

含B钒微合金钢的连续冷却相变行为

金光秀, 高彩茹, 杜林秀

(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: 为开发一种新的低成本高性能含B钒微合金钢和建立其TMCP生产工艺, 用MMS-200热力模拟试验机研究了实验钢在连续冷却条件下的相变规律, 绘制出实验钢的静态CCT曲线和动态CCT曲线。结果表明: 微量的B提高了钒微合金钢过冷奥氏体稳定性, 促进了针状铁素体形成, 在比较宽的冷却速度范围内能得到贝氏体组织; 未变形钢相比于变形钢, 在更低的冷却速度甚至0.5 °C/s的冷却速度下能得到大部分的贝氏体组织, 但两者在5 °C/s以上的冷却速度下都得到全部贝氏体组织; 变形降低了奥氏体稳定性, 促进铁素体转变, 含硼钢铁素体转变存在的冷速升高到2 °C/s, 不含硼钢的其冷速升高到15 °C/s; 钒微合金钢中B有利于获得高强度的贝氏体组织, 冷速5 °C/s以上时相变后含硼钢的硬度都高于变形及未变形不含硼钢的硬度。

关 键 词: 连续冷却相变; 钒微合金钢; 含硼钢; 贝氏体转变; 显微组织

中图分类号: TG 142.1

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2015)06-0780-06

Phase Transformation Behaviors of Boron-Vanadium Microalloyed Steels During the Continuous Cooling

KIM Kwang-su, GAO Cai-ru, DU Lin-xiu

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

Corresponding author: GAO Cai-ru, E-mail: cairugao@126.com)

Abstract: In order to develop a low cost and high performance boron-vanadium microalloyed steel and establish its TMCP process, the transformation mechanism of the test steel under continuous cooling was studied and the static and dynamic CCT curves of the test steel were also obtained by means of MMS-200 thermo-mechanical simulator. The results showed that, by addition of the trace boron, the stability of overcooling austenite of the vanadium microalloyed steel was increased, and the formation of acicular ferrite was promoted, while the bainite can be obtained under wider cooling rates. Compared to the deformed steel, bainite was the major microstructure which obtained in the undeformed steel under the very slow cooling rate even only 0.5 °C/s, but when the cooling rate was higher than 5 °C/s, fully bainite was obtained in both the deformed and undeformed steels. The stability of austenite was reduced and the formation of the ferrite was promoted by deformation, thus ferrite transformation proceeded under cooling rate lower than 2 °C/s and 15 °C/s in the boron steel and non-boron steel, respectively. For vanadium microalloyed steel, boron is beneficial to obtaining high strength bainite, therefore when the cooling rate is higher than 5 °C/s, Vickers hardness of boron steel is higher than that of non-boron steel under deformed and undeformed status.

Key words: continuous cooling transformation; vanadium microalloyed steel; boron steel; bainite transformation; microstructure

采用复合微合金化并添加微量的硼同时结合 控轧控冷工艺, 这种技术目前在热轧高强钢开发

收稿日期: 2014-04-30

基金项目: 国家自然科学基金资助项目(2011BAE25B03)。

作者简介: 金光秀(1975-), 男, 朝鲜金策工业综合大学讲师, 东北大学博士研究生; 杜林秀(1962-), 男, 河北滦县人, 东北大学教授, 博士生导师。

