



(12) 发明专利

(10) 授权公告号 CN 103403210 B

(45) 授权公告日 2015. 11. 25

(21) 申请号 201280010977. 0

(22) 申请日 2012. 02. 27

(30) 优先权数据

2011-045163 2011. 03. 02 JP

(85) PCT国际申请进入国家阶段日

2013. 08. 29

(86) PCT国际申请的申请数据

PCT/JP2012/054838 2012. 02. 27

(87) PCT国际申请的公布数据

W02012/118040 JA 2012. 09. 07

(73) 专利权人 株式会社神户制钢所

地址 日本兵库县

(72) 发明人 村上俊夫 柿内艾丽佳 畠英雄

浅井达也 水田直气

(74) 专利代理机构 中科专利商标代理有限责任

公司 11021

代理人 王玉玲

(51) Int. Cl.

C22C 38/06(2006. 01)

C22C 38/58(2006. 01)

B21D 22/20(2006. 01)

C21D 9/46(2006. 01)

(56) 对比文件

CN 101082100 A, 2007. 12. 05,

CN 1483090 A, 2004. 03. 17,

JP 特开 2003-193193 A, 2003. 07. 09,

JP 特许第 4068950 号 B2, 2008. 03. 26,

US 2005/0150580 A1, 2005. 07. 14,

审查员 艾西

权利要求书1页 说明书10页

(54) 发明名称

室温和温态下的深拉性优异的高强度钢板及其温加工方法

(57) 摘要

本发明的高强度钢材,具有如下成分组成:以质量%计,含有C:0.02~0.3%、Si:1~3%、Mn:1.8~3%、P:0.1%以下、S:0.01%以下、Al:0.001~0.1%、N:0.002~0.03%,余量由铁和杂质构成,并具有如下组织:以相对于全部组织的面积率计,含有贝氏体?铁素体:50~85%、残留 γ :3%以上、马氏体+所述残留 γ :10~45%、铁素体:5~40%的各相,基于由EPMA进行线分析而得到的Mn浓度分布,所述残留奥氏体中的Mn浓度 $Mn_{\gamma R}$ 和全部组织中的平均Mn浓度 Mn_{av} 的比 $Mn_{\gamma R}/Mn_{av}$ 为1.2以上。由此,既可确保980MPa级以上的强度,深拉性又优异。

1. 一种室温和温态下的深拉性优异的高强度钢板,其特征在于,具有如下成分组成:以质量%计含有 C:0.02 ~ 0.3%、Si:1.0 ~ 3.0%、Mn:1.8 ~ 3.0%、P:0.1%以下且含 0%、S:0.01%以下且含 0%、Al:0.001 ~ 0.1%、N:0.002 ~ 0.03%,余量由铁和杂质构成,

并具有包含如下各相的组织:

以相对于全部组织的面积率计,

贝氏体·铁素体:50 ~ 85%、

残留奥氏体:3%以上、

马氏体 + 所述残留奥氏体:10 ~ 45%、

铁素体:5 ~ 40%、

所述残留奥氏体中的 C 浓度 C_{γ_R} 为 0.6 ~ 1.2 质量%、

基于以 EPMA 进行线分析而得到的 Mn 浓度分布,所述残留奥氏体中的 Mn 浓度 Mn_{γ_R} 和全部组织中的平均 Mn 浓度 Mn_{av} 的比 Mn_{γ_R}/Mn_{av} 为 1.2 以上。

2. 根据权利要求 1 所述的室温和温态下的深拉性优异的高强度钢板,其中,成分组成以质量%计还含有 Cr:0.01 ~ 3.0%、Mo:0.01 ~ 1.0%、Cu:0.01 ~ 2.0%、Ni:0.01 ~ 2.0%、B:0.00001 ~ 0.01% 中的一种或两种以上。

3. 根据权利要求 1 或 2 所述的室温和温态下的深拉性优异的高强度钢板,其中,成分组成以质量%计还含有 Ca:0.0005 ~ 0.01%、Mg:0.0005 ~ 0.01%、REM:0.0001 ~ 0.01% 中的一种或两种以上。

4. 一种高强度钢板的温加工方法,其特征在于,将权利要求 1 ~ 3 中任一项所述的高强度钢板加热至 100 ~ 400°C 后,在 3600s 以内进行加工。

室温和温态下的深拉性优异的高强度钢板及其温加工方法

技术领域

[0001] 本发明涉及室温和温态下的深拉性优异的高强度钢板及其温加工方法。还有,作为本发明的高强度钢板,包括冷轧钢板、熔融镀锌钢板和合金化熔融镀锌钢板。

背景技术

[0002] 供汽车用骨骼零部件的薄钢板为了实现碰撞安全性和油耗改善而要求高强度化。为此,一边要求使钢板强度高强化达到 980MPa 级以上,一边要求确保挤压成形性。在 980MPa 级以上的高强度钢板中,为了使高强度化和成形性确保并立,已知有效的是采用活用了 TRIP 效果的钢(例如,参照专利文献 1)。

