

引用格式:陈辉,吴保桥,汪杰,等.V-Ti成分体系热轧H型钢热模拟组织转变规律和生产实践研究[J].工业建筑,2025,55(8):53-59. CHEN Hui, WU Baoqiao, WANG Jie, et al. Microstructural Transformation Law and Production Practice of Hot-Rolled H-Section Steel in V-Ti Composition System[J]. Industrial Construction, 2025, 55(8): 53-59 (in Chinese). DOI: 10. 3724/j. gyjzG25060610

V-Ti成分体系热轧H型钢热模拟组织转变规律和生产实践研究^{*}

陈辉^{1,2} 吴保桥^{1,2} 汪杰^{1,2} 夏劲^{1,2} 沈千成^{1,2} 吴涓庄^{1,2}

(1. 马鞍山钢铁有限公司,安徽马鞍山 243000; 2. 工信部工业(车轮、H型钢)产品质量控制和技术评价实验室,安徽马鞍山 243000)

摘要 为探究V-Ti成分体系对材料强度等级和质量等级的影响,通过形变热模拟试验研究了组织转变规律。结合实际生产试制,对建筑钢结构的典型柱构件——热轧H型钢进行了现场试制和性能检测。结果表明:采用V-Ti成分体系生产H400×400型号热轧H型钢,当万能段翼缘压下率为60%,冷却速度为0.5~1℃/s,轧制控温940~960℃时,产品强度等级可达Q420级,低温韧脆转变温度可达-50℃。此外,结合实际生产成本控制,说明小批量组产时,同钢级(Q355~Q420级)不同质量(B~E等级)热轧H型钢规格的同步组产具有一定的经济性,可为热轧H型钢的高效化生产及标准构件选材提供参考。

关键词 H型钢;热模拟;等级;高效性

Microstructural Transformation Law and Production Practice of Hot-Rolled H-Section Steel in V-Ti Composition System

CHEN Hui^{1,2} WU Baoqiao^{1,2} WANG Jie^{1,2} XIA Meng^{1,2} SHEN Qiancheng^{1,2} WU Meizhuang^{1,2}

(1. Maanshan Iron & Steel Limited Company, Maanshan 243000, China; 2. Laboratory of Quality Control and Technical Evaluation of Industrial (Wheel, H-Beam) Products of the Ministry of Industry and Information Technology, Maanshan 243000, China)

Abstract: To investigate the influence of the V-Ti composition system on the material strength grade and quality grade, deformation thermal simulation tests were conducted to study the microstructural transformation law. Combined with actual production trials, in this paper, field trials and performance testing were carried out on hot-rolled H-section steel of typical column member specifications for building steel structures. The results indicated that when producing H400×400 hot-rolled H-section using a V-Ti alloy system, with a flange reduction of 60% in the universal stand, a rolling cooling rate of 0.5℃/s to 1℃/s, and rolling temperature control at 940~960℃, the product could achieve a strength grade of Q420 and a low-temperature ductile-to-brittle transition temperature as low as -50℃. Additionally, considering practical production cost control, synchronously producing small batches of hot-rolled H-section with the same steel grade (Q355 to Q420) but different quality levels (B to E grades) demonstrates economic feasibility, providing technical support for efficient production of hot-rolled H-section steel and material selection for standard components.

Keywords: H-section steel; thermal simulation; grade; efficiency

^{*} 国家重点研发计划(2022YFC3801900)。

第一作者:陈辉,硕士,工程师,主要从事热轧型钢产品开发工作。

电子信箱:chenhui123@sina.com

收稿日期:2025-06-06

随着我国建筑结构用钢的发展,对同一规格不同钢级(Q355~Q420)、不同质量等级(B、C、D、E级)的热轧H型钢的需求越来越多。对于生产企业来说,不同质量等级、钢级的热轧H型钢不仅要考虑钢区的连铸工艺,同时对轧区工艺的控制难度也增加了。为了更好地适配建筑结构的发展需求,满足不同用户、不同结构、不同环境的使用需求,对同一规格产品设计时应充分考虑产品性能等级覆盖。

