



(12) 发明专利申请

(10) 申请公布号 CN 117480271 A

(43) 申请公布日 2024. 01. 30

(21) 申请号 202280026011.X

(22) 申请日 2022.04.05

(30) 优先权数据

21504311 2021.04.07 SE

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2023.09.28

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/EP2022/059016 2022.04.05

(87) PCT国际申请的公布数据

W02022/214488 EN 2022.10.13

(71) 申请人 奥钢联钢铁有限责任公司

地址 奥地利林茨

申请人 丰田自动车欧洲股份有限公司

(72) 发明人 M·施沃曾布伦纳 E·O·阿尔曼

T·赫贝斯伯格

(74) 专利代理机构 北京市柳沈律师事务所

11105

专利代理师 李玉钢

(51) Int.Cl.

C22C 38/38 (2006.01)

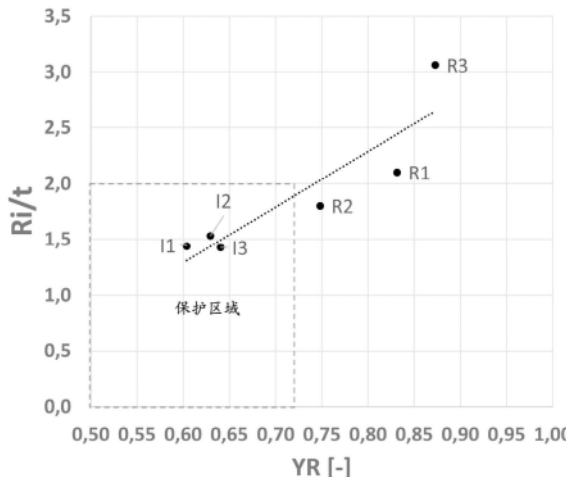
权利要求书3页 说明书7页 附图1页

(54) 发明名称

具有优异的整体成形性和弯曲性能的机动车用高强度冷轧钢板

(57) 摘要

本发明涉及一种高强度冷轧钢板,该高强度冷轧钢板具有由以下元素(以重量%计)组成的组成:C 0.08-0.14;Mn 2.5-3.0;Si 0.7-1.1;Cr 0.05-0.4;任选地Al $\leq$ 0.2;Nb $\leq$ 0.1;Mo $\leq$ 0.1;V $\leq$ 0.1;Ti $\leq$ 0.1;Ca $\leq$ 0.05;Cu $\leq$ 0.1;Ni $\leq$ 0.2;B $\leq$ 0.005除杂质外的余量Fe。该钢的屈服比 $\leq$ 0.72且弯曲性(Ri/t) $\leq$ 2.0。本发明还涉及制造该钢板的方法以及包含该钢板的机动车结构零件。



1. 高强度冷轧钢板,其具有:

a) 组成,所述组成由以下元素 (以重量%计) 组成:

C 0.08-0.14

Mn 2.5-3.0

Si 0.7-1.1

Cr 0.05-0.4

任选地

Al ≤ 0.2

Nb ≤ 0.1

Mo ≤ 0.1

V ≤ 0.1

Ti ≤ 0.1

Ca ≤ 0.05

Cu ≤ 0.1

Ni ≤ 0.2

B ≤ 0.005

除杂质外的余量Fe,

b) 多相微观结构,所述多相微观结构包含 (体积%):

残留奥氏体 2-20

马氏体 ≤ 15

贝氏体铁素体

和回火马氏体 50-90

多边形铁素体 ≤ 10 ,

c) 抗拉强度 (R_m) 980-1180 MPa

屈服强度 ($R_{p0.2}$) 580-750 MPa

屈服比 ($R_{p0.2}/R_m$) ≤ 0.72

d) 对于尺寸为 35×100 mm的样本,根据 90° V型弯曲测试值 $R_i/t \leq 2.0$ 的弯曲性,其中 R_i 是以mm计的弯曲半径,并且 t 是所述钢板以mm计的厚度。

