**文章编号:**1674-2974(2017)12-0047-08

DOI:10.16339/j.cnki.hdxbzkb.2017.12.008

## 渗碳体形态对高碳珠光体钢组织及性能的影响

向嵩1,27,向梓杰1,2,沈涛1,2

(1.贵州大学 材料与冶金学院,贵州 贵阳 550025; 2.贵州省材料结构与强度重点实验室,贵州 贵阳 550025)

摘 要:为研究 SWRS82B钢不同条件下进行的大过冷工艺所形成的渗碳体形态对珠 光体亚结构组织及性能的影响,制定相关热处理工艺:将试样在 880 ℃奥氏体化 15 min 后,以70,100,200 ℃/s 的冷速过冷到 300 ℃等温 3~15 s,之后升温至珠光体区等温 1 min,最后快冷至室温.通过 SEM 和 TEM 观察,以及 MTS 拉伸试验机得到的数据,结果表 明,在过冷时间为 3 s 的前提下,随着冷速的增长,渗碳体由完整片层状发生不同程度的碎 化.在 200 ℃/s 时,渗碳体已经大面积碎化,并发现大量的纳米级渗碳体,抗拉强度表现为先 降低后升高,伸长率持续升高.当冷却速度为 70 ℃/s 时,随着过冷时间的延长,抗拉强度和 伸长率都表现为先降低后增大的特点.纳米渗碳体随着过冷时间的延长开始减少,到达 15 s 时,开始出现了贝氏体组织.

# Effect of Cementite Morphology on Microstructure and Properties of High Carbon Pearlite Steel

XIANG Song<sup>1,2†</sup>, XIANG Zijie<sup>1,2</sup>, SHEN Tao<sup>1,2</sup>

(1.School of Materials and Metallurgy, Guizhou University, Guiyang 550025, China;2. The Key Laboratory for Mechanical Behavior and Microstructure of Materials, Guiyang 550025, China)

Abstract: In order to study the effect of cementite morphology on the structure and properties of substructure of pearlite in SWRS82B steel, related heat treatment process was established: The sample was cooled to 300 °C at the cooling rate of 70,100,200 °C/s and isothermal to  $3\sim15$  s after austenitized at 880 °C for 15 min. Then heated to isothermal at 550 °C for 1 min, the last was the rapid cooling to room temperature. The results of SEM and TEM observation and MTS tensile testing machine show that, when the supercooling time was 3 s, the cementite was fragmented by different degree from the whole lamellar with the increase of cooling rates. When the cooling rate was 200 °C/s, the cementite was broken down in large area, and nanoscale cementite was found. The tensile strength decreased firstly and then increased, but the elongation increased continuously. When the cooling rate was 70 °C/s, the tensile strength and elongation decreased with the increase of the supercooling time. The nanoscale cementite decrease with the extension

 <sup>\*</sup> 收稿日期:2017-02-13

基金项目:国家自然科学基金资助项目(51361004), National Natural Science Foundation of China(51361004);贵州省优秀青年科技人 才培养项目(201315), Programs of Guizhou Province for Outstanding Youth Science and Technology Talent Training(201315);贵州省 教育厅创新群体重大项目(2016021), Major Programs of Education Innovation Group of Guizhou Province(2016021) 作者简介:向嵩(1979-),男,贵州黔南人,贵州大学教授

<sup>†</sup>通讯联系人, E-mail: xiangs221@163.com

of the supercooling time; while reached to 15 s, the low bainite began to appear.

Key words: supercooling; pearlite; cementite morphology; nanoscale cementites; mechanical properties

珠光体(P)作为铁碳合金中最基本的5种组织 之一[1],亚结构为铁素体与渗碳体片层相间排列,然 而在经过不同处理后,珠光体形态会出现改变,渗 碳体形态也会发生显著变化.过共析钢在热轧后的 冷却过程中,沿奥氏体晶界容易析出先共析渗碳 体,此时的渗碳体呈半连续或连续网状<sup>[2]</sup>,这明显增 加零件的脆性,降低承受载荷的强度,韧性变差.在 共析和过共析钢中经常进行球化退火处理来软化 组织[3],此时珠光体中的渗碳体形态已经由片层状 变为球状颗粒,弥散分布在铁素体基体上.而球化后 的珠光体,不仅硬度较低,加工性能优越,同时也能 够减小工件变性和开裂倾向<sup>[4]</sup>.在 20 世纪 70 年代, 早期一些研究工作表明[5-7],均匀的过冷奥氏体也 可以转变为非片状珠光体,碳化物呈断续的短片状 或近似球状,这种直接由过冷奥氏体形成的非片状 珠光体被称为退化珠光体.王斌等人[8] 曾通过热力 学计算发现,当热轧板坯的冷却速率提高以后,可 以增加奥氏体相变过冷度,并增大相变自由能,能 够实现渗碳体纳米级析出.而纳米级渗碳体可以起 到析出强化作用,作为第5相可以明显提高材料强 度和韧性.因此,不同渗碳体形态能够影响材料的各 方面性能,通过改变渗碳体形态来改善材料综合力 学性能俨然已成为一种趋势.本文作者对大过冷工 艺的探索实验发现,控制大过冷冷却速度和过冷 时间也会对珠光体显微组织、渗碳体形态等造成 影响.