目前,针对建筑结构常用的高碳钒钛合金成分体系用钢,通过热模拟试验研究,结合实际现场试

制,探究常用钢结构柱结构标准构件H400×400型号热轧H型钢产品的实际生产水平,提高近似规格序列的热轧H型钢组产时的生产效率和精准度,为建筑结构用热轧H型钢的标准化构件实施提供参考。

1 试验部分

1.1 试验材料

试验采用V-Ti合金成分体系,其化学成分的质量分数见表1。

表1 试验钢化学成分的质量分数
Table 1 Mass fraction of chemical composition of the test steel %

要求	C	Si	Mn	P	S	V	Ti	其他
生产控制要求	0.15~0.19	0.15~0.30	1.25~1.55	≤0.030	≤0.025	0.040~0.060	0.020~0.040	≤0.020
实际目标	0.18	0.25	1.40	0.018	0.010	0.052	0.031	—

1.2 试验方案

在试验钢上切取热模拟试样,利用Gleeble3500热力模拟试验机分别进行连续冷却转变试验和形变热模拟试验。具体工艺为:1)将试样加工成φ6×90尺寸试样,由室温以10℃/s加热至1000℃,保温3 min,然后分别以0.5,1,3,5,7,10,15,20,25,30℃/s冷却至室温。2)将试样加工成φ8×12尺寸试样,将试样以10℃/s的速度加热到(1100±30)℃(按照上限温度控制),随后保温3 min将试样完全奥氏体化,然后以10℃/s的冷却速度降温至形变温度T(900,950,1000℃),经1 min短时均温以消除温度梯度,以5 s⁻¹的应变速率实现30%和60%的压下率,随后分别以不同冷却速度(0.5,1,2℃/s)冷却至室温,其形变工艺参数见表2。

表2 不同形变工艺参数

Table 2 Process parameters of different deformation test		
压下率ε/%	冷却速度v/(℃·s ⁻¹)	形变温度T/℃
30、60	0.5、1.0、2.0	900、950、1000

2 结果与分析

2.1 连续冷却转变试验结果

试验钢的连续冷却转变曲线(CCT)和组织分别如表3和图1(a)所示。对于试验钢来说,试验钢的奥氏体CCT曲线由铁素体(F)、贝氏体(P)、珠光体(P)和马氏体(M)区组成。其中,铁素体转变开始温度为805℃,珠光体转变开始温度为682℃,在冷却速度为0.2~0.5℃/s时,组织类别均为铁素体+珠光

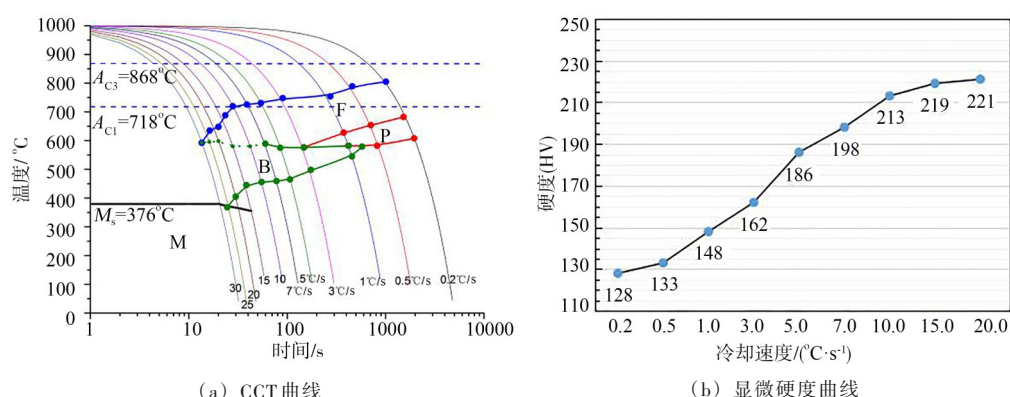
体组织,且铁素体占比在71.5%(平均值)左右;当冷却速度为0.5~1℃/s时,组织中发生了贝氏体转变。当冷却速度达到3℃/s时,珠光体组织转变完全,组织为铁素体+贝氏体。当冷却速度达到15℃/s时,试验钢此时均开始生成马氏体组织。

