(19)国家知识产权局

(12)发明专利申请

(10)申请公布号 CN 118647743 A
(43)申请公布日 2024.09.13

(21)申请号 202380019834.4
(22)申请日 2023.03.02
(30)优先权数据
2022-067023 2022.04.14 JP
(85)PCT国际申请进入国家阶段日
2024.08.01
(86)PCT国际申请的申请数据
PCT/JP2023/007780 2023.03.02
(87)PCT国际申请的公布数据
WO2023/199635 JA 2023.10.19
(71)申请人 日本制铁株式会社
地址 日本
(72)发明人 藤中真吾 芳贺纯 户田由梨
(74)专利代理机构 永新专利商标代理有限公司 72002
专利代理师 陆昊 陈建全
(51)Int.Cl.
C22C 38/00(2006.01)
B21D 22/20(2006.01)
C21D 9/00(2006.01)
C21D 9/46(2006.01)
C22C 38/60(2006.01)
C21D 1/18(2006.01)

权利要求书2页 说明书27页 附图1页

(54)发明名称

热冲压成形体

(57)摘要

该热冲压成形体具有规定的化学组成,在表层区域中,贝氏体的面积率超过10%,织构的极密度的最大值为4.0以下,脱B指标为0.05以上。

CN 118647743 A

1.一种热冲压成形体,其特征在于,化学组成以质量%计为:

C:超过0.40%且为0.70%以下、

Si:0.010~3.000%、

Mn:0.10%以上且低于0.60%、

P:0.100%以下、

S:0.0100%以下、

N:0.0200%以下、

O:0.0200%以下、

Al:0.0010~0.5000%、

Nb:0.0010~0.1000%、

Ti:0.010~0.200%、

Cr:0.010~0.800%、

Mo:0.0010~1.0000%、

B:0.0005~0.0200%、

Co:0~4.00%、

Ni:0~3.00%、

Cu:0~3.00%、

V:0~3.00%、

W:0~3.00%、

Ca:0~1.0000%、

Mg:0~1.0000%、

REM:0~1.0000%、

Sb:0~1.000%、

Sn:0~1.000%、

Zr:0~1.000%、

As:0~0.100%、以及

剩余部分:Fe及杂质,

在从热冲压成形体的表面至距离所述表面为板厚的1/25深度为止的区域即表层区域中,贝氏体的面积率超过10%,织构的极密度的最大值为4.0以下,脱B指标为0.05以上。

2.根据权利要求1所述的热冲压成形体,其特征在于,所述化学组成以质量%计含有选自下述元素中的1种或2种以上:

Co:0.01~4.00%、

Ni:0.01~3.00%、

Cu:0.01~3.00%、

V:0.01~3.00%、

W:0.01~3.00%、

Ca:0.0001~1.0000%、

Mg:0.0001~1.0000%、

REM:0.0001~1.0000%、

Sb:0.001～1.000％、

Sn:0.001～1.000％、

Zr:0.001～1.000％、及

As:0.001～0.100％。

热冲压成形体

技术领域

[0001] 本发明涉及热冲压成形体。

[0002] 本申请基于2022年4月14日在日本申请的特愿2022-067023号而主张优先权,并将其内容援引于此。

背景技术

[0003] 近年来,从环境保护及节省资源化的观点出发,要求汽车车身的轻量化,对汽车构件应用了高强度钢板。汽车构件通过压制成形来制造,但伴随着钢板的高强度化,不仅成形载荷增加,而且成形性降低。因此,在高强度钢板中,向复杂形状的构件的成形性成为课题。

[0004] 为了解决上述那样的课题,加热至钢板发生软质化的奥氏体区域的高温后实施压制成形的热冲压技术的应用取得进展。热冲压作为通过在压制加工的同时在模具内实施淬火处理来兼顾向汽车构件的成形性和汽车构件的强度的技术而受到关注。

[0005] 例如,在专利文献1中公开了一种钢中的扩散性氢量为0.20质量ppm以下、弯曲性优异的高屈服比高强度锌系电镀钢板。

[0006] 现有技术文献

[0007] 专利文献

[0008] 专利文献1:国际公开第2020/079925号

发明内容

[0009] 发明所要解决的课题

[0010] 为了将汽车车身比以往进一步轻量化,使钢板更高强度化是有效的。为了钢板的高强度化,将钢板的金属组织设定为以高位错密度的马氏体作为主相的金属组织是有效的。但是,在以高位错密度的马氏体作为主相的金属组织中,由于从外部侵入的氢的捕获量变多,因此在汽车构件中变得容易产生氢脆开裂。

[0011] 所谓氢脆开裂是指在使用状况下高应力起作用的钢构件由于从外部环境侵入钢中的氢而引起断裂的现象。该现象根据断裂的发生形态也被称为延迟断裂。一般而言,已知:钢板的抗拉强度越上升,则钢板的氢脆开裂变得越容易产生。据认为这是由于:钢板的抗拉强度越高,则在部件成形后在钢板中残留的应力越增大。将对于该氢脆开裂(延迟断裂)的敏感性称为耐氢脆特性。

[0012] 在专利文献1中,虽然对弯曲性进行了考虑,但对耐氢脆特性并未作考虑。

[0013] 本发明是鉴于上述课题而进行的。本发明的课题是提供具有高强度、并且具有优异的耐氢脆特性的热冲压成形体。

[0014] 用于解决课题的手段

[0015] 本发明的主旨如下所述。

[0016] (1)本发明的一个方案的热冲压成形体的化学组成以质量%计为:

[0017] C:超过0.40%且为0.70%以下、

[0018] Si:0.010～3.000％、

[0019] Mn:0.10％以上且低于0.60％、

[0020] P:0.100％以下、

[0021] S:0.0100％以下、

[0022] N:0.0200％以下、

[0023] O:0.0200％以下、

[0024] Al:0.0010～0.5000％、

[0025] Nb:0.0010～0.1000％、

[0026] Ti:0.010～0.200％、

[0027] Cr:0.010～0.800％、

[0028] Mo:0.0010～1.0000％、

[0029] B:0.0005～0.0200％、

[0030] Co:0～4.00％、

[0031] Ni:0～3.00％、

[0032] Cu:0～3.00％、

[0033] V:0～3.00％、

[0034] W:0～3.00％、

[0035] Ca:0～1.0000％、

[0036] Mg:0～1.0000％、

[0037] REM:0～1.0000％、

[0038] Sb:0～1.000％、

[0039] Sn:0～1.000％、

[0040] Zr:0～1.000％、

[0041] As:0～0.100％、以及

[0042] 剩余部分:Fe及杂质,

[0043] 在从热冲压成形体的表面至距离上述表面为板厚的1/25深度为止的区域即表层区域中,贝氏体的面积率超过10％,织构的极密度的最大值为4.0以下,脱B指标为0.05以上。

[0044] (2)根据上述(1)所述的热冲压成形体,其中,上述化学组成也可以以质量％计含有选自下述元素中的1种或2种以上:

[0045] Co:0.01～4.00％、

[0046] Ni:0.01～3.00％、

[0047] Cu:0.01～3.00％、

[0048] V:0.01～3.00％、

[0049] W:0.01～3.00％、

[0050] Ca:0.0001～1.0000％、

[0051] Mg:0.0001～1.0000％、

[0052] REM:0.0001～1.0000％、

[0053] Sb:0.001～1.000％、

[0054] Sn:0.001～1.000％、

[0055] Zr:0.001～1.000％、及

[0056] As:0.001～0.100％。

[0057] 发明效果

[0058] 根据本发明的上述方案,能够提供具有高强度、并且具有优异的耐氢脆特性的热冲压成形体。

附图说明

[0059] 图1是用于说明脱B指标的求法的图。

具体实施方式

[0060] 本发明的发明者们认识到:通过在表层区域中,生成期望量的贝氏体、设定为具有所期望的晶体取向的织构、并且设定为所期望的脱B指标,能够提高热冲压成形体的耐氢脆特性。

[0061] 本发明的发明者们认识到:为了得到具有上述特征的热冲压成形体,特别是在供于热冲压的钢板的制造时,以所期望的条件进行退火是有效的。

[0062] 以下,对本实施方式的热冲压成形体进行详细说明。首先,对本实施方式的热冲压成形体的化学组成的限定理由进行说明。

[0063] 需要说明的是,对于以下记载的夹持“～”所记载的数值限定范围,下限值及上限值包含在该范围内。对于表示为“低于”、“超过”的数值,该值不包含在数值范围内。关于化学组成的“％”全部表示“质量％”。

[0064] 本实施方式的热冲压成形体的化学组成以质量％计含有C:超过0.40％且为0.70％以下、Si:0.010～3.000％、Mn:0.10％以上且低于0.60％、P:0.100％以下、S:0.0100％以下、N:0.0200％以下、O:0.0200％以下、Al:0.0010～0.5000％、Nb:0.0010～0.1000％、Ti:0.010～0.200％、Cr:0.010～0.800％、Mo:0.0010～1.0000％、B:0.0005～0.0200％以及剩余部分:Fe及杂质。

[0065] 以下,对各元素进行说明。

[0066] C:超过0.40％且为0.70％以下

[0067] C是提高热冲压成形体的强度的元素。C含量为0.40％以下时,在热冲压成形体中无法得到所期望的强度。因此,C含量设定为超过0.40％。C含量优选为0.42％以上或0.44％以上。

[0068] 另一方面,C含量超过0.70％时,在马氏体中被捕获的氢量变多,因此无法得到优异的耐氢脆特性。因此,C含量设定为0.70％以下。优选C含量为0.65％以下或0.60％以下。

