

· 组织和性能 ·

提高 Q550NQR1 耐候钢 -40 °C 冲击功的工艺实践

崔凯禹

(攀钢集团研究院有限公司钒钛钢研究所,攀枝花 617000)

摘要 研究分析了 8.0 mm 厚 Q550NQR1 高强耐候钢 -40 °C 低温冲击功偏低的原因,于其心部组织观察到多条珠光体偏析带,该偏析带虽宽度窄,且较分散、不连续,但是数量多,占比约 5.8%;经检测,该心部偏析对试验钢力学性能影响不大,认为主要是铌钒微合金化的细晶强化和析出强化效果,保证了试验钢的高强度;然而,铁素体/珠光体的界面相对薄弱,利于裂纹的产生和扩展,并且珠光体偏析带可能使材料的韧脆转变温度升高,从而使试验钢的低温冲击韧性变差。通过提高加热温度并保证足够的加热时间、提高层流冷却段冷却速度、控制 Nb 和 V 含量的改进工艺进行轧制,所得产品组织细化、珠光体偏析带消失、常规力学性能符合要求,且富余量合适、-40 °C 低温冲击值均值上升 84.3 J。

关键词 高强耐候钢 Q550NQR1 珠光体偏析 -40 °C 冲击韧性 铌 钒

Technology Practice of Increasing Impact Energy of Weathering Steel Q550NQR1 at -40 °C

Cui Kaiyu

(Vanadium and Titanium Steels Division, Pangang Group Research Institute Co., Ltd, Panzhihua 617000)

Abstract This research investigated 8.0 mm thick high strength weathering steel Q550NQR1 with relatively low -40 °C low temperature impact value, and multiple pearlite segregation bands were observed in core microstructure, although the segregation bands are narrow and discrete, the quantity is numerous and ratio reaches 5.8%; through test, the segregation band in core microstructure has little effects on mechanical performance of tested steel, which is considered to be resulted from the effects of fine grain strengthening and precipitation strengthening by Nb-V micro alloying; however, the interface of ferrite and pearlite is relatively weak, which facilitates generation and extension of crack, as well as the pearlite segregation band likely leads to increase of ductile-brittle transition temperature thereby deteriorating low temperature impact toughness of tested steel. The improved technologies that increasing heating temperature and assuring enough heating time, increasing cooling rate in laminar cooling section as well as controlling the contents of Nb and V were adopted to conduct rolling, and for the final product, grain refinement achieves, pearlite segregation band vanishes, mechanical performance satisfies requirement and the surplus is appropriate, as well as -40 °C low temperature impact average value increases 84.3 J.

Material Index High Strength Weathering Steel Q550NQR1, Pearlith Segregation, Impact Toughness at -40 °C, Niobium, Vanadium

耐候钢(Weathering Steel),又名耐大气腐蚀钢,广泛应用于建筑、车辆、集装箱、桥梁等领域,是一类在大气中具有良好耐腐蚀性能的低合金钢,其 C 含量小于 0.2%,Cu, Cr, Ni, P, Si, Mn 等作为主要合金元素且总含量在 3%~5%。通过国内外大量的研究,现在普遍认为经过长时间地暴露于大气中,耐候钢表面将生成一层致密且附着性良好的氧化产物使钢基体与外界腐蚀性物质隔绝,从而显著提高耐候钢的耐腐蚀性能^[1-2]。

Q550NQR1 高强耐候钢,主要应用于铁道车辆生产,其高强度的特性能够在保证安全性的前提下实现铁道车辆轻量化,从而达到节能减排以及减少碰撞能的目的。然而,随着强度的提高材料的韧性通常会降低,且耐候钢合金元素添加多、中厚规格钢带边心部组织差异较大,也易