表3 试验钢连续冷却转变组织类别
Table 3 Structure types of the test steel in continuous cooling transformation

v/(℃·s ⁻¹)	F _s /℃	P _s /℃	P _f /℃	B _s /℃	B _f /℃	M _s /℃	组织类别
0.2	805	682	605	—	—	608	F(75%)+P
0.5	789	654	578	—	—	582	F(68%)+P
1.0	754	628	567	582	—	582	F+P+B
3.0	748	577	564	576	—	608	F+B+P(极少量)
5.0	731	—	—	575	—	—	F+B
7.0	726	—	576	589	—	—	F+B
10.0	720	—	582	468	—	—	F+B
15.0	688	—	—	454	—	355	F+B+M
20.0	648	—	—	412	—	365	F+B
25.0	635	—	—	394	—	379	M+B
30.0	592	—	—	—	—	376	M+B

F_s为铁素体转变开始温度;P_s为珠光体转变开始温度;P_f为珠光体转变终止温度;B_s为贝氏体转变开始温度;B_f为贝氏体转变终止温度;M_s为马氏体转变开始温度。

此外,对试验钢进行硬度分析,结果如图1(b)所示。可知,试样钢在不同冷却温度下其硬度(HV)分别为128~221。从总体来看,随着冷却速度增加,试验钢硬度呈增加趋势。当冷却速度小于1℃/s或大于10℃/s时,硬度增加趋势缓慢;当冷却速度为1~10℃/s时,硬度增加较大且趋势明显。从组织层



A_{C3} 为奥氏体转变终止温度; A_{C1} 为奥氏体转变开始温度。

图 1 试验钢 CCT 曲线和硬度曲线

Fig. 1 CCT curve and microhardness curve of the test steel

面来说,对于不同冷却速度下显微硬度的差别主要是由于冷却速度的增大,促进了贝氏体和马氏体的产生,贝氏体和马氏体均为强硬相,其占比越大,试样钢硬度值越高。

2.2 变形热模拟试验结果

试验钢的形变热模拟组织见表 4。可知,当冷却速度为 0.5 °C/s,试验钢压下率为 30% 时,其组织类型由铁素体+珠光体组成,随着形变温度的降低,铁素体晶粒也变得细小一些。在同一变形温度条件下,压下率为 60% 时的组织比压下率为 30% 时的组织更细小,并且组织中的珠光体呈现一定的条带状。当试验钢冷却速度为 1 °C/s 时,试验钢压下率为 30% 时,其基体组织类型为铁素体+珠光体,随着变形温度的降低,组织中有少量的贝氏体形成;当压下率为 60% 时,其组织类型由铁素体+珠光体+贝氏体组成,且随着变形温度的降低,组织中贝氏体含量逐渐增多。当试验钢冷却速度为 2 °C/s,试验钢压下率为 30% 时,其基体组织类型为铁素体+珠光体+少量贝氏体,随着变形温度的降低,组织中贝氏

体含量基本不变;当压下率为 60% 时,其组织类型为铁素体+贝氏体+少量珠光体,随着变形温度的降低,组织中贝氏体含量逐渐增多,珠光体基本消失,此时贝氏体块明显变小。

2.3 硬度和组织对比分析

在形变热模拟工艺试验后,对试验钢分别进行硬度和组织分析,结果分别如图 2 和表 4 所示。由图 2 可知,在压下率为 30%,冷却速度为 0.5, 1, 2 °C/s 时,对应的硬度 (HV) 范围分别为 135~149、148~168、158~175;在压下率为 60%,冷却速度为 0.5, 1, 2 °C/s 时,对应的硬度 (HV) 范围分别为 153~165、168~186、184~204。通过对比可知,压下率为 30%, 950~1000 °C 时,材料硬度变化不大,而在压下率为 60% 时,该温度范围硬度 (HV) 差值达 8~18,表明材料的性能提升明显。

