

热处理工艺对稀土微合金化 1200 MPa 级高强钢性能的影响研究

宿成^{1,2,3}, 吴伟¹, 冯光宏¹, 智建国^{2,3}, 张宏亮¹

(1. 钢铁研究总院有限公司 冶金工艺研究所, 北京 100081)

(2. 包头钢铁集团有限责任公司 技术中心, 内蒙古 包头 014010)

(3. 内蒙古自治区稀土钢产品研发企业重点实验室, 内蒙古 包头 014010)

摘要: 结合目前国内以 2250 mm 热连轧生产机组为代表的先进控轧控冷工艺, 开发了轧制结束利用加密层流冷却进行分段淬火-等温配分-低温卷取自回火的在线热处理工艺 (DQ&P&T), 与传统的离线调质热处理工艺 (RQ&T) 生产稀土微合金化高强钢 ($R_m \geq 1200$ MPa) 进行对比研究。利用光学显微镜、扫描电子显微镜及配备的电子背散射衍射仪以及拉伸试验机、冲击试验机、维氏硬度计, 以及湿砂/橡胶轮磨损试验机分析检测手段, 系统地分析了实验钢在 2 种热处理制度下组织转变形态和机械性能。研究表明: 实验钢在 2 种热处理工艺的室温组织均由板条马氏体、贝氏体铁素体以及少量残余奥氏体组成。相比离线热处理 (RQ&T), 采用在线热处理 (DQ&P&T) 实验钢的板条马氏体含量降低, 贝氏体铁素体含量增加。等温转变形成的贝氏体铁素体穿插分割形成过冷奥氏体, 促进组织晶粒细化和大角度晶界比例增加, 提高了材料的强韧性和耐磨性。但在产品厚度方向硬度的均匀性劣于经 RQ&T 工艺处理的高强钢。在线热处理相比离线热处理生产 $R_m \geq 1200$ MPa 高强钢效率提高, 制造成本降低, 且产品各项性能满足标准要求, 证明在线热处理工艺是可行的。

关键词: 稀土微合金化高强钢; 热处理工艺; 组织转变; 力学性能

中图分类号: TG142.33⁺¹

文献标识码: A

文章编号: 1002-185X(2023)09-3153-10

近几年, 随着国家提出降碳减排的高质量发展指导思想, 绿色化和轻量化已成为制造行业发展需求的主旋律, 在保证应用安全性的前提下, 促使钢铁产品逐渐向高强度、减薄化以及长寿化方向技术创新。通过固溶强化、细晶强化、析出强化以及位错强化可实现强度 ≤ 1000 MPa 材料强韧性良好匹配, 进入 21 世纪, 国内外学者开展大量的关于材料高强韧、高耐蚀、高耐磨以及易焊接等方面的研究, 其中, 利用独特的成分设计和热处理工艺, 依靠固态相变达到材料组织的精准调控, 形成了第 2 代、第 3 代先进高强钢控制策略。因此, 形成了具有广泛代表性的先进高强度钢: 双相 (dual phase, DP) 钢、复相 (complex phase, CP) 钢、相变诱发塑性 (transformation induced plasticity, TRIP) 钢、淬火-配分 (quenching & partitioning, Q&P) 钢等^[1]。

先进高强钢在汽车行业应用侧重材料具有易成型和良好的吸收碰撞能量的能力, 然而, 在工程机械行业则侧重材料具有良好的焊接性、耐磨性和耐腐蚀性,

1200 MPa 级低合金高强应用于运输车厢能够实现车体减重 30%~50%, 同时相比与常规采用 355 MPa 级结构钢制作车厢, 其使用寿命提高了约 3 倍, 有效地提高了车辆厢体的使用寿命、降低了运营成本并减少了资源的浪费, 特别是自卸车用先进高强钢得到了市场充分的认可和青睐。目前, 薄规格 ($t \leq 8$ mm) 1200 MPa 级高强钢板常规生产工艺为热轧钢卷经开平切板后, 采用淬火和回火的调质热处理制备 (简称离线热处理工艺 (reheat quenching & tempering, RQ&T)), 但此工艺生产薄规格产品, 小时产量低、生产工序长, 导致产品成本较高。徐祖耀^[2-4]在 Speer 等^[5]的提出的 Q&P 工艺基础上, 研究了在线热处理 (quenching-partitioning-tempering, Q-P-T) 工艺对中碳和低碳钢组织与性能的影响, 表明钢中第二相碳化物沉淀析出更加弥散细小, 能够进一步提高热处理后钢的强度。王国栋等^[6-10]在 TMCP 工艺的基础上进一步研究和拓展了 Q&P 工艺理念, 利用轧制过程中的奥氏体形变、轧

收稿日期: 2022-09-10

基金项目: 中央财政引导地方科技发展资金 (2020ZY0034); 包头市科技兴蒙项目 (XM2021CXZX01)

作者简介: 宿成, 男, 1985 年生, 博士生, 高级工程师, 钢铁研究总院有限公司冶金工艺研究所, 北京 100081, E-mail: slz851006@163.com

后超快冷技术实现组织转变控制以及卷取后缓慢冷却过程中的碳配分有机结合,为 Q&P 工艺在普通热连轧生产线上的应用提供了可行性。与 Q&P 离线热处理工艺相比,在线热处理工艺(direct quenching & partitioning, DQ&P)可以有效地利用轧后余热,在降低能耗的同时,通过碳配分工艺技术原理提高钢板的强度与塑性。为了解决薄规格高强钢生产成本高制约产品市场广泛应用的瓶颈,结合常规 2250 mm 热轧机组的控轧控冷工艺,创造性提出在钢带终轧结束后,利用加密层流分段冷却实现“一次淬火-等温配分转变-二次淬火-卷取自回火”在线热处理的(direct quenching & partitioning & tempering, DQ&P&T)生产方案,并投入工业化生产试制^[11]。

本工作研究实验钢以低合金结构钢 C-Mn 成分体系为基础,通过添加含量较高的 Si 和 Al 合金元素,抑制碳化物的析出和加快过冷奥氏体碳原子的扩散速度,利于组织转变过程贝氏体、马氏体以及残余奥氏体的精准控制。适当添加细晶强化和析出强化的 RE-Nb-Ti 微合金元素提高产品的强韧性。重点研究新创 DQ&P&T 工艺与成熟的 RQ&T 工艺对产品的组织和性能的影响,系统分析了实验钢的力学性能和耐磨性的变化规律,为实现 1200 MPa 级稀土微合金化低合金高强钢的低成本高效生产提供理论与实践指导。

1 实验

实验钢以 C-Si-Mn-Al 合金设计为基础,添加 Cr 和 B 提高材料的淬透性,以及添加微合金 Nb 和 Ti,通过细晶强化和析出强化提高材料的强韧性。同时,重点采用稀土铁合金(Fe-La+Ce 合金,稀土元素占比 40%)对实验钢进行微合金化处理,变质细化 MnS 和 Al₂O₃ 非金属夹杂物,改善高强钢的韧性。具体实验钢成分见表 1。

