



淬火工艺对 A514CrQ 齿条钢显微组织演变及硬度的影响

赵广迪¹, 臧喜民^{1,2}, 刘志超¹, 井玉安¹

(1 辽宁科技大学材料与冶金学院, 鞍山 114051; 2 沈阳工业大学材料科学与工程学院, 沈阳 110870)

摘要:研究了淬火工艺对 A514CrQ 齿条钢组织演变及硬度的影响及机理。结果表明,经 790 °C/30 min 水淬后得到粒状贝氏体+少量板条马氏体。经 820~950 °C/30 min 水淬后得到全板条马氏体,且随淬火温度升高马氏体板条块宽度增大,硬度逐渐下降,得到 820 °C 为最优淬火温度。在 820 °C 保温 1~5 min 后水淬获得粒状贝氏体+板条马氏体组织,硬度较低;保温 10~70 min 后水淬获得全板条马氏体组织,且随保温时间延长马氏体板条块宽度增加,硬度逐渐下降并趋于持平,得到 10 min 为最优保温时间。经 820 °C/10 min 空淬、油淬后均获得粒状贝氏体+板条马氏体/贝氏体组织,且油淬的马氏体/贝氏体含量更高。这导致空淬的硬度最低,油淬的居中,水淬的硬度最大。在双循环淬火过程中,二次淬火介质决定了最终组织,且以水为一次淬火介质可更有效细化马氏体/贝氏体板条块。820 °C/10 min 水淬+820 °C/10 min 水淬的马氏体板条块最细小,硬度最高,可作为该齿条钢的优选淬火工艺。

关键词: A514CrQ 齿条钢; 淬火工艺; 组织演变; 硬度

DOI:10.20057/j.1003-8620.2024-00119 **中图分类号:** TG113.1

Influence of Quenching Process on the Microstructure Evolution and Hardness of A514CrQ Rack Steel

Zhao Guangdi¹, Zang Ximin^{1,2}, Liu Zhichao¹, Jing Yu'an¹

(1 School of Materials and Metallurgy, University of Science and Technology Liaoning, Anshan 114051, China; 2 School of Materials Science and Engineering, Shenyang University of Technology, Shenyang 110870, China)

Abstract: The influence of quenching process on the microstructure evolution and hardness of A514CrQ rack steel has been investigated in this paper. The results showed that granular bainite + a small amount of lath martensite can be obtained after water quenching at 790 °C/30 min. After 820 °C-950 °C/30 min water quenching, full lath martensite was obtained, and with the increase of quenching temperature, the width of martensite block increased, and hence the hardness gradually decreased. The 820 °C was identified as the optimal quenching temperature. When the holding time was 1 min-5 min, granular bainite + lath martensite was obtained by water quenching at 820 °C, and the hardness of the specimen was much lower. When the holding time was 10-70 min, full lath martensite was obtained after water quenching at 820 °C, the martensite block width increased with the increasing holding time, and hence the hardness gradually decreased and tended to be flat. Then the optimal holding time was identified as 10 min. After 820 °C/10 min air quenching or oil quenching, granular bainite + lath martensite/bainite was obtained, and the content of martensite/bainite after oil quenching was higher. This leads to the lowest hardness of air quenching, the center of oil quenching, and the largest hardness of water quenching. In the process of double cycle quenching process, the final microstructure was determined by the secondary quenching medium, and the martensite/bainite lath can be refined more effectively by using water as the primary quenching medium. After 820 °C/10 min water quenching + 820 °C/10 min water quenching, the martensitic block width was the smallest and the hardness was the highest. Thus, this double water quenching process can serve as the preferred quenching process for rack steels.

Key Words: A514CrQ Rack Steel; Quenching Process; Microstructure Evolution; Hardness

我国内陆石油资源匮乏,目前占我国内陆石油总产量 80% 的油田开发都已经进入末期,60% 以上油田呈现出产量连年减少的态势^[1-2],开发海洋油气资源势在必行。我国海洋油气能源的采集主要集中在浅海区域,虽然南海等深海区域的石油和天然

气资源储量巨大,但因技术和装备落后尚不具备在水深 500 m 以上海域进行勘探和开采的能力,严重制约了我国深海油气资源的开发利用^[3]。海洋开采强烈依赖先进装备,自升式海洋平台是海洋勘探和开采的主要装备。自升式平台桩腿中的齿条是最

基金项目: 国家自然科学基金项目(No. 52174317),辽宁省教育厅面上项目(JYTMS20230943)

作者简介: 赵广迪(1989—),男,博士,副教授,硕士生导师; **E-mail:** gdzhao12s@alum.imr.ac.cn; **收稿日期:** 2024-04-30

通信作者: 臧喜民(1978—),男,博士,教授,博士生导师; **E-mail:** zangxm@sut.edu.cn

具代表性的关键构件,齿条长期在强风暴的严酷海洋环境中服役,通常采用高强度齿条钢板制造^[4-5]。

日本和德国较早开展了齿条钢的研发工作。日本新日铁公司于 20 世纪 90 年代就开发出了屈服强度超过 700 MPa,抗拉强度超过 850 MPa 的 HT80 钢板;JFE 公司研发了屈服强度达到 700 MPa,抗拉强度达到 800 MPa 厚钢板。德国迪林根公司的 S690 齿条钢也在各国海洋平台的建造中得到了大量应用^[6]。而我国齿条钢的研发起步较晚,生产厂家主要有河钢、宝钢和舞钢。河钢于 2015 年实现了 180 mm 厚 A514GrQ 齿条钢的生产^[7]。目前,宝钢已经研制出屈服强度大于 730 MPa,抗拉强度大于 830 MPa 的 A517Q 系列齿条钢^[6]。

随着海洋石油工业的深入开展和钻采难度的加大,对齿条钢的强度提出了更高要求。高强度齿条钢可有效减轻海洋钻井平台的重量,提高平台的服役安全性。越深的海域需要的钻井平台规模越大,对齿条钢强度的要求也随之增加^[8]。当前我国仍需从迪林根、JFE 等国外公司进口高强度齿条钢^[9],这大幅提高了海洋平台的建造成本。因此,开展高性能齿条钢的研发工作对我国深海开采具有重要的现实意义。

优化热处理工艺是改善钢材组织性能的重要方法^[10-12]。齿条钢的热处理工艺通常为调质处理,通过调整淬火+回火处理工艺能够获得优异的强韧性^[13]。淬火工艺是保障钢材高强度的关键。调整淬火温度、保温时间和淬火介质能够显著改变奥氏体晶粒的长大速度,进而影响淬火后的马氏体板条块尺寸^[14-16]。孙志溪等^[17]发现当淬火温度从 850 °C 增加到 950 °C, Q890D 高强钢的原始奥氏体晶粒尺寸从 8.2 μm 逐渐增加至 15.38 μm。刘旭东^[18]发现在淬火温度为 890 °C 时,随着保温时间从 10 min 延长至 60 min, X120 钢的原始奥氏体晶粒尺寸从 21.69 μm 增大到 31.22 μm。过短的保温时间导致奥氏体化不充分,过长的保温时间则会使奥氏体晶粒过分长大^[19-22]。通过改变淬火介质可获得不同的冷却速度,对淬火组织产生显著影响^[23]。在不同介