[0003] 在上述专利文献 1 中,公开有一种以贝氏体或贝氏体·铁素体为主相,以面积率计含有残留奥氏体(γ_R) 3% 以上的高强度钢板。然而,该高强度钢板,在室温下的抗拉强度 980MPa 以上,而总延伸率达不到 20%,要求机械的特性(以下,仅称为“特性。”)的进一步改善。

[0004] 另一方面,在冷态下的成形中,由于 TRIP 钢板其成形性存在极限,所以为了进一步改善延伸率,以 100 ~ 400℃ 进行加工,从而使 TRIP 效果更有效显现,以提高延伸率的技术被提出(参照非专利文献 1、专利文献 2)。

[0005] 如上述专利文献 2 的表 2 所示,使贝氏体·铁素体主体的组织中存在碳浓度 1 质量% 以上的 γ_R , 能够将 200℃ 附近的延伸率(总延伸率)在 1200MPa 级下改善至 23%。然而,在考虑挤压成形时,特别是若在拉伸和深拉成形为主体的成形的情况下,若利用局部变形区域,则应变局部化而导致断裂,因此多是活用均匀变形区域。因此,仅仅是只改善也包含局部延伸率的总延伸率并不充分,还要求使均匀延伸率提高。

[0006] 关于均匀延伸率,在专利文献 3 中公开了通过添加 Y 和 REM 均匀延伸率提高,但如其表 3 所示,只能适用于抗拉强度(TS)至 875MPa 的钢板。另外,在专利文献 4 中公开,利用贝氏体·铁素体—多边铁素体—残留奥氏体的混合组织,强度和均匀延伸率的平衡提高,但如其表 2 所示,其只能适用于 TS 至 859MPa 的钢板。

[0007] 因此,在 980MPa 级以上的钢板中,也要求能够实现良好的均匀延伸率的技术的开发。

[0008] 先行技术文献

[0009] 专利文献

[0010] 专利文献 1 :日本特开 2003 — 193193 号公报

[0011] 专利文献 2 :日本特开 2004 — 190050 号公报

[0012] 专利文献 3 :日本特开 2004 — 244665 号公报

[0013] 专利文献 4 :日本特开 2006 — 274418 号公报

[0014] 非专利文献

[0015] 非专利文献 1 :杉本公一,宋星武,坂口淳也,长坂明彦,鹿岛高弘,“超高强度低合金 TRIP 型贝氏体铁素体钢板的温成形性”,铁与钢,2005 年,第 91 卷,第 2 号, p. 34 — 40

发明内容

[0016] 本发明着眼于上述情况而形成,其目的在于,提供一种一边确保 980MPa 级以上的室温强度,一边使室温和温态下的均匀延伸率进一步提高,从而兼备室温强度和在室温及温态下的深拉性的高强度钢板及其温加工方法。

[0017] 第一要求所述的发明,是室温和温态下的深拉性优异的高强度钢板,其特征在于,具有如下成分组成:

[0018] 以质量 % 计(以下,关于化学成分均同。),含有

[0019] C:0.02 ~ 0.3%、

[0020] Si:1.0 ~ 3.0%、

[0021] Mn:1.8 ~ 3.0%、

[0022] P:0.1% 以下(含 0%)、

[0023] S:0.01% 以下(含 0%)、

[0024] Al:0.001 ~ 0.1%、

[0025] N:0.002 ~ 0.03%、

[0026] 余量由铁和杂质构成,并具有如下组织:

[0027] 以相对于全部组织的面积率计(以下,关于组织均同。),含有如下的各相:

[0028] 贝氏体·铁素体:50 ~ 85%、

[0029] 残留奥氏体:3% 以上、

[0030] 马氏体+所述残留奥氏体:10 ~ 45%、

[0031] 铁素体:5 ~ 40%、

[0032] 所述残留奥氏体中的 C 浓度($C_{\gamma R}$)为 0.6 ~ 1.2 质量 %、

[0033] 基于以 EPMA 进行线分析而得到的 Mn 浓度分布,所述残留奥氏体中的 Mn 浓度 $Mn_{\gamma R}$ 和全部组织中的平均 Mn 浓度 Mn_{av} 的比 $Mn_{\gamma R}/Mn_{av}$ 为 1.2 以上。