实验钢来自工业化冶炼的铸坯,具体冶炼过程包括铁水预处理-转炉炼钢-双精炼处理(LF+RH)-板坯双流连铸机,(稀土铁合金在 RH 真空脱氧合金化末期以及钢中[O]≤20 μg/g 的前提下加入,采用大的环流量 150 N·m³/h,环流时间控制 0.75 s/t,保证稀土元素在钢液中充分反应和成分均匀)。根据实验钢的化学成分,利用 JMatPro6.1 热力学软件计算 CCT 和 TTT 曲线(见图 1)和 Formaster-FII 全自动相变仪测定相结合,确定实验钢完全奥氏体温度、贝氏体转变鼻尖温度、马氏体开始转变温度以及马氏体转变结束温度分别为 840、500、375 以及 260 °C。

通过对实验钢相变温度参数的分析,结合并模拟现场工业 2250 mm 热轧机组生产的控轧控冷工艺,制定了实验钢 2 种热处理制度(离线热处理 RQ&T 和在线热处理 DQ&P&T),见图 2。利用实验室四辊可逆式轧机的试验流程,将厚度为 100 mm,长度 400 mm 的钢锭加热至 1200 °C(加热速率 10 °C/min)保温

表 1 实验钢化学成分

Table 1 Chemical composition of the experimental steels

Main element content, ω/%							Other element content/μg·g ⁻¹				
C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb+Ti	B	O	La+Ce	La+Ce
0.20-0.25	0.50-0.70	1.40-1.60	≤0.015	≤0.005	0.060-0.080	0.25-0.50	≤0.040	8-20	≤20	100 (added)	30-40 (measured)

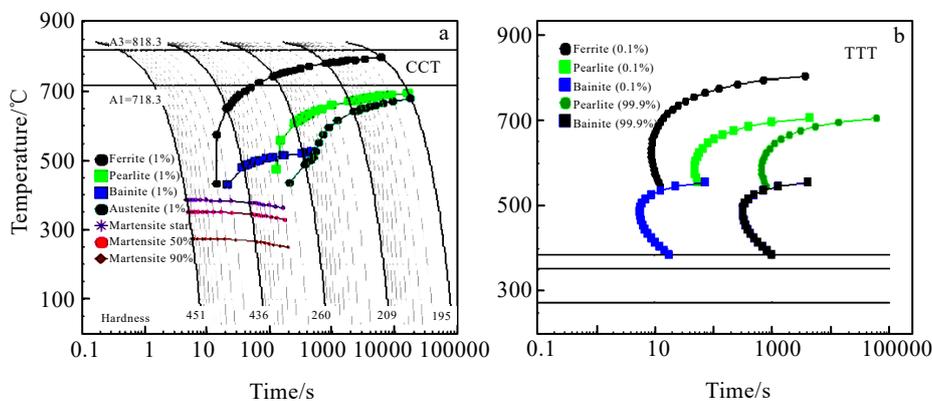


图 1 实验钢静态计算组织转变的 CCT 和 TTT 曲线

Fig.1 CCT (a) and TTT (b) curves of static calculation of microstructure transformation of test steel

30 min, 然后, 分 2 阶段(再结晶区(5道)和未再结晶(7道))共 12 道次轧制成为 8 mm 钢板。经计算($A_R=955-350[C\%]-25[Mn\%]+51[Si\%]+106[Nb\%]+100[Ti\%]+68[Al\%]-11[Cr\%]-33[Ni\%]-16[Cu\%]-67[Mo\%]+degree\ of\ superheat\ (about\ 50\sim\ 80\ ^\circ C)$ [12]) 再结晶开始温度为 950 °C, 设定终轧温度为 870 °C。

实验钢经热轧 2 阶段轧制变形后, 分别采用了 2 种热处理制度。对于 RQ&T 工艺, 热轧结束后以速度为 30 °C/s 冷却至 600 °C, 然后进入保温箱缓慢冷却(冷速 0.5~1.0 °C/s)至室温模拟钢带卷取过程的自然冷却, 二次加热至完全奥氏体化温度后进行调质处理; 而针对 DQ&P&T 工艺, 热轧结束后以速度为 30 °C/s 冷却至 500 °C, 等温配分转变 10~15 s, 随后以同样的冷速冷却至 200 °C, 然后进入保温箱缓慢冷却(冷速 0.5~1.0 °C/s)至室温模拟钢带卷取过程的自然冷却。

实验钢的力学性能检测包括横向(垂直轧制方向)拉伸性能、纵向(平行轧制方向)冲击性能和硬度。利用德国 Zwick 拉伸试验机进行常温下的拉伸性能的测试(拉伸速度 1 mm/s, 试样尺寸为 8.0 mm×25 mm×300 mm(厚度×平行端宽度×试样长度)); 系列温度冲击性能利用 MTS 自动摆锤冲击试验机(750 J)进行检测,

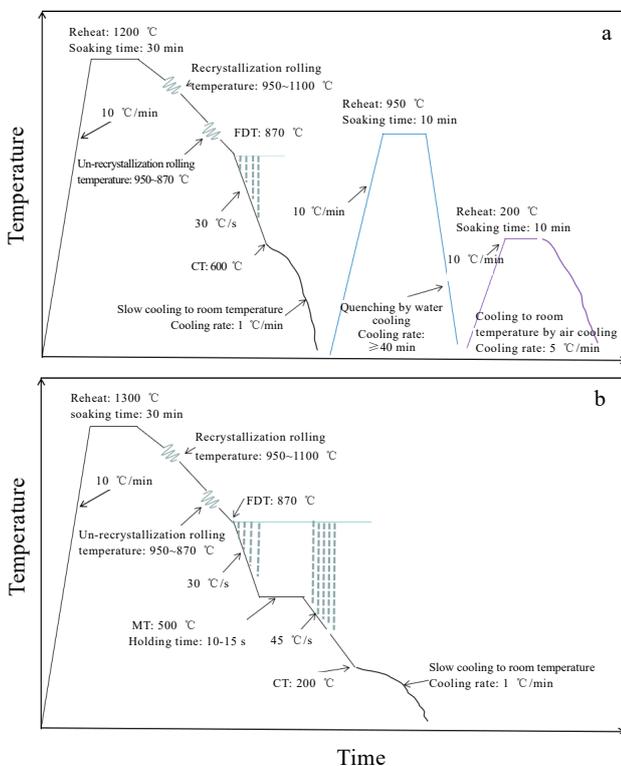


图 2 2 种热处理工艺制度

Fig.2 Schematic diagrams of two heat-treatment processes: (a) RQ&T and (b) DQ&P&T

试样尺寸为 5.0 mm×10 mm×55 mm, 标准的 V 型缺口垂直于轧制平面; 采用维氏硬度计检测试样厚度方向不同位置的硬度指标。磨损性能的评定模拟在工程机械领域的实际工况, 选用湿砂橡胶轮磨粒磨损试验, 试验标准按照 JB/T7705-1996 执行, 见图 3。预磨 1000 转后称重为试样基础质量, 然后进行不同时间的连续磨损试验, 分析实验钢的磨损失重与试验时间的关系。