[0069] Si:0.010～3.000％

[0070] Si是通过固溶强化来提高热冲压成形体的强度的元素。Si含量低于0.010％时,无法得到所期望的强度。因此,Si含量设定为0.010％以上。Si含量优选为0.050％以上、0.100％以上或0.150％以上。

[0071] 另一方面,Si含量超过3.000％时,铁素体量增加,无法得到所期望的金属组织。因此,Si含量设定为3.000％以下。Si含量优选为2.000％以下、1.000％以下或0.600％以下。

[0072] Mn:0.10%以上且低于0.60%

[0073] Mn是提高钢的淬透性、提高热冲压成形体的强度的元素。为了得到所期望的强度,Mn含量设定为0.10%以上。Mn含量优选为0.20%以上或0.25%以上。

[0074] 另一方面,如果Mn含量为0.60%以上,则无法得到所期望的织构。因此,Mn含量设定为低于0.60%。优选Mn含量为0.55%以下、0.50%以下或0.45%以下。

[0075] P:0.100%以下

[0076] P为杂质元素,通过在晶界处偏析而使晶界强度降低。由此,使热冲压成形体的耐氢脆特性劣化。如果P含量超过0.100%,则上述作用变得显著。因此,P含量设定为0.100%以下。P含量优选为0.050%以下或0.010%以下。

[0077] P含量的下限没有特别限定,但也可以为0%。但是,如果将P含量降低至低于0.0001%,则脱P成本大幅上升,在经济上是不优选的。因此,P含量也可以设定为0.0001%以上、0.001%以上或0.005%以上。

[0078] S:0.0100%以下

[0079] S为杂质元素,在钢中形成夹杂物。该夹杂物通过捕获大量的氢,形成局部氢浓度变高的区域,从而使热冲压成形体的耐氢脆特性劣化。如果S含量超过0.0100%,则上述作用变得显著。因此,S含量设定为0.0100%以下。S含量优选为0.0080%以下、0.0050%以下或0.0030%以下。

[0080] S含量的下限没有特别限定,但也可以为0%。但是,如果将S含量降低至低于0.0001%,则脱S成本大幅上升,在经济上是不优选的。因此,S含量也可以设定为0.0001%以上、0.0002%以上、0.0003%以上或0.0010%以上。

[0081] N:0.0200%以下

[0082] N为杂质元素,在钢中形成氮化物。该氮化物通过捕获大量的氢,形成局部氢浓度变高的区域,从而使热冲压成形体的耐氢脆特性劣化。如果N含量超过0.0200%,则上述作用变得显著。因此,N含量设定为0.0200%以下。N含量优选为0.0150%以下、0.0100%以下、0.0060%以下或0.0040%以下。

[0083] N含量的下限没有特别限定,但也可以为0%。但是,如果将N含量降低至低于0.0001%,则脱N成本大幅上升,在经济上是不优选的。因此,N含量也可以设定为0.0001%以上或0.0010%以上。

[0084] O:0.0200%以下

[0085] O如果大量被包含于钢中,则形成粗大的氧化物。该氧化物通过捕获大量的氢,形成局部氢浓度变高的区域,从而使热冲压成形体的耐氢脆特性劣化。如果O含量超过0.0200%,则上述作用变得显著。因此,O含量设定为0.0200%以下。O含量优选设定为0.0100%以下、0.0070%以下或0.0040%以下。

[0086] O含量也可以为0%,但为了在钢液的脱氧时使微细的氧化物大量分散,O含量也可以设定为0.0005%以上或0.0010%以上。

[0087] Al:0.0010~0.5000%

[0088] Al是具有将钢液脱氧而使钢健全化的作用的元素。Al含量低于0.0010%时,脱氧不会充分地进行,生成粗大的氧化物。该氧化物通过捕获大量的氢,形成局部氢浓度变高的区域,从而使热冲压成形体的耐氢脆特性劣化。因此,Al含量设定为0.0010%以上。Al含量

优选为0.0050％以上、0.0100％以上或0.0300％以上。

[0089] 另一方面，如果Al含量超过0.5000％，则在钢中生成粗大的氧化物。该氧化物通过捕获大量的氢，形成局部氢浓度变高的区域，从而使热冲压成形体的耐氢脆特性劣化。因此，Al含量设定为0.5000％以下。Al含量优选为0.4000％以下、0.3000％以下0.2000％以下或0.1000％以下。

[0090] Nb:0.0010～0.1000％

[0091] Nb是在钢中形成碳氮化物、通过析出强化来提高热冲压成形体的强度的元素。如果Nb含量低于0.0010％，则无法得到所期望的强度。因此，Nb含量设定为0.0010％以上。Nb含量优选为0.0050％以上、0.0090％以上或0.0150％以上。

[0092] 另一方面，如果Nb含量超过0.1000％，则在钢中大量地生成碳氮化物，热冲压成形体的耐氢脆特性劣化。因此，Nb含量设定为0.1000％以下。Nb含量优选为0.0800％以下或0.0600％以下。

[0093] Ti:0.010～0.200％

[0094] Ti是在钢中形成碳氮化物、通过析出强化来提高热冲压成形体的强度的元素。如果Ti含量低于0.010％，则无法得到所期望的强度。因此，Ti含量设定为0.010％以上。Ti含量优选为0.020％以上或0.025％以上。

[0095] 另一方面，如果Ti含量超过0.200％，则在钢中生成大量的粗大的碳氮化物，成为伴随局部氢浓度上升的位点，因此热冲压成形体的耐氢脆特性劣化。因此，Ti含量设定为0.200％以下。Ti含量优选为0.150％以下、0.090％以下、0.080％以下、0.070％以下、0.060％以下或0.050％以下。

[0096] Cr:0.010～0.800％

[0097] Cr是通过在热冲压前的加热时固溶于原奥氏体晶粒中来提高热冲压成形体的强度的元素。如果Cr含量低于0.010％，则无法得到所期望的强度。因此，Cr含量设定为0.010％以上。Cr含量优选设定为0.100％以上、0.150％以上或0.200％以上。

[0098] 另一方面，如果Cr含量超过0.800％，则在热冲压成形体中得不到所期望的织构，耐氢脆特性劣化。因此，Cr含量设定为0.800％以下。Cr含量优选为0.700％以下、0.500％以下或0.400％以下。

[0099] Mo:0.0010～1.0000％

[0100] Mo是通过在热冲压前的加热时固溶于原奥氏体晶粒中来提高热冲压成形体的强度的元素。如果Mo含量低于0.0010％，则无法得到所期望的强度。因此，Mo含量设定为0.0010％以上。Mo含量优选设定为0.0100％以上、0.0500％以上或0.1000％以上。

[0101] 另一方面，如果Mo含量超过1.0000％，则在热冲压成形体中得不到所期望的织构，耐氢脆特性劣化。因此，Mo含量设定为1.0000％以下。Mo含量优选为0.8000％以下、0.6000％以下或0.4000％以下。

[0102] B:0.0005～0.0200％

[0103] B是提高钢的淬透性的元素。如果B含量低于0.0005％，则无法得到所期望的强度。因此，B含量设定为0.0005％以上。B含量优选设定为0.0010％以上或0.0015％以上。

[0104] 另一方面，如果B含量超过0.0200％，则在热冲压成形体中形成粗大的金属间化合物。该金属间化合物成为伴随局部氢浓度上升的位点，使热冲压成形体的耐氢脆特性劣化。

因此,B含量设定为0.0200%以下。B含量优选为0.0150%以下、0.0100%以下、0.0080%以下、0.0040%以下或0.0030%以下。

[0105] 热冲压成形体的化学组成的剩余部分也可以为Fe及杂质。作为杂质,可例示出从钢原料或废料和/或在炼钢过程中不可避免地混入、在不阻碍本实施方式的热冲压成形体的特性的范围内被容许的元素。

[0106] 热冲压成形体也可以含有以下的元素作为任选元素。不含有以下的任选元素的情况下的含量为0%。

[0107] Co:0~4.00%

[0108] Co是通过固溶强化来提高热冲压成形体的强度的元素。在要可靠地得到该效果的情况下,Co含量优选设定为0.01%以上。Co含量更优选设定为0.05%以上。

[0109] 另一方面,即使大量地含有,上述效果也饱和,因此Co含量设定为4.00%以下。根据需要,也可以将Co含量的上限设定为1.00%、0.50%、0.10%、0.05%或0.02%。

[0110] Ni:0~3.00%

[0111] Ni具有通过在热冲压前的加热时固溶于原奥氏体晶粒中来提高热冲压成形体的强度的作用。在要可靠地得到该效果的情况下,Ni含量优选设定为0.01%以上。

[0112] 另一方面,即使大量地含有,上述效果也饱和,因此Ni含量优选设定为3.00%以下。根据需要,也可以将Ni含量的上限设定为1.50%、1.00%、0.50%、0.10%、0.05%或0.02%。

[0113] Cu:0~3.00%

[0114] Cu具有通过在热冲压前的加热时固溶于原奥氏体晶粒中来提高热冲压成形体的强度的作用。在要可靠地得到该效果的情况下,优选将Cu含量设定为0.01%以上。Cu含量更优选设定为0.05%以上。

[0115] 另一方面,即使大量地含有,上述效果也饱和,因此Cu含量优选设定为3.00%以下。根据需要,也可以将Cu含量的上限设定为1.50%、1.00%、0.50%、0.10%、0.05%或0.02%。

[0116] V:0~3.00%

[0117] V具有在钢中形成碳氮化物、通过析出强化来提高热冲压成形体的强度的效果。在要可靠地得到该效果的情况下,优选将V含量设定为0.01%以上。V含量更优选设定为0.05%以上。