对材料的冲击韧性产生不良影响,因此对于中厚规格 Q550NQR1 高强耐候钢冲击韧性的影响因素研究很有意义。

1 试验材料与方法

本研究选取了一卷 8.0 mm 厚 Q550NQR1 钢作为试验材料,试验钢采用铌钒微合金化,其化学成分如表 1 所示;其常规力学性能(横向)符合要求且富余量足,但 -40 °C 低温冲击功富余量小(采用半尺寸夏比 V 型缺口冲击试样),具体如表 2 所示。

本研究采用 FEI-MLA 600 扫描电镜(SEM)对冲击断口进行了观察;另对试验钢沿轧制方向切取

表 1 试验钢化学成分/%
Table 1 Chemical composition of tested steel / %

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	V	Nb	Als
0.09	0.40	1.49	0.012	0.005	0.40	0.15	0.26	0.07	0.036	0.033

金相试样,经研磨、抛光后用 3% 硝酸酒精溶液进行腐蚀,然后采用 ZEISS MEF3 光学显微镜对试样的显微组织进行了观察。

2 试验结果与分析

2.1 断口形貌

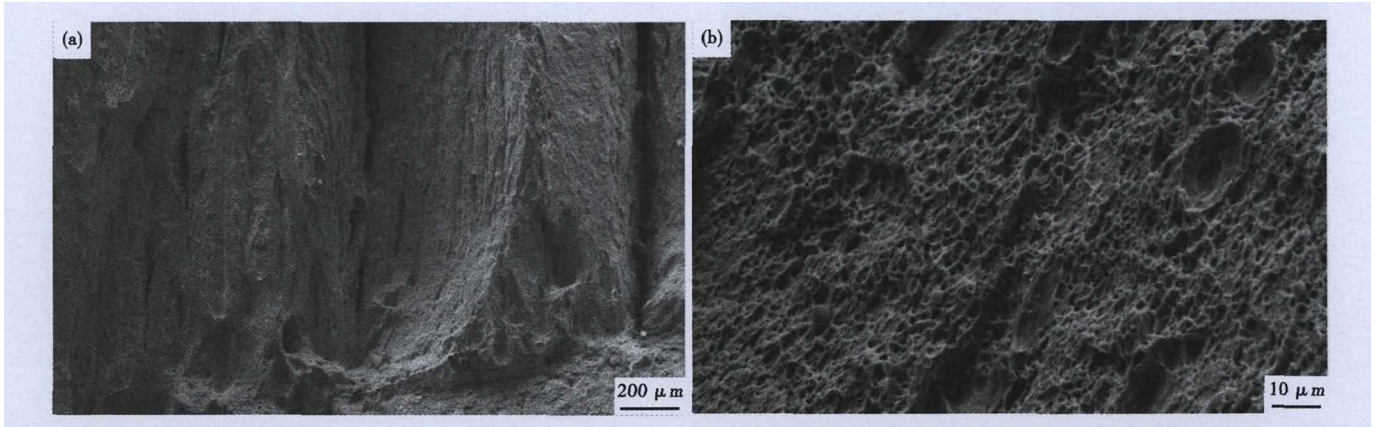


图 1 试验钢低温冲击样断口形貌:(a)低倍;(b)韧窝

Fig. 1 Fracture appearance of tested steel low temperature impact sample (a) low magnification; (b) dimples

运用 SEM 观察了试验钢冲击样断口形貌,如图 1 所示,试样冲击断口较大部分区域为典型的脆性解理形貌,断口存在少量韧窝且韧窝尺寸较小,韧窝底部较洁净,未见夹杂物存在。可见,试验钢冲击样主要以脆性断裂为主,表现为冲击值偏低。

2.2 显微组织

显微组织观察结果如表 3 和图 2 所示,可知非金属夹杂物级别低,基本可以忽略夹杂物对冲击性能的影响;试样组织为铁素体 + 珠光体,晶粒度 11 级;于心部组织可观察到,铁素体基体上的珠光体聚集成条带状间隔排列的现象,形成了多条珠光体偏析带,该偏析带虽宽度窄,且较分散、不连续,但是数量多,应用图片处理工具 ImageJ 的 Color Threshold 功能选中 200 × 心部组织图片的珠光体偏析带(如图 3 所示),分析得到该视场中珠光体偏析带的面积占比达 5.8%(图 3)。