2. 根据权利要求1所述的高强度冷轧钢板,其中所述微观结构满足以下要求 (以体积%计) 中的至少一项,优选地所有要求:

残留奥氏体 5-15
马氏体 5-10
贝氏体铁素体和回火马氏体 70-90
多边形铁素体 ≤ 5 。

3. 根据权利要求1或2所述的高强度冷轧钢板, 其中所述组成满足以下项 (以重量 % 计):

C 0.09-0.12
Mn 2.5-2.9
Si 0.7-1.0
Cr 0.1-0.3
Al 0.005-0.1

任选地

Nb ≤ 0.1
Mo ≤ 0.1
V ≤ 0.1
Ti ≤ 0.1
Ca ≤ 0.05
Cu ≤ 0.1
Ni ≤ 0.2
B ≤ 0.005

除杂质外的余量Fe。

4. 根据前述权利要求中任一项所述的高强度冷轧钢板, 其中所述机械性能满足以下要求中的至少一项:

抗拉强度 (R_m) 1000-1100 MPa
屈服强度 ($R_{p0.2}$) 580-700 MPa
总伸长率 (A_{50}) $\geq 11\%$
屈服比 ($R_{p0.2}/R_m$) 0.50-0.70
弯曲性 (R_i/t) ≤ 1.7 。

5. 根据前述权利要求中任一项所述的高强度冷轧钢板, 其中所述机械性能满足以下要求:

抗拉强度 (R_m) 1000-1100 MPa

屈服强度 ($R_{p0.2}$) 580-700 MPa

总伸长率 (A_{50}) $\geq 11\%$

屈服比 ($R_{p0.2}/R_m$) 0.50-0.70

弯曲性 (R_i/t) ≤ 1.5 。

6. 根据前述权利要求中任一项所述的高强度冷轧钢板, 其中所述冷轧板的厚度为0.9-1.6mm。

7. 根据前述权利要求中任一项所述的高强度冷轧钢板, 其中选自Nb、Mo、V、Ti和Ca的组的元素中的至少一种仅作为杂质存在, 优选地Nb、Mo、V、Ti和Ca的组中的所有元素仅作为杂质存在。

8. 制造根据权利要求1-7中任一项所述的冷轧钢带或板的方法, 其包括以下步骤:

- a) 提供具有根据前述权利要求中任一项所述的组成的钢板坯,
- b) 将所述板坯在奥氏体范围内热轧为热轧带材;
- c) 在500-650°C范围内的卷取温度下卷取所述热轧带材;
- d) 任选地对卷取的钢带材执行除氧化皮工艺;
- e) 在500-650°C范围内的温度下分批退火5-30小时的持续时间;
- f) 对退火的钢带材以35至90%的压下率进行冷轧;
- g) 将所述带材在连续退火线中加热到800°C至890°C范围内的温度并均热80-180秒,
- h) 使所述带材以5-15°C/秒的速率缓慢冷却至700-750°C的温度, 然后使所述带材以20-60°C/秒的速率快速冷却至405-460°C的过时效温度, 并停留150至1000秒,
- i) 冷却至室温。

9. 机动车结构零件, 其包含根据权利要求1-7中任一项所述的高强度冷轧钢材。

10. 根据权利要求所述的机动车结构零件, 其中所述结构零件为机动车的B柱铰链、车顶纵梁、或门板。

具有优异的整体成形性和弯曲性能的机动车用高强度冷轧钢板

技术领域

[0001] 本发明涉及适于在机动车(automobiles,汽车)中应用的高强度钢板。特别地,本发明涉及具有至少980MPa的抗拉强度且具有优异的整体成形性(global formability,全局成形性)和优异的弯曲性能的冷轧钢板。

