



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 114555847 A

(43) 申请公布日 2022.05.27

(21) 申请号 202080072903.4

(22) 申请日 2020.12.16

(30) 优先权数据

PCT/IB2019/061092 2019.12.19 IB

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2022.04.18

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/IB2020/062004 2020.12.16

(87) PCT国际申请的公布数据

W02021/124132 EN 2021.06.24

(71) 申请人 安赛乐米塔尔公司

地址 卢森堡卢森堡市

(72) 发明人 阿斯特丽·佩拉德 朱康英

科拉莉·容 弗雷德里克·凯热尔

(74) 专利代理机构 北京允天律师事务所 11697
专利代理师 青炜

(51) Int.Cl.

G22C 38/04 (2006.01)

G22C 38/02 (2006.01)

G22C 38/14 (2006.01)

G22C 38/12 (2006.01)

G22C 38/06 (2006.01)

G22C 38/38 (2006.01)

G22C 38/34 (2006.01)

G22C 38/32 (2006.01)

G22C 38/28 (2006.01)

G22C 38/26 (2006.01)

G22C 38/22 (2006.01)

G21D 8/02 (2006.01)

G21D 1/26 (2006.01)

权利要求书1页 说明书7页

(54) 发明名称

高韧性经热轧和退火的钢板及其制造方法

(57) 摘要

本发明涉及经热轧和退火的钢板,按重量百分比计,所述经热轧和退火的钢板具有包含以下的组成:C:0.1%至0.25%、Mn:3.00%至5.00%、Si:0.80%至1.60%、B:0.0003%至0.004%、S≤0.010%、P≤0.020%、N≤0.008%,所述组成的剩余部分为铁和由熔炼产生的不可避免的杂质,并且按表面分数计所述经热轧和退火的钢板具有由以下组成的显微组织:大于20%的再结晶铁素体、余量为非再结晶铁素体,大于15%的所述再结晶铁素体具有大于5 μm的晶粒尺寸以及小于5个碳化物/10 μm晶界长度的再结晶铁素体晶界处的碳化物的密度。

1. 一种经热轧和退火的钢板,按重量百分比计,由具有包含以下组成的钢制成:

C:0.1%至0.25%

Mn:3.00%至5.00%

Si:0.80%至1.60%

B:0.0003%至0.004%

S \leq 0.010%

P \leq 0.020%

N \leq 0.008%

以及任选地按重量百分比计包含以下元素中的一者或更多者:

Ti \leq 0.04%

Nb \leq 0.05%

Mo \leq 0.3%

Al \leq 0.90%

Cr \leq 0.80%

所述组成的剩余部分为铁和由熔炼产生的不可避免的杂质,

按表面分数计,所述钢板具有包含以下的显微组织,

-20%或更多的再结晶铁素体

-余量为非再结晶铁素体,

-15%或更多的所述再结晶铁素体具有大于5 μ m的晶粒尺寸

-以及小于或等于5个碳化物/10 μ m晶界长度的再结晶铁素体晶界处的碳化物的密度。

2. 根据权利要求1所述的经热轧和退火的钢板,其中所述再结晶铁素体为40%至60%。

3. 根据权利要求1所述的经热轧和退火的钢板,其中所述再结晶铁素体为80%至100%。

4. 根据权利要求1至3中任一项所述的经热轧和退火的钢板,其中锰含量为3.50%至4.50%。

5. 根据权利要求1至4中任一项所述的经热轧和退火的钢板,其中硅含量为1.00%至1.60%。

6. 根据权利要求1至5中任一项所述的经热轧和退火的钢板,其中所述经热轧和退火的钢板的根据标准ISO 148-1:2006 (F) 和ISO148-1:2017 (F) 测量的在20°C下的夏比冲击能高于0.40J/mm²。

7. 根据权利要求1至6中任一项所述的经热轧和退火的钢板,其中所述经热轧和退火的钢板的硬度水平低于300HV。

8. 一种经冷轧的钢板,由对根据权利要求1至7中任一项所述的经热轧和退火的钢板进行冷轧而获得。

高韧性经热轧和退火的钢板及其制造方法

[0001] 本发明涉及具有高韧性和低硬度的高强度钢板以及用于获得这样的钢板的方法。

[0002] 为了制造各种零件例如用于机动车辆的车身结构构件和车身板件的部件,已知使用由DP(双相)钢或TRIP(相变诱导塑性)钢制成的板。

[0003] 考虑到全球环境保护,汽车工业中的主要挑战之一是在不忽略安全要求的情况下减轻车辆的重量以提高其燃料效率。为了满足这些要求,炼钢工业持续开发新的高强度钢以得到具有改善的屈服强度和抗拉强度以及良好的延性和可成形性的板。