质中淬火后,钢的相组成、马氏体板条块尺寸、晶粒度等均不同,导致力学性能存在明显差异^[24-26]。冷却速度过快会导致内应力增大,造成淬火后试样开裂,冷却速度过慢会使淬火过程中形成贝氏体或珠光体,降低强度和硬度^[27]。另外,循环淬火可有效减小马氏体板条块尺寸,进而提升力学性能^[28-30],因为一次淬火产生的马氏体组织在重新奥氏体化的过程中会为奥氏体晶粒提供更多的形核点,细化奥氏体晶粒^[31-32]。邓建军等^[33]发现对 A514GrQ Modified 齿条钢进行 930 °C + 900 °C 二次循环淬火后,1/2 板厚处的马氏体占比超过 80%,晶粒度达到 6 级以上,再辅以 650 °C 回火处理,可获得良好的强韧性匹配。

然而,当前鲜有关于淬火工艺对齿条钢组织性能影响的系统性研究。本文以 A514CrQ 齿条钢为对象,研究了淬火工艺(淬火温度、保温时间、淬火介质、双次循环淬火)对其显微组织演变及硬度的影响规律及机理,为高性能齿条钢的热处理工艺研发提供理论指导。

1 实验材料及方法

1.1 实验材料及锻态组织分析

本研究参照 A514CrQ 齿条钢的标准化学成分,以高纯金属、石墨片及硼铁等为原材料,利用 25 kg 的真空感应炉(VIM)熔炼并浇注到铸铁模中制备 7 kg 的钢锭。采用 iCAP6300 型电感耦合等离子体原子发射光谱仪(ICP-AES)测定该钢锭的化学成分,结果见表 1。

将钢锭在 1 000 °C 装入高温电阻炉,随炉升温到 1 200 °C 后保温 5 h,以保障钢锭受热均匀,并降低元素偏析。然后取出钢锭在 750 kg 空气锤上进行锻造开坯,终锻温度约为 900 °C。钢锭的初始直径约 φ83 mm,锻后的棒材直径约 φ35 mm。

用线切割在棒材上切取尺寸为 20 mm × 20 mm × 7 mm 的试样,用 SiC 水磨砂纸将其表面研磨至 1500# 后在 Panalytical X' Pert 型 X 射线衍射仪(XRD, Cu-Kα 辐射,电压 40 kV)上进行物相鉴定。然后将该试样研磨抛光,用 4%(体积分数)的硝酸酒精溶液进行化学腐蚀,腐蚀时间为 5~15 s。在 Axio Vert. A1

表 1 实验齿条钢的化学成分(质量分数)

Table 1 Chemical composition of the experimental rack steel

							%	
C	Al	Si	Ti	V	Cr	Mn	Ni	Cu
0.09	0.12	0.20	0.013	0.055	0.79	1.09	2.49	0.42
Mo	B	P	S	O	Fe			
0.56	0.000 5	0.007 1	0.005 8	<0.000 3	Bal.			

型金相显微镜(OM)和Sigma 500型场发射扫描电子显微镜(SEM)下进行显微组织观察。用SEM配备的能谱仪(EDS)分析岛状颗粒的化学成分。

1.2 热力学计算及淬火实验

根据实验齿条钢的化学成分,使用JMatPro热力学软件计算齿条钢的连续冷却转变(CCT)曲线,分析不同冷速下的相变特征。用线切割在棒材的1/2半径处切取尺寸为6 mm×6 mm×6 mm的试样并将其表面打磨光亮后,在高温管式炉中进行淬火实验。根据JMatPro计算结果开展淬火温度为790、820、850、890、920、950℃的水淬实验,当保温时间达到30 min时迅速将试样掉入水中淬火。用400#SiC水磨砂纸去除淬火后试样表面的氧化皮后,用HRM-45D型洛氏硬度计测定其宏观硬度。将这些试样研磨抛光并腐蚀后(方法同上),用Q10M型显微Vickers硬度计(载荷为0.05 kg)测定晶内的显微硬度。为了保障测试结果的准确性,洛氏硬度和显微硬度均取5组测试结果的平均值。优选最高硬度对应的淬火温度,开展保温时间为10、30、50、70 min的水淬实验。通过测定其洛氏硬度和显微硬度,确定最高硬度对应的淬火保温时间。优选最高硬度对应的淬火温度和保温时间,开展不同介质(水、VG32级普通淬火油和空气)的淬火实验。通过测定淬火后试样的洛氏硬度和显微硬度,确定最优淬火介质。最后,采用水和VG32级普通淬火油作为淬火介质,研究二次循环淬火工艺对齿条钢硬度的影响,找到最佳淬火工艺。值得一提的是,对于所有淬火实验,从热处理出炉至试样掉入淬火介质的时间均控制在1s以内,以避免其对淬火组织分析造成干扰。

1.3 淬火组织观察

为了分析淬火工艺对齿条钢硬度的影响原因,用线切割将淬火后的试样纵切,并将切面研磨抛光后进行化学腐蚀(方法同上),在OM下观察其显微组织。每个淬火工艺选取至少3张500倍的OM照片,使用Image-Pro Plus软件测定马氏体/贝氏体板条块的宽度并取平均值,阐明淬火工艺对齿条钢显微组织演变和硬度的影响机制。

2 实验结果与讨论

2.1 热力学计算及原始锻态组织

JMatPro计算的A514CrQ齿条钢的CCT曲线如图1所示。可见齿条钢在平衡条件下的奥氏体转变开始温度(A_1)和奥氏体转变终止温度(A_3)分别为

675.9℃和778℃,马氏体起始转变点(M_s)为373.4℃。由于齿条钢中含有较多B、Ni、Mo和V等提高淬透性的元素,使其奥氏体稳定性较高^[34]。当冷却速度大于13.2℃/s时即可形成全马氏体组织,当冷却速度为0.19~13.2℃/s时形成贝氏体和马氏体的混合组织且冷速越高马氏体转变越多,当冷却速度为0.046~0.19℃/s时则形成全贝氏体组织,当冷却速度处于0.023~0.046℃/s时形成珠光体和贝氏体的混合组织且冷速越高贝氏体转变量越多,当冷却速度小于0.023℃/s时形成由铁素体、珠光体和贝氏体构成的混合组织。

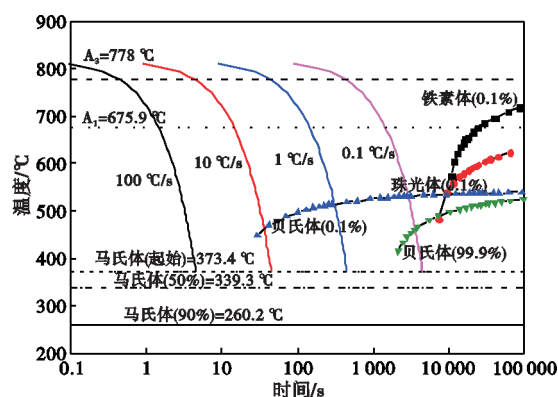


图1 A514CrQ齿条钢的CCT曲线(JMatPro计算结果)
Fig. 1 The continuous cooling transformation (CCT) curve of the A514CrQ rack steel (JMatPro result)