[0034] 第二要求所述的发明,根据第一要求所述的室温和温态下的深拉性优异的高强度钢板,其中,

[0035] 成分组成还含有

[0036] Cr:0.01 ~ 3.0%、

[0037] Mo:0.01 ~ 1.0%、

[0038] Cu:0.01 ~ 2.0%、

[0039] Ni:0.01 ~ 2.0%、

[0040] B:0.00001 ~ 0.01% 的一种或两种以上。

[0041] 第三要求所述的发明,根据第一或第二要求所述的室温和温态下的深拉性优异的高强度钢板,其中,

[0042] 成分组成还含有

[0043] Ca:0.0005 ~ 0.01%、

[0044] Mg:0.0005 ~ 0.01%、

[0045] REM:0.0001 ~ 0.01% 的一种或两种以上。

[0046] 第四要求所述的发明,是高强度钢板的温加工方法,其特征在于,将第一~三要求

中任一项所述的高强度钢板加热至 200 ~ 400℃, 在 3600s 以内进行加工。

[0047] 根据本发明, 能够提供一种高强度钢板及其温加工方法, 其具有如下组织: 以相对于全部组织的面积率计, 含有贝氏体·铁素体: 50 ~ 85%; 残留奥氏体: 3% 以上; 马氏体+所述残留奥氏体: 10 ~ 45%; 铁素体: 5 ~ 40%, 所述残留奥氏体中的 C 浓度 (C_{γ_R}) 为 0.6 ~ 1.2 质量%, 基于以 EPMA 进行线分析而得到的 Mn 浓度分布, 使所述残留奥氏体中的 Mn 浓度 Mn_{γ_R} 和全部组织中的平均 Mn 浓度 Mn_{av} 的比 Mn_{γ_R}/Mn_{av} 为 1.2 以上, 从而一边确保着 980MPa 级以上的室温强度, 室温和温态下的均匀延伸率同时进一步提高, 兼备室温强度和室温及温态下的深拉性。

具体实施方式

[0048] 如上述, 本发明者们, 着眼于与上述现有技术同样的, 含有具有位错密度高的下部组织(基体)的贝氏体·铁素体和残留奥氏体(γ_R)的 TRIP 钢板, 为了一边确保室温强度, 一边改善均匀延伸率而使深拉性越发提高, 进一步反复研究。

[0049] 本发明者们认为, 对于均匀延伸率的提高来说, 利用位错密度低, 加工硬化率高的铁素体有效, 决定在钢板组织中适量导入铁素体。

[0050] 另外认为, 为了大量地制造出强力地有助于均匀延伸率的提高的 γ_R , 有效的是提高 γ_R 的 Mn 浓度。

[0051] 但是, 若为了提高 γ_R 中的 Mn 浓度, 而仅仅增加向钢中添加的 Mn 量, 则在 Mn 的固溶强化作用下, 铁素体的延展性降低, 延伸率反而劣化, 而且热轧板的强度变高, 冷轧变得困难。因此, 需要不使向钢中添加的 Mn 量增加, 而提高 γ_R 中的 Mn 浓度。

[0052] 在此, 可知若进行铁素体+奥氏体($\alpha + \gamma$)二相域加热, 则 Mn 在奥氏体(γ)侧稠化, 影响到从铁素体(α)向奥氏体(γ)的相变量。即, 若二相域加热温度低, 则铁素体分率变高, 并且 γ_R 中的 Mn 浓度也变高, 因此, 虽然能够确保稳定的 γ_R , 但是却不能确保强度。另一方面, 若二相域加热温度高, 则铁素体分率变低, 并且 γ_R 中的 Mn 浓度也变低, 因此强度虽然能够确保, 但不能确保稳定的 γ_R 。

[0053] 在现有技术中, 因为无法使铁素体分率和 γ_R 中的 Mn 浓度平衡, 所以难以一边确保强度, 一边确保稳定的 γ_R 。

[0054] 因此, 在本发明中, 通过导入适量的铁素体, 并且一边限制 Mn 添加量, 一边提高 γ_R 中的 Mn 浓度, 从而实现基体(母相)的延展性提高和来自 γ_R 的 TRIP 效果的最大化带来的均匀延伸率的提高的并立, 此外通过部分性地导入马氏体来实现强度提高。

[0055] 具体来说就是有如下发现: 为了实现高强度化和高延展性化的并立, 以面积率计, 导入 5 ~ 40% 的铁素体, 降低基体(母相)的强度, 使残留奥氏体(γ_R)的面积率为 3% 以上, 使该 γ_R 中的 C 浓度 (C_{γ_R}) 为 0.6 ~ 1.2 质量%, 以促进 TRIP 现象(应变诱发相变), 促进加工硬化, 实现强度提高, 此外, 基于由 EPMA 进行线分析而得到的 Mn 浓度分布, 使所述 γ_R 中的 Mn 浓度 Mn_{γ_R} 和全部组织中的平均 Mn 浓度 Mn_{av} 的比 Mn_{γ_R}/Mn_{av} 为 1.2 以上, 以提高 γ_R 中的 Mn 浓度而确保稳定的 γ_R , 由此实现基体(母相)的延展性提高和来自 γ_R 的 TRIP 效果的最大化带来的均匀延伸率的提高的并立, 从而使室温强度和深拉性并存。

[0056] 而后, 基于上述认识进一步进行研究, 直至完成了本发明。

[0057] 以下, 首先对于赋予本发明钢板以特征的组织进行说明。

[0058] (本发明钢板的组织)

[0059] 如上述,本发明钢板,以与上述现有技术相同的 TRIP 钢的组织作为基础,特别是以规定量含有铁素体,并且以规定量含有规定的碳浓度的 γ_R ,此外,在 Mn 的浓度分布受到控制这一点上,与上述现有技术有所差异。

