维普资讯 http://www.cqvip.com

第37卷 第5期
2002年5月

钢 铁
IRON AND STEEL

Vol. 37, No. 5
May 2002

N80级石油套管在线常化工艺的优化

余 伟 陈银莉 蔡庆伍 李月琴

(北京科技大学) (北京联合大学)

摘 要 研究42Mn2V和40Mn2V钢在不同冷却条件下的相变温度和组织,分析荒管连轧后中间冷却终止温度和冷却速度、再加热温度对套管的奥氏体晶粒组织及力学性能的影响。结果表明:中间冷却过程中奥氏体完全分解,以及合理的在线常化加热温度是改善套管冲击韧性的关键。对42Mn2V钢在线常化工艺生产N80级石油套管,提出了合理的工艺控制参数。

关键词 石油套管 中间冷却 相变 在线常化 力学性能

OPTIMIZATION OF ON-LINE NORMALIZATION OF N80 OIL CASINGS

YU Wei CHEN Yinli CAI Qingwu

(University of Science and Technology Beijing)

LI Yueqin

(Beijing Union University)

ABSTRACT The effect of speed, terminating temperature of intermediate cooling and reheating temperature of normalizing on the austenite grain size and mechanical properties have been studied. By measuring transformation temperature and microstructure of 42Mn2V and 40Mn2V steels cold with different speeds, it is found that the complete austenite decomposition during the intermediate cooling and the proper on-line normalization temperature are the vital factors for impact toughness. The optimal control parameters of on-line normalization have been given for producing 42Mn2V N80 grade oil casings.

KEY WORDS oil casing, intermediate cooling, transformation, on-line normalization, mechanical property

1 前言

N80石油套管是高强度高韧性无缝钢管,国际上通常采用的方法有:调质处理(含轧后直接淬火+回火处理)、常化、常化+回火以及轧制后回火[1,2]。国外有利用钒钛微合金化低碳钢开发N80石油套管的报道,但必须结合在线常化工艺和定减径后加速冷却[3~5]。钢管的在线常化是指轧管后钢管冷却到特定温度以下,利用再加热常化处理,然后进行定减径变形的生产工艺。在线常化工艺既可收到离线常化的效果,又能缩短工艺流程,节约能源,为生产高强度高韧性石油套管开辟了新途径。本文通过热模拟N80石油套管在线常化工艺的中间冷却和再加热过程,确定合理的在线常化中间冷却温度和常化温度,为实际生产提供可控的工艺参数。

2 实验材料及方法

实验采用电炉冶炼的42Mn2V和40Mn2V钢,其化学成分如表1所示。

表1 实验用钢的主要化学成分

Table 1 Main chemical composition of test steel %

钢种	C	Mn	Si	V	S	P
42Mn2V	0.41	1.57	0.20	0.13	0.008	0.015
40Mn2V	0.39	1.47	0.26	0.08	0.005	0.023

联系人:余 伟,讲师,北京(100083)北京科技大学高效轧制国家工程研究中心

维普资讯 http://www.cqvip.com

将试样加热至1050 ℃保温 5 min 后,按照 ϕ225.8 × 6.32 mm、ϕ173.4 × 9.87 mm、ϕ244.6 × 11.99 mm 三种规格荒管在中间冷床上的不同冷却速度(分别称为冷却方案 1、方案 2、方案 3)冷却,采用热膨胀法测定以上两种成分钢在上述冷却条件下的相变温度。

采用 Gleeble1500 热模拟试验机,模拟在线常化工艺。具体的工艺方法是:加热到1150 ℃保温 5 ~10 min,在1100 ℃实施 1 道次 45 %的变形模拟毛管连轧过程;然后将试样采取冷却方案 1 冷却到 850、550、400 ℃不同的中间温度,然后终止冷却;再将试样分别加热到 920 ℃和 950 ℃保温 5 min,再在 880~920 ℃模拟定径,施加 15 %的总变形,变形后淬火,以确定在不同的入炉温度下奥氏体晶粒的变化规律。试验工艺如图 1 所示。