[0118] 另一方面,如果V含量超过3.00%,则在钢中大量地生成粗大的碳氮化物。该碳氮化物成为伴随局部氢浓度上升的位点,使热冲压成形体的耐氢脆特性劣化。因此,V含量设定为3.00%以下。根据需要,也可以将V含量的上限设定为1.50%、1.00%、0.50%、0.10%、0.05%或0.02%。

[0119] W:0~3.00%

[0120] W具有提高热冲压成形体的强度的效果。在要可靠地得到该效果的情况下,优选将W含量设定为0.01%以上。W含量优选设定为0.05%以上。

[0121] 另一方面,即使大量地含有,上述效果也饱和,因此W含量设定为3.00%以下。根据需要,也可以将W含量的上限设定为1.50%、1.00%、0.50%、0.10%、0.05%或0.02%。

[0122] Ca:0~1.0000%

[0123] Ca是抑制成为断裂的起点的氧化物的生成的元素,有助于热冲压成形体的耐氢脆特性的提高。在要可靠地得到该效果的情况下,优选将Ca含量设定为0.0001%以上。

[0124] 另一方面,即使大量地含有,上述效果也饱和,因此Ca含量设定为1.0000%以下。根据需要,也可以将Ca含量的上限设定为0.1000%、0.0100%、0.0050%、0.0010%、0.0005%或0.0002%。

[0125] Mg:0~1.0000%

[0126] Mg通过在钢液中形成氧化物、硫化物,抑制粗大的MnS的形成,使微细的氧化物大量分散,从而将金属组织微细化。由此,有助于热冲压成形体的耐氢脆特性的提高。在要可靠地得到这些效果的情况下,优选将Mg含量设定为0.0001%以上。

[0127] 另一方面,即使大量地含有,上述效果也饱和,因此Mg含量设定为1.0000%以下。根据需要,也可以将Mg含量的上限设定为0.1000%、0.0100%、0.0050%、0.0010%、0.0005%或0.0002%。

[0128] REM:0~1.0000%

[0129] REM抑制成为伴随局部氢浓度上升的位点的粗大的氧化物的生成。由此,有助于热冲压成形体的耐氢脆特性的提高。在要可靠地得到该效果的情况下,优选将REM含量设定为0.0001%以上。

[0130] 另一方面,即使大量地含有,上述效果也饱和,因此REM含量设定为1.0000%以下。根据需要,也可以将REM含量的上限设定为0.1000%、0.0100%、0.0050%、0.0010%、0.0005%或0.0002%。

[0131] 需要说明的是,本实施方式中REM是指包含Sc、Y及镧系元素的合计17种元素,REM的含量是指这些元素的合计含量。

[0132] Sb:0~1.000%

[0133] Sb抑制成为伴随局部氢浓度上升的位点的粗大的氧化物的生成。由此,有助于热冲压成形体的耐氢脆特性的提高。在要可靠地得到该效果的情况下,Sb含量优选设定为0.001%以上。

[0134] 另一方面,即使大量地含有,上述效果也饱和,因此Sb含量设定为1.000%以下。根据需要,也可以将Sb含量的上限设定为0.100%、0.050%、0.020%、0.010%、0.005%或0.002%。

[0135] Sn:0~1.000%

[0136] Sn抑制成为伴随局部氢浓度上升的位点的粗大的氧化物的生成。由此,有助于热冲压成形体的耐氢脆特性的提高。在要可靠地得到该效果的情况下,Sn含量优选设定为0.001%以上。

[0137] 另一方面,即使大量地含有,上述效果也饱和,因此Sn含量设定为1.000%以下。根据需要,也可以将Sn含量的上限设定为0.100%、0.050%、0.020%、0.010%、0.005%或0.002%。

[0138] Zr:0~1.000%

[0139] Zr抑制成为伴随局部氢浓度上升的位点的粗大的氧化物的生成。由此,有助于热冲压成形体的耐氢脆特性的提高。在要可靠地得到该效果的情况下,优选将Zr含量设定为0.001%以上。

[0140] 另一方面,即使大量地含有,上述效果也饱和,因此Zr含量设定为1.000%以下。根据需要,也可以将Zr含量的上限设定为0.100%、0.050%、0.020%、0.010%、0.005%或0.002%。

[0141] As:0~0.100%

[0142] As通过使奥氏体单相化温度降低,从而使原奥氏体晶粒细粒化。由此,有助于热冲压成形体的耐氢脆特性的提高。在要可靠地得到该效果的情况下,优选将As含量设定为0.001%以上。

[0143] 另一方面,即使大量地含有,上述效果也饱和,因此As含量设定为0.100%以下。根据需要,也可以将As含量的上限设定为0.100%、0.050%、0.020%、0.010%、0.005%或0.002%。

[0144] 上述的热冲压成形体的化学组成通过一般的分析方法进行测定即可。例如,使用ICP-AES(电感耦合等离子体-原子发射光谱法;Inductively Coupled Plasma-Atomic Emission Spectrometry)进行测定即可。需要说明的是,C及S使用燃烧-红外线吸收法进行测定即可,N使用不活泼气体熔融-热导率法进行测定即可,O使用不活泼气体熔融-非分散型红外线吸收法进行测定即可。

[0145] 当在热冲压成形体的表面具备镀层或涂装皮膜等的情况下,通过机械磨削将镀层或涂装皮膜等除去后进行化学组成的分析。

[0146] 接下来,对本实施方式的热冲压成形体的金属组织进行说明。

[0147] 本实施方式的热冲压成形体在从热冲压成形体的表面至距离上述表面为板厚(热冲压成形体的厚度)的1/25深度为止的区域即表层区域中,贝氏体的面积率超过10%,织构的极密度的最大值为4.0以下,脱B指标为0.05以上。

[0148] 本实施方式中所谓表层区域表示从热冲压成形体的表面至距离表面为板厚(热冲压成形体的厚度)的1/25深度为止的区域。

[0149] 需要说明的是,在热冲压成形体在表面具有镀层或涂装膜等的情况下,这里所谓的“表面”是指镀层与母材钢板的界面,为了方便起见,将镀层或涂装皮膜等从热冲压成形体中排除。具体而言,当在热冲压成形体的表面具有镀层或涂装皮膜等的情况下,如下文所述的那样,为了方便起见,将在GD-OES测定中铁浓度变得低于90质量%的区域、即镀层或涂装皮膜等从热冲压成形体中排除,将铁浓度成为90质量%的测定点(即,母材钢材与镀层等的界面)视为热冲压成形体的表面。需要说明的是,如上所述,将镀层或涂装皮膜等从热冲压成形体中排除,但在相对于热冲压成形体的板厚(厚度)而言镀层或涂装皮膜等的厚度非常小且可忽视的情况下(其中,在仅镀层的情况下,镀层的厚度大多情况非常小,大部分情况下可忽视),在热冲压成形体的板厚(厚度)的测定时,也可以将热冲压成形体的板厚(厚度)设定为包含镀层或涂装皮膜等的板厚(厚度)。

[0150] (表层区域)贝氏体的面积率:超过10%

[0151] 通过在表层区域中生成贝氏体,能够降低表层区域的位错密度。其结果是,能够抑制来自外部环境的氢的侵入,能够提高热冲压成形体的耐氢脆特性。进而,通过在表层区域中生成贝氏体,能够抑制表层过度软化,因此能够维持构件中的耐载荷,并且进一步提高耐氢脆特性。如果表层区域的贝氏体的面积率为10%以下,则热冲压成形体的耐氢脆特性劣化。因此,贝氏体的面积率设定为超过10%。优选为20%以上、40%以上或60%以上。

[0152] 贝氏体的面积率的上限没有特别限定,但也可以设定为100%、90%或80%。

[0153] 在表层区域的金属组织中,除了贝氏体以外,还可以包含0～90%(0%以上且为90%以下)的马氏体、以及合计为0～65%(0%以上且为65%以下)的铁素体及残留奥氏体。需要说明的是,在本实施方式中的马氏体中,包含未被回火的马氏体(初生马氏体)及回火马氏体。

[0154] 关于金属组织的面积率,对于表层区域(从表面至距离表面为板厚的1/25深度为止的区域)通过下述的方法来算出。

[0155] 从与热冲压成形体的端面相距50mm以上的任意位置(在无法从该位置采集样品的情况下,为避开端部的位置)按照可观察与轧制方向平行的板厚截面的方式切出样品。样品的大小虽然也因测定装置而异,但设定为在轧制方向上可观察10mm左右的大小。

[0156] 将上述样品的截面使用#600～#1500的碳化硅纸进行研磨后,使用使粒度为1～6μm的金刚石粉末分散于醇等稀释液或纯水中而得到的液体来精加工成镜面。接着,通过电解研磨对观察面进行精加工。在样品截面的长度方向的任意位置处,对长度为50μm、从热冲压成形体的表面至距离上述表面为板厚的1/25深度为止的区域以0.1μm的测定间隔通过电子背散射衍射法进行测定,得到晶体取向信息。对于测定,使用由热场发射型扫描电子显微镜和EBSD检测器所构成的EBSD解析装置即可,例如,使用由JEOL制JSM-7001F和TSL制DVC5型检测器所构成的EBSD解析装置即可。此时,EBSD解析装置内的真空度也可以设定为9.6×10^{-5}Pa以下,加速电压也可以设定为15kV,照射电流水平也可以设定为13。

[0157] 对所得到的晶体取向信息使用EBSD解析装置中附属的软件“OIM Analysis(注册商标)”中搭载的“Phase Map”功能,将晶体结构为fcc者判断为残留奥氏体。通过算出该残留奥氏体的面积率,得到残留奥氏体的面积率。接着,在晶体结构为bcc的区域中使用EBSD解析装置中附属的软件“OIM Analysis(注册商标)”中搭载的“Grain Average Misorientation”功能,在将5°晶界视为晶体晶界的条件下,抽出“Grain Average Misorientation”成为超过0.50°且为0.75°以下的区域作为贝氏体。通过算出所抽出的贝氏体的面积率,得到贝氏体的面积率。