针对目前常用的 Q355 级材料设计,根据硬度与抗拉强度换算公式(抗拉强度与维氏硬度 (HV) 值是 3.3 倍关系),结合热轧型钢成分设计经验,对中高碳体系钒复合合金体系,其屈服强度与抗拉强度比

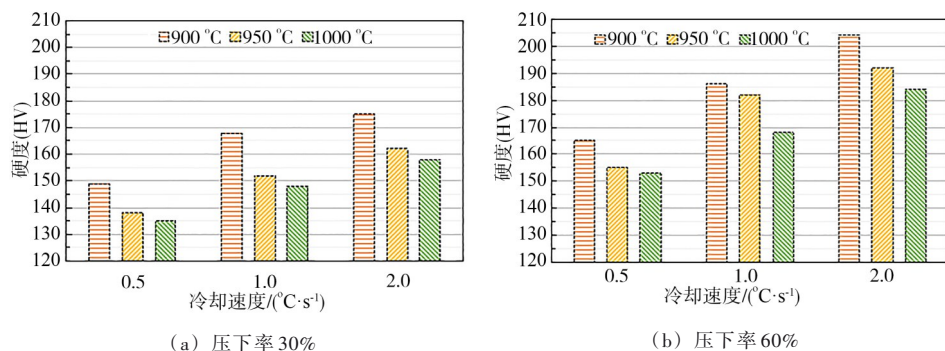
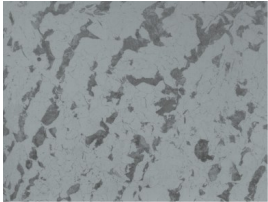
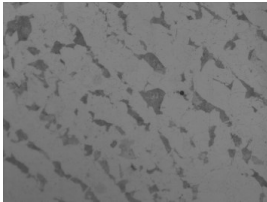
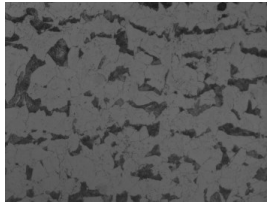
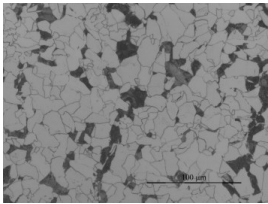
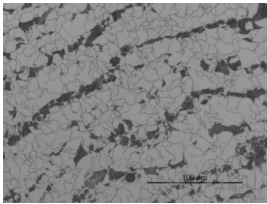
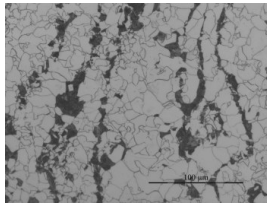
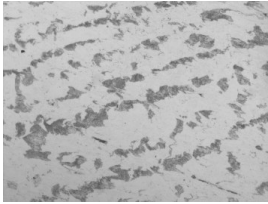
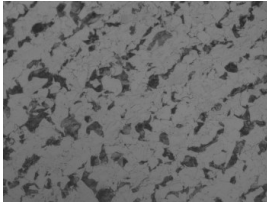
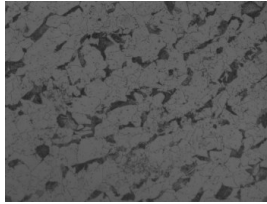
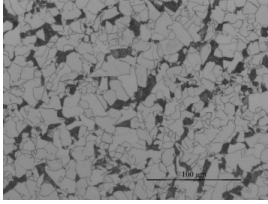
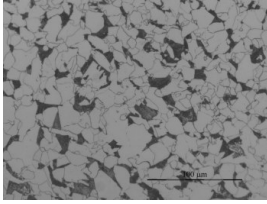
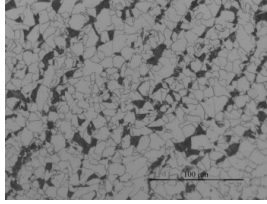
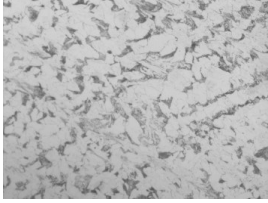
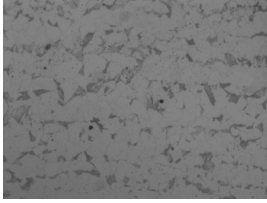
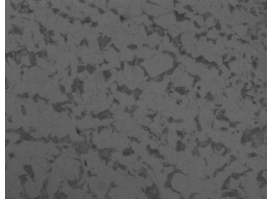
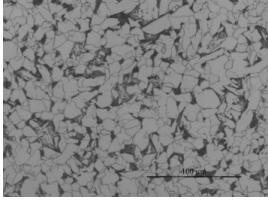
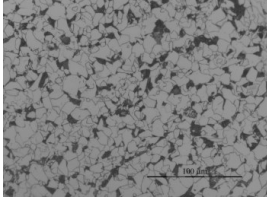
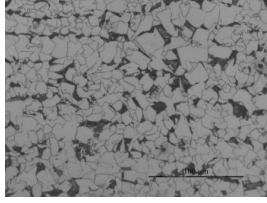