锻态A514CrQ齿条钢的XRD谱只存在明显的 α 相衍射峰,如图2所示,说明锻态齿条钢主要由 α 铁素体构成。结合热力学计算和显微组织观察可知,原始锻态组织为粒状贝氏体,如图3所示。粒状贝氏体由铁素体基体和岛状组织构成,该岛状组织通常为马氏体/奥氏体的混合体,也有单一的马氏体或奥氏体,简称M-A岛^[35-37]。这些M-A岛的形貌和尺寸并不均匀,既有粗大块状又有细小的条状颗粒。M-A岛的EDS能谱图如图4所示,可见其明显富集C元素,且定量分析表明其 $w[C]$ 为4.54%~6.24%。另外,由于齿条钢在锻造开坯过程中发生了充分动态再结晶,锻态的原始奥氏体晶粒组织均匀细小,晶粒尺寸为16.75~51.81 μm 。

2.2 淬火温度对显微组织及硬度的影响

A514CrQ齿条钢在不同温度下保温30 min后水淬的显微组织如图5所示。水淬的冷却速度高达50~120℃/s^[38],根据图1所示的齿条钢的CCT曲线,

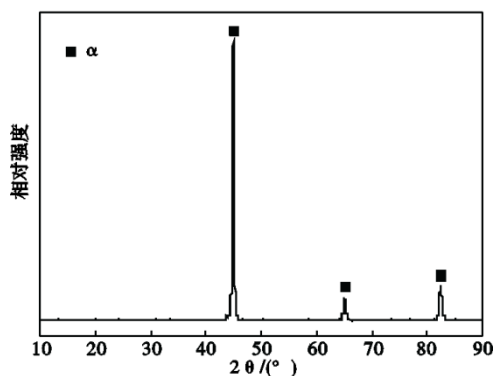


图2 锻态 A514CrQ 齿条钢的 XRD 谱

Fig. 2 XRD spectra of the as-forged A514CrQ rack steel

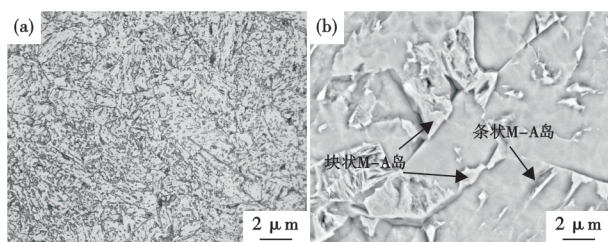


图3 锻态 A514CrQ 齿条钢的显微组织:(a) OM;(b) SEM

Fig. 3 Microstructures of as-forged A514CrQ rack steel: (a) OM; (b) SEM

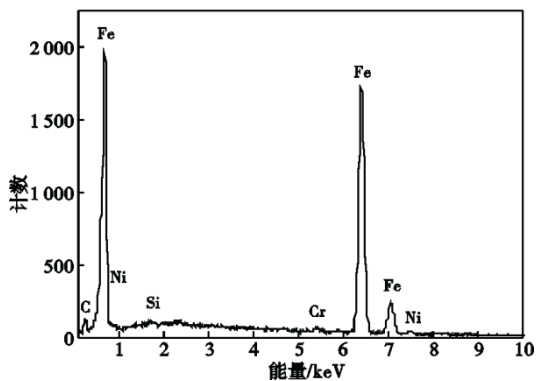


图4 锻态 A514CrQ 齿条钢中 M-A 岛的 EDS 谱

Fig. 4 EDS spectra of the M-A island in as-forged A514CrQ rack steel

奥氏体化后水淬将发生马氏体转变。实际上在 790 °C 水淬后出现了少量板条马氏体,保留了大量原始锻态的粒状贝氏体。这是由于该温度接近 A_{c3} 线,在保温过程中未能充分奥氏体化,只在局部区域发生马氏体转变,如图 5(a) 所示。当淬火温度高于 820 °C 时,完全奥氏体化,原始粒状贝氏体消失,淬火组织为全板条马氏体,如图 5(b)~(f) 所示。

A514CrQ 齿条钢在不同淬火温度下的平均显微

硬度和平均洛氏硬度如图 6 所示。显然,淬火温度对齿条钢显微硬度和洛氏硬度的影响规律基本一致,即随着淬火温度的升高硬度先增大后减小,在 820 °C 达到峰值硬度。另外,显微硬度和洛氏硬度随淬火温度的变化规律也佐证了当淬火温度从 790 °C 升高至 820 °C 时马氏体含量显著增多。

众所周知,一个原始奥氏体晶粒可分为多个马氏体/贝氏体板条束,一个板条束可分为多个板条块,一个板条块又由多个板条构成。板条束界和板条块界均为大角度晶界,而板条界为小角度晶界^[39-40]。板条块宽度可作为控制板条马氏体强韧性的有效晶粒尺寸^[41-42]。根据 Hall-Petch 关系 $\sigma_s = \sigma_0 + kd^{1/2}$ (σ_0 和 k 为常数, d 为有效晶粒尺寸)^[43-45],随着板条块宽度的减小,钢的屈服强度 σ_s 逐渐升高。为了分析淬火温度对齿条钢硬度的影响机理,定量统计了经不同温度淬火后的马氏体板条块平均宽度,如图 7 所示。可见随着淬火温度的升高,马氏体板条块的宽度逐渐增大,这与易艳良^[46]的研究结果一致。其主要原因是淬火温度的升高促进原始奥氏体晶粒长大,而马氏体板条块位于原始奥氏体晶粒内部^[47]。

总之,当淬火温度为 790 °C 时,显微组织以原始粒状贝氏体为主,导致其显微硬度和洛氏硬度更低。当淬火温度升高至 820 °C 及以上,显微组织转变为全板条马氏体,且在 820 °C 淬火时马氏体板条块的宽度最小,这导致硬度随淬火温度的升高先迅速增大到峰值,再逐渐下降。为此,A514CrQ 齿条钢的最佳淬火温度为 820 °C。

2.3 淬火保温时间对显微组织及硬度的影响

选择上述获得的最佳淬火温度 820 °C,研究淬火保温时间对齿条钢显微组织演变和硬度的影响。A514CrQ 齿条钢在 820 °C 保温不同时间后水淬的显微组织如图 8 所示。当保温时间为 1 min 时,未充分奥氏体化,淬火组织中残余大量原始锻态的粒状贝氏体并出现少量板条马氏体。当保温时间延长至 5 min 时,奥氏体化程度明显提高,淬火过程中形成大量板条马氏体,但仍残留较多原始粒状贝氏体。当保温时间延长至 10 min 及以上,完全奥氏体化,淬火组织转变为全板条马氏体。