[0158] 接着,抽出“Grain Average Misorientation”为0.5°以下的区域作为铁素体。通过算出所抽出的铁素体的面积率,得到铁素体的面积率。抽出剩余区域(“Grain Average Misorientation”超过0.75°的区域)作为马氏体,通过算出其面积率,得到马氏体的面积率。

[0159] 需要说明的是,在本实施方式中,热冲压成形体的轧制方向通过以下的方法来判别。

[0160] 首先,从与热冲压成形体的端部相距50mm以上的任意位置,按照可观察板厚截面的方式采集试验片。将所采集的试验片的板厚截面通过镜面研磨进行精加工后,使用光学显微镜,以倍率为100倍、200倍、500倍、1000倍的各个倍率进行观察。根据夹杂物的尺寸,选择可测定夹杂物尺寸的适宜倍率的观察结果。观察范围设定为宽度为500μm以上、并且整个板厚的范围,将亮度暗的区域判定为夹杂物。在观察时也可以以多个视场进行观察。接着,以通过上述方法而最初观察到的板厚截面作为基准,对于与以板厚方向为轴在0°～180°的范围内以5°刻度进行旋转的面变得平行的面,通过与上述同样的方法进行截面观察。对每个各截面算出各截面中的多个夹杂物的长轴的长度的平均值。确定所得到的夹杂物的长轴

的长度的平均值成为最大的截面。将与该截面中的夹杂物的长轴方向平行的方向判别为轧制方向。

[0161] (表层区域)表层区域中的晶体取向:织构的极密度的最大值为4.0以下

[0162] 通过控制表层区域中的织构,能够抑制表层区域中的来自外部环境的氢的侵入,能够提高热冲压成形体的耐氢脆特性。如果表层区域中的织构的极密度的最大值超过4.0,则热冲压成形体的耐氢脆特性劣化。因此,表层区域中的织构的极密度的最大值设定为4.0以下。优选为3.5以下、3.0以下或2.5以下。

[0163] 表层区域中的织构的极密度的下限没有特别限定,但也可以设定为1.0或1.2。

[0164] 关于表层区域中的织构,对于表层区域(从表面至距离表面为板厚的1/25深度为止的区域)通过下述的方法来获得。

[0165] 从与热冲压成形体的端面相距50mm以上的任意位置(在无法从该位置采集样品的情况下,为避开端部的位置)按照可观察与轧制方向平行的板厚截面的方式切出样品。样品的大小虽然也因测定装置而异,但设定为在轧制方向上可观察10mm左右的大小。

[0166] 将上述样品的截面使用#600～#1500的碳化硅纸进行研磨后,使用使粒度为1～6μm的金刚石粉末分散于醇等稀释液或纯水中而得到的液体来精加工成镜面。接着,通过电解研磨进行精加工。在样品截面的长度方向的任意位置处,对长度为1000μm、从表面至距离表面为板厚的1/25深度为止的区域以5.0μm的测定间隔通过电子背散射衍射法进行测定,得到晶体取向信息。对于测定,使用由热场发射型扫描电子显微镜和EBSD检测器所构成的EBSD解析装置即可,例如使用由JEOL制JSM-7001F和TSL制DVC5型检测器所构成的EBSD解析装置即可。此时,EBSD解析装置内的真空度也可以设定为9.6×10^{-5}Pa以下,加速电压也可以设定为15kV,照射电流水平也可以设定为13。

[0167] 对所得到的晶体取向信息使用EBSD解析装置中附属的软件“OIM Analysis(注册商标)”中搭载的“Texture”功能,对晶体结构为bcc的晶粒使用调和函数(Harmonic Series Expansion)进行强度计算。此时,将展开次数设定为16,将应用于高斯分布时的半值宽度设定为5°。接着,对强度计算后的输出文件使用“Texture Plot”功能来输出晶体取向分布函数(ODF:Orientation Distribution Function)中的φ2＝45°截面。将φ2＝45°截面中的极密度的最大值作为表层区域中的织构的极密度。

[0168] (表层区域)脱B指标:0.05以上

[0169] 脱B指标是定量地表示表层区域中的B的浓度降低量的指标。通过在表层区域中降低B浓度,使得相变前的原奥氏体的强度降低从而原奥氏体晶粒的变形能力提高,在表层区域中变得容易生成随机取向的晶粒。如果表层区域的脱B指标低于0.05,则在表层区域中无法得到具有所期望的织构的晶粒。因此,脱B指标设定为0.05以上。优选为0.20以上、0.30以上、0.35以上。

[0170] 脱B指标的上限没有特别限定,但也可以设定为1.00、0.80或0.60。

[0171] 表层区域中的脱B指标通过下述的方法来获得。

[0172] 使用辉光放电发光分析装置(Glow Discharge Optical Emission Spectrometry、GD-OES:堀场制作所制马卡斯型高频辉光放电发光分析装置、GD-PROFILER-HR)来测定热冲压成形体中的板厚方向的元素浓度分布。关于测定条件,将分析直径设定为4mmφ,将溅射速度设定为4μm/min,将氩压力设定为600Pa,将RF输出功率设定为35W,将测

定间隔设定为0.02μm以下。关于测定,对于热冲压成形体中包含的全部元素进行实施。

[0173] 需要说明的是,在热冲压成形体在表面具有镀层等的情况下,这里所谓的“表面”是指镀层等与母材钢板的界面。对于在表面具有镀层或涂装皮膜等的情况,按照可进行从母材钢板的表面(母材钢板与镀层或涂装皮膜等的界面)至200μm深度为止的测定的方式,通过机械研磨或化学研磨将镀层或涂装等一部分或全部除去后供于GD-OES测定。将在GD-OES测定中铁浓度成为90质量%的测定点视为热冲压成形体的表面。需要说明的是,在以下的说明中,为了说明的方便,有时将热冲压成形体称为母材钢板。

[0174] 接着,测定从热冲压成形体的表面至距离表面为至少100μm深度为止的B浓度。测定距离表面为深度100μm位置的B浓度后,在80~100μm的区域中的B浓度的平均值与80~100μm的区域中的B浓度的测定值的最大值之差的绝对值为0.0006质量%以下、并且80~100μm的区域中的B浓度的平均值与80~100μm的区域中的B浓度的测定值的最小值之差的绝对值为0.0006质量%以下的情况下,在距离表面为深度100μm位置处结束深度方向的B浓度的测定。

[0175] 在不满足该测定结束的必要条件的情况下,继续深度方向的B浓度的测定。而且,每次在深度方向上得到新的B浓度的测定值时,算出最深部~距离最深部向表面侧为20μm的区域的B浓度的平均值,在该最深部~距离最深部向表面侧为20μm的区域中的B浓度的平均值与最深部~距离最深部向表面侧为20μm的区域中的B浓度的测定值的最大值之差的绝对值为0.0006质量%以下、并且最深部~距离最深部向表面侧为20μm的区域中的B浓度的平均值与最深部~距离最深部向表面侧为20μm的区域中的B浓度的测定值的最小值之差的绝对值为0.0006质量%以下的情况下,在该位置处结束深度方向的B浓度的测定。例如,在得到距离表面为深度150μm位置的B浓度的测定值的情况下,在距离表面为深度130~150μm的区域中的B浓度的平均值与距离表面为深度130~150μm的区域中的B浓度的测定值的最大值之差的绝对值为0.0006质量%以下、并且距离表面为深度130~150μm的区域中的B浓度的平均值与距离表面为深度130~150μm的区域中的B浓度的测定值的最小值之差的绝对值为0.0006质量%以下的情况下,在距离表面为深度150μm位置处结束深度方向的B浓度的测定。

[0176] 即使是在不满足上述的测定结束的必要条件、无法结束深度方向的B浓度的测定的情况下,也在完成距离表面为深度200μm位置的B浓度的测定的时刻,结束深度方向的B浓度的测定。而且,在结束深度方向的B浓度的测定的时刻,将最深部(可得到用于算出脱B指标的B浓度的最深的位置)~距离最深部向表面侧为20μm位置的区域的B浓度的平均值(以下,将该区域的B浓度的平均值称为最深部20μm的平均B浓度)用于以下的脱B指标的算出。

[0177] 为了测定的方便,例如也可以在进行直至距离表面为深度200μm位置为止的B浓度的测定的基础上,在距离表面为深度100~200μm的区域中,探索满足上述的深度方向的B浓度测定的结束条件的最浅的深度位置,在存在该位置的情况下,不使用比该深度位置深的位置处的B浓度的测定结果地算出脱B指标。例如,也可以进行直至距离表面为深度200μm位置为止的B浓度的测定,该情况下,在距离表面为100μm以上的区域中存在满足上述的深度方向的B浓度测定的结束条件的最浅的深度位置的情况下,视为在该深度位置处结束测定,算出脱B指标。

[0178] 在热冲压成形体的距离表面为最深部~距离最深部向表面侧为20μm为止的区域

中,算出每单位深度的B浓度的减少量(从最深部20μm的平均B浓度减去各测定点处的B浓度而得到的值),求出单位深度与B浓度的减少量之积的积分值,作为B的缺乏区域的面积(图1的区域A的面积)。但是,在从最深部20μm的平均B浓度减去各测定点处的B浓度而得到的值为负的情况下,作为0进行积分(在表面附近由于脱B现象,因此各测定点的B浓度基本上小于最深部20μm的平均B浓度,该积分值成为正)。接着,算出最深部20μm的平均B浓度与长度200μm之积作为基准面积(图1的长方形的区域B的面积)。将B的缺乏面积(区域A的面积)除以基准面积(区域B的面积)而得到的值作为脱B指标(区域A的面积/区域B的面积)。需要说明的是,即使是在上述那样的从表面至200μm为止满足测定结束的必要条件的情况下,乘以最深部20μm的平均B浓度的长度也设定为200μm来算出基准面积(区域B的面积)。