在前面提到文献中,渗碳体形态通过多种热处 理工艺得到了改变,对力学性能造成了不同影响.本 文采用动静态膨胀仪热处理代替传统铅浴工艺,通 过精确控制大过冷冷却速度来实现渗碳体碎化;在 不改变等温温度情况下通过控制过冷时间,观察珠 光体亚结构组织变化及其对应力学性能,以此来探 索最佳热处理工艺,并了解渗碳体形态改变带来的 效应.

## 1 实验材料及方法

本文采用实验材料为 SWRS82B 钢丝,样品取 自贵阳某公司生产现场,其化学成分如表 1 所示.

热处理实验通过 DIL-805A/D 动静态膨胀仪完成.首先通过等温实验精确测量试样 TTT 曲线,得

	表 1 SWRS82B 钢的化学成分(质量分数)	
Tab.1	Composition of the experimental steel SWRS82B	%

С	Si	Mn	Р	S	Ni	Cr	Cu	
0.80	0.24	0.79	<0.015	<0.015	0.05	0.271	0.04	

到其"鼻尖"温度为550 ℃,此时孕育期最短,转变速 度最快.试样以10 ℃/s 升温至880 ℃奥氏体化10 min,然后分别以70,100,200 ℃/s 冷却至300 ℃等 温3s(在100 ℃/s 时等温3,5,7,10,15 s),之后2s 升至550 ℃进行等温,最后以100 ℃/s 快冷至室 温,工艺曲线如图1所示.热处理后的样品进行机械 抛光,用4%的硝酸酒精浸蚀,通过SEM观察不同 热处理条件下的试样显微组织.再使用JEM-1200EX(120 kV)型透射电镜(TEM)进一步来观察 试样亚组织结构,原试样尺寸为 $\Phi$ 4.0 mm×0.6 mm,手工减薄到50  $\mu$ m后,在7%高氯酸酒精溶液 中进行双喷电解减薄.试样抗拉强度通过万能拉伸 试验机测得,5组试样测试后取平均值,试样尺寸如 图2所示.







## 2 实验结果

#### 2.1 显微组织

为了测定 82B 钢珠光体转变完成时间,通过膨 胀仪控制冷却速度,对试样进行了 1 min 的等温实 验,如图 3 所示.由图 3 可以看出,珠光体完成转变 实际所需时间约为 13 s.82B 钢经不同冷速等温后 的微观组织形貌如图 4 所示.从图像可以看到珠光 体组织.但是在局部位置,渗碳体已经出现了不同程 度的碎化.由图 4(a),(c),(e)可以看出,随着冷却速 度的增加,渗碳体碎化程度也随之升高.冷速为 70 ℃/s 时,渗碳体还基本保持着长片状,但渗碳体已 经出现弯曲,个别地方出现断裂;当达到 200 ℃/s 时,珠光体已经不能保持片层结构,渗碳体已经呈 现出短棒状,甚至出现球状.可以看到,钢中的珠光 体已经不再是我们熟悉的片层状结构,而是发生了 退化,片层被打破,生出短棒状、椭圆状、粒状渗碳 体.这种由过冷奥氏体直接形成的非片层结构的珠 光体称为退化珠光体.图 4(b),(d),(f)为对应冷速 下的 TEM 图,可以更清晰地看出渗碳体形态的变 化,在 200 ℃/s 时,在铁素体基体上分布着相对弥 散的纳米级渗碳体颗粒,颗粒尺寸约 50 nm.可见, 在超快冷速下的大过冷工艺实现了 82B 钢珠光体 中纳米级渗碳体的析出.