A514CrQ 齿条钢在 820 °C 保温不同时间后水淬的平均显微硬度和洛氏硬度如图 9 所示。可见,保温时间对齿条钢显微硬度和洛氏硬度的影响规律基本一致,即随着保温时间的延长硬度先增大到峰

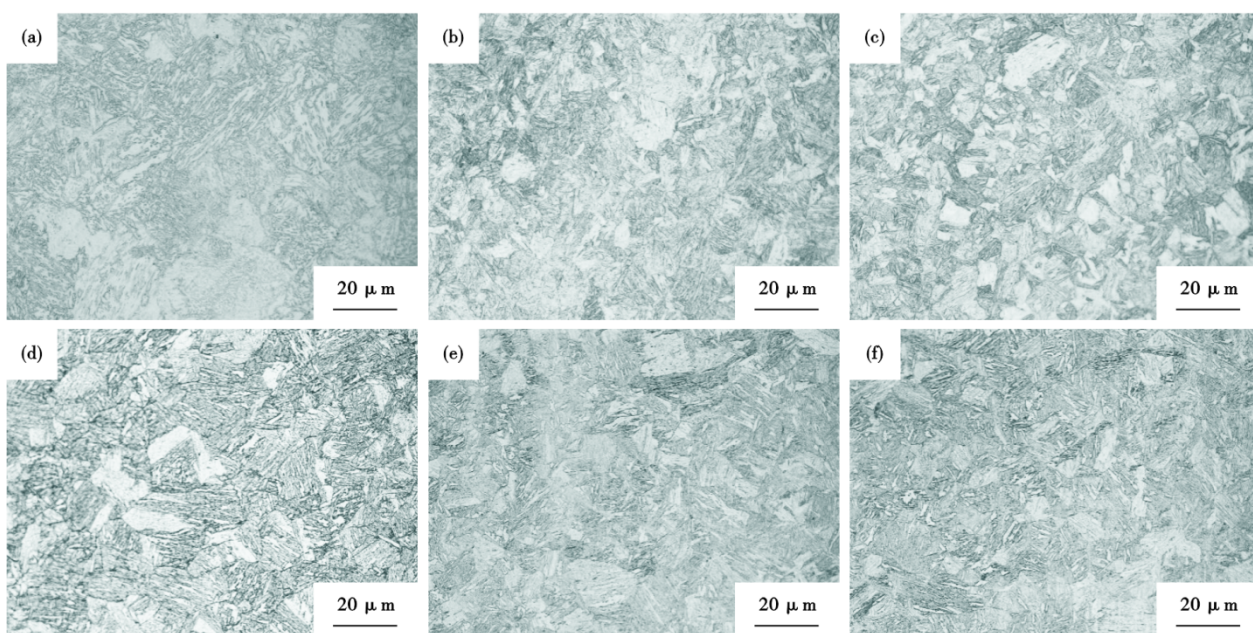


图 5 A514CrQ 齿条钢在不同温度保温 30 min 后水淬的金相组织:(a) 790 °C, (b) 820 °C, (c) 850 °C, (d) 890 °C, (e) 920 °C, (f) 950 °C

Fig. 5 OM images showing microstructures of the A415CrQ rack steel after holding at different temperature for 30 min and water quenched:(a) 790 °C, (b) 820 °C, (c) 850 °C, (d) 890 °C, (e) 920 °C, (f) 950 °C

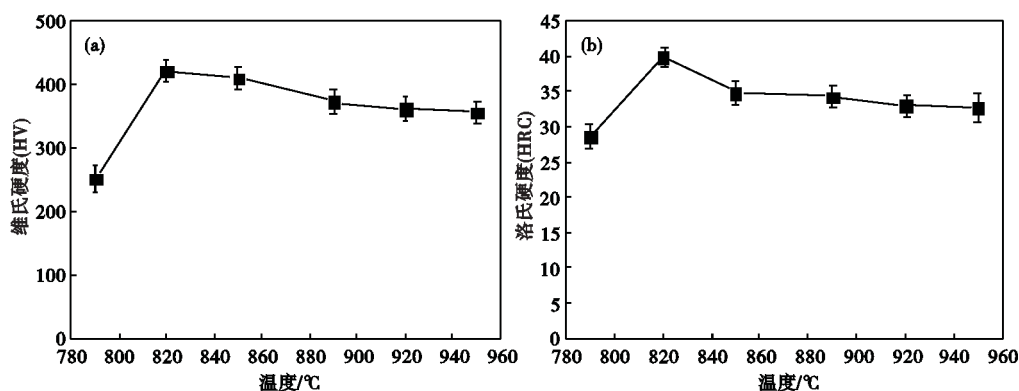


图 6 A514CrQ 齿条钢在不同淬火温度下的平均硬度:(a) 显微维氏硬度, (b) 洛氏硬度

Fig. 6 Average hardnesses of the A514CrQ rack steel after water quenching at different temperatures:(a) micro Vickers hardness, (b) Rockwell hardness

值,再缓慢下降并逐渐趋于持平。由于保温 1 min 时,淬火组织保留了大量原始锻态的粒状贝氏体,显微硬度和洛氏硬度最低。保温 5 min 时,板条马氏体比例上升,硬度明显增大。当保温时间延长至 10 min 及以上时,淬火组织为全板条马氏体,且马氏体板条宽度随保温时间延长逐渐增大,如图 10 所示,所以在保温时间为 10 min 时硬度达到峰值,随后硬度逐渐下降并趋于持平。因此, A514CrQ 齿条钢的最佳淬火保温时间为 10 min。

2.4 淬火介质对显微组织及硬度的影响

选择以上最优淬火温度和保温时间,研究淬火

介质对齿条钢显微组织演变和硬度的影响。水淬的冷却速度最高,可达 60~120 °C/s^[38];油淬的冷却速度次之,为 6~60 °C/s^[48];空淬的冷却速度最低,为 0.2~5 °C/s^[38, 49-50],并且这三种介质的冷却速度并非恒定,降温至低温段时冷却速度会明显下降^[48]。上述分析已表明, A514CrQ 齿条钢的水淬组织为全板条马氏体,如图 8(c) 所示。 A514CrQ 齿条钢在 820 °C 保温 10 min 后分别空淬和油淬的显微组织如图 11 所示。根据图 1 所示的齿条钢的 CCT 曲线可知,在空淬和油淬的冷却速度区间内均会形成贝氏体和马氏体的混合组织,且油淬后的马氏体转变量

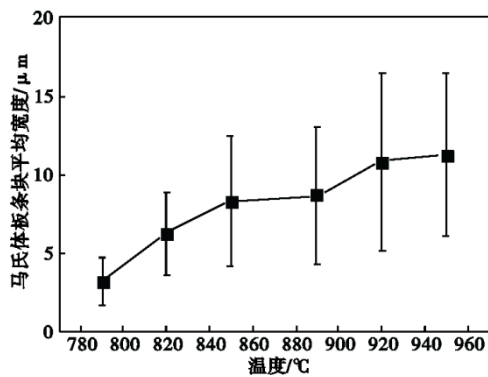


图7 A514CrQ 齿条钢在不同温度下保温 30 min 后水淬的马氏体板条块宽度
 Fig. 7 Average width of martensitic block in the A514CrQ rack steel after holding for 30 min at different temperatures and water quenched

