



(12)发明专利

(10)授权公告号 CN 109504900 B

(45)授权公告日 2019.10.29

(21)申请号 201811480304.7 *G22C 38/12*(2006.01)
(22)申请日 2018.12.05 *G22C 38/14*(2006.01)
(65)同一申请的已公布的文献号 *G22C 38/22*(2006.01)
申请公布号 CN 109504900 A *G22C 38/24*(2006.01)
(43)申请公布日 2019.03.22 *G22C 38/26*(2006.01)
(73)专利权人 鞍钢股份有限公司 *G22C 38/28*(2006.01)
地址 114021 辽宁省鞍山市铁西区鞍钢厂 *G22C 38/38*(2006.01)
区内 *G21D 8/02*(2006.01)
G21D 1/26(2006.01)
(72)发明人 郭金宇 刘仁东 孟静竹 徐荣杰
王科强 王旭 金晓龙 林利
徐鑫
(51)Int.Cl.
G22C 38/02(2006.01)
G22C 38/04(2006.01)
G22C 38/06(2006.01)

审查员 章平

权利要求书1页 说明书7页

(54)发明名称

一种超高强度冷轧相变诱导塑性钢及其制备方法

(57)摘要

本发明公开一种超高强度冷轧相变诱导塑性钢及其制备方法。钢中含有C:0.5%~1.0%, Si:0.3%~1.0%, Mn:1.0%~3.0%, P:0.03%~0.12%, S≤0.03%, Al:0.8%~2.0%, 还可以含有V:0.05%~0.3%, Ti:0.05%~0.3%, Nb:0.05%~0.3%, Cr:0.1%~0.5%, Mo:0.05%~0.3%中的一种及以上,余量为铁和不可避免的杂质。热轧开轧温度1000~1150℃,终轧温度850~1000℃,卷取温度400~700℃;冷轧压下率40%~80%;连续退火温度700~900℃,退火时间120~400s,冷却速率15~60℃/s,时效温度300~450℃,时效时间300~800s,以10~30℃/s冷速冷却到室温。钢板具有超高强度、良好的延伸率。

1. 一种超高强度冷轧相变诱导塑性钢,其特征在于,钢中化学成分按质量百分比为:C:0.5%~1.0%,Si:0.3%~1.0%,Mn:1.0%~3.0%,P:0.03%~0.12%,S \leq 0.03%,Al:0.8%~2.0%,余量为铁和不可避免的杂质,钢板的抗拉强度 $>1470\text{MPa}$,延伸率 $\geq 15\%$,钢板的微观组织为:贝氏体含量为70%~80%,奥氏体含量为20%~30%,以及少量马氏体和铁素体组织,含量不超过10%。

2. 根据权利要求1所述的超高强度冷轧相变诱导塑性钢,其特征在于,钢中化学成分按质量百分比计,还含有V:0.05%~0.3%,Ti:0.05%~0.3%,Nb:0.05%~0.3%,Cr:0.1%~0.5%,Mo:0.05%~0.3%中的一种以上元素。

3. 一种如权利要求1或2所述的超高强度冷轧相变诱导塑性钢的制备方法,钢板的生产工艺为:转炉冶炼、连铸、热轧、酸洗、冷轧、连续退火,其特征为,

热轧开轧温度为 $1000\sim 1150\text{ }^{\circ}\text{C}$,终轧温度为 $850\sim 1000\text{ }^{\circ}\text{C}$,采用层流冷却方式,卷取温度为 $400\sim 700\text{ }^{\circ}\text{C}$;

冷轧压下率为40%~80%;

连续退火温度为 $700\sim 900\text{ }^{\circ}\text{C}$,退火时间为 $120\sim 400\text{ s}$,退火冷却速率为 $15\sim 60\text{ }^{\circ}\text{C/s}$,时效温度为 $300\sim 450\text{ }^{\circ}\text{C}$,时效时间为 $300\sim 800\text{ s}$,然后以 $10\sim 30\text{ }^{\circ}\text{C/s}$ 冷却速率冷却到室温。