[0004] 用于改善机械特性所作出的一项开发是增加钢中锰的含量。锰的存在由于奥氏体的稳定化而有助于提高钢的延性。但这些钢存在脆性的弱点。为了克服该问题,添加了元素如硼。这些添加硼的化学物质在热轧阶段下非常坚韧,但热带太硬而无法进一步加工。软化热带最有效的方法是批量退火,但其导致韧性损失。

[0005] 例如,出版物US20050199322公开了具有优异的延性和拉伸凸缘成形性的高碳经热轧的钢板,使所述经热轧的钢板退火以降低钢板的硬度。

[0006] 因此,现有技术中存在的未解决的问题是获得具有与进一步工艺相容的高韧性和低硬度的经热轧的钢板。

[0007] 因此,本发明的目的是解决上述问题并且提供具有低于300HV的硬度水平以及20℃下的夏比冲击能高于0.40J/mm²的高韧性的组合的钢板。

[0008] 本发明的目的通过提供根据权利要求1的钢板来实现。钢板还可以包括权利要求2至7中任一项的特征。本发明的目的还在于提供根据权利要求8的钢。

[0009] 现在将详细地描述本发明并且通过实例举例说明本发明而不引入限制。

[0010] 在下文中,Ms表示马氏体开始温度,即,在该温度下奥氏体在冷却时开始转变为马氏体的温度。这些温度可以由下式计算:

[0011]
$$M_s = 560 - (30^* \% Mn + 13^* \% Si - 15^* \% Al + 12^* \% Mo) - 600^* (1 - \exp(-0,96^* C))$$

[0012] 现在将描述根据本发明的钢的组成,含量以重量百分比表示。

[0013] 根据本发明,碳含量为0.1%至0.25%。高于0.25%的碳,钢板的可焊接性可能降低。如果碳含量低于0.1%,则奥氏体分数不足够稳定以至于在退火之后无法获得目标显微组织。在本发明的一个优选实施方案中,碳含量为0.15%至0.20%。

[0014] 锰含量为3.00%至5.00%。添加超过5.00%,中心偏析的风险增加从而损害韧性。限定最小值以使奥氏体稳定以在退火之后获得目标显微组织。优选地,锰含量为3.50%至5.00%。在本发明的一个优选实施方案中,锰含量为3.50%至4.50%。

[0015] 根据本发明,硅含量为0.80%至1.60%。高于1.60%,硅对韧性不利。此外,硅氧化物在表面处形成,这损害了钢的可涂覆性。至少0.80%的硅添加有助于使足够量的奥氏体稳定以在退火之后获得根据本发明的显微组织。在本发明的一个优选实施方案中,硅含量为1.00%至1.60%。

[0016] 根据本发明,硼含量为0.0003%至0.004%。硼的存在延迟了贝氏体向较低温度的转变,并且在低温下形成的贝氏体具有板条形态,这增加了韧性。高于0.004%,促进硼碳化物在原奥氏体晶界处的形成,使钢更脆。低于0.0003%,没有足够浓度的在原奥氏体晶界处

偏析以增加钢的韧性的游离B。在本发明的一个优选实施方案中，硼含量为0.001%至0.003%。

[0017] 任选地，可以将一些元素添加到根据本发明的钢的组成中。

[0018] 钛可以添加高至0.04%以提供析出强化。优选地，除硼之外还添加最少0.01%的钛以保护硼免受BN的形成。

[0019] 铌可以任选地添加高至0.05%以在热轧期间精炼奥氏体晶粒并提供析出强化。优选地，所添加的铌的最小量为0.0010%。

[0020] 钼可以任选地添加高至0.3%以减少磷偏析。高于0.3%，考虑到所需求的特性，钼的添加是昂贵且无效的。

[0021] 铝是用于在加工期间使液相的钢脱氧的非常有效的元素。铝含量可以添加高于0.90%最大值以避免夹杂物的出现并且避免氧化问题。

[0022] 允许最大0.80%的铬，注意高于饱和效应，并且添加铬既无用又昂贵。

[0023] 钢的组成的剩余部分为铁和由熔炼产生的杂质。在这方面，P、S和N至少被认为是残余元素，其为不可避免的杂质。其含量为S小于0.010%，P小于0.020%以及N小于0.008%。特别地，磷在晶界处偏析，并且对于高于0.020%的磷含量，钢的韧性降低。