会更大。显微组织观察表明,空淬组织中存在大量粒状贝氏体,且在局部区域出现少量板条马氏体/贝氏体,如图 11(a)所示。油淬的冷速相对较快,除了粒状贝氏体外形成了更多板条马氏体/贝氏体,如图 11(b)所示^[42]。

定量统计表明,在 820 °C 保温 10 min 后空淬和油淬的马氏体/贝氏体板条块宽度分别为 5.75 ~ 15.31 μm 和 4.92 ~ 12.50 μm,均明显大于水淬的,如图 10 所示。可见提高冷却速度明显细化了马氏体/贝氏体板条块,这是由于冷速的增大提高了贝氏体

和马氏体的形核率,加剧了板条间的相互碰撞^[51]。

另外,空淬和油淬后的显微硬度分别为 229.8 ~ 259.4HV 和 254.1 ~ 298.9HV,洛氏硬度分别为 25.9 ~ 28.9HRC 和 31.3 ~ 34.3HRC。显然,空淬的硬度最低,油淬的居中,水淬的硬度最高。这与 3 种介质的淬火组织特征相对应。

2.5 循环淬火对显微组织及硬度的影响

选择最优淬火温度和保温时间,进一步研究二次循环淬火工艺对齿条钢显微组织和硬度的影响。A514CrQ 齿条钢经 (820 °C/10 min+820 °C/10 min) 二次循环淬火后的显微组织如图 12 所示。可见二次淬火介质决定了最终组织特征,二次淬火介质为水的显微组织是全板条马氏体,二次淬火介质为油的是粒状贝氏体和板条马氏体/贝氏体的混合组织。

A514CrQ 齿条钢经(820 °C/10 min+820 °C/10 min) 二次循环淬火后的平均显微硬度和洛氏硬度如图 13 所示。显然,二次循环淬火工艺对显微硬度和洛氏硬度的影响规律一致,即 820 °C/10 min 水淬+820 °C/10 min 水淬工艺(二次水淬)的平均显微硬度和洛氏硬度均最高,820 °C/10 min 油淬+820 °C/10 min 水淬工艺(油淬+水淬)的硬度次之,820 °C/10 min 水淬+820 °C/10 min 油淬工艺(水淬+油淬)的硬度再次之,而 820 °C/10 min 油淬+820 °C/10 min 油淬工艺(二次油

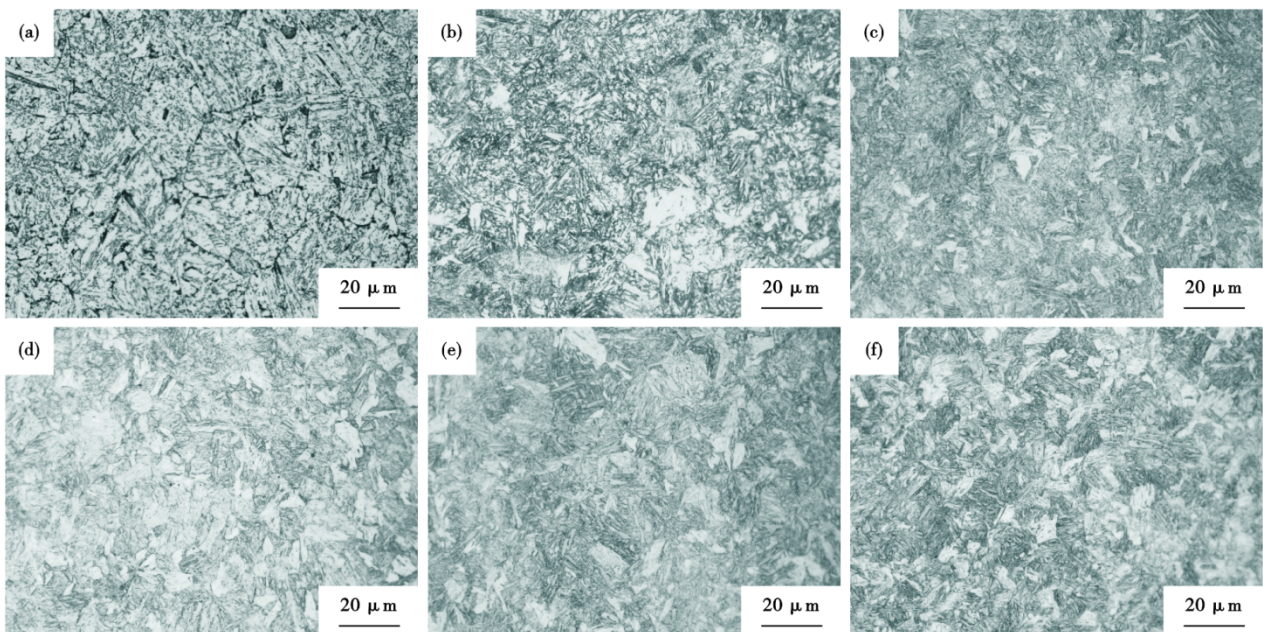


图8 A514CrQ 齿条钢在 820 °C 保温不同时间后水淬的显微组织:(a) 1 min, (b) 5 min, (c) 10 min, (d) 30 min, (e) 50 min, (f) 70 min
 Fig. 8 OM images showing microstructures of the A514CrQ rack steel after holding at 820 °C for different time and water quenched: (a) 1 min, (b) 5 min, (c) 10 min, (d) 30 min, (e) 50 min, (f) 70 min

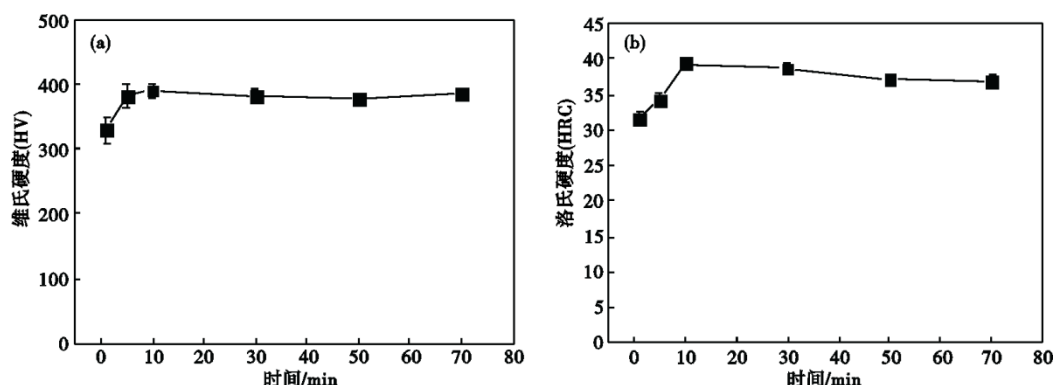


图9 A514CrQ 齿条钢在 820 °C 保温不同时间后水淬的平均硬度: (a) 显微维氏硬度, (b) 洛氏硬度

Fig. 9 Average hardnesses of the A514CrQ rack steel after holding at 820 °C for different time and water quenched: (a) micro Vickers hardness, (b) Rockwell hardness