[0060] <贝氏体·铁素体:50~85%>

[0061] 本发明的所谓“贝氏体·铁素体”,贝氏体组织具有拥有位错密度高的板条状组织的下部组织,在组织内没有碳化物,这一点与贝氏体组织明显不同,另外,与具有没有位错密度或具有极少的下部组织和多边铁素体组织,或拥有细小的亚晶粒等的下部组织的准多边铁素体组织也不同(参照日本铁钢协会基础研究会发行“钢的贝氏体照片集-1”)。该组织若进行光学显微镜观察 SEM 观察,则呈现出针状,难以区别,因此为了判明与贝氏体组织和多边铁素体组织等的明确的差别,需要利用 TEM 观察识别下部组织。

[0062] 如此本发明钢板的组织,均匀微细而富于延展性,并且,以位错密度高、强度高的贝氏体·铁素体为母相,能够提高强度和成形性的平衡。

[0063] 在本发明钢板中,上述贝氏体·铁素体组织的量,相对于全部组织,以面积率计,需要为 50~85%(优选为 60~85%,更优选为 70~85%)。由此,来自上述贝氏体·铁素体组织的效果得到有效地发挥。还有,上述贝氏体·铁素体组织的量通过与 γ_R 的平衡决定,推荐以能够发挥出期望的特性的方式适当控制。

[0064] <使残留奥氏体(γ_R)相对于全部组织,以面积率计含有 3% 以上>

[0065] γ_R 对于总延伸率的提高有用,为了有效地发挥这一作用,需要相对于全部组织,以面积率计存在 3% 以上(优选为 5% 以上,更优选为 10% 以上)。

[0066] <马氏体+上述残留奥氏体(γ_R):10~45%>

[0067] 为了确保强度,向组织中导入一部分马氏体,但若马氏体的量变得过多,则不能确保成形性,因此相对于全部组织,将马氏体+ γ_R 的合计面积率限制在 10% 以上(优选为 12% 以上,更优选为 16% 以上)、45% 以下。

[0068] <铁素体:5~40%>

[0069] 这里所说的铁素体是指多边铁素体,但因为铁素体是软质相,所以无助于高强度化,由于对于提高延展性有效,所以为了提高强度和延伸率的平衡,在能够保证强度的面积率 5% 以上(优选为 10% 以上,更优选为 15% 以上)、40% 以下(优选为 35% 以下,更优选为 30% 以下)的范围内导入。

[0070] <残留奥氏体(γ_R)中的 C 浓度(C_{γ_R}):0.6~1.2 质量%>

[0071] C_{γ_R} 是在加工时会影响到 γ_R 相变成马氏体的稳定度的指标。若 C_{γ_R} 过低,则 γ_R 不稳定,因此赋予应力后,在塑性变形之前发生加工诱发马氏体相变,因此得不到拉伸成形性。另一方面,若 C_{γ_R} 过高,则 γ_R 变得过于稳定,即使施加加工也无法发生加工诱发马氏体相变,因此仍得不到拉伸成形性。为了得到充分的拉伸成形性, C_{γ_R} 需要为 0.6~1.2 质量%。优选为 0.7~0.9 质量%。

[0072] <基于由 EPMA 进行线分析而得到的 Mn 浓度分布,所述 γ_R 中的 Mn 浓度 Mn_{γ_R} 和全部组织中的平均 Mn 浓度 Mn_{av} 的比 Mn_{γ_R}/Mn_{av} :1.2 以上>

[0073] 通过二相域加热,将钢中所添加的 Mn 在铁素体和奥氏体之间分配,在赋予基体以高延展性的状态下,提高 γ_R 中的 Mn 浓度,在室温下得到 γ_R 。若 γ_R 中的 Mn 浓度过低,则

γ_R 的稳定性低,室温下不能确保 γ_R 量。另外,若铁素体中的 Mn 浓度过高,则基体的变形能力降低,延伸率劣化。因此,本发明者们,作为评价 Mn 向 γ_R 中的偏析程度的指标而导入 Mn_{γ_R}/Mn_{av} ,该指标的值为 1.2 以上。

[0074] <其他:贝氏体(含 0%)>

[0075] 本发明的钢板,可以只由上述组织(贝氏体·铁素体、马氏体、铁素体以及 γ_R 的混合组织)构成,但在不损害本发明的作用的范围内,作为其他的异种组织,也可以具有贝氏体。该组织在本发明钢板的制造过程必然地残存,但只要很少即可,越少越好,推荐相对于全部组织,以面积率计控制在 5% 以下,更优选控制在 3% 以下。

[0076] (各相的面积率、 γ_R 中的 C 浓度(C_{γ_R})、全部组织中的平均 Mn 浓度、和 γ_R 中的 Mn 浓度的各测量方法)

[0077] 在此,对于各相的面积率、 γ_R 中的 C 浓度(C_{γ_R})、全部组织中的平均 Mn 浓度和 γ_R 中的 Mn 浓度的各测量方法进行说明。

[0078] 关于钢板中组织的各相的面积率,是对钢板进行 Lepera 试剂腐蚀,并借助透射型电子显微镜(TEM;倍率 1500 倍)观察,例如将白色区域定义为“马氏体+残留奥氏体(γ_R)”而对组织进行识别后,利用光学显微镜观察(倍率 1000 倍)测量各相的面积率。

