

开发的 1900 MPa Ti 微合金化低合金超高强钢组织和性能

苏春霞^{1,2} 陈本文^{1,2} 杨 晰^{1,2} 李福坤² 高 山^{1,2}

(1 海洋装备用金属材料及其应用国家重点实验室,鞍山 114009;2 鞍钢股份有限公司技术中心,鞍山 114009)

摘 要 通过 200 kg 真空感应炉和 550 mm 钢板轧机开发出 1 900 MPa Ti 微合金化超级 HSLA 钢(成分: 0.34C, 0.70Si, 1.50Mn, 0.012P, 0.004S, 0.08 Ti, 0.002OB, 0.004ON)。结果表明:第一阶段采用奥氏体再结晶区轧制,开轧温度和终轧温度分别在 1 180 ℃ 和 1 030 ℃ 左右,第二阶段采用奥氏体未再结晶区轧制,开轧温度 920 ~ 950 ℃,终轧温度 850 ~ 890 ℃,热处理淬火温度(900 ± 10) ℃,回火温度 200 ~ 230 ℃,钢板的析出相为(Ti, Mo)C,晶粒度 10 级,微观组织为回火马氏体,力学性能为 Rm 1 930 ~ 1 985 MPa, A 10% ~ 12.5%, -40 ℃ K_{v2} 200 ~ 230 J。

关键词 1 900 MPa 级超高强钢 控制轧制 淬火加低温回火 析出相 力学性能

Structure and Properties of Developed 1900 MPa Ti Microalloyed Ultra Low Alloy High-Strength Steel

Su Chunxia^{1,2}, Chen Benwen^{1,2}, Yang Xi^{1,2}, Li Fukun² and Gao Shan^{1,2}

(1 State Key Laboratory of Metal Material for Marine Equipment and Application, Anshan 114009;
2 Technology Center of Angang Steel Co Ltd, Anshan 114009)

Abstract The 1 900 MPa Ti microalloyed ultra HSLA steel (成分: 0.34C, 0.70Si, 1.50Mn, 0.012P, 0.004S, 0.08Ti, 0.002OB, 0.004ON) is developed by 200 kg vacuum induction furnace and 550 mm slab mill. The results show that with first stage starting and final rolling temperature respectively at 1 180 ℃ and 1 030 ℃ in austenite recrystallization zone, and with second stage starting rolling temperature at 920 ~ 950 ℃ and final rolling temperature at 850 ~ 890 ℃ in austenite non-recrystallization zone, then quenching at (900 ± 10) ℃ and tempering at 200 ~ 230 ℃, the plate precipitated phase is (Ti, Mo)C, the grain size rating is 10, the structure is tempered martensite, with the mechanical properties are Rm 1 930 ~ 1 985 MPa, A 10% ~ 12.5%, -40 ℃ K_{v2} 200 ~ 230 J.

Material Index 1900 MPa Grade Ultra High-Strength Steel, Controlled Rolling, Quenching and Low Temperature Tempering, Precipitate, Mechanical Properties

采用超高强度钢可以减轻动力装置的自重来提高有效载荷和节约能源,在目前和可预见的未来,超高强合金钢仍然是社会和经济所需要的重要结构材料^[1-2],为降低制造成本,减少 Ni、Mo 等高成本合金元素用量,同时提高钢的焊接和加工工艺性能,近年来微合金化元素 Nb、V 和 Ti 逐渐被用于高强度钢制造,我国 TiO₂ 的储量约为 6.3 亿吨,资源非常丰富。考虑到资源、生产成本和企业的经济效益,研究 Ti 微合金化马氏体超高强钢具有重要的理论和实际意义^[3]。

1 试验材料及方法

Ti 含量低于 0.1% 的钢在控制轧制过程中可形成纳米析出相,在 Ti 微合金化钢中同时加入 Mo 元素,可促进 Ti 的碳化物析出,提高析出强化和细晶强化效果^[4],C 元素是保证钢强度和硬度的基本元素;Si、Mn 是低成本置换固溶强化元素,微量 B 元素可显著提高钢的淬透性,从而节约其他稀缺、贵重合

金元素,因此设计试验钢化学成分为成分: 0.34C、0.70Si、1.50Mn、0.012P、0.004S、0.30Mo、0.08Ti、0.002B、0.004N。试验材料为试验室 200 kg 真空感应炉冶炼的模铸坯,断面尺寸 130 mm × 130 mm,切成 130 mm × 130 mm × 200 mm 轧坯 4 块。