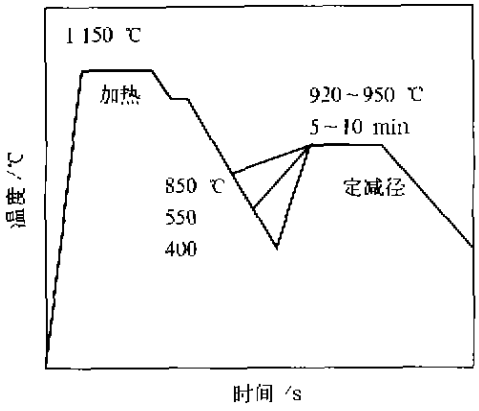


图 1　模拟试验工艺的示意图

Fig. 1　Illustration of simulating process

为确定再加热温度对组织和性能的影响,将 40Mn2V 在加热炉中常化处理。常化处理温度为 880~1040 ℃,在炉时间 10 min;出炉后模拟生产中钢管的冷却方式冷却至室温。测定处理后试样的硬度、纵向冲击功、奥氏体晶粒尺寸分布。

测定在线常化工艺生产的 ϕ244.5 × 13.84 mm,ϕ244.5 × 10.03 mm 和 ϕ177.8 × 8.05 mm 三种规格 N80 级钢管的力学性能和组织,对测定结果统计分析。并与连轧后直接均温度定径工艺生产的套管进行组织性能比较。

3　试验结果

3.1　模拟冷却过程的相变和组织

模拟现场冷却条件,测定钢 42Mn2V 和 40Mn2V 钢的相变温度,如表 2 所示。

F_s、P_s、B_s为先共析铁素体、珠光体、贝氏体的相变开始温度;F_f、P_f、B_f 为铁素体、珠光体、贝氏体的相变终止温度。由表 2 可见,在冷却方案 1、2 条件下,42Mn2V 钢的相变终止温度在 415 ℃左右;而当 42Mn2V 采用冷却方案 3,40Mn2V 钢采用冷却方案 1 时,相变终止温度在 540 ℃左右。相变终止温度后者比前者明显提高。

表 2　不同钢种在试验条件下的相变温度及相变组织

Table 2　Transformation temperature and microstructure of steel in different cooling speed

钢种	冷却方案	F_s/℃	P_s/℃	P_f/℃	B_s/℃	B_f/℃	各相百分比
42Mn2V	1	643	594	553	515	414	7.5 % F+49.5 % P+43 % B
	2	658	603	562	512	417	15.3 % F+72.2 % P+12.5 % B
	3	683	619	536			16.7 % F+83.3 % P
40Mn2V	1	667	611	540			35.4 % F+74.6 % P

42Mn2V 在冷却方案 1、2(较快冷却)下组织中有少量贝氏体。降低 42Mn2V 钢的冷却速度以及碳、钒含量稍低的 40Mn2V 钢,组织均为铁素体+珠光体,没有贝氏体组织。

3.2　在线常化入炉温度对组织性能的影响

不同温度入炉加热后钢管的奥氏体组织见图 2。

模拟条件下,模拟入炉温度 850、550、400 ℃,常化温度为 950 ℃时,奥氏体晶粒平均尺寸分别为 63、52.6、38.5 μm;550、400 ℃入炉,常化温度为 920 ℃时的奥氏体晶粒平均尺寸分别为 26.3、11.6 μm,晶粒度分别达到 7.5 级和 9 级。因此,920 ℃常化时可以获得更细小的奥氏体晶粒。

入炉温度在 400 ℃和 870 ℃时,再加热后奥氏体晶粒均匀。但是,当中间冷却后在 550 ℃入炉,常化温度在 920 ℃和 950 ℃时,常化处理后奥氏体组织都有混晶现象。

生产实验表明:规格为 ϕ177.8 × 8.05 mm 的 40Mn2V 钢管按照在线常化工艺生产,入炉温度在 650 ℃以上时,钢管的纵向冲击功很低,冲击功平均