背景技术

[0002] 对于多种多样的应用,增加的强度水平是轻质构造的先决条件,特别是在机动车行业中,因为车身质量减轻导致燃料消耗降低。

[0003] 机动车车身零件通常由钢板冲压而成,从而形成薄板的复杂结构构件。然而,这样的零件不能由常规高强度钢生产,因为对于复杂结构零件的可成形性过低。出于该原因,在过去几年中,多相相变诱导塑性(Transformation Induced Plasticity)辅助钢(TRIP钢)引起了相当大的关注,特别地用于在汽车车身结构零件中使用。

[0004] TRIP钢具有多相微观结构,其包括能够产生TRIP效应的亚稳定残留奥氏体相。当钢变形时,奥氏体转变为马氏体,从而导致显著的加工硬化。这种硬化效应用于抵抗材料的颈缩(necking),并延后片材成型操作中的失效。TRIP钢的微观结构可极大地改变其机械性能。

[0005] W02018/09090A1公开了一种高强度TBF钢,该高强度TBF钢具有高屈服比(局部成形性)、优异的抗边裂性以及高扩孔率。

[0006] 尽管这些钢公开了几种有吸引力的性能,但仍需要在整体可成形性和弯曲性能方面具有改善的性能特征的980MPa钢板。特别地,机动车的B柱铰链、车顶纵梁、门板或类似零件将使用这种材料。

发明内容

[0007] 本发明涉及具有980-1180MPa的抗拉强度以及优异的整体成形性和优异的弯曲性能的高强度(TBF)钢板。应进一步可以在连续退火线(Continuous Annealing Line,CAL)中以工业规模产生钢板。本发明的目的在于提供可加工成复杂结构构件的钢组合物,其中影响整体成形性的屈服比和弯曲性均很重要。其特别适用于机动车中的B柱铰链、车顶纵梁、门板或类似零件。

附图说明

[0008] 图1是其中将弯曲性 R_i/t 针对屈服比作图的示意图。

具体实施方式

[0009] 本发明在权利要求中进行描述。

[0010] 钢板具有由以下合金元素(以重量%计)组成的组成(composition,组合物):

[0011] C 0.08-0.14

[0012] Mn 2.5-3.0

[0013] Si 0.7-1.1

[0014] Cr 0.05-0.4

[0015] 任选地

[0016] $Al \leq 0.2$

[0017] $Nb \leq 0.1$

[0018] $Mo \leq 0.1$

[0019] $V \leq 0.1$

[0020] $Ti \leq 0.1$

[0021] $Ca \leq 0.05$

[0022] $Cu \leq 0.1$

[0023] $Ni \leq 0.2$

[0024] $B \leq 0.005$

[0025] 余量由铁和杂质组成。

[0026] 下文简要解释单独元素的重要性及其彼此相互作用以及所要求保护的合金的化学成分的限制。贯穿本说明书,钢的化学组成的所有百分比均以重量% (wt. %) 给出。硬质相的量以体积% (vol. %) 给出。各个元素的上限和下限可以在权利要求中阐述的界限内自由组合。对于本申请中给出的所有值,数值的算术精度可以提高一位或两位数。因此,给出为例如0.1%的值也可以表示为0.10或0.100%。

[0027] C:0.08-0.14%

[0028] C稳定化奥氏体,并且对于在残留奥氏体相内获得足够的碳很重要。C对于获得期望的强度水平也很重要。一般来讲,每0.1%C可预计增加大约100MPa抗拉强度。当C低于0.08%时,难以获取980MPa的抗拉强度。如果C超过0.14%,则可焊性受损。上限可为0.13或0.12%。下限可为0.09%、或0.10%。优选的范围为0.09-0.12%。

[0029] 优选地,碳当量 $CE_L (=C+Si/50+Mn/25+P/2+Cr/25)$ 应当在0.20-0.30的范围内。

[0030] Mn:2.5-3.0%

[0031] 锰是固溶强化元素,它通过降低 M_s 温度来稳定化奥氏体,并防止在冷却期间形成铁素体和珠光体。此外,Mn降低 A_{c3} 温度并且对于奥氏体稳定性很重要。在小于2.5%的含量下,可能难以获得期望量的残留奥氏体、980MPa的抗拉强度,并且奥氏体化温度对于常规的工业退火线可能过高。此外,在较低含量下,可能难以避免多边形铁素体的形成。然而,如果Mn的量高于3.0%,则可能出现偏析问题,因为Mn在液相中积聚并致使条带(banding),导致可加工性潜在劣化。因此,上限可为3.0、2.9、2.8或2.7%。下限可为2.5、或2.6%。