[0024] 现在将描述根据本发明的经热轧和退火的钢板的显微组织。

[0025] 按表面分数计，经热轧和退火的钢板具有由以下组成的显微组织：20%或更多的再结晶铁素体、余量为非再结晶铁素体（包括0%），15%或更多的所述再结晶铁素体具有大于5 μm 的晶粒尺寸以及小于或等于5个碳化物/10 μm 晶界长度的再结晶铁素体晶界处的碳化物的密度。

[0026] 再结晶铁素体对应于在热带退火期间再结晶的铁素体的晶粒。在热轧期间，奥氏体晶粒被拉伸，并且呈所谓的扁平状。热轧产生了储存能量的位错。在退火期间，这样的储存能量是用于形成晶粒内的位错密度非常低的铁素体的晶粒的驱动力。随着再结晶进行，钢的硬度降低。低于20%的再结晶铁素体，无法达到目标特性。在本发明的一个优选实施方案中，所述再结晶铁素体为40%至60%。在本发明的另一个优选实施方案中，所述再结晶铁素体为80%至100%。

[0027] 为了达到低硬度水平，15%或更多的再结晶铁素体呈现出大于5 μm 的晶粒尺寸。

[0028] 由于再结晶铁素体的形态为等轴形式，因此可以将再结晶铁素体与非再结晶铁素体区分开。由于位错密度低，在SEM（扫描电子显微镜）中用BSE（背散射电子）模式观察到的再结晶铁素体呈现出均匀的对比度。

[0029] 显微组织的其余部分为0%（含）至80%的非再结晶铁素体。在热带退火期间不能再结晶的贝氏体和马氏体的部分是非再结晶铁素体的部分。

[0030] 再结晶铁素体晶界处的碳化物的密度小于或等于5个碳化物/10 μm 晶界长度，以提高钢的韧性。

[0031] 根据本发明的经热轧和退火的钢板的根据标准ISO 148-1:2006 (F) 和ISO 148-1:2017 (F) 测量的在20 $^{\circ}\text{C}$ 下的夏比冲击能E高于0.40J/mm²。

[0032] 根据本发明的经热轧和退火的钢板的维氏硬度水平低于300HV。

[0033] 根据本发明的钢板可以通过任何适当的制造方法来生产，并且本领域技术人员可以限定方法。然而，优选使用根据本发明的方法，所述方法包括以下步骤：

[0034] 提供具有上述钢组成的能够进一步被热轧的半成品。将半成品加热至1150℃至1300℃的温度,因此使得可以容易热轧,其中最终热轧温度FRT取决于钢的化学组成。

[0035] 为了获得目标特性,技术人员必须选择在热带退火之后促进基体的再结晶的精轧温度FRT。超过一定值的FRT(直接取决于钢的化学组成),储存的能量在热带退火之后不再足以使铁素体再结晶。优选地,FRT为750℃至1000℃。更优选地,FRT为800℃至950℃。

[0036] 然后将经热轧的钢冷却并在20℃至550℃的温度 $T_{\text{卷曲}}$ 下进行卷取。优选地, $T_{\text{卷曲}}$ 温度为 $(M_s-100^\circ\text{C})$ 至550℃。

[0037] 在卷取之后,可以对板进行酸洗以消除氧化。

[0038] 然后将经卷曲的钢板退火至低于 A_{c1} 的退火温度 T_a 。将钢板在所述温度 T_a 下保持0.1小时至100小时的保持时间 t_a ,以在保持经热轧的钢板的韧性高于 $0.4\text{J}/\text{mm}^2$ 的同时降低硬度。为了获得目标特性,技术人员必须选择 T_a 以有利于铁素体的再结晶。太低温度下的退火限制了铁素体的再结晶,并促进了晶界处的碳化物,降低钢板的韧性。优选地, T_a 为500℃至 A_{c1} 。