图 2 不同形变工艺下试验钢的显微硬度

Fig. 2 Microhardness of the test steel under different deformation conditions

表 4 不同形变工艺下的显微组织
Table 4 Microstructure of the test steel under different deformation processes

冷却速度 $v/$ ($^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1}$)	压下率 $\varepsilon/$ %	不同形变温度($^{\circ}\text{C}$)下的显微组织		
		1000	950	900
0.5	30			
	60			
1	30			
	60			
2	30			
	60			

值在 0.78~0.83 范围内,当显微硬度(HV)达到 140 时,材料的屈服强度最低可达 360 MPa,表明在一定的工艺下材料可满足 Q355 级低合金钢级的组产要求。通过对比可知,压下率为 30%、冷却速度为 0.5 $^{\circ}\text{C}/\text{s}$ 时,三种变形温度下的试验钢总体硬度值不高,仅 900 $^{\circ}\text{C}$ 变形温度下的硬度(HV)超过 140,此时硬度表征材料强度可达到 355 MPa 级别。压下率为 60% 时,不同冷却速度下材料的硬度(HV)分别达到

了 140(355 级)、150(390 级)、160(420 级)及以上,表明该种工艺下材料的性能优良,可满足不同强度等级低合金的设计。

从组织转变规律来看,随着压下率的增大,组织中位错增殖与缠结,为再结晶形核提供驱动力,尤其是变形温度越低,变形组织越细小。另外,由于冷却速度的降低,部分金属元素的迁移切变能力被抑制,组织转变由扩散型(珠光体转变)向不完全

扩散(贝氏体转变)过渡,组织的相变强化形式发生变化。此外,针对 V-Ti 成分体系,当变形温度不超过 950 ℃时,粒子更容易发生析出行为,温度越低,粒子析出越充分,材料的析出强化越明显^[1-7]。

由表 5 可知,在 0.5 ℃/s 的冷却条件下,组织转变比较充分,相变强化效果基本一致,随着冷却速度增加,低温变形导致极少量第二相析出物析出,但此时析出强化效果不明显,且硬度的差别主要是由晶粒大小所决定。在压下率为 30% 时,组织占比基本保持不变,随着形变温度的降低,表现出材料硬度逐渐变大;在压下率为 60% 时,其组织类型基本相当,但由于组织位错增加,晶界形核动能大,其晶粒尺寸明显细化,因此在此条件下硬度值主要受细晶强化的影响,随着温度的降低其硬度增加。

在 1 ℃/s 的冷却条件下,发生贝氏体转变,此时硬度的差别主要由析出强化、细晶强化与相变强化所决定。在压下率为 30% 时,存在一定的贝氏体组织,材料的硬度有明显的提升。随着形变温度降低,变形位错、空位等难以热激活运动消除或重排,保留了部分高密度的缺陷,有利于 C、N 等合金元素 V(C,N)或 Ti(C,N)粒子的扩散析出,此时材料的析出强化和相变强化增强,材料硬度性能提升^[8-9];在压下率为 60% 时,其组织类型基本相当,此时组织的位错程度增大,晶粒应变能较大,晶粒细化趋势增大,随着温度的降低,变形位错促进 V(C,N)或 Ti(C,N)粒子析出,析出强化效果明显,因此在硬度上表现为:随着形变温度的降低,其硬度值呈增加的趋势。

