

QT工艺对一种B-Nb低碳贝氏体钢组织及强韧性的影响

任家宽, 阎冬, 陈俊, 刘振宇

(东北大学材料科学与工程学院, 辽宁沈阳 110819)

摘要: 通过室温拉伸、摆锤冲击、光学及扫描电镜研究了QT(淬火+回火)工艺对实验钢晶界比例、晶粒尺寸、碳化物析出情况及强韧性的影响,并对其变体的分布及组合方式进行了分析。结果表明:随着回火温度的升高,实验钢强度逐渐降低,塑性逐渐提高;450T和500T钢断口为准解理型断裂,贝氏体板条间析出的碳化物及较低比例的大角度晶界使得冲击韧性较差;而600T和650T钢断口为韧窝断裂,组织中大角度晶界的比例增加,有效地阻碍了裂纹的扩展。变体分析表明,450T钢变体组合方式介于Bain group和CP(close packed) group之间,而600T钢变体之间呈现较明显的CP组合方式,同一CP group内的变体取向差较大,偏折了裂纹传播路径,提高了低温韧性。

关键词: B-Nb钢;热轧;回火;强韧性;变体

中图分类号: TG 115.5

文献标志码: A

文章编号: 1005-3026(2019)11-1561-07

Effect of QT Treatment on Microstructure and Obdurability of a B-Nb Low Carbon Bainite Steel

REN Jia-kuan, YAN Dong, CHEN Jun, LIU Zhen-yu

(School of Material Science & Engineering, Northeastern University, Shenyang 110819, China. Corresponding author: LIU Zhen-yu, E-mail: zylu@mail.neu.edu.cn)

Abstract: Effects of QT (quenching + tempering) treatment on the proportion of grain boundary, grain size, carbide precipitation, strength and toughness of the tested steels were studied by room-temperature tensile test, pendulum impact test, optical and scanning electron microscopy, and the distribution and combination of the variants were also analyzed. The results show that when the tempering temperature increases, the strength of the tested steels gradually decreases with an increase of plasticity. The fracture modes of 450T and 500T steels are quasi-cleavage fracture, where the impact toughness becomes worse due to the carbides precipitated from bainite laths and the smaller proportion of high-angle grain boundary. The fracture modes of 600T and 650T steels are dimple fracture, where the increased proportion of the high-angle grain boundary hinders the crack propagation more effectively. The variant analysis shows that the variant combination mode of 450T steel is between Bain group and CP (close-packed) group, while that of 600T one tends to be a CP combination mode. The larger misorientation between the variants in the same CP group can deflect the path of crack propagation, which improves the low-temperature toughness.

Key words: B-Nb steel; hot rolling; tempering; strength and toughness; variant

随着我国现代化建设的推进,应用于机械、能源、运输等方面的工程机械用钢的需求量保持连续高速增长的势头。“十三五”期间,我国经济的高速增长仍然离不开大量的工程机械用钢的支

撑^[1]。近年来,随着行业的转型升级、结构调整,机械工程用钢逐渐朝着大型化、轻量化的方向发展,通过降低自身能耗来提高作业效率。

材料自身强度的提高是轻量化的前提,目前

我国高强韧低成本微合金钢体系主要以超细组织低碳贝氏体为基体,通过添加 Mo,Cu,Ni 等合金元素来提高淬透性以促进贝氏体转变^[2-3].然而,这些金属的价格相对昂贵.B 作为一种相对经济的元素,微量即可显著提高低碳钢的淬透性^[4].B 在钢中偏聚于奥氏体晶界可以有效抑制铁素体相变,促进贝氏体转变,从而提高淬透性.但是,B 元素在钢中容易与 C,N 等元素结合生成 $\text{Fe}_{23}(\text{B},\text{C})_6$, $\text{BN}^{[6-7]}$,降低有效硼的含量,同时这些析出相还会使材料脆化,增加性能的不稳定性.研究发现^[8],在 B-Nb 钢中 $\text{Fe}_{23}(\text{B},\text{C})_6$,BN 这些脆性相将大大减少.

张杰等^[9]研究了回火温度对一种 B-Nb-Cr 低碳贝氏体组织及显微硬度的影响,发现随着回火温度的升高,大角度晶界的比例逐渐增多,但并没有揭示晶界变化对韧性的影响;Zheng 等^[10]研究了 QT 工艺下 M_2B 等析出相对 B-Nb 钢韧性的影响,认为合理优化退火工艺可以有效降低 M_2B 等析出相对韧性的损害,但仅讨论了对室温韧性的影响,且该工作是基于中碳马氏体钢进行的.而针对 B-Nb 低碳贝氏体钢淬火+回火工艺对低温韧性影响的研究相对较少.

