分布在铁素体晶粒内部;随着等温时间延长,残余奥氏体形貌和分布没有显著差异,马氏体组织逐渐消失。

由于不同工艺下的残余奥氏体的形貌与分布没有显著差别,为进一步分析残余奥氏体的形貌特征,图 6 给出了实验钢在 400 °C 等温 180 s 后的 TEM 形貌。实验钢中的残余奥氏体以薄膜状为主,如图 6(a)、(b)所示,分布在铁素体边界,宽度约为 200 nm。另外还存在一小部分块状残余奥氏体,如图 6(c)、(d)所示,这些奥氏体分布在贝氏体与原始奥氏体的晶界处,且基本上以马奥岛的形式存在。当发生塑性变形时,由于稳定性不同,残余奥氏体依次发生 TRIP 效应,相变成孪晶马氏体。

3.3 应力-应变曲线

图 7(a)、(b)分别为在不同贝氏体区温度下保温 180 s 和在 420 °C 下等温不同时间的实验钢的工程应力-工程应变曲线,各图中的小图给出了屈服阶段的放大图。当等温温度为 380 °C 时,应力-应变曲

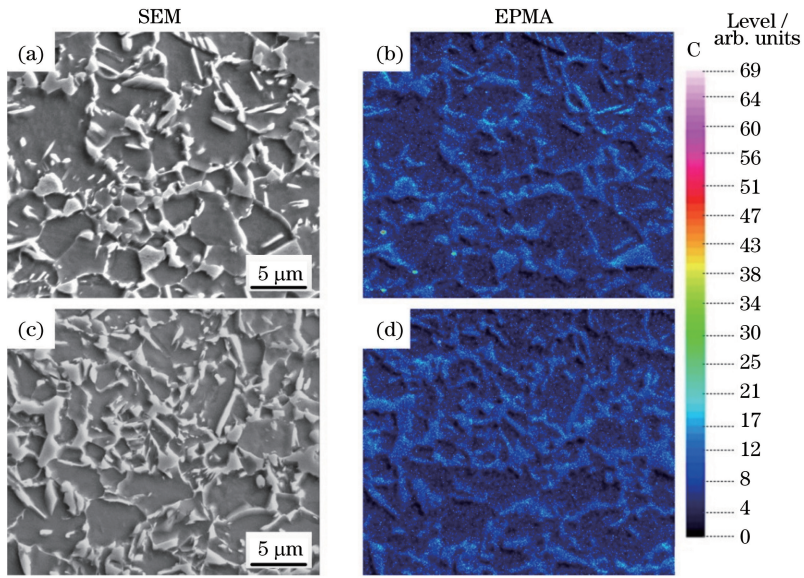


图 4 实验钢在 420 °C 等温不同时间后的 SEM 形貌和 EPMA 图。(a)(b) 60 s;(c)(d) 300 s

Fig. 4 SEM and EPMA images of experimental steel at different holding time of IBT. (a)(b) 60s; (c)(d) 300 s

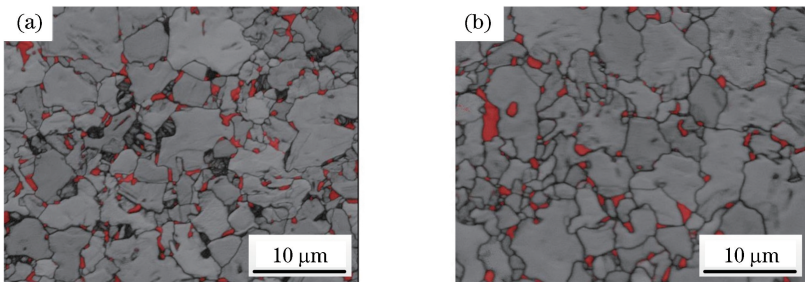


图 5 实验钢在 420 °C 等温不同时间后的 EBSD 分析图。(a) 60 s;(b) 300 s

Fig. 5 EBSD analysis images of experimental steel at different holding time of IBT. (a) 60 s; (b) 300 s

