



回火工艺对低屈强比 Q500qE 桥梁钢组织和力学性能的影响

杜鹏举, 郁新芸, 孙宪进, 刘观猷
(江阴兴澄特种钢铁有限公司, 江阴 214429)

摘要: 在高强度钢中, 回火工艺通常用于改善韧性, 但与此同时, 反映材料变形能力的屈强比也在回火处理后急剧增加。本研究通过 DSC、SEM、EBSD、拉伸试验和示波摆式冲击试验机等方法系统研究了回火工艺对低屈强比 Q500qE 高强度桥梁钢显微组织演化、拉伸变形行为和低温冲击韧性的影响, 对实现高强钢屈强比与强韧性的匹配具有指导意义。结果表明, 加热过程中存在 240~420 °C 的温度区间, 基体组织中的 M/A 岛发生分解, 随后渗碳体析出。经回火工艺处理后, 拉伸变形的屈服行为从连续屈服变为不连续屈服, 并在较高温度 500 °C 回火后, 屈强比急剧增加到 0.85, 而 350 °C 下的低温回火可以通过降低加工硬化能力和减少变形过程中界面应变局部化来提高阻碍裂纹扩展的能力, 从而很好地实现屈强比和低温韧性之间的平衡。

关键词: 高强度钢; 低屈强比; 连续屈服; 低温韧性

DOI:10.20057/j.1003-8620.N250531 **中图分类号:** TG113

Effect of Tempering Process on Microstructure and Mechanical Properties of Dual Phase High Strength Bridge Steel with Low Yield Ratio

Du Pengju, Yu Xinyun, Sun Xianjin, Liu Guanyou
(Jiangyin Xincheng Special Steel Works Co., Ltd., Jiangyin 214429, China)

Abstract: In high strength steel, tempering process is usually used to improve toughness, but at the same time, the yield ratio which reflects the material's deformability, also increases sharply after tempering treatment. This study systematically investigated the effects of tempering on the microstructure evolution, tensile deformation behavior and low-temperature impact toughness of Q500qE dual phase high strength bridge steel with low yield ratio by means of DSC, SEM, EBSD, tensile test and oscillographic pendulum impact tester, which has guiding significance for realizing the matching of yield ratio and toughness of high strength steel. The results showed that during the heating process M/A islands decomposed first and then cementite precipitated at about 240 °C-420 °C. After tempering, the yield behavior changed from continuous type to discontinuous type, and the yield ratio increased sharply to 0.85 after tempering at 500 °C. Low temperature tempering at 350 °C can improve the crack arrest ability by decreasing work hardening ability and relieving the probability of strain localization at interfaces during deformation, which can balance the yield ratio and toughness well.

Key Words: High Strength Steel; Low Yield Ratio; Continuous Yielding; Low Temperature Toughness

随着大跨度桥梁的设计和建设, 近年来包括桥梁缆索在内高强度桥梁钢在我国迅速发展^[1-2]。一般来说, 高性能桥梁钢板必须具有高强度和良好焊接性, 并满足抗震设计中高低温韧性和低屈强比的要求^[3-4]。为了保证高强度桥梁钢的焊接性能, $w[C]$ 通常被限制在 0.11% 以下, 并且桥梁钢强度的提高带来了基体微观组织的转变, 即从传统的铁素体-珠光体转变为低碳贝氏体, 伴随着屈强比的升高。然而, 在工业应用中高强度桥梁钢常有屈强

比不高于 0.85 的要求, 而且高应力水平下对缺陷更敏感的特性也增加了低温脆性断裂的可能性, 因此, 对高强度桥梁钢的韧性提出了更高的要求^[5-6]。

基于塑性变形的微观机理, 同时实现低屈强比和高韧性是矛盾的。屈强比反映了材料从屈服变形到变形失稳的抵抗能力, 与材料较高的加工硬化率直接相关^[7]。许多研究提出通过不同强度的复相组织以降低材料屈强比^[8-9]。根据塑性变形的微观机制, 通过硬相周围的位错堆积有助于实现较高加

基金项目: “十四五”国家重点研发计划(No. 2023YFB3709903)

作者简介: 杜鹏举(1992—), 男, 博士, 工程师; **E-mail:** dupengju@citicsteel.com; **收稿日期:** 2025-08-29

Editorial Office of Special Steel. OA under CC BY-NC-ND 4.0

工硬化率,以推迟单轴拉伸试验中的变形失稳,实现低屈强比^[10]。两相的硬度差越大,导致变形时位错堆积越多,材料整体的屈服比越低。但是,大量位错堆积的存在会刺激微裂纹的形核,这一点已经得到验证^[11]。根据mise定律,为避免钢在塑性变形过程中出现裂纹必须同时激活五个独立的滑移系统^[7],而钢种较大尺寸夹杂物、硬相(M/A岛、珠光体等)、晶界碳化物和孪晶等形成位错塞积的区域,容易成为脆性断裂的起裂位置,从而对损伤材料的韧性。通过低温回火实现低屈强比和较高低温韧性的平衡,为高强度钢屈强比的调控提供参考。