为获得细小弥散的析出相,结合 Ti 含量计算加热温度、轧制温度等参数:按经验公式“TiC 固溶温度 = 60 × exp(Ti/0.07) + 1076”,计算出 Ti 含量为 0.08% 时,轧坯加热温度 1 239 ℃ 左右,微合金化元素全部固溶;按经验公式“TiC 析出温度 = 1 433 × Ti% + 834”,计算出含 Ti 为 0.08% 时,析出温度约为 948 ℃,即在此温度之下进行控制轧制有利于 TiC 应变诱导析出。根据计算结果制定轧坯加热工艺为加热温度 1 250 ℃,保温 1.5 h,轧制是在实验室 550 mm 中厚板轧机上进行的,第一阶段在奥氏体再结晶区进行常规轧制,开轧温度和终轧温度分别在 1 180 ℃ 和 1 030 ℃ 左右,轧制成厚度 40 mm 中间坯,待温后进行二阶段控制轧制,轧制钢板规格

表1 二阶段控制轧制及热处理工艺参数
Table 1 Process parameters of second stage control rolling and heat treatment

试验钢编号	二阶段开轧温度/℃	终轧温度/℃	淬火温度/℃	保温时间/(min·mm ⁻¹)	回火后编号	回火温度/℃	保温时间/h
1 [#]	990	940	900	3	11	170	2.5
					12	200	
					13	230	
2 [#]	970	915	900	3	21	170	2.5
					22	200	
					23	230	
3 [#]	950	890	900	3	31	170	2.5
					32	200	
					33	230	
4 [#]	920	850	900	3	41	170	2.5
					42	200	
					43	230	

15 mm × 200 mm × L mm。

在 Formastor-D 全自动相变仪上测定相变点和 CCT 曲线,其临界淬火冷却速度为 14 °C/s, 马氏体转变开始点 M_s 为 343 °C, A_{c3} 温度为 812 °C, 低合金钢的淬火温度为 A_{c3} 加 80 ~ 100 °C^[5], 所以淬火温度为 (900 ± 10) °C, 淬火保温时间 3 min/mm, 因试验钢为超高强钢, 控制淬火冷却速度在 20 °C/s 左右 (略高于临界淬火冷却速度), 油冷到 150 °C 左右 (M_s 点以下), 这样既保证钢板淬透, 又可避免淬火裂纹产生。抗拉强度指标为 1900 MPa, 需通过淬火后的低温回火获得, 低碳合金钢低温回火温度区间为 150 ~ 250 °C^[6], 采用线切割方式将淬火后钢板均分成三块, 采用不同温度低温回火, 回火保温时间 2.5 h。试验过程二阶段轧制参数和热处理参数见表 1。

先采用锯切方式从轧制状态钢板上切取试样, 在 Tecnai G² 20 型透射电子显微镜下观察复型试样析出相。热处理后采用线切割方式从钢板上切取试样, 用饱和苦味酸溶液腐蚀金相试样, 观察晶粒度; 用 4% 硝酸酒精溶液腐蚀金相试样, 观察横截面上的微观组织; 制取横向冲击、拉伸、硬度试样及金相试样, 冲击试样加工成 V 型缺口, 试样规格 10 mm × 10 mm × 55 mm, 检验方法按 GB/T229-2007 标准执行; 拉伸试样采用矩形横截面, 试样规格及检验方法按 GB/T228. 1-2010 标准执行; 布氏硬度检验按 GB/T231. 1-2002 标准执行。

2 试验结果及分析

2.1 轧态钢板析出相分析

控制轧制过程通过控制变形量和二阶段轧制温度可对析出相进行控制, 1[#] ~ 4[#] 试验钢轧制变形量相同, 不同的是二阶段轧制温度, 通过透射电子显微镜观察轧制状态复型试样析出相形貌、尺寸, 分析二

阶段轧制温度对析出相和钢板性能的影响。图 1 (a, b, c, d) 分别对应 1[#] ~ 4[#] 钢板的透射电镜析出相, 析出相成分均为 (Ti, Mo)C 复合析出相, 见图 1 (e)。二阶段开轧温度 990 °C, 终轧温度为 940 °C 的 1[#] 钢板析出相数量较少, 每 400 nm × 450 nm 视野中 10 ~ 25 个球状析出物, 直径从 2 ~ 30 nm 不等; 二阶段开轧温度 970 °C, 终轧温度为 915 °C 的 2[#] 钢板析出相数量较 1[#] 钢板增多, 每 400 nm × 450 nm 视野中 20 ~ 40 个 2 nm ~ 10 nm 的球状析出物, 分布比 1[#] 钢板更趋均匀; 二阶段开轧温度分别为 950 °C、920 °C, 终轧温度分别为 890 °C、850 °C 的 3[#] 和 4[#] 钢板, 析出相形貌、尺寸和分布情况类似, 每 400 nm × 450 nm 视野中超过 40 个球状, 尺寸小于 5 nm 的 (Ti, Mo)C 复合析出相均匀弥散的分布在基体上。

