

退火温度对 1 000 MPa 级 Q&P 钢组织性能及残余奥氏体的影响

卢茜倩 ,谷海容 ,崔 磊 ,肖洋洋 ,冷德平

(马鞍山钢铁股份有限公司 ,安徽 马鞍山 243000)

摘 要: 通过 SEM、EBSD、XRD、室温拉伸性能测试等分析手段 ,研究了退火温度对 1 000 MPa 级 Q&P 钢组织演变、力学性能、残余奥氏体的影响。结果表明: 800~900 ℃退火 ,室温组织主要由铁素体(F) + 马氏体(M) + 残余奥氏体(RA) 组成 ,随着退火温度的升高 ,马氏体的体积分数增加 ,且马氏体内部板条逐渐清晰。随着退火温度的升高 ,残余奥氏体的比例增加 ,晶界越多的地方残余奥氏体越密集。在 850 ℃退火时 ,强度和塑性达到最佳结合 ,抗拉强度为 991.33 MPa ,延伸率为 18.58% ,达到 Q&P980 强塑性标准(抗拉强度 $\geq$ 980 MPa ,延伸率 $\geq$ 15%) 要求。

关键词: Q&P 钢; 退火温度; 残余奥氏体; 淬火配分

中图分类号: TF76 ,TG156. 2

文献标志码: A

文章编号: 1004-7638(2020) 06-0130-05

DOI: 10.7513/j.issn.1004-7638.2020.06.023

开放科学(资源服务) 标识码(OSID) :



听语音
与作者互动
聊科研

Effect of Annealing Temperature on Microstructure ,Mechanical Properties and Retained Austenite of 1 000 MPa Q&P Steel

Lu Qianqian ,Gu Hairong ,Cui Lei ,Xiao Yangyang ,Leng Deping

(Ma' anshan Iron and Steel Co. ,Ltd. ,Ma' anshan 243000 ,Anhui ,China)

Abstract: In this work effect of annealing temperature on microstructure ,mechanical properties and retained austenite of 1 000 MPa Q&P Steel were studied by means of SEM ,EBSD ,XRD and tensile test at room temperature. Results showed that the microstructure at room temperature was mainly composed of ferrite (F) + martensite(M) + retained austenite when the experimented steel was anneal at 800~900 ℃. With the increase of annealing temperature ,the volume fraction of martensite increased ,and the appearance of the internal lath of martensite became clearer. With the increase of annealing temperature ,the volume fraction of retained austenite increases. The more grain boundaries ,the denser the retained austenite. When anneal at 850 ℃ ,the best match of strength and plasticity of resulted steel was achieved ,with the tensile strength of 991.33 MPa and the elongation of 18.58% ,meeting the Q&P 980 standard requirements.

Key words: Q&P steel ,annealing temperature ,retained austenite ,quenching partitioning

0 引言

淬火—配分(Quenching-partitioning) 钢 ,简称 Q&P 钢^[1-2] ,作为第三代先进高强汽车用钢 ,因其具有较高的强度和良好延伸率的综合力学性能^[3-5] 而

被广泛关注。该工艺最早以低合金钢为研究对象 ,通过热处理工艺的设计 ,使钢铁材料的最终室温组织为板条马氏体和富碳的残余奥氏体。利用残余奥氏体的相变诱发塑性效应 ,实现提高钢材强度的同时不降低其塑性的目的。

收稿日期: 2020-06-12

作者简介: 卢茜倩(1989—) ,女 ,安徽马鞍山人 ,助理工程师 ,主要研究方向: 汽车用高强钢开发; 电话 13965620826; E-mail: 172451373@ qq.com。

目前对 Q&P 钢的工艺研究主要集中于配分温度及配分时间等对 Q&P 钢组织性能及残余奥氏体的影响^[6-8]。现有少量的对该钢种退火过程研究的文献也主要集中在退火温度和时间对材料组织、性能的影响^[9]。而没有重点对残余奥氏体分布、形态是如何影响材料性能进行展开研究。

