

[19] 中华人民共和国国家知识产权局

[51] Int. Cl⁷

C22C 38/12

[12] 发明专利说明书

[21] ZL 专利号 95103526.6

[45] 授权公告日 2001 年 9 月 26 日

[11] 授权公告号 CN 1071800C

[22] 申请日 1995. 3. 31

[21] 申请号 95103526.6

[30] 优先权

[32] 1994. 3. 31 [33] KR [31] 94 - 6831

[73] 专利权人 大宇重工业株式会社

地址 韩国仁川广城市

共同专利权人 起亚特殊钢株式会社

[72] 发明人 金大容 曹正焕 赵允晟 金钟成

[56] 参考文献

US5017335 1991. 5. 21 C22C38/12

审查员 王怀东

[74] 专利代理机构 中原信达知识产权代理有限责任公司

代理人 王维玉

权利要求书 2 页 说明书 12 页 附图页数 0 页

[54] 发明名称 非调质热轧钢及其制造方法

[57] 摘要

本发明涉及一种非调质热轧钢, 该钢具有大于 10kgf. m/cm² 的冲击强度, 且含有(以重量的分数计) 0.30—0.50% 碳, 0.15—0.60% 硅, 0.80—1.60% 锰, 高至 0.02% 磷, 高至 0.015% 硫, 0.07—0.20% 钒, 0.015—0.06% 铝, 0.005—0.015% 氮, 高至 0.0015% 氧, 0.02—0.15% 钼, 平衡量的铁和不可避免的杂质。本发明还公开了所述钢的制品的制造方法。

I S S N 1 0 0 8 - 4 2 7 4

权利要求书

1. 一种非调质热轧钢, 该钢具有大于 10kgf. m/cm^2 的冲击强度, 且含有(以重量百分数计) $0.30-0.50\%$ 碳, $0.15-0.60\%$ 硅, $0.80-1.60\%$ 锰, 高至 0.02% 磷, 高至 0.015% 硫, $0.07-0.20\%$ 钒, $0.015-0.06\%$ 铝, $0.005-0.015\%$ 氮, 高至 0.0015% 氧, $0.02-0.15\%$ 钼, 平衡量的铁和不可避免的杂质。

2. 根据权利要求 1 的钢, 其中的碳的含量范围为 $0.41-0.44\%$ (重量)。

3. 根据权利要求 1 的钢, 其中的硫含量范围为 $0.005-0.008\%$ (重量)。

4. 根据权利要求 1 的钢, 其中的氧含量范围为 $0.0011-0.0012\%$ (重量)。

5. 一种制造非调质热轧钢的方法, 该钢具有大于 10kgf. m/cm^2 的冲击强度, 且含有(以重量百分数计) $0.30-0.50\%$ 碳, $0.15-0.60\%$ 硅, $0.80-1.60\%$ 锰, 高至 0.02% 磷, 高至 0.015% 硫, $0.07-0.20\%$ 钒, $0.015-0.06\%$ 铝, $0.005-0.015\%$ 氮, 高至 0.0015% 氧, $0.02-0.15\%$ 钼, 平衡量的铁和不可避免的杂质, 该方法包括如下步骤: 将熔融的钢铸成预定截面形状的钢制品; 将该钢制品加热到 $1100-1250^\circ\text{C}$ 温度; 在终轧温度 $850-1000^\circ\text{C}$ 下热轧该加热的钢制品; 在 $880-950^\circ\text{C}$ 下将该热轧钢制品进行正火。

说明书

非调质热轧钢及其制造方法

本发明一般地涉及一种非调质热轧钢,更具体地涉及一种热轧的巨火钢,它不需要费用昂贵的调质处理,但具有令人满意的机械强度以及改善的韧性和表面光洁度。另一方面,本发明涉及制造具有增加的韧性和最少表面缺陷这类热轧钢的方法,该方法不经过任何常规的淬火和回火处理。

如通常在钢生产领域所知的,制造用于机器零件或设备的钢制品的典型工艺包括在控制温度下进行热轧中碳低合金钢,然后将该热轧钢进行调质处理,由此得到特定应用所需的机械强度。在此所用的术语“调质”是指将热轧钢再加热、淬火和回火,以期改善机械性能。在本说明书中正火不包括在“调质”概念之中。

