

热处理对 $\Phi 245 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ V150 高抗挤毁套管用钢 27CrMnMoV 组织和性能的影响

方 剑¹ 黄 彦¹ 唐应波²

(1 黄冈师范学院机电工程学院, 黄冈 438000; 2 湖北新冶钢有限公司技术中心, 黄石 435000)

摘 要 试验用 $\Phi 360 \text{ mm}$ 27CrMnMoV 钢 ($\% : 0.27\text{C}, 0.25\text{Si}, 0.92\text{Mn}, 1.06\text{Cr}, 0.75\text{Mo}, 0.009\text{P}, 0.003\text{S}, 0.088\text{V}$) 铸坯经穿孔和 $\Phi 340$ 连轧机组热轧成 $\Phi 244.48 \text{ mm} \times 15.11 \text{ mm}$ 无缝管。试验研究了 $830 \sim 950 \text{ }^\circ\text{C}$ 水淬, $880 \text{ }^\circ\text{C}$ 水淬 + $600 \sim 680 \text{ }^\circ\text{C}$ 30 ~ 120 min 回火, 以及 $880 \text{ }^\circ\text{C}$ 两次水淬 + $620 \sim 660 \text{ }^\circ\text{C}$ 回火工艺对该钢管组织和性能的影响。一般要求 V150 管屈服和抗拉强度分别为 $1\ 034 \sim 1\ 241 \text{ MPa}$ 和 $\geq 1\ 103 \text{ MPa}$, $0 \text{ }^\circ\text{C}$ 横向冲击功 $\geq 80 \text{ J}$ 。结果表明, 一次淬火 + $630 \sim 655 \text{ }^\circ\text{C}$ 60 min 回火时 Mo 和 V 碳化物析出产生二次硬化, 其屈服和抗拉强度分别为 $1\ 034 \sim 1\ 150 \text{ MPa}$ 和 $1\ 103 \sim 1\ 225 \text{ MPa}$, $0 \text{ }^\circ\text{C}$ 横向冲击功为 $80 \sim 108 \text{ J}$ 。二次淬火 + $635 \sim 655 \text{ }^\circ\text{C}$ 60 min 回火工艺, 循环淬火使奥氏体晶粒细化, 提高强度的同时显著改善韧性, 其屈服和抗拉强度分别为 $1\ 034 \sim 1\ 170 \text{ MPa}$ 和 $1\ 103 \sim 1\ 240 \text{ MPa}$, $0 \text{ }^\circ\text{C}$ 横向冲击功为 $80 \sim 120 \text{ J}$, 比一次淬火 + 回火工艺更容易实现 V150 高抗挤毁套管性能的稳定性控制。

关键词 V150 高抗挤毁套管 27CrMnMoV 钢 两次淬火 晶粒细化 性能稳定性

Effect of Heat Treatment on Structure and Properties of Steel 27CrMnMoV $\Phi 245 \text{ mm} \times 12 \text{ mm}$ V150 High Anti-Collapse Casing

Fang Jian¹, Huang Yan¹ and Tang Yingbo²

(1 College of Mechanical and Electrical Engineering, Huanggang Teachers College, Huanggang 438000;
2 Technical Center, Hubei Xinyegang Steel Co Ltd, Huangshi 435000)