[0179] 热冲压成形体的表层区域以外的区域(例如从热冲压成形体的距离表面为板厚的4/16深度至距离上述表面为上述板厚的5/16深度为止的区域)的金属组织只要能够得到所期望的强度及耐氢脆特性即可,没有特别限定,但例如也可以以面积%计包含合计为90~100%(90%以上且为100%以下)的马氏体及贝氏体、以及0~10%(0%以上且为10%以下)的铁素体及残留奥氏体。

[0180] 表层区域以外的区域的金属组织通过以下的方法进行测定。需要说明的是,关于表层区域以外的区域的金属组织,对从距离表面为板厚的1/8深度至距离表面为板厚的3/8深度为止的区域的金属组织进行测定。其理由是由于该区域中的金属组织表示热冲压成形体的代表性的金属组织。

[0181] 从与热冲压成形体的端面相距50mm以上的任意位置(在无法从该位置采集样品的情况下,为避开端部的位置)按照可观察与轧制方向平行的板厚截面的方式切出样品。样品的大小虽然也因测定装置而异,但设定为在轧制方向上可观察10mm左右的大小。

[0182] 将上述样品的截面使用#600~#1500的碳化硅纸进行研磨后,使用使粒度为1~6μm的金刚石粉末分散于醇等稀释液或纯水中而得到的液体来精加工成镜面。接着,通过电解研磨对观察面进行精加工。在样品截面的长度方向的任意位置处,对长度为50μm、从距离表面为板厚的1/8深度至距离表面为板厚的3/8深度为止的区域以0.1μm的测定间隔通过电子背散射衍射法进行测定,得到晶体取向信息。对于测定,使用由热场发射型扫描电子显微镜和EBSD检测器所构成的EBSD解析装置即可,例如使用由JEOL制JSM-7001F和TSL制DVC5型检测器所构成的EBSD解析装置即可。此时,EBSD解析装置内的真空度也可以设定为9.6×10^{-5}Pa以下,加速电压也可以设定为15kV,照射电流水平也可以设定为13。

[0183] 对所得到的晶体取向信息使用EBSD解析装置中附属的软件“OIM Analysis(注册商标)”中搭载的“Phase Map”功能,将晶体结构为fcc者判断为残留奥氏体。通过算出该残留奥氏体的面积率,得到残留奥氏体的面积率。接着,将晶体结构为bcc的区域判断为贝氏体、马氏体及铁素体。对于这些区域,使用EBSD解析装置中附属的软件“OIM Analysis(注册商标)”中搭载的“Grain Average Misorientation”功能,在将5°晶界视为晶体晶界的条件下,抽出“Grain Average Misorientation”为0.5°以下的区域作为铁素体。通过算出所抽出的铁素体的面积率,得到铁素体的面积率。

[0184] 接着,将剩余区域(“Grain Average Misorientation”超过0.5°的区域)作为马氏体及贝氏体的合计的面积率。

[0185] 本实施方式的热冲压成形体也可以在表面具有镀层。通过在表面具有镀层,从而

在热冲压后能够提高耐蚀性。作为镀层,可例示出铝镀层、铝-锌镀层、铝-硅镀层、热浸镀锌层、电镀锌层、合金化热浸镀锌层、锌-镍镀层、铝-镁-锌系镀层等。

[0186] 接下来,对用于得到本实施方式的热冲压成形体的热冲压用钢板进行说明。

[0187] 热冲压用钢板具有上述的化学组成。热冲压用钢板的金属组织只要在热冲压后可得到所期望的强度及耐氢脆特性即可,没有特别限定,但例如也可以以面积率计包含铁素体:5~90%、贝氏体及马氏体:0~100%、珠光体:10~95%及残留奥氏体:0~5%。此外还可以包含铁碳化物、合金碳化物、金属间化合物、夹杂物。

[0188] 此外,热冲压用钢板也可以在表面具有镀层。通过在表面具有镀层,从而在热冲压后能够提高耐蚀性。作为镀层,可例示出铝镀层、铝-锌镀层、铝-硅镀层、热浸镀锌层、电镀锌层、合金化热浸镀锌层、锌-镍镀层、铝-镁-锌系镀层等。

[0189] 热冲压用钢板的制造方法

[0190] 以下,对用于得到本实施方式的热冲压成形体的热冲压用钢板的制造方法进行说明。为了得到上述的热冲压成形体,在热冲压用钢板的制造方法中,特别是控制退火条件是有效的。

[0191] 需要说明的是,钢液的铸造方法、热轧前的加热、粗轧、精轧、卷取及冷轧的条件没有特别限定,设定为一般的条件即可。

[0192] 此外,以热轧钢板的软质化为目的,也可以对卷取后的卷材实施软质化热处理。软质化热处理的方法没有特别限定,设定为一般的条件即可。

[0193] 退火

[0194] 在冷轧后,优选进行在氧化气氛中加热15秒以上的退火。通常,为了抑制氧化皮生成,退火优选在还原气氛中进行,但在本实施方式中,通过在氧化气氛中进行退火,从而促进钢板表面中的氧化皮生成。在热冲压的加热时,形成于钢板表面的氧化皮成为氧化源,表层区域的C及B发生氧化。氧化后的C及B由于从钢板表层脱离,因此在表层区域中C及B量降低。因此,原奥氏体晶粒的强度降低而变得容易变形,变得容易生成随机取向的晶粒。由此,能够在表层区域中生成具有所期望的织构的晶粒。

[0195] 需要说明的是,退火时的加热温度设定为730~900℃的温度区域即可,通过在该加热温度范围内滞留15秒以上,能够抑制氧化皮的剥离并且促进氧化皮的生成。进行退火的时间优选为100秒以上,更优选为200秒以上,更优选为300秒以上。另一方面,如果进行超过3600秒的退火,则由于原奥氏体粒径的粗大化,导致B的晶界扩散速度降低,脱B不进展,脱B指标不会成为0.05以上,因此是不优选的。因而,退火时间优选为3600秒以下。

[0196] 需要说明的是,只要在氧化气氛中进行退火后,不进行氧化皮被除去的处理(例如酸洗等),则也可以再次在氧化气氛或无氧化气氛中经由退火工序。

[0197] 在本实施方式中所谓氧化气氛只要是在钢板表层中生成氧化皮的加热气氛即可,设定为一般的条件即可。例如,优选在气体燃烧气氛中设定为将空气与燃料的混合比(空燃比)控制为1.00以上的气氛,更优选设定为控制为1.10以上的气氛。优选的是,通过在氧化气氛中进行退火,从而在钢板表面生成15μm以上的氧化皮。

[0198] 钢板表面的氧化皮优选在之后的工序中也残存。即,优选在使氧化皮残存的状态下进行后述的热冲压。氧化皮在热冲压后通过喷丸被除去。

[0199] 此外,即使是在热冲压用钢板的表面形成有镀层的情况下,氧化皮也残存于母材

钢板与镀层的界面。在形成有镀层的情况下,通过热冲压前的加热中的合金化反应,使得在热冲压后氧化皮消失。

[0200] 热冲压

[0201] 通过将由上述的方法制造的热冲压用钢板进行热冲压,得到本实施方式的热冲压成形体。热冲压的条件没有特别限定,但例如优选的是,将热冲压用钢板加热至800℃~1000℃的温度区域,在该温度区域中保持60~1200秒钟。

[0202] 加热温度低于800℃时,奥氏体化变得不充分,在热冲压成形体中有可能耐氢脆特性劣化或有可能得不到所期望的强度。另一方面,如果加热温度超过1000℃,则原奥氏体过度进行晶粒生长,在热冲压成形体中有可能耐氢脆特性劣化或有可能得不到所期望的强度。保持时间低于60秒时,奥氏体化变得不充分,在热冲压成形体中有可能耐氢脆特性劣化或有可能得不到所期望的强度。如果保持时间超过1200秒,则原奥氏体过度进行晶粒生长,在热冲压成形体中有可能耐氢脆特性劣化或有可能得不到所期望的强度。

[0203] 需要说明的是,加热气氛没有特别限定,可以为通常的条件,例如只要为大气中、控制了空气与燃料的比率的气体燃烧气氛、氮气氛即可,也可以在上述这些气体中控制露点。

[0204] 在该温度区域中进行保持后,进行热冲压。在热冲压后,以20℃/s以上的平均冷却速度冷却至250℃以下的温度区域即可。

[0205] 作为热冲压前的加热方法,例如可列举出利用电炉或煤气炉等的加热、火焰加热、通电加热、高频加热、感应加热等。

[0206] 通过以上的方法,得到本实施方式的热冲压成形体。需要说明的是,为了软质化,也可以在热冲压成形后在130~600℃下进行回火处理、涂装后的烘烤硬化处理。此外,也可以将热冲压成形体的一部分通过激光照射等来进行回火而部分地设置软化区域。

[0207] 实施例

[0208] 接下来,对本发明的实施例进行说明,但实施例中的条件是为了确认本发明的可实施性及效果而采用的一个条件例,本发明并不限于这一个条件例。只要不脱离本发明的主旨、达成本发明的目的,则本发明可采用各种条件。

[0209] 对将表1A~表2C中所示的化学组成的钢液进行铸造而制造的板坯,在1200℃以上的温度区域中保持20分钟以上之后,以一般的条件进行粗轧、精轧、冷轧及卷取。之后,以表3A~表3C中所示的条件进行退火。需要说明的是,退火在氧化气氛中进行。在氧化气氛中的退火中,在气体燃烧气氛中将空气与燃料的混合比(空燃比)控制为1.05。