一种超高强度冷轧相变诱导塑性钢及其制备方法

技术领域

[0001] 本发明属于汽车用钢制造领域,特别涉及一种具有超高强度和高伸长率的冷轧相变诱导塑性钢及其制备方法。

背景技术

[0002] 当前,随着节能减排和安全性能要求的提高,汽车用钢向着更高强度和更高伸长率的方向发展。传统汽车用钢的伸长率随着强度的提高而下降,特别是当钢板的抗拉强度超过1470MPa之后,伸长率下降的更为明显。

[0003] 专利CN102181788A公开了一种屈服强度1100~1200MPa级超高强钢及其生产方法,当抗拉强度达到1250~1340MPa时,伸长率只有11%~13.5%,难以满足汽车厂对强度的要求。

[0004] 专利US 2012/0009434A1公开了一种超高强冷轧汽车用钢,具有良好加工性能超高强度钢板及其制备方法,当抗拉强度达到1470MPa以上时,伸长率最大只有10%,难以满足汽车厂复杂零件的成形需要。

[0005] 专利US 2013/0008570A1公开了一种具有良好成形性能的超高强冷轧钢板及其制造方法,当抗拉强度达到1502MPa时,伸长率达到10.8%。不足之处在于成形性能偏低,难以冲压出复杂零部件。

[0006] 专利CN 102134680 A公开了一种屈服强度960MPa级超高强钢及其生产方法,该钢种在屈服强度达到960MPa以上,抗拉强度达到1000MPa以上,伸长率在12.5%~15.5%,不足之处在于难以满足汽车厂对于强度的要求。

发明内容

[0007] 本发明的目的在于克服现有技术所存在的上述各种缺陷,提供一种具有超高强度和高伸长率的冷轧相变诱导塑性钢。

[0008] 具体的技术方案是:

[0009] 本发明提供一种具有超高强度相变诱导塑性钢及其制备方法,其化学成分以质量百分比计为:C:0.5%~1.0%,Si:0.3%~1.0%,Mn:1.0%~3.0%,P:0.03%~0.12%,S≤0.03%,Al:0.8%~2.0%,还可以含有V:0.05%~0.3%,Ti:0.05%~0.3%,Nb:0.05%~0.3%,Cr:0.1%~0.5%,Mo:0.05%~0.3%中的一种,余量为Fe和不可避免的杂质。

[0010] 本发明合金设计的理由如下:

[0011] C:C元素是钢中成本最低、稳定效果最好的奥氏体稳定元素,同时具有良好的固溶强化效果。C元素含量过低,会降低钢的强度和奥氏体的稳定性;C元素含量过高,容易在晶界处析出渗碳体,降低钢的性能。因此,C元素含量的范围为0.5%~1.0%。

[0012] Mn:Mn元素是钢中的奥氏体稳定元素和固溶强化元素。Mn元素含量过低,会减少钢中的奥氏体含量和降低钢板的强度;Mn元素含量过高,会导致钢板强度过高,伸长率下降。因此,Mn元素含量的范围为1.0%~3.0%。

[0013] Si:Si元素能够起到抑制渗碳体析出的作用,同时起到固溶强化的作用。Si元素含量过低,起不到抑制渗碳体析出的作用;Si元素含量过高,会降低钢板的表面质量。因此,Si元素含量的控制范围为0.3%~1.0%。

[0014] Al:Al元素在钢中起到抑制渗碳体析出的作用。Al元素含量过低,会降低钢中奥氏体稳定性,降低钢板的伸长率;Al元素含量过高,会导致连铸生产困难。因此,本发明将Al含量控制为0.8%~2.0%。

[0015] P:P元素在钢中一方面起到强化的作用,另一方面起到稳定奥氏体的作用。因此,本发明将P含量控制为0.03%~0.12%。

[0016] S:S元素是钢中的有害元素,其含量越低越好。因此,本发明将S含量控制为 $S \leq 0.03\%$ 。

[0017] V:V元素在钢中主要起到析出强化和细化晶粒的作用,同时析出的V(CN)起到氢陷阱,改善延迟开裂的作用。V元素含量过高会导致伸长率下降;过低起不到析出强化的效果。因此,本发明将V含量控制为0.05%~0.3%。

[0018] Nb:Nb元素在钢中主要起到细化晶粒和析出强化的作用,同时析出的Nb(CN)起到氢陷阱,改善延迟开裂的作用。Nb元素含量过高会导致伸长率下降;过低起不到强化的效果。因此,本发明将V含量控制为0.05%~0.3%。