[0032] Si:0.7-1.1%

[0033] Si充当固溶强化元素,并且对于确保薄钢板的强度很重要。Si抑制渗碳体析出,并且对于奥氏体稳定化至关重要。然而,如果含量太高,则过多的氧化硅将形成在带材表面上,这可导致CAL中辊上的包覆以及后续生产的钢板上的表面缺陷。因此,上限为1.1%,并且可以限制于1.05、1.0或0.95%。下限可为0.75或0.80%。优选的范围为0.7-1.0%。

[0034] Cr:0.05-0.4%

[0035] Cr有效地增加钢板的强度。Cr是形成铁素体并阻碍珠光体和贝氏体形成的元素。随着Cr含量增加, A_{c3} 温度和 M_s 温度仅略微下降。Cr导致稳定化残留奥氏体的量增加。Cr的量限于0.4%。上限可为0.35、0.30或0.25%。下限可为0.10、或0.15%。优选的范围为0.1-0.3%。

[0036] Al: $\leq 0.2\%$

[0037] Al促进铁素体形成,并且也常用作脱氧剂。 M_s 温度随着Al含量的增加而增加。Al的另一个缺点在于其导致 A_{c3} 温度急剧升高,因此使得钢在CAL中奥氏体化更加困难。出于这些原因,Al含量优选地限于小于0.2%,更优选地小于0.1%,最优选地小于0.06%。

[0038] Nb: $\leq 0.1\%$

[0039] 由于Nb对晶粒尺寸的影响,其常用于低合金钢中以改善强度和韧性。Nb通过细化(refining)基体微观结构和由NbC析出所致的残留奥氏体相来提高强度伸长率的平衡。钢可含有 $\leq 0.1\%$ 的量的Nb。根据本发明,不需要有意添加Nb。因此,上限可限制于 $\leq 0.03\%$ 。上限可进一步限制于0.01、或0.005%。

[0040] Mo $\leq 0.1\%$

[0041] 可以添加钼来改善强度。其可以通过降低碳化物粗化动力学来进一步增强NbC析出物的益处。根据本发明,不需要有意添加Mo。因此,上限可限制于 $\leq 0.03\%$ 。上限可进一步限制于0.02、或0.01%。

[0042] V: $\leq 0.1\%$

[0043] V与Nb的功能的相似之处在于其有助于析出硬化和晶粒细化。钢可含有 $\leq 0.1\%$ 的量的V。上限可限制于0.09、0.07、0.05、0.03、或0.01%。根据本发明,不需要有意添加V。因此,上限可限制于 $\leq 0.01\%$ 。

[0044] Ti: $\leq 0.1\%$

[0045] Ti常用于低合金钢中以改善强度和韧性,因为它通过形成碳化物、氮化物或碳氮化物对晶粒尺寸产生影响。特别地,Ti是强氮化物形成元素,并且可用于结合钢中的氮。然而,这种效应在0.1%以上趋于饱和。上限可限制于0.09、0.07、0.05、0.03、或0.01%。根据本发明,不需要有意添加Ti。因此,上限可限制于 $\leq 0.005\%$ 。

[0046] Ca ≤ 0.05

[0047] Ca可用于非金属夹杂物的改性。上限为0.05%,并且可设定为0.04、0.03、0.01%。根据本发明,不需要有意添加Ca。因此,上限可限制于 $\leq 0.004\%$ 。