微合金元素在控制轧制中的各种作用最终都反应在钢强度和韧性改善上, 其最重要的作用是析出强化和晶粒细化, 析出物尺寸越细小, 分布越均匀弥散, 其起到的作用会更加显著, 基体上存在大量 5 nm 以下的纳米级析出物, 其析出强化量可达到 300 MPa 左右, 同时纳米级析出物可抑制轧制过程中再结晶晶粒长大, 获得精细化轧态组织^[7], 基于以上分析, 对比 1[#] ~ 4[#] 试验钢板的析出相形貌和分布, 在后续热处理工艺合理的情况下, 3[#]、4[#] 钢板强度和韧性匹配应是最佳的。

2.2 热处理态微观组织和晶粒度分析

Mo-Ti 微合金钢具有较好的热稳定性, 通过适宜的轧制工艺获得的精细化组织和纳米级 (Ti, Mo)C 复合析出物, 在热处理淬火加热过程中利用奥氏体逆相变的组织遗传和纳米级析出物对新形核的奥氏体晶界进行钉扎, 获得细小的奥氏体晶粒。图 2 (a, b, c, d) 分别对应 1[#] ~ 4[#] 淬火态钢板的奥氏体晶

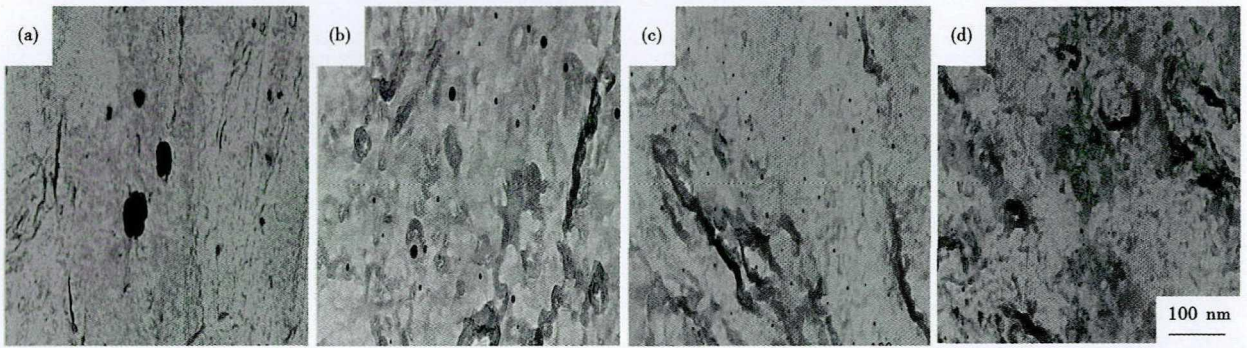


图 1 试验钢的析出相(透射电镜),终轧温度:(a) 1# 钢板,940 °C;(b) 2# 钢板,915 °C;(c)3# 钢板,890 °C;(d)4# 钢板,850 °C
 Fig. 1 Precipitated phase of test steel (TEM) finishing rolling temperature:(a) 1# plate,940 °C;(b) 2# plate,915 °C;(c)3# plate,890 °C;(d)4# plate,850 °C

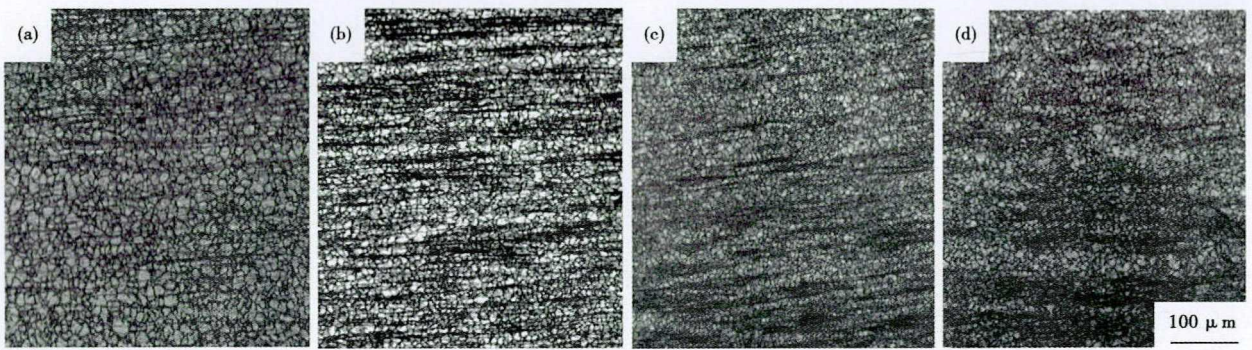


图 2 试验钢 900 °C 淬火奥氏体晶粒度:1# 钢板(a), 8 级;2# 钢板(b), 9 级;3# ~4# 钢板(c,d), 10 级
 Fig. 2 Austenite grain size rating of test steel quenching at 900 °C :1# plate,8(a) ; 2# plate,9(b);3# plate 10(c) 4# plate 10(d)