表 5 不同形变工艺下的试验钢晶粒尺寸和组织占比

Table 5 Grain size and microstructure composition of the test steel under different deformation processes

温度/℃	冷却速度 $v/$ (℃·s ⁻¹)	压下率为 30%			压下率为 60%		
		组织	晶粒尺寸/ μm	铁素体占比/%	组织	晶粒尺寸/ μm	铁素体占比/%
900	0.5	F+P	8~25	70	F+P	6~20	72
	1	F+P+B(少量)	8~22	67	F+P ↓ +B ↑	5~16	70
	2	F+P+B	6~22	71	F+B(细小)	6~16	69
950	0.5	F+P	14~30	68	F+P	8~23	72
	1	F+P	10~25	71	F+B	8~20	70
	2	F+P+B(少量)	8~26	72	F+B	6~18	68
1000	0.5	F+P	16~33	71	F+P	10~25	68
	1	F+P	16~32	71	F+P	8~22	70
	2	F+P+B(少量)	14~33	68	F+B+P(少量)	8~20	68

在 2 ℃/s 的冷却条件下,贝氏体转变充分,此时硬度的差别主要由析出强化与细晶强化所决定。此时冷却速率较快,第二相粒子只有形变温度较低时才能充分析出。压下率为 30% 时,位错存在少量增殖,C、N 粒子扩散析出受温度影响较大,即在 900 ℃时硬度较高,而 950 ℃与 1000 ℃形变时硬度值相当;压下率为 60% 时,晶界形核动能大,有利于组织细化,同时材料贝氏体转变更加细小充分,细晶强化和相变强化更加充分,随着形变温度升高,虽然粒子析出不充分,但细化晶粒和相变强化带来的强化效果明显,材料的硬度总体提升。

考虑到最小生产成本的条件,在不考虑采用 SFC(翼缘选择冷却)设备会增大冷却速度的情况,对于一些薄规格产品,H 型钢的现场空冷冷却速度可达 1℃/s。根据试验组织转变规律,此时的冷却速度下,已经出现强韧性的贝氏体组织,不仅提高了

产品强度,同时对产品的韧性提升也有帮助。此外,对万能控温进行大压下(压下率接近 60%)工艺设计,将更有利于材料在向强硬性和塑韧性组织转变。

3 试制生产情况

根据试验结果,采用质量分数为 0.18%C-0.28%Si-1.38%Mn-0.050%V-0.031%Nb 成分体系的坯料在 H 型钢生产线进行试制,其中成品规格为 H400×400×13×21,坯料加热温度(1150±20)℃,均热温度(1130±20)℃,开坯段不控制,万能段轧制控温 940~960 ℃,翼缘厚度压下率 58%,万能控制过程中不采用特殊降温手段(保证实际空冷冷却速度)。生产结束后对力学性能进行检测,结果见表 6。

通过检验结果,实际的产品屈服强度达到 420 MPa 以上,产品强度级别覆盖 Q355~Q420 级别,且产品 0 ℃冲击功富裕,表明产品有良好的低温冲

表6 不同形变工艺参数
Table 6 Process parameters of deformation

类别	屈服强度/ MPa	屈服强度/ MPa	伸长率/%	0℃冲击功/ J
实际检测	428	528	26.5	243
355级要求	≥355	≥470	≥22.0	≥34