1 试验材料和方法

热轧试验钢为20 mm厚的Q500qE钢板(HR)。除杂质元素外,主要化学成分(质量分数)/%为0.07C, 1.55Mn, 0.25Cr, 0.10Mo, 0.04Nb。热轧试验钢Q500qE(HR)分别在350 °C下回火60 min和500 °C下回火60 min,分别命名为T350和T500。

根据ASTM E8/E8M—2024标准沿轧制方向制备标距为50 mm的拉伸试样。使用CMT5105-SANS机器在室温下以2 mm/min的十字头速度测量拉伸性能、强度和伸长率。V型缺口夏比冲击试验仍然是工程上评价材料韧性最常用、最方便的方法,尤其是借助载荷-位移曲线^[9]。沿轧制方向制备全尺寸(10 mm×10 mm×55 mm)夏比冲击试验试样,并加工2 mm的V形缺口。夏比冲击试验在装备有示波器的仪器化摆锤冲击试验机上进行,试验温度为-40 °C。用示波器记录了实际的载荷-位移曲线。使用FT FM-300显微硬度计通过25 gf的力测量不同相的显微硬度。

用扫描电子显微镜(SEM, Zeiss Ultra 55)对HR、T300和T500的微观结构进行了表征。SEM试样用4% Natal蚀刻约10 s。以0.1 μm的步长获得电

子背散射衍射图(EBSD)(Symmetry®, Oxford Instruments, Oxford, UK)

X射线衍射(XRD)实验在室温下用Co Kα靶在D/max2400X射线衍射仪(在56 kV, 182 mA下操作)上进行,试验钢在35°至110°的2θ范围内扫描,步长为2°/min,包括两个铁素体衍射峰和三个奥氏体衍射峰。使用Netzsch STA449 F3进行差示扫描量热试验(DSC),以10 °C/min的恒定速度将试样加热至600 °C,氦气以50 mL/min的流速使用,并用空白坩埚用作参照。通过用空坩埚运行相同的程序来确定基线。

2 实验结果和讨论分析

2.1 回火工艺对Q500qE钢组织演变的影响

图1显示了处于热轧态(HR)实验钢的EBSD图。主要由铁素体、贝氏体和少量M/A岛组成。图1(a)显示了晶界和BC图的组合图。大角度晶界(> 15°, 黑线)的比例约为73.6%,小角度晶界在5°~15°的比例约为26.4%。小角度晶界主要分布在贝氏体组织中,而铁素体的晶界通常具有较大的晶界取向差角。

贝氏体和马氏体相变产生的切边位移会导致晶格畸变^[12],从而导致布拉格衍射角的轻微偏差而引起图案质量下降^[13]。因此,BC图中BC值高的区域一般是马氏体和残余奥氏体组成的贝氏体或M/A岛,而BC值低的区域是铁素体。贝氏体相变过程中碳的扩散引起局部碳富集促进了残余奥氏体的形成。相分布图的图1(b)表明钢中有少量残余奥氏体,主要分布在铁素体和贝氏体之间的界面。

图1(c)和(d)分别为热轧态的平均取向差分布(KAM)图和几何必要位错(GND)图。KAM图反映了核心点及其周围邻居的平均取向差异,反映了局

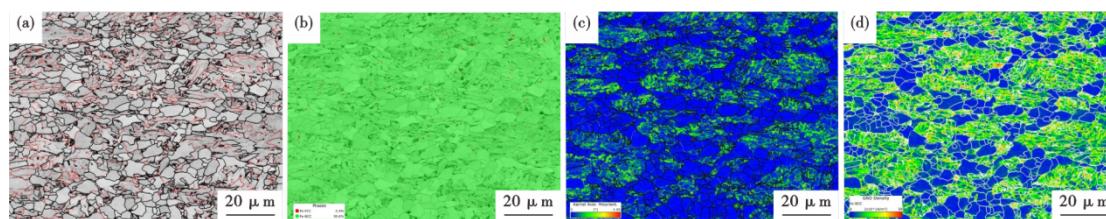


图1 实验钢Q500qE在热轧状态下的EBSD图:(a)BC和晶界组合图(大角度晶界> 15°,黑线;小角度晶界5°~15°,红线);(b)相分布图;(c)平均取向差(KAM)分布图;(d)几何必要位错(GND)分布图

Fig. 1 EBSD maps of the experimental steel Q500qE in hot-rolled condition (HR): (a) band contrast map combined with boundaries (> 15°, black line; 5°-15°, red line); (b) phase map; (c) kernel average misorientation (KAM) map; (d) geometrically necessary dislocations (GNDs) map