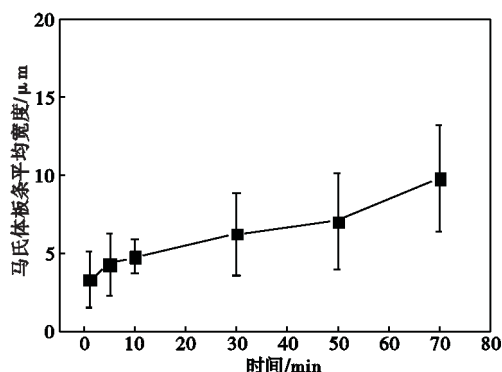


图 10 A514CrQ 齿条钢在 820 °C 保温不同时间后水淬的马氏体板条块宽度

Fig. 10 Average width of martensitic block in the A514CrQ rack steel after holding at 820 °C for different time and water quenched

淬) 的硬度最低。其主要原因是, 二次水淬、油淬+水淬的显微组织均为全板条马氏体, 而前者的马氏体板条块宽度明显更细小; 水淬+油淬、二次油淬的显微组织均为粒状贝氏体+板条马氏体/贝氏体的混

合组织, 而前者的马氏体/贝氏体板条块更加细小, 如图 14 所示。另外, 齿条钢经二次水淬处理后, 显微硬度和洛氏硬度均明显高于单次水淬工艺, 这也与前者的马氏体板条块宽度更小有关。

对于二次循环淬火工艺, 当一次淬火介质为水时, 形成的板条马氏体在二次加热奥氏体化过程中可作为高能量聚集区降低奥氏体形核功(板条马氏体内部存在极高密度的位错), 有利于奥氏体形核, 使二次淬火后的原始奥氏体晶粒更加细小, 从而导致马氏体/贝氏体板条块宽度更小^[52-53]。而当一次淬火介质为油时, 冷却速度较低, 产生了大量板条贝氏体, 其内部的位错密度较马氏体更低, 储能相对较小^[54], 在二次加热过程中的奥氏体形核率较低, 晶粒更加粗大, 导致马氏体/贝氏体板条块宽度更大。当二次淬火介质为水时, 冷却速度最快, 板条马氏体的形核率更高, 形成细小的马氏体板条块。当二次淬火介质为油时, 冷速明显降低, 马氏体/贝氏体形核率

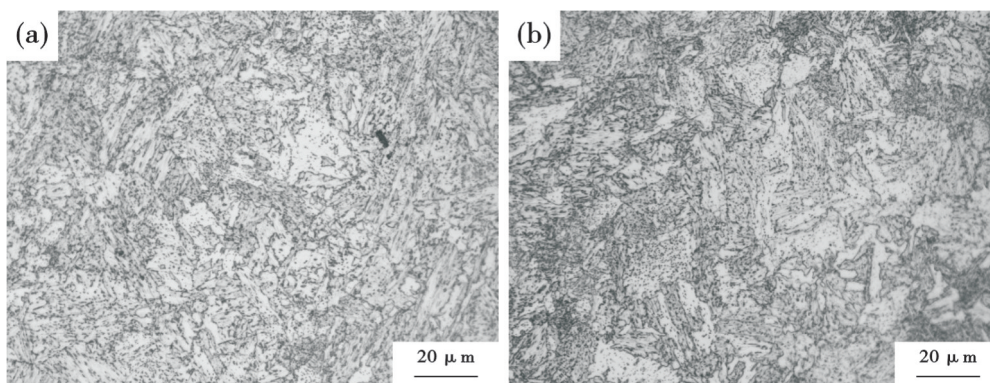


图 11 A514CrQ 齿条钢在 820 °C 保温 10 min 后在不同介质中淬火的显微组织: (a) 空淬; (b) 油淬

Fig. 11 OM images showing microstructures of the A514CrQ rack steel after holding at 820 °C for 10 min and quenched in different mediums: (a) air; (b) oil

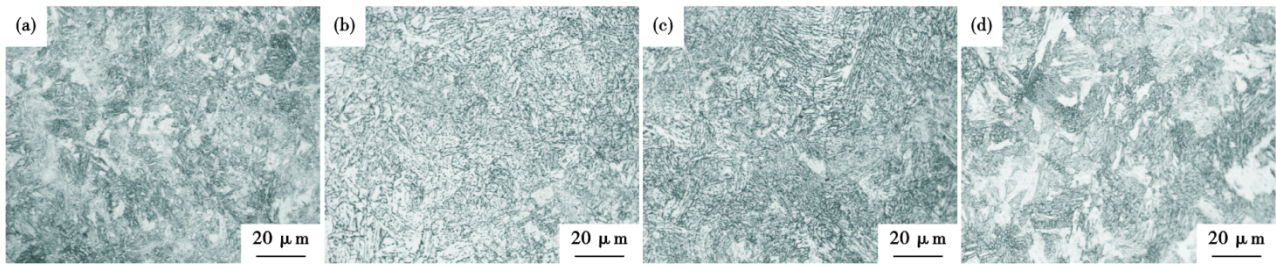


图 12 A514CrQ 齿条钢经双次循环淬火后的显微组织:(a) 820 °C/10 min 水淬+820 °C/10 min 水淬;(b) 820 °C/10 min 水淬+820 °C/10 min 油淬;(c) 820 °C/10 min 油淬+820 °C/10 min 油淬;(d) 820 °C/10 min 油淬+820 °C/10 min 水淬

Fig. 12 OM images showing microstructures of the A514CrQ rack steel after cyclic quenching:(a) 820 °C/10 min water quenched+820 °C/10 min water quenched;(b) 820 °C/10 min water quenched +820 °C/10 min oil quenched;(c) 820 °C/10 min oil quenched+820 °C/10 min oil quenched;(d) 820 °C/10 min oil quenched+820 °C/10 min water quenched

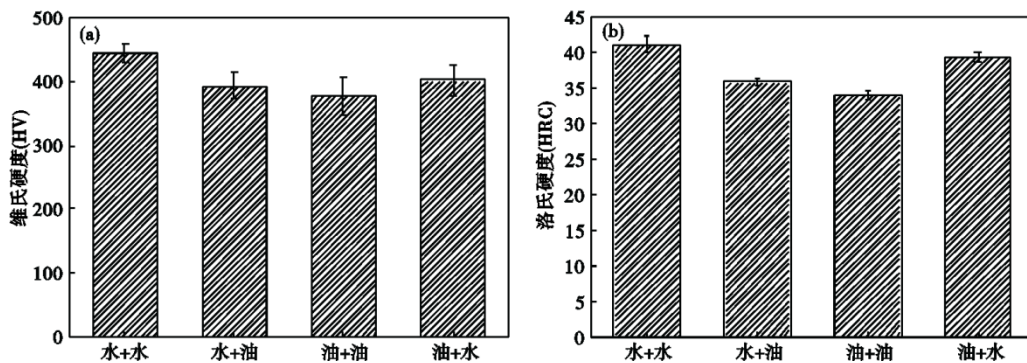


图 13 A514CrQ 齿条钢经不同双次循环淬火工艺处理后的平均硬度:(a) 显微维氏硬度;(b) 洛氏硬度

Fig. 13 Average hardnesses of the as-quenched A514CrQ rack steel with different cyclic quenching processes:(a) micro Vickers hardness;(b) Rockwell hardness