[0019] Ti:Ti元素在钢中主要起到细化晶粒和析出强化的作用,同时析出的Ti(CN)起到氢陷阱,改善延迟开裂的作用。Ti元素含量过高会导致伸长率下降;过低起不到强化的效果。因此,本发明将Ti含量控制为0.05%~0.3%。

[0020] Cr:Cr元素作为一种强化元素。Cr元素含量过高会降低钢的伸长率;过低起不到强化的效果。因此,本发明将Cr含量控制为0.1%~0.5%。

[0021] Mo:Mo元素在钢中主要起到提高强度和淬透性,有利于形成贝氏体组织,同时析出的MoC起到氢陷阱,改善延迟开裂的作用。Mo元素含量过高,会导致效果饱和,同时成本上升;含量过低,强化效果不明显。因此,本发明将Mo含量控制为0.05%~0.3%。

[0022] 一种具有超高强度相变诱导塑性钢的制备工艺包括以下步骤:转炉冶炼、连铸、热轧、酸洗、冷轧、连续退火等工序。

[0023] 该制备工艺的具体步骤如下:

[0024] 采用转炉冶炼的方法进行冶炼,得到钢液的化学成分以质量百分比计为:C:0.5%~1.0%,Si:0.3%~1.0%,Mn:1.0%~3.0%,P:0.03%~0.12%, $S \leq 0.03\%$,Al:0.8%~2.0%,还含有V:0.05%~0.3%,Ti:0.05%~0.3%,Nb:0.05%~0.3%,Cr:0.1%~0.5%,Mo:0.05%~0.3%中的一种或一种以上元素,余量为Fe和不可避免的杂质。

[0025] 连铸过程采用常规的连铸机进行连铸,得到连铸坯。

[0026] 热轧工序为:开轧温度在1000~1150℃,终轧温度在850~1000℃,冷却方式采用层流冷却方式,卷取温度在400~700℃之间。

[0027] 酸洗工序为:采用常规的酸洗方法,主要目的是去除热轧钢板表面的氧化物。

[0028] 冷轧工序为:冷轧压下率为40%~80%。

[0029] 连续退火工序:退火温度在700~900℃之间,退火时间在120~400s之间,退火后的冷却速率为15~60℃/s,时效温度在300~450℃,时效时间在300~800s,时效后以10~30℃/s冷却速率冷却到室温。

[0030] 采用上述工艺参数的原因如下:

[0031] 开轧温度:开轧温度的作用是保证热轧卷的轧制温度在奥氏体单相区内,温度太高,会导致晶粒过于粗大,温度过低,会导致轧制过程中出现开裂的问题,因此,开轧温度控制在1000~1150℃。

[0032] 终轧温度:终轧温度的作用也是保证热轧过程在奥氏体单相区内进行,温度太高,会导致晶粒过于粗大,降低钢板的强度和伸长率,温度过低,会导致轧制过程中出现开裂的问题,因此,终轧温度控制在850~1000℃。

[0033] 层流冷却:层流冷却的作用是使钢卷温度均匀降低到卷曲温度,保证板型完好。

[0034] 卷取温度:卷取温度的作用是使热轧板的组织为铁素体、贝氏体和珠光体,这样有利于冷轧,卷取温度过高,会导致钢板晶粒粗大,降低钢板的强度和伸长率,卷取温度过低,会导致钢板中出现马氏体组织,硬度过高,不能够冷轧。卷取温度的优选范围为400~700℃。

[0035] 冷轧压下率:冷轧压下率的作用是打破热轧钢板组织的晶粒,使组织更加均匀,冷轧压下率过高,会导致冷轧机轧制时变形抗力过大,导致板形恶化,冷轧压下率过低,不能够有效打碎热轧钢板的晶粒,不利于晶粒细化,导致强度和伸长率下降,因此,冷轧压下率的优选范围为:40%~80%。

[0036] 退火温度:退火温度的作用是保证钢板在退火时处于奥氏体区或铁素体+奥氏体两相区,退火温度过高会导致晶粒异常长大,退火温度过低,不能保证钢板在退火温度下具有合适的铁素体和奥氏体的两相比,致使钢板的力学性能变差,退火温度的优选范围是700~900℃。