击韧性。为更好表征产品低温塑性,对试验钢进行系列冲击试验,试验结果如图3所示。为了更好地评价试验钢的韧脆转变特性,采用不同的韧脆转变温度对材料的韧性进行评价。由图3可知:取断口结晶区面积占整个断口面积60%时的温度作为韧脆转变温度(FATT₅₀)的参考点,此时的韧脆转变温度为48℃;取系列冲击试验下达到最大冲击功的50%冲击值(128 J)时的温度作为韧脆转变温度(ETT₅₀)的参考点,此时的韧脆转变温度为-57℃。由此看出,该试验钢的韧脆转变温度在-50℃左右,说明满足E级钢设计要求。此外,结合实际异型坯生产热轧H型钢生产经验,以小批量(单规格不超过200 t)生产成本来说,对于同钢级、同规格产品,采用同一坯料成分,生产Q355级B、C等级产品合金成本损失高于D、E等级,但是从工序成本考虑,采用相同成分坯料可减少B、C级产品炼钢工序以及中间包损失,两者综合比较,合金成本与工序成本基本持平。因此从实际生产考虑,对于小批量组产来说,同钢级(Q355~Q420级)、不同质量(B~E等级)

热轧H型钢规格产品的同步组产具有一定的经济性。

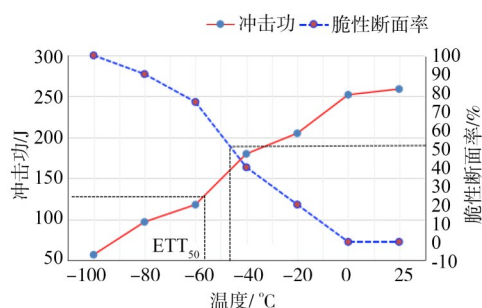
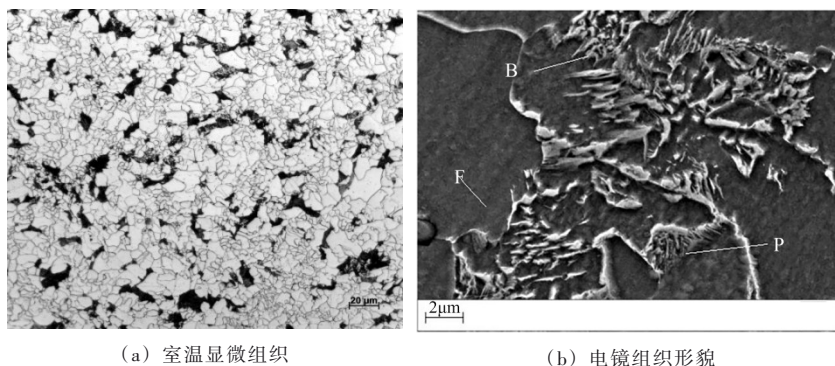


图3 韧脆转变温度曲线

Fig. 3 Ductile-brittle transition temperature curve

通过对成品组织进行分析,可以看出,基体组织为铁素体(F)+珠光体(P)+贝氏体(B),其中铁素体的晶粒度级别在9.5级,铁素体含量占比72%。图4为扫描电镜观察,图中黑色部分为铁素体组织,白色团絮状为珠光体和贝氏体混合组织。可见:珠光体的片层结构不明显,铁素体和渗碳体片层结构呈现短程和间断状态,表明成品组织转变时,冷却速度介于珠光体转变和贝氏体转变温度区间,由于冷却未达到贝氏体完全转变温度,导致组织中存在极少量不规则的珠光体形貌组织。该少量的珠光体组织在一定程度上提高了强度,同时也消耗了贝氏体转变中碳化物含量,导致在组织转变中,贝氏体中渗碳体呈现不规则条带状。



(a) 室温显微组织

(b) 电镜组织形貌

图4 成品组织形貌

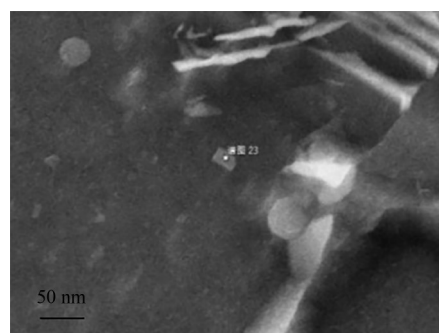
Fig. 4 Microstructure morphology of the finished product

