[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl[7]
B21B 23/00

[12] 发明专利申请公开说明书

[21] 申请号 02145363.2

[43] 公开日 2004 年 6 月 9 日

[11] 公开号 CN 1502425A

[22] 申请日 2002.11.25 [21] 申请号 02145363.2
[71] 申请人 宝山钢铁股份有限公司
地址 201900 上海市宝山区富锦路果园
[72] 发明人 殷光虹 杨 峰 孙元宁 施 青
[74] 专利代理机构 上海浦东良风专利代理有限责任公司
代理人 张劲风
权利要求书 1 页 说明书 6 页

[54] 发明名称 一种高性能无缝钢管的制造方法

[57] 摘要

本发明涉及一种无缝钢管的轧制工艺及其轧制的钢种，特别涉及用作高性能油井管的一种高性能无缝钢管的制造方法。解决了已有无缝钢管的轧制工艺轧管后需要进行调质处理的工艺繁琐的缺陷。技术解决方案是：一种高性能无缝钢管的制造方法，包括钢种设计和轧制工艺，其轧制工艺是管坯 1250～1300℃加热穿孔、950～1050℃连轧、脱棒后再加热至 950～980℃奥氏体化处理、张力减径机或延伸机于 920～950℃轧管，其特征是：轧管完成后快速冷却到 400～600℃，然后空冷。轧制的非调质钢种组成元素重量配比为：C：0.22～0.4%、Si：0.1～0.5%、Mn：1.0～2.0%、V：0.05～0.25%、Al：0.005～0.050%、N：0.015～0.030%、其余为铁和不可避免的杂质。主要用于 N80 油井管等高性能无缝钢管的轧制。

ISSN1008-4274

1、一种高性能无缝钢管的制造方法，包括钢种设计和轧制工艺，其轧制工艺是管坯 1250～1300℃加热穿孔、950～1050℃连轧、脱棒后进入再加热炉再加热至 950～980℃奥氏体化处理、张力减径机或延伸机于 920～950℃轧管，其特征是：轧管完成后快速冷却到 400~600℃，然后空冷。

2、根据权利要求 1 所述的一种高性能无缝钢管的制造方法，其特征是：脱棒后钢管在 Ac1 温度以上直接进入再加热炉。

3、根据权利要求 1 所述的一种高性能无缝钢管的制造方法，其特征是：钢管从张力减径机或延伸机出来之后 10 秒钟之内用水或水加气以 20~200℃/S 的冷却速度，快速冷却到 400~600℃之间，然后空冷。

4、一种用于高性能无缝钢管制造方法的非调质钢种，其组成元素包括：Fe、C、Si、Mn、V、Al、N，其特征是：各组成元素重量配比为（wt%）：

C：0.22~0.4%

Si：0.1~0.5%

Mn：1.0~2.0%

V：0.05~0.25%

Al：0.005~0.050%

N：0.015~0.030%

其余为铁和不可避免的杂质。

5、根据权利要求 4 所述的非调质钢种，其特征是：组成元素中还可以添加元素 Mo：0.10~0.40% 、Nb：0.01~0.05% 、Ti：0.005~0.05%中的一种或两种或三种。

一种高性能无缝钢管的制造方法

技术领域：本发明涉及一种无缝钢管的轧制工艺及其轧制的钢种，特别涉及用作高性能油井管的一种高性能无缝钢管的制造方法。

背景技术：传统的生产高性能油井管的主要工艺过程是：管坯 1250～1300℃加热穿孔、950～1050℃连轧、脱棒后再加热至 950～980℃奥氏体化处理、张力减径机于 920～950℃轧管、空冷至室温后调质热处理。由于连轧温度较高，晶粒粗大，脱棒后钢管立刻进入再加热炉，进炉前钢管温度仍高于 Ac1 点，使得连轧后的奥氏体粗晶保留到张减轧制之前。由于张减机的轧管温度较高，在奥氏体再结晶区，在轧后空冷条件下，晶粒仍然粗大。这种组织状况主要靠采用调质钢轧后调质热处理来进行调整，通过轧后的淬火和回火处理得到所需要的组织和性能。