维普资讯 http://www.cqvip.com

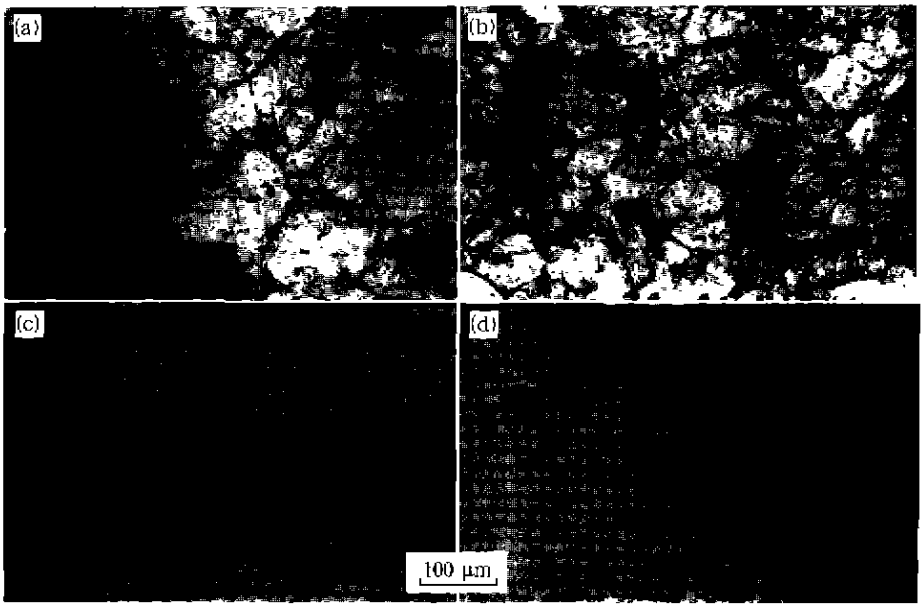


图 2 不同温度入炉加热后钢管的奥氏体组织

Fig. 2 Austenite grain size in different normalizing re-heating temperature

(a) 550 ℃入炉；950 ℃常化；(b) 400 ℃入炉；950 ℃常化；(c) 550 ℃入炉；920 ℃常化；(d) 400 ℃入炉；920 ℃常化

小于 15 J，650 ℃以下随入炉温度降低，冲击功逐渐增加。650～510 ℃入炉，钢管平均冲击功增加幅度较小，但 550～510 ℃时平均冲击功波动幅度较大；510～475 ℃入炉，钢管平均冲击功增加幅度较大。在 475 ℃入炉，在线常化后的钢管冲击功平均达到 67 J，最低值为 50 J。

API-5CT 标准中，要求 N80 套管的单个冲击试样最小冲击功为 23 J。生产中纵向冲击功要稳定达到这一要求，在线常化入炉温度至少应低于 560 ℃。

3.3 在线常化温度对组织性能的影响

提高常化温度，奥氏体晶粒长大，套管的硬度（或拉伸强度）提高，但其纵向冲击韧性降低。在试验的快速加热条件下，常化温度从 900 ℃升高到 980 ℃，奥氏体平均晶粒尺寸从 8.4 μm 增加到 17 μm；超过 980 ℃后，奥氏体晶粒粗化趋势明显，从 980 ℃到1020 ℃，晶粒尺寸从 17 μm 增加到 23 μm。常化温度超过 940 ℃后，纵向冲击功由平均 63 J 降低至 37 J 以下，降低幅度较大；但是硬度（或拉伸强度）提高幅度明显减小。加热温度从 900 ℃提高到 940 ℃，钢的硬度的增加值为 HRC3.1，而从 940 ℃升高 1020 ℃，钢的硬度增加值仅为 HRC1.4。

3.4 在线常化工艺生产钢管的力学性能

实际生产条件下，采用荒管不经中间冷床冷却而直接定径工艺生产的钢管，其冲击性能极低，平均纵向冲击功仅 9 J，晶粒度为 5.5～6.5 级。经中间冷床冷却后，控制入炉温度低于 540 ℃，采用在线常化工艺，奥氏体晶粒度为 8.5～9 级。与直接定径工艺相比，在线常化工艺得到的晶粒要细 2.5～3 级。在线常化后套管的各项力学性能指标都达到 API-5CT 标准对 N80 级套管的要求。不同规格套管的力学性能和晶粒度级别如表 2 所示。

从表 2 可以看出：随钢管直径和壁厚增加，在线常化后钢管的强度和冲击功降低，而塑性有一定的提高。由于生产 ϕ177.8 mm 和 ϕ244.5 mm 钢管采用的坯料分别是 ϕ270 mm 和 ϕ310 mm，加工过程中的压缩比相近，冲击韧性的差异并不是压缩比造成的。冲击功降低可能与荒管直径和壁厚增加导致的中间冷却终止温度（常化入炉温度）较高以及定减径轧制后冷却慢有关。