调质处理能使钢生产工艺复杂化以及高成本,它必然导致最终产品价格的升高。更重要的是,在一定条件下如调质处理失败,则将得到劣性能的钢,而在预定使用中不能满足需要。为了避免上述的缺陷,已经使用非调质热轧钢,它具有与调质钢(即淬火和回火钢)基本相同的机械性能。尽管已经证明非调质热轧钢比调质钢具有一系列优越性,但其用途仅限制在所需韧性大大低于所需强度的这些使用场合。这主要是因为非调质钢本质地韧性不足。

过去已尝试在非调质热轧钢中加入控制量的锰以改善其韧性。但遗憾地是,锰含量的增加对热轧钢的机械加工性能有不利影响。作为选择的方法是加入如硫、铅、铋这类微合金元素以避免机械加工性能的降低,但是,这同样导致韧性不可接受的降低。另外,这些微合金元素具有在热轧过程中产生过早的塑性变形的趋势,因此在钢组织中产生不希望的带状夹杂物。

韩国延迟审查专利公开 NO. 93-36343(1993年5月8日)中公开了一种轧制的高韧性钢,该钢含有(以重量百分数计)0.35—0.55%碳,0.15—0.45%硅,0.01—0.075%铝,0.60—1.55%锰,高至0.05%硫,高至0.15%的铌加钒,0.2923钛—0.02%氮,高至0.03%钛,0.00001—0.04%选自钙、稀土金属如铈或铈和铈镧合金的微合金元素,平衡量的铁和杂质。这里的“铈镧合金”是指由铈、镧和其他稀土金属的粗混合物组成的合金,这些稀土金属是通过电解溶于熔融氯化钠中混合金属氯化物而制得的。

尽管加入各种微合金元素,在'643公开说明书中的钢仍不能将其韧性增加到相当大的程度,相反,产生了伴生的问题,即过量地加入微合金元素会在钢的组织中引起带状裂痕,随后需进行必须的表面处理。在本说明书中的“带状裂痕”意指明显的带状缺陷,出现在机加工后的钢表面。这类带状裂痕的成因是针孔、气孔、非金属夹杂物和其他异物。

韩国延迟审查专利公开 NO. 93-2742(1993年4月9日)中公开了一种高韧性热轧钢,该钢含有(以重量的百分数

计)0.30—0.45%碳,0.15—0.35%硅,1.0—1.55%锰,高至0.050%硫,高至0.30%铬,0.01—0.05%铝,0.05—0.15%钒和铌,0.01—0.03%钛,0.0005—0.003%硼,0.2923 钛—0.02%氮,平衡量的铁和在生产钢过程中的不可避免的杂质。在该'742 公开说明书中也公开了一种制造非调质高韧性钢的方法,包括以下步骤:在典型的冶炼条件下,冶炼上述组成的原料以生产钢锭,在 A_3 相变温度以上但低于 1300°C 将钢锭热轧成预定的厚度,然后以 $10-150^{\circ}\text{C}/\text{分}$ 的冷却速度将热轧钢从 $800-950^{\circ}\text{C}$ 冷却至 $500-550^{\circ}\text{C}$ 。

对于上述的方法,很伤脑筋地是以准确的方式来控制轧制温度和冷却速度。另外,与连铸钢相比,钢锭铸造通常导致生产率降低并降低冲击强度。

因此,本发明的目的是提供一种非调质热轧钢,该钢具有最少的表面缺陷,增加的机械强度和韧性,而不需添加贵重的微合金元素如铌、钛、稀土金属和铈镧合金。

本发明的另一个目的是提供一种制造具有优良的机械强度、韧性和表面光洁度的非调质热轧钢的方法,该方法具有高的生产率,且不需控制轧制工艺。

一方面,本发明属于具有冲击大于 $10\text{kgf. m}/\text{cm}^2$ 的非调质热轧钢,含有(以重量分数计)0.30—0.50%碳,0.15—0.60%硅,0.80—1.60%锰,高至0.02%磷,高至0.015%硫,0.07—0.20%钒,0.015—0.06%铝,0.005—0.015%氮,高至0.0015%氧,0.02—0.15%钼,平衡量的铁和不可避免杂质。