[0210] 对所得到的热冲压用钢板,以下述条件进行热冲压:在连续供给氮气的炉内加热至表3A~表3C中记载的温度区域,在该温度区域中进行保持后进行热冲压,然后以20℃/s以上的平均冷却速度冷却至250℃以下的温度区域。由此,得到表4A~表4C中所示的热冲压成形体。

[0211] 但是,对于一部分例子,如表中记载的那样,进行了再退火、镀层赋予或用于软质化的热处理。

[0212] 需要说明的是,表中的下划线表示为本发明的范围外、脱离优选的制造条件、特性值不优选。此外,在本发明例的热冲压成形体的表层区域的金属组织中,除了贝氏体以外,还以面积%计包含90%以上的马氏体、以及合计为65%以下的铁素体及残留奥氏体。此外,

本发明例的热冲压成形体的表层区域以外的区域的金属组织以面积%计包含合计为90%以上的马氏体及贝氏体、以及10%以下的铁素体及残留奥氏体。

[0213] 热冲压成形体的金属组织、脱B指标及织构的极密度的测定等通过上述的方法来进行。此外,热冲压成形体的机械特性通过以下的方法来评价。

[0214] 抗拉强度

[0215] 热冲压成形体的抗拉(最大)强度TS通过从热冲压成形体的任意位置依据JIS Z 2241:2011来制作5号试验片,并进行拉伸试验来获得。需要说明的是,十字头速度设定为1mm/min。将抗拉强度TS为2200MPa以上的情况作为具有高强度而判定为合格,将低于2200MPa的情况作为不具有高强度而判定为不合格。

[0216] 耐氢脆特性

[0217] 热冲压成形体的耐氢脆特性通过下述的方法来评价。从热冲压成形体的任意位置采集长度为68mm、宽度为6mm的试验片,对试验片的端部使用#200～#1500的碳化硅纸进行研磨后,使用使粒度为1～6μm的金刚石粉末分散于醇等稀释液及纯水中而得到的液体来精加工成镜面。进而,将试验片的角部使用#200～#1500的碳化硅纸来实施倒角。对试验片负荷800MPa以上的应力,在室温下在调整为pH4的盐酸1升中浸渍48小时,判定开裂的有无。

[0218] 将即使负荷应力为800MPa以上也没有产生开裂的情况判定为合格。将在800MPa时无开裂的情况在表中记载为“良”,将在900MPa时无开裂的情况在表中记载为“好”,将在1000MPa时无开裂的情况在表中记载为“非常好”,将在1100MPa以上时无开裂的情况在表中记载为“优”。另一方面,将在负荷应力为800MPa时有开裂的情况判定为不合格,在表中记载为“差”。

[0219] [表1A]

[0220]

钢	化学组成（质量%）剩余部分为Fe及杂质													备注
	C	Si	Mn	P	S	N	O	Al	Nb	Ti	Cr	Mo	B	
1	0.46	0.430	0.42	0.009	0.0003	0.0035	0.0016	0.0440	0.0180	0.020	0.270	0.1900	0.0025	本发明钢
2	0.47	0.330	0.40	0.009	0.0008	0.0031	0.0017	0.0290	0.0470	0.020	0.410	0.1000	0.0019	本发明钢
3	0.41	0.282	0.46	0.013	0.0003	0.0030	0.0017	0.0424	0.0600	0.019	0.500	0.0500	0.0020	本发明钢
4	0.55	0.322	0.44	0.013	0.0002	0.0023	0.0020	0.0330	0.0286	0.015	0.500	0.0200	0.0025	本发明钢
5	0.69	0.400	0.46	0.012	0.0002	0.0030	0.0015	0.0600	0.0500	0.025	0.461	0.1500	0.0020	本发明钢
6	0.39	0.361	0.40	0.013	0.0005	0.0026	0.0019	0.0365	0.0600	0.025	0.230	0.1800	0.0027	比较钢
7	0.72	0.200	0.42	0.013	0.0004	0.0024	0.0025	0.0600	0.0290	0.020	0.300	0.0500	0.0028	比较钢
8	0.47	0.015	0.50	0.012	0.0003	0.0024	0.0019	0.0424	0.0500	0.025	0.422	0.0950	0.0019	本发明钢
9	0.47	1.290	0.50	0.010	0.0003	0.0026	0.0016	0.0482	0.0450	0.018	0.460	0.1000	0.0018	本发明钢
10	0.47	2.980	0.40	0.013	0.0004	0.0022	0.0017	0.0600	0.0290	0.015	0.304	0.0980	0.0021	本发明钢
11	0.41	0.004	0.42	0.013	0.0004	0.0034	0.0010	0.0380	0.0330	0.021	0.200	0.0200	0.0014	比较钢
12	0.47	3.050	0.40	0.011	0.0003	0.0024	0.0021	0.0420	0.0450	0.015	0.200	0.1000	0.0027	比较钢
13	0.47	0.322	0.10	0.014	0.0004	0.0024	0.0025	0.0365	0.0300	0.019	0.400	0.3000	0.0026	本发明钢
14	0.46	0.361	0.59	0.013	0.0003	0.0024	0.0021	0.0541	0.0208	0.023	0.500	0.1000	0.0024	本发明钢
15	0.42	0.420	0.05	0.008	0.0005	0.0037	0.0015	0.0330	0.0200	0.024	0.100	0.0300	0.0020	比较钢
16	0.45	0.280	0.65	0.013	0.0003	0.0030	0.0017	0.0420	0.0600	0.019	0.300	0.1500	0.0030	比较钢
17	0.46	0.361	0.42	0.095	0.0003	0.0028	0.0017	0.0365	0.0300	0.019	0.500	0.1900	0.0015	本发明钢
18	0.46	0.420	0.41	0.115	0.0004	0.0035	0.0014	0.0400	0.0200	0.020	0.280	0.1900	0.0025	比较钢
19	0.47	0.282	0.42	0.014	0.0098	0.0022	0.0023	0.0365	0.0290	0.023	0.200	0.1900	0.0020	本发明钢
20	0.46	0.430	0.40	0.010	0.0135	0.0033	0.0015	0.0400	0.0210	0.020	0.300	0.1900	0.0024	比较钢
21	0.45	0.400	0.44	0.014	0.0003	0.0193	0.0017	0.0541	0.0340	0.021	0.300	0.2000	0.0025	本发明钢
22	0.45	0.240	0.44	0.010	0.0003	0.0210	0.0015	0.0600	0.0520	0.021	0.460	0.1900	0.0027	比较钢
23	0.46	0.361	0.48	0.012	0.0003	0.0022	0.0194	0.0541	0.0522	0.019	0.500	0.2100	0.0021	本发明钢
24	0.46	0.400	0.46	0.010	0.0003	0.0020	0.0210	0.0300	0.0200	0.015	0.420	0.2000	0.0015	比较钢
25	0.45	0.322	0.40	0.013	0.0004	0.0020	0.0021	0.0018	0.0365	0.020	0.304	0.1900	0.0019	本发明钢

下划线表示为本发明的范围外。

[0221] [表1B]

[0222]

钢	化学组成（质量%）剩余部分为Fe及杂质													备注
	C	Si	Mn	P	S	N	O	Al	Nb	Ti	Cr	Mo	B	
26	0.46	0.330	0.50	0.012	0.0004	0.0033	0.0017	0.2950	0.0440	0.019	0.290	0.2000	0.0020	本发明钢
27	0.47	0.204	0.50	0.011	0.0005	0.0026	0.0021	0.4910	0.0350	0.020	0.300	0.2000	0.0023	本发明钢
28	0.46	0.330	0.48	0.011	0.0004	0.0035	0.0050	0.0006	0.0450	0.021	0.270	0.1900	0.0024	比较钢
29	0.45	0.280	0.48	0.011	0.0003	0.0022	0.0021	0.5200	0.0280	0.020	0.380	0.1950	0.0021	比较钢
30	0.45	0.282	0.44	0.013	0.0003	0.0028	0.0025	0.0424	0.0050	0.023	0.100	0.2000	0.0018	本发明钢
31	0.46	0.420	0.40	0.010	0.0004	0.0034	0.0018	0.0450	0.0950	0.020	0.290	0.1900	0.0027	本发明钢
32	0.41	0.300	0.40	0.011	0.0003	0.0028	0.0020	0.0330	0.0006	0.021	0.270	0.0600	0.0019	比较钢
33	0.46	0.400	0.42	0.011	0.0004	0.0027	0.0020	0.0330	0.1200	0.020	0.300	0.1000	0.0024	比较钢
34	0.46	0.282	0.48	0.014	0.0002	0.0020	0.0019	0.0541	0.0350	0.011	0.300	0.2000	0.0019	本发明钢
35	0.46	0.400	0.42	0.011	0.0004	0.0028	0.0020	0.0390	0.0190	0.064	0.270	0.1900	0.0028	本发明钢
36	0.45	0.361	0.48	0.012	0.0002	0.0026	0.0023	0.0310	0.0290	0.180	0.340	0.1800	0.0015	本发明钢
37	0.41	0.300	0.39	0.012	0.0005	0.0030	0.0025	0.0320	0.0200	0.006	0.300	0.0500	0.0023	比较钢
38	0.46	0.390	0.41	0.012	0.0006	0.0031	0.0018	0.0300	0.0410	0.210	0.300	0.2000	0.0027	比较钢
39	0.47	0.243	0.48	0.015	0.0004	0.0030	0.0017	0.0482	0.0500	0.020	0.015	0.2000	0.0025	本发明钢
40	0.46	0.361	0.44	0.012	0.0004	0.0030	0.0021	0.0430	0.0300	0.023	0.780	0.1900	0.0018	本发明钢
41	0.41	0.400	0.42	0.012	0.0005	0.0030	0.0023	0.0320	0.0190	0.020	0.004	0.0500	0.0019	比较钢
42	0.45	0.280	0.46	0.014	0.0002	0.0024	0.0025	0.0420	0.0200	0.020	0.870	0.1800	0.0025	比较钢
43	0.46	0.400	0.42	0.010	0.0003	0.0035	0.0016	0.0400	0.0220	0.022	0.400	0.0040	0.0020	本发明钢
44	0.46	0.400	0.43	0.011	0.0004	0.0034	0.0020	0.0380	0.0210	0.022	0.370	0.5000	0.0021	本发明钢
45	0.46	0.410	0.40	0.011	0.0003	0.0018	0.0019	0.0380	0.0210	0.022	0.380	0.9700	0.0015	本发明钢
46	0.42	0.350	0.42	0.010	0.0004	0.0026	0.0020	0.0330	0.0200	0.021	0.100	0.0008	0.0024	比较钢
47	0.46	0.420	0.40	0.010	0.0005	0.0023	0.0019	0.0300	0.0200	0.020	0.350	1.1000	0.0025	比较钢
48	0.46	0.322	0.40	0.012	0.0003	0.0026	0.0015	0.0482	0.0360	0.017	0.460	0.2000	0.0005	本发明钢
49	0.46	0.300	0.41	0.010	0.0003	0.0030	0.0017	0.0350	0.0270	0.020	0.400	0.1900	0.0105	本发明钢
50	0.46	0.300	0.42	0.010	0.0004	0.0031	0.0018	0.0340	0.0280	0.020	0.400	0.1900	0.0198	本发明钢