本文采用 B-Nb 的合金化成分设计提高实验钢的淬透性,通过 QT 工艺进一步细化贝氏体,探究 QT 工艺对含硼贝氏体钢强韧性的影响,从而为低成本高性能工程机械用钢的开发提供一定的借鉴作用.

1 实验材料和实验方法

本实验钢的化学成分(质量分数,%)为 C 0.08, Si 0.25, Mn 1.67, Cr 0.35, Mo 0.18, Nb 0.04, Ti 0.02, Als 0.04, V 0.036, B 0.002 2, P 0.012, S 0.002.熔炼采用添加微量 Al,Ti 进行预处理,减少 O,N 元素的影响,保证有效硼的含量.又由于硼在钢中的溶解度较小,超过溶解极限后,临界冷却速度会急剧增加,因此本实验钢添加 0.002 2% 的 B.

实验钢开坯后厚度为 280 mm,在电阻炉中 1 200 ℃均热 2 h 后轧制成形,成品厚度为 25 mm.轧制分 11 道次,7 道次后待温,精轧初始厚度为 85 mm.开轧温度约 1 100 ℃,二次开轧温度为 846 ℃,终轧温度 826 ℃,轧后直接进行超快冷,开冷温度为 759 ℃,平均返红温度 432 ℃.热处理工艺为:取热轧后的实验钢于 900 ℃电阻炉内保温 135 min 水淬至室温;然后,再分别置于 450, 500,600,650 ℃电阻炉内保温 135 min 后水淬至

室温,分别记作“450T”,“500T”,“600T”,“650T”,热轧态实验钢记作“0T”.

取实验钢纵截面全厚度试样制备金相试样,4% 的硝酸酒精腐蚀后,利用 BX53MRF 奥林巴斯光学显微镜对实验钢金相组织进行观察.取金相样厚度方向 2/4 处的样品进行 1500#SiC 砂纸打磨,然后使用 9% 的高氯酸酒精溶液进行电解抛光;再使用 Zeiss Ultra 55 场发射扫描电镜的 EBSD 插件对试样进行检测,EBSD 数据使用 HKL CHANNEL 5 软件进行分析.

沿每个工艺实验钢轧向取 3 个拉伸试样(符合 GB/T228.1—2010)和 6 个冲击试样(标准夏比冲击试样 10 mm×10 mm×55 mm),拉伸试验在 Instron 100 kN 拉伸机上进行,拉伸速率为 3 mm/min.冲击试验在 MTS systems Co. Ltd 的摆锤冲击试验机上进行,实验温度为 -40 ℃.

2 实验结果

2.1 热轧及回火后微观组织

热轧及回火后试样金相组织及 SEM 形貌照片如图 1 所示,对比热轧态和调质处理后的组织发现,热轧态实验钢的显微组织为贝氏体,调质处理后实验钢显微组织为回火贝氏体,较热轧态组织更加均匀细腻,片层间距更小,原奥氏体由扁条状变为等轴状,而热轧态的贝氏体组织相对粗大.

从图 1 可以看出,450T 实验钢贝氏体板条间析出了较多的碳化物(较亮的部分),使得 450T 实验钢的低温冲击韧性明显低于热轧态的水平,表现出一定的回火脆性.同时,碳化物的析出也使得该实验钢的屈服强度有一定程度的提高.

2.2 实验钢力学性能

图 2 是实验钢室温下的拉伸性能.从图中可以看出与热轧态相比,随着回火温度的升高,抗拉强度逐渐降低;而对于屈服强度,450T 实验钢屈服强度显著提高,500T 屈服强度变化不大,600T,650T 实验钢屈服强度依次降低;塑性方面,450T 实验钢塑性出现较明显的降低,这主要与该温度回火后贝氏体板条间析出较多的碳化物有关.500T 试样塑性较热轧态小幅下降,而 600T 和 650T 实验钢塑性显著提高.

实验钢 -40 ℃冲击性能如图 3 所示.图中可以明显看出,热轧态和 450T 实验钢韧性较低,450T 钢表现出较明显的回火脆性.而 500T 实验钢韧性较热轧态略有提高,600T,650T 实验钢韧性都得到了较大程度的提高,600T 冲击功达到最高.

