

文章编号: 1673-9469 (2017) 01-0107-06

doi:10.3969/j.issn.1673-9469.2017.01.023

基于静态韧度的 P92 钢的热处理工艺研究

李永德¹, 赵亚军², 郗学进¹, 李金曼¹, 刘欢¹, 王兴建¹, 闫涛¹

(1. 河北工程大学材料科学与工程学院, 河北邯郸 056038;

2. 河北工程大学土木工程学院, 河北邯郸 056038)

摘要: 通过拉伸性能对比、金相组织观察、并结合断口形貌分析, 研究 P92 超超临界钢的热处理工艺。研究表明: 在 200℃ ~ 700℃ 内, 随回火温度升高, 抗拉强度逐渐降低, 塑性逐渐升高; 在 700℃ ~ 900℃ 内, 随回火温度升高, 抗拉强度逐渐升高, 塑性逐渐下降。基于静态韧度考虑, 在 A_{C1} 以下的温度范围内, 最佳的回火温度为 700℃。

关键词: P92; 超超临界钢; 静态韧度; 马氏体; 淬火

中图分类号: TG142.1

文献标识码: A

Research on heat treatment technology of P92 steel based on static toughness

LI Yongde¹, ZHAO Yajun², QIE Xuejin¹, LI Jinman¹, LIU Huan¹, WANG Xingjian¹, YAN Tao¹

(1. College of Materials Science and Engineering, Hebei University of Engineering, Hebei Handan, 056038, China;

2. College of Civil Engineering, Hebei University of Engineering, Hebei Handan, 056038, China)

Abstract: The heat treatment technology of P92 steel is studied by comparison of the tension properties, observation of the metallurgical structures and the fracture topographies analysis. It is shown that the ultimate tensile strength decreases and the ductility increases with the tempering temperature increasing in the range of 200 °C ~ 700 °C, and the change reverses when the tempering temperature is in the range of 700 °C ~ 900 °C. The optimal tempering temperature for P92 steel is 700 °C in consideration of the static toughness when it is tempered below A_{C1} .

Key words: P92; ultra-supercritical steel; static toughness; martensite; quench

近年来, 超超临界机组运行和建设快速增多, 成为国内火力发电的主要趋势。超超临界火电机组蒸汽参数和压力的提高对机组材料提出了更苛刻的要求, 世界各国都在努力开发能够满足要求且综合性能优异的耐热钢^[1-5]。在我国, 已建的超超临界火电机组中, 联箱和主蒸汽管道材料基本采用了 P92 钢。超超临界机组的安全运行很大程度上取决于耐热钢材料 (P92) 的力学性能表现及组织稳定性。因此, 学者们针对 P92 铁素体耐热钢在高温下的微观组织演化、力学性能表现以及微观组织与力学性能的对立关系进行了大量的研究工作^[6-10]。材料的力学性能表现与微观组织密切相关, 然而微观组织除

了与材料的合金组成有关外, 更取决于热处理工艺。因此, 本文采用不同的工艺对 P92 钢进行热处理, 并进行了室温拉伸试验, 研究了热处理工艺对 P92 钢静态韧度的影响, 将宏观力学行为和微观断口形貌相结合, 分析了热处理对组织转变的影响, 进而建立了最优化的热处理工艺。

1 实验材料及方法

实验材料为从市场上购买的热轧态 P92 钢板, 钢板厚度为 25 mm。沿轧向先将钢板按照国家标准加工成标距段直径 d_0 为 8 mm 的棒状标准拉伸试样^[11] (标距长度为 $5 \times d_0 = 40$ mm)。样品加工后进行

投稿日期: 2016-10-30

特约专稿

基金项目: 国家自然科学基金资助项目 (51101094); 河北省科技计划项目 (13211035); 河北省高等学校科学技术研究项目 (ZD2015045, QN2015137)