和生产中得到了广泛的应用,添加硼的目的是利用其提高奥氏体稳定性和对高温铁素体和珠光体相变的抑制作用。

钢中微量的B固溶于奥氏体中,会在奥氏体晶界处偏聚,奥氏体的晶界能因此降低,这使奥氏体分解时铁素体在奥氏体晶界处形核困难,延长了 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变的孕育期^[1-3]。已经开展了许多利用B对钢相变的作用来代替Cr、Ni、Mo等合金元素的研究工作。同时,随着微合金钢TMCP工艺的发展,含有Mn、Cu、Nb、Ti等合金元素的钢中添加B也有深入的研究^[4-6],研究结果可用于生产各种高强结构板、船用钢板、桥梁用钢、车辆用钢板等。对钒微合金钢,也有关于B元素作用的研究,但都是非调质处理或利用淬火、回火工艺来提高钢的强韧性^[7-9],而关于B在TMCP工艺的作用及其对钢组织和力学性能的影响研究不多。钒是强碳氮化物形成元素,特别是细小的V碳氮化物阻止奥氏体晶粒长大,相变时沉淀强化效果较大^[10-11]。若硼对奥氏体转变过程的影响和钒的细晶强化、析出强化效果相结合,在TMCP钢生产上能得到一种新的低成本高强高韧性钢。本文以钒微合金钢为对象,对比研究了含硼及不含硼钢的变形及未变形条件下奥氏体连续冷却转变规律,分析了B元素和变形对钒微合金钢相变的影响,为低成本高性能含硼钒微合金钢的开发及TMCP生产提供基础。

1 实验材料及方法

实验钢为两种含硼及不含硼的钒微合金钢,化学成分如表1所示。

表1 实验钢的化学成分(质量分数)
Table 1 Chemical composition of the test steels (mass fraction) %

钢号	C	Si	Mn	P	S	V	B
1号	0.12	0.14	1.76	0.002	0.002	0.086	0.002
2号	0.12	0.15	1.79	0.002	0.003	0.09	—

实验钢采用50 kg真空感应炉冶炼成锭,锻造造成80 mm × 100 mm × L的长坯,然后在 $\phi 450$ mm轧机上热轧成10 mm厚的板材,再分别加工成 $\phi 8$ mm × 15 mm圆柱形试样和 $\phi 6$ mm × 54 mm阶梯形试样。

动态及静态CCT试验均在MMS-200热力学模拟试验机上进行。试样以20 °C/s的速度加热到1 150 °C,保温180 s,然后以10 °C/s冷却到

900 °C,保温20 s。动态CCT试验是在保温后以5 s⁻¹变形速率进行40%的单道次压缩变形,然后冷却,试验工艺如图1所示。静态CCT试验则在保温后直接冷却。冷却速度分别为0.5, 1, 2, 5, 10, 15, 20, 30和40 °C/s,测量冷却过程中试样的温度-膨胀量变化曲线。为保证冷却速度,冷速在30 °C/s以上的工艺条件采用阶梯试样。将热模拟后的试样在热电偶附近沿横向剖制成金相试样,经机械研磨和抛光后,用3%硝酸酒精溶液腐蚀金相试样,在LEICA DFC 295光学显微镜下观察显微组织,并测量各组织的相对量。根据冷却后变形试样及未变形试样的温度-膨胀量曲线及显微组织观察,采用切线法确定相变温度,绘制静态及动态CCT曲线。用万能硬度计测量试样的维氏硬度,每个试样测量5个点,然后取平均值。

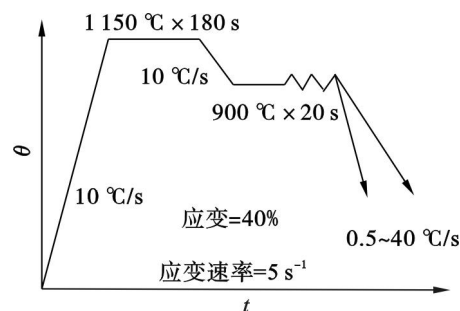


图1 动态连续冷却工艺示意图

Fig. 1 Schematic illustration for dynamic continuous cooling

2 实验结果及分析

2.1 实验钢的连续冷却相变曲线

图2、3分别为钒微合金钢中含硼实验钢(1号钢)和不含硼实验钢(2号钢)的变形及未变形条件下连续冷却相变曲线。

从图2、3可知,由冷却速度、变形及合金元素对奥氏体转变的影响,实验钢在连续冷却过程中均发生了铁素体(F)、珠光体(P)的扩散型转变和贝氏体(B)的半扩散型转变及马氏体(M)的无扩散型转变。随着冷却速度的增加,1号钢连续冷却相变组织变化为F+P+B→B→B+M,2号钢连续冷却转变组织变化为F+P+B→F+B→B→B+M。1号钢 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变开始温度在未变形时为704~673 °C,变形时为731~657 °C;2号钢在未变形时为709~592 °C,变形时为743~598 °C。这说明变形促进 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变,提高了相变开始温度。从CCT曲线可知,变形扩大了1号钢及2号钢铁素体和珠光体转变存在的冷速范围,使实验钢的