部微观应变或变形。与马氏体相变一样,贝氏体相变的一个基本特征是表面剪切不变^[12],即在晶格变形中具有显著的应变,导致贝氏体内部的KAM值较高。因此,可以通过KAM值对铁素体进行区分,铁素体的比例约为54%,如图1(c)所示。本研究中铁素体晶粒尺寸约为6.0 μm,计算公式为 $d=(4A/\pi)^{1/2}$,其中,A为EBSD数据中测量的铁素体等效晶粒面积。

图2(a)可以看到不同酸蚀程度下贝氏体板条、晶界和碳化物之间贝氏体存在表面浮凸。实验已经证实贝氏体通过切边相变生长,在贝氏体板条生产时,碳原子很快扩散到周边奥氏体中,而在室温下的得到残余奥氏体^[14]。本实验钢在450~650 °C左右发生贝氏体转变,此温度区间促使碳原子向残余奥氏体扩散并最终析出细小的碳化物,使贝氏体组织容易被腐蚀而形成表面浮凸。

在试验钢HR位于铁素体-铁素体界面的M/A岛中无表面浮凸并具有光滑的表面,如图2(a)所示。M/A岛是由细小未转变残余奥氏体与已相变的马氏体组成。贝氏体不完全相变的特征决定了贝氏体相变剩余的残余奥氏体具有较高的热稳定性,其残余奥氏体尺寸小也进一步增强了热稳定性^[15]。因此,高温下未发生相变的小尺寸奥氏体具有非常低的马氏体转变温度,所以,最终微观组织中存在的M/A岛,其自回火作用很小,易腐蚀的碳化物少,M/A岛表面光滑,如图2(a)所示。经350 °C回火60 min后,贝氏体的条形轮廓明显,条形界面析出大量点状碳化物。此外,M/A岛上的表面浮凸变得清晰可见(图2(b))。当回火温度进一步升高至500 °C回火60 min时,点状碳化物逐渐转变为线状连接碳化物,M/A岛分解为碳化物。

图3显示了热轧回火后的XRD图。在试验钢HR中,在35°~105°的扫描范围内,在奥氏体的三个衍射峰中只能检测到前两个奥氏体衍射峰 γ (111)和 γ (002)。这表明热轧态中存在残余奥氏

体,但含量相对较小,这与EBSD结果中相分布图(图1(b))显示的结果一致。在350 °C回火后,前两个奥氏体衍射峰的面积减小,并且奥氏体的所有衍射峰在500 °C回火后最终消失。

利用DSC进一步分析了对回火过程的组织转变进一步分析^[16]。如图4所示,当试验钢HR以10 °C/min的升温速率加热到600 °C时,在该温度范围内出现了明显的放热现象,在高温侧出现了一个带肩长尾的放热峰,该温度范围为246~420 °C。结合图3所示的XRD图谱可知,残余奥氏体的分解诱发了放热峰。残余奥氏体的分解速率在325 °C左右达到最大值。高温侧产热峰的长尾应该来自渗碳体的析出^[16],此结果图2(c)中贝氏体和M/A岛中出现条状渗碳体组织相一致。

2.2 回火工艺对 Q500qE 钢拉伸行为的影响

图5(a)和5(b)分别显示了试验钢HR、T350和T500的工程应力-应变曲线和加工硬化率与真实应变的关系。随着应变的增加,所有试验钢的加工硬化率逐渐降低。拉伸性能见表1。回火后,实验钢的屈服强度从480 MPa(HR)明显提高至586 MPa(T350, T500),而极限抗拉强度有所下降,而屈服比在回火后从0.68急剧增加到0.85。

图6显示了不同回火处理后铁素体和贝氏体的显微硬度。不同回火后铁素体的显微硬度几乎不变,约为250HV_{25 gf}。与此同时,由于位错回复和碳化物析出现象,贝氏体的显微硬度从(346±15)HV_{25 gf}(HR试样)下降到(331±8)HV_{25 gf}(T350试样)和(302±17)HV_{25 gf}(T500试样)。软相铁素体和硬相贝氏体之间的显微硬度差异随着回火温度的升高而降低。显微硬度差异最大的HR试样在整个应变过程中表现出最高的加工硬化率。根据Considere准则^[7],通过降低应变硬化率,产生局部变形,可以