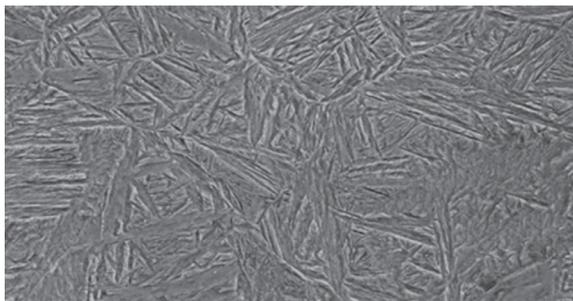
作者简介: 李永德 (1981-), 男, 河北沧州人, 博士, 高级工程师, 从事疲劳断裂及失效分析方面的研究。

热处理, 然后进行拉伸试验, 在拉伸实验前分别用 600#、800# 和 1000# 金相砂纸对标距段以及过渡弧处进行打磨, 消除热处理过程中的氧化对拉伸性能的影响。

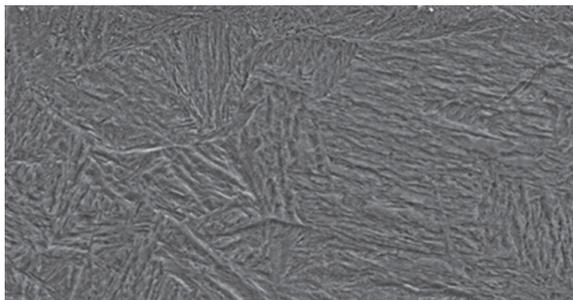
已有研究表明^[12], P92 钢的 A_{c1} 温度在 820℃ ~ 850℃, A_{c3} 温度在 920℃ ~ 950℃, 马氏体开始转变温度 M_s 约为 400℃, 马氏体终止转变温度 M_f 约为 150℃ ~ 200℃。并且由于该钢含有 Cr、Mo、V、W 等多种奥氏体稳定化元素, 即使奥氏体化后空冷(正

火) 仍能析出高强度的完全马氏体组织, 即, 空冷即淬火, 因此本实验的热处理工艺采用正火 + 回火。本实验采用 GSL-1600X 真空管式炉进行热处理, 根据高压锅炉用无缝钢管标准^[13], 初步选定正火温度为 1 050℃, 保温 0.5 h 后空冷, 回火温度分别采用 200℃、400℃、500℃、600℃、700℃、800℃ 和 900℃, 回火保温时间为 2 h, 然后空冷。每个热处理工艺下三个平行样, 因此样品编号为“正火温度 - 回火温度 - n ($n=1, 2, 3$)”, 例如, 1 050℃ 正火后 200℃ 回火的 2 号样品编号为: 1 050-200-2。静拉伸试验在微机控制式电子万能试验机 WDW-100E 上进行, 实验过程中采用引伸计记录应力 - 应变曲线, 应变速率为 $10^{-3}/s$ 。

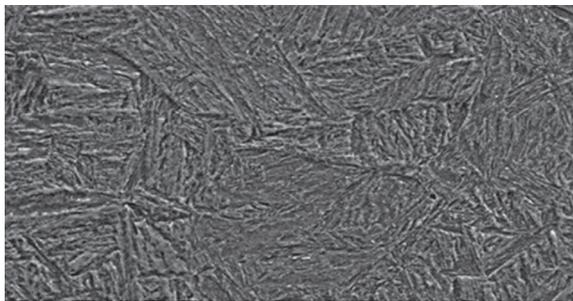
金相实验用腐蚀液为 4 g 苦味酸 + 5 ml 盐酸 + 100 ml 无水乙醇组成的溶液, 金相组织观察采用 OLYMPUS-DSX500 全自动光学数码显微镜。每个热处理制度下的拉伸断口用 Zeiss-SUPRA55 扫描电子