4 结果分析

4.1 中间冷却相变和常化入炉温度

中间冷却对组织和性能的影响与加热过程中奥氏体的形核与长大机制有关。当钢管在中间冷床上冷却至相变温度 Ar_3 与 B_f（或 P_f）之间，奥氏体部分分解，常化再加热后的奥氏体以下列两种不同的形核和长大方式进行：

维普资讯 http://www.cqvip.com

表2　不同规格42Mn2V钢套管的力学性能统计

Table 2　Mechanical properties statistics on 42Mn2V casing with different size

钢管直径/mm	屈服强度/MPa	抗拉强度/MPa	伸长率/%	纵向冲击功/J	晶粒度/级	工艺
φ244.5×13.84	555～580 571	828～856 853	32～34 33	22～28 25.5	8.5	在线常化
φ244.5×10.03	566～591 576	821～856 837	29～31 30	29～49[1] 39.1	8.5	在线常化
φ177.8×8.05	593～646 623	819～915 893	24～27 25	36～38[1] 41.1	9.0	在线常化
φ177.8×8.05	593～671 652	913～973 944	23～27 25	7～11[2] 9.1	5.5～6.5	直接定径

1) 10 mm×7.5 mm×55 mm试样冲击功折算成10 mm×10 mm×55 mm试样冲击功；

2) 10 mm×5.0 mm×55 mm试样冲击功折算成10 mm×10 mm×55 mm试样冲击功；

表中数据分别为最大值、最小值、平均值。

(1) 在铁素体—铁素体晶界，奥氏体以经典的方式形核和长大；

(2) 在铁素体—奥氏体晶界，奥氏体以原未分解的奥氏体为核长大，即奥氏体继续长大。

机制(1)使奥氏体晶粒细化，机制(2)会使奥氏体晶粒有所长大。两种机制共同作用下奥氏体晶粒变化的方向，取决于哪种占优势。实际上，加热后奥氏体晶粒大小和分布取决于中间冷却终止时的相变程度，相变越充分，再加热时按机制(1)形成的细小奥氏体分数越大，奥氏体平均晶粒尺寸越小。如果中间冷却至完全相变，加热后奥氏体组织才最细小、均匀，钢材的韧性才会充分提高。

钢管在冷却过程中的相变程度，取决于材料的相变特性、冷却速度和所处温度。对于壁厚相对较薄、口径较小的钢管，冷却速度相对较大，完全转变后组织中有贝氏体，相变终止温度为415 ℃左右；大口径、厚壁钢管，相变终止温度在540 ℃左右。因此，大口径、厚壁管可以采用540 ℃以下的入炉温度，对小口径、薄壁管(冷却方式3)最好采用410 ℃以下入炉温度。

但入炉温度过低，会降低在线常化节能的效果，降低生产效率。对小口径、薄壁管，提高入炉温度的最好措施是提高钢材相变终止温度，中间冷却时荒管不产生贝氏体。例如降低42Mn2V钢中碳、钒含量，采用40Mn2V，将钒含量控制在0.10 %～0.06 %之间。42Mn2V钢按冷却方式2冷却时，相变后的组织中贝氏体数量少，约13 %左右；而且在470 ℃时贝氏体转变也完成了总量的70 %，剩余的极少量未转变奥氏体(约4 %)很细小，不会影响常化后奥氏体组织的均匀性。因此，为提高钢种适应性，对小口径、薄壁管可将入炉温度提高至470 ℃。

4.2　合理的在线常化温度的确定

资料[3]报道，在线常化会降低微合金化钢的沉淀强化效果。与直接定减径轧制相比，钢的屈服强度有一定降低。含钒0.08 %～0.13 %(约0.10 %)钢的奥氏体晶粒粗化温度在950 ℃左右，就是说，碳氮化钒(V(CN))的大量固溶温度在950 ℃左右。为降低生产成本、节约微合金元素用量，应充分发挥钢中钒的沉淀强化作用。解决方法是在加热过程中让部分V(CN)固溶，以增加定减径后沉淀强化的效果，同时阻碍奥氏体晶粒粗大，防止韧性骤降。综合考虑V对冲击功和强度的作用，40Mn2V钢常化温度范围可选择在920～940 ℃左右。