由于调质热处理成本较高，为降低生产成本提高竞争力，出现了钢管再线常化工艺技术。其实质是将连轧脱棒后的钢管温度降至 Ac1 以下，通过奥氏体向铁素体的转变，使得钢管进入再加热炉前进行一次相变，在再加热炉内重新加热奥氏体化后，利用重结晶细化奥氏体晶粒。这样经张减后空冷的钢管晶粒会比以前有所细化，一般可从 6～7 级提高到 9～10 级，韧性也有所提高。

这种工艺虽然可以改善钢管的韧性，但由于钢管出张减后为空冷，冷却速度较慢，强度提高不大。为提高强度，出现了在在线常化的基础上，提高张减后冷却速度的在线加速冷却工艺。

采用此种工艺，虽然可以提高材料的强韧性，但仍然存在两个问题。一是受原有工艺布局的限制，很难在原有的生产节奏下使脱棒后的钢管很快冷却到 Ac1 温度以下；二是钢管终轧后的加速冷却速度不够快，只能得到以铁素体为主的组织，不能生产 N80 及以上级别的油井管。除传统的轧管工艺外，经过联机检索查到与本发明有关的也是对钢管轧后进行加速冷却的 3 份专利。分别是美国专利 US5186769、英国专利 GB2101014A、英国专利 GB2137539A，3 份专利均要求连轧脱棒后的钢管冷却到 Ac1 温度以下，经过一次由奥氏体到铁素体的重结晶后，再进入再加热炉重新奥氏体化。同样存在上面提到的重结晶处理不足之处。

发明内容：本发明需要解决的技术问题是：应保证高温轧制时不出现混晶和粗晶现象，使得脱棒后的钢管不必冷却到Ac1温度以下进行重结晶处理，而能直接进入再加热炉，并能省略轧制后的调质处理工艺，直接得到高性能的无缝钢管。为解决上述的技术问题，采用以下的技术解决方案：一种高性能无缝钢管的制造方法，首先设计一种高温轧制时不出现混晶和粗晶现象的非调质钢种，其次在轧管工艺方面，在常规的管坯经环形加热炉 1250－1300℃加热，经穿孔机穿孔，经950~1050℃轧管，脱棒后钢管在Ac1温度以上直接进入再加热炉，在950~980℃保温后，进入张力减径机或延伸机于 920－950℃轧成成品管之后，增加轧后快速冷却工艺，钢管从张减机或延伸机出来之后 10 秒钟之内用水或水加气以20~200℃/S的冷却速度，快速冷却到400~600℃之间，然后空冷。

发明的非调质钢种，其组成元素包括：Fe、C、Si、Mn、V、Al、N，其特征是：各组成元素重量配比为（wt%）：

C：0.22~0.4%

Si：0.1~0.5%

Mn：1.0~2.0%

V：0.05~0.25%

Al：0.005~0.050%

N：0.015~0.030%

其余为铁和不可避免的杂质

或在上述成分的基础上添加：

Mo：0.10~0.40% 、Nb：0.01~0.05% 、Ti：0.005~0.05%

中的一种或两种或三种，按上述要求的轧管工艺轧管后，不需要热处理，直接制成满足API 5CT标准的 N80 油套管使用。

本发明的有益效果是：采用本发明的钢种，在 1000℃左右的轧管条件处于完全动态再结晶状态，从而保证不出现混晶现象；材料中含有的 C 、V、Ti、N等元素，可以保证在高温轧制条件下，析出大量的钒和钛的碳氮化物，起到钉扎晶界、细化晶粒的作用。因此钢管连轧脱棒后，可以不必冷却到Ac1温度以下，进行一次重结晶转变，从而省掉脱棒后的重结晶处理，而是可以在Ac1温度以上进入再加热炉。有利于在原有生产线上实现本工艺。