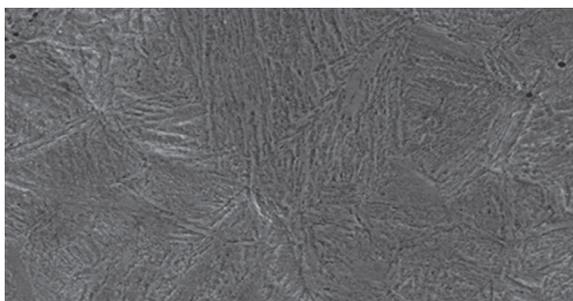
(a) 200℃回火



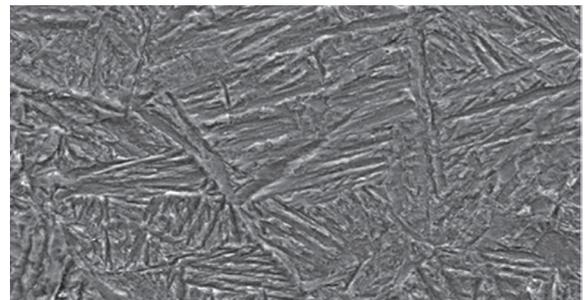
(b) 400℃回火



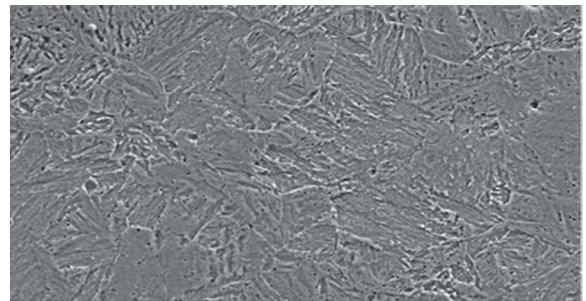
(c) 500℃回火



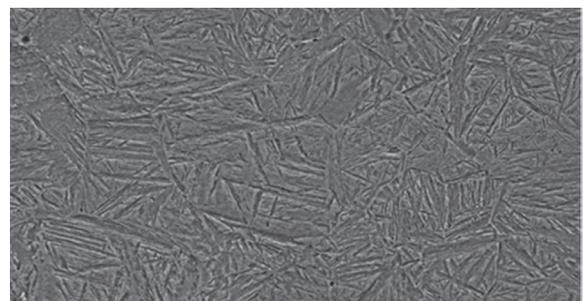
(d) 600℃回火



(e) 700℃回火



(f) 800℃回火



(g) 900℃回火

图 1 P92 钢不同温度回火后金相组织 (3 000 ×)

Fig.1 Metallurgical structures after heat treated at different tempered temperature

显微镜 (SEM) 观察。

2 实验结果

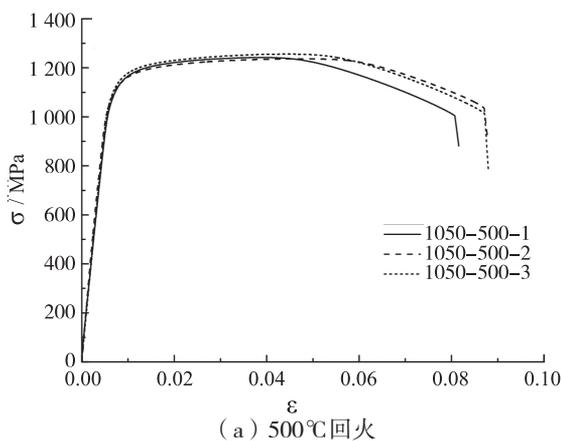
2.1 金相组织

在不同温度回火处理后,发现在金相显微镜下并不能较好地观察微观组织(即使在较高的倍数 $1\ 000\times$ 下),因此,本实验的金相组织是在 SEM 下观察的。不同热处理下的金相组织见图 1。