因此笔者利用 Multipas 连退模拟机对添加少量 Nb 的低碳硅锰钢进行 Q&P 工艺模拟,研究退火温度对试验钢组织性能的影响,分析了残余奥氏体含量、分布、形态对性能的影响规律,以期为该试验钢热处理工艺改进和综合性能的提高奠定良好基础。

1 试验材料与试验方法

1.1 试验材料

本试验材料选用某钢厂工业试制的 Q&P980 酸轧钢板,成分设计以 C-Si-Mn 系钢为母体,添加微量的 Nb 等微合金元素,其主要化学成分如表 1 所示。

表 1 Q&P980 试验钢化学成分(质量分数)
Table 1 Main chemical compositions of the tested steel(mass fraction) %

C	Si	Mn	P	S	Nb+V+Ti
≤0.3	≤2.0	≤2.0	≤0.03	≤0.01	≤0.22

1.2 试验方法

试验在 DIL805A/D 淬火变形膨胀仪上进行,热膨胀法测得 Q&P980 的相变起始温度 A_{c1} 为 739.5 °C,相变终止温度 A_{c3} 为 925.6 °C。将试样先以 10 °C/s 的加热速率分别加热至退火温度,并保温 300 s,然后以 50 °C/s 的冷却速率冷却至室温,测得退火温度分别为 800、850、900 °C 时,马氏体相变开始温度依次为 362、376、401 °C。因此 Q&P 工艺淬火温度设定略低于 M_s 点为 300 °C,配分温度设定略高于 M_s 点为 400 °C。

将冷轧后的钢板切割成 220 mm×100 mm×1.6 mm 的试样,在奥地利 Vatron 生产的 Multipas 连退模拟机上按图 1 所示工艺进行连退模拟试验。试样首先分别加热到 800、850、900 °C 保温 180 s,然后快淬至 300 °C 保温 5 s,随后升温至 400 °C,保温 100 s,最后再用高压空气冷却淬火至室温。

采用荷兰帕纳科生产的 X'PERT MRD X 射线衍射仪(XRD)来测定热处理后钢中残余奥氏体含量,光源 Co 靶,电压 35 kV,电流 30 mA,扫描范围 45°~110°,步长 0.02°,扫描速度 1.09°/min。然后将

试样进行镶嵌、机械研磨和抛光,再用 4% 体积分数的硝酸酒精溶液腐蚀 15~30 s,试样腐蚀后用酒精清洗,吹干。在美国 FEI+EDAX 生产的 QUAN-TA450+APOLLOX 扫描电镜+能谱仪上进行扫描电镜及 EBSD 图像采集,研究退火温度对试验钢组织的影响。拉伸试样按照 GB/T228—2002 加工,试样标距 50 mm,拉伸在德国 Zwick 电子拉伸试验机上进行,室温拉伸应变速率为 1 mm/min。