[0037] 退火时间:退火时间的作用是保证钢板在退火温度下完成相变和晶粒再结晶,时间太短,会使相变不完全,时间太长,会导致晶粒过大,致使强度和伸长率下降,本发明退火时间的控制范围是120~400s。

[0038] 退火后的冷却速率:退火后的冷却速率的作用是保证钢板在冷却过程中不产生珠光体,冷却速率过低会导致珠光体产生,本发明冷却速率的控制范围是15~60℃/s。

[0039] 退火温度下完成相变和晶粒再结晶,时间太短,会使相变不完全,时间太长,会导致晶粒过大,致使强度和伸长率下降,本发明退火时间控制范围是120~400s。

[0040] 时效温度:时效温度的作用是保证钢板在时效过程中过冷奥氏体转变为贝氏体和残余奥氏体,时效温度过低会导致相变无法完成,时效温度过高会导致残余奥氏体的稳定性变差,因此时效温度优选范围是300~450℃。

[0041] 时效时间:时效时间的作用是保证钢板在时效过程中过冷奥氏体有足够的时间转变为贝氏体和残余奥氏体,时效时间过短,会导致相变无法完成,时效时间过长,会导致残余奥氏体过于稳定,使强度和伸长率下降,因此时效时间的优选范围是300~800s。

[0042] 时效后的冷却速率:时效后冷却速率的作用是使钢板尽快冷却到室温,以保证连退生产具有较高的生产效率,该冷却速率过低会导致生产效率低,因此,本发明将该冷却速率的范围控制在10~30℃/s。

[0043] 通过上述方法可以得到抗拉强度>1470MPa,延伸率≥15%的超高强相变诱导塑性钢,其微观组织为:贝氏体含量为70%~80%,奥氏体含量为20%~30%,以及少量马氏体和铁素体等组织,含量不超过10%。

[0044] 有益效果:

[0045] 本发明同现有技术相比,有益效果如下:

[0046] 本发明采用转炉冶炼—连铸连轧—酸洗冷轧—连续退火的生产工艺,在传统的产线上生产抗拉强度 $>1470\text{MPa}$,伸长率 $\geq 15\%$ 的超高强相变诱导塑性钢,具有成分简单、工艺窗口宽、成本低,产品性能优异的特点,能够满足复杂汽车零件的冲压要求。

具体实施方式

[0047] 以下实施例用于具体说明本发明内容,这些实施例仅为本发明内容的一般描述,并不对本发明内容进行限制。

[0048] 表1中列出了实施例的化学成分,在得到铸坯后进行热轧,热轧工艺如表2所示,热轧后进行酸洗、冷轧和退火,冷轧和退火工艺如表3所示,最终得到钢板的力学性能结果如表4所示。

[0049] 表1实施例的化学成分,wt%

[0050]

实施 例	钢号	C	Si	Mn	P	S	Al	Nb	V	Ti	Cr	Mo
1	A1	0.56	0.32	2.8	0.08	0.008	1.8	0.12				
2	A2	0.52	0.41	2.6	0.09	0.012	1.7		0.22			
3	A3	0.68	0.58	2.7	0.07	0.009	1.6			0.23		
4	A4	0.61	0.63	2.2	0.09	0.015	1.5				0.4	
5	A5	0.74	0.76	1.8	0.08	0.010	1.4					0.23
6	A6	0.78	0.89	1.6	0.07	0.014	1.2	0.22				
7	A7	0.82	0.94	1.4	0.06	0.016	1.0		0.15			
8	A8	0.86	0.92	1.9	0.05	0.011	0.9			0.17		
9	A9	0.92	0.87	1.2	0.04	0.009	0.8				0.21	
10	A10	0.99	0.42	1.5	0.03	0.006	1.1					
11	A11	0.62	0.48	2.2	0.07	0.009	1.2		0.15	0.21		0.21
12	A12	0.78	0.52	2.3	0.08	0.012	1.4	0.13	0.12			
13	A13	0.58	0.63	2.4	0.09	0.008	0.8	0.14		0.21		
14	A14	0.64	0.48	1.7	0.06	0.007	0.9	0.21				0.22
15	A15	0.82	0.38	1.9	0.05	0.006	1.0	0.23			0.4	
16	A16	0.92	0.42	1.2	0.06	0.011	0.9		0.13	0.22		
17	A17	0.99	0.32	1.1	0.07	0.012	0.8		0.13			0.21
18	A18	0.87	0.54	1.5	0.05	0.013	1.0			0.18		0.24
19	A19	0.78	0.44	1.3	0.04	0.012	1.1				0.23	0.25
20	A20	0.82	0.34	1.6	0.03	0.009	1.2	0.15	0.12	0.19		