分析图 1 发现,在 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 以下的回火温度下回火时金相组织基本保持了马氏体形态,这是由于钢中固溶的大量合金元素 (Cr、Mo、V、W 等) 显著提高了回火过程中回复、再结晶的温度,推迟了回复、再结晶的进程。虽然在金相组织形态上没有观察到明显的变化,但是 $200\text{ }^{\circ}\text{C}\sim 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 内随着回火温度的升高,在马氏体基体上逐渐析出了小碳化物颗粒,由此可以推断,在 $200\text{ }^{\circ}\text{C}\sim 700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 内随着回火温度的升高,马氏体相逐渐分解,钢的强度、硬度会逐渐下降。在 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的回火温度下(图 1(f)),可见,板条马氏体形态已几乎不存在,观察到了再结晶后的块状铁素体和铁素体基体上的大量的碳化物颗粒。在 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 的回火温度下(图 1(g)),重新又出现了马氏体组织,结合 P92 钢的相变点 (A_{c1} 温度在 $820\text{ }^{\circ}\text{C}\sim 850\text{ }^{\circ}\text{C}$, A_{c3} 温度在 $920\text{ }^{\circ}\text{C}\sim 950\text{ }^{\circ}\text{C}$, A_{c1} 和 A_{c3} 分别为奥氏体开始形成温度和铁素体全部溶入奥氏体的温度)可知,该回火温度超过了 A_{c1} 点,一部分组织重新发生了奥氏体化,所以在后续空冷的过程中,淬火转变为马氏体,所以图 1(g) 中的马氏体应为淬火马氏体。

2.2 拉伸实验

用微机控制电子式万能试验机 WDW-100D 对



(a) $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 回火

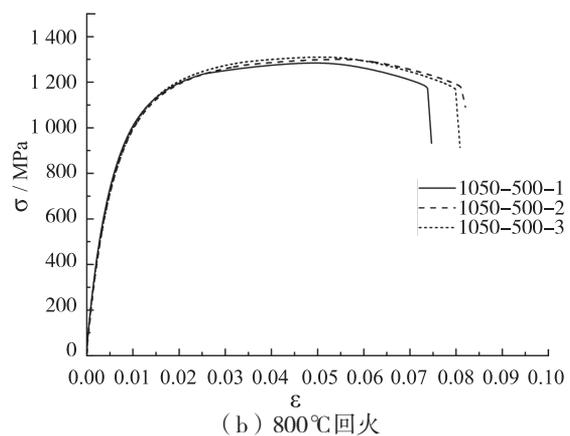
P92 钢经过热处理后的试样进行了室温拉伸试验,典型的工程应力-应变曲线见图 2。

2.3 断口观察

将拉伸断口用电火花线切割机切割成高度小于 1 cm 的试样,用 Zeiss-SUPRA55 扫描电子显微镜观察断口宏观形貌。图 3 所示是 $200\text{ }^{\circ}\text{C}\sim 900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 回火时试样的拉伸断口形貌。可见,图 3(a) 所示的宏观断口形貌包含纤维区和放射区,无剪切唇,放射区较平坦;在较高的倍数下观察纤维区可见大量的等轴韧窝形貌。图 3(b)~(e) 分别为 $400\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $500\text{ }^{\circ}\text{C}$ 、 $600\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 回火时试样的拉伸宏观断口形貌,断口观察发现,随着回火温度的升高,断口表面逐渐变得粗糙,且撕裂棱(图中白色箭头所指)的痕迹越来越粗大,表明在断裂的过程中塑性变形越来越大,并且从断口宏观形态可以看出颈缩现象越来越明显。 $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 和 $900\text{ }^{\circ}\text{C}$ 回火样品的断口变得平坦,并且颈缩现象逐渐消失(图 3(f) 和 (g)),表明宏观塑性变形越来越小。图 3(h) 为 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 回火样品断口的微观形貌 ($2\ 000\times$),从图中可见大量的球状颗粒,结合能谱分析和断口的处理过程,认为这些球形颗粒为线切割过程中产生的熔珠。