2.3 试验结果分析

有研究认为,珠光体偏析带会对材料的力学性能产生不利影响,使其表现出各向异性,使材料横向

表 2 试验钢力学性能(横向)和 -40 °C 低温冲击值(半尺寸)
Table 2 Mechanical performance (horizontal) and -40 °C low temperature impact value (half size) of tested steel

牌号	R _{el} /MPa	R _m /MPa	A/%	冲击值/J			冲击值平均值/J
				1	2	3	
Q550NQR1	598	695	22.5	32	32	31	31.7
标准要求	≥550	≥600	≥18	-40 °C 冲击值 ≥30 J			

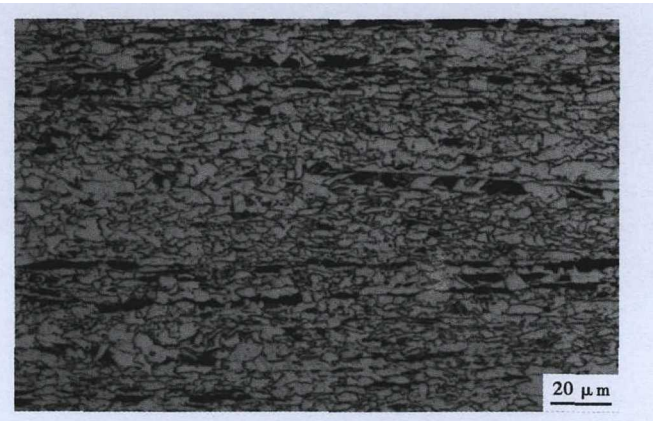


图 2 1#样心部金相组织,500 ×

Fig. 2 Core microstructure of 1# sample, 500 ×

(板宽方向)性能明显低于纵向(轧制方向)性能^[3-4]。但本试验钢常规力学性能(横向)符合要求且富余量足,说明该心部偏析对其力学性能影响不大,认为主要是铌钒微合金化的细晶强化和析出强化效果保证了其高强度。

铌钒微合金化具体作用机理如下^[5-8]:(1)钢中含 Nb,在高温形变时,固溶态的 Nb 易在位错、晶界等能量较高的位置偏聚,从而阻碍再结晶的发生,显著扩大奥氏体未再结晶区,使轧制过程中奥氏体累积形变增加;较低温形变时(<1 000 °C),由钢中常用微合金元素的碳氮化物在轧制过程中的形成温度可知^[6],NbC 易在位错、晶界等能量较高的位置发

表 3 试验钢显微组织结果

Table 3 Results of microstructure of tested steel

编号	组织百分比/%	晶粒度/级	非金属夹杂物级别/级				
			A	B	C	D	D _s
1#	铁素体(94) + 珠光体(6)	11.0	0	0	0	0.5	0