[0079] 还有,关于 γ_R 的面积率和 γ_R 中的 C 浓度(C_{γ_R}),是磨削至各供试钢板的 1/4 的厚度后,再进行化学研磨,之后由 X 射线衍射法进行测量(ISI J Int. Vol. 33, (1933), No. 7, p. 776)。另外,关于铁素体的面积率,是对于各供试钢板进行硝酸乙醇腐蚀,通过扫描型电子显微镜(SEM;倍率 2000 倍)观察,将黑色的区域识别为铁素体并求得面积率。

[0080] 关于全部组织中的平均 Mn 浓度和 γ_R 中的 Mn 浓度,通过 EPMA 以 0.2 μm 梯级对于 200 μm 以上的区域进行线分析,将全部测量点的 Mn 浓度的平均值定义为全部组织中的平均 Mn 浓度,全部测量点的 Mn 浓度之中,将距 Mn 浓度高的一侧 5% 分量的 Mn 浓度的平均值定义为 γ_R 中的 Mn 浓度。

[0081] 接下来,对于构成本发明钢板成的成分组成进行说明。以下,化学成分的单位全部是质量 %。

[0082] (本发明钢板的成分组成)

[0083] C :0.02 ~ 0.3%

[0084] C 是用于一边确保高强度,一边得到期望的主要组织(贝氏体·铁素体+马氏体+ γ_R)所必须的元素,为了有效地发挥这样的作用,需要添加 0.02% 以上(优选为 0.05% 以上,更优选为 0.10% 以上)。但是,超过 0.3% 时则不适于焊接。

[0085] Si :1.0 ~ 3.0%

[0086] Si 是有效地抑制 γ_R 分解而生成碳化物的元素。特别是 Si 作为固溶强化元素也有用。为了有效地发挥这样的作用,需要使 Si 添加 1.0% 以上。优选为 1.1% 以上,更优选为 1.2% 以上。但是,若添加 Si 超过 3.0%,则除了贝氏体·铁素体+马氏体组织的生成受到阻碍以外,热变形阻抗也变高,容易发生焊接部的脆化,此外对钢板的表面性状也造成不良影响,因此使其上限为 3.0%。优选为 2.5% 以下,更优选为 2.0% 以下。

[0087] Mn :1.8 ~ 3.0%

[0088] Mn 除了作为固溶强化元素有效地发挥作用以外,还发挥着促进相变,促进贝氏体·铁素体+马氏体组织的生成的作用。此外还使 γ 稳定化,是用于得到期望的 γ_R 所需

要的元素。另外,也有助于淬火性的提高。为了有效地发挥这样的作用,需要添加 1.8% 以上。优选为 1.9% 以上,更优选为 2.0% 以上。但是,若添加超过 3.0%,则可见发生铸片裂纹等的不良影响。优选为 2.8% 以下,更优选为 2.5% 以下。

[0089] P :0.1% 以下(含 0%)

[0090] P 作为杂质元素不可避免地存在,但也可以是为了确保期望的 γ_R 而添加的元素。但是,若添加超过 0.1%,则二次加工性劣化。更优选为 0.03% 以下。

[0091] S :0.01% 以下(含 0%)

[0092] S 也作为杂质元素不可避免地存在,形成 MnS 等的硫化物系夹杂物,是构成裂纹的起点而使加工性劣化的元素。优选为 0.01% 以下,更优选为 0.005% 以下。

[0093] Al :0.001 ~ 0.1%

[0094] Al 作为脱氧剂被添加,并且与上述 Si 协同,是有效在抑制 γ_R 分解而生成碳化物的元素。为了有效地发挥这样的作用,需要添加 Al 为 0.001% 以上。但是,即使过剩地添加,效果也是饱和,在经济上造成浪费,因此使其上限为 0.1%。

[0095] N :0.002 ~ 0.03%

[0096] N 是不可避免地存在的元素,但是与 Al 和 Nb 等的碳氮化物形成元素结合而形成析出物,有助于强度提高和组织的微细化。若 N 含量过少,则奥氏体晶粒粗大化,其结果是,伸长的板条状组织变成主体,因此 γ_R 的长宽比变大。另一方面,若 N 含量过多,则在本发明的材料这样的低碳钢中,铸造变得困难,因此不能进行制造本身。

[0097] 本发明的钢基本上含有上述成分,余量实质上是铁和不可避免的杂质,但另外,在不损害本发明的作用的范围内,能够添加以下的允许成分。

[0098] Cr :0.01 ~ 3.0%、

[0099] Mo :0.01 ~ 1.0%、

[0100] Cu :0.01 ~ 2.0%、

[0101] Ni :0.01 ~ 2.0%、

[0102] B :0.00001 ~ 0.01% 的一种或两种以上

[0103] 这些元素作为钢的强化元素有用,并且是对于 γ_R 的稳定化和规定量的确保有效的元素。为了有效地发挥这样的作用,推荐分别添加 Mo :0.01% 以上(更优选为 0.02% 以上)、Cu :0.01% 以上(更优选为 0.1% 以上)、Ni :0.01% 以上(更优选为 0.1% 以上)、B :0.00001% 以上(更优选为 0.0002% 以上)。