[0048] Cu: $\leq 0.1\%$

[0049] Cu是不期望的杂质元素,通过谨慎选择所用废料,其被限制于 $\leq 0.1\%$ 。上限可限制于 $\leq 0.06\%$ 。

[0050] Ni: $\leq 0.2\%$

[0051] Ni是不期望的杂质元素,通过谨慎选择所用废料,其被限制于 $\leq 0.2\%$ 。上限可限制于 $\leq 0.08\%$ 。

[0052] B: $\leq 0.005\%$

[0053] B是不期望的杂质元素,通过谨慎选择所用废料,其被限制于 $\leq 0.005\%$ 。B增加硬度,但可能以降低弯曲性为代价,因此在目前提出的钢中是不可取的。B可进一步使废料再循环利用更加困难,并且B的添加还可劣化可加工性。因此,根据本发明,不期望有意添加B。

因此,上限可限制于 $\leq 0.0006\%$ 。

[0054] 钢中可以包含正常存在量的其它杂质元素。然而,优选的是将P、S、As、Zr、Sn的量限于以下任选的最大含量:

[0055] P: $\leq 0.02\%$

[0056] S: $\leq 0.005\%$

[0057] As $\leq 0.010\%$

[0058] Zr $\leq 0.005\%$

[0059] Sn $\leq 0.015\%$

[0060] 还优选的是将氮含量控制在以下范围:

[0061] N: $\leq 0.015\%$,优选地 $0.003-0.008\%$

[0062] 在该范围内,可以实现氮的稳定固定。

[0063] 氧和氢可以进一步限于

[0064] O: ≤ 0.0003

[0065] H: ≤ 0.0020

[0066] 本发明的高强度TRIP辅助贝氏体铁素体(TBF)钢板具有主要由嵌入基体中的残留奥氏体夹杂物组成的微观结构。

[0067] 微观结构成分在下面以体积%(vol.%)表示。

[0068] 该钢包含贝氏体铁素体(BF)基体。因此,贝氏体铁素体的量通常 $\geq 50\%$ 。微观结构还可含有回火马氏体(TM)。BF和TM成分可能难以彼此区分。因此,两种成分的总含量可限于 $70-90\%$ 。量通常在 $75-85\%$ 的范围内。

[0069] 马氏体可存在于最终微观结构中,因为取决于其稳定性,一些奥氏体可能在过时效步骤(overaging step)结束时的冷却期间转变为马氏体。马氏体能够以 $\leq 15\%$,优选地 $\leq 10\%$ 的量存在。量通常在 $5-10\%$ 的范围内。这些未回火马氏体颗粒通常与残留奥氏体颗粒紧密接触,因此它们通常称为马氏体-奥氏体(MA)颗粒。

[0070] 残留奥氏体是用于获得期望TRIP效应的先决条件。因此,残留奥氏体的量应当在 $2-20\%$,优选地 $5-15\%$ 的范围内。残留奥氏体的量借助于Proc.Int.Conf.在TRIP-aided high strength ferrous alloys(2002),Ghent,Belgium,第61-64页中详细描述饱和磁化方法进行测量。

[0071] 多边形铁素体(PF)不是期望的微观结构成分,因此限于 $\leq 10\%$,优选地 $\leq 5\%$, $\leq 3\%$ 或 $\leq 1\%$ 。最优选地,钢不含有PF。

[0072] 所要求保护的钢的机械性能很重要,并且应满足以下要求中的至少一种:

[0073] 抗拉强度(R_m) $980-1180\text{MPa}$

[0074] 屈服强度($R_{p0.2}$) $580-750\text{MPa}$

[0075] 总伸长率(A_{50}) $\geq 11\%$

[0076] 屈服比($R_{p0.2}/R_m$) ≤ 0.72

[0077] 弯曲性(R_i/t) ≤ 2

[0078] 优选地,同时满足所有这些要求。

[0079] 抗拉强度(R_m)的上限可进一步限于 $1160-1140-1120$ 、或 1100MPa 。下限可进一步限于 990 或 1000MPa 。

[0080] 屈服强度 ($R_{p0.2}$) 的上限可进一步限于740、730、720、710、700、890、680、670、或660MPa。优选的区间是580-700MPa。