Abstract The tested $\Phi 244.48 \text{ mm} \times 15.11 \text{ mm}$ seamless tube is pierced and hot-rolled by $\Phi 340$ continuous rolling mill train from $\Phi 360 \text{ mm}$ casting bloom of steel 27CrMnMoV ($\% : 0.27\text{C}, 0.25\text{Si}, 0.92\text{Mn}, 1.06\text{Cr}, 0.75\text{Mo}, 0.009\text{P}, 0.003\text{S}, 0.088\text{V}$). The effect of $830 \sim 950 \text{ }^\circ\text{C}$ water quenching, $880 \text{ }^\circ\text{C}$ water quenching + $600 \sim 680 \text{ }^\circ\text{C}$ 30 ~ 120 min tempering and $880 \text{ }^\circ\text{C}$ double water quenching + $620 \sim 660 \text{ }^\circ\text{C}$ tempering on structure and properties of the steel tube has been tested and researched. The normal requirement on V150 tube yield and tensile strength is respectively $1\ 034 \sim 1\ 241 \text{ MPa}$ and $\geq 1\ 103 \text{ MPa}$, and horizontal impact energy at $0 \text{ }^\circ\text{C}$ $\geq 80 \text{ J}$. Tested results shown that with once quenched + tempered at $630 \sim 655 \text{ }^\circ\text{C}$ for 60 min, the Mo and V carbides in steel precipitate to produce secondary hardening, the yield and tensile strength of steel are respectively $1\ 034 \sim 1\ 150 \text{ MPa}$ and $1\ 103 \sim 1\ 225 \text{ MPa}$, and horizontal impact energy of steel at $0 \text{ }^\circ\text{C}$ is $80 \sim 108 \text{ J}$, while with double quenched + tempered at $635 \sim 655 \text{ }^\circ\text{C}$ for 60 min the steel gets fine austenite grains by circle quenching, the strength and toughness of steel increase and improve markedly, its yield and tensile strength are respectively $1\ 034 \sim 1\ 170 \text{ MPa}$ and $1\ 103 \sim 1\ 240 \text{ MPa}$, and horizontal impact energy at $0 \text{ }^\circ\text{C}$ is $80 \sim 120 \text{ J}$. As compared with once quenching + tempering process the stability control of properties of V150 high anti-collapse casing more easily realizes by double quenching + tempering process.

Material Index V150 High Anti-Collapse Casing, Steel 27CrMnMoV, Double Quenching, Grain Fining, Stability of Properties

V150 高抗挤毁套管是在美国石油协会标准 API Spec 5CT 基础上开发设计出来的非 API 套管产品, 主要用于复杂地质岩层的深井、超深井, 其抗挤毁性能不仅与残余应力、尺寸精度(套管不圆度、壁厚偏差)和套管径厚比值有关, 还与良好综合力学性能有关。目前, 国内已开发并批量生产 V150 套管的厂家主要有宝钢、天钢、衡钢、成都无缝等, 普通采用中碳 Mn-Cr-Mo 系列含 V 钢生产, 来保证管端螺纹加工及粘扣性能, 并通过调质处理来获得良好的综合力学性能。参考 API 5CT 标准, 其屈服和抗拉强度应分别满足 $1\ 034 \sim 1\ 241 \text{ MPa}$ 和 $\geq 1\ 103$

MPa, 冲击韧性要求与具体规格对应的临界壁厚有关, 但均未超过 47 J (优先横向)^[1], 而对于 V150 高抗挤毁套管不仅需要高的强度还需具备高的冲击韧性, 来降低裂纹的敏感性并提高抗挤毁能力。根据“英国按英国能源部指导性技术文件规定”及用户的订购要求, V150 高抗挤毁套管的冲击韧性至少需稳定在 80 J 以上^[2-3], 然而在实际生产和应用中, 由于强度或韧性偏低导致产品检验不合格和油井套管失效的情况却时有发生^[4]。因此, 本文进行了 V150 高抗挤毁套管用钢的一系列热处理工艺试验。

表 1 27CrMnMoV 钢化学成分 / %

Table 1 Chemical composition of steel 27CrMnMoV / %								
C	Si	Mn	Cr	Mo	P	S	V	
0.27	0.25	0.92	1.06	0.75	0.009	0.003	0.088	

1 试验材料及方法

材料为 27CrMnMoV 钢连铸圆坯(坯径 $\Phi 360 \text{ mm}$), 经过 $\Phi 340$ 连轧(MM)机组热轧成 $\Phi 244.48 \text{ mm} \times 15.11 \text{ mm} \times 12.0 \text{ m}$ (外径 \times 壁厚 \times 长度)规格的无缝钢管, 主要化学成分如表 1 所示。采用热膨胀法测得 27CrMnMoV 试验钢的相变点 A_{c3} 和 A_{c1} 分别为 $828 \text{ }^\circ\text{C}$ 和 $778 \text{ }^\circ\text{C}$ 。

从钢管上截取 250 mm 长的条状试验样, 在试验炉中进行不同工艺的热处理试验: (1) 淬火加热温度为 $830, 845, 860, 875, 890, 905, 920, 935, 950 \text{ }^\circ\text{C}$, 保温 40 min, 水淬; (2) 淬火加热温度为 $880 \text{ }^\circ\text{C}$, 保温 40 min, 水淬、回火温度分别为 $600, 610, 620, 630, 640, 650, 660, 670, 680 \text{ }^\circ\text{C}$, 保温 60 min, 空冷; (3) 淬火加热温度为 $880 \text{ }^\circ\text{C}$, 保温 40 min, 水淬、回火温度为 $650 \text{ }^\circ\text{C}$, 保温时间分别为 30、45、60、75、90、105、120 min, 空冷。(4) 首先进行两次淬火, 淬火加热温度为 $880 \text{ }^\circ\text{C}$, 保温 40 min, 水淬, 回火温度分别为 $620, 630, 640, 650, 660 \text{ }^\circ\text{C}$, 保温 60 min, 空冷。