3 分析与讨论

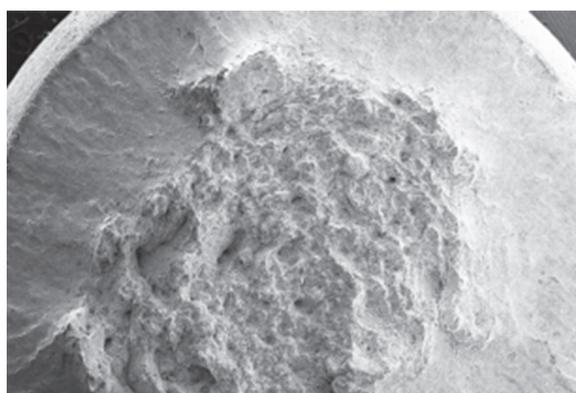
图 4 为 P92 钢的塑性(断后伸长率 A 与断面收缩率 Z) 随回火温度的变化曲线,可见随着回火温度的上升 A 和 Z 均逐渐增加,在 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时到达最大值,超高 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 后 A 和 Z 急剧下降。断后伸长率与断面收缩率的结果与断口的电镜观察结果相吻合。图 5 为 P92 钢的抗拉强度 R_m 随回火温度的变化曲线,与塑性变化趋势相反,随着回火温度的上升 R_m 逐渐降低,在 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 时到达最小值,超过 $700\text{ }^{\circ}\text{C}$ 后抗拉强