另一方面,本发明提供了一种制造非调质热轧钢的方法。该非调质热轧钢具有冲击强度大于 $10\text{kgf} \cdot \text{m}/\text{cm}^2$,且含有(以重量的百分数计)0.3—0.50%碳,0.15—0.6%硅,0.80—1.60%锰,高至0.02%磷,高至0.015%硫,0.07—0.20%钒,0.015—0.06%铝,0.015—0.06%铝,0.005—0.015%氮,高至0.0015%氧,0.02—0.15%钼,平衡量的铁和不可避免的杂质,该方法包括如下步骤:铸造预定横截面形状的钢制品,将该钢制品加热到 $1100\text{—}1250^\circ\text{C}$ 温度,以终轧温度 $850\text{—}1000^\circ\text{C}$ 下热轧该加热的钢制品,在 $880\text{—}950^\circ\text{C}$ 温度对热轧钢制品进行正火,最后以 $5\text{—}100^\circ\text{C}/\text{分}$ 冷却速度将该正火的钢制品冷却到 300°C 。

如上所述,本发明的非调质热轧钢基本上含有(以重量百分数计)0.30—0.50%碳,0.15—0.60%硅,0.80—1.60%锰,高至0.20%磷,高至0.015%硫,0.07—0.20%钒,0.015—0.06%铝,0.005—0.015%氮和高至0.0015%氧。平衡物是铁和在生产钢过程中所含的不可避免的杂质。应说明的是,除另有特别注明外,在本说明书和权利要求中合金元素含量以重量的分数表示。

下面叙述形成本发明热轧钢的添加的各种合金元素的作用及其所推荐的含量范围。碳是保证足够机械的基本元素,其含量可以在0.30到0.50%范围内变化,优选是0.41—0.44%。低于0.30%则难以获得足够的强度和可接受的

淬火性能。如超过 0.50%，则韧性和可焊性降低到实际所不希望的程度。

硅不仅是与熔解钢中的氧结合形成 SiO_2 而起脱氧剂的作用，它还用于强化铁素体基体。优选的硅含量为 0.15—0.60%，更优选为 0.24—0.28%。如含量低于 0.15% 则不能得到足够的强度，而硅含量超过 0.60%，则降低韧性并产生不希望的非金属夹杂物如 MnS 、 Al_2O_3 和 SiO_2 。

锰作为脱硫剂也与碳以相同的方式来改善钢的硬化性和强度。为获得与含上述范围碳的调质钢可比的强度，需要或甚至必须加入含量大于 0.80% 的锰。然而，非常高的锰含量会产生一定量的贝氏体基体，已知这会降低韧性。过量地加入锰也会增大珠光体颗粒尺寸，因此会缩短其疲劳寿命观及降低机加工性和可焊性。为此，优选的锰含量是 0.80—1.60%，更优选 1.16—1.39%。

硫与锰相互作用形成 MnS ，这可改善机加工性，但这可在处理后的钢表面留下可怕的缺陷。还有，当硫与铁结合时则会损害热加工性。特别是，偏析形式的硫形成应力集中点，这会诱发裂纹发生。除上述之外，硫是产生带状裂痕的主要原因，特别是在进行金属镀以增加耐磨性的情况下。由于上述原因，硫含量应尽可能地保持为最低，优选低于 0.015%，最优选高至 0.009%。

磷倾向于产生偏析，并且在某些情况下形成所谓的“幻影线”，这是由于产生纤维状的金相组织。过多加入磷会降低冲击强度并使钢非常脆，因此对韧性有不利影响。为此观点，

磷含量应限定在不超过 0.02%，优选 0.016%。

需要钒一方面是促进碳化钒和碳氮化钒的析出，另一方面是为了基本上获得与调质钢相同水平的强度。如果加入大于临界范围含量的钒则不会使强度增加。为此原因和出于经济的观点，优选的钒含量为 0.07—0.20%，更好为 0.10—0.11%。