CCT 曲线左移, B 增加奥氏体的稳定性并促进贝氏体转变.

2.2 实验钢的连续冷却相变组织

图 4 为未变形及变形条件下 1 号钢的连续冷却相变后室温显微组织. 在冷速为 $0.5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时, 未变形 1 号钢的显微组织为铁素体、珠光体和粒状贝氏体, 其中铁素体由针状铁素体和在原奥氏

体晶界形成的少量先共析铁素体即仿晶界型铁素体组成. 冷速增大到 $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时, 仿晶界型铁素体量减少, 粒状贝氏体量大幅增多, 珠光体几乎消失, 针状铁素体变细. 冷速为 $2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 以上时, 未变形 1 号钢只发生贝氏体转变, 组织全部为粒状贝氏体, 随着冷速的增加, 贝氏体由粒状变为板条状. 在冷速为 $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时, 显微组织中开始出现马

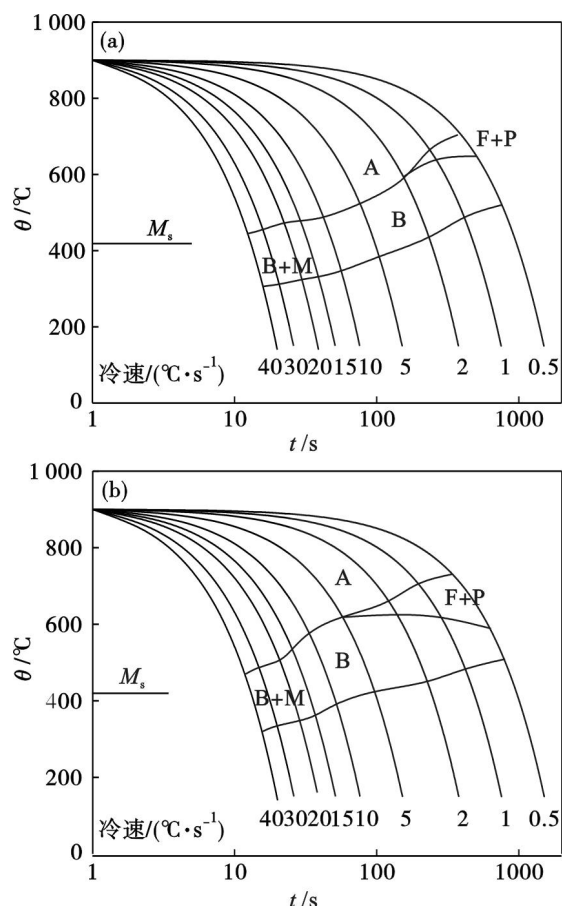


图 2 1 号钢的 CCT 曲线
Fig. 2 CCT curves of steel No. 1

(a)—未变形; (b)—变形.