下划线表示为本发明的范围外。

[0223] [表1C]

[0224]

钢	化学组成（质量%）剩余部分为Fe及杂质													备注
	C	Si	Mn	P	S	N	O	Al	Nb	Ti	Cr	Mo	B	
51	0.42	0.240	0.30	0.011	0.0005	0.0029	0.0018	0.0300	0.0290	0.020	0.100	0.1000	0.0002	比较钢
52	0.46	0.250	0.42	0.012	0.0005	0.0036	0.0019	0.0310	0.0300	0.021	0.300	0.2000	0.0210	比较钢
53	0.46	0.420	0.43	0.010	0.0003	0.0035	0.0016	0.0440	0.0180	0.020	0.270	0.1900	0.0029	本发明钢
54	0.46	0.420	0.43	0.011	0.0004	0.0034	0.0018	0.0400	0.0190	0.020	0.280	0.1900	0.0028	本发明钢
55	0.46	0.420	0.43	0.010	0.0003	0.0034	0.0019	0.0410	0.0200	0.020	0.280	0.1900	0.0027	本发明钢
56	0.46	0.430	0.43	0.010	0.0003	0.0034	0.0018	0.0400	0.0190	0.020	0.280	0.1900	0.0025	本发明钢
57	0.46	0.420	0.41	0.011	0.0004	0.0030	0.0020	0.0320	0.0200	0.020	0.290	0.1950	0.0023	本发明钢
58	0.46	0.420	0.41	0.011	0.0004	0.0030	0.0020	0.0330	0.0200	0.020	0.290	0.2000	0.0023	本发明钢
59	0.46	0.420	0.41	0.011	0.0004	0.0025	0.0020	0.0320	0.0200	0.020	0.290	0.2000	0.0024	本发明钢
60	0.46	0.420	0.41	0.011	0.0005	0.0024	0.0023	0.0330	0.0200	0.020	0.290	0.2000	0.0023	本发明钢
61	0.46	0.420	0.42	0.010	0.0004	0.0030	0.0020	0.0320	0.0200	0.020	0.290	0.2000	0.0025	本发明钢
62	0.46	0.400	0.41	0.010	0.0004	0.0030	0.0021	0.0330	0.0210	0.021	0.300	0.2000	0.0023	本发明钢
63	0.46	0.400	0.41	0.011	0.0003	0.0032	0.0020	0.0320	0.0200	0.020	0.290	0.1950	0.0027	本发明钢
64	0.46	0.420	0.41	0.011	0.0004	0.0029	0.0020	0.0320	0.0200	0.020	0.290	0.1950	0.0023	本发明钢

下划线表示为本发明的范围外。

[0225] [表2A]

[0226]

钢	化学组成（质量%）剩余部分为Fe及杂质													备注
	Co	Ni	Cu	V	W	Ca	Mg	REM	Sb	Sn	Zr	As		
1														本发明钢
2														本发明钢
3														本发明钢
4														本发明钢
5														本发明钢
6														比较钢
7														比较钢
8														本发明钢
9														本发明钢
10														本发明钢
11														比较钢
12														比较钢
13														本发明钢
14														本发明钢
15														比较钢
16														比较钢
17														本发明钢
18														比较钢
19														本发明钢
20														比较钢
21														本发明钢
22														比较钢
23														本发明钢
24														比较钢
25														本发明钢

[0227] [表2B]

[0228]

钢	化学组成（质量%）剩余部分为Fe及杂质												备注
	Co	Ni	Cu	V	W	Ca	Mg	REM	Sb	Sn	Zr	As	
26													本发明钢
27													本发明钢
28													比较钢
29													比较钢
30													本发明钢
31													本发明钢
32													比较钢
33													比较钢
34													本发明钢
35													本发明钢
36													本发明钢
37													比较钢
38													比较钢
39													本发明钢
40													本发明钢
41													比较钢
42													比较钢
43													本发明钢
44													本发明钢
45													本发明钢
46													比较钢
47													比较钢
48													本发明钢
49													本发明钢
50													本发明钢

[0229] [表2C]

[0230]

钢	化学组成（质量%）剩余部分为Fe及杂质												备注
	Co	Ni	Cu	V	W	Ca	Mg	REM	Sb	Sn	Zr	As	
51													比较钢
52													比较钢
53	3.00												本发明钢
54		0.20											本发明钢
55			0.30										本发明钢
56				0.09									本发明钢
57					0.50								本发明钢
58						0.0055							本发明钢
59							0.0032						本发明钢
60								0.0046					本发明钢
61									0.050				本发明钢
62										0.051			本发明钢
63											0.080		本发明钢
64												0.004	本发明钢

[0231] [表3A]

[0232]

试验No.	钢	退火		热冲压		备注	备注
		退火温度℃	退火时间s	加热温度℃	保持时间s		
1	1	800	600	900	120		本发明例
2	2	800	600	900	120		本发明例
3	3	800	600	900	120		本发明例
4	4	800	600	900	120	对卷取后的卷材进行软质化热处理	本发明例
5	5	780	200	850	120	对卷取后的卷材进行软质化热处理	本发明例
6	6	800	650	900	150		比较例
7	7	780	200	850	120		比较例
8	8	800	600	900	120	合金化热浸镀锌	本发明例
9	9	800	600	900	120		本发明例
10	10	840	600	990	200		本发明例
11	11	800	600	900	120		比较例
12	12	800	600	900	120		比较例
13	13	800	600	900	120		本发明例
14	14	800	600	900	120	有再退火	本发明例
15	15	800	600	900	120		比较例
16	16	800	600	900	120		比较例
17	17	800	600	900	120		本发明例
18	18	800	600	900	120		比较例
19	19	800	600	900	120		本发明例
20	20	800	600	900	120		比较例
21	21	800	600	900	120		本发明例
22	22	800	600	900	120		比较例
23	23	800	600	900	120	电镀锌	本发明例
24	24	800	600	900	120		比较例
25	25	800	600	900	120		本发明例

[0233] 下划线表示制造条件不优选。

[0234] [表3B]

[0235]

试验No.	钢	退火		热冲压		备注	备注
		退火温度℃	退火时间s	加热温度℃	保持时间s		
26	26	800	600	900	120		本发明例
27	27	800	600	900	120		本发明例
28	28	800	600	900	120		比较例
29	29	800	300	900	120		比较例
30	30	800	600	900	120		本发明例
31	31	800	600	900	120		本发明例
32	32	800	600	900	120		比较例
33	33	800	600	900	120		比较例
34	34	800	600	900	120		本发明例
35	35	800	600	900	120		本发明例
36	36	800	600	900	120		本发明例
37	37	800	600	900	120		比较例
38	38	800	600	900	120		比较例
39	39	800	600	900	120		本发明例
40	40	800	600	900	120	对卷取后的卷材进行软质化热处理	本发明例
41	41	800	600	900	120		比较例
42	42	800	600	900	120		比较例
43	43	800	600	900	120		本发明例
44	44	800	600	900	120		本发明例
45	45	800	600	900	120	对卷取后的卷材进行软质化热处理	本发明例
46	46	800	600	900	120		比较例
47	47	800	600	900	120		比较例
48	48	800	600	900	120		本发明例
49	49	800	600	900	120	镀铝-锌	本发明例
50	50	800	600	900	120		本发明例

[0236] 下划线表示制造条件不优选。

[0237] [表3C]

[0238]