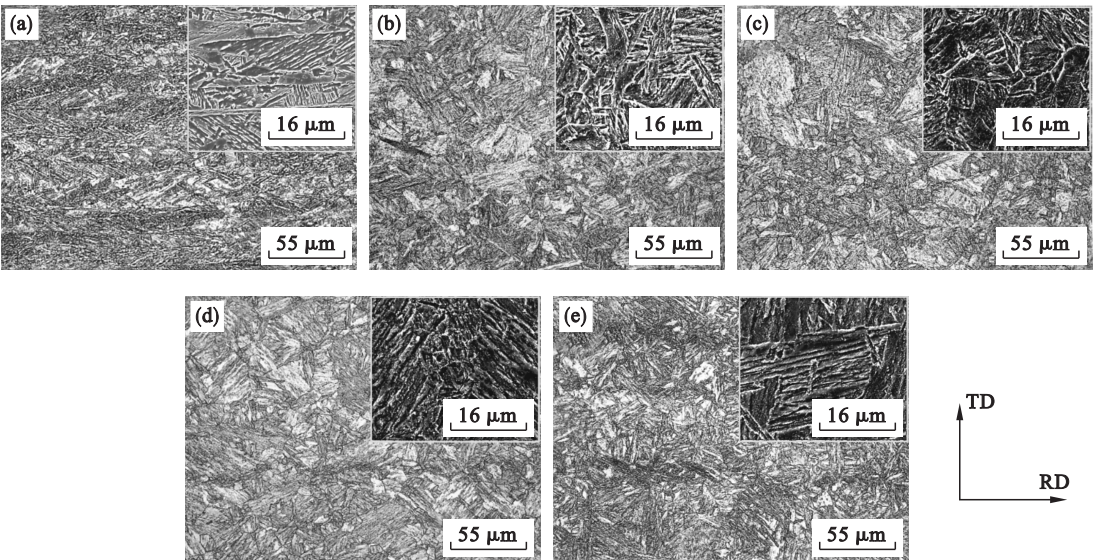


图 1 实验钢金相组织及 SEM 形貌

Fig. 1 Optical micrographs and SEM morphology of the tested steels

(a)—0T; (b)—450T; (c)—500T; (d)—600T; (e)—650T.

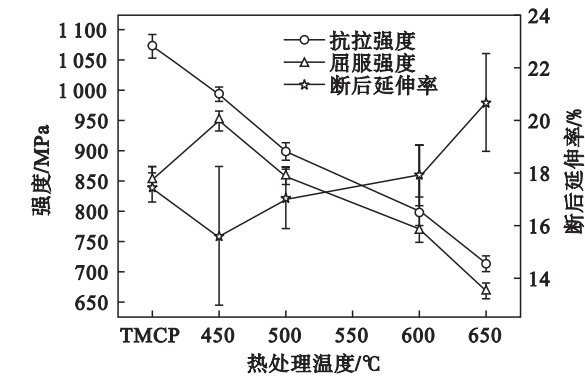


图 2 实验钢室温拉伸性能

Fig. 2 Tensile properties of the tested steels at room temperature

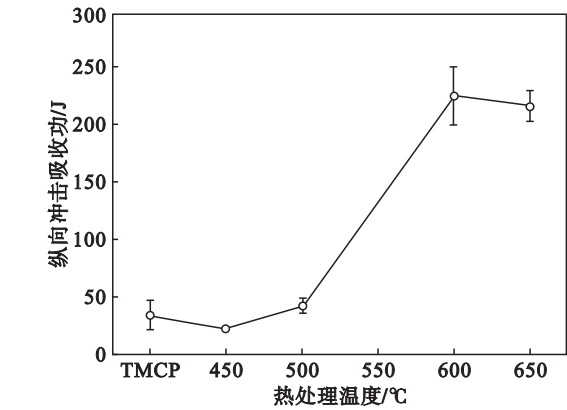


图 3 实验钢 -40 °C 下冲击韧性

Fig. 3 Impact toughness of the tested steels at -40 °C

2.3 实验钢冲击断口形貌

图 4 为实验钢冲击断口形貌. 由图可以明显看出,450T 和 500T 断口为明显的脆性断裂,450T 的断口表面基本全由放射区组成,剪切唇面积很

小. 从 450T 放射区的放大图(图 4e)可以看出,断口由平坦的“类解理”小平面、微孔及撕裂棱组成,呈现较明显的“河流花样”,为准解理断裂,属于穿晶断裂. 500T 的断口与 450T 类似,也属于准解理断裂,与 450T 不同的是其断口表面出现了较小面积的二次纤维区,二次纤维区和剪切唇增加都是韧性增强的标志,说明 500T 相对于 450T 韧性得到了改善.

600T 和 650T 断口基本由纤维区和剪切唇组成,其放射区很小. 从其纤维区的放大图(图 4f)可以看出存在大量的韧窝,韧窝是由微区范围内塑性变形产生的显微空洞,经形核、长大、聚集最后相互连接而导致断裂后,在断口表面上留下的痕迹. 韧窝数目越多,尺寸越大,深度越深,表示材料的韧性越好. 同时在 600T 和 650T 的起裂位置(图 4h)发现了许多拉长的韧窝,其主要原因是由于微孔在形核长大过程中经受高速变形而被拉长形成的. 这都说明了 600T 和 650T 断裂类型为韧窝断裂,具有较高的低温韧性. 在 600T 和 650T 断口的中下部还发现一些由“类解理”小平面、撕裂棱和韧窝组成的混合型断裂特征的区域,如图 4g 和图 4i 所示,不同的是 600T 的断口中韧窝较多一些,低温韧性略高于 650T.