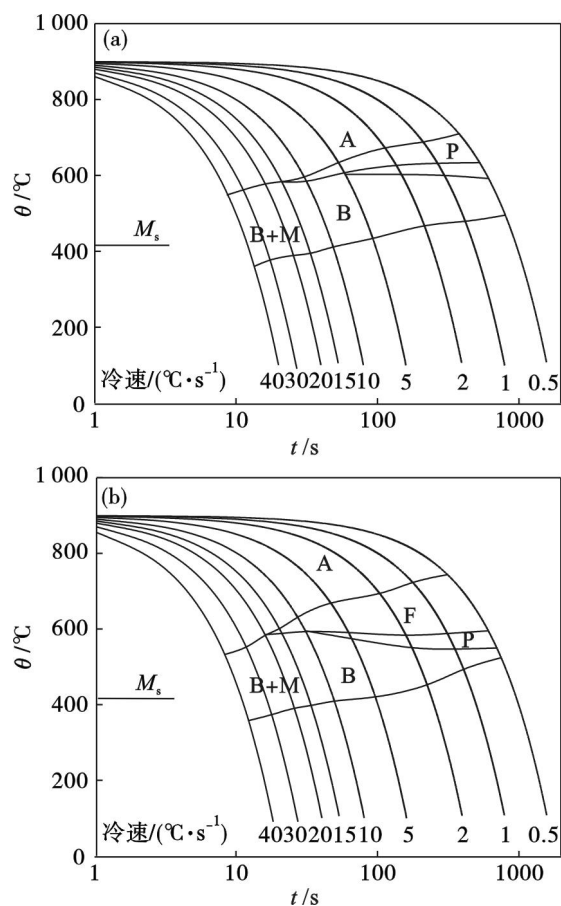


图 3 2 号钢的 CCT 曲线
Fig. 3 CCT curves of steel No. 2

(a)—未变形; (b)—变形.

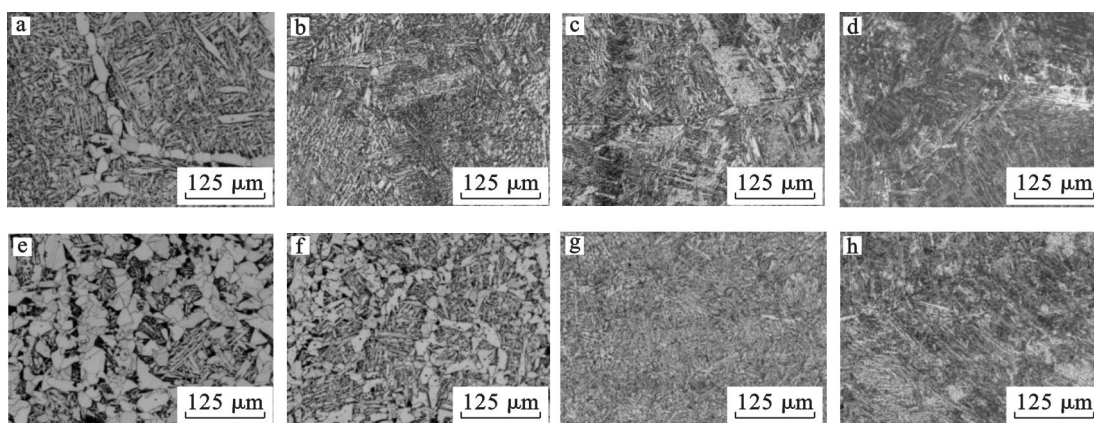


图 4 1 号钢不同冷速下的显微组织

Fig. 4 The microstructures of steel No. 1 under different cooling rates

(a), (e)— $0.5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (b), (f)— $2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (c), (g)— $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (d), (h)— $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (a)~(d)—未变形; (e)~(h)—变形.

氏体组织. 相比于未变形钢, 变形钢在冷速为 $0.5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时的显微组织也是铁素体、珠光体和贝氏体, 但扩散转变产物含量更多, 且大部分铁素体为多边型铁素体. 变形钢在冷速 $2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时还存在仿晶界型, 奥氏体全部转变为贝氏体的冷速为 $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$, 在冷速为 $15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时, 马氏体组织才开始出现.