实验钢的金相试样经多道次研磨和抛光后, 经 4% 的硝酸乙醇溶液腐蚀和饱和苦味酸配加少量洗涤剂溶液在 60 °C 恒温水浴处理, 分别采用光学显微镜(optical microscope, OM)、电子扫描显微镜(scanning electron microscope, SEM)以及相应配备电子背散射衍射(electron backscatter diffraction, EBSD)研究实验钢的组织形态和分布取向以及高温形变奥氏体形态, 同时利用 SEM 观察冲击断口形貌, 分析其断裂机制。利用电子背散射衍射分析仪(EBSD)对 2 种热处理工艺条件的试样组织结构进行了分析。

2 结果与讨论

2.1 热处理工艺对组织转变的影响

2 种热处理工艺下实验钢的金相组织如图 4 所示, 经 RQ&T 工艺处理的实验钢组织以马氏体(M)为主、贝氏体铁素体(BF)为辅以及少量的残余奥氏体(RA), 见图 4a; 而经 DQ&P&T 工艺处理的实验钢组织则以贝氏体铁素体为主、辅助少量的马氏体以及残余奥氏体, 见图 4b。实验钢贝氏体铁素体板条束或马氏体块的晶粒大小受限于转变前的奥氏体的晶粒尺寸, 对于 DQ&P&T 工艺下实验钢高温奥氏体刚经历未再结晶形变积累了大量的畸变能和位错, 组织趋于扁平纤维状(见图 5b), 立即经受冷速 30 °C/s 水淬至 500 °C 进行等温配分贝氏体转变, 形成的针状的贝氏体铁素体向过冷奥氏体晶内生长, 有效的分割了奥氏体

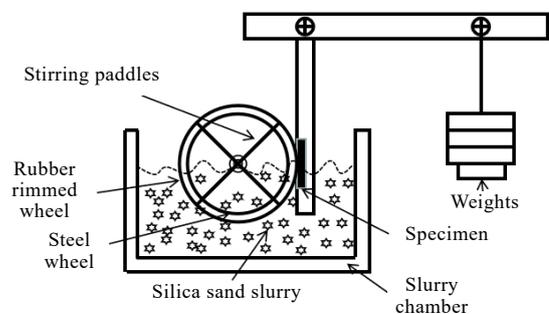


图 3 磨损试验机工作原理简图

Fig.3 Schematic diagram of the wear test apparatus

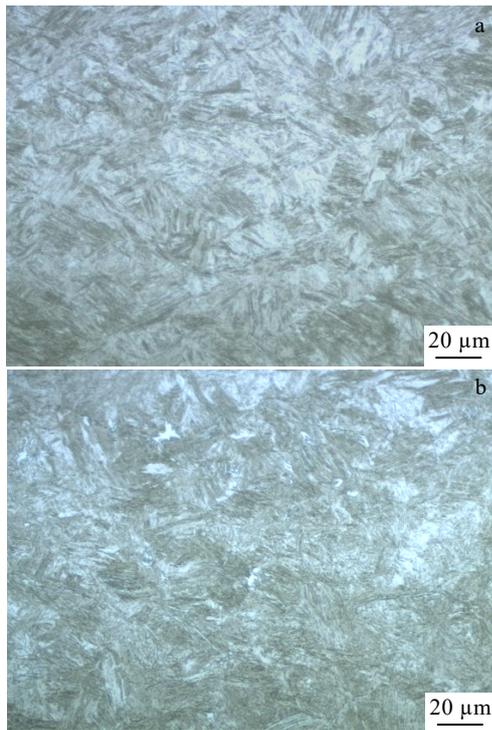


图 4 2 种热处理工艺下实验钢的金相组织

Fig.4 OM microstructures of test steels under two heat treatment processes: (a) RQ&T and (b) DQ&P&T

晶粒，为后续马氏体组织转变细晶化创造了条件；对于 RQ&T 处理的试样加热至 950 °C 重新奥氏体再结晶，组织形变位错充分释放，奥氏体组织趋于均匀等轴化(见图 5a)，后经冷速 ≥ 40 °C/s 水淬至室温，后加热至 200 °C 进行低温马氏体回火，马氏体转变晶粒沿惯习面 (K-S) 自由生长，晶粒取向较为复杂多向^[13-14] (见图 4a)。

TMCP 处理后的实验钢的奥氏体受到了充分的变形，能够为组织转变提供更多的形核位置，利于组织细化。随即经历快速冷却，大部分相互缠结的形变位错有利于促进中温贝氏体铁素体组织转变的形核，但由于冷速较快不利于微合金第二相的析出，对位错的钉扎作用和析出物作为新相潜在形核位置的作用得不到充分发挥^[15]。所以，采用工艺 DQ&P&T 在线热处理的试样，以 30 °C/s 的速度冷却至 500 °C 进行等温配分贝氏体转变，晶内第二相析出物(Nb,Ti)(C,N)得到充分析出(见图 6)，以及稀土化合物在晶界偏聚钉扎晶界的扩展(见图 7)，均利于细化贝氏体铁素体的板条束和长度^[16-18]。

利用扫描电子显微镜和 Image-Pro-Plus 软件对实验钢的金相组织进行分析 (见图 8)，相比 RQ&T 工

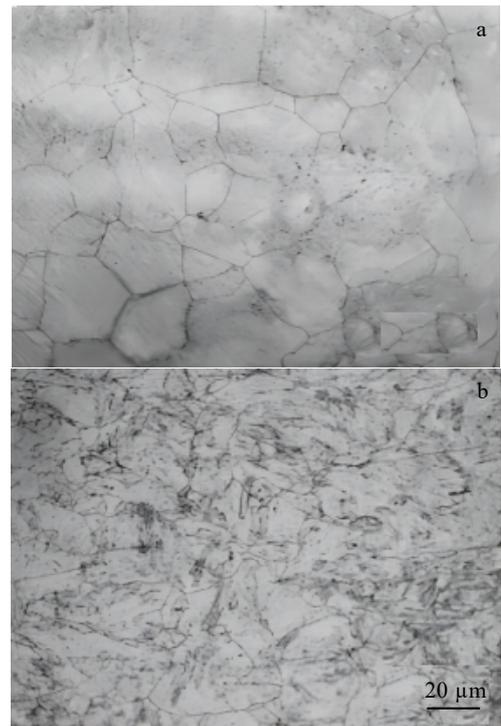


图 5 2 种热处理工艺下试样组织转变前高温奥氏体形貌

Fig.5 Morphologies of high temperature austenite before microstructure transformation of the specimens under two heat treatment processes: (a) RQ&T (before quenching) and (b) DQ&P&T