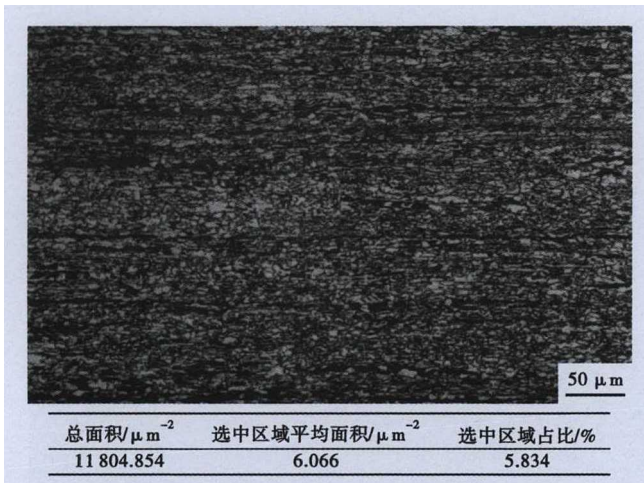


图 3 选中珠光体偏析带和图像分析

Fig. 3 Selected pearlite segregation bands and analysis of Image

生形变诱导析出,从而钉扎位错和晶界迁移、阻碍奥氏体晶粒长大;最终,产生细晶强化和析出强化效果。(2)钢中含 V,由于 VN 的析出温度低于 NbC,因此其细化晶粒的效果小于 NbC;而由于 V 在奥氏体中具有较大的溶解度而在铁素体中溶解度较低,因此 V(C,N)易在铁素体中大量析出;最终,相比于 Nb,钢中 V 主要起析出强化作用。

然而,铁素体/珠光体的界面相对薄弱,利于裂纹的产生和扩展,并且珠光体偏析带可能使材料的韧脆转变温度升高,从而使得试验钢的低温冲击韧性变差。一般认为带状组织的形成是由于连铸坯中产生的枝晶偏析。连铸坯在凝固过程中,由于钢中各元素的扩散速度不一样,碳元素容易均匀扩散,其他合金元素,特别是 Mn,扩散较困难且不容易均匀化,因此容易产生枝晶偏析。在铸坯的轧制过程中,粗大的枝晶沿变形方向拉长,并逐渐与变形方向一致,形成合金元素的贫化带与富化带彼此交替堆叠的带状区。在随后的冷却过程中,由于合金元素贫化带的过冷奥氏体稳定性较低(Ar3 温度高),因此先在此处析出先共析铁素体,形成以铁素体为主的带;多余的碳扩散入两侧的合金元素富化带,形成以珠光体为主的带;最终显示出以铁素体为主的带与以珠光体为主的带彼此交替的带状组织。而连铸坯的凝固顺序为边部至心部,心部为最后凝固部位,其碳含量和合金含量最高,偏析程度最严重,因此在轧制过程中心部形成的带状组织最严重^[9-10]。

本研究试验钢中添加的合金元素多,特别是 Mn 含量较高,达 1.45% ~ 1.60%,且成品厚度达 8 mm,因此在轧制过程中易于心部形成珠光体偏析带,最终使产品冲击韧性降低。

3 工艺改进与工业试验

(1)采用较高的加热温度(提高 15 °C)并保证足够的加热时间(≥ 210 min),从而对铸态组织的成分偏析起到均匀化作用;控制加热温度和加热时间不得过高过长,以免出现烧损、过热、过烧等问题,具体改进前后工艺对比情况如表 4 所示。

(2)层流冷却段采用前段冷却方式,加大上下集管开水量,提高冷却速度;冷却速度是改善带状偏析的关键因素,随着冷却速度的增加,虽然合金元素贫化带和富化带的 Ar₃ 温度差增大,但是对于碳扩散距离的抑制作用更明显,从而抑制贫 C 区和富 C 区的形成,使带状组织级别减轻或消除^[11-12],具体改进前后工艺对比情况如表 4 所示。

(3)控制 Nb 和 V 含量,将 Nb 含量提高 0.015%,使奥氏体未再结晶区扩大,从而增加轧制过程中奥氏体未再结晶区累积形变,使合金元素的贫化带与富化带随之被拉长、破碎,从而使最终形成的带状组织程度降低^[13];但是 Nb 含量提高及上述冷却速度的提高,会使细晶强化和析出强化效果增加,从而导致材料强度过高而影响后续用户的成型和使用,因此对 V 含量做一定的调整,降低 0.03% 以减少 V 的析出强化作用,从而保证材料强度在一个合理的范围。改进后试验钢具体化学成分如表 5 所示。