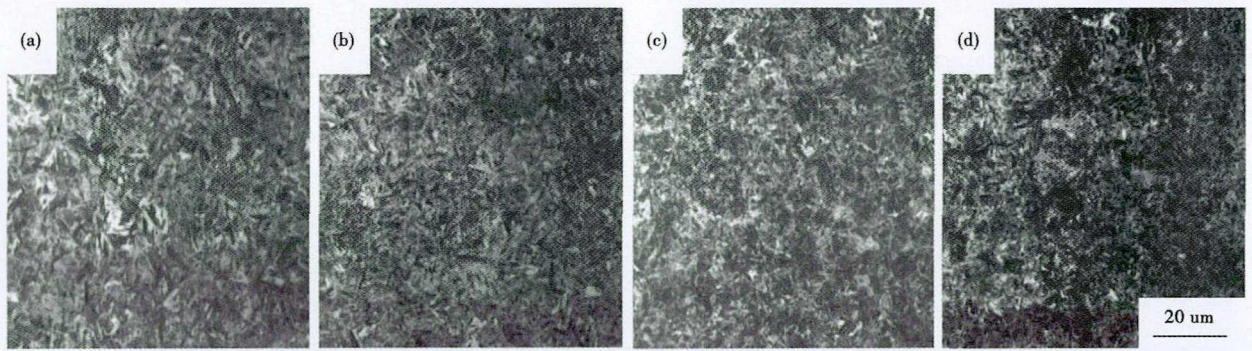


图 3 试验钢 900 °C 淬火 + 200 °C 回火组织,回火马氏体:(a) 1# 钢板;(b) 2# 钢板;(c)3# 钢板;(d)4# 钢板
 Fig. 3 Structure of test steel quenched of 900 °C + tempered at 200 °C ,tempered martensite:(a) 1# plate;(b) 2# plate;(c)3# plate;(d)4# plate

粒度,从 1# ~4# 钢板晶粒逐渐变细,1# 钢板晶粒尺寸 20 μm 左右,晶粒度 8 级;2# 钢板晶粒尺寸 10 μm 左右,晶粒度 9 级;3# 和 4# 钢板晶粒尺寸 5 μm 左右,晶粒度 10 级。淬火冷却过程固化了奥氏体晶粒尺寸、回火后获得最终组织,图 3(a,b,c,d)列出了 1# ~4# 钢板 200 °C 回火组织,均为回火马氏体组织,从 1# ~4# 钢板马氏体板条束逐渐变短,1# 钢板板条束长度均小于 20 μm,至 3# 和 4# 钢板板条束长度已小于

10 μm,这种细小的回火板条马氏体组织是超高强度钢最理想的组织,可保证钢板得到良好的强韧性匹配。

通过对图 2 和图 3 奥氏体晶粒度和微观组织的观察分析,进一步证实了钢板析出相分析结论,拥有大量 5 nm 左右 (Ti, Mo)C 复合析出相的 3# 和 4# 钢板晶粒更细,回火马氏体板条束更短,细晶强化及组织细化是所有强化机制中唯一即提高强度,又提高

表2 15 mm 试验钢板力学性能

Table 2 Mechanical properties of 15 mm test steel plate

试验钢 编号	回火后 新编号	Rp0.2/MPa	Rm/MPa	A/%	-40℃冲击 功(Kv ₂)/J
1 [#]	11	1 545	1 885	4.5	9
	12	1 530	1 870	5.0	14
	13	1 525	1 855	6.5	18
2 [#]	21	1 635	1 940	7.0	19
	22	1 610	1 905	8.0	22
	23	1 580	1 885	9.5	26
3 [#]	31	1 670	1 995	7.5	22
	32	1 660	1 985	10.5	30
	33	1 645	1 940	12.0	35
4 [#]	41	1 685	2 005	7.0	21
	42	1 660	1 980	10.0	32
	43	1 635	1 930	12.5	39
技术指标		≥1 600	≥1 900	≥7	≥20