艺，DQ&P&T 在线热处理的试样，针状贝氏体铁素体占比明显增加，且贝氏体铁素体的板条间距和马氏体板块尺寸缩小，具体量化数据见表 2。针状贝氏体铁素体能够有效分割细化马氏体板块，对材料的强韧性提升非常有利^[19]。

2.2 热处理工艺对组织晶粒取向的影响

众所周知，产品的力学性能与内部组织结构有着密切的联系，而组织结构包含的组织形态、晶粒取向以及晶粒度大小均一定程度上取决于材料的热处理工艺。试样晶粒的取向和向位极差见图 9。

图 9a 和 9c 分别显示了试样的晶粒取向，相比 RQ&T 工艺，经 DQ&P&T 工艺处理的试样晶粒尺寸明显减小，晶粒取向较为错综复杂，马氏体 (绿色) 分布弥散，含量相对减少，贝氏体含量增加。板条马氏体和贝氏体铁素体是厚度 1 μm 以下的板条状(具有一个优先长大方向的板状)微晶体，与奥氏体母相大致保持最密排面和最密排方向的平行关系(K-S 关系)，均由成群的晶体学性质相似的板条组成，一个奥氏体晶粒被分割成具有所谓板条块(block)、板条束(packet)特

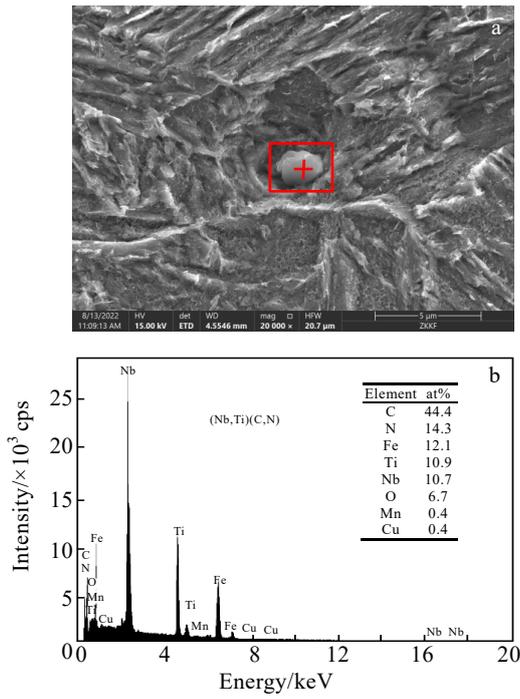


图 6 晶内第二相析出物(Nb,Ti)(C,N)形貌及 EDS 分析结果
Fig.6 Morphology (a) and EDS analysis results (b) of the second phase precipitate (Nb,Ti) (C,N)

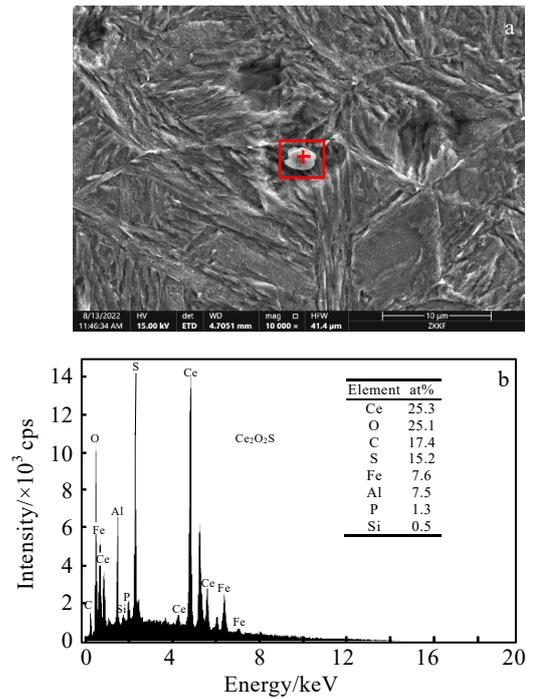


图 7 晶界处稀土化合物 Ce₂O₂S 形态和 EDS 分析结果
Fig.7 Morphology (a) and EDS analysis results (b) of the rare earth compound Ce₂O₂S at grain boundary

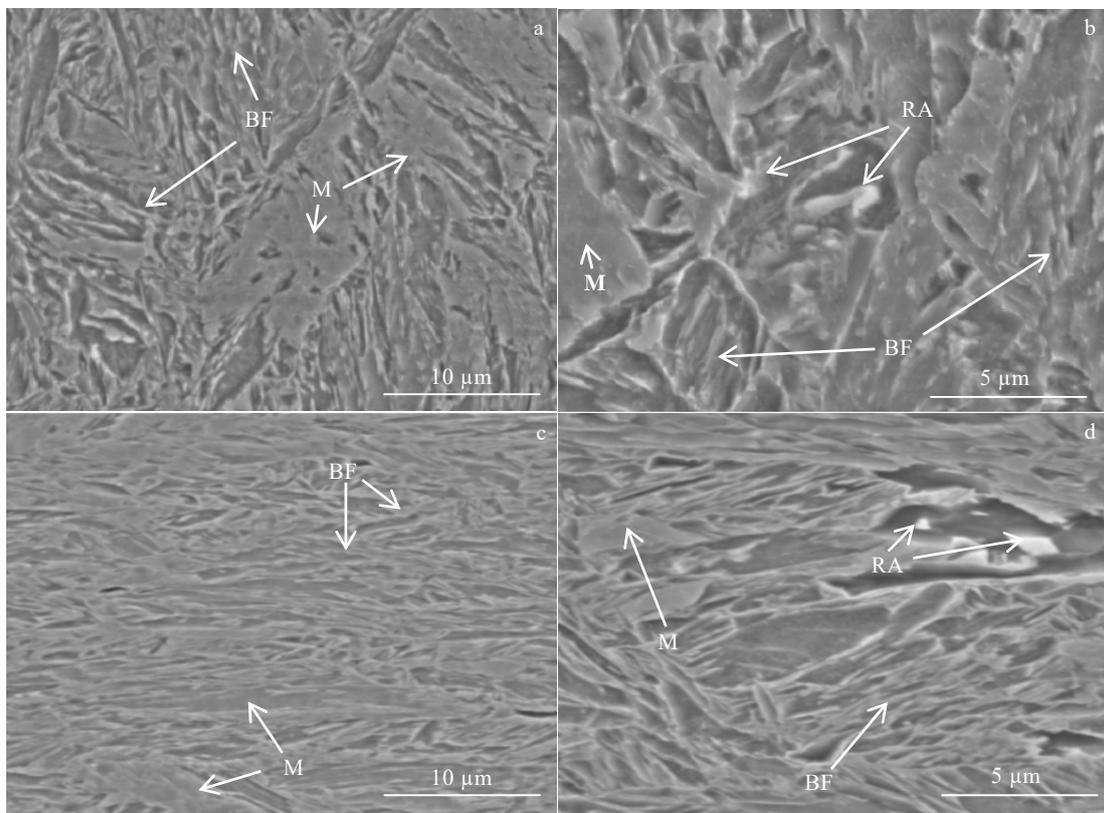


图 8 2 种热处理工艺下实验钢试样 SEM 组织
Fig.8 SEM microstructures of RQ&T (a-b) and DQ&P&T (c-d) specimens