淬火样沿钢管横截面方向加工硬度试验样, 调质处理样沿钢管纵向加工拉伸试验样、沿钢管横向加工冲击试验样。拉伸试样为 $(38 \pm 0.5) \text{ mm}$ 宽全壁厚的条状试样, 试验段长度 $\geq 57.2 \text{ mm}$, 标距长度 $(50.8 \pm 0.13) \text{ mm}$ 。冲击试样加工位置为钢管壁厚中间部位, 尺寸(mm)为 $10 \times 10 \times 55$, 沿钢管直径方向开 V 型缺口。硬度试验在全自动洛氏硬度计上测试 HRC 硬度值(室温 $21 \text{ }^\circ\text{C}$), 拉伸试验在万能拉伸试验机进行(室温 $21 \text{ }^\circ\text{C}$), 冲击试验在摆锤式冲击试验机上进行(试验温度 $0 \text{ }^\circ\text{C}$), 试验方法执行 ASTM A370-2014 标准。

不同淬火样采用过饱和苦味酸 + 立白洗洁剂溶液($80 \text{ }^\circ\text{C}$, 保温 2 ~ 3 h)进行晶界腐蚀, 在金相显微镜下观察奥氏体原始晶粒尺寸。不同淬火及调质处理样采用 4% 的硝酸酒精腐蚀, 在金相显微镜下观察其组织形态。不同回火时间样在 TEM 电镜下观察析出物形貌。

2 试验结果及分析

2.1 力学性能

从图 1 可以看出, 随着淬火温度的升高, HRC 硬度值呈先增后减的趋势, 当温度 $< 860 \text{ }^\circ\text{C}$ 时 HRC

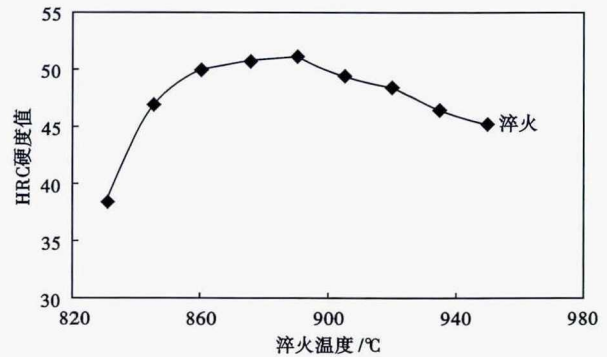


图 1 淬火温度对 27CrMnMoV 钢 $\Phi 244.8 \text{ mm} \times 15.11 \text{ mm}$ 无缝管硬度的影响

Fig. 1 Effect of quenching temperature on hardness of $\Phi 244.8 \text{ mm} \times 15.11 \text{ mm}$ seamless tube of steel 27CrMnMoV

硬度值快速增加, 当温度 $> 890 \text{ }^\circ\text{C}$ 时 HRC 硬度值快速减少, 当温度为 $860 \sim 890 \text{ }^\circ\text{C}$ 时 HRC 硬度值变化不大 ($\Delta \text{HRC} \approx 1$)。从图 2(a) 可以看出, 随着回火温度的升高, 屈服和抗拉强度呈降低趋势, 冲击韧性呈增加趋势, 在 $620 \sim 640 \text{ }^\circ\text{C}$ 时, 强度和冲击韧性曲线上均出现拐点现象, 即在该温度段内强度和冲击韧性随温度的变化程度均较小(强度平均约 $2 \text{ MPa}/^\circ\text{C}$, 冲击韧性平均约 $1 \text{ J}/^\circ\text{C}$)。从图 2(b) 可以看出, 随着回火时间的延长, 屈服和抗拉强度呈降低趋势, 冲击韧性呈先增后减的趋势, 其中屈服和抗拉强度在 $50 \sim 70 \text{ min}$ 时变化较为平缓, 冲击韧性在 60 min 左右达到峰值。从图 2(c) 可以看出, 曲线的变化趋势与图 2(a) 比较相似, 但与图 2(a) 相比, 其曲线上的拐点不明显, 且在相同的回火温度下, 其冲击韧性更高, 屈服强度略高, 抗拉强度相当。