[0081] 屈服比 ($R_{p0.2}/R_m$) 的上限可进一步限于0.71、0.70、0.69、0.68、0.67、0.66、或0.65。下限可为0.50、0.51、0.52、0.53、0.54、0.55、0.56、0.57或0.58。

[0082] R_m 、 $R_{p0.2}$ 值以及总伸长率 (A_{50}) 根据日本工业标准 (Japanese Industrial Standard) JIS Z 2241:2011得出,其中沿带材的横向获取样本。

[0083] 弯曲性 R_i/t 的上限可进一步限于1.9、1.8、1.7、1.6或1.5。优选地 $R_i/t \leq 1.7$, 更优选地 ≤ 1.5 。 R_i/t 的下限可为0.5、0.6、0.7、0.8、0.9、或1.0。

[0084] 弯曲性通过极限弯曲半径 (R_i) (定义为不出现裂纹的最小弯曲半径) 与板材厚度 (t) 的比率进行评价。为此,根据JIS Z2248,使用90°V形块来弯曲钢板。样本尺寸为35×100mm。弯曲值 R_i/t 通过将极限弯曲半径 (以mm计) 除以厚度 (以mm计) 来获得。

[0085] 本发明的钢板的机械性能可通过合金组成和微观结构在很大程度上进行调节。可以通过CAL中的热处理,特别是通过在过时效步骤中的等温处理温度来调节微观结构。

[0086] 所提出的钢可以通过用以上所提出的组成 (composition, 组合物) 进行转炉冶炼 (converter melting) 和二次冶金来制备常规冶金钢板坯而生产。将板坯在奥氏体范围内热轧为热轧带材。优选地,通过将板坯再加热到1000℃至1280℃的温度,将板坯完全在奥氏体范围内轧制,其中热轧终轧温度大于或等于850℃,以获得热轧钢带材。此后,在500-650℃的范围内的卷取温度下卷取热轧带材。任选地,使卷取的带材经受除氧化皮 (scale removal, 除垢) 工艺,如酸洗 (pickling, 腌渍)。此后,使卷取的带材在500-650℃,优选地550-650℃范围内的温度下分批退火5-30小时的持续时间。此后,对退火的钢带材以35%至90%,优选地约40%至60%的压下率 (reduction) 进行冷轧。在连续退火线 (CAL) 中进一步处理冷轧钢带材。

[0087] CAL中的退火周期包括加热至800-890℃,优选地840-860℃的温度,均热 (soaking, 浸泡) 80-180秒,优选地100-140秒,以5-15℃/秒的速率缓慢喷气冷却至700-750℃的温度,以20-60℃/秒,优选地30-50℃/秒的速率快速气体冷却至405-460℃的过时效温度,停留150至1000秒,然后冷却至室温。过时效温度可向上限于450、440、430或420℃。下限可为405、406、407、408、409或410℃。过时效温度的优选范围为405-420℃。

[0088] 实施例

[0089] 钢I1-I3和参考钢R1-R3通过转炉冶炼和二次冶金的常规冶金术来生产。组成显示于表1中,另外的元素仅作为杂质存在,并且低于本说明书中规定的最低水平。

[0090] 表1公开了所检查的钢板的组成。

[0091]

实施例	C	Si	Mn	Cr	Al
I1	0.114	0.95	2.76	0.181	0.047
I2	0.105	0.83	2.65	0.194	0.049
I3	0.105	0.82	2.65	0.198	0.042
R1	0.106	0.84	2.67	0.197	0.048
R2	0.118	0.94	2.77	0.17	0.051
R3	0.112	0.93	2.7	0.169	0.046