图 4 不同冷却速度下微观组织 SEM 和 TEM 图 Fig.4 The SEM and TEM micrographs of different cooling rate

图 5 为冷速为 70 ℃/s,过冷时间在 5 s 和 7 s 时的 SEM 图,基本与过冷 3 s 时得到的组织一样. 从图 5(a),(b)可以看到,在局部位置碳化物仍然表 现为片状,但已经出现缩短.过冷时间在 10 s 时,如 图 6(a)所示,渗碳体已经不再是片状,而是在铁素 体基体中混乱分布,无法明确辨认是冷速太快造成 还是过冷时间延长得到了其他组织.延长到 15 s 后, 碳化物呈短棒状或楔形,看似凌乱,但是仔细看能 看出与铁素体存在一定的角度关系,在这里暂定为 下贝氏体碳化物(虽然下贝氏体(BL)特征不明显, 但是康沫狂教授<sup>[9]</sup>认为,这也属于一种下贝氏体,并



(a)70 ℃/s-5 s

## 称为复合下贝氏体).

#### 2.2 力学性能

在室温下进行拉伸试验,得到钢的强度和断后 伸长率随冷却速度增加和过冷时间延长的变化情 况,如图 7 所示.图 7(a)为不同冷速得到的伸长率和 抗拉强度曲线,可以看出,冷却速度从 70 ℃/s 增加 到 100 ℃/s 时,抗拉强度出现下降,从 1 294 MPa 下降到 1 215.42 MPa.但冷却速度增加到 200 ℃/s 以后,抗拉强度反而出现提高,变为 1 249.93 MPa. 而伸长率随着冷速的升高,表现为逐渐上升的趋势.



(b)70 ℃/s−7 s







图 6 非片层状珠光体组织 SEM 图 Fig.6 The SEM micrographs of non-lamellar pearlite



Fig.7 The influence of parameters on the mechanical properties

图 7(b)为 70 ℃/s 速度下进行不同过冷时间所 得的伸长率和抗拉强度曲线.从图中曲线能够看出, 在冷却时间从 3 s 延长到 7 s 时,强度出现大幅降 低,延长到 10 s 时,强度起伏已经很小.当过冷时间 接着延长至 15 s 时,抗拉强度反而出现提高.而过冷 时间对断后伸长率的影响显得比较复杂,过冷时间 从 3 s 延长到 7 s,伸长率降低,在延长至 10~15 s, 伸长率反而出现升高.过冷 15 s 的试样在显微硬度 计上进行检测,如表 2 所示,其原因可能是得到了下 贝氏体组织所引起的强化效果.

表 2 热处理后试样显微维氏硬度值 Tab.2 Vickers microhardness values of specimens

	after heat treatment							HV
区域	平均硬度							
BL	553	538	527	754	545	686	578	597.3
Р	335	399	311	313	383	379	372	356.0

## 3 分析讨论

## 3.1 冷却速度对渗碳体形态及力学性能的影响

通过 JMatPro 软件进行模拟,以及实验测得的 SWRS82B 线钢的 TTT 曲线图,如图 8 所示.可以 看到过冷到低温进行短时间等温可以得到完全的 珠光体组织.

当过冷时间为3s,冷却速度为70℃/s,虽然具 有较大的过冷度,但碳原子扩散系数下降不明显, 再升温到 550 ℃时,在某些贫碳区域出现小的断裂; 到达100 ℃/s时,碳原子扩散系数进一步下降,使 断裂更加明显,片层破化加剧,在图 4(d)中看得到 细小的短棒状渗碳体,极少能看到纳米级渗碳体.在 超快冷速(200 ℃/s)条件下,从880 ℃直接过冷到 300 ℃时,过冷度较大,导致珠光体相变时相界面自 由能差增加产生了加速效应.此外,碳原子的扩散系 数随着温度的降低出现明显下降,其扩散行为在超 快速冷却条件下也受到限制[10-11].与此同时,过冷 度较大,形核驱动力增加,满足临界条件的核胚大 量形成,但受温度、碳原子扩散等影响,部分区域满 足不了连续长大的条件,渗碳体无法持续增长成片 层状,而是以纳米颗粒的形式析出<sup>[12]</sup>.如图 4(f)所 示,从能量的角度而言,颗粒形态渗碳体代替片层 状结构析出,必然导致渗碳体表面能的增加.因此, 这部分增加的能量通过超快速冷却实现更大的过 冷度,从而产生更大的自由能差,提供更多的动力 进行弥补[13].