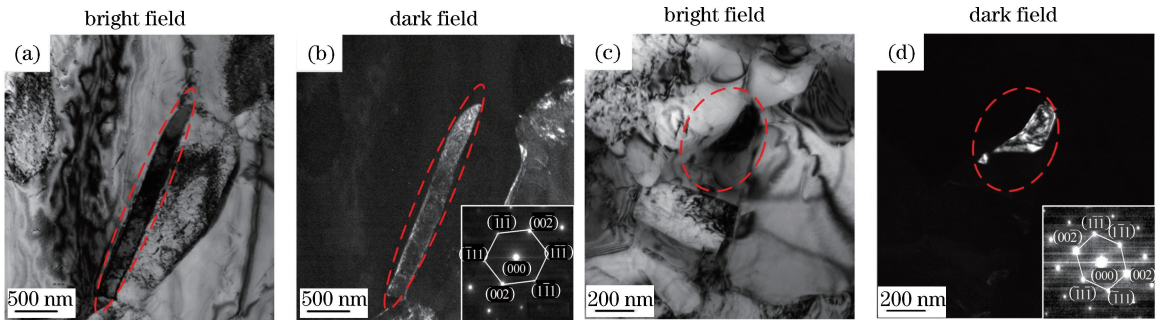


图 6 残余奥氏体的 TEM 形貌。(a)(b) 薄膜状残余奥氏体;(c)(d) 块状残余奥氏体

Fig. 6 TEM micrographs of retained austenite. (a)(b) Film-like retained austenite; (c)(d) block-like retained austenite

线没有屈服平台,表现为连续屈服。这主要是因为实验钢温度从两相区降至较低的贝氏体区时,已达到马氏体的形成温度,形成了一定数量的马氏体;一方面体积膨胀在铁素体中诱发高密度位错^[19],另一方面马氏体对碳的消耗使得铁素体中碳含量较少,不会形成柯氏气团,没有屈服平台,表现为连续屈服^[20]。随着贝氏体区温度升高到 400 °C,应力-应变

曲线开始出现明显的屈服平台,表现为非连续屈服,这是因为温度升高后,铁素体晶粒内部的位错密度降低了,单位体积碳原子数量增多了。如图 7(a)的 2# 曲线所示,力学性能上表现为屈服强度略有降低。随着等温温度继续上升,铁素体中的位错减少,残余应力消除,屈服强度逐渐降低^[21]。当等温温度超过 420 °C 之后,随着等温温度的继续升高,贝氏体相变

驱动力减小,一部分奥氏体会在冷却阶段相变成二次马氏体,导致抗拉强度升高,伸长率不断降低。

当等温时间较短时,如图 7(b)的 1# 曲线所示等温 10 s,实验钢表现为连续屈服,屈服强度较低,抗拉强度较高。这是因为等温时间较短,贝氏体转变未完成,奥氏体富碳不足,稳定性较差,容易在接下来冷却到室温的过程中相变为马氏体,挤压周围

的铁素体,使位错脱离 C、N 形成的柯氏气团的钉扎作用而启动,最终的应力-应变曲线无明显的屈服平台^[22]。随着等温时间延长,贝氏体增多,奥氏体中的富碳程度也增大,冷却到室温后马氏体减少,贝氏体和残余奥氏体也增多,稳定性增强,因此出现了明显的屈服平台,抗拉强度降低,TRIP 效应显著增强,伸长率增大。

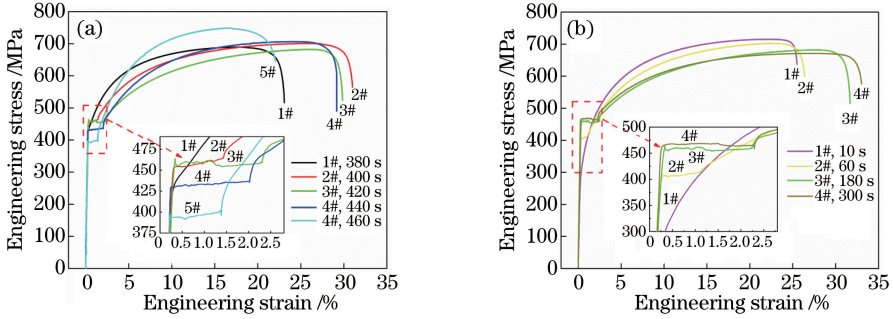


图 7 不同工艺处理后实验钢的工程应力-工程应变曲线。(a)不同温度下等温 180 s;(b) 420 °C 等温不同时间
Fig. 7 Engineering stress as a function of engineering strain for experimental steel with different annealing processes.
(a) Holding 180 s at different temperatures of IBT; (b) holding different time of IBT at 420 °C