3 讨 论

3.1 晶界对冲击韧性和止裂能力的影响

图 5 是热轧态及淬火-回火处理后的实验钢

的 IPF 图,其晶粒取向没有显著变化的规律,使用 HKL CHANNEL 5 软件对 EBSD 数据处理,得到实验钢大角度晶界比例及晶粒尺寸结果见图 6,发现经过淬火-回火处理后实验钢大角度晶界的

比例都得到了提高,其中 600 ℃ 回火后的实验钢大角度晶界的比例最高为 57% . 同时 450T,500T 和 600T 实验钢晶粒尺寸得到了有效的细化,650T 晶粒尺寸有较大幅度的增加.

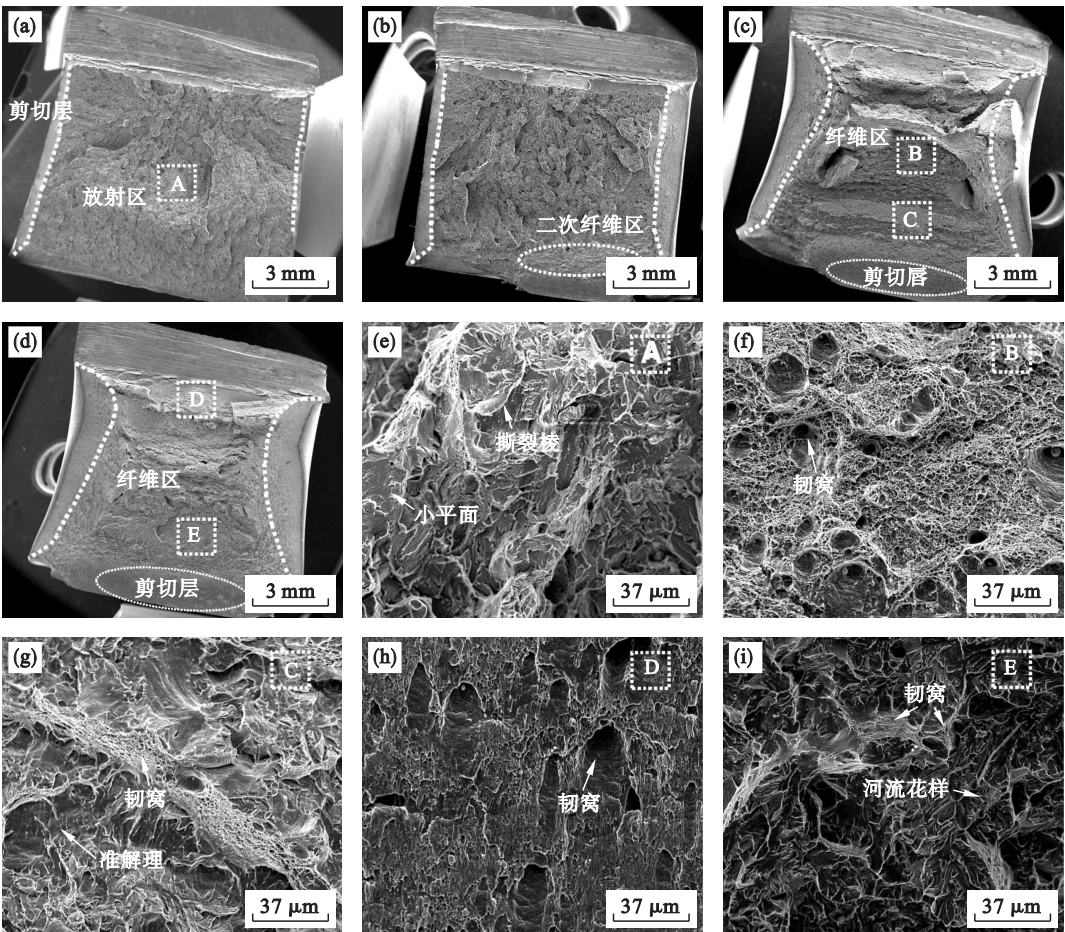


图 4 实验钢冲击断口形貌
Fig. 4 Impact fracture morphology of the tested steels

(a)—450T; (b)—500T; (c)—600T; (d)—650T; (e)—代表(a)中的 A; (f)(g)—代表(c)中的 B,C; (h)(i)—代表(d)中的 D,E.