钢丝抗拉强度主要与珠光体的片层间距有 关<sup>[14]</sup>,且符合 Hall-Petch 公式<sup>[15]</sup>.珠光体片层间距 主要由珠光体相变温度来控制.在相变温度相同的 前提下,控制不同的冷却速度所改变的渗碳体形 态,对珠光体亚组织及力学性能不会产生太大的影 响.因此,在控制变量为冷速后,随冷速增加带来的 力学性能的变化从 3 个方面来分析:

一是由于冷却速度的增加,导致了珠光体渗碳体片层结构被破坏.而片层状渗碳体具有硬而脆的性质,在破坏了连续性以后,珠光体强度也出现了不同程度的降低.当冷速为100℃/s甚至200℃/s时,渗碳体开始呈出现短棒状或球状,不连续分布在铁素体基体上,对位错运动的阻碍作用变小,会使塑性提高.当碳化物颗粒越细小,硬度和强度就越高;碳化物颗粒越接近等轴状,分布越均匀,韧性也越好.

二是试样在880℃完全奥氏体化后直接进行的 大过冷等温工艺,会出现应力集中从而导致大量位 错的产生,如图9(a)(b)所示.可以看到,铁素体片中 出现大量位错(圆圈处),一部分位错出现于渗碳 体/铁素体两相界面,另一部分位错发生缠结,这两 种位错都能够提高强度.图 9(c)为图 9(a)箭头位置 高分辨图,可以清晰地看到位错垂直排列,这是因 为低温下,位错密度大能量高,位错通过不断运动 及重新协调分布来释放应变能,所以一部分位错就 会有序化形成位错网或位错墙.



(a)弓出位错



(b)位错**缠**结



(c)位错墙
 图 9 位错 TEM 照片
 Fig.9 The TEM micrographs of dislocation
 三是超快冷速下(200 ℃/s)产生了弥散的作为

第2相的纳米级渗碳体.由于奥氏体化后超快速冷却,大量位错因高温变形而保留下来.这些位错的存在促进了纳米级渗碳体的形核,这样就形成了第2 相强化效果,如图10所示.当碳化物颗粒越细小,硬度和强度就越高;碳化物颗粒越接近等轴状,分布 越均匀,韧性越好.因此当冷却速度达到200℃/s, 除了渗碳体片的碎化所导致的塑性上升外,纳米级 渗碳体的出现也使强度得到了一定的提升,所以在 100℃/s强度降低之后,200℃/s却能够出现提高. 但是由于其未能大面积的出现,因此无法从根本上 对力学性能进行改善.

综上所述,基本可以解释图 7(a)中随冷却速度 变化出现的抗拉强度先减小再上升,伸长率持续增 加的规律.



图 10 渗碳体在位错周围析出的 TEM 图 Fig.10 The TEM images of nanoscale cementite precipitated around the dislocation

#### 3.2 过冷时间对渗碳体形态及力学性能的影响

当冷却速度为 70 ℃/s 不变,过冷时间在 7 s以前,表现为片层间距随过冷时间的延长而增大,珠 光体形态无明显差异,强度以及伸长率都随着片层 间距的增大而降低.同时,过冷时间延长,应力发生 松弛,应变能下降,位错密度不断减小,当过冷时间 延长至 7 s,试样微观组织中几乎已看不到位错存 在,位错强化作用随过冷时间增加而减弱.过冷时间 从 7 s增加到 10 s时,由于碳原子扩散系数在较大 过冷度下下降明显,使碳在未转变的奥氏体中过饱 和,以致使渗碳体有可能在奥氏体位错线和点缺陷 处大量领先形核,形成大量渗碳体核心,随后向各 个方向以大致相同的速度长大;当长时间过冷时, 周围的过冷奥氏体中的碳浓度贫化到接近 Fe-Fe<sub>3</sub>C 相图中的 SE线,渗碳体颗粒便停止长大,而在渗碳

体颗粒周围形成铁素体[16].这种形核机制就使得珠 光体中渗碳体颗粒呈球形或椭圆形,且不均匀地、 紊乱地分布,在本文中称其为退化珠光体.退化珠光 体的强度及硬度都稍低于片状珠光体,但是塑韧性 却有明显提高,因此在图7(b)中表现为10s时抗拉 强度持续下降,而伸长率出现了上升.等过冷时间进 一步延长至15 s时,碳原子扩散距离增加,铁原子 和置换原子通过热激活跃迁的方式,沿着界面位 移,实现晶格改组<sup>[17]</sup>,产生下贝氏体具有很好的强 韧性,对强度有所贡献.在相变过程中,铁素体与碳 化物长大以相互竞争机制,且铁素体长大速度远高 于碳化物,所以下贝氏体碳化物形态呈短棒状、纤 维状、楔形等[18].如图 11 所示,可以看出为下贝氏 体组织,贝氏体同样为片条状,右侧碳化物呈短棒 状或是楔形,左侧(圆圈所示)与铁素体长轴交角约 60°.而下贝氏体作为强硬相,具有更高的强度,因此 在后面的拉伸过程中抗拉强度突然提高.