4 分析与讨论

4.1 残余奥氏体含量及稳定性分析

残余奥氏体发生 TRIP 效应对于提高 TRIP 钢的综合力学性能至关重要,在拉伸变形过程中,残余奥氏体发生马氏体相变,使得局部强度提高,变形向其他部位转移,推迟了颈缩的形成与裂纹的产生^[23]。

利用 XRD 测量残余奥氏体的体积分数及其中的碳含量。计算奥氏体含量的表达式^[24]为

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

式中: V_{γ} 为奥氏体的体积分数; I_{γ} 为 FCC 衍射峰

(220)与(311)积分强度的平均值; I_{α} 为 BCC 衍射峰(211)的积分强度。

计算奥氏体中碳含量的公式为

$$C_{\gamma} = \frac{a_{\gamma} - 3.578}{0.033}, \quad (2)$$

$$a_{\gamma} = d \cdot \sqrt{h^2 + k^2 + l^2}, \quad (3)$$

式中: C_{γ} 为残余奥氏体中的碳含量(质量分数,%); a_{γ} 为 FCC 结构的晶格常数; h 、 k 、 l 为衍射峰晶面指数,一般选取 FCC 的(220)或(311)峰,这里选取(220)峰进行计算; d 为晶面间距,可由布拉格衍射方程 $2d \sin \theta = \lambda$ 计算得出(θ 为衍射角, λ 为 Cu 射线波长, $\lambda = 1.54056 \times 10^{-10}$ m)。

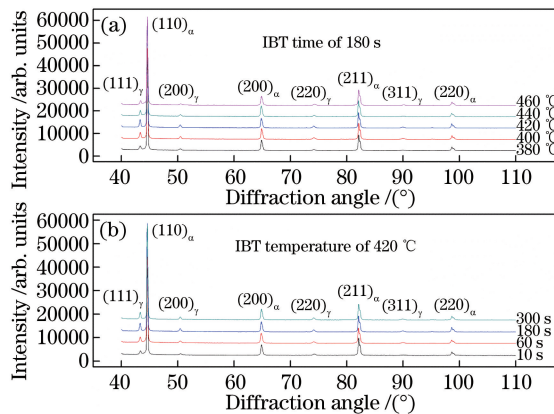


图 8 经不同工艺处理后的实验钢的 XRD 物相分析。(a)不同温度下等温 180 s;(b) 420 °C 保温不同时间
Fig. 8 XRD phase analyses of experimental steel with different annealing processes. (a) Holding 180 s at different temperatures of IBT; (b) holding different time of IBT at 420 °C

采用 XRD 测试不同热处理工艺下实验钢物相的衍射峰,结果如图 8 所示,通过计算统计得到了试样中残余奥氏体的体积分数及对应的碳含量,如表 2 和图 9 所示。从图 9(a)可以看出,随着贝氏体区温度的升高,实验钢中的残余奥氏体含量和残余奥氏体中的碳含量都是先增大后减小的,均在 420 °C 时含量达到极大值。在等温温度较低时保温过程中会发生马氏体转变,消耗了大量的碳,且在较低温度下贝氏体孕育期较长,贝氏体转变量减少。保温过程中的奥氏体富碳效果较差,奥氏体中的碳含量不够,冷却到室温的过程中一部分稳定性不足的奥氏体会发生转变,因此残余奥氏体的体积分数较低。在等温温度提高到 420 °C 的过程中,贝氏体转变的相变驱动力变大,形成的贝氏体较多,奥氏体富碳增加,故稳定至室温的残余奥氏体较多。继续提高等温温度,贝氏体转变的驱动力又降低了,冷却过程中又会产生马氏体,残余奥氏体含量又变低了。因此 420 °C 接近实验钢贝氏体转变的“鼻尖”温度,是热浸镀锌的有利工艺参数。