[0104] 但是,即使添加 Cr 超过 3.0%、Mo 超过 1.0%、Cu 和 Ni 分别超过 2.0%、B 超过 0.01%,上述效果也只是饱和,在经济上造成浪费。更优选为 Cr :2.0% 以下、Mo :0.8% 以下、Cu :1.0% 以下、Ni :1.0% 以下、B :0.0030% 以下。

[0105] Ca :0.0005 ~ 0.01%、

[0106] Mg :0.0005 ~ 0.01%、

[0107] REM :0.0001 ~ 0.01% 的一种或两种以上

[0108] 这些元素控制钢中硫化物的形态,是对于加工性提高有效的元素。在此,作为本发明所使用的 REM (稀土类元素),可列举 Sc、Y、镧系元素等。为了有效地发挥上述作用,推荐添加 Ca 和 Mg 分别为 0.0005% 以上(更优选为 0.0001% 以上),REM 为 0.0001% 以上(更优选为 0.0002% 以上)。但是,即使添加 Ca 和 Mg 分别超过 0.01%,REM 超过 0.01%,上述效果也

是饱和,在经济上造成浪费。更优选为 Ca 和 Mg 为 0.003% 以下,REM 为 0.006% 以下。

[0109] (温加工方法)

[0110] 特别推荐上述本发明钢板,在加热至 100 ~ 400℃ 之间的适当的温度后,在 3600s 以内(更优选为 1200s 以内)进行加工。

[0111] 在 γ_R 的稳定度达到最佳的温度条件下,通过在 γ_R 发生分解之前进行加工,能够使延伸率和深拉性最大化。

[0112] 以该温加工方法加工的零部件,在其截面内,冷却后的强度均匀化,与相同截面内的强度分布大的零部件相比,低强度的部分少,因此能够提高零部件强度。

[0113] 即,含有 γ_R 的钢板一般为低屈强比,并且在低应变域的加工硬化率高。因此,在赋予的应变量小的区域的应变赋予后的强度,特别是屈服应力的应变量依存性非常大。通过挤压加工成形零部件时,根据部位而施加的应变量不同,也局部性地存在几乎没有施加应变这样的区域。因此,在零部件内施加了加工的区域和未施加加工的区域产生巨大的强度差,在零部件内形成强度分布。存在这样的强度分布时,强度低的区域屈服,发生变形和纵弯曲,因此作为零部件强度由强度最低的部分限制。

[0114] 含有 γ_R 的钢屈服应力低的原因,被认为是由于在导入 γ_R 时,同时形成的马氏体在相变时,向周围的母相中导入可动位错。因此,即使在加工量的少的区域,如果防止该位错的移动,则屈服应力也能够提高,从而提高零部件强度。为了抑制可动位错的移动,有效的是加热原材消除可动位错,或利用固溶碳等的应变时效将其止住,如此能够提高屈服应力。

[0115] 因此,若将含有 γ_R 的钢板加热至 100 ~ 400℃ 之间的适当温度而进行挤压成形(温加工),则即使在应变小的部分,屈服强度也高,零部件中的强度分布变小,能够使零部件强度提高。

[0116] 接着,以下说明用于得到上述本发明钢板的优选的制造方法。

[0117] (本发明钢板的优选的制造方法)

[0118] 本发明钢板,对于满足上述成分组成的钢材进行热轧,接着进行冷轧后,再进行热处理而制造。

[0119] [热轧条件]

[0120] 热轧条件没有特别限定,但例如可以使热轧的最终温度(轧制结束温度, FDT) 为 800 ~ 900℃,卷取温度为 300 ~ 600℃。

[0121] [冷轧条件]

[0122] 另外,冷轧时的冷轧率为 20 ~ 70%,同时按照以下的热处理条件实施热处理。

[0123] [热处理条件]

[0124] 关于热处理条件,是通过在铁素体+奥氏体($\alpha + \gamma$)二相域,以二阶段的温度水平进行均热而将 Mn 适当地分配给铁素体(α)和奥氏体(γ),并且使一定量奥氏体化,以规定的冷却速度进行急冷而过冷后,以该过冷温度保持规定时间而进行奥氏体回火处理,从而能够得到期望的组织。还有,在不使期望的组织显著分解,不损害本发明的作用的范围内,也可以进行镀敷,进一步实施合金化处理。

[0125] 具体来说,将上述冷轧后的冷轧材,在 $(0.9Ac1 + 0.1Ac3) \sim (0.7Ac1 + 0.3Ac3)$ 的温度域(第一均热温度)保持 60 ~ 1800s 的时间(第一均热时间)后,再在 $(0.4Ac1 +$

0.6Ac3) ~ (0.1Ac1 + 0.9Ac3) 的温度域(第二均热温度)保持 100s 以下的时间(第二均热时间)后,以 15°C /s 以上的平均冷却速度急冷至 350 ~ 500°C 的温度域而进行过冷,以该急冷停止温度(过冷温度)保持 100 ~ 1800s 的时间而进行奥氏体回火处理后,冷却至常温。