采用本发明的钢种，在850℃左右的终轧条件下，在轧后10秒中之内，不会发生动态和静态再结晶，只会发生晶粒的轧制变形。此时将钢管迅速冷却到400~600℃的温度区间，可以形成细小的贝氏体组织，生产高性能油套管。

下面分别介绍各个合金元素的作用：

C：0.22~0.4（wt%，以下各元素相同），C为碳化物形成元素，可以提高钢的强度，太低时效果不明显，太高时会大大降低钢的韧性。

Mn：1.0~2.0，Mn为奥氏体形成元素，可以提高钢的淬透性，含量小于1.0时作用不明显，含量大于2.0时，大大增加钢中的残余奥氏体量，影响热轧组织的均匀性。

N：0.015~0.030， N为碳化物形成元素，可以提高钢的强度，尤其在冷却速度加快时，效果更加明显。N含量太低时效果不明显，太高时则会形成较大氮化物夹杂，降低钢的性能。N与C配合使用，可以在有效降低碳当量的情况下提高强度。

V：0.05~0.25，能够细化晶粒，形成碳化物，提高钢的强度和韧性。但含量达到一定量时，其效果增加便不明显了，同时因为价格很高，所以要限制使用量。

Ti：0.005~0.05，能够细化晶粒，形成碳化物，提高钢的强度和韧性。但含量达到一定量时，其效果增加便不明显了，同时因为价格很高，所以要限制使用量。

Mo：0.1~0.4：主要是通过碳化物及固溶强化形式来提高钢的强度，含量过高会降低钢的韧性。

与已有技术的区别和改进：目前世界各国连轧管机普遍采用的轧管工艺是：管坯1250～1300℃加热穿孔、950～1050℃连轧、芯棒脱棒后钢管再加热至950～980℃奥氏体化处理、从再加热炉出来的钢管经张力减径机于920～950℃轧管，轧后空冷至室温。

本发明与上述工艺相比不同之处在于，在钢管终轧后以20~200℃/S的速度，快速冷却到400~600℃之间，然后空冷至室温。采用轧后加速冷却的轧管工艺，可以利用非调质钢种以热轧态生产高性能油井管，而不必进行调质热处理，能大大降低生产成本。

除传统的轧管工艺外，经过联机检索查到与本发明有关的也是对钢管轧后进行加速冷却的3份专利。将这3份专利提出的轧管工艺与本发明比较，见表1。

表1 轧管工艺比较

	加热炉	穿孔机	连轧机	重结晶	再加热	张减机	轧后冷却
美国：5186769	1200℃~1300℃	~1200℃	~1000℃	低于Ac1	900℃~950℃	700℃~800℃	以3~5℃/S冷到600℃
英国：2101014A	1200℃~1300℃	~1200℃	~1000℃	低于Ac1	850℃~980℃	850℃~900℃	快冷到Ac1以下100℃
英国：2137539A	1150℃~1220℃	~1100℃	~1000℃	低于Ac1	700℃~850℃	700℃~800℃	以≥6℃/S冷到450~600℃
本发明	1220℃~1320℃	~1200℃	~1000℃	不需重结晶	950℃~980℃	850℃~900℃	以20~200℃/S冷到400~650℃

3份专利均要求连轧脱棒后的钢管冷却到Ac1温度以下，经过一次由奥氏体到铁素体的重结晶后，再进入再加热炉重新奥氏体化。本发明与其工艺路线不同，连轧脱棒后不要求冷却到Ac1温度以下，进行重结晶细化，可以直接进入再加热炉，简化了轧管工艺。

同时在热轧后的加速冷却方面，要求在轧后立刻以高速冷却，由于冷却速度快，冷却时间短，有利于加速冷却装置的布置。例如，钢管以2M/S速度前进，从850℃冷却到550℃，如果冷却速度为100℃/S，冷却300℃只需要3秒钟，6M长的冷却装置，如果冷却速度为10℃/S，那么冷却300℃就需要30秒钟，设置60M长的装置了。