如图 9(b)所示,随着贝氏体等温时间的延长,残余奥氏体及其中的碳含量逐渐增加。贝氏体在等

温过程中会不断长大,并向奥氏体中排碳。如等温时间过短,贝氏体没有生长,因此奥氏体富碳程度较低,容易在冷却过程中相变为马氏体,故保留至室温的残余奥氏体较少,且其含碳量较低。随着等温时间的延长,贝氏体不断生长,体积分数逐渐增大,奥氏体中富碳较多,室温下能得到较多的残余奥氏体,且残余奥氏体的含碳量较大,稳定性较高。

表 2 经不同工艺处理后实验钢中的残余奥氏体含量及残余奥氏体中的碳含量

Table 2 Volume fraction of retained austenite and mass fraction of carbon in retained austenite for experimental steel after different annealing processes

IBT process	Volume fraction of RA / %	Mass fraction of carbon in RA / %
380 °C / 180 s	<5	1.046
400 °C / 180 s	8.2	1.060
420 °C / 10 s	<5	0.975
420 °C / 60 s	7.0	1.050
420 °C / 180 s	10.7	1.069
420 °C / 300 s	11.7	1.082
440 °C / 180 s	7.0	0.954
460 °C / 180 s	6.1	0.886

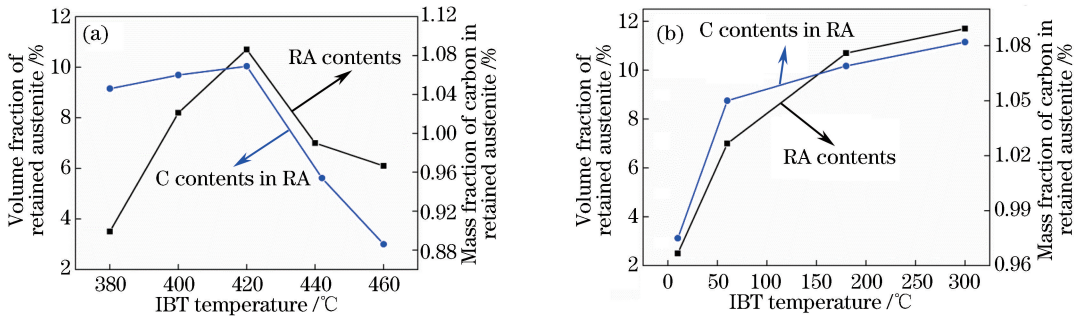


图 9 经不同工艺处理后实验钢中的残余奥氏体含量及残余奥氏体中的碳含量。

(a)不同温度下等温 180 s; (b) 420 °C 保温不同时间

Fig. 9 Volume fraction of retained austenite and mass fraction of carbon in retained austenite for experimental steel with different annealing processes. (a) Holding 180 s at different temperatures of IBT; (b) holding different time of IBT at 420 °C

4.2 力学性能及加工硬化分析

根据不同工艺处理后的拉伸曲线(图 7)可以统计得到实验钢的力学性能参数,如表 3 和图 10 所示,其中 $R_{p0.2}$ 为屈服强度, R_m 为抗拉强度, A 为断后伸长率, $R_m \times A$ 为强塑积。从图 10(a)可以看出:随着贝氏体区等温温度升高,屈服强度先略微升高然后降低,而抗拉强度则表现出相反的趋势,即先降低后升高;断后伸率先快速增大,然后显著降低;由于抗拉强度的变化不是很大,因而强塑积与断后伸长率的变化趋势类似,即先增大后降低。当等温温度为 380 °C 时,室温下生成一定量的马氏体,残