此外,由于添加了V、Ti等细化晶粒的合金,通过对组织中析出粒子进行扫描(图5),发现存在方块状的第二相粒子,通过能谱场确定为V/Ti(C,N)复合粒子,表明通过添加V、Ti元素,可以形成第二相粒子,该粒子可以在钢中以纳米尺寸析出,达到析出强化的效果。同时,由于存在大压缩变形,为

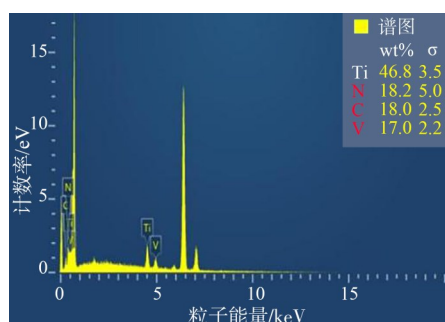
第二相粒子提供形核动力,促进第二相粒子的形成,增加了晶体结构的位错密度,在塑性变形中起到钉扎作用,提高了产品的低温塑性^[10-11]。

4 结论

1)通过形变热模拟试验,在冷却速度为0.5~



(a) 第二相析出物



(b) 析出粒子能谱

图 5 第二相析出物形貌和能谱

Fig. 5 Morphology and energy spectrum of second-phase precipitate

2 °C/s、压下率为 60% 时硬度(HV)值比压下率为 30% 时高 18~29, 产品强度性能提升明显。

2) 采用 V-Ti 成分体系生产 H400×400 型号热轧 H 型钢, 万能轧制阶段翼缘采用 60% 压下率, 0.5~1 °C/s 冷却速度, 轧制控制温度 940~960 °C, 产品强度等级可达 Q355~Q420 级, 韧脆转变温度可达

-50 °C, 满足 E 级钢要求, 具有良好的低温韧性。

3) 对于小批量组产来说, 同钢级(Q355~Q420 级)、不同质量(B~E 等级)热轧 H 型钢规格的同步组产具有一定的经济性, 可为热轧 H 型钢的高效化生产及标准构件选材提供参考。

参 考 文 献

- [1] 胡赓祥, 蔡珣, 戎咏华. 材料科学基础[M]. 3 版. 上海: 上海交通大学出版社, 2010.
- [2] 高雅, 孙建林, 负冰, 等. Q460C 钢连续冷却转变规律研究[J]. 热加工工艺, 2011, 40(10): 38-41.
- [3] 程鼎, 彦井成, 吴保桥, 等. 耐候热轧 H 型钢连续冷却转变规律研究[J]. 安徽冶金科技职业学院学报, 2017, 27(1): 5-8.
- [4] 冯运莉, 唐嘉悦, 薄杨. 变形温度及冷却速度对 0.46%C 中碳钢组织转变的影响[J]. 热加工工艺, 2015, 44(11): 1-4.
- [5] 杨庚蔚, 陆佳伟, 孙辉, 等. Ti-V 微合金化热轧高强钢的相变规律及组织性能[J]. 钢铁研究学报, 2019, 31(8): 726-731.
- [6] 柳美玲, 汤亨强, 朱国辉, 等. Nb 和 Nb-Ti 系微合金耐候钢的连续冷却转变与形变热模拟[J]. 金属热处理, 2019, 44(7): 138-143.
- [7] 谭会杰, 王海燕, 李德超, 等. X80 管线钢连续冷却相变及组织研究[J]. 金属热处理, 2015, 40(7): 91-94.
- [8] 王安仁, 王锦楠, 李墨亮, 等. HRB500E 钢中钒的析出行为研究[J]. 钢铁钒钛, 2018, 39(5): 122-129.
- [9] 张宏亮. 含 Ti 钒微合金钢贝氏体区析出行为及贝氏体钢开发[D]. 沈阳: 东北大学, 2014.
- [10] 牛延龙, 李远征, 刘清友, 等. X90 管线钢的组织 and 性能特征[J]. 金属热处理, 2018, 43(10): 143-150.
- [11] 张志宏. 冷却速率对 2507 超级双相不锈钢 σ 相析出的影响[J]. 轧钢, 2018, 35(5): 34-38.