世界各国目前普遍采用调质钢生产N80油井管，由于调质钢是通过淬火加回火来得到所需要的组织和性能，钢中均控制较低N含量；而本发明的非调质钢

主要是通过碳化物析出强化来提高性能，因此利用较高的N与碳化物析出元素V、Ti、Nb结合，提高材料的强度。

除调质钢外，早期生产N80油井管的非调质钢，如42MnMo7、42MnCr52等与本发明钢种也有本质的区别。上述钢种仅适合在轧后空冷的条件下生产N80油井管，由于轧后空冷的冷却速度较慢，只能得到铁素体加珠光体的组织，必须依靠提高C含量来提高强度，但是随着C含量的提高，韧性大大降低，已满足不了人们对高性能油井管的要求。本发明钢种降低了C含量，有利于提高材料的韧性，同时通过提高N含量和加入较多碳化物形成元素，并结合加速冷却来提高强度。

近年来，国际上已陆续有人开始对钢管轧后加速冷却工艺进行研究，配合工艺的研究，也相应的发表了一些有关钢种方面的文章和专利。

其中美国专利：US5019180，英国专利：GB2137539A提出的钢种均为不含N的低C微合金钢，含C量都在0.18%以下，利用V、Ti、Nb析出强化，在加速冷却条件下得到细小的铁素体组织，以生产X系列管线管为主。而本发明钢种主要加入N，可以更加有效的提高强度。

与本发明更为接近的发明是一个1993年的美国专利：US5186769。其主要成分为 C 0.10~0.18%，Mn 0.1~2.0%，V 0.1~0.16%，Ti 0.008~0.012%，N 0.015~0.022%。该钢种的设计思路与本发明相近，均是以V、Ti的碳氮化物析出作为材料强化的主要手段。但该钢种适合终轧温度在700~800℃的较低温度下进行，造成较大的应变变形，在较低C含量的情况下可以得到较高强度。本发明适合在850℃以上温度完成终轧，且终轧机组变形量较小的轧机，此时由于变形量不够，必须增加C及Mo等合金的含量，以保证较高的强度。

具体实施方式：下面列举了5个实验钢种，其化学成分见表2。将他们用两种不同工艺轧管：一种是按原来的常规工艺轧管，管坯1250～1300℃加热穿孔、950～1050℃连轧、脱棒后再加热至 950～980℃奥氏体化处理、张力减径机于920～950℃轧管，轧后空冷；另一种采用本发明轧制工艺，管坯经环形加热炉1250－1300℃加热后，经穿孔机穿孔，在950~1050℃轧管，脱棒后在Ac1温度以上直接进入再加热炉，在950~980℃保温后，进入张力减径机或延伸机于920－950℃轧成成品管。钢管从张减机或延伸机出来之后10秒钟之内用水或水加气以20~200℃/S的冷却速度，快速冷却到400~600℃之间，然后空冷。两种工艺

的力学性能结果见表 3。由表 3 可见，采用本发明的钢种和工艺，如 B2、B3、B4、B5 成分，轧后钢管的屈服强度均大于 600Mpa，能够满足 N80 油套管的性能要求。

表 2 试验钢化学成分

编号	C	Si	Mn	V	Ti	N	Al	Mo	Nb
B1	0.14	0.26	1.73	0.14	0.012	0.016	0.017	0.29	/
B2	0.20	0.27	1.47	0.16	0.013	0.017	0.023	0.14	/
B3	0.26	0.25	1.47	0.060	0.010	0.014	0.016	/	/
B4	0.26	0.29	1.49	0.059	0.010	0.018	0.018	0.14	/
B5	0.25	0.31	1.42	0.064	0.009	0.016	0.019	/	0.026
B6	0.25	0.35	1.42	0.062	0.010	0.0083	0.018	0.15	0.030

表 3 力学性能

编号	原工艺		本发明	
	σ0.5	σb	σ0.5	σb
B1	485	734	548	755
B2	539	705	600	739
B3	483	655	653	749
B4	511	657	615	747
B5	462	621	623	745
B6	487	648	573	764