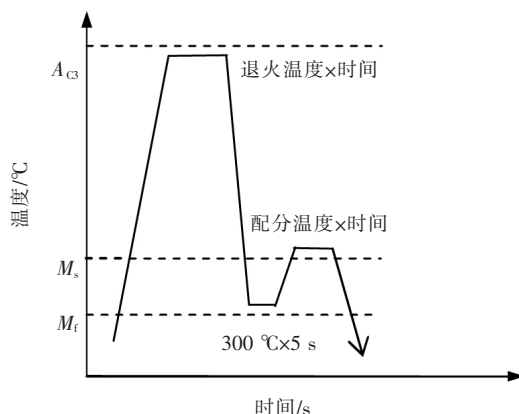


图 1 试验钢热处理工艺流程

Fig.1 Heat treatment process flow of test steel

2 试验结果与讨论

2.1 退火温度对组织的影响

图 2 是 800、850、900 °C 退火,300 °C 淬火 5 s,400 °C 配分 100 s,Q&P 工艺后 Q&P980 的扫描电镜组织。由图 2(a)(b)可知,800、850 °C 两相区退火,室温组织主要由铁素体(F)+块状马氏体(M)+少量贝氏体(B)+残余奥氏体(RA)组成,其中 GB 为粒状贝氏体,LB 为板条贝氏体组织。图 2(c)可知,900 °C 退火,经 Q&P 工艺处理后,室温组织主要由极少量铁素体(F)+板条马氏体(M)+残余奥氏体(RA)组成。由图 2 可以明显看出,随着退火温度的升高,试样中铁素体的体积分数逐渐减小,马氏体的体积分数增加,且随着退火温度的提高,原奥氏体晶粒尺寸增加,最终组织中马氏体内部板条逐渐清晰。原因在于随着退火温度的升高,两相区保温时铁素体量逐渐降低,奥氏体量增多,在随后的淬火过程更多的奥氏体转变为马氏体,使得马氏体含量随之增多。

2.2 退火温度对残余奥氏体的影响

残余奥氏体在 Q&P 钢中至关重要,其体积分

数、尺寸、形貌以及位置都是影响残余奥氏体稳定性的因素。采用 X 射线衍射技术对不同退火温度处理后样品中残余奥氏体含量进行了测定。不同温度下的 XRD 图谱如图 3 所示。由图 3 可见,退火温度为 800 °C 时,残余奥氏体的含量最少为 16.0%,退火温度增加到 850 °C 时,残余奥氏体的含量为 20.1%,

900 °C 时,残余奥氏体的含量为 22.5%。随着退火温度的升高,残余奥氏体相对衍射强度逐渐增大且 (200) γ 和 (220) γ 峰基本以相同比例增加而铁素体峰却逐渐较弱。这主要是由于随着退火温度升高,退火时两相区奥氏体含量逐渐升高,相当一部分被保留至室温成为残余奥氏体。

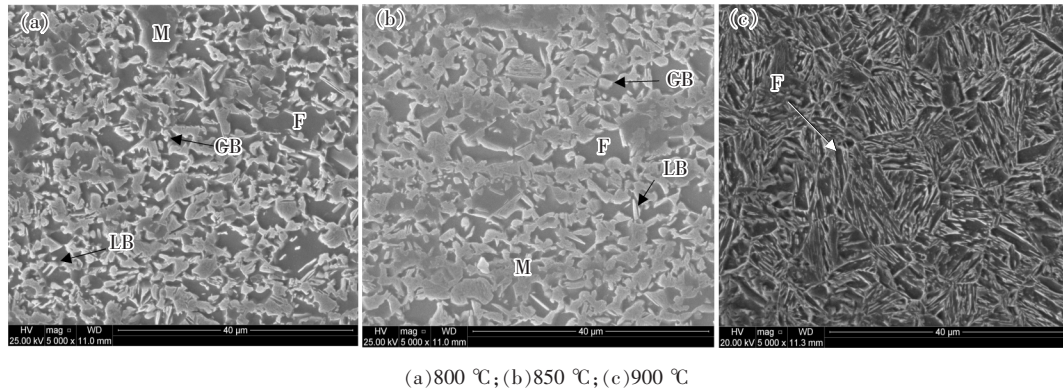


图 2 不同退火温度 Q&P 工艺后 Q&P980 的扫描电镜组织

Fig.2 SEM microstructure of Q&P980 after Q&P process at different annealing temperatures

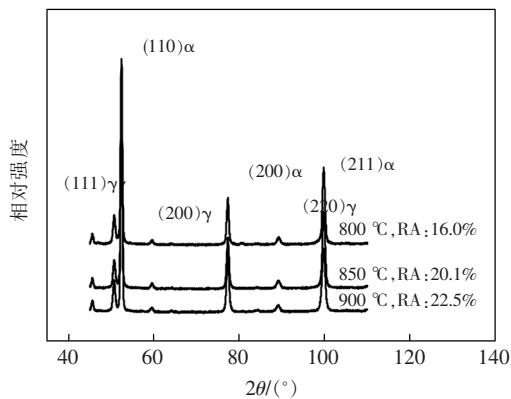


图 3 不同退火温度 Q&P 工艺后 Q&P980 的 XRD 图谱

Fig.3 XRD spectra of Q&P980 after Q&P process at different annealing temperatures