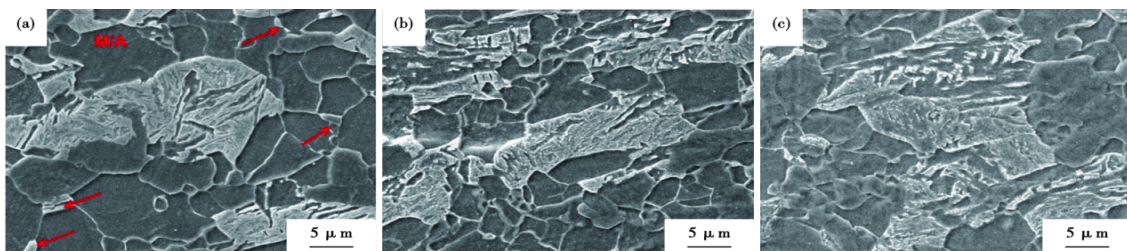


图2 实验钢Q500qE的扫描电镜照片:(a)热轧态;(b)350 °C回火60 min(T350);(c)500 °C回火60 min(T500)

Fig. 2 SEM micrographs of the experimental steel Q500qE : (a) hot-rolled condition ; (b) tempering at 350°C for 60 min (T350) ; (c) tempering at 500°C for 60 min (T500)

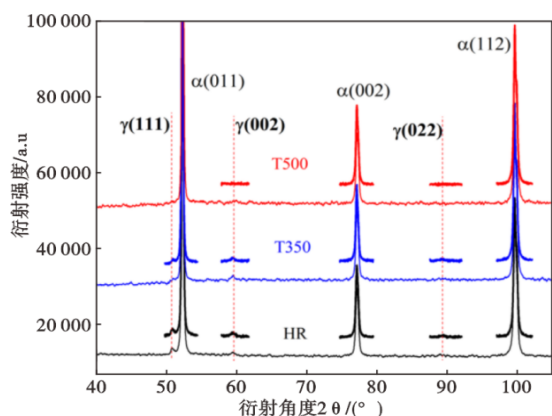


图3 试验钢热轧(HR)和在350℃(T300)和500℃(T500)回火的XRD图

Fig. 3 XRD patterns of test steel at hot-rolled condition and tempering at 350°C and 500°C

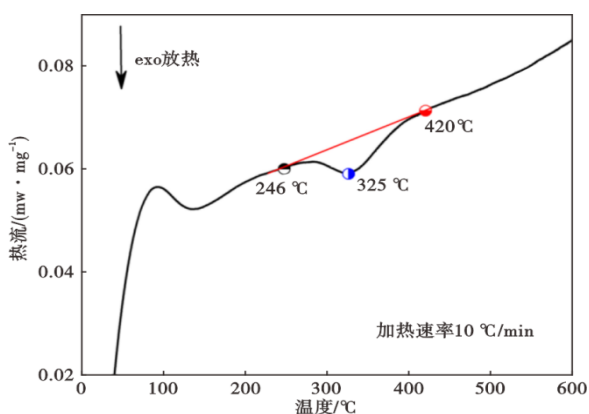


图4 试验钢HR的DSC曲线(加热速度10°C/min)

Fig. 4 DSC curve for HR test steel (heating rate 10°C/min)

降低均匀伸长率。因此,从试验钢HR到T350,均匀伸长率从约12%下降到10%。

实验钢为典型的双相钢,软相铁素体在所有试

样中最先屈服。尽管回火前后铁素体显微硬度几乎没有变化,但是回火后实验钢的屈服强度急剧提高,与此同时,拉伸曲线的类型由HR试样的连续屈服转变为回火试样的不连续屈服。与铁素体相比,马氏体可以溶解高浓度的碳,这是因为高密度的位错可以捕获一定量的碳原子^[17]。屈服强度的急剧提高应来自两个方面。首先,贝氏体和马氏体的显著剪切作用,在靠近贝氏体或M/A岛的铁素体界面处会出现许多自由位错,这有助于铁素体的变形,在拉伸试验中表现出较低的屈服强度。其次,位错中的碳捕获导致位错中的应变场松弛,使位错中的铁素体总吉布斯自由能降低。回火后,碳原子形成Cottrell气氛,锁住了可移动的位错,从而增加了初始位错运动所需的应力^[17]。因此,回火后宏观屈服强度的增加是明显的。

2.3 回火工艺对Q500qE钢夏比冲击行为的影响

-40℃夏比冲击试验的实验结果见表1。HR、T350和T500试验钢均表现出高韧性行为,冲击能均大于200J。但回火前后试件的冲击载荷-位移曲线差异明显,如图7所示。一般来说,这些曲线可以细分为五个阶段,即弹性变形、塑性变形、延性扩展、脆性(不稳定)断裂阶段和延性断裂阶段^[18],但每条曲线上只能存在其中的一些阶段。本研究将荷载-位移曲线细分为弹塑性变形、稳定延性扩展和不稳定断裂三个阶段,分别对应裂纹萌生功(W_i)、裂纹稳定扩展功(W_{p1})和不稳定断裂功(W_{p2})。 W_{p1} 和 W_{p2} 表示阻碍裂纹扩展的能力。如图7(b)所示,在荷载达到最大力 F_m 之前,荷载-位移曲线的差异很小,一般屈服荷载 F_y 基本相同。在荷载达到