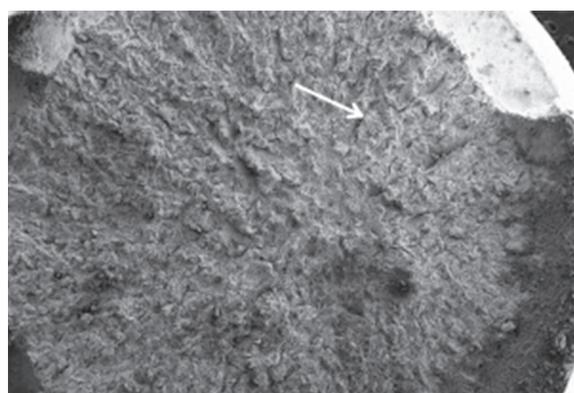
(b) $800\text{ }^{\circ}\text{C}$ 回火

图 2 工程应力—应变曲线

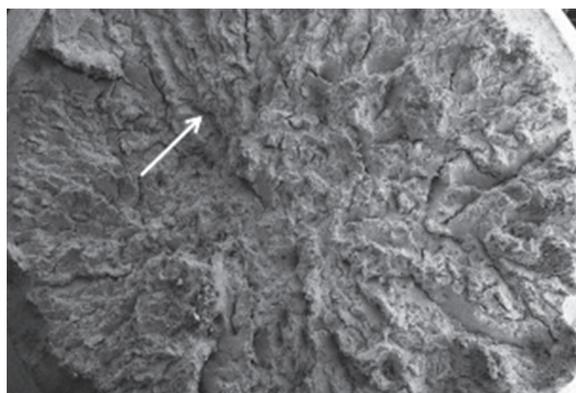
Fig.2 Stress-strain curve



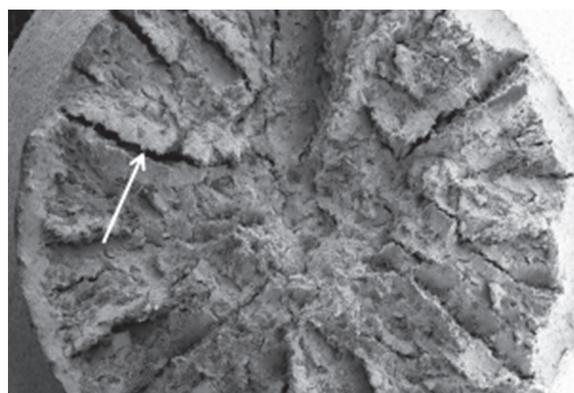
(a) 200℃回火, 57×



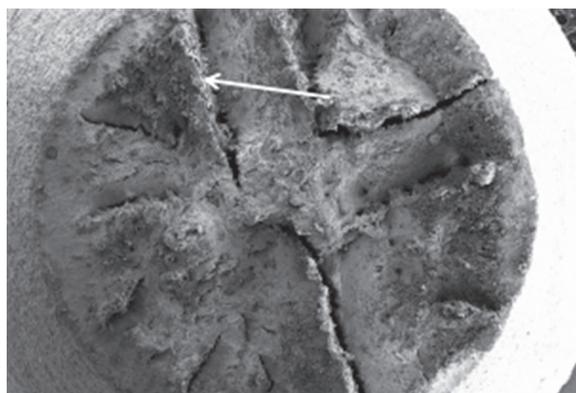
(b) 400℃回火, 57×



(c) 500℃回火, 54×



(d) 600℃回火, 58×



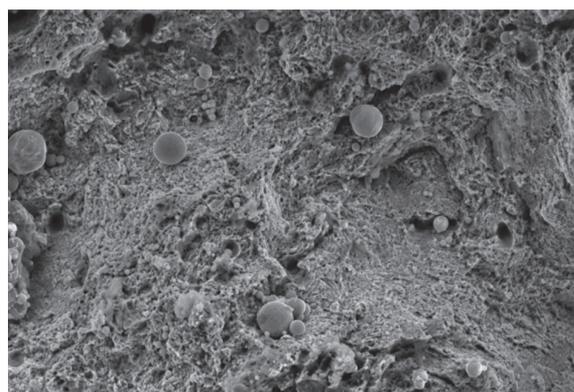
(e) 700℃回火, 59×



(f) 800℃回火, 54×



(g) 900℃回火, 59×



(h) 700℃回火, 2000×

图3 回火温度为200℃~900℃试样的拉伸断口形貌
Fig. 3 Tensile fracture topographies of sample from 200℃ to 900℃

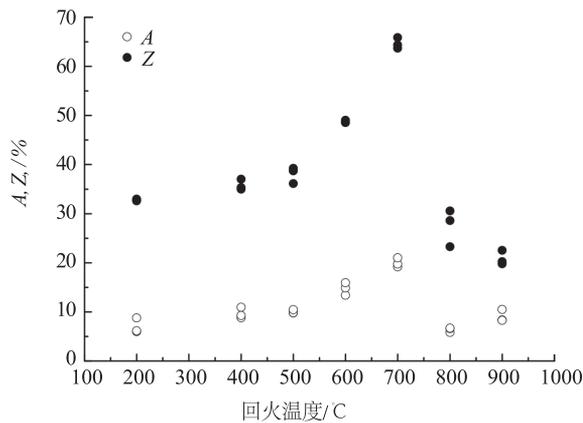


图 4 断后伸长率和断面收缩率随回火温度的变化曲线
Fig.4 Variation of A and Z with tempering temperature

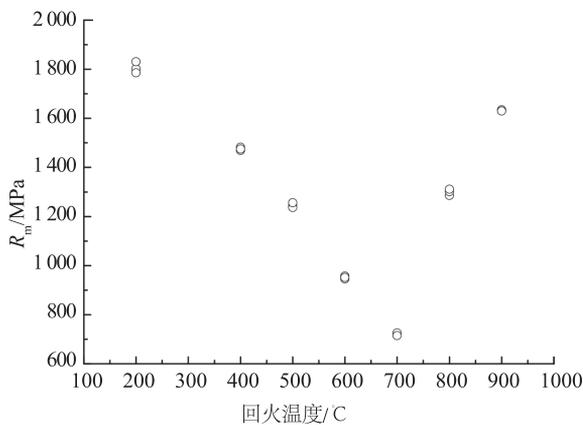
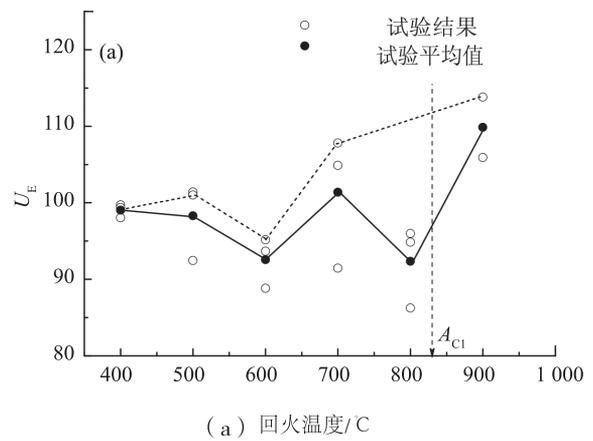