根据上述改进工艺对 8 mm 厚 Q550NQR1 高强耐候钢进行生产,所得产品的组织如图 4 和表 6 所示,力学性能(横向)和 -40 °C 低温冲击值(半尺寸)及其与工艺改进前的数值对比分别如表 7 和图 5 所示,可知:试样组织为铁素体 + 珠光体,珠光体占比 5%,变化不大,但其于铁素体基体上分布更均匀,珠光体偏析带消失;组织细化,晶粒度达到 12.5 级;常规力学性能略微提升,符合要求且富余量合

表 4 改进前后工艺对比

Table 4 Comparison of technologies before and after optimization

工艺	出钢目标温度/°C	终轧温度/°C	卷取温度/°C	冷却方式	冷却速率
改进前	1 230 ± 20	870 ± 20	600 ± 20	前段冷却	上集管 50% 下集管 75%
改进后	1 245 ± 20	870 ± 20	600 ± 20	前段冷却	上集管 60% 下集管 90%

表 5 改进后试验钢化学成分/%

Table 5 Chemical composition of tested steel after optimization /%

C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Cu	V	Nb	Als
0.09	0.40	1.51	0.010	0.005	0.41	0.14	0.28	0.04	0.049	0.036

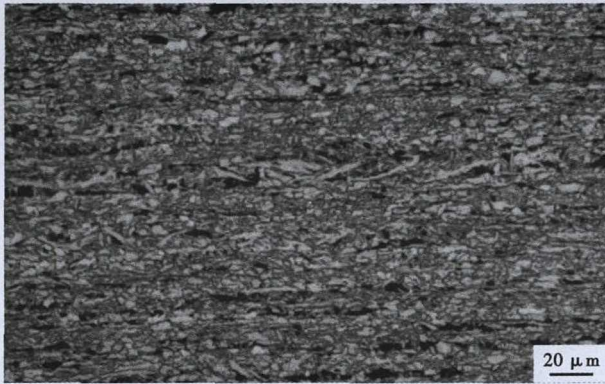


图 4 工艺改进后 Q550NQR1 钢的心部组织(500X)
Fig.4 Core microstructure of steel Q550NQR1 rolled after improved technologies (500X)

表 6 工艺改进后 Q550NQR1 钢的心部显微组织结果
Table 6 Results of core microstructure of steel Q550NQR1 rolled after improved technologies

组织百分比/%	晶粒度/级
铁素体(95) + 珠光体(5)	12.5

表 7 工艺改进后 Q550NQR1 钢的力学性能(横向)和低温冲击值(半尺寸)

Table 7 Mechanical performance (horizontal) and low temperature impact value (half size) of steel Q550NQR1 rolled after improved technologies

牌号	R_{el}/MPa	R_m/MPa	A/%	冲击值/J			冲击值 平均值/J
				1	2	3	
Q550NQR1	612	698	24.0	117	110	151	126
标准要求	≥ 550	≥ 600	≥ 18	-40 ℃ 冲击值 ≥ 30 J			

适; -40 ℃ 低温冲击值显著提高,均值上升 84.3 J。

4 结论

(1) 试验钢心部组织中出现珠光体偏析带,该偏析带虽宽度窄,且较分散、不连续,但是数量多,占比可达 5.8%;该心部偏析对力学性能影响不大,本

参考文献

[1] 刘清友,汪兵,王向东. 耐候钢的研究、应用及展望[C]//中国钢结构协会房屋建筑钢结构分会 2011 年学术年会. 2011.
[2] Morcillo M, Chico B and Díaz I, et al. Atmospheric Corrosion Data of Weathering Steels. A Review[J]. Corrosion Science, 2013, 77(12): 6-24.
[3] 张立民,赵占军. 12Cr1MoV 钢管带状组织的产生与消除[J]. 钢管, 1996(2): 57-59.
[4] 刘云旭. 低碳合金钢中带状组织的成因、危害和消除[J]. 金属热处理, 2000, 3(12): 1-3.
[5] Manohar P A, Chandra T and Killmore C R. Continuous Cooling Transformation Behaviour of Microalloyed Steels Containing Ti, Nb, Mn and Mo[J]. ISIJ International, 2007, 36(12): 1486-1493.
[6] 于庆波,孙莹,李子林,等. 微量固溶 Nb 在钢中的作用[J]. 钢铁, 2006, 41(2): 59-62.
[7] 刘庆春. 钒在铁路货车用高强度钢中的作用研究[D]. 昆明:昆明理工大学, 2016.
[8] Rune Lagneborg. 钒在微合金钢中的作用[M]. 北京:冶金工业出版社, 2015.
[9] 张迎晖,赖泓州,赵鸿金. 钢中带状组织的研究现状[J]. 轧钢,