[0092] 表1. 所检查的钢板的组成。

[0093] 在连铸机中生产钢合金板坯。将板坯再加热并经受热轧至表2所显示的厚度。热轧终轧温度为约900℃,并且卷取温度为约550℃。将热轧带材酸洗并在约620-625℃下分批退火10小时的时间,以便降低热轧带材的抗拉强度,由此降低冷轧轧制力。此后,将带材在五机架(stand)冷轧机中冷轧至约1.4mm (I1、I3、R1、R2) 或1mm (I2、R3) 的最终厚度,并最后经受连续退火。

[0094] 表2公开了热和冷轧参数。分批退火在热-与冷轧步骤之间执行约10小时。

实施例	热轧厚度 (mm)	分批退火温度 (℃)	冷轧厚度 (mm)	冷轧压下率 (%)
I1	2.80	624	1.4	50
I2	2.8	620	1	65
I3	3.2	626	1.4	56
R1	2.8	625	1.4	49
R2	2.8	624	1.4	49
R3	2.7	624	1	64

[0096] 表2.热和冷轧参数。

[0097] 退火周期包括加热至约850℃的温度,均热约120秒,以约10℃/秒的速率缓慢喷气冷却至约720℃的温度,以约40℃/秒的速率快速气体冷却至高于405℃ (对于本发明的实施例) 以及约390-395℃ (对于非发明实施例) 的过时效温度,在过时效温度下等温停留并最终冷却至环境温度。

[0098] CAL中处理的细节在表3中给出。不同的过时效温度影响钢的屈服强度和弯曲性能,如表4中所见。

实施例	退火温度 (℃)	缓慢喷气冷却温度 (℃)	快速喷气冷却温度 (℃)
I1	853	720	407
I2	854	720	411
I3	854	720	408
R1	846	720	394
R2	847	720	391
R3	850	720	390

[0100] 表3.CAL中处理的参数。

[0101] 发现根据本发明生产的材料具有优异的机械性能,如表4中所显示。

[0102] 所有钢材的抗拉强度均在980-1180MPa的范围内。所有钢的总伸长率均超过11%。

[0103] 本发明的钢I1- I3的屈服强度低于750MPa。特别地,可以注意到,所有本发明的实

施例均公开了小于2.0的弯曲性 (R_i/t) 与小于0.72的屈服比的组合。最高 R_i/t 为1.5,并且最高屈服比为0.64。参考钢R1-R3不满足屈服强度、以及屈服比与弯曲性组合的要求。

[0104] 图1是其中将弯曲性 R_i/t 针对屈服比作图的示意图。实施例I1-I3在权利要求1所要求保护的边界内,标记为“保护区域”,而参考R1-R3在其之外。

[0105]

实施例	屈服强度 $R_{p0.2}$ (MPa)	抗拉强度 R_m (MPa)	屈服比 ($R_{p0.2}/R_m$)	总伸长率, A_{50} (%)	R_i	R_i/t
I1	646	1070	0.60	12.6	2.0	1.4
I2	642	1020	0.63	14.0	1.5	1.5
I3	643	1004	0.64	14.1	2	1.4
R1	863	1038	0.83	14.2	2.5	2.1
R2	811	1084	0.75	13.5	3.0	1.8
R3	953	1092	0.87	11.2	3.0	3.1

[0106] 表4. 机械性能.

[0107] R_m 和 $R_{p0.2}$ 值根据欧洲标准EN 10002第1部分得出,其中沿带材的纵向获取样本。对于沿带材的横向获取的样本,伸长率(A_{50})根据日本工业标准JIS Z 2241:2011得出。

[0108] R_i/t 根据JIS Z2248在V型弯曲测试中进行测定。使所生产带材的样本(35×100mm)经受V型弯曲测试,以找出极限弯曲半径(R_i)。通过肉眼和放大25倍的光学显微镜检查样本,以便探索裂纹的出现。 R_i/t 通过极限弯曲半径(R_i)除以冷轧带材的厚度(t)来确定。 R_i 是其中材料经过三次弯曲测试后不显示裂纹的最大半径。