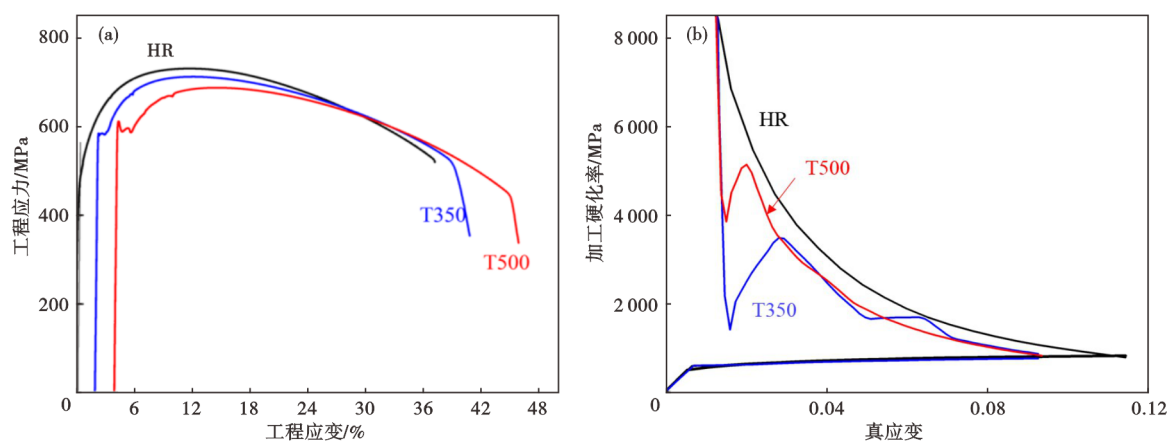


图5 试验钢不同回火后的工程应力应变曲线(a)和加工硬化率曲线(b)

Fig. 5 Engineering stress-strain curves (a) and work hardening rate (b) after different tempering of test steel

表 1 不同热处理后试验钢的力学性能
Table 1 Mechanical properties of test steel after different heat treatments

试验钢	屈服强度 $\sigma_{0.2}$ /MPa	抗拉强度 /MPa	屈强比	均匀伸长率/%	总伸长率/%	冲击功 kV(-40 °C)/J
HR	480	731	0.67	12.1	37	201/197/188
T350	586	710	0.83	10.3	37	316/343/305
T500	586	687	0.85	11.1	40	335/344/330

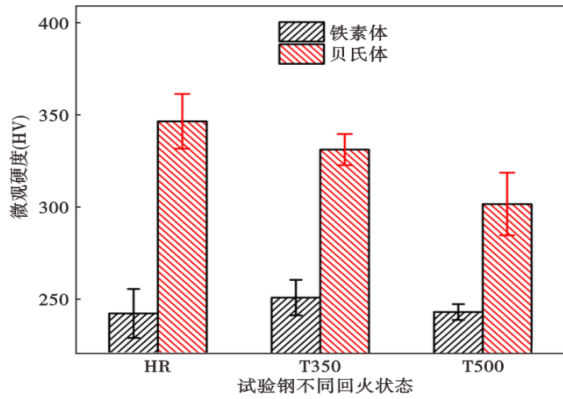


图 6 不同试验钢回火后铁素体和贝氏体的显微硬度
Fig. 6 Microhardness of ferrite and bainite of samples after different tempering

F_m后,回火试样 T350 和 T500 表现出相同的变化趋势,载荷通过曲折下降,而未回火的 HR 试样迅速下

降。在 HR 试样的荷载-位移曲线上出现了短阶段的脆性不稳定裂纹扩展。

图 8 显示了试验钢冲击断口径向区域的典型形貌。从图 8(a)可以看出,HR 的局部断裂特征为准解理状断裂特征,具有河流花样,韧窝和解理小面较细。回火后,断裂机制为韧性断裂。T350 的断口形貌如图 8(b)所示,主要由大而深的韧窝以及一些小韧窝组成。T500 断口形貌如图 8(c)所示,断口上的“平坦”凹痕是由于沿冲击变形方向的严重塑性变形造成的。图 8(d)显示了试验钢 HR 冲击的横截面。结果表明,铁素体和贝氏体都发生了形变,裂纹正好出现在铁素体和贝氏体的交界处^[19]。