图 5 抗拉强度随回火温度的变化曲线
Fig.5 Variation of R_m with tempering temperature

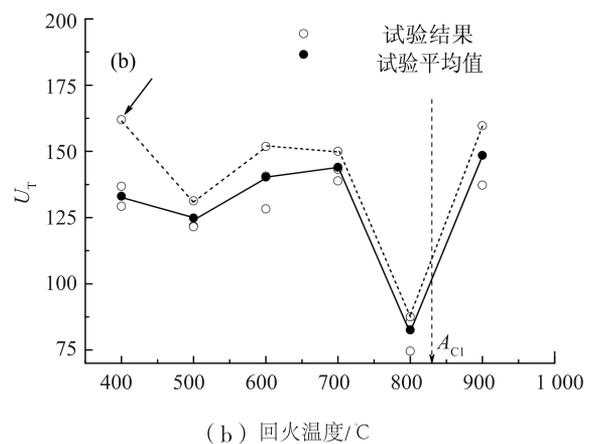
度又开始升高。上述结果印证了材料的强度与塑性的变化规律相反。从金相组织观察 800℃回火时再结晶现象最明显(图 1(f)), 却并没有得到最低的强度和最优的塑性, 推断可能是因为马氏体分解使得强度降低, 但是析出的大量细小合金碳化物起到了更加强化的二次强化的效果。

韧性是代表强度与塑性的综合力学性能, 是表征材料优劣的较好的性能指标, 韧性的指标主要有静态韧度、断裂韧度和冲击韧性。本文主要通过静态韧度研究 P92 钢的热处理工艺。通常用材料在静拉伸下的真应力-应变曲线下包围的面积代表静态韧度, 但是由于真应力-应变曲线并不能直接获得, 需要工程应力-应变曲线的换算, 并且当超过颈缩后工程应力、应变向真应力、应变的换算存在较大的误差, 因此本实验将工程应力-应变曲线下包围的面积近似为静态韧度(U_E), 即 $U_E = \int \sigma \times d\varepsilon$ 。工程上, 静态韧度也有另外一种算法^[14], 见下式:

$$U_T = R_m \times A$$



(a) 回火温度/C



(b) 回火温度/C

图 6 静态韧度随回火温度的变化曲线;

Fig.6 Variation of static toughness with tempering temperature

式中, U_T 代表静态韧度; R_m 代表抗拉强度单位是 MPa; A 代表断后伸长率 (%)。

图 6 中, 没有 200℃回火的数据, 原因是由于试验机故障 200℃回火的样品没有记录完整的应力-应变曲线(但是基本的强度和塑性指标都得到了)。图 6(b)中, 400℃回火的一个数据点(图中黑实箭头所指)偏离另外两个较大, 分析原因是由于断后伸长率的测量误差较大引起的, 因此在分析过程中将该实验结果舍去。分析平均值的变化趋势, 可发现在 A_{C1} 温度以下, 当回火温度达到 700℃时静态韧度达到最大值, 800℃回火的静态韧度最小。因此, 基于静态韧度考虑, 在 A_{C1} 温度以下回火时应该选择 700℃时回火。本次试验, 选择了一个超过 A_{C1} 温度的回火工艺(900℃), 可见, 超过 A_{C1} 温度回火时静态韧度又有很大的提升。分析原因, 可能是因为回火温度 900℃处于 A_{C1} 和 A_{C3} 之间, 在回火保温过程中一部分马氏体重新发生了奥氏体化, 转变为奥氏体, 当回火出炉后空冷时, 这部分奥氏体又重新淬火转变为淬火马氏体, 所以在回火结束后的组