韧性的强化机制,同时分布于晶粒内的纳米级析出物可起到了沉淀强化作用,进一步提高钢的强度。

2.3 热处理态钢板力学性能

热处理后钢板力学性能见表2,从表2中可以看出,试验钢编号1[#]~4[#]各分切出的三张钢板,热处理后均随回火温度从170℃上升到230℃,屈服强度和抗拉强度下降,延伸率和-40℃冲击功上升。其中二阶段开轧温度990℃,终轧温度为940℃的1[#]钢板采用不同温度回火,屈服强度、抗拉强度、延伸率和-40℃冲击功均低于技术指标要求;二阶段开轧温度970℃,终轧温度为915℃的2[#]分切出的三张钢板,170℃回火的21钢板屈服强度和抗拉强度满足技术指标要求,延伸率和-40℃冲击功低于技术指标要求,230℃回火的23钢板屈服强度和抗拉强度低于技术指标要求,延伸率和-40℃冲击功满足技术指标要求,只有200℃回火的22钢板性能完全符合技术指标要求,但余量较小,说明2[#]钢板工艺窗口窄,工业生产控制难度大;二阶段开轧温度分别为950℃、920℃,终轧温度分别为890℃、850℃的3[#]和4[#]分切出的钢板,在各温度下回火性能均满足技术指标要求,170℃回火钢板延伸率和-40℃冲击功没有余量,200℃和230℃回火钢板各项性能余量均较大。

综上所述,从力学性能结果来看,3[#]、4[#]钢板通过适当的热处理获得了理想的强韧性匹配,这与析出相、晶粒度和金相组织分析得出的结论是一致的,说明1900 MPa级Ti微合金化低合金超高强钢适宜的第二阶段开轧温度920~950℃,终轧温度850~890℃,热处理淬火温度(900±10)℃,保温3 min/mm,出炉水冷,回火温度200~230℃,保温

2.5 h,出炉空冷,该工艺窗口较宽,适合工业生产操作,钢板各项性能均满足技术指标要求,且有一定余量。

3 结论

(1)1900 MPa级Ti微合金化低合金超高强钢适宜的轧制工艺是第一阶段采用奥氏体再结晶区轧制,第二阶段采用奥氏体未再结晶区轧制,二阶段开轧温度920~950℃,终轧温度850~890℃,轧后可得到大量尺寸小于5 nm的(Ti,Mo)C复合析出相,析出相均匀弥散的分布在基体上,可起到析出强化和抑制轧制过程中再结晶晶粒长大的作用。

(2)1900 MPa级Ti微合金化低合金超高强钢适宜的热处理工艺是淬火温度(900±10)℃,回火温度200~230℃,复合析出物在热处理淬火加热过程中利用奥氏体逆相变的组织遗传和纳米级析出物对新形核的奥氏体晶界进行钉扎,获得10级的奥氏体细晶粒,低温回火后获得长度小于10 μm的马氏体板条束,这种晶粒细小的回火板条马氏体组织是超高强钢的理想组织,使钢板获得良好的强韧性匹配,钢板最终的屈服强度、抗拉强度、延伸率和-40℃冲击吸收能量均满足技术指标要求,且各项性能余量均较大,本次试验确定的轧制和热处理工艺窗口均较宽,适合指导工业生产操作。

工信部2017年工业转型升级(中国制造2025)资金(部门预算)一重点新材料产业链技术能力提升:高性能结构钢项目资助

参考文献

- [1]董瀚.合金钢的现状与未来[C].中国金属学会特殊钢分会论文集,北京:2003:47-52.
- [2]刘宪民,王春旭.超高强度结构钢的历史及发展[C].第三届北京冶金年会论文集,北京:2002:13-18.
- [3]张可,雍岐龙,孙新军,等.回火温度对高Ti微合金直接淬火高强钢组织及性能的影响[J].金属学报,2014,50(8):913-920.
- [4]雍岐龙,马鸣图,吴宝榕.微合金钢—物理和力学冶金[M].北京:机械工业出版社,1989:89-92.
- [5]崔忠圻.金属学与热处理[M].北京:机械工业出版社,2000:298.
- [6]吴承建,陈国良,强文江,等.金属材料学[M].北京:冶金工业出版社,2009:74.
- [7]王有铭,李曼云,韦光.钢材的控制轧制和控制冷却[M].北京:冶金工业出版社,2009:62-89.

苏春霞(1978-)女,硕士(2010年东北大学),正高级工程师,2000年沈阳工业大学(本科)毕业,超高强度钢研制开发。E-mail:agsuchunxia@sina.com

收稿日期:2020-08-07