2.2 微观分析

不同加热温度一次淬火和 $880 \text{ }^\circ\text{C}$ 两次淬火的原始奥氏体晶粒观察结果显示, 随着一次淬火加热温度的升高, 奥氏体晶粒平均尺寸逐渐增大, 混晶程度先减后增, 其中淬火加热温度为 $830 \text{ }^\circ\text{C}$ 和 $950 \text{ }^\circ\text{C}$ 的混晶程度最大, 而两次淬火的晶粒尺寸明显比同温度下一次淬火的晶粒尺寸更细。图 3 分别为 $830, 890, 950 \text{ }^\circ\text{C}$ 一次淬火和 $880 \text{ }^\circ\text{C}$ 两次淬火的原始奥氏体晶粒形貌, 采用截线法测量其晶粒的平均尺寸分别为 $11.4, 18.3, 41.2, 12.7 \text{ } \mu\text{m}$ 。不同淬火加热温度的淬火组织形貌观察结果显示, 当温度 $< 860 \text{ }^\circ\text{C}$ 时为马氏体 + 少量贝氏体, 当温度 $\geq 860 \text{ }^\circ\text{C}$ 时主要为马氏体。图 4(a, b) 分别为 $830 \text{ }^\circ\text{C}$ 和 $880 \text{ }^\circ\text{C}$ 的淬火组织形貌, 图 4(a) 主要为板条马氏体 + 少量针状马氏体 + 少量贝氏体, 图 4(b) 主要为板条马氏体 + 少量针状马氏体, 比较图 4(a) 和图 4(b) 中的马氏

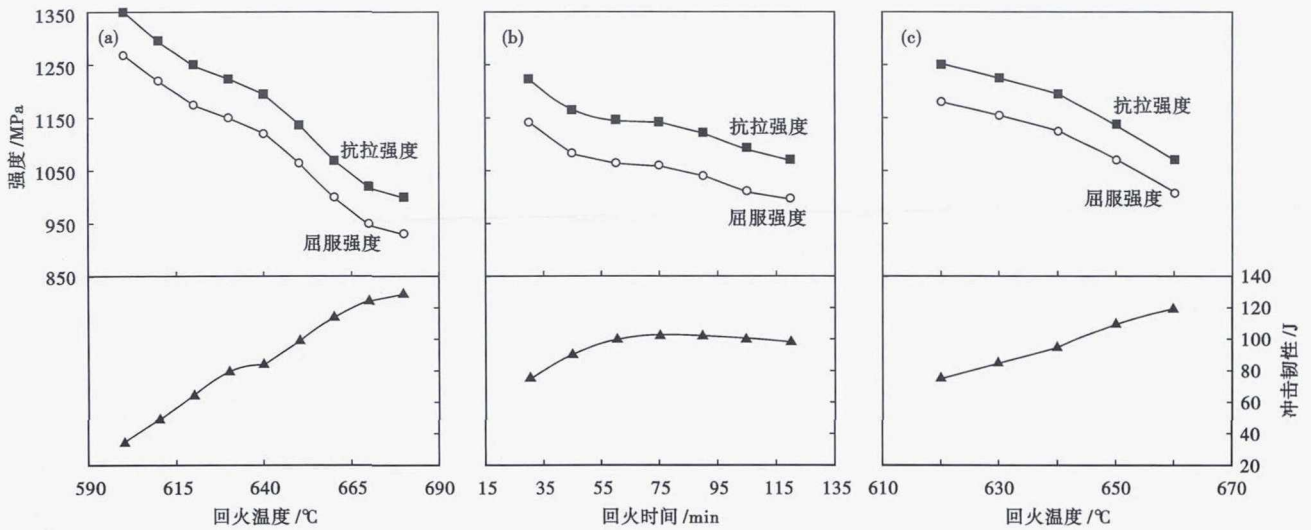


图 2 (a)回火温度(880 °C 水淬), (b) 650 °C 回火时间(880 °C 水淬)和(c) 880 °C 两次水淬的回火温度对 27CrMnMoV 钢 $\Phi 244.8 \text{ mm} \times 15.11 \text{ mm}$ 无缝管抗拉和屈服强度以及 0 °C 横向冲击功的影响