[0126] <在(0.9Ac1 + 0.1Ac3) ~ (0.7Ac1 + 0.3Ac3) 的温度域(第一均热温度)保持 60 ~ 1800s 的时间(第一均热时间)>

[0127] 通过在二相域的低温侧的温度域长时间保持,是为了使 Mn 的分配(向 γ 侧的偏析)促进,实现高 Mn_{γ_R}/Mn_{av} 比。

[0128] <此外,在(0.4Ac1 + 0.6Ac3) ~ (0.1Ac1 + 0.9Ac3) 的温度域(第二均热温度)保持 100s 以下的时间(第二均热时间)>

[0129] 其后,通过在二相域的高温侧的温度域短时间保持,在上述二相域的低温侧的温度域被分配的 Mn 的分配(向 γ 侧的偏析)被消除前促进奥氏体化,使铁素体和奥氏体的分率适当化,由此能够确保高 Mn_{γ_R}/Mn_{av} 比,和在冷却时从奥氏体逆相变而生成的贝氏体·铁素体的分率。

[0130] <以 15°C /s 以上的平均冷却速度,急冷至 350 ~ 500°C 的温度域而进行过冷,以该急冷停止温度(过冷温度)保持 100 ~ 1800s 的时间>

[0131] 这是为了通过奥氏体回火处理得到期望的组织。

[0132] 实施例

[0133] 为了确认本发明的效果,对于使成分组成和热处理条件变化时的高强度钢板的室温和温态下的机械的特性的影响进行调查。真空熔炼由下述表 1 所示的各成分组成构成的供试钢,成为板厚 30mm 的板坯后,将该板坯加热到 1200°C,以轧制结束温度(FDT) 900°C、卷取温度 650°C 热轧至板厚 2.4mm,其后,以冷轧率 50% 进行冷轧而成为板厚 1.2mm 的冷轧材,实施下述表 2 所示的热处理。具体来说,将上述冷轧材加热至第一均热温度 T1°C,以该温度保持第一均热时间 t1 秒后,再加热至第二均热温度 T2°C,以该温度保持第二均热时间 t2 秒,其后以 CR1°C /s 的冷却速度冷却至冷却停止温度(过冷温度)T3,以该温度保持 t3 秒后,进行空冷,或以冷却停止温度(过冷温度) T3°C 保持 t3 秒后,再以保持温度 T4°C 保持 t4 秒保持后,进行空冷。

[0134] 对于如此得到的钢板,根据上述[用于实施发明的方式]一项中所说明的测量方法,测量各相的面积率、 γ_R 中的 C 浓度(C_{γ_R})、全部组织中的平均 Mn 浓度和 γ_R 中的 Mn 浓度。

[0135] 另外,关于上述钢板,为了评价室温和温态下的机械的特性,按照下述要领,分别测量室温和温态下抗拉强度(TS)、均匀延伸率(uEL)和总延伸率(EL)。

[0136] TS 通过拉伸试验,使用 JIS5 号试验片测量。还有,拉伸试验在应变速度为 1mm/s 进行。

[0137] 这些结果显示在表 3 中。

[0138] [表 1]

[0139]

钢种 记号	成分 (质量%)									相变温度 (°C)	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	其他	Ac1	Ac3	
A	0.18	1.50	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	—	745	850	
B	0.18	1.50	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010	745	850	
C	0.18	1.50	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Mg:0.010	745	850	
Da	0.01a	1.50	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010	745	916	
Fa	0.18	0.25a	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010	709	794	
Ia	0.18	4.00a	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010	815	962	
Ja	0.18	1.50	0.30a	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010	756	886	
Ma	0.18	1.50	4.00a	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010	724	790	
N	0.18	1.50	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Cr:0.15, Ca:0.010	745	848	
O	0.18	1.50	2.50	0.010	0.001	0.030	0.0040	Mo:0.20, Ca:0.010	749	858	
P	0.18	1.50	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Co:0.50, Ca:0.010	745	840	
Q	0.18	1.50	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ni:0.40, Ca:0.010	745	844	
R	0.18	1.50	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	B:0.0010, Ca:0.010	745	855	
S	0.18	2.50	2.50	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010, Ti:0.013	766	871	
U	0.22	1.50	2.50	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010	736	841	
V	0.12	2.00	2.50	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010	754	873	

(下标a表示本发明范围外)

[0140] [表 2]

[0141]