余奥氏的体体积分数和稳定性都不高,因而抗拉强度较高,断后伸长率较低。随着温度升高,马氏体的体积分数降低,残余奥氏体的体积分数和稳定性都增大,TRIP 效应较为显著,由于马氏体在不同工艺下的占比都不大,因而抗拉强度略有降低,断后伸长率增大很多。随着温度继续升高,贝氏体相变驱动力降低,奥氏体得不到足够的碳,因而稳定性又降低了,在冷却过程中会部分相变为马氏体,从而导致抗拉强度升高和断后伸长率降低。当贝氏体等温温度为 420 °C 时,实验钢可获得最佳的力学性能,屈服强度为 455 MPa,抗拉强度为 681 MPa,断后伸长率为

31.7%，强塑性积达到 21.59 GPa·%。

从图 10(b)可以看出：在 420 °C 进行贝氏体等温时，随着等温时间延长，屈服强度逐渐升高，抗拉强度逐渐降低，断后伸长率逐渐增大，强塑性积也逐渐增大；当等温时间为 300 s 时，实验钢的综合力学性能达到最佳，屈服强度为 467 MPa，抗拉强度为 671 MPa，断后伸长率为 33%，强塑性积为 22.14 GPa·%。随着等温时间延长，贝氏体转变充分，碳原子有足够的时间向奥氏体中扩散，因而残余奥氏体较为稳定，在拉伸过程中能持续发生 TRIP 效应，使得实验钢表现出良好的综合力学性能。

表 3 不同退火工艺条件下实验钢的力学性能

Table 3 Mechanical properties of experimental steel obtained at different annealing processes

IBT	$R_{p0.2}$ /MPa	R_m /MPa	A / %	$R_m \times A$ / (MPa·%)
380 °C / 180 s	446	713	23.1	16470
400 °C / 180 s	454	701	30.1	21100
420 °C / 10 s	330	715	25.5	18232
420 °C / 60 s	407	702	26.2	18392
420 °C / 180 s	455	681	31.7	21588
420 °C / 300 s	467	671	33.0	22143
440 °C / 180 s	431	706	29.1	20545
460 °C / 180 s	382	736	24.2	17811

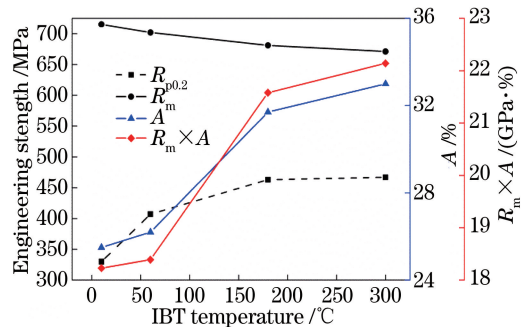
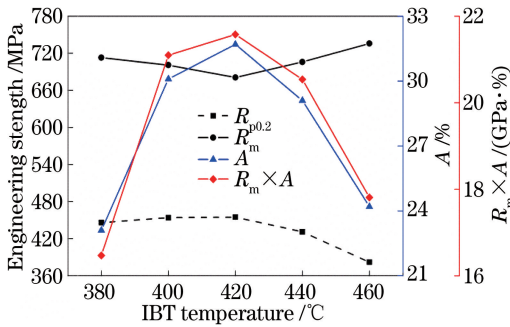


图 10 不同贝氏体等温条件下实验钢的力学性能参数对比。(a)不同温度下等温 180 s；(b) 420 °C 下保温不同时间

Fig. 10 Comparison of mechanical properties of experimental steel with different annealing processes.

(a) Different temperatures of IBT held for 180 s; (b) 420 °C held for different time