铝的加入通常是为了脱氧和减小晶粒尺寸。为此，铝含量应不小于 0.015%，但不大于 0.060%，优选在 0.023—0.032% 范围内。铝加入量大于 0.060% 会产生非常大量的 Al_2O_3 ，这会损害疲劳强度和机加工性。

钼是任意加入的，以改善硬化性、高温耐热性和屈服强度。优选的钼含量是 0.02—0.15%。在低于 0.02% 的范围内，钼的作用是不明显的，而在大于 0.15% 的范围内则冲击强度会大幅度降低。

氮是有用的，它与铝和钒结合作为晶粒尺寸细化剂和析出促进剂。为获得不小于 50kgf/mm^2 的屈服强度，氮含量应增加到高至 0.015%。然而，过度地增加氮含量会引起过量的碳氮化钒析出，因此提高塑脆转化温度并增加裂纹和断裂的可能性。作为结论，需将氮含量限制在 0.0095—0.0118% 范围之内。

已知氧和非金属夹杂物产生带状裂痕，其影响是降低强度。因此，氧含量应在高至 0.0015% 范围内，优选 0.0011—0.0012%，而非金属夹杂物的含量应不大于 0.15%，优选高至 0.07%。

上面详述成份的钢可用连铸而不用铸锭方法而生产。事实是,连铸能保证钢制品的质量均匀和高生产率。为将氧含量控制在小于 0.0015% 和将非金属夹杂物含量控制在小于 0.15%,可使用低氧生产钢工艺。然后将铸钢加热到 1100—1250°C 温度。已经发现,将钢加热到这一温度是经济的、易于操作、便于控制的,且不会造成任何晶粒粗化。随后的步骤是在终轧温度 850—1000°C 下热轧该加热的钢。在热轧步骤中,总的锻压比最好保持大于 10,以使钢组织均匀。

对于现有技术的工艺,将铸钢拉出然后以冷却速度为 40—80°C/分进行控轧。相反,本发明的工艺具有一个重要的特征是在连续加热炉中将热轧钢进行正火处理,代替控制轧制。钢的正火温度较佳地在 880—950°C 范围内以保证强度和韧之间、热处理的连续性和碳化钒析出量的增加之间的平衡。

在气冷正火钢时使用双侧风扇是有利的,冷却速度应控制在 5—100°C/分,以使成品钢制品中各部份之间的机械性能没有或几乎没有差异。为避免残余应力的不规则分布,冷却步骤应连续进行直到钢制品核心部的温度达到 300°C 或更低。

实施例

表 1 中所示的钢 C、D、E 和 G 是通过在 60 吨电炉中和钢包真空脱气装置中冶炼原料钢组合,然后将熔融钢连铸成截面积 177600mm² 的钢制品而制备。将铸钢制品加热到 1100—1250°C 温度,随后以终轧温度 850—1250°C 热轧成表

II 中所示的各种直径的棒钢。将棒钢于 880—950℃ 穿过连续热处理炉而进行正火。

钢 A、B 和 F 作为本发明钢 C、D、E 和 G 的对比实施例。应注意的是钢 A 和 B 在成份上非常类似于商业购得的钢。表 II 示出了表 I 中棒钢的机械性能、表面与芯部的硬度差以及珠光体晶粒尺寸。试验的试样都是从每个棒钢的 1/2 半径处取样，冲击试验试样按韩国标准 NO. 3，拉伸强度试验试样按韩国标准 NO. 4。表 III 表示了在各个钢试样的分阶段或切削掉的表面上发现的带状裂痕的长度和数量。钢制品的表面缺陷通常取决于带状裂痕的聚集程度。