根据载荷-位移曲线进一步定量分析夏比冲击的变形过程,具体的典型转变点见表 2。所有试验钢的总屈服和裂纹初始力几乎相同,即使在高速变

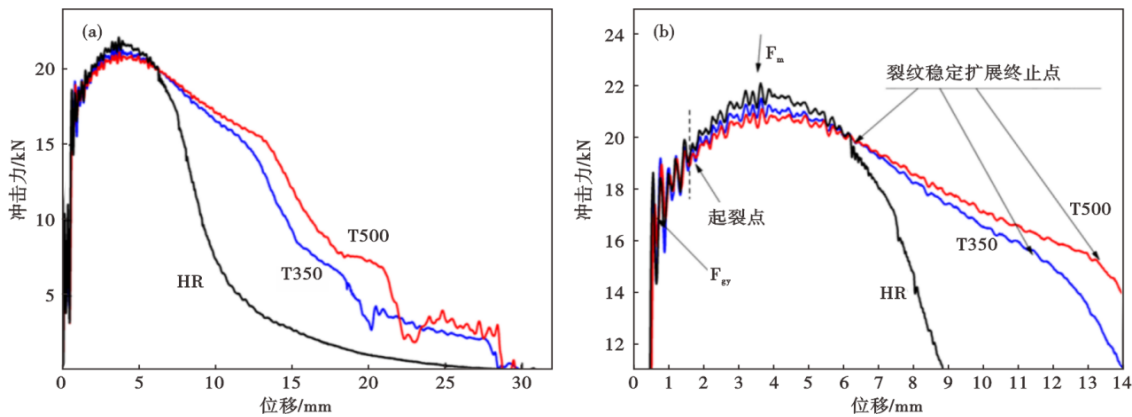


图 7 图(a)不同热处理状态试样的冲击载荷-位移曲线;图(b)为图(a)局部放大图
Fig. 7 Fig(a) impact load-deflection curves for the specimens with different heat treatment states; and fig(b) partial enlarged drawing of fig (a)

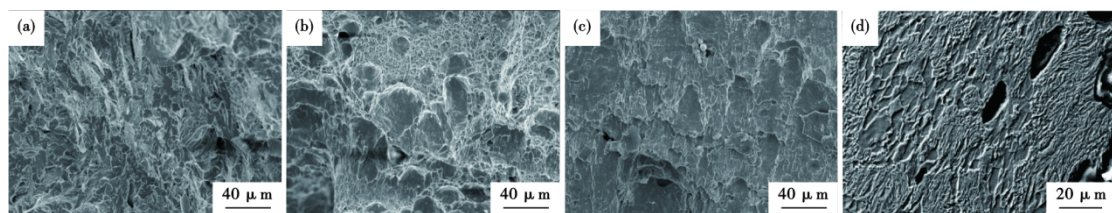


图 8 不同试验钢冲击典型断口形貌:(a)HR,(b) T300,(c)T500,(d)冲击试验后 HR 断口附近的横截面
Fig. 8 Typical fracture morphology of different samples : (a) HR sample, (b) T300 sample, (c)T500 sample, (d) cross section of HR sample after impacting test

形时软相铁素体首先屈服。与热轧状态相比,回火状态下的最大力 F_m 略微降低,与抗拉强度下降相对应。T300和T500的载荷-位移曲线没有明显的裂纹失稳点,回火态的韧性断裂特征相似,几乎具有相同的稳定韧性位移终点。然而,试验钢HR具有更显著的裂纹失稳点,其稳定延性位移的端点(6.3 mm)明显小于T300(12.1 mm)和T500(13.5 mm),这与图8(a)中冲击断裂的辐射区中出现的准解理状断裂特征一致。

由表2可知,HR、T350和T500试验钢的裂纹萌生功相似,约为25 J,而裂纹扩展功差别很大($W_{p1}+W_{p2}$),其中稳定裂纹扩展功(W_{p1})的差异是主要原因,回火试样(> 200 J)的稳定裂纹扩展功约为HR试样(~102 J)的两倍。在HR试样的高速变形过程中,铁素体产生了附加变形,并加剧了铁素体的晶格转动^[20]。高速变形进一步增强了界面处铁素体的局部硬化和界面前方应变的快速积累,促进了界

面破坏损伤。

回火后,贝氏体或M/A岛强度降低,相强度差减小。较低的相位差可以降低有效应力、有效应变和三轴性分配的严重程度^[21],有助于消除铁素体中的应变局部化,从而降低损伤的概率。回火有助于消除变形过程中界面应变局部化的可能性。图9显示了T350样本的EBSD结果。与试验钢HR(图1)相比,由于M/A岛的分解,EBSD未检测到残余奥氏体,这与XRD图谱一致(图3)。对比HR和T350样本的取向差分布图,取向分布差总体上没有变化,但小角度边界(<15°)的频率有所下降,而高角度边界(>50°)的频率有所增加。当边界的总体取向偏差较大时,解理面的取向偏差也较大。当裂纹通过这些界面时,会产生较大的偏折,从而抑制裂纹扩展,提高裂纹扩展功。