采用能反映材料均匀塑性变形能力的加工硬化指数来表征材料在变形过程中的加工硬化能力，一般使用经验 Hollomon 公式^[25]来表示，即

$$\sigma = k\varepsilon^n, \quad (4)$$

式中： σ 为真应力 (MPa)； k 为强度系数； ε 为真应变； n 为加工硬化指数。将(4)式两边取对数，可得到瞬时加工硬化指数的公式为

$$n = \frac{d(\ln \sigma)}{d(\ln \varepsilon)}. \quad (5)$$

经不同退火工艺处理后的实验钢，在拉伸过程

中的瞬时加工硬化指数与真应变之间的关系曲线如图 11 所示。从图 11(a)可以看出，除等温温度为 380 °C 的试样(1# 曲线)外，其他温度处理后的试样的加工硬化指数都在 0.2 以上。由于 380 °C 等温处理的试样中的残余奥氏体含量较少，在塑性变形过程中 TRIP 效应很弱，因此加工硬化指数随应变的增加无明显变化。随着温度升高到 420 °C，残余奥氏体的体积分数不断增大，其中的碳含量也不断增多，残余奥氏体的稳定性较好，能在变形过程中持续产生较强的 TRIP 效应，故在一定应变范围内加工

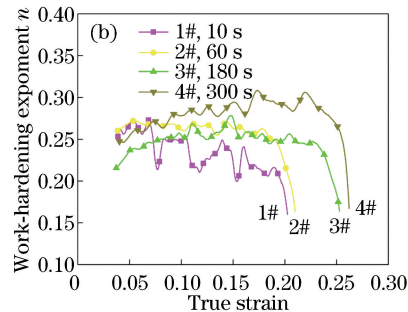
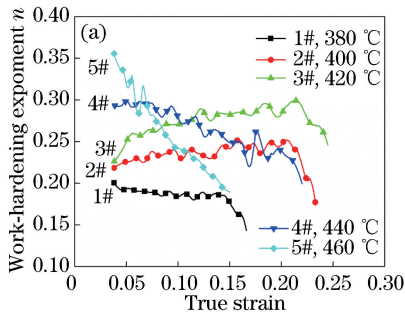


图 11 不同退火工艺处理后实验钢的瞬时加工硬化指数-真应变曲线。(a)不同温度下等温 180 s；(b) 420 °C 下保温不同时间

Fig. 11 Instantaneous work-hardening exponent as a function of true strain for experimental steel with different annealing processes.

(a) Different temperatures of IBT held for 180 s; (b) 420 °C held for different time

硬化指数维持在一个较高水平。2#和3#曲线呈现上升趋势,这是因为400℃与420℃等温后的试样中的残余奥氏体较为稳定,前期发生马氏体转变的量较少,随着应变继续增大,稳定性较好的残余奥氏体持续发生TRIP效应,使得加工硬化指数逐渐上升,除了在强度上有一定贡献外,还极大地提高了实验钢的塑性。在440℃和460℃处理后的试样(4#和5#曲线),前期加工硬化指数较高,但随着应变增大,硬化指数很快降低。这两种工艺处理后的试样中虽然有一定量的残余奥氏体,但碳含量较少,稳定性较差,故在较小的应变条件下就大量地相变为马氏体,提供了一个较高的瞬时加工硬化指数。随着应变继续增大,没有更多的残余奥氏体发生TRIP效应,因此加工硬化指数迅速下降。

如图11(b)所示,在420℃等温10s时(1#曲线),实验钢中的残余奥氏体含量较低,且碳含量不高,稳定性差,故只在变形开始前期显示一定的加工硬化效果。随着等温时间延长,残余奥氏体的含量不断增大,碳含量与稳定性逐渐提高,因此在整个变形过程中的加工硬化指数都逐渐增大。这是因为残余奥氏体越多,稳定性越高,在变形过程中持续产生的TRIP效应越强,能更好地提供加工硬化。

5 结 论

通过对高铝TRIP钢进行连续退火实验,研究了贝氏体等温温度和等温时间对组织特征、残余奥氏体稳定性及实验钢力学性能的影响,并采用加工硬化指数对残余奥氏体在变形条件下发生TRIP效应的过程进行分析,得出以下结论。

1) 高铝的加入使得实验TRIP钢的工艺窗口较宽,随着贝氏体等温温度升高,贝氏体孕育期缩短,有利于组织中含碳较少的贝氏体的形成,防止含碳较多的马氏体的生成,有利于奥氏体的富碳稳定化。420℃等温时,贝氏体含量增多,奥氏体能够获得充足的时间进行富碳。