Fig. 2 Effect of (a) tempering temperature (880 °C water quenching), (b) tempering time at 650 °C (880 °C water quenching) and (c) tempered temperature with 880 °C double water quenching on tensile and yield strength as well as horizontal impact energy at 0 °C of $\Phi 244.8 \text{ mm} \times 15.11 \text{ mm}$ seamless tube of steel 27CrMnMoV

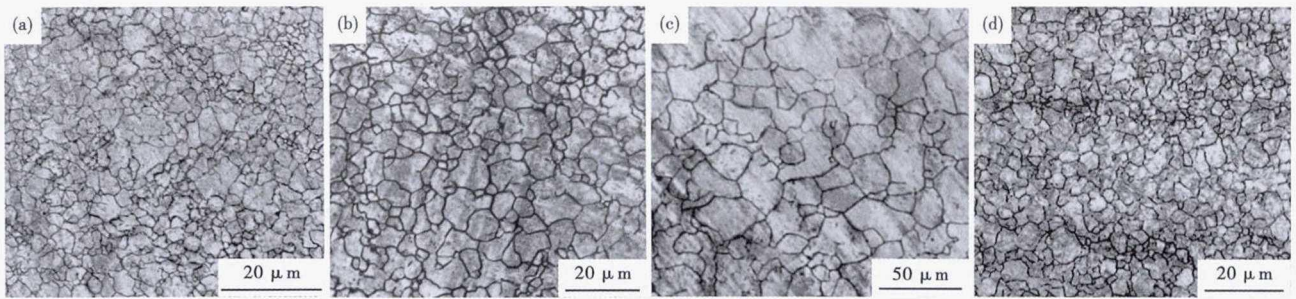


图 3 27CrMnMoV 钢 $\Phi 244.8 \text{ mm} \times 15.11 \text{ mm}$ 无缝管 830 °C (a), 890 °C (b) 和 950 °C (c) 以及 880 °C 两次淬火 (d) 原始奥氏体晶粒形貌

Fig. 3 Morphology of original austenite grains in $\Phi 244.8 \text{ mm} \times 15.11 \text{ mm}$ seamless tube of steel 27CrMnMoV quenched at 830 °C (a), 890 °C (b), 950 °C (c) and double quenched at 880 °C (d)

体组织可得,图 4(a)中的针状马氏体更少且板条马氏体束长度更短。一次淬火和两次淬火不同回火温度的组织形貌观察结果显示,随着温度的升高,回火索氏体中保持马氏体位向的特征逐渐减弱,碳化物析出颗粒逐渐球化,当温度 >660 °C 时,铁素体基体明显再结晶并多边形化,且马氏体位向特征完全消除。比较一次淬火和两次淬火工艺的回火组织可得,在相同回火温度下一次淬火工艺的组织及晶粒更粗且保留马氏体位向特征更明显。图 4(c, d, e) 为一次淬火的回火温度分别为 600, 650, 700 °C 的组织形貌,组织均为回火索氏体,图 4(c) 和图 4(d) 的组织中明显保留了马氏体的位向特征且图 4(d) 中碳化物的球化更明显,图 4(e) 组织中的铁素体基体明显多边形化、马氏体位向特征基本消除且碳化物球化程度更高,图 4(f) 为两次淬火的回火温度为

650 °C 的组织形貌,与同温度下的图 4(d) 相比,组织中回火马氏体片间距更窄且碳化物析出更弥散,组织更加精细。不同回火时间碳化物析出的 TEM 观察结果显示,随着时间的延长,碳化物析出呈由少变多并聚集长大的趋势。图 5(a, b, c) 为回火时间分别为 30, 60, 120 min 的 TEM 观察形貌,图 5(a) 中碳化物的数量最少、尺寸最小,图 5(b) 中析出物较多且较为弥散,图 5(c) 中析出物尺寸较大且大部分已聚集长大。

2.3 V150 抗挤毁套管的热处理工艺

根据试验结果,采用 27CrMnMoV 钢生产 V150 高抗挤毁套管,要满足其高强度和良好冲击韧性的性能要求(屈服强度 1034 ~ 1241 MPa, 抗拉强度 $\geq 1103 \text{ MPa}$, 0 °C 冲击韧性 $\geq 80 \text{ J}$),不仅需要合理的选择热处理工艺,还需要合理的搭配强度和韧性,在