随着温度的降低,钢材的屈服强度(σ_s)升高而解理断裂强度(σ_f)却保持不变^[11],当温度下降至韧脆转变温度(σ_{DBTT})以下时, σ_s 高于 σ_f ,即会发生韧脆转变,从而导致脆性断裂^[12]. 解理断裂的强度可由式(1)表示:

$$\sigma_f = 2 \left(\frac{G\gamma}{d} \right)^{\frac{1}{2}} \propto d^{-\frac{1}{2}}. \tag{1}$$

其中: G 为剪切弹性模量; γ 代表形成裂纹的表面能; d 代表晶粒直径. 从式(1)可以看出,晶粒尺寸的减小可以提高解理断裂强度,从而有效降低韧脆转变温度 σ_{DBTT} , 提高钢材的韧性^[13]. 晶粒尺寸影响实际上应归因于其对大角度晶界比例的影响. 晶粒尺寸减小,晶界总长度增加,大角度晶界的比例也随之提高. 抵抗裂纹扩展的能力提高,韧

性增强. 这也是实验钢低温韧性与图 6 中大角度晶界比例变化趋势相一致的原因.

在钢材中形成裂纹时,裂纹可以以较低的能量消耗沿着界面传播^[13],或者当裂纹传播方向与晶界成一定角度时,可以抑制裂纹传播,曲折偏转裂纹传播路径. 同时,大角度晶界在阻碍裂纹扩展方面比小角度晶界有更显著的作用. 因此,当实验钢晶粒细化、大角度晶界的比例增加时,晶界可以使裂纹传播路径发生偏转,阻碍裂纹传播,有效提高实验钢冲击韧性. 这也是 600T 实验钢具有较高冲击韧性的原因. 650T 实验钢由于回火温度较高,使得晶粒尺寸增加,大角度晶界的比例也因此降低,从而导致低温韧性呈现下降的趋势.

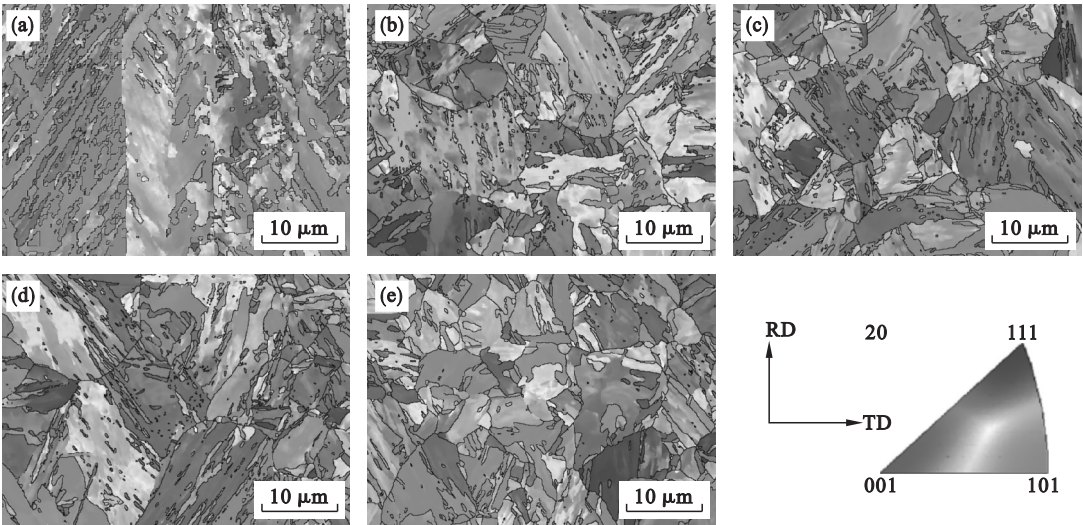


图 5 实验钢 IPF 图
Fig. 5 The IPF diagrams of the tested steels
(a)—0T; (b)—450T; (c)—500T; (d)—600T; (e)—650T.

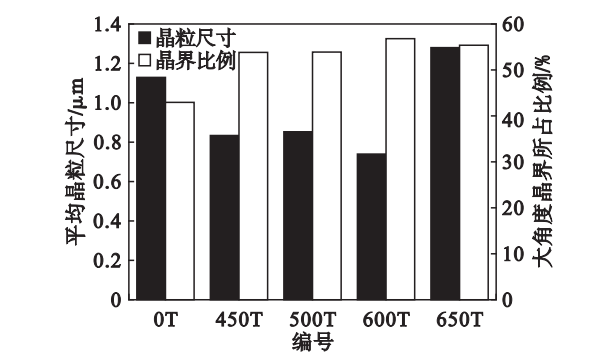


图 6 实验钢大角度晶界比例及晶粒尺寸分布图
Fig. 6 The proportion of large angle grain boundary and the distribution of grain size in the tested steels

3.2 实验钢电子背散射衍射分析

大角度 ($>15^\circ$) 晶界是阻止裂纹扩展的重要屏障,有效细化晶粒尺寸增加大角度晶界的比例是提高钢材韧性的的重要途径. Furu-hara 等^[14]在相变形核行为的研究中指出,在形成变体种类较少的情况下,即使获得了较高的形核率,随后生长过程中相邻晶核合并也会导致组织粗化,因此研究贝氏体相变过程中变体选择行为,提高变体选择多样性,细化组织,对提高贝氏体钢强韧性具有重要意义.