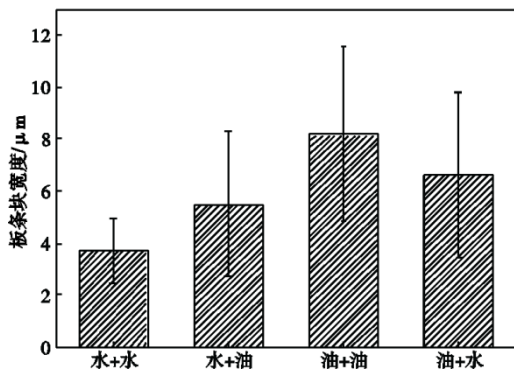


图 14 A514CrQ 齿条钢经不同双次循环淬火工艺处理后的马氏体/贝氏体板条块平均宽度

Fig. 14 Average width of the martensitic/bainitic block in the as-quenched A514CrQ rack steel with different cyclic quenching processes

下降,导致板条块宽度增大。

总之,对 A514CrQ 齿条钢进行 820 °C/10 min 水淬+820 °C/10 min 水淬的双次循环水淬处理后,获得了最高的显微硬度和洛氏硬度,可作为最佳淬火工艺。

3 结论

(1)结合热力学计算和显微组织观察,A514CrQ 齿条钢的原始锻态组织为粒状贝氏体。在保温时间为 30 min 的条件下,经 790 °C 水淬后得到大量残余粒状贝氏体与少量板条马氏体;经 820~950 °C 水淬获得全板条马氏体组织,且马氏体板条块宽度随温度升高逐渐增大。这导致齿条钢的硬度随水淬温度的升高而先增大后逐渐减小,在 820 °C 水淬的硬度最大。

(2)在水淬温度为 820 °C 的条件下,当保温时间为 1~5 min 时未完全奥氏体化,水淬组织为原始粒状贝氏体+板条马氏体,硬度较低;当保温时间延长至 10 min 时完全奥氏体化,水淬组织为全板条马氏体,硬度大幅提升;随保温时间继续延长至 70 min,马氏体板条块宽度不断增大,硬度逐渐下降并趋于持平。

(3)在 820 °C 保温 10 min 后分别空淬和油淬均获得粒状贝氏体+板条马氏体/贝氏体,而油淬的马氏体/贝氏体含量更高;空淬的马氏体/贝氏体板条块宽度较油淬更大,而油淬的比水淬的马氏体板条

块宽度更大。这导致空淬的硬度最低,油淬的居中,水淬的硬度最大。

(4)在(820 °C/10 min+820 °C/10 min)的两次循环淬火(介质为水、淬火油)过程中,二次淬火介质

决定了最终组织,且以水作为一次淬火介质可更有效细化马氏体/贝氏体板条块。两次循环水淬的马氏体板条块比单次水淬的更细小,硬度最高,可作为A514CrQ齿条钢的优选淬火工艺。

参考文献

- [1] 杨松. 浅谈我国海洋石油勘探开发装备的现状与发展趋势[J]. 中国资源综合利用, 2017, 35(10): 131-132+138.
- [2] 穆龙新. 新形势下中国石油海外油气资源发展战略面临的挑战及对策[J]. 国际石油经济, 2017, 25(4): 7-10.
- [3] 李月清. 多极合作时代的石油困局——多维度透视新时期我国石油公司国内外油气资源战略[J]. 中国石油企业, 2018, (11): 38-39+109.
- [4] 王浩强, 于海涛, 杨志洪. 海洋平台用改进型 A517Gr. Q 钢的研制[J]. 一重技术, 2018, (1): 48-52.
- [5] 刘艳, 曹建宁, 耿明山. 海洋平台用齿条钢特厚板坯料水淬模铸技术研发[J]. 钢铁, 2018, 53(2): 91-96.
- [6] 高珊, 李冰, 章传国. 海洋平台用高强度齿条钢的研制[J]. 宝钢技术, 2012(5): 1-8.
- [7] 中船重工. 河钢又一次打破国外垄断! 将成海洋平台用钢大赢家?[J]. 中国机电工业, 2016(1): 90.
- [8] 王文博. 海洋工程用特厚齿条钢组织与性能研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2020.
- [9] 杜伟, 李鹤林. 海洋石油平台用钢的现状与发展趋势(四)[J]. 石油管材与仪器, 2016, 2(6): 11-15.
- [10] 孙文强, 周珠, 徐阿敏, 等. 热处理工艺对高铬低活化铁素体-马氏体钢力学性能的影响[J]. 特殊钢, 2024, 45(2): 105-111.
- [11] 侯美伶, 李晨潇, 孔祥伟, 等. 热处理工艺对 Fe-Mn-Al-C 钢组织和性能的影响[J]. 特殊钢, 2023, 44(2): 96-100.
- [12] 卫海瑞, 楚宝帅. 固溶-时效处理对模具钢 0Cr3Ni3MoCuAl 组织和硬度的影响[J]. 特殊钢, 2021, 42(6): 65-67.
- [13] 谢良法, 韦明, 叶建军, 等. 舞钢海洋平台用高强钢的开发及应用[C]. 海洋工程装备与船舶用钢论坛——“海洋平台用钢国际研讨会”, 海南博鳌, 2013: 158-166.
- [14] 王云龙, 余伟, 张映, 等. 奥氏体化温度对贝氏体钢等温转变及力学性能的影响[J]. 金属热处理, 2022, 47(4): 80-85.
- [15] 高野, 任家宽, 李志峰, 等. 奥氏体化温度对 900 MPa 级 HSLA 钢显微组织和晶体学演变的影响[J]. 材料研究学报, 2022, 36(1): 21-28.
- [16] 张月, 李青春, 张瑞祥, 等. 轧制预变形对超细贝氏体钢组织与性能的影响[J]. 材料热处理学报, 2018, 39(4): 121-126.
- [17] 孙志溪, 卢锐, 高野, 等. 淬火温度对 Q890D 高强钢组织与力学性能的影响[J]. 河北冶金, 2021, (3): 28-23.
- [18] 刘旭东. X120 钢的热处理显微组织和性能研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学, 2022.
- [19] 李云超. 城轨用弹簧热处理优化与组织性能研究[D]. 沈阳: 东北大学, 2019.
- [20] 程彦, 程巨强, 李振飞. 奥氏体化保温时间对无碳化物贝氏体钢组织和性能的影响[J]. 铸造技术, 2019, 40(4): 365-367+371.
- [21] Yue C X, Zhang L W, Liao S L, et al. Kinetic analysis of the austenite grain growth in GCr15 steel[J]. Journal of Materials Engineering and Performance, 2010, 19(1): 112-115.
- [22] Kim G, Jeon J, Seo N, et al. Effect of sintering holding time and cooling rate on the austenite stability and mechanical properties of nanocrystalline FeCrC alloy[J]. Archives of Metallurgy and Materials, 2021: 759-763.
- [23] Das S, Ghosh A, Chatterjee S, et al. The effect of cooling rate on structure and properties of a HSLA forging[J]. Scripta Materialia, 2003, 48(1): 51-57.
- [24] Dhua S K, Mukerjee D, Sarma D S. Effect of cooling rate on the as-quenched microstructure and mechanical properties of HSLA-100 steel plates[J]. Metallurgical and Materials Transactions A, 2003, 34(11): 2493-2504.
- [25] Nishibata T, Kojima N. Effect of quenching rate on hardness and microstructure of hot-stamped steel[J]. Journal of Alloys and Compounds, 2013, 577: S549-S554.
- [26] Jo H, Kang M, Park G W, et al. Effects of cooling rate during quenching and tempering conditions on microstructures and mechanical properties of carbon steel flange[J]. Materials, 2020, 13(18): 4186.
- [27] 李杰. 海洋工程用高强钢的设计制备和热处理工艺研究[D]. 哈尔滨: 哈尔滨工程大学, 2017.
- [28] Berdiev D M, Yusupov A A. Improving the wear resistance of gear teeth by cyclic quenching with inductive heating[J]. Russian Engineering Research, 2020, 40(6): 473-475.
- [29] Hafeez M A, Inam A, Farooq A. Mechanical and corrosion properties of medium carbon low alloy steel after cyclic quenching and tempering heat-treatments[J]. Materials Research Express, 2020, 7(1): 016553.
- [30] Mishra A, Maity J. Structure-property correlation of AISI 1080 steel subjected to cyclic quenching treatment[J]. Materials Science and Engineering: A, 2015, 646: 169-181.
- [31] Zhou T, Yu H, Wang S Y. Microstructural characterization and mechanical properties across thickness of ultra-heavy steel plate[J]. Steel Research International, 2017, 88(12): 1700132.
- [32] Saito G, Sakaguchi N, Ohno M, et al. Effects of fine precipitates on austenite grain refinement of micro-alloyed steel during cyclic heat treatment[J]. ISIJ International, 2019, 59(11): 2098-2104.
- [33] 邓建军, 吴涛, 庞辉勇, 等. 热处理对 177.8 mm 厚 A514 GrQ 改性钢板组织与性能的影响[J]. 宽厚板, 2016, 22