表 2 实验钢组织形态比例和尺寸

Heat treatment schedule	Proportion of microstructure/%		Average BF layer spacing/ μm	Average M packet size/ μm
	BF	M		
RQ&T	20-30	60-70	0.63 ± 0.1	7.45 ± 0.1
DQ&P&T	50-60	30-40	0.25 ± 0.1	4.87 ± 0.1

征的亚组织单元，这些板条块、板条束的边界几乎都是大角度晶界，能阻碍滑移变形或裂纹扩展^[20-21]。因此，有效地细化板条块和板条束的晶粒尺寸，是提高复相组织强韧性和耐磨性的重要手段。

利用 EBSD 分析不同热处理制度下的试样的晶粒取向，由晶粒取向图（图 9b 和 9d），黑色线条标记为大角度晶界($>15^\circ$)，红色线条标记为小角度晶界($2^\circ \sim 15^\circ$)，一般认为，晶粒位向差小于 2° 认为是相邻板条束之间的界面或是亚晶界，不在大小晶界的鉴别范畴之内^[22]。通过定量分析 2 种工艺下实验钢的晶界角度(图 10)可知，经 RQ&T 处理的试样大角度晶界占比 65%，而 DQ&P&T 处理试样大角度晶界占比 76%。大角度晶界增加，一方面可以阻碍裂纹的扩展，从而提高材料的韧性；另一方面，大角度晶界处相邻 2 个晶粒的原子可以形成一个新

的密排点阵，有助于降低晶界的界面能，而塑性变形滑移通常沿着密排面进行，这样能够增加塑性变形的滑移系，进而促进材料塑性变形^[23-24]。

利用 EBSD 图像定量分析了 2 种热处理工艺下，实验钢的晶粒尺寸分布情况，如图 11 所示。经 RQ&T 处理的晶粒平均尺寸为 $2.64 \mu\text{m}$ ，而经 DQ&P&T 处理的晶粒平均尺寸为 $2.06 \mu\text{m}$ ，且尺寸 $\leq 1 \mu\text{m}$ 晶粒占比提高 8%，细化晶粒效果显著。

2.3 热处理工艺对机械性能的影响

对比分析不同热处理工艺下试样的性能(图 12)。由图 12 可知，经 DQ&P&T 处理的试样相比 RQ&T 试样，屈服强度升高，抗拉强度降低，屈强比升高，延伸率升高。主要原因为 DQ&P&T 处理的试样组织贝氏体铁素体含量增加，马氏体含量降低，晶粒尺寸缩小，组织晶粒细化是提高材料强韧性最优的方式，但由于强硬相马氏体的减少，将牺牲一部分抗拉强度。

图 13 为试样厚度方向上不同位置上的维氏硬度，2 种热处理工艺下试样的硬度变化规律相似，从表面到中心，硬度呈现递增的趋势。但经 DQ&P&T 处理的试样相比 RQ&T，表面硬度(HV₁₀) 4067 MPa 降低，中心硬

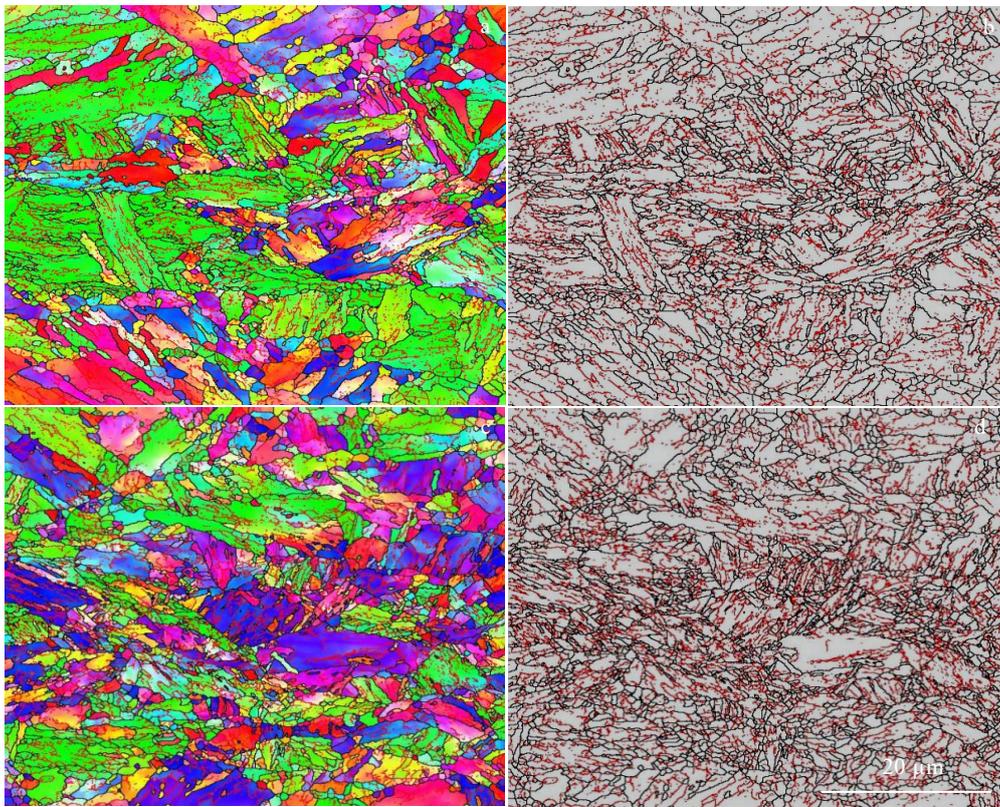


图 9 2 种热处理工艺下实验钢试样的 EBSD 照片

Fig. 9 Orientation color (a, c) and misorientation maps (b, d) of the specimens under two heat-treatment processes by EBSD: (a-b) RQ&T and (c-d) DQ&P&T

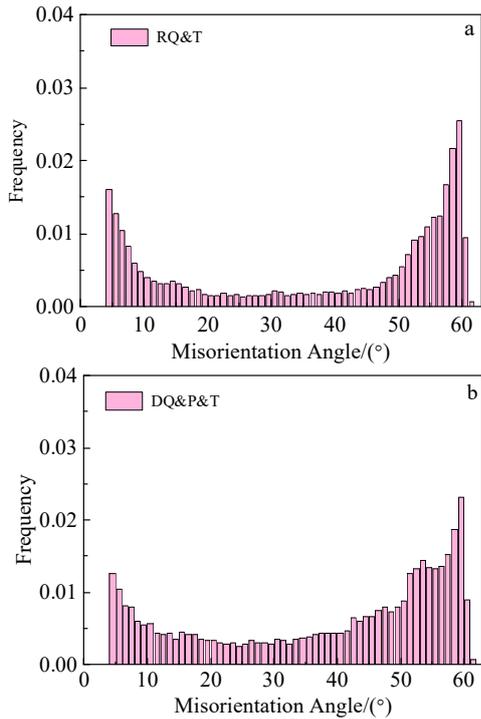


图 10 2 种热处理工艺试样的晶粒取向分布占比

Fig.10 Misorientation distributions of the specimens under two heat treatment processes: (a) RQ&T and (b) DQ&P&T