当奥氏体向贝氏体或马氏体发生均匀切变时,母相奥氏体 (FCC 结构) 和贝氏体或马氏体 (BCC 结构) 之间存在严格的位向关系,在大多数低碳钢中通常符合 K - S 取向关系^[15],即 $\{111\}_\gamma // \{111\}_\alpha$, $\langle 110 \rangle_\gamma // \langle 110 \rangle_\alpha$ ^[16]. 由于满足 K - S 关系的 24 种变体间取向差为 10.53° ^[17],因此本文取向差 $< 5^\circ$ 范围内的区域为一个变体,从

450T 和 600T 试样的 IPF 图中选取较明显且相对完整的一个原奥氏体晶粒对其变体进行标定. 标定结果及对应的 $\{100\}_\gamma$ 极图如图 7 所示.

在 450T 试样中,选定区域出现了 15 种变体,其中 V1&V4, V3&V17, V7&V10, V8&V11, V9&V12, V13&V16&V24, V15&V18 变体之间以小角度晶界分隔,在一个大角度晶界划分的晶粒内组合生长. 相互组合的变体属于同一个 Bain group,即组合的变体之间取向差 $< 15^\circ$. 而在个别区域内出现了 V15&V16, V8&V10, V10&V17&V15 这种一个大角度晶界内多个变体以大角度晶界分隔的现象.

在 600T 试样中,标定的一个奥氏体晶粒内出现了满足 K - S 关系的 24 种变体. 相对于 450T,同一个大角度晶界内多个变体之间以大角度晶界分隔的现象更为普遍,如 V19&V21&V22, V16&V23&V24, V5&V21, V7&V8, V13&V14, V15&V24 等. 这种具有较大取向差的变体相邻存在的排布方式,使裂纹在传播过程中更容易发生偏转,有效地阻碍了裂纹的扩展,提高了低温韧性.

24 种 K - S 变体可按密排面或两两之间特定的取向关系划分为 4 组 CP group 或 3 组 Bain group^[18]. 进一步对变体间取向差进行分析,将属于同一 CP group 或 Bain group 的变体标记为同一颜色,得到结果如图 8 所示. 从图 8 可以清晰地看出,600T 中属于同一 CP group 的变体相对临近,属于同一 Bain group 的变体相对分散,变体之间呈现较明显的 CP 组合方式. 而 450T 中变体组合方式介于 Bain group 和 CP group 之间,较难分

辨,根据 Takayama 等^[18]的研究,当变体以 Bain group 的形式组合时,同一 group 的变体在极图上分布相对邻近,变体之间的取向差相对较小,不能有效阻碍裂纹的扩展.当变体之间以 CP group 的

形式组合时,同一 group 的变体在极图上的位置较远,变体之间的取向差也较大,得到了较多以大角度晶界相互分隔的变体组织^[14].在裂纹传播过程中可有效偏转裂纹扩展路径,提高了冲击韧性.