[0051] 表2实施例的热轧工艺

[0052]

实施例	工艺号	开轧温度/°C	终轧温度/°C	卷取温度/°C
1	B1	1148	952	690
2	B2	1132	943	660
3	B3	1112	936	640
4	B4	1093	924	620
5	B5	1074	918	590
6	B6	1062	940	580
7	B7	1051	897	530

8	B8	1037	886	490
9	B9	1018	873	450
10	B10	1010	862	410
11	B1	1148	952	690
12	B2	1132	943	660
13	B3	1112	936	640
14	B4	1093	924	620
15	B5	1074	918	590
16	B6	1062	940	580
17	B7	1051	897	530
18	B8	1037	886	490
19	B9	1018	873	450
20	B10	1010	862	410

[0053] 表3实施例的冷轧和连续退火工艺

[0054]

实施 例	工 艺 号	冷 轧 压 下 率/%	退 火 温 度/℃	保 温 时 间/s	退 火 冷 却 速 率/ $(^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1})$	时 效 温 度/℃	时 效 时 间/s	时 效 冷 却 速 率/ $(^{\circ}\text{C}\cdot\text{s}^{-1})$
1	C1	40	815	133	24	350	310	17
2	C2	45	845	172	26	370	360	29
3	C3	50	875	214	30	380	430	25
4	C4	55	826	246	34	390	500	28
5	C5	60	853	274	38	410	580	12
6	C6	65	881	301	42	422	620	30
7	C7	70	833	332	46	435	650	16
8	C8	75	866	371	49	450	710	14
9	C9	80	892	396	55	440	760	23
10	C10	48	882	258	38	420	780	26
11	C2	45	845	172	26	370	360	29
12	C3	50	875	214	30	380	430	25
13	C4	55	826	246	34	390	500	28
14	C5	60	853	274	38	410	580	12
15	C6	65	881	301	42	422	620	30
16	C7	70	833	332	46	435	650	16
17	C8	75	866	371	49	450	710	14
18	C9	80	892	396	55	440	760	23
19	C10	48	882	258	38	420	780	26
20	C1	40	815	133	24	350	310	17

[0055] 表4实施例的力学检验结果

[0056]

实施 例	钢 号	工艺号		力学性能			微观组织	
				R _e l/MPa	R _m /MPa	A/%	贝氏体 含量/%	奥氏体 含量/%
1	A1	B1	C1	1268	1497	17	72	24
2	A2	B2	C2	1298	1495	18	76	21
3	A3	B3	C3	1268	1523	21	75	22
4	A4	B4	C4	1317	1510	20	74	20
5	A5	B5	C5	1290	1539	16	71	25
6	A6	B6	C6	1267	1534	15	72	20
7	A7	B7	C7	1345	1485	16	70	26
8	A8	B8	C8	1302	1496	17	73	21
9	A9	B9	C9	1285	1474	16	74	20
10	A10	B10	C10	1266	1497	18	75	22
11	A1	B1	C2	1268	1537	19.5	76	21
12	A2	B2	C3	1288	1515	20	78	20
13	A3	B3	C4	1338	1523	16	75	22
14	A4	B4	C5	1327	1540	17	76	21
15	A5	B5	C6	1260	1549	18	77	22
16	A6	B6	C7	1253	1514	22	76	20
17	A7	B7	C8	1285	1545	19	77	21
18	A8	B8	C9	1332	1538	19	73	22
19	A9	B9	C10	1295	1554	21	71	22
20	A10	B10	C1	1354	1534	20	72	20

[0057] 由表1~3可见,采用本发明技术方案生产的相变诱导塑性钢板,具有超高强度、良好的延伸率,满足汽车厂对复杂零件的成形需求。