2) 不同工艺条件下残余奥氏体的形貌特征差别不大,主要分布在铁素体晶界处,且主要有薄膜状和块状两种形态。残余奥氏体的含量及其中的碳含量在贝氏体转变的“鼻尖”温度420℃时最大,温度较低时容易形成耗碳的马氏体,温度较高时贝氏体的驱动力降低,都不利于奥氏体在等温贝氏体转变过程中富碳。

3) 在相同的保温时间下,420℃时实验钢的综合力学性能最佳,屈服强度为455MPa,抗拉强度为

681MPa,断后伸长率为31.7%,强塑积达到21.59GPa·%。随着等温时间延长,残余奥氏体中的碳含量增多,稳定性增强,有利于在变形过程中发生TRIP效应,持续提供加工硬化,提高实验钢的综合力学性能。

参 考 文 献

- [1] Huan P C, Wang X N, Zhu T C, *et al.* Microstructure and mechanical properties of laser welded joint of 800 MPa grade hot-rolled high strength steel[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(1): 0102002.
环鹏程, 王晓南, 朱天才, 等. 800 MPa级热轧高强钢激光焊接接头的组织和力学性能[J]. 中国激光, 2019, 46(1): 0102002.
- [2] Cao Y, Zhao L, Peng Y, *et al.* Effect of heat input on microstructure and mechanical properties of laser welded medium Mn steel joints[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 45(11): 1102008.
曹洋, 赵琳, 彭云, 等. 热输入对激光焊中锰钢接头组织和力学性能的影响[J]. 中国激光, 2019, 45(11): 1102008.
- [3] Li X J, Huang J, Pan H, *et al.* Microstructure and formability of laser welding joint of QP1180 high-strength steel sheet[J]. Chinese Journal of Lasers, 2019, 46(3): 0302006.
李学军, 黄坚, 潘华, 等. QP1180 高强钢薄板激光焊接接头的组织与成形性能[J]. 中国激光, 2019, 46(3): 0302006.
- [4] Buchely M F, Field D M, van Aken D C. Analysis of hot- and cold-rolled loads in medium-Mn TRIP steels [J]. Metallurgical and Materials Transactions, 2019, 50(3): 1180-1192.
- [5] de Cooman B C. Structure-properties relationship in TRIP steels containing carbide-free bainite [J]. Current Opinion in Solid State and Materials Science, 2004, 8(3/4): 285-303.
- [6] van Slycken J, Verleysen P, Degrieck J, *et al.* Dynamic response of aluminium containing TRIP steel and its constituent phases[J]. Materials Science and Engineering: A, 2007, 460/461: 516-524.
- [7] Zackay V F, Parker E R, Fahr D, *et al.* The enhancement of ductility on high-strength steel[J]. Transactions of Applied Structures Mechanics, 1967, 60(2): 252-258.
- [8] Pichler A, Stiaszny P, Potzinger R, *et al.* TRIP steels with reduced Si content[C]//40th Mechanical Working and Steel Processing Conference. [S. l.: s. n.] 1998: 259-274.
- [9] Sugimoto K, Shimizu Y, Sakaguchi J, *et al.*