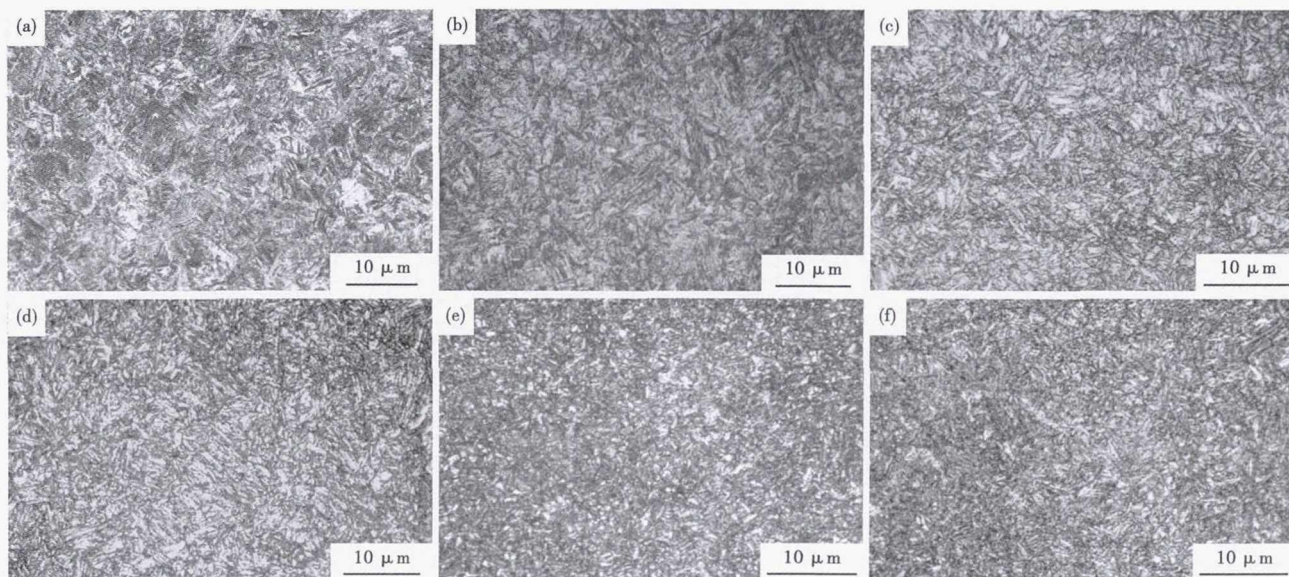


图4 27CrMnMoV 钢 $\Phi 244.8 \text{ mm} \times 15.11 \text{ mm}$ 无缝管 830 °C (a) 和 880 °C (b) 淬火; 880 °C 淬火 600 °C (c)、650 °C (d) 和 700 °C (e) 回火; 880 °C 两次淬火 650 °C 回火 (f) 的组织形貌

Fig. 4 Morphology of structure in $\Phi 244.8 \text{ mm} \times 15.11 \text{ mm}$ seamless tube of steel 27CrMnMoV quenched at 830 °C (a) and 880 °C (b); quenched at 880 °C + tempered at 600 °C (c), 650 °C (d) and 700 °C (e); double quenched at 880 °C + tempered at 650 °C (f)

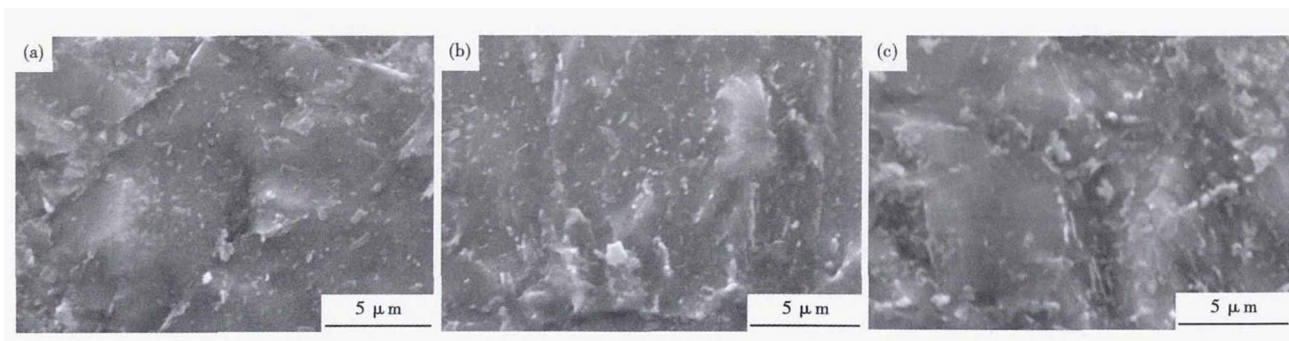


图5 27CrMnMoV 钢 $\Phi 244.8 \text{ mm} \times 15.11 \text{ mm}$ 无缝管 880 °C 淬火 + 650 °C 30 min (a)、60 min (b) 和 120 min (c) 回火析出物形貌