[0039] 在热带退火之后,晶界处的碳化物的密度小于5个碳化物/ $10\mu\text{m}$ 晶界长度,提高了钢的韧性。然后将经热轧和退火的钢板冷却至室温。

[0040] 经热轧和退火的钢板具有良好的韧性和硬度的特性,使进一步的加工成为可能。例如,然后可以对经热轧和退火的钢板进行冷轧以获得具有可以例如为0.7mm至3mm,或者甚至更好地在0.8mm至2mm的范围内的厚度的经冷轧的钢板。冷轧压下率优选地为20%至80%。

[0041] 现在将通过以下实施例来举例说明本发明,这些实施例决不是限制性的。

[0042] 实施例1

[0043] 将3个钢种(其组成汇总于表1中)铸造成半成品,并按照表2中汇总的工艺参数加工成钢板。

[0044] 表1-组成

[0045] 下表中汇总了测试的组成,其中元素含量以重量百分比表示。

[0046]

钢	C	Mn	Si	B	S	P	N	Ti	Mo	Al	A_{c1} (°C)	M_s (°C)
A	0.18	3.94	1.29	0.0022	0.002	0.01	0.002	0.023	0.19	0.03	640	328
B	0.18	3.85	1.27	0.0024	0.002	0.01	0.003	0.026	0.21	0.6	655	339
C	0.18	3.96	1.48	0.0022	0.002	0.01	0.002	0.024	0.19	0.03	640	325

[0047] 钢A至C为根据本发明的。

[0048] A_{c1} 温度已经通过膨胀试验和金相分析确定。

[0049] 表2-工艺参数

[0050] 将铸造的钢半成品在1800秒期间在1200℃下再加热,热轧,然后在热带退火之前卷取。应用以下具体条件:

[0051]

试验	钢	FRT (°C)	T _{卷曲} (°C)	退火	
				Ta (°C)	ta (小时)
1	A	950	450	620	23
2	A	900	450	620	23
3	A	850	450	620	23
4	A	800	450	620	23
5	B	950	450	620	23
6	B	900	450	620	23
7	B	850	450	620	23
8	B	800	450	620	23
9	C	950	450	620	23
10	C	900	450	620	23
11	C	850	450	620	23
12	C	800	450	620	23

[0052] 然后对经热轧和退火的板进行分析,并将相应的显微组织元素和机械特性分别汇总在表3和4中。

[0053] 表3-经热轧和退火的钢板的显微组织

[0054] 确定所获得的经热轧和退火的钢板的显微组织的相百分比:

[0055]

试验	再结晶 铁素体 (%)	非再结晶 铁素体 (%)	晶界处的碳化物 的密度 (数量/10 μm)	尺寸>5 μm的 再结晶铁素体 (%)
1	20	80	5	15
2	40	60	4	30
3	95	5	2	65
4	98	2	1,5	75
<u>5</u>	<u>5</u>	95	<u>6</u>	<u>0</u>
<u>6</u>	<u>10</u>	90	5	<u>1</u>
7	98	2	2	80
8	100	0	2	80
<u>9</u>	<u>5</u>	95	<u>6</u>	<u>0</u>
<u>10</u>	<u>5</u>	95	5	<u>1</u>
<u>11</u>	25	75	5	<u>7</u>
12	80	20	4	40

[0056] 下划线值:不与本发明相对应

[0057] 表面分数通过以下方法确定：从热轧和退火中切割试样，并用本身已知的试剂进行抛光和蚀刻以露出显微组织。之后，通过扫描电子显微镜例如用放大倍率大于5000×的具有场发射枪的扫描电子显微镜（“FEG-SEM”）在二次电子模式和背散射电子模式二者下检查截面。

[0058] 表4-经热轧和退火的钢板的机械特性

[0059] 确定测试样品的机械特性并汇总在下表中：

试验	夏比冲击能 (J/mm ²)	硬度 (HV)
1	0.40	278
2	0.49	263
3	0.69	211
4	0.70	204
[0060] 5	<u>0.34</u>	285
6	<u>0.30</u>	293
7	0.69	210
8	0.66	214
9	<u>0.31</u>	296
10	<u>0.28</u>	290
11	<u>0.30</u>	269
12	0.44	221