织为铁素体和马氏体的两相组织,铁素体具有良好的塑性,低碳的板条马氏体具有较好的强度与塑性的组合,因此这种两相(塑性相与强度相)组成的组织可使钢得到良好的静态韧度^[15]。

4 结论

1) P92 钢热处理(正火+回火),在 200℃~700℃内,随回火温度升高,强度逐渐降低,塑性逐渐升高;在 700℃~900℃内随回火温度升高,强度逐渐升高,塑性逐渐下降。

2) 基于静态韧度考虑,在 A_{Cl} 以下的温度范围内,最佳的回火温度为 700℃。

参考文献:

- [1] HALD J, VISWANATHAN V, ABE F. Energy divers for materials research and development[J]. Energy materials, 2006, 1(1): 1-6.
- [2] ENNIS P, CZYRSKA-FILEMONOWICZ A. Recent advances in creep-resistant steels for power plant applications[J]. Sadhana, 2003, 28(3/4): 709-730.
- [3] 聂铭, 张健, 黄丰. TP92 钢微观组织转变和力学性能变化规律综述[J]. 热力发电, 2014, 43(8): 29-36.
- [4] MARUYAMA K, SAWADA K, KOIKER J. Strengthening mechanisms of creep resistant tempered martensitic steel[J]. ISIJ International, 2001, 41(6): 641-653.
- [5] ENNIS P, ZILINSKA-LIPIEC A, WATCHTER O, et al. Microstructural stability and creep rupture strength of the martensitic steel P92 for advanced power plant[J]. Acta Materialia, 1997, 45(12): 4901-4907.
- [6] 赵成志, 魏双胜, 高亚龙, 等. 超临界与超超临界汽轮机耐热钢的研究进展[J]. 钢铁研究学报, 2009, 19(9): 1-5.
- [7] 胡小强, 罗兴宏, 李殿中. 超超临界钢 G-X12CrWVNbN1011 长时间等温热处理过程[J]. 材料热处理学报, 2007, 28(Z): 5-13.
- [8] 李新梅, 张忠文, 杜宝帅, 等. P92 钢的微观组织和硬度[J]. 金属热处理, 2012, 37(5): 38-41.
- [9] 李新梅, 张忠文, 杜宝帅, 等. P92 钢回火组织与韧性研究[J]. 材料热处理技术, 2012, 41(14): 190-192.
- [10] 张红军, 周荣灿, 于在松. P92 钢时效过程中冲击性能和硬度变化的试验[J]. 动力工程学报, 2010, 31(7): 550-553.
- [11] GB/T 228.1-2010, 金属材料 拉伸试验 第一部分: 室温拉伸试验方法[S].
- [12] 段宝玉, 刘宗昌, 任慧平, 等. 对 P92 钢 C- 曲线的评价[J]. 兵器材料科学与工程, 2015, 38(5): 93-96.
- [13] GB 5310-2008, 高压锅炉用无缝钢管[S].
- [14] 束德林. 金属力学性能[M]. 北京: 机械工业出版社, 1999.
- [15] 李金曼. 超超临界钢 P92 的相变组织演化规律[D]. 邯郸: 河北工程大学, 2016.

(责任编辑 王利君)

声 明

为适应我国信息化建设的需要、提高本刊的学术影响力、扩大作者知识信息交流渠道,本刊已许可中国学术期刊(光盘版)电子杂志社、万方数据库等以数字化方式通过信息网络传播本刊全文。作者向本刊提交文章发表的行为即视为同意我刊上述声明。