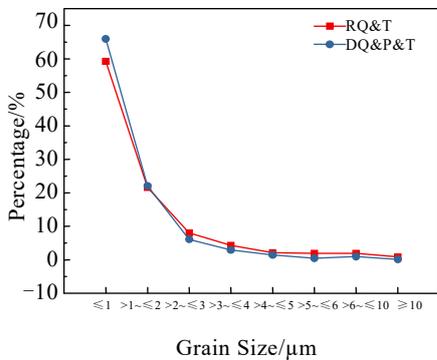


图 11 2 种热处理工艺试样的晶粒尺寸分布比例

Fig.11 Proportion of grain size distribution of the specimens under two different heat treatment processes

度(HV₁₀) 4655 MPa 升高, 厚度方向硬度均匀性降低。这主要因为过冷奥氏体快冷至 500 °C 进行贝氏体等温配分转变过程中, 由于轧制阶段的畸变能促使了试样表面少部分铁素体的生成, 导致表面硬度降低; 在贝氏体配分过程中, 过冷奥氏体的含量和含碳量的比例逐渐向中心位置推移, 经过第 2 阶段冷却后, 厚度中心位置马氏体含量增加, 硬度升高。

图 14 显示了系列温度下, 不同热处理工艺下试样的冲击功, 经 DQ&P&T 处理的试样相比 RQ&T,

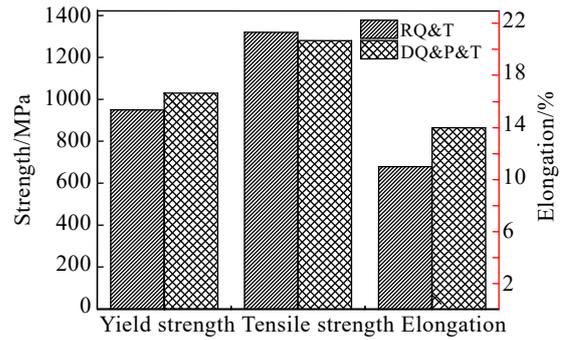


图 12 2 种热处理工艺下实验钢试样的拉伸性能

Fig.12 Tensile properties of the specimens under two heat treatment processes

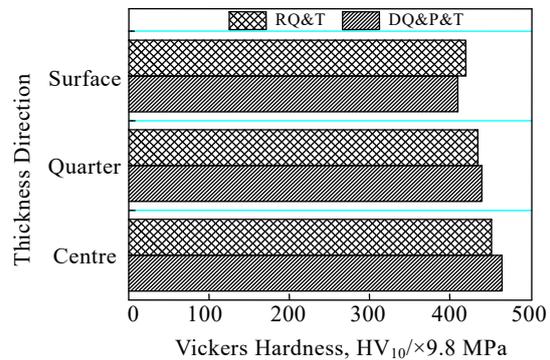


图 13 2 种热处理工艺下实验钢试样的维氏硬度

Fig.13 Vickers hardness of the specimens under two heat treatment processes

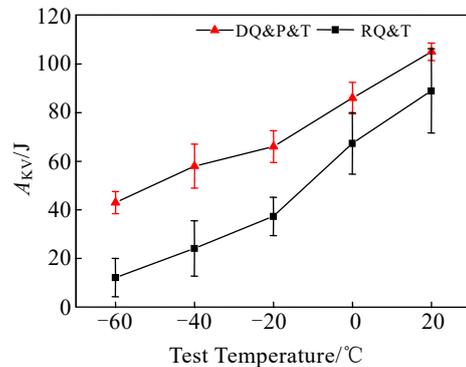


图 14 2 种热处理工艺下实验钢试样系列温度的冲击功

Fig.14 Impact energy of the specimens series temperature under two heat treatment process

冲击功整体较高, 且随着试验温度的降低, 优势越明显。由图 10 和图 11 以及表 2 可知, 组织晶粒的细化和大角度晶界比例的增加, 有效地阻碍了裂纹的扩展, 提升了产品的冲击韧性。

图 15 为不同热处理工艺的实验钢在 -20 °C 下的冲击断口形貌。经 RQ&T 处理的试样断口平滑, 为解

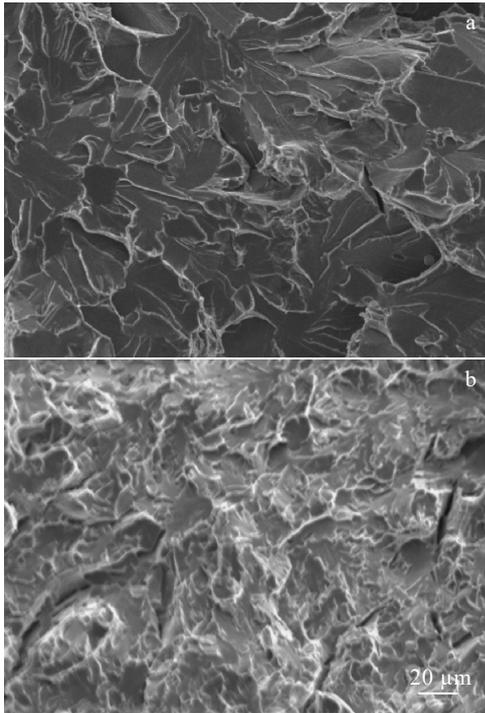


图 15 2 种热处理工艺的实验钢试样冲击断口形貌

Fig. 15 SEM morphologies of for fracture surface for RQ&T (a) and DQ&P&T (b) specimens

理断裂模式，而经 DQ&P&T 处理的试样断口坑洼不平，为准确理解断裂与韧性断裂复合协调断裂机制，解理扇面较小，同时存在少量深度浅、口径较宽的韧窝。断裂韧窝和曲直不平的解理扇面有利于降低裂纹的扩展速率和增加裂纹移动阻力，是提高其低温冲击韧性的主要原因。

图 16 显示了室温下不同热处理工艺下实验钢随着磨损时间的延长，磨损量的斜率先增加后减小，出现拐点的时间 DQ&P&T 试样要早于 RQ&T，磨损时间 ≤ 8 min 时，经 RQ&T 处理的试样耐磨性优于 DQ&P&T，而当磨损时间 > 8 min 时，经 DQ&P&T 处理的试样耐磨性优于 RQ&T，变化规律与其试样厚度方向的硬度变化趋势相关。DQ&P&T 处理的实验钢表层析出的先共析铁素体降低了初期的耐磨性，随着磨损时间的延长，实验钢的强韧性发挥了良好的作用，耐磨性提升。