[0061] 下划线值：与目标值不匹配

[0062] 为了获得目标特性，技术人员必须选择精轧温度FRT以利于退火之后的基体再结晶。

[0063] 为了获得具有大于20%的再结晶铁素体、余量为非再结晶铁素体的最终经热轧和退火的钢板，已经以800℃、850℃、900℃和950℃的FRT进行了试验，然后在23小时的时间 t_a 期间在620℃的温度 T_a 下进行退火。

[0064] 在试验1至4中，钢A分别以950℃、900℃、850℃和800℃的FRT进行热轧。这些实施例由于其特定的组成和显微组织表现出所有目标特性。

[0065] 在试验5至8中，钢B以800℃、850℃、900℃和950℃的FRT进行热轧。

[0066] 试验5和6的分别为950℃和900℃的高FRT导致退火之后的小于期望水平的5%和10%的再结晶铁素体水平。

[0067] 在试验7至8中，由于850℃和800℃的低水平的FRT，大于98%的铁素体再结晶。

[0068] 在试验9至12中，钢C以800℃、850℃、900℃和950℃的FRT进行热轧。

[0069] 在这种情况下，高于900℃的FRT意味着本发明之外的显微组织。

[0070] 对于试验9至11，晶界处的碳化物的密度高于期望水平，导致钢的韧性低。

[0071] 实施例2

[0072] 将1个钢种(其组成汇总于表6中)铸造成半成品,并按照表7中汇总的工艺参数加工成钢板。

[0073] 表6-化学组成

[0074]

钢	C	Mn	Si	B	S	P	N	Ti	Nb	Mo	Al	Ac1 (°C)	Ms (°C)
D	0.19	3.86	1.27	0.0021	0.001	0.01	0.003	0.029	0.02	0.20	0.39	650	331

[0075] 钢D为根据本发明的。

[0076] 表7-工艺参数

[0077] 将铸造的钢半成品在1800秒期间在1200°C下再加热,热轧,然后在热带退火之前卷取。应用以下具体条件:

[0078]

试验	钢	FRT (°C)	T _{卷曲} (°C)	退火	
				Ta (°C)	ta (小时)
13	D	845	300	594	23
14	D	845	300	605	7
15	D	845	300	619	7
16	D	845	300	633	7
17	D	845	300	648	7

[0079] 然后对经热轧和退火的板进行分析,并将相应的显微组织元素和机械特性分别汇总在表8和9中。

[0080] 表8-经热轧和退火的钢板的显微组织

[0081] 确定所获得的经热轧和退火的钢板的显微组织的相百分比:

[0082]

试验	再结晶铁素体 (%)	非再结晶铁素体 (%)	晶界处的碳化物的密度 (数量/10 μm)	尺寸>5 μm的再结晶铁素体 (%)
<u>13</u>	<u>5</u>	<u>95</u>	<u>10</u>	<u>0</u>
<u>14</u>	30	70	<u>6</u>	<u>7</u>
15	45	55	3	40
16	55	45	2	48
17	60	40	1.5	50

[0083] 下划线值:不与本发明相对应

[0084] 表面分数通过以下方法确定:从热轧和退火中切割试样,并用本身已知的试剂进行抛光和蚀刻以露出显微组织。之后,通过扫描电子显微镜例如用放大倍率大于5000×的具有场发射枪的扫描电子显微镜(“FEG-SEM”)在二次电子模式和背散射电子模式二者下检查截面。

[0085] 表9-经热轧和退火的钢板的机械特性

[0086] 确定测试样品的机械特性并汇总在下表中:

[0087]

试验	夏比冲击能 (J/mm ²)	硬度 (HV)
<u>13</u>	<u>0.20</u>	<u>324</u>
<u>14</u>	<u>0.26</u>	<u>300</u>
15	0.41	271
16	0.53	235
17	0.56	223

[0088] 下划线值:不与本发明相对应

[0089] 试验13至17以845℃的FRT并通过改变退火温度 T_a 来进行,以获得具有大于20%的再结晶铁素体、余量为非再结晶铁素体的最终经退火的钢板,并限制晶界处的碳化物。

[0090] 如果 T_a 太低,如在试验13和14中,则铁素体不能充分地再结晶,并且钢太硬。在晶界处形成的大量碳化物降低了钢的韧性。