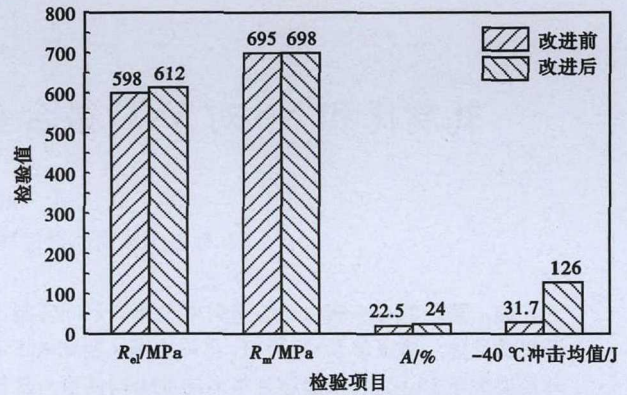


图 5 工艺改进前后 Q550NQR1 钢的力学性能和低温冲击值对比

Fig. 5 Comparison of mechanical performance and low temperature impact value of steel Q550NQR1 before and after technologies improving

试验钢常规力学性能(横向)符合要求且富余量足,认为主要是钒微合金化的细晶强化和析出强化效果保证了其高强度;但是铁素体/珠光体的界面相对薄弱,利于裂纹的产生和扩展,并且珠光体偏析带可能使材料的韧脆转变温度升高,从而使得试验钢的低温冲击韧性降低。

(2) Q550NQR1 试验钢中合金元素含量多,特别是 Mn 含量较高,达 1.45% ~ 1.60%,且成品厚度达 8 mm,因此,在轧制过程中易于心部形成珠光体偏析带,最终使产品冲击韧性降低。

(3) 通过提高加热温度(提高 15 ℃)并保证足够的加热时间(≥ 210 min)、提高层流冷却段冷却速度、控制 Nb 和 V 含量(Nb 含量提高 0.015%, V 含量降低 0.03%)的改进工艺进行轧制,所得产品组织细化、珠光体偏析带消失、常规力学性能符合要求且富余量合适、-40 ℃ 低温冲击值均值上升 84.3 J。

2014, 31(3): 45-47.
[10] Grosterlinden R, Kawalla R and Lotter U, et al. Formation of Pearlitic Banded Structures in Ferritic-Pearlitic Steels [J]. Steel Research, 1992, 63(8): 331-336.
[11] 蔡珍,黄运华,张跃,等. 冷却速度对铁素体-珠光体带状组织的影响机制[J]. 钢铁研究学报, 2012, 24(6): 25-30.
[12] 张延玲,刘海英,阮小江,等. 中低碳齿轮钢中合金元素的偏析行为及其对带状组织的影响[J]. 北京科技大学学报, 2009(s1): 199-206.
[13] 何立新,陈连生,王刚,等. 轧制工艺对 J55 石油套管用带钢带状组织的影响[J]. 轧钢, 2012, 29(6): 18-23.

崔凯禹(1990-),男,硕士(2014 年曼彻斯特大学),副研究员,2013 年哈尔滨工业大学(本科)毕业,热轧钢板开发和工艺研究. E-mail: cui ky@ qq. com

收稿日期:2018-04-03