图 11 下贝氏体碳化物 TEM 图 Fig.11 The TEM images showing the morphology of lower bainite carbide

当出现了其他第2相组织以后,在拉伸过程中 可以通过双相钢断裂机制进行解释.如表2所示,由 于P与BL带来的强度值之间的差异,因此可以假 定应变分配过程也将发生在P和BL之间.与BL相 比,P倾向于早期塑性变形,并且有助于钢的整体的 应变硬化.在拉伸变形期间,裂纹形核在P-BL界面 处,由于应变分配,软相相比于硬相具有更高的应 变,并且在相界面更容易发生变形.而珠光体作为软 相,有着更高的塑性,因此在变形过程中更不容易 断裂,表现为伸长率的上升.由于刚达到BL转变 点,转变量极少,并未起到质的变化,但在力学性能 方面仍有一定的提高.

图 12 为过冷时间 3~15 s 时的应变硬化指数.

从图中可以看出,过冷温度一定时,随过冷时间延 长,试样的应变硬化指数逐渐降低,但随过冷时间 进一步延长至10s后,形变硬化指数反而增加了.在 7s前,导致其降低的原因是随过冷时间的延长,团 尺寸和片层间距都出现了增加,相界面减小,降低 了铁素体片与渗碳体片之间的交互作用,在力学性 能上表现为强度和韧性同时出现不同程度的下 降<sup>[19]</sup>.当延长至10s后,由于珠光体的退化,导致了 渗碳体片的不均匀生长,反而提高了试样的塑性, 应变硬化指数增加.等到了15s时,达到了下贝氏体 的转变点,在升温到550℃过程中有少量下贝氏体 生成,与珠光体之间存在应变分配效应,强韧性都 有一定得提高,这也导致应变硬化指数进一步增加.



corresponding to the  $3{\sim}15$  s in the cooling time

### 4 结 论

本文通过精确控制大过冷工艺参数,即不同冷 却速度和不同过冷时间,得到了不同形态渗碳体, 通过 SEM,TEM 分析了亚组织结构,MTS 拉伸试 验机获得力学性能,并得出如下结论:

1)不同冷速对力学性能的影响表现为抗拉强 度先下降后上升,伸长率持续上升.随着冷却速度增 加,渗碳体碎化程度加深,在超快冷速下(200 ℃/s) 实现了纳米级渗碳体的析出,形成了第2相强化,强 度和塑性都得到提升.但渗碳体纳米化未能在铁素 体基体上大量生成,因此其强化效果有限.

2)过冷时间在 3~7 s之间,随着过冷时间增加,珠光体团尺寸和层间距增加,同时位错强化作 用减弱,抗拉强度和伸长率出现下降.延长至 10 s 时,珠光体发生退化,渗碳体颗粒呈球形或椭圆形, 不均匀地、紊乱地分布在铁素体基体上,导致了强 度持续降低,塑性开始上升.等到了 15 s,组织中出 现下贝氏体,形成了双相强化作用,在塑性变形过 程中表现出更高的塑性,强度也有一定提升.

## 参考文献

 [1] 于永泗,齐民,徐善国.机械工程材料[M].5版.大连:大连理工 大学出版社,2013:51-52.
 YU Yongsi, QI Min, XU Shanguo. Mechanical engineering ma-

terials[M]. 5th ed. Dalian: Dalian University of Technology Press, 2013:51-52. (In Chinese)

[2] 宋维锡.金属学[M].2版.北京:冶金工业出版社,1989:259 -260.

SONG Weixi. Metallurgy[M]. 2nd ed. Beijing: Metallurgical Industry Press, 1989: 259-260. (In Chinese)

- [3] 刘波,殷晓中,黄晓艳.金属热处理工艺常用术语解析[J].铸造 技术,2015(6):1435-1440.
   LIU Bo, YIN Xiaozhong, HUANG Xiaoyan. Analysis of Common Terminology in metal heat treatment[J]. Foundry Technology,2015(6):1435-1440.(In Chinese)
- [4] Andy.感应加热表面淬火[J/OL].中国显微图像网(2010-09-10).http://www.microimage.com.cn/xwjs/2010/0910/article \_7115.html.