2.4 讨论

耐磨性是材料综合力学性能的集中体现，与其硬度和塑韧性有着密切的关联，研究者^[25]提出了定量化的关系，如式 (1) 所示：

$$W_f = \left[K \left(H \ln \frac{1}{1-\varphi} \right) \right]^{1/c} \cdot F_h \quad (1)$$

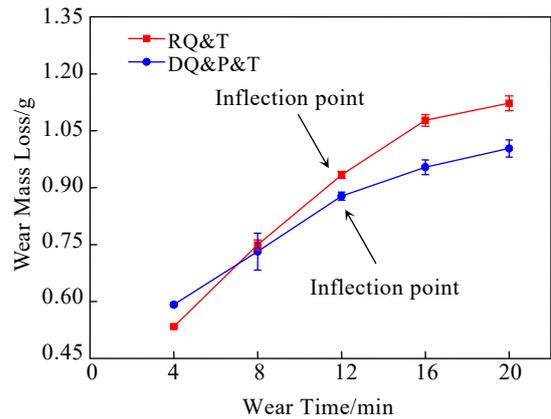


图 16 2 种热处理工艺下实验钢试样磨损量与磨损时间的关系
Fig.16 Relationship between wear mass loss and wear time of the specimens under two heat treatment process

式中， H 、 φ 以及 K 分别代表材料的硬度、延伸率以及冲击韧性， F_h 为外界施加的压力， c 为常数(一般为 0.5~0.7)， W_f 表示材料在外界施力(F_h)下的磨损量，因此，耐磨性($1/W_f$)与硬度、延伸率以及冲击韧性密切相关。

磨料磨损是评价材料磨损失效的最主要的方法，材料表面受硬质颗粒物或凸起物剪切摩擦作用而导致表层材料质量损失，磨损失效方式主要包括切削、韧性断裂、脆性断裂及脱落等损失形式。材料硬度的提高能够有效地抵抗硬质物料在表面的压入和破坏表面的完整性，良好的冲击韧性能够充分吸收来自外界的冲击力阻止磨料对基体的切削破损，同时较好的塑性有助于阻碍磨擦过程的裂纹萌生和扩展，提高材料的粘合力。因此，根据不同热处理工艺下实验钢的性能指标计算，在 -20 °C 下，经 DQ&P&T 处理的试样耐磨性是 RQ&T 的 1.12 倍。

通过对实验钢的金相组织和力学性能的对性分析，无论离线热处理还是在线热处理工艺，产品组织均由马氏体、贝氏体铁素体以及少量的残余奥氏体。然而，不同之处，对于经 DQ&P&T 处理的试样组织以贝氏体铁素体为主，而经 RD&T 处理的试样以板条马氏体为主，前者晶粒度明显相比后者细小致密，针状贝氏体铁素体穿插分割了形变过冷奥氏体，马氏体板块单元被挤压缩小。在承受外界变形时，具有大角度晶界占比优势的针状贝氏体铁素体能够缓解裂纹尖端的应力集中和促使裂纹改变移动方向，因此提高了裂纹扩展所需要的驱动力^[26-27]。从产品力学性能显示可知，随着组织中贝氏体铁素体含量的增加，试样的屈服强度、延伸率和冲击功随之升高。

在线热处理分段冷却等温(500 °C)转变过程中, 贝氏体铁素体优先在过冷奥氏体晶界形核向晶内生长, 分割奥氏体基体为进一步组织转变的细化晶粒奠定基础, 同时将过饱和的碳原子配分到未转变的奥氏体中, 增加了剩余奥氏体的稳定性。采用经典的 Hall-Petch 公式很好地诠释了细晶强化对材料强韧性的贡献, 如式(2)所示:

$$\sigma_y = \sigma_0 + kd^{-1/2} \quad (2)$$

式中, σ_0 为晶格摩擦应力, d 为组织晶粒的尺寸, k 为常数。在相同的体积内, 随着晶粒尺寸的减小, 晶界长度和晶面数量随之增加, 拖拽和阻碍位错运动的能力提升。晶界数量的增加一定程度上能够阻止变形和断裂的大角度晶界的比例, 因此, 细化晶粒是提高材料强韧性的良好手段。通过利用 EBSD 和 SEM 分析 2 种热处理工艺下实验钢的组织形态, 采用 DQ&P&T 处理相比 RQ&T, 晶粒尺寸明显减小, 大角度晶界比例增加, 产品的强韧性随之提高。

采用轧后直接淬火可以充分利用高温区奥氏体未再结晶区的形变条件, 增加了晶粒内部位错和亚结构密度, 为后续相变提供了更多的形核位置细化晶粒, 同时为等温转变和自回火过程中碳氮化物的弥散析出提供了动力, 这些细小弥散的析出物有利于钉扎位错运动, 提高材料的强度和耐磨性。但美中不足之处, 经 DQ&P&T 处理的试样由表面向中心硬度变化幅度较 RQ&T 试样波动增大, 导致这一现象的是过冷奥氏体快速冷却至 500 °C 进行等温贝氏体转变时, 轧制过程形变能促使了钢带表面发生了小部分铁素体的转变, 这样导致表层硬度降低, 随着等温贝氏体转变的进行, 残余奥氏体含量和其碳含量逐步向中心位置推移增加, 经历第 2 次冷却时, 厚度中心富碳过冷奥氏体发生马氏体转变, 硬度增加。

在本项目研究中, 重点系统的分析了 2 种热处理工艺下产品的组织形态和力学性能, 整体来说, 经 DQ&P&T 处理的实验钢的强韧性和耐磨性优于或持平于 RQ&T 工艺, 优势是提高薄规格 1200 MPa 级低合金钢的生产效率和降低了制造成本。但针对 DQ&P&T 在线热处理工艺, 需要进一步优化工艺参数提高产品厚度方向上的组织和性能的均匀性, 等温转变的温度、时间以及钢卷自回火温度等关键参数对产品性能的关联性影响研究还有待进一步探索。

3 结 论

1) 2 种热处理工艺生产的 1200 MPa 低合金高强钢组织均为马氏体、贝氏体铁素体以及残余奥氏体,

经 DQ&P&T 处理的产品组织以贝氏体铁素体为主, 而经 RQ&T 处理的产品组织以马氏体为主, 组织晶粒尺寸前者明显小于后者。

2) 等温配分转变形成的针状贝氏体铁素体有效的割裂马氏体晶粒尺寸, 并且提高了大角度晶界的比例, 能够有效地阻碍裂纹的扩展, 提升了材料的强韧性。

3) 采用 DQ&P&T 工艺处理, 等温配分过程中材料首先发生贝氏体铁素体转变, 过冷奥氏体的含量和含碳量的比例逐渐向厚度中心位置递增, 经过第 2 阶段冷却后, 中心位置马氏体含量增加, 致使厚度方向硬度均匀性降低。