[0109] 工业适用性

[0110] 本发明的材料可广泛应用于机动车中的高强度结构零件。高强度钢板特别地非常适合生产对整体成形性和弯曲性具有高要求的零件。其特别适用于机动车的B柱铰链、车顶纵梁或门板。

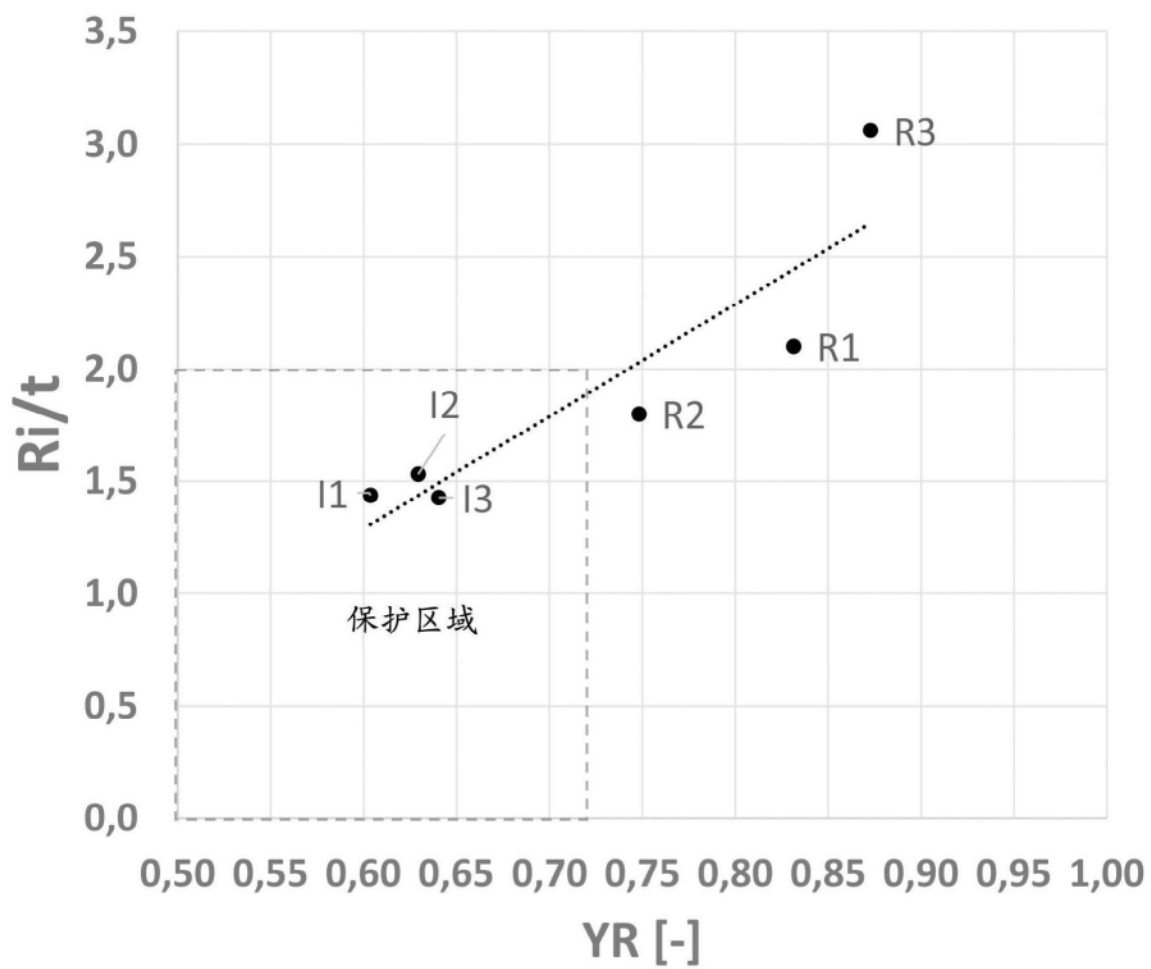


图1