- Microstructure and formability of high-strength TRIP-aided bainitic sheet steels[C]//40th Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings. [S.l.: s.n.] 1998, 36: 275-281.
- [10] Vrieze J, Vortrefflich W, Boelen B, *et al.* Annealing treatments for producing cold-rolled dual-phase and TRIP steels for automotive applications [C] // 41st Mechanical Working and Steel Processing Conference. [S.l.: s.n.] 1999: 277-294.
- [11] Yakubovskiy O, Fonstein N, Bhattacharya D. Stress-strain behavior and bake hardening of TRIP and TRIP aided multiphase steels[C]//International Conference on TRIP-Aided High Strength Ferrous alloys. [S.l.: s.n.] 2002: 263-270.
- [12] Pichler A, Traint S, Pauli H, *et al.* Processing and properties of cold-rolled TRIP steels [C] // 43rd Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings. Warrendale; Iron & Steel Society, 2001: 411-434.
- [13] Zhao L, Sietsma J, van der Zwaag S. Phase transformations and microstructural evolution in aluminium-containing TRIP steels[M]//Neumann P, Allen D, Teuckhoff E. Steels and materials for power plants. Weinheim: Wiley-VCH Verlag GmbH, 2000, 7: 77-82.
- [14] Zhu K Y, Chen H, Masse J P, *et al.* The effect of prior ferrite formation on bainite and martensite transformation kinetics in advanced high-strength steels[J]. Acta Materialia, 2013, 61(16): 6025-6036.
- [15] Bhattacharya D, Fonstein N, Girina O, *et al.* A family of 590 MPa advanced high strength steels with various microstructures [C] // Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings. [S.l.: s.n.] 2003, 41: 173-186.
- [16] Mahieu J, de Cooman B C, Maki J. Phase transformation and mechanical properties of Si-free CMnAl transformation-induced plasticity-aided steel [J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2002, 33(8): 2573-2580.
- [17] Li L Q, Yao C W, Huang J, *et al.* Characteristics of interdendritic residual austenite in laser cladding of high hardness iron-based coating[J]. Chinese Journal of Lasers, 2017, 44(3): 0302011.
李林起, 姚成武, 黄坚, 等. 激光熔覆高硬度铁基涂层枝晶间残余奥氏体体相特征[J]. 中国激光, 2017, 44(3): 0302011.
- [18] Sakuma Y, Matlock D K, Krauss G. Intercritically annealed and isothermally transformed 0.15 Pct C steels containing 1.2 Pct Si-1.5 Pct Mn and 4 Pct Ni: Part I. Transformation, microstructure, and room-temperature mechanical properties[J]. Metallurgical Transactions A, 1992, 23(4): 1221-1232.
- [19] Zhu G M, Kuang S, Chen G J, *et al.* Effect of martensite on yield characteristics of cold rolled C-Si-Mn dual phase steel [J]. Journal of Materials Engineering, 2011(4): 66-70.
朱国明, 邝霜, 陈贵江, 等. 马氏体对 C-Si-Mn 冷轧双相屈服特性的影响[J]. 材料工程, 2011(4): 66-70.
- [20] Matsuzaki A, Bhadeshia H K D H, Harada H. Stress affected bainitic transformation in a Fe-C-Si-Mn alloy[J]. Acta Metallurgica Et Materialia, 1994, 42(4): 1081-1090.
- [21] Zeng S W, Zhao Z Z, Zhao A M, *et al.* Effect of isothermal bainite transformation temperature on microstructure and mechanical properties of TRIP800 steel containing vanadium [J]. Transactions of Materials and Heat Treatment, 2014, 35(1): 120-124.
曾尚武, 赵征志, 赵爱民, 等. 贝氏体区等温温度对含钒 TRIP800 钢组织性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2014, 35(1): 120-124.
- [22] Shi H C, Zhang X J, Chen Y F, *et al.* Effect of bainite isothermal temperature on microstructure and properties of TRIP steel with Al[J]. Hot Working Technology, 2013, 42(16): 69-72.
施瀚超, 张学军, 陈云峰, 等. 贝氏体等温温度对含铝 TRIP 钢组织和性能的影响[J]. 热加工工艺, 2013, 42(16): 69-72.
- [23] Kang Y L, Wang B. Structure and property of TRIP plate and its control process[J]. Journal of Iron and Steel Research, 1999, 11(3): 62-66.
康永林, 王波. TRIP 钢板的组织、性能与工艺控制[J]. 钢铁研究学报, 1999, 11(3): 62-66.
- [24] Srivastava A K, Jha G, Gope N, *et al.* Effect of heat treatment on microstructure and mechanical properties of cold rolled C-Mn-Si TRIP-aided steel [J]. Materials Characterization, 2006, 57(2): 127-135.
- [25] de Meyer M, Vanderschueren D, de Cooman B C. The influence of Al on the properties of cold rolled C-Mn-Si TRIP steels [C] // 41st Mechanical Working and Steel Processing Conference Proceedings. Warrendale: Iron & Steel Society, 1999, 37: 265-276.