Fig. 5 Morphology of precipitates in $\Phi 244.8 \text{ mm} \times 15.11 \text{ mm}$ seamless tube of steel 27CrMnMoV quenched at 880 °C + tempered at 650 °C for 30min (a), 60min (b) and 120 min (c)

保证强度足够富余量的前提下,应尽量降低强度来提高冲击韧性。淬火加热温度越高,奥氏体晶粒越粗大,对冲击韧性不利,淬火加热温度过低,合金元素难以充分溶解和扩散均匀,易产生贝氏体组织[如图4(a)],不仅对强度和冲击韧性不利,还会导致钢管变形对抗挤毁性能不利,通常选用 A_{c3} 之上约 50 °C 的温度。对于 27CrMnMoV 钢,其 A_{c3} 为 828 °C,淬火加热温度可选用 880 °C 左右的温度。若选用 880 °C 一次淬火工艺,要满足 V150 的性能要求,根据图 2(a,b) 曲线,其回火温度为 630 ~ 655 °C,回火时间以 60 min 为宜,对应的屈服和抗拉强度分别为 1 034 ~ 1 150 MPa、1 103 ~ 1 225 MPa,冲击韧性为 80 ~ 108 J。若采用 880 °C 两次淬火工艺,根据图 2(c) 曲线,则其回火温度为 625 ~ 660 °C,对应的屈服和抗拉强度分别为 1 034 ~ 1 170 MPa、

1 103 ~ 1 240 MPa,冲击韧性为 80 ~ 120 J。然而,在工业实际生产中热处理性能控制需要预留一定的富余量,若强度和冲击韧性的下限分别预留 20 MPa 和 10 J 的富余量,则 880 °C 一次淬火工艺对应的回火温度为 643 ~ 650 °C 较窄的区间,880 °C 二次淬火工艺对应的回火温度为 635 ~ 655 °C 较宽的空间。因此,在工业实际生产中采用 27CrMnMoV 钢生产 V150 高抗挤毁套管,选用二次淬火 + 回火比一次淬火 + 回火更容易实现 V150 性能的稳定性控制。

3 讨论

27CrMnMoV 钢是在中碳 Cr-Mn-Mo 系列钢种中添加适量的微合金元素 V,固溶态的 Cr、Mn、Mo、V 均使 C 曲线右移动,并且提高淬透性的作用,其中固溶态的 Mo 和 V 在高温回火过程中以特殊的碳化

物形式析出,可提高回火稳定性和强度,Mn使 γ 相区下移可提高淬透性和强度,但不利于晶粒细化和冲击韧性。根据试验结果,27CrMnMoV钢的力学性能取决于微观组织和结构,而微观组织和结构与热处理工艺有关。若采用一次淬火+回火工艺,随着回火温度的升高,强度逐渐降低韧性逐渐增加,当回火温度为620~640℃时,Mo和V特殊碳化物将大量析出产生二次硬化的效果^[5-6],使强度平缓降低和韧性平缓升高,当温度继续升高,由于碳化物的逐渐球化长大以及铁素体基体的再结晶软化,韧性显著提高但强度显著降低并很快低于V150钢级的最低要求。若二次淬火+回火工艺,在第二次淬火加热奥氏体相变之前,第一淬火获得的马氏体将充分分解并析出碳化物,从而削弱了组织的遗传性^[7-8],在奥氏体相变时将发生相变重结晶细化奥氏体晶粒,从而精细了淬火马氏体的结构和最终组织,提高强度的同时改善了韧性。可见27CrMnMoV钢添加了Cr、Mn、Mo、V等强化元素,通过一次淬火+回火的工艺易于达到V150高强度的要求但冲击韧性没有富余量,如果通过降低淬火加热温度细化奥氏体晶粒来提高冲击韧性,又会降低淬透性导致钢管变形对抗挤毁性能不利。因此,27CrMnMoV钢通过二次淬火+回火工艺来获得V150抗挤毁套管良好的组织和综合力学性能比一次淬火+回火工艺要更加合理。另外,27CrMnMoV钢中添加了适量的微合金元素V,根据V的固溶度积公式 $\lg([V] \cdot [C])_{\gamma} =$