Andy. Induction heating surface hardening [ J/OL ]. Microimage.com.cn(2010-09-10). http://www.microimage. com.cn/xwjs/2010/0910/article\_7115.html.(In Chinese)

- [5] OHMORI Y, HONEYCOMBE R W K. The isothermal transformation of plain carbon austenite[J]. ICSTIS Suppl Trans ISIJ, 1971, 11: 1160-1164.
- [6] OHMORI Y, DAVENPORT A T, HONEYCOMBE R W K. Crystallography of pearlite [J]. Transaction of the Iron and Steel Institute of Japan, 1972, 12(2): 128-137.
- [7] 大森靖也.鉄鋼の炭窒化物の相界面析出[J].日本金属学会会報,1976,15(2):93-100.
   OMORI Y. Interphase precipitation of carbonitride in steels
   [J]. The Japan Society of Metals, 1976, 15(2):93-100. (In Japanese)
- [8] 王斌,刘振宇,周晓光,等.超快速冷却条件下亚共析钢中纳米 级渗碳体析出的相变驱动力计算[J].金属学报,2013,49(1): 26-34.

WANG Bin, LIU Zhenyu, ZHOU Xiaoguang, *et al.* Calculation of phase transformation driving force for precipitation of nanometer-sized cementite in hypo-eutectoid steel under ultra-fast cooling[J]. Acta Metall Sinica, 2013, 49(1): 26-34. (In Chinese)

[9] 康沫狂.钢中贝氏体形貌学探讨[J]. 兵器材料科学与工程,

1991(10):1-7.

KANG Mokuang. Discussion on bainite morphology in steel [J].Ordnance Material Science and Engineering, 1991(10):1-7.(In Chinese)

- [10] KAUFMAN L, RADCLIFFE S V, COHEN M. Decomposition of austenite by diffusional processe [M]. New York: Interscience, 1962: 313.
- [11] 刘宗昌,任慧平.过冷奥氏体扩散型相变[M].北京:科学出版 社,2007:79.
   LIU Zongchang, REN Huiping. Diffusion phase transformation

of supercooled austenite[M]. Beijing, Science Press,2007, 79. (In Chinese)

- [12] GHOSH S. Rate-controlling parameters in the coarsening kinetics of cementite in Fe-0.6 C steels during tempering [J]. Scripta Materialia, 2010, 63(3): 273-276.
- [13] WANG B, LIU Z, ZHOU X. Calculation of transformation driving force for the precipitation of nano-scaled cementites in the hypoeutectoid steels through ultra fast cooling[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2013, 49(1):26-34.
- [14] ELWAZRI A M, WANJARA P, YUEA S. The efect of microstructural characteristics of pearlite on the mechanical properties of hypereutectoid steel[J]. Materials Science and Engineering A, 2005(404), 91-98.
- [15] PETCH N J. The fracture of metals[J]. Progress in Metal Physics, 1954(5):1-52.
- [16] 王连伟,李文卿,毛征东,等.控轧控冷 16Mn 钢珠光体退化的 研究[J].特殊钢,1994(4):6-10.
  WANG Lianwei,LI Wenqin,MAO Zhengdong,*et al.* Study on pearlite degeneracy in control-rolled and control-cooled steel 16Mn[J]. Special Steel,1994(4):6-10.(In Chinese)
- [17] 刘宗昌,王海燕,王玉峰,等.贝氏体碳化物的形貌及形成机制
  [J].材料热处理学报,2008(29):32-37.
  LIU Zongchang, WANG Haiyan, WANG Yufeng, *et al.* Morphology and formation mechanism of bainitic carbide [J].
  Transactons of Materials And Heat Treatment, 2008(29):32-37. (In Chinese)
- [18] 方鸿生,冯春,郑燕康,等.下贝氏体中碳化物的析出[J].金属 学报,2007,43(6):583-588.
  FANG Hongsheng, FENG Chun, ZHENG Yankang, *et al.* Precipitation of the carbides in lower bainite[J]. Acta Metallurgica Sinica, 2007, 43(6):583-588. (In Chinese)
- [19] 郭正洪.钢中珠光体相变机制的研究进展[J].材料热处理学报,2003,24(3):1-7. GUO Zhenghong. Research progress of mechanism of pearlitetransformation in steel[J]. Journal of Materials Heat treat-

ment,2003,24(3):1-7.(In Chinese)