图 4 为不同退火温度 Q&P 工艺后 Q&P980 的 EBSD 表征处理结果。主要分布于晶界处的黑色块状组织表示面心立方结构的残余奥氏体。随着退火温度的升高,残余奥氏体的比例增加,这与 XRD 测得的残余奥氏体含量随着温度增加而增加趋势相同。随着退火温度的升高,残余奥氏体的尺寸明显增大,且分布不均匀。图中残余奥氏体主要为块状分布在铁素体晶界处,只有少量分布在晶粒内部。残余奥氏体的密集程度与边界的多少有关。晶粒多且细小、晶界越多的地方残余奥氏体越密集。主要

是因为多个晶粒中的碳都扩散到该残余奥氏体处,因此该处奥氏体更容易稳定保留。

2.3 退火温度对力学性能的影响

图 5 是不同退火温度 Q&P 工艺后 Q&P980 的力学性能。从图 5 看出,800 °C 退火时试验钢的抗拉强度为 891.94 MPa,延伸率为 26.91%;退火温度升高到 850 °C,试验钢的抗拉强度提高到 991.33 MPa,延伸率为 18.58%;温度升高到 900 °C,抗拉强度达到 1 011.13 MPa,延伸率为 10.03%;随着退火温度升高,抗拉强度逐渐增加,而延伸率持续减小。这主要是因为试验钢经两相区退火后室温组织中含有一定的铁素体,随着退火温度的升高,铁素体含量逐渐降低,马氏体含量逐渐增多,从而使得抗拉强度和屈服强度上升,延伸率降低。虽然随着退火温度的升高,残余奥氏体的含量增加,在发生形变时残余奥氏体产生的 TRIP 效应能够减缓延伸率的下降趋势,但是试验钢在较高退火温度下形成的残余奥氏体尺寸比较大,而且分布得不够均匀,大块状残余奥氏体中元素富集程度不均,稳定性不够,在变形初期已经发生分解^[10-12],实际产生 TRIP 效应的有效残余奥氏体量较少,因此对延伸率的促进作用不是很明显。由图 5 可知,退火温度为 850 °C 时,强度和塑性达到最佳结合,达到 Q&P980 强塑性标准(抗拉强度 ≥ 980 MPa,延伸率 $\geq 15\%$) 要求。

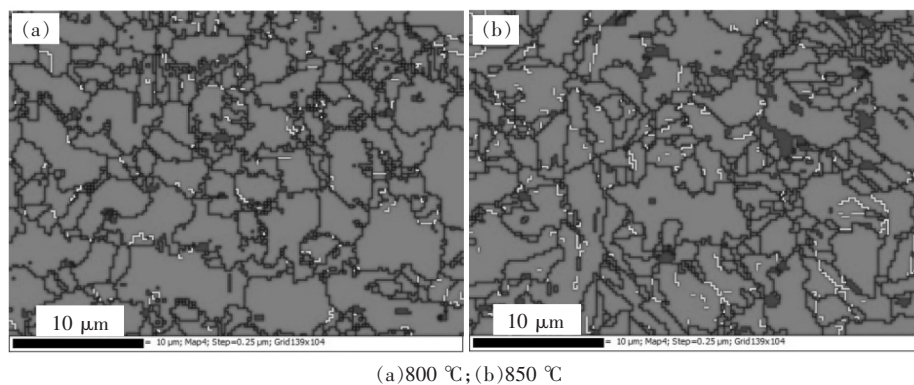


图 4 不同退火温度 Q&P 工艺后 Q&P980 的 EBSD 表征处理结果
Fig.4 EBSD of Q&P980 after Q&P process at different annealing temperatures