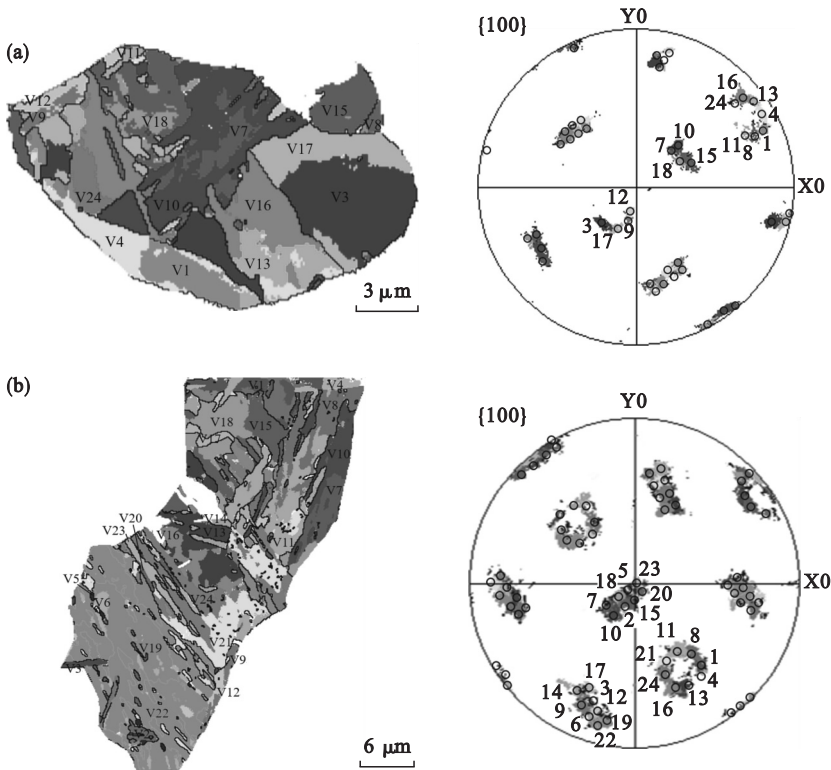


图 7 实验钢变体分布及对应极图
Fig. 7 Variant distribution and the corresponding pole figure of the tested steels
(a)—450T; (b)—600T.

进一步对两样品中变体的含量进行了统计, 结果如图8所示.从图中可以看出,450T中各变

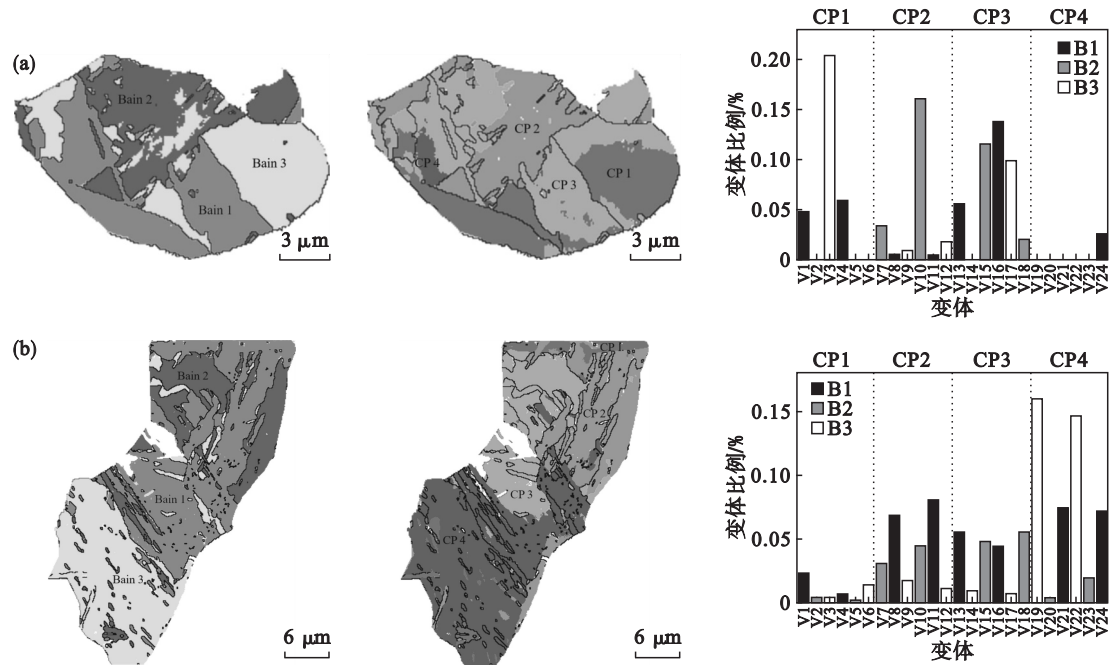


图 8 实验钢 Bain 或 CP 分布图及各变体相对含量
Fig. 8 Bain or CP distribution map and the relative content of each variant in the tested steels
(a)—450T Bain 图,CP 图及各变体相对含量; (b)—600T Bain 图,CP 图及各变体相对含量.

体含量分布相对集中,主要集中在 V3, V10, V15 ~ V17;而 600T 中各变体含量呈现多样性分布,各变体含量也相对分散,属于同一 CP group 的变体含量相对接近,进一步证实了其变体组合方式趋向于 CP group.

4 结 论

1) 经 QT 工艺处理后的实验钢,随着回火温度的升高,强度逐渐降低,塑性逐渐提高. 450 ℃ 和 500 ℃ 回火后,实验钢 - 40℃ 冲击韧性与热轧态相当,而 600 ℃ 和 650 ℃ 回火后实验钢低温韧性显著提高.

2) 450 ℃ 和 500 ℃ 回火时,回火贝氏体组织中较少比例的大角度晶界减弱了裂纹扩展的阻力,使得低温韧性较差,冲击断口为准解理断裂;而 600 ℃ 和 650 ℃ 回火时,随着回火温度的增加,大角度晶界比例增加,韧性增强,冲击断口为韧性断裂.