表 I

钢的种类	化学成分分析(重量百分数)											非金属类杂质 (%)
	<u>C</u>	<u>Si</u>	<u>Mn</u>	<u>P</u>	<u>S</u>	<u>Mo</u>	<u>V</u>	<u>Al</u>	<u>O</u>	<u>N</u>		
A (对比例)	0.44	0.26	1.05	0.023	0.022	0.010	0.10	0.031	0.0032	0.0073	0.120	
B (对比例)	0.45	0.26	1.04	0.016	0.020	0.006	0.10	0.033	0.0030	0.0069	0.100	
C (本发明)	0.41	0.27	1.16	0.015	0.005	-	0.11	0.032	0.0011	0.0102	0.058	
D (本发明)	0.42	0.26	1.22	0.013	0.007	0.012	0.10	0.027	0.0012	0.0095	0.047	
E (本发明)	0.43	0.24	1.39	0.014	0.009	0.031	0.11	0.023	0.0009	0.0118	0.042	
F (本发明)	0.45	0.32	1.43	0.019	0.023	0.006	0.13	0.026	0.0033	0.0067	0.217	
G (本发明)	0.44	0.28	1.19	0.016	0.008	0.103	0.11	0.025	0.0012	0.0106	0.063	

0000

表 II

钢的种类	直径 (mm)	屈服		拉伸 强度 (MPa)	延伸率 (%)	冲击强度 (kJ/m ²)	硬度 (HB)	表面与心部 的硬度差 (HB)		珠光体 晶粒尺寸 (ASTM NO.)
		强度 (MPa)	强度 (MPa)							
A* (对比例)	105	532.1	841.8	20.6	490	240	13	7.0		
	120	512.5	817.3	20.8	490	238	15	7.0		
B* (对比例)	115	484.1	783.0	19.6	490	230	14	7.0		
	120	552.7	813.4	21.4	1058.4	237	6	7.5		
C** (本发明)	95	549.8	807.5	22.9	1048.6	227	7	8.0		
	120	577.2	829.1	24.1	989.8	241	6	8.5		
E** (本发明)	110	598.8	884.9	19.3	823.2	255	7	6.0		
	120	580.2	859.5	20.9	1058.4	247	8	6.5		

* : 轧制状态

** : 正火状态

表 III

检测部位	带状裂痕长度	每 100cm ² 内带 状裂痕的数量				一般调整率
		钢 A (对比例)	钢 B (对比例)	钢 C (本发明)	钢 D (本发明)	
第一步 部份	0.5 - 1.0	0.00	0.00	0.00	0.00	6.00
	1.0 - 2.0	0.51	1.53	"	"	1.50
	2.0 - 4.0	0.51	0.00	"	"	1.00
	大于 4.0	0.00	0.00	"	"	0.00
第二步 部份	0.5 - 1.0	0.00	5.10	"	"	6.00
	1.0 - 2.0	0.00	0.73	"	"	1.50
	2.0 - 4.0	0.00	0.00	"	"	1.00
	大于 4.0	0.00	0.00	"	"	0.00
第三步 部份	0.5 - 1.0	1.93	2.89	"	"	6.00
	1.0 - 2.0	0.00	0.96	"	"	1.50
	2.0 - 4.0	0.00	0.00	"	"	1.00
	大于 4.0	0.00	0.00	"	"	0.00
平均	0.5 - 1.0	0.64	2.66	"	"	6.00
	1.0 - 2.0	0.17	1.07	"	"	1.50
	2.0 - 4.0	0.17	0.00	"	"	1.00
	大于 4.0	0.00	0.00	"	"	0.00
总长度 (mm/100cm ²)		1.25	3.60	0.00	0.00	

由表 I 和表 III 可清楚地看出,代表本发明的钢 C、D、E 和 G 没有出现表面缺陷,即带状裂痕,这是因为它们含有最少量的硫、氧和非金属夹杂物。更进一步可以证明,表 II 中的钢 C、D、E 和 G 具有大于 10.0kgfm/cm^2 的冲击强度,同时保持拉伸强度高达 80kgf/mm^2 或更高。特别地,本发明钢的冲击强度几乎是比较钢 A、B 和 F 的两倍。

除上述之上,本发明的钢具有显著降低的表面与心部的硬度差程度。钢 G 表明可以通过加入大量的钼而实现冲击强度的改善同时也不降低韧性。重要地是注意到本发明的钢获得了优良的强度和优越的韧性,而无需使用微合金化元素如铬,钛,铌,钙,稀土金属和铈镧合金。

尽管本发明参考优选的实施方案进行了说明,在不背离本发明于权利要求中所定义的范围之精神下所做的多种改变和变化,对于本技术领域内的技术人员来说都是显而易见的。