$6.72 - 9500/T$ 和 $\lg[V] \cdot [C]_{\alpha} = 2.72 - 6080/T$ 计算可得^[7-11],V在奥氏体中完全溶解温度为865℃,在铁素体中几乎完全析出的温度为594~685℃。可以推测^[10-13],在880℃奥氏体化时,V的碳化物析出较少,阻碍奥氏体晶粒长大作用不大,在620~640℃回火时,V的碳化物在铁素体中大量弥散析出起到显著的沉淀强化作用。

4 结论

(1)27CrMnMoV钢采用一次淬火+回火工艺,随回火温度的升高强度逐渐降低,韧性逐渐升高,在620~640℃时Mo和V特殊碳化物将大量析出,产生二次硬化的效果,虽然强度满足V150高抗挤毁套管的要求,但冲击韧性没有富余量,若继续升温,由于碳化物的球化长大和铁素体基体的再结晶软化,韧性显著提高但强度显著降低并很快低于V150的最低要求。若通过降低淬火加热温度细化奥氏体晶粒来提高冲击韧性,将会降低淬透性导致钢管变形对抗挤毁性能不利。

(2)27CrMnMoV钢采用二次淬火+回火工艺,循环淬火加热时的相变再结晶细化了奥氏体晶粒,并精细了淬火马氏体结构和最终组织,提高强度的同时显著改善韧性,在635~655℃较宽的回火温度空间,获得V150高强和高韧性能的同时可保证一定的富余量,比常规的一次淬火+回火工艺更容易实现V150高抗挤毁套管性能的稳定性控制。

参考文献

- [1] API 5CT-2012, Specification for Casing and Tubing[S]. American Petroleum Institute Press.
- [2] 李平全,赵映辉,佟琳.关于超高强度套管夏比冲击吸收能规定值的讨论[J].钢管,2010,39(5):7-15.
- [3] 李鹤林,韩礼红.刍议我国油井管产业的发展方向[J].焊管,2009,32(4):5-10.
- [4] 吕拴录,李鹤林,冯耀荣,等.V150套管接箍破裂原因分析[J].理化检验-物理分册,2005,41(s1):285-290.
- [5] 惠卫军,董瀚,王毛球,等.回火温度对Cr-Mo-V系高强度钢力学性能的影响[J].金属学报,2002,38(10):1009-1014.
- [6] 王泽民,刘庆冬,刘文庆.回火温度对Nb-Mo-V微合金钢中的析出物的影响[J].材料热处理学报,2009,30(3):123-126.
- [7] 文凤,陈永利,周雪娇,等.循环淬火对B/M超高强钢奥氏体晶粒细化的影响[J].热加工工艺,2017,46(8):196-198.
- [8] 吴大银.10Ni5CrMoV钢晶粒超细化热处理工艺研究[D].哈尔滨:哈尔滨工程大学,2008.
- [9] 方剑.N80-1非调质无缝油井管工艺控制技术的研究[D].武汉:武汉科技大学,2012.
- [10] 方剑,张军林,程向龙,等.不同成分射孔枪管用管的组织与性能[J].金属热处理,2017,42(11):84-87.
- [11] 方剑,谢凯意,李阳华,等.V的碳氮化合物析出对36Mn2V非调质钢组织性能的影响[J].武汉科技大学学报,2012,35(2):81-84.
- [12] Wu L S, Fang J and Li M X, et al. Influence of Sizing and Cooling Process on Properties of N80-1 Seamless Casing using Steel 40Mn2V and the Process Parameter Control[J]. Applied Mechanics and Materials, 2013, 364(2): 577-583.
- [13] Fang J, Li Y H and Yuan Z X, et al. Influence of Hot Deformation on Microstructure of Non-Quenching and Non-Tempering Pipe 36Mn2V Used in Oil Well [J]. Journal of Materials Science Forum, 2011, 704-705(12): 504-509.

方剑(1980-),男,博士(2012年武汉科技大学),讲师,工程师,2003年武汉科技大学(本科)毕业,钢的强韧化及耐腐蚀性能研究。E-mail:jian_gou_gou@163.com

收稿日期:2018-01-22