直径大和壁较厚的φ244.5×13.84 mm钢管，在线常化后的强度和冲击功降低主要是冷却速度小造成的，与沉淀析出效果减弱无关。从冷却速度对42Mn2V相变温度的影响看，φ244.5×13.84 mm钢管冷却时，组织中无贝氏体，铁素体形成温度较高，导致强度下降。从生产工艺角度看，42Mn2V钢对冷却速度和入炉温度的敏感性较强。

5　结论

(1) 结合连轧管后的中间冷却和再加热常化处理，可以充分细化套管的奥氏体晶粒，奥氏体晶粒度提高2.5～3级，冲击韧性较直接定径工艺有大幅度提高。

(2) 中间冷却过程中奥氏体分解的程度越高，在线常化后奥氏体晶粒越均匀，韧性越高。中间冷却相变组织为铁素体+珠光体时，42Mn2V钢管的入炉温度应低于540 ℃。实践生产中应注意钢种选择和工艺匹配，选用奥氏体分解温度高的钢种。

(3) 采用在线常化工艺，42Mn2V钢生产N80级石油套管的冲击功优于API标准的要求。

(下转第12页)

维普资讯 http://www.cqvip.com

区域。充填到炉腰以上时，采用小角度布料，达4 m料线以上时，用计算机系统进行自动补偿加料到正常料线。

装料制度选定原则：

(1) 据停风位置不同和喷涂及检修情况，应加入足够量的附加焦；

(2) 考虑造渣制度的选择；

(3) 装炉料的焦炭负荷选择合适并逐步加重，具体量视实际情况而定，应注意全炉焦比的变化，因装入料中矿量很小，因此增减一批料对全炉焦比影响较大，而对实际操作影响较小，因此全炉焦比的意义不大。

(4) 装入角度应以能与矿批匹配而获得双峰式煤气的装料角度为准；

(5) 注意后续料的变料时机和标准。

2.9 实际操作

(1) 送风初期，应根据实际送风风口个数严格控制好风量水平，顶压水平，切忌盲目加风。尽量维持料尺自由活动。

(2) 根据风口状况及时排渣、排铁，初期渣铁均是炉内残留物，物理热低，渣铁分离困难，应有适当的应对方法。

(3) 因反弹料影响，气流管道行程严重，应控制风量、风压，以小风量，低风压适应。同时，加强巡检，防止烧出。

(4) 反弹料过后，炉内气流分布状况改善，同时轻负荷逐渐下达，炉缸热储备增加，炉温有大幅反弹趋势，这时应掌握好时机，及时依次捅开风口。该过程控制应以炉缸工作状况的变化为标准，需兼顾渣铁物理热的水平和趋势变化。

(5) 根据炉温水平及时调整好后续料的焦炭负荷，同时校对好炉渣碱度。

3 结语

(1) 喷涂后高炉的一次快速恢复成功，有利于延长喷涂寿命和取得很好的经济效益。

(2) 喷涂后恢复应注意处理好反弹料的造渣问题，使其尽早进行造渣反应，以消除其对煤气分布的影响。

(3) 出渣出铁问题是长时间停风检修(喷补)的重要问题，可采用埋设氧枪和双场出铁的方法。

(4) 大量堵风口恢复的高炉，送风制度应以实际风速而不是鼓风动能为标准来控制。

(5) 控制好整个恢复期的炉温变化过程和掌握其规律是中心环节；平衡好炉内外的关系是决定炉况快速恢复的关键。

(上接第49页)

参 考 文 献

1 余 伟，N80石油套管生产工艺发展，轧钢，1994，(5)：40～43.

2 余 伟，N80石油套管在线常化生产可行性研究：[硕士学位论文]. 北京：北京科技大学，1993.

3 Pussegoda L. N. Effect of Intermediate Cooling on Grain Refinement and Precipitation During Rolling of Seamless Tubes. Material Science and Technology，1991，37(2)：129～136.

4 Pussegoda L. N. Laboratory Simulation of Seamless Tube Piercing and Rolling Using Dynamic Recrystallization Schedules. Metallurgical Transactions A，1990，21A(1)：153～164.

5 George，Ruddle E. Pilot-scale Development of Ti-V-N Microalloy Steels for Seamless Tubular Products. 1990 Mechanical Working and Steel Processing Proceedings，375～390.

6 王有铭，钢材的控制轧制和控制冷却. 北京：冶金工业出版社，1995，51～59.