图5为未变形及变形条件下2号钢的连续冷却转变后室温显微组织. 从图5可知, 2号钢的显微组织成分与1号钢一样, 但随着冷速的变化, 各组织形貌及其含量与1号钢不同. 2号钢未变形条件下, 冷速为 $0.5\sim 1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时, 仿晶界型铁素体

含量比未变形1号钢更多. 当冷速增加到 $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时珠光体已完全消失, 显微组织为铁素体和粒状贝氏体, 但还存在仿晶界型铁素体. 随着冷速的增大, 铁素体逐渐减少, 贝氏体增多, 当冷速为 $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时组织中开始出现少量马氏体. 相比于未变形钢, 变形钢在冷速为 $0.5\sim 1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时显微组织中出现大量的铁素体, 且此铁素体为多边形铁素体. 当冷速增加到 $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时, 组织中的珠光体才完全消失, 显微组织为铁素体和粒状贝氏体. 当冷速为 $30\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时, 开始出现马氏体, 组织主要由贝氏体和马氏体组成.

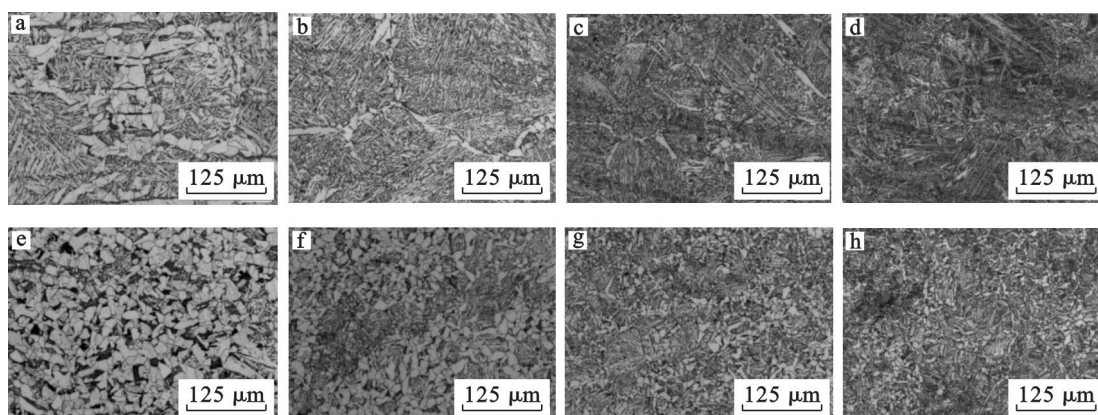


图5 2号钢不同冷速下的显微组织

Fig. 5 The microstructures of steel No.2 under different cooling rates

(a), (e)— $0.5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (b), (f)— $2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (c), (g)— $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (d), (h)— $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$; (a) ~ (d)—未变形; (e) ~ (h)—变形.

3 讨 论

3.1 变形对钒微合金钢连续冷却转变的影响

从变形及未变形条件下1号钢和2号钢的CCT曲线可以看出, 变形降低了奥氏体的稳定性, 促进了铁素体及珠光体转变, 即变形均使两种钢的CCT曲线左移. 1号钢在同一冷速条件下, 变形奥氏体向铁素体转变开始温度比未变形奥氏体高 $25\sim 37\text{ }^{\circ}\text{C}$, 2号钢在同一冷速条件 ($0.5\sim 10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$) 下, 变形奥氏体向铁素体转变开始温度比未变形奥氏体高 $33\sim 41\text{ }^{\circ}\text{C}$. 而且1号钢的未变形奥氏体及变形奥氏体向铁素体转变存在的冷速范围分别为 $1, 2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 以下, 2号钢分别为 $10, 15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 以下, 这说明变形明显提高了铁素体转变开始温度, 扩大了扩散型转变存在的冷速范围. 这是由于变形增大了位错密度, 造成了点阵畸变, 形成了变形带和亚结构, 因而有利于原子扩散和晶格改组, 使相变驱动力增加. 而且变形细化了奥氏体晶粒, 增加了单位体积奥氏体的

有效晶界面积, 从而提高了铁素体和珠光体的形核率. 因此, 同一冷速条件下变形奥氏体的显微组织中, 铁素体、珠光体含量明显多于未变形奥氏体中的铁素体、珠光体含量, 变形后更快的冷速下也存在扩散型转变产物铁素体和珠光体, 从而使贝氏体转变存在的冷速范围缩小.