4) 2 种热处理工艺下实验钢的磨损量与磨损时间斜率先增加后减小, 磨损率出现拐点的时间 DQ&P&T 要早于 RQ&T, 磨损初期, 经 RQ&T 处理的实验钢耐磨性优于 DQ&P&T; 随着磨损时间的延长, 经 DQ&P&T 处理的试样强韧性发挥了积极的作用, 耐磨性优于 RQ&T 处理的试样。

参考文献 References

- [1] Fonstein N. *Advanced High Strength Sheet Steels Physical Metallurgy, Design, Processing, and Properties*[M]. USA: Springer, 2015: 1
- [2] Xu Zuyao(徐祖耀). *Heat Treatment(热处理)*[J], 2010, 25(4): 1
- [3] Xu Zuyao(徐祖耀). *Heat Treatment(热处理)*[J], 2008, 23(2): 1
- [4] Xu Zuyao(徐祖耀). *Heat Treatment of Metals(金属热处理)*[J], 2009, 34(6): 1
- [5] Speer J G, Moor E D, Findley K O. *Metallurgical and Materials Transactions A*[J], 2011, 42A: 3591
- [6] Yuan Guo(袁国), Wang Guodong(王国栋). *Strategic Study of CAE(中国工程科学)*[J], 2014, 16(1): 59
- [7] Wang Guodong(王国栋). *Steel Rolling(轧钢)*[J], 2010, 27(2): 1
- [8] Li Xiaolei(李晓磊), Wang Guodong(王国栋). *Heat Treatment of Metals(金属热处理)*[J], 2017, 42(12): 95
- [9] Li Yunjie(李云杰), Wang Guodong(王国栋). *Journal of Northeastern University, Natural Science(东北大学学报, 自然科学版)*[J], 2017, 38(1): 37
- [10] Chen Xiangwei(陈香伟), Wang Guodong(王国栋). *Iron and Steel(钢铁)*[J], 2014, 49(1): 70
- [11] Su Cheng(宿成), Feng Guanghong(冯光宏). *Iron and Steel(钢铁)*[J], 2021, 56(2): 137
- [12] Wan Xiaoru(万翊如), Xu Changgan(许昌淦). *High and Ultrahigh Strength Steels(高强度及超高强度钢)*[M]. Beijing: China Machine Press, 1988: 105

- [13] Wang Xin(王 鑫), Li Zhaodong(李昭东). *Heat Treatment of Metals*(金属热处理)[J], 2018, 43(3): 51
- [14] Li Xiaolin(李 小琳), Wang Zhaodong(王昭东). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2015, 51(5): 537
- [15] Zhao Y L, Shi J, Cao W Q *et al.* *Journal of Zhejiang University (Science)*[J], 2010, 11(10): 776
- [16] Zhang Ke(张 柯), Xu Weizong(许为宗), Wang Maoqiu(王毛球). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2011, 47(4): 489
- [17] Jiang Yueyue(蒋月月), Wang Zhaodong(王昭东). *Iron and Steel*(钢铁)[J], 2020, 55(6): 86
- [18] Qu Wei(瞿 伟), Ren Huiping(任慧平). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(7): 2088
- [19] Liu Weijian(刘伟建), Li Jing(李 晶). *Journal of Iron and Steel Research*(钢铁研究学报)[J], 2014, 26(7): 78
- [20] Song H Y, Zhang S H, Lan L Y. *Acta Metallurgica Sinica*[J], 2013, 26(4): 393
- [21] Li Jian(李 建), Jia Juan(贾 娟), Song Xinli(宋新莉). *Materials Reports*(材料导报)[J], 2019, 33(9): 3114
- [22] Deng Jie(邓 杰), Sun Xinjun(孙新军), Zhang Tao(张 涛). *Materials Reports*(材料导报)[J], 2022, 34(5): 10127
- [23] Chen Guanghui(陈光辉), Xu Guang(徐 光), Hu Haijiang(胡海江). *Iron and Steel*(钢铁)[J], 2021, 56(2): 112
- [24] Wang Lijun(王立军), Cai Qingwu(蔡庆武), Yu Wei(余 伟). *Acta Metallurgica Sinica*(金属学报)[J], 2010, 41(6): 688
- [25] Deng X T, Wang Z D, Han Y. *Journal of Iron and Steel Research (International)*[J], 2014, 21(1): 98
- [26] Zhang C L, Fu H G, Ma S Q. *Materials Research Express*[J], 2019, 6: 17
- [27] Ji Yunping(计云萍), Ren Huiping(任慧平). *Rare Metal Materials and Engineering*(稀有金属材料与工程)[J], 2018, 47(4): 1263

Effect of Heat Treatment on Properties of Rare Earth Microalloyed 1200 MPa High Strength Steel

Su Cheng^{1,2,3}, Wu Wei¹, Feng Guanghong¹, Zhi Jianguo^{2,3}, Zhang Hongliang¹

(1. Department of Metallurgical Technology Research, Central Iron and Steel Research Institute Co., Ltd, Beijing 100081, China)

(2. Technology Center, Baotou Iron and Steel (Group) Co., Ltd, Baotou 014010, China)

(3. Key Laboratory of Rare Earth Steel Products R&D Enterprises of Inner Mongolia Autonomous Region, Baotou 014010, China)

Abstract: Combined with the advanced controlled rolling and cooling process, which is represented by the 2250 mm hot continuous rolling production line, in China, an on-line heat treatment process (DQ&P&T) is developed, which uses dense laminar flow cooling to conduct sectional quenching, isothermal distribution and low-temperature coil after tempering followed by rolling, and the rare-earth-microalloyed ultra-high strength steel ($R_m \geq 1200$ MPa) was prepared through the traditional off-line quenching and tempering heat treatment process (RQ&T) for comparison. The microstructure transformation morphology and mechanical properties of the test steels under two heat treatments were systematically analyzed by OM, SEM equipped with electron backscatter diffractometer, tensile testing machine, impact testing machine, Vickers hardness tester, and wet sand/rubber wheel wear testing machine. The results show that the microstructure of the test steels at room temperature is composed of lath martensite, bainite ferrite and a small amount of residual austenite under the two heat treatment processes. Compared with that prepared by RQ&T process, the lath martensite content of the steel prepared by DQ&P&T process decreases and the bainite ferrite content increases. The bainitic ferrite formed by isothermal transformation penetrates and divides the deformed undercooled austenite, which promotes the grain refinement and the increase in the proportion of large angle grain boundaries, thereby improving the strength, toughness and wear resistance of the material. However, the uniformity of hardness in the thickness direction of the product prepared by DQ&P&T process is more inferior than treated by RQ&T process. Compared with the off-line heat treatment, the on-line heat treatment has higher efficiency and lower manufacturing cost in the production of high strength steel, and the product performance meets the standard requirements, which proves that the on-line heat treatment process is feasible.

Key words: rare-earth-microalloyed ultra-high strength steel; heat treatment schedule; microstructure transformation; mechanical property

Corresponding author: Su Cheng, Candidate for Ph. D., Senior Engineer, Department of Metallurgical Technology Research, Central Iron and Steel Research Institute, Beijing 100081, P. R. China, E-mail: slz851006@163.com