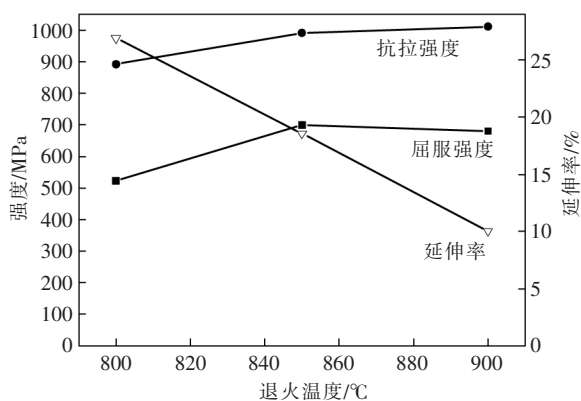


图 5 不同退火温度 Q&P 工艺后 Q&P980 的力学性能
Fig.5 Mechanical properties of Q&P980 after Q&P process at different annealing temperatures

结合不同退火温度对试验钢组织、残余奥氏体含量及形态分布、性能的变化规律可知,试验钢 900 °C 退火,是试验钢获得铁素体基体还是马氏体基体的转折点。因此,实际生产过程中,为了获得更好得强塑积匹配,退火温度不应超过 900 °C。同时为了获得更加细小且稳定的残余奥氏体,在保证强度的前提下,退火温度也应控制在较低温度。综合考虑,在现有的试验条件下,该试验钢最佳的退火温度为 850 °C。

3 结论

利用 Multipas 连退模拟机对试验钢进行 Q&P 工艺模拟,研究了退火温度对 Q&P 钢组织演变、力学性能、残余奥氏体的影响,得到如下结论:

1) 试验钢经两相区 Q&P 工艺处理,850 °C 以下退火,室温组织主要由铁素体(F)+块状马氏体(M)+少量贝氏体(B)+残余奥氏体(RA)组成;900 °C 退火,室温组织主要由铁素体(F)+板条马氏体(M)+残余奥氏体(RA)组成。随着退火温度的升高,试样中铁素体的体积分数组件减小,马氏体的体积分增加,且马氏体内部板条相貌逐渐清晰。

2) 随着退火温度的升高,残余奥氏体的比例增加,残余奥氏体主要分布在铁素体晶界处,只有少量分布在晶粒内部。晶粒多且细小,晶界越多的地方残余奥氏体越密集。

3) 不同退火温度下试验钢表现出不同的力学性能,随着退火温度升高,强度逐渐增加,延伸率逐渐减小。在 850 °C 退火时,强度和塑性达到最佳结合,达到 Q&P980 强塑性标准(抗拉强度 ≥ 980 MPa,延伸率 $\geq 15\%$) 要求。

参考文献

- [1] Speer J G, Matlock D K, DE Cooman B C *et al.* Carbon partitioning into austenite after martensite transformation [J]. *Acta. Materialia* 2003 51(9): 2611-2622.
- [2] Speer J G, Rizzo F C, Matlock D K *et al.* The "quenching and partitioning" process: Background and recent progress [J]. *Materials Research* 2005 8(4): 417-423.
- [3] Tian Yaqiang, Li Ran, Song Jinying *et al.* Effect of Mn partitioning time on microstructure and properties of low C-Si-Mn-steel af-