(2): 1-4.

[34] Lin H R, Cheng G H. Hardenability effect of boron on carbon steels [J]. *Materials Science and Technology*, 1987, 3(10): 855-859.

[35] 于庆波, 段贵生, 孙莹, 等. 粒状贝氏体组织对低碳钢力学性能的影响[J]. *钢铁*, 2008, 43(7): 68-71.

[36] 张永权, 张荣久, 苏航, 等. 粒状贝氏体对 10MnNiCr 微合金钢力学性能的影响[J]. *钢铁*, 2003, 38(11): 45-47+39.

[37] 蒋中华, 王培, 李殿中, 等. 回火温度对 2.25Cr-1Mo-0.25V 钢粒状贝氏体显微组织和力学性能的影响[J]. *金属学报*, 2015, 51(8): 925-934.

[38] Elgallad E M, Zhang Z, Chen X G. Effect of quenching rate on precipitation kinetics in AA2219 DC cast alloy [J]. *Physica B: Condensed Matter*, 2017, 514: 70-77.

[39] Maki T, Tsuzaki K, Tamura I. The morphology of microstructure composed of lath martensites in steels [J]. *Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan*, 1980, 20(4): 207-214.

[40] Morito S, Tanaka H, Konishi R, et al. The morphology and crystallography of lath martensite in Fe-C alloys [J]. *Acta Materialia*, 2003, 51(6): 1789-1799.

[41] 镇凡, 邵春娟, 黄朋, 等. 淬火工艺对马氏体高强度组织和性能的影响[J]. *钢铁研究学报*, 2022, 34(10): 1169-1176.

[42] 罗志俊, 沈俊昶, 苏航, 等. 10CrNi5MoV 钢板条 M/B 组织亚单元对强韧性的影响[J]. *材料热处理学报*, 2010, 31(10): 63-69.

[43] Zhen F, Zhang K, Guo Z L, et al. Effect of martensite fine structure on mechanical properties of an 1100 MPa grade ultra-high strength steel [J]. *Journal of Iron and Steel Research International*, 2015, 22(7): 645-651.

[44] Sylwestrowicz W, Hall E O. The deformation and ageing of mild steel [J]. *Proceedings of the Physical Society Section B*, 1951, 64(6): 495-502.

[45] Petch N J. The cleavage strength of polycrystals [J]. *J. Iron Steel Inst.*, 1953, 174: 25-28.

[46] 易艳良. 高强度钢“多层次”组织结构对力学性能影响的研究 [D]. 贵阳: 贵州大学, 2015.

[47] 罗登, 温长飞, 郑健, 等. 淬火温度对 NM550 钢组织和性能的影响[J]. *金属热处理*, 2019, 44(4): 180-184.

[48] Ramesh G, Prabhu K N. Wetting and cooling performance of mineral oils for quench heat treatment of steels [J]. *ISIJ International*, 2014, 54(6): 1426-1435.

[49] Deschamps A, Bréchet Y. Influence of quench and heating rates on the ageing response of an Al-Zn-Mg-(Zr) alloy [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 1998, 251(1-2): 200-207.

[50] Li Y J, Liu D, Chen D, et al. Response of retained austenite to quenching temperature in a novel low density Fe-Mn-Al-C steel processed by hot rolling-air cooling followed by non-isothermal partitioning [J]. *Materials Science and Engineering: A*, 2019, 753: 197-207.

[51] 许林青. T92 铁素体钢相变行为及热处理工艺的研究 [D]. 天津: 天津大学, 2013.

[52] 徐洲, 赵连城. 金属固态相变原理 [M]. 北京: 科学出版社, 2004.

[53] 赵强, 彭先宽, 丛相州, 等. P92 钢的蠕变行为研究 [J]. *钢铁*, 2010, 45(9): 82-85+90.

[54] 俞学节, 顾敬善, 周天健. 20CrMo2V 贝氏体二次硬化钢组织特征的透射电镜研究 [J]. *上海钢研*, 1987, (3): 32-36.

《特殊钢》期刊官方投稿网站

www.specialsteeljournal.com

地址: 湖北省黄石市黄石大道 316 号、大冶特殊钢有限公司《特殊钢》杂志社

邮编: 435001 咨询电话: 15961618632 19371518672 0510-80673212

《特殊钢》编辑部邮箱: E-mail: tsghs@sina.com