图9(d)为HR与T350样本几何必需位错密度GND的直方图对比。回火后,高GND百分比降低,低

表2 试验钢基于载荷-位移曲线分析的典型转变点

Table 2 Typical transition points of test steel based on the load-deflection curves analysis

试验钢	t _{起裂点}	最大载荷 F_m /kN	起裂功/J	稳定裂纹扩展功/J	不稳定裂纹扩展功/J
HR	(1.70 mm, 19.5 kN)	21.7	24	102	86
T350	(1.75 mm, 19.1 kN)	21.5	26	205	82.5
T500	(1.73 mm, 19.3 kN)	20.99	25	218	96.5

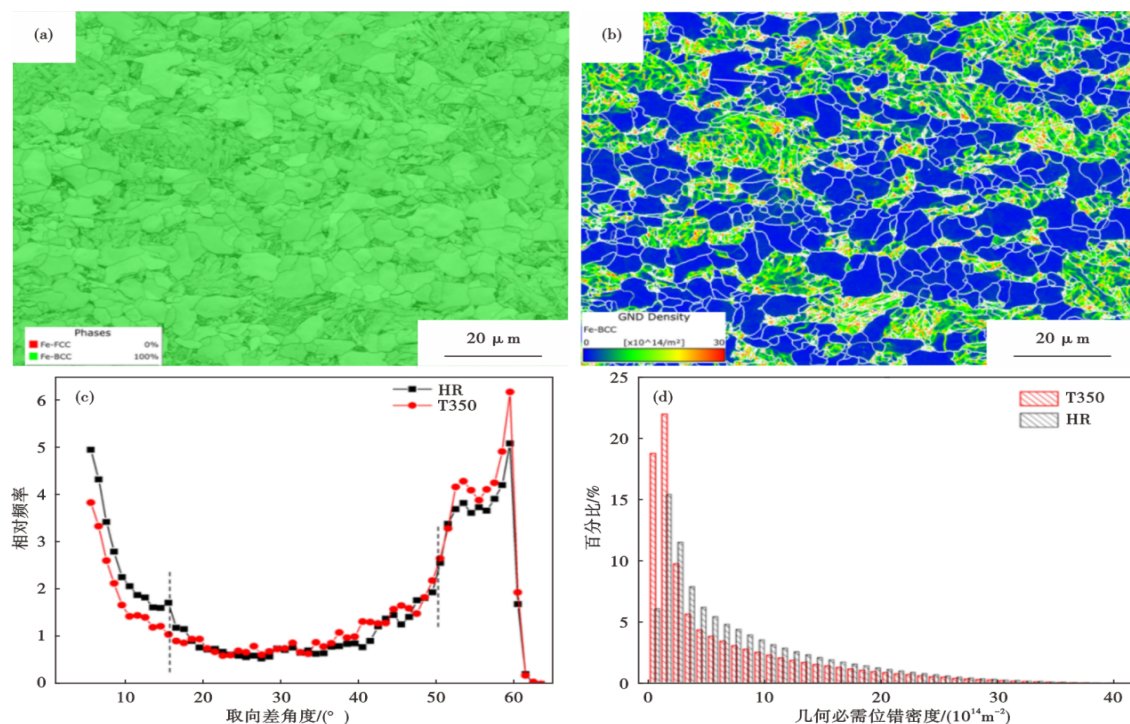


图9 试验钢T350的EBSD(a)相图;(b)GND图。HR和T350的取向差(c)和GNDs密度直方图(d)的比较

Fig. 9 EBSD results of T350 sample. (a) Phase map; (b) GND map. comparison about histogram of misorientation angle (c) and GNDs density (d) between HR and T350 sample

GND 百分比增加。GND 代表了一种额外的位错存储,这种位错存储是用于适应不均匀塑性变形存在时产生的晶格曲率^[22],主要适应变形过程中晶格曲率的变化。GND 密度越低,所需的额外位错存储量越低,从而提高了塑性变形能力。从图 1(d)和图 9(b)可以看出,GND 密度高的区域主要集中在贝氏体内部和大角度边界周围,容易造成应变局部化。因此,回火后总体上高 GND 密度的减少意味着局部应变区域的 GND 降低。此外,所需的额外位错存储减少,导致加工硬化能力低,从而提高了塑性变形的能力。

3 结论

通过不同回火工艺实现双相高强度桥梁钢的屈强比和韧性之间的平衡。DSC 和 SEM 分析表明,

在 240~420 °C, M/A 岛先分解,然后渗碳体析出。通过回火工艺,可以减小铁素体与贝氏体之间的显微硬度差异,降低了材料的加工硬化能力和均匀伸长率。回火处理后实验钢的屈服行为由连续型转变为不连续型。回火处理前,由贝氏体切边相变产生的可移动位错导致宏观拉伸屈服强度偏低。同时经回火过程中碳元素分配以及对自由位错的锁定,提高了宏观屈服强度。因此,在 500 °C 回火后,屈强比急剧增加到 0.85。根据载荷-位移曲线和具体的转变点,进一步定量分析了夏比冲击的变形过程。回火可以通过降低加工硬化能力和减轻变形过程中界面应变局部化的概率以提高高强钢的阻碍裂纹扩展的能力。在 350 °C 低温回火处理后,可以保持低屈强比的条件下得到较高的低温韧性。