- ter I&Q&P treatment[J]. Hot Working Technology 45(16) : 161–164.
(田亚强 李然 宋进英 等. Mn 配分时间对低碳硅锰钢 I&Q&P 处理后组织与性能影响[J]. 热加工工艺 45(16) : 161–164.)
- [4] Wang Chenglin. Study on hardening and toughening hot-formed steel by quenching-partition process[D]. Shanghai: Shanghai Jiao-tong University 2015.
(王成林. 淬火—配分工艺强韧化热成形钢的研究[D]. 上海: 上海交通大学 2015.)
- [5] Liu Heping. Study on high strength plastic steel by carbon distribution during hot forming quenched[D]. Shanghai: Shanghai Jiao-tong University 2011.
(刘和平. 高强塑积热变形淬火碳分配钢的研究[D]. 上海: 上海交通大学 2011.)
- [6] Chen Liansheng, Zhang Jianyang, Tian Yaqiang *et al.* Influence of element distribution on microstructure and properties of low carbon steel under IQ&P process[J]. Hot Working Technology 2015 44(20) : 204–207.
(陈连生 张健杨 田亚强 等. 低碳钢 IQ&P 工艺下元素配分行为及对组织性能影响[J]. 热加工工艺 2015 44(20) : 204–207.)
- [7] Zhang Jun. Study on heat treatment technology and deformation mechanism of low carbon high strength Q&P steel[D]. Shenyang: Northeastern University 2015.
(张君. 低碳高强度 Q&P 钢的热处理工艺及变形机制研究[D]. 沈阳: 东北大学 2015.)
- [8] Clarke A J, Speer J G, Matlock D K *et al.* Influence of carbon partitioning kinetics on final austenite fraction during quenching and partitioning[J]. Scripta Materialia 2009 61(2) : 149.
- [9] Miao Danyang, Tang Di, Zhao Zhengzhi *et al.* Effect of annealing temperature on mechanical properties of superfine Q&P steel[J]. Journal of Material Heat Treatment 2015 36(11) : 130–135.
(苗丹阳 唐荻 赵征志 等. 退火温度对超细晶 Q&P 钢力学性能的影响[J]. 材料热处理学报 2015 36(11) : 130–135.)
- [10] Xie Zhenjia. Study on regulation mechanism and properties of residual austenite in high performance low alloy steel[D]. Beijing: University of Science and Technology Beijing 2016.
(谢振家. 高性能低合金钢中残余奥氏体调控机理及性能研究[D]. 北京: 北京科技大学 2016.)
- [11] Herrera C, Ponge D, Ponge D *et al.* Design of a novel Mn-based 1GPa duplex stainless TRIP steel with 60% ductility by a reduction of austenite stability[J]. Acta Mater 2011 59(11) : 4653.
- [12] Chen Hui. Study on effect of C and Mn partitioning on the microstructure and properties of TRIP Steel[D]. Jinan: Shandong Jianzhu University 2017.
(陈辉. C、Mn 配分对 TRIP 效应钢组织与性能影响的研究[D]. 济南: 山东建筑大学 2017.)

编辑 杨冬梅

(上接第 118 页)

- [7] Andersson M A T, Jonsson P G, Hallberg M. Optimization of ladle slag composition by application of sulfide capacity mode[J]. Ironmaking and Steelmaking 2000 27(4) : 287–293.
- [8] Sosinsky D J, Sommerville I D. The composition and temperature dependence of the sulfide capacity of metallurgical slag[J]. Metallurgical Transactions B 1986 17(2) : 331–337.
- [9] Dimitrov V, Sakka S. Electronic oxide polarizability and optical basicity of simple oxides[J]. Journal of Applied Physics 1996 79(3) : 1736–1740.
- [10] Rocabois P, Lehmann J, Gateller. Non-metallic inclusion entrapment by slag: laboratory investigation[J]. Ironmaking & Steeling, 2003 30(2) : 95–100.
- [11] Guo Yintao. Study on optimization of refining process and control of sulfide morphology in structural steel containing sulfur[D]. Chongqing: Chongqing University 2017.
(郭银涛. 含硫易切结构钢精炼工艺优化及钢中硫化物形态控制的研究[D]. 重庆: 重庆大学 2017.)
- [12] Jahn S. Atomic structure and transport properties of MgO–Al₂O₃ melts: A molecular dynamics simulation study[J]. American Mineralogist 2008 93: 1486–1492.

编辑 杨冬梅