试验No.	钢	退火		热冲压		备注	备注
		退火温度℃	退火时间s	加热温度℃	保持时间s		
51	51	800	600	900	120		比较例
52	52	800	600	900	120		比较例
53	53	800	600	900	120		本发明例
54	54	800	600	900	120	镀铝-硅	本发明例
55	55	800	600	900	120	镀铝	本发明例
56	56	800	600	900	120		本发明例
57	57	800	600	900	120	铝-镁-锌系镀覆	本发明例
58	58	800	600	900	120		本发明例
59	59	800	600	900	120		本发明例
60	60	800	600	900	120		本发明例
61	61	800	600	900	120	合金化热浸镀锌	本发明例
62	62	800	600	900	120		本发明例
63	63	800	600	900	120	镀锌-镍	本发明例
64	64	800	600	900	120		本发明例
65	1	750	600	900	120		本发明例
66	1	900	600	900	120		本发明例
67	1	680	600	900	120		比较例
68	1	1000	600	900	120		比较例
69	1	800	20	900	120		本发明例
70	1	780	10	900	120		比较例
71	1	800	300	820	120		本发明例
72	1	800	600	1000	120		本发明例
73	1	800	600	750	120		比较例
74	1	800	600	1100	120		比较例
75	1	800	600	900	60		本发明例
76	1	800	600	900	1100		本发明例
77	1	800	300	900	30		比较例
78	1	800	600	900	1300		比较例
79	1	800	600	900	120	在还原气氛中退火、在大气气氛中热冲压	比较例
80	56	800	600	900	120	在还原气氛中退火、在大气气氛中热冲压	比较例
81	1	800	600	900	120	在大气气氛中热冲压	本发明例
82	56	800	600	900	120	在大气气氛中热冲压	本发明例
83	1	800	3700	900	120		比较例

[0239] 下划线表示制造条件不优选。

[0240] [表4A]

[0241]

试验No.	钢	表层区域			抗拉强度MPa	耐氢脆特性评价	备注
		贝氏体面积%	织构的极密度的最大值-	脱B指标-			
1	1	22	2.6	0.45	2412	优	本发明例
2	2	30	2.4	0.47	2426	优	本发明例
3	3	68	1.7	0.47	2245	优	本发明例
4	4	72	2.7	0.45	2705	好	本发明例
5	5	85	3.2	0.40	3136	良	本发明例
6	6	35	1.6	0.48	2124	优	比较例
7	7	90	4.1	0.30	2458	差	比较例
8	8	25	2.2	0.46	2374	优	本发明例
9	9	45	2.4	0.44	2463	优	本发明例
10	10	60	1.2	0.64	2404	优	本发明例
11	11	9	2.0	0.45	2098	优	比较例
12	12	5	1.9	0.48	2178	差	比较例
13	13	50	2.0	0.48	2228	优	本发明例
14	14	65	3.8	0.47	2478	好	本发明例
15	15	15	1.5	0.48	2011	优	比较例
16	16	70	4.8	0.45	2407	差	比较例
17	17	38	3.2	0.44	2439	良	本发明例
18	18	35	3.0	0.44	2412	差	比较例
19	19	47	2.5	0.46	2451	良	本发明例
20	20	45	2.4	0.46	2430	差	比较例
21	21	42	2.3	0.47	2409	好	本发明例
22	22	40	2.5	0.45	2387	差	比较例
23	23	38	2.9	0.44	2439	良	本发明例
24	24	35	2.7	0.45	2411	差	比较例
25	25	40	3.0	0.42	2451	好	本发明例

[0242] 下划线表示为本发明的范围外、特性值不优选。

[0243] [表4B]

[0244]

试验No.	钢	表层区域			抗拉强度MPa	耐氢脆特性评价	备注
		贝氏体面积%	织构的极密度的最大值-	脱B指标-			
26	26	29	2.8	0.46	2426	优	本发明例
27	27	30	3.0	0.45	2437	非常好	本发明例
28	28	41	3.1	0.40	2460	差	比较例
29	29	25	3.1	0.35	2444	差	比较例
30	30	38	2.0	0.34	2380	好	本发明例
31	31	25	2.9	0.48	2452	非常好	本发明例
32	32	60	1.6	0.45	2155	优	比较例
33	33	32	3.2	0.49	2478	差	比较例
34	34	28	2.8	0.45	2440	优	本发明例
35	35	31	2.9	0.45	2456	优	本发明例
36	36	30	2.7	0.46	2418	非常好	本发明例
37	37	60	1.5	0.46	2178	优	比较例
38	38	45	3.2	0.45	2432	差	比较例
39	39	40	2.8	0.47	2450	优	本发明例
40	40	60	3.7	0.44	2479	好	本发明例
41	41	8	1.6	0.45	2021	优	比较例
42	42	65	4.3	0.44	2490	差	比较例
43	43	14	1.9	0.46	2325	优	本发明例
44	44	48	2.8	0.45	2468	非常好	本发明例
45	45	70	3.9	0.44	2508	良	本发明例
46	46	10	1.5	0.45	2048	优	比较例
47	47	75	4.2	0.44	2522	差	比较例
48	48	19	2.5	0.32	2419	优	本发明例
49	49	28	2.7	0.46	2434	优	本发明例
50	50	35	2.9	0.48	2452	好	本发明例

[0245] 下划线表示为本发明的范围外、特性值不优选。

[0246] [表4C]

[0247]

试验No.	钢	表层区域			抗拉强度MPa	耐氢脆特性评价	备注
		贝氏体面积%	织构的极密度的最大值-	脱B指标-			
51	51	11	2.2	0.19	2189	优	比较例
52	52	40	3.4	0.46	2421	差	比较例
53	53	24	2.6	0.46	2425	优	本发明例
54	54	28	2.4	0.46	2439	非常好	本发明例
55	55	26	2.5	0.47	2418	非常好	本发明例
56	56	27	2.7	0.45	2449	优	本发明例
58	58	25	2.8	0.45	2426	非常好	本发明例
59	59	23	2.5	0.45	2408	优	本发明例
60	60	20	2.3	0.46	2403	优	本发明例
61	61	22	2.5	0.44	2415	优	本发明例
62	62	25	2.5	0.45	2422	优	本发明例
63	63	26	2.4	0.44	2420	优	本发明例
64	64	26	2.4	0.45	2421	优	本发明例
65	65	28	2.5	0.46	2437	优	本发明例
65	1	20	2.7	0.28	2423	非常好	本发明例
66	1	15	2.4	0.54	2355	优	本发明例
67	1	6	5.4	0.10	2427	差	比较例
68	1	5	2.4	0.60	2179	差	比较例
69	1	15	3.7	0.11	2439	好	本发明例
70	1	9	4.2	0.03	2450	差	比较例
71	1	13	2.8	0.12	2473	非常好	本发明例
72	1	14	2.7	0.48	2258	非常好	本发明例
73	1	8	4.5	0.04	2185	差	比较例
74	1	7	2.7	0.49	2193	差	比较例
75	1	20	2.7	0.43	2459	非常好	本发明例
76	1	16	2.4	0.49	2238	优	本发明例
77	1	5	4.1	0.04	2178	差	比较例
78	1	6	2.6	0.48	2164	差	比较例
79	1	15	4.3	0.03	2455	差	比较例
80	56	20	4.5	0.04	2461	差	比较例
81	1	19	3.1	0.30	2426	优	本发明例
82	56	29	2.9	0.47	2463	优	本发明例
83	1	11	4.5	0.03	2302	差	比较例

[0248] 下划线表示为本发明的范围外、特性值不优选。

[0249] 观察表4A～4C可知:作为本发明例的热冲压成形体具有高强度,并且具有优异的耐氢脆特性。另一方面,可知:作为比较例的热冲压成形体的1个以上的特性低劣。

[0250] 产业上的可利用性

[0251] 根据本发明的上述方案,能够提供具有高强度、并且具有优异的耐氢脆特性的热冲压成形体。

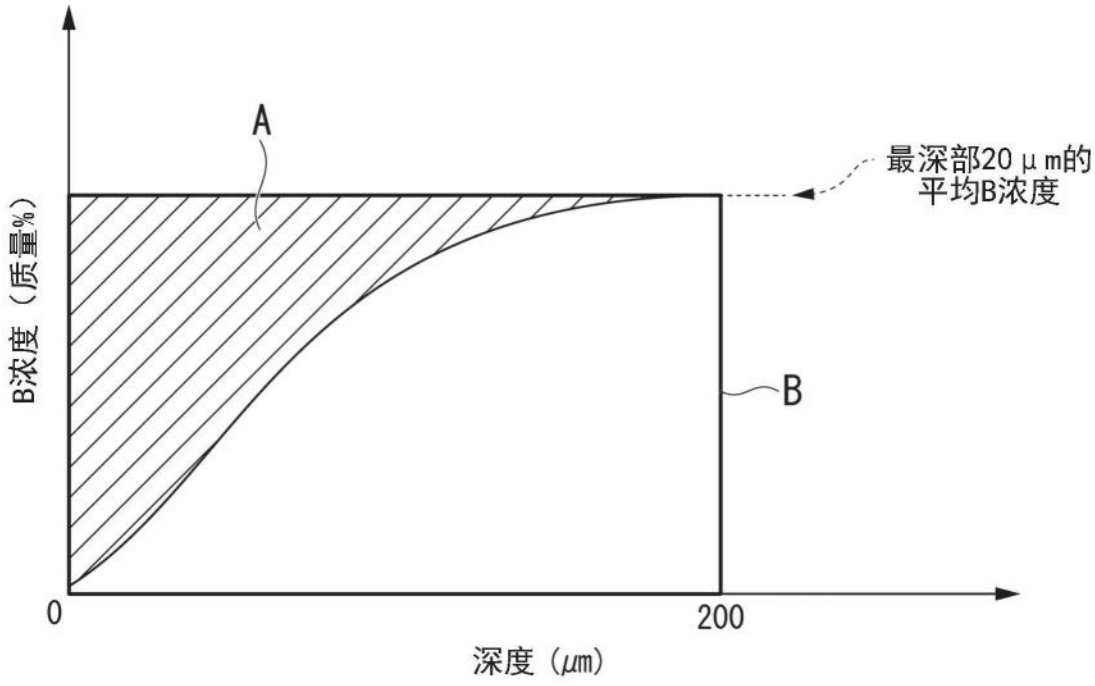


图1