参考文献

- [1] 毛新平, 武会宾, 汤启波. 我国桥梁结构钢的发展与创新[J]. 现代交通与冶金材料, 2021, 1(6): 1-5.
- [2] 杨旭, 鲍思前, 康筱龙, 等. 2100 MPa 级桥梁缆索用冷拔钢丝微观组织演变及强化机制[J]. 特殊钢, 2025, 46(1): 92-98.
- [3] 彭宁琦, 付贵勤, 杨建华, 等. Q690q 耐候桥梁钢免预热焊接热影响区的组织性能[J]. 钢铁, 2022, 57(12): 152-160.
- [4] 孙宪进, 杜鹏举, 赵乾. 60 mm 厚低屈强比高强度板 Q500qE 组织与性能研究[J]. 特殊钢, 2022, 43(5): 74-77.
- [5] Chen Z Y, Shi G H, Qi J J, et al. Influence of Si content on the microstructure and tensile properties of weathering bridge steel produced via thermal mechanical control process[J]. Metals, 2022, 12(11): 1901.
- [6] Xue C Y, Yang M M, Liu P, et al. Fracture toughness and fracture mechanism of EH47 high-strength steel subjected to different temperatures[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2022, 53(10): 3588-3603.
- [7] Zhu Y T, Wu X L. Ductility and plasticity of nanostructured metals: Differences and issues[J]. Materials Today Nano, 2018, 2: 15-20.
- [8] Goto S, Kami C, Kawamura S. Effect of alloying elements and hot-rolling conditions on microstructure of bainitic-ferrite/martensite dual phase steel with high toughness[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 648: 436-442.
- [9] 康健. 780 MPa 级低屈强比建筑结构用钢组织调控与工艺开发[D]. 沈阳: 东北大学, 2012.
- [10] Valiev R Z, Estrin Y, Horita Z, et al. Fundamentals of superior properties in bulk NanoSPD materials[J]. Materials Research Letters, 2016, 4(1): 1-21.
- [11] Kim J H, Lee T, Lee C S. Microstructural influence on stretch flangeability of ferrite-martensite dual-phase steels[J]. Crystals, 2020, 10(11): 1022.
- [12] Bhadeshia H K D H, Honeycombe S R. Steels: Microstructure and Properties[M]. 3rd ed. Amsterdam: Elsevier, 2006.
- [13] Wright S I, Nowell M M, Field D P. A review of strain analysis using electron backscatter diffraction[J]. Microscopy and Microanalysis, 2011, 17(3): 316-329.
- [14] Caballero F G, Miller M K, Garcia-Mateo C. Opening previously impossible avenues for phase transformation in innovative steels by atom probe tomography[J]. Materials Science and Technology, 2014, 30(9): 1034-1039.
- [15] Pereloma Elena, Gazder Azdiar, Timokhina Ilana. Retained Austenite: Transformation-Induced Plasticity[M]. Encyclopedia of Iron, Steel, and Their Alloys. Taylor & Francis. 2016: 308803130.
- [16] Cheng L, Brakman C M, Korevaar B M, et al. The tempering of iron-carbon martensite; dilatometric and calorimetric analysis[J]. Metallurgical Transactions A, 1988, 19(10): 2415-2426.
- [17] Chen P, Wang G D, Ceguerra A V, et al. Yield strength enhancement by carbon trapping in ferrite of the quenching and partitioning steel[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2018, 49(1): 235-240.
- [18] Lan L Y, Zhang Y T, Kong X W. Dynamic fracture behavior of low carbon bainitic steel after different welding thermal cycles[J]. Engineering Fracture Mechanics, 2019, 220: 106653.
- [19] 张伟, 潘跃, 刘华赛, 等. 应变速率对增强成形性双相钢性能影响分析[J]. 钢铁, 2022, 57(4): 123-129.
- [20] Das A, Tarafder S, Sivaprasad S, et al. Influence of microstructure and strain rate on the strain partitioning behaviour of dual phase steels[J]. Materials Science and Engineering: A, 2019, 754: 348-360.
- [21] Basu S, Patra A, Jaya B N, et al. Study of microstructure-property correlations in dual phase steels for achieving enhanced strength and reduced strain partitioning[J]. Materialia, 2022, 25: 101522.
- [22] Gao H J, Huang Y G. Geometrically necessary dislocation and size-dependent plasticity[J]. Scripta Materialia, 2003, 48(2): 113-118.