3.2 硼对钒微合金钢连续冷却转变的影响

分别比较图2a和3a, 图2b和3b可知微量硼的加入使钒微合金钢的铁素体和珠光体转变开始曲线右移. 在未变形条件下, 铁素体存在的冷却速度区间由 $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 以下下降到 $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 以下, 珠光体存在的冷却速度区间由 $2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 以下下降到 $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 以下; 在变形条件下, 铁素体存在的冷却速度区间由 $15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 以下下降到 $2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 以下, 珠光体存在的冷却速度区间由 $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 以下下降到 $2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 以下. 即钒微合金钢中, 微量硼明显抑制 $\gamma\rightarrow\alpha$ 转变的发生, 降低了 $\gamma\rightarrow\alpha$ 转变存在的冷却速度, 扩大了贝氏体转变存在的冷速范围, 从而更宽的冷速范围内能得到贝氏体组织. 这是由于表面活性元素硼偏聚晶界上, 降低奥氏体的晶界能,

使奥氏体分解为铁素体时晶界处形核困难,延长了 $\gamma \rightarrow \alpha$ 相变的孕育期.奥氏体晶界是铁素体的优先形核位置.硼偏聚奥氏体晶界上,降低碳原子在晶界上的偏聚浓度,而且奥氏体晶界上的硼原子也阻滞晶界原子扩散,使铁素体的优先形核位置消失而抑制铁素体形成,增加奥氏体的稳定性,因此使铁素体转变的开始曲线向右移和贝氏体转变区扩大.

由于硼的这种作用,硼对钒微合金钢连续冷却相变后组织变化的影响也很明显.从图 4 和图 5 的比较可知,当冷速为 $0.5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,未变形条件下 1 号钢显微组织中的铁素体大部分都是原始奥氏体内相互交叉的针状铁素体,但 2 号钢显微组织中针状铁素体含量比 1 号钢少得多.冷速增加到 $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时,变形及未变形条件下 1 号钢的显微组织全为贝氏体,但 2 号钢在冷速 $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时还存在铁素体(图 5h).并且,同一冷速条件($20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 以下)下,1 号钢贝氏体含量比 2 号钢更多.这说明在钒微合金钢中加入硼,促进针状铁素体及贝氏体转变,从而在更宽的冷速范围内能产生相变强化.

3.3 连续冷却转变后维氏硬度

变形及未变形条件下,连续冷却相变后两种实验钢的硬度值如图 6 所示.从图 6 可见,无论是变形还是未变形,1 号钢和 2 号钢连续冷却相变后的硬度值都是随着冷速的增加而增大,相同冷速下未变形钢的硬度值要明显高于变形钢的硬度值(1 号钢在冷速 $30\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 以上时例外).冷速为 $2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 以下时,两种实验钢的硬度值差别不大,但冷速为 $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 以上时,随着冷速的增加,相同冷速条件下,1 号钢的变形及未变形条件下的硬度值都要高于 2 号钢的硬度值.比如,冷速 $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 时 1 号钢变形及未变形条件下的硬度值分别为 HV295 和 HV270,2 号钢的硬度值分别为 HV258 和 HV230.这与硼及冷速、变形对实验钢显微组织的影响有关.随着冷速的增加,低硬度的铁素体、珠光体向高硬度的贝氏体、马氏体转变,而且微量硼的加入使 $\gamma \rightarrow \alpha$ 转变抑制,有利于形成贝氏体组织,另外变形促进铁素体及珠光体转变,相变后实验钢的硬度值是由这些因素综合作用的结果.