3) 450 ℃ 回火后,变体数目相对较少,各变体含量分布相对集中,变体组合方式介于 Bain group 和 CP group 之间,较难分辨;而 600 ℃ 回火后,变体数目较多,各变体含量分布相对分散,同一个大角度晶界内多个变体之间以大角度晶界分隔的现象更为普遍,变体之间呈现较明显的 CP 组合方式,同一 CP group 内的变体取向差较大,可有效偏折裂纹传播路径,提高了低温韧性.

参考文献:

[1] 机械行业发展及钢材需求分析[N]. 世界金属导报, 2014 - 07 - 08 (B15).
(Machinery industry development and steel demand analysis [N]. World Metal Guide, 2014 - 07 - 08 (B15).)

[2] Hu H, Xu G, Wang L, et al. The effects of Nb and Mo addition on transformation and properties in low carbon bainitic steels[J]. *Materials & Design*, 2015, 84 (4): 95 - 99.

[3] Mao G J, Cao R, Chen J H, et al. In-situ observation of microstructural evolution in reheated low carbon bainite weld metals with various Ni contents[J]. *Journal of Iron and Steel Research, International*, 2017, 24 (12): 1206 - 1214.

[4] Zhu K, Oberbillig C, Musik C, et al. Effect of B and B + Nb on the bainitic transformation in low carbon steels [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2011, 528 (12): 4222 - 4231.

[5] Carroll K G, Darken L S, Filer E W, et al. A new iron borocarbide[J]. *Nature*, 1954, 174 (4438): 978 - 979.

[6] Watanabe S, Ohtani H. Precipitation behavior of boron in high strength steel [J]. *ISIJ International*, 1983 (23): 38 - 42.

[7] Lin H R, Cheng G H. Analysis of hardenability effect of boron[J]. *Materials Science and Technology*, 1990, 6 (8): 724 - 730.

[8] Hara T, Asahi H, Uemori R, et al. Role of combined addition of niobium and boron and of molybdenum and boron on hardenability in low carbon steels [J]. *ISIJ International*, 2004, 44 (8): 1431 - 1440.

[9] 张杰, 蔡庆伍, 樊艳秋, 等. 回火温度对 E690 海洋用钢组织和显微硬度的影响 [J]. 材料热处理学, 2012, 33 (4): 55 - 61.
(Zhang Jie, Cai Qing-wu, Fan Yan-qiu, et al. Effect of tempering temperature on microstructure and microhardness of an E690 off-shore steel[J]. *Transactions of Materials and Heat Treatment*, 2012, 33 (4): 55 - 61.)

[10] Zheng Y X, Wang F M, Li C R, et al. Microstructural evolution, coarsening behavior of precipitates and mechanical properties of boron bearing steel 25CrMoNbB during tempering[J]. *Materials Science and Engineering A*, 2018, 712: 453 - 465.

[11] Hanamura T, Yin F, Nagai K. Ductile-brittle transition temperature of ultrafine ferrite/cementite microstructure in a low carbon steel controlled by effective grain size [J]. *ISIJ International*, 2004, 44 (3): 610 - 617.

[12] Shen X J, Tang S, Chen J, et al. Grain refinement in surface layers through deformation-induced ferrite transformation in microalloyed steel plate [J]. *Materials & Design*, 2017, 113 (5): 137 - 141.

[13] Morris J W. Stronger, tougher steels [J]. *Science*, 2008, 320 (5879): 1022 - 1023.

[14] Furuhashi T, Maki T. Variant selection in heterogeneous nucleation on defects in diffusional phase transformation and precipitation [J]. *Materials Science & Engineering A*, 2001, 312 (1/2): 145 - 154.

[15] 鲁法云, 孟利, 杨平, 等. 高锰钢马氏体相变的晶体学研究 [J]. 电子显微学报, 2009, 28 (1): 23 - 28.
(Lu Fa-yun, Meng Li, Yang Ping, et al. Crystallographic study on martensitic transformation of high manganese steel [J]. *Journal of Electron Microscopy*, 2009, 28 (1): 23 - 28.)

[16] Furuhashi T, Maki T. Variant selection in heterogeneous nucleation on defects in diffusional phase transformation and precipitation [J]. *Materials Science and Engineering A*, 2001, 312 (1): 145 - 154.

[17] 张美汉, 许为宗, 郭正洪, 等. EBSD 在马氏体变体间位向关系测定中的应用 [J]. 电子显微学报, 2010, 29 (1): 63 - 68.
(Zhang Mei-han, Xu Wei-zong, Guo Zheng-hong, et al. Application of EBSD in the determination of the orientation relationship between martensitic variants [J]. *Journal of Electron Microscopy*, 2010, 29 (1): 63 - 68.)

[18] Takayama N, Miyamoto G, Furuhashi T. Effects of transformation temperature on variant grouping of bainitic ferrite in low carbon steel [J]. *Acta Materialia*, 2012, 60 (5): 2387 - 2396.