另外,从图 6 可看出,冷速在 $30\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 以上时,1 号钢变形条件下的硬度值高于未变形条件下的硬度值.这是由于在此冷速下,以马氏体转变为主,相变前变形破碎奥氏体组织而细化晶粒,获得相对更加细小的马氏体组织而增强马氏体相变强

化.变形除了细化奥氏体晶粒外,还引起点阵畸变,进一步促进硼元素在晶界上的偏聚而延长奥氏体转变孕育期,提高实验钢的淬透性.这些作用的综合结果,马氏体转变为主时,实验钢变形条件下的硬度值要比未变形条件下的硬度值略高.相同冷速下,2 号钢变形奥氏体的转变还是半扩散型贝氏体转变为主,而且马氏体量也比未变形钢少,因此 2 号钢变形条件下的硬度还是低于未变形条件下的硬度.

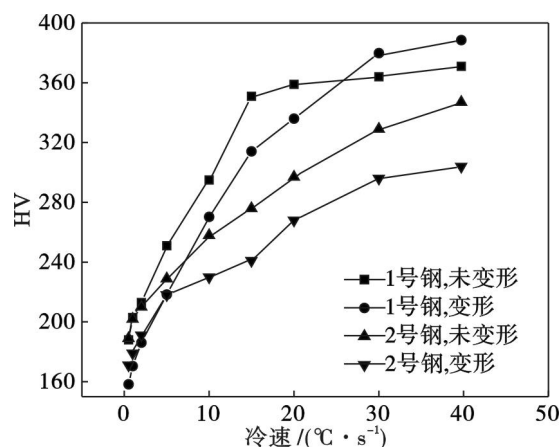


图 6 不同冷速下实验钢的硬度

Fig. 6 Hardness of the test steels under different cooling rates

4 结 论

1) 钒微合金钢中,微量硼提高奥氏体的稳定性,延缓铁素体、珠光体的转变,从而能在更宽的冷速范围内得到贝氏体组织.在未变形条件下,实验钢连续冷却后组织全部转变为贝氏体的冷速由不含硼钢的 $15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 降低到含硼钢的 $2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$,变形条件下,由不含硼钢的 $20\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 降低到含硼钢的 $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$.

2) 变形降低奥氏体的稳定性,提高铁素体转变开始温度,扩大了扩散型转变存在的冷速范围.含硼的钒微合金钢连续冷却转变后铁素体存在的冷速由未变形钢的 $1\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 升高到变形钢的 $2\text{ }^{\circ}\text{C/s}$,不含硼的钒微合金钢的冷速由未变形钢的 $10\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 升高到变形钢的 $15\text{ }^{\circ}\text{C/s}$.

3) 在钒微合金钢中微量硼的加入有利于获得高强度贝氏体组织.冷速 $5\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 以上时,无论是变形条件下还是未变形条件下,相变后含硼钒微合金钢的硬度都高于不含硼的钒微合金钢硬度.

参考文献:

- [1] Wang M X, He X L. Effect of boron addition on structure

- and properties of low carbon bainitic steels [J]. *ISIJ International*, 2002, 42 (sup): 38 – 46.
- [2] Jun H J, Kang J S, Seo D H, et al. Effects of deformation and boron on microstructure and continuous cooling transformation in low carbon HSLA steel [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2006, 422 (2): 157 – 162.
- [3] Deva A, Jha B K. Influence of boron on strain hardening behaviour and ductility of low carbon hot rolled steel [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 528 (3): 7375 – 7380.
- [4] Kyung C C, Dong J M. Effect of niobium and titanium addition on the hot ductility of boron containing steel [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2011, 528 (3): 3556 – 3561.
- [5] 颜慧成, 曹慧泉. 钛、铌、硼对低碳贝氏体钢组织与性能的影响[J]. 钢铁研究学报, 2010, 22 (5): 55 – 58.
(Yan Hui-cheng, Cao Hui-quan. Influence of Ti, Nb and B on microstructure and mechanical properties of low carbon bainitic steel[J]. *Journal of Iron and Steel Research*, 2010, 22 (5): 55 – 58.)
- [6] 许洪新, 李文卿. 微量元素钛和硼对 20MnB 钢淬透性的影响[J]. 钢铁, 1991, 26 (3): 46 – 50.
(Xu Hong-xin, Li Wen-qing. Influence of trace elements Ti and B on hardenability of 20MnB steel [J]. *Iron and Steel*, 1991, 26 (3): 46 – 50.)
- [7] Luo Y, Wu X C, Wang H B. A comparative study on non-quenched and quenched prehardened steel for large section plastic mould [J]. *Journal of Materials Processing Technology*, 2009, 209 (1): 5437 – 5442.
- [8] Wei Y, Lin Z. Change of tensile behavior of a high-strength low-alloy steel with tempering temperature [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2009, 517 (2): 369 – 374.
- [9] Mohamed Z. Hot ductility behavior of vanadium containing steels [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2002, 326 (2): 255 – 260.
- [10] Siwecki T, Eliasson J, Lagneborg R. Vanadium microalloyed bainitic hot strip steels [J]. *ISIJ International*, 2010, 50 (5): 760 – 767.

(上接第 779 页)

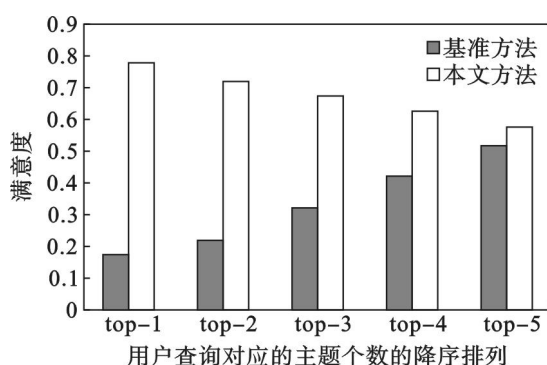


图6 相关性得分对比

Fig. 6 The comparative results of correlation score

5 结 语

本文提出了一种面向探索式搜索过程的查询推荐方法,即根据用户搜索的行为模式,通过试探性查询重构和确认性查询重构两个过程,对探索式搜索过程进行建模,并根据影响探索式搜索过程的三种因素提出了一种 rank 算法,将确认性子查询中的查询推荐给当前用户。对比实验结果表明本文提出的方法能够推荐出更具有指导性的查询。

参考文献:

- [1] Singer G, Danilov D, Norbistrath U. Complex search: aggregation, discovery, and synthesis [C]// Proceedings of the Estonian Academy of Sciences. Tartu: Estonian Academy Publishers, 2012: 89 – 106.
- [2] Marchionini G. Exploratory search: from finding to understanding [J]. *Communications of the ACM*, 2006, 49 (4): 41 – 46.
- [3] White R W, Kules B, Drucker S M, et al. Supporting exploratory search [J]. *Communications of the ACM*, 2006, 49 (4): 36 – 39.
- [4] Bates M J. What is browsing? A model drawing from behavioral science research [J]. *Information Research*, 2007, 12 (4): 330 – 333.
- [5] White R W, Roth R A. Exploratory search: beyond the query response paradigm [M]. San Rafael: Morgan & Claypool, 2009: 31 – 33.
- [6] Jones R, Klinkner K L. Beyond the session timeout: automatic hierarchical segmentation of search topics in query logs [C]// Proceedings of the 17th ACM Conference on Information and Knowledge Management. New York: ACM, 2008: 699 – 708.
- [7] Zhai C. Statistical language models for information retrieval: a critical review [J]. *Foundations and Trends in Information Retrieval*, 2008, 2 (3): 137 – 213.
- [8] Kules B, Capra R. Designing exploratory search tasks for user studies of information seeking support systems [C]// Proceedings of the 9th ACM/IEEE-CS Joint Conference on Digital Libraries. Austin, 2009: 419 – 420.
- [9] Wildemuth B M, Freund L. Assigning search tasks designed to elicit exploratory search behaviors [C]// Proceedings of the Symposium on Human-Computer Interaction and Information Retrieval. Cambridge: ACM, 2012: 1 – 10.
- [10] Cao H, Jiang D, Pei J, et al. Context-aware query suggestion by mining click-through and session data [C]// Proceeding of the 14th ACM SIGKDD. New York: ACM, 2008: 875 – 883.