热处理 No.	钢种 记号	0.9Ac1 +0.1Ac3				0.7Ac1 +0.3Ac3				0.4Ac1 +0.6Ac3				0.1Ac1 +0.9Ac3				加热条件				冷却条件		保持条件			
		T1		t1		T2		t2		T3		t3		T4		t4		T5		t5		T6		t6			
		(°C)	(s)	(°C)	(s)	(°C)	(s)	(°C)	(s)	(°C)	(s)	(°C)	(s)	(°C)	(s)	(°C)	(s)	(°C)	(s)	(°C)	(s)	(°C)	(s)	(°C)	(s)		
1	A	756	777	808	839	760	800	820	20	40	400	60	520	20													
2	B	756	777	808	839	760	800	820	20	40	400	60	520	20													
3	C	756	777	808	839	760	800	820	20	40	400	60	520	20													
4	Da	762	796	848	899	780	800	860	20	40	400	60	520	20													
5	Fa	717	734	760	788	720	800	780	20	40	400	60	520	20													
6	Ia	832	861	904	947	840	800	820	20	40	400	60	520	20													
7	Ja	771	796	835	873	780	800	860	20	40	400	60	520	20													
8	Ma	730	744	763	783	740	800	780	20	40	400	60	520	20													
9	N	756	776	807	838	760	800	820	20	40	400	60	520	20													
10	O	759	781	813	845	760	800	820	20	40	400	60	520	20													
11	P	755	774	802	830	760	800	820	20	40	400	60	520	20													
12	Q	755	775	804	834	760	800	820	20	40	400	60	520	20													
13	R	756	778	811	844	760	800	820	20	40	400	60	520	20													
14	S	776	797	829	860	780	800	840	20	40	400	60	520	20													
15	U	747	767	799	830	760	800	820	20	40	400	60	520	20													
16	V	766	790	825	861	780	800	840	20	40	400	60	520	20													
17b	B	756	777	808	839	820b	800	-b	-b	40	400	60	520	20													
18b	B	756	777	808	839	760	800	-b	-b	40	400	60	520	20													
19b	B	756	777	808	839	760	800	820	20	5b	400	60	520	20													
20	B	756	777	808	839	760	800	820	20	40	450	60	520	20													
21	B	756	777	808	839	760	800	820	20	40	350	60	520	20													
22b	B	756	777	808	839	760	800	820	20	40	200b	60	600	20													
23	B	756	777	808	839	760	800	820	20	40	400	60	-	-													
24	B	756	777	808	839	760	800	820	20	40	400	300	-	-													
25	B	756	777	808	839	760	800	820	20	40	400	60	520	20													

(下标a表示本发明范围外, 下标b为推荐范围外)

[0142] [表 3]

钢种 No.	钢种名称	热处理 No.	组织							机械特性										判定
			面积率 (%)							C _{YS} (质量%)	伸长率 (%)	室温特性			温态特性					
			B	F	M ₁	F ₂	其他	TS (MPa)	uEL (%)			EL (%)	TS (MPa)	uEL (%)	EL (%)					
1	A	1	69.3	21.3	19.2	12.1	0.0	0.87	1.30	1004	18.6	20.9	300	1059	22.0	32.1	○			
2	B	2	69.6	20.9	20.3	12.8	0.0	0.86	1.29	1019	18.7	20.0	300	1059	22.3	32.6	○			
3	C	3	69.7	21.5	19.7	12.3	0.0	0.88	1.29	1004	18.6	20.6	300	1059	22.1	32.3	○			
4	D	4	28.4a	67.0a	7.9a	0.0a	0.0	0.93a	1.12a	284a	20.1	28.6	300	577	21.4	29.2	×			
5	E	5	47.0a	12.2	0.0a	0.0a	0.0	0.93a	1.30	267a	8.6	20.1	300	859	8.4	19.8	×			
6	F	6	21.1a	20.4	28.0a	3.7	0.0	0.86	1.33	1364	5.1a	8.3	300	1310	8.2a	11.2	×			
7	G	7	20.0a	61.0a	14.4	11.8	0.0	0.93a	1.30	266a	20.2	29.8	300	859	26.8	26.0	×			
8	H	8	21.0a	40.7	18.1a	4.2	0.0	0.81	1.22	1386	6.6a	8.1	300	1332	8.1a	10.2	×			
9	I	9	60.3	19.3	20.2	15.8	0.0	0.87	1.28	1057	18.5	20.3	300	1085	21.3	31.9	○			
10	J	10	60.3	25.4	14.3	11.7	0.0	0.87	1.29	1051	18.8	20.4	300	1083	22.8	32.2	○			
11	K	11	58.3	15.3	20.8	11.5	0.0	0.80	1.29	1064	18.1	20.5	300	1086	22.2	32.8	○			
12	L	12	58.6	17.3	21.9	12.3	0.0	0.88	1.31	1024	18.4	20.9	300	1082	22.3	32.1	○			
13	M	13	58.3	22.3	18.1	11.6	0.0	0.88	1.34	1020	18.6	21.0	300	1080	22.2	32.5	○			
14	N	14	49.7a	21.3	28.8	18.0	0.0	0.55a	1.33	1288	12.0	15.1	300	1210	16.0a	19.2	×			
15	O	15	58.6	14.3	25.3	14.6	0.0	0.88	1.31	1012	17.3	22.6	300	1057	24.8	25.0	×			
16	P	16	58.9	23.0	18.5	8.9	0.0	0.88	1.36	1010	14.9	18.6	300	1051	20.9	20.5	○			
17	Q	17a	58.6	22.0	18.4	7.7	0.0	1.10	1.13a	1028	12.4a	16.3	300	1018	15.7a	24.1	×			
18	R	18a	19.1a	65.7a	25.2	4.8	0.0	0.71	1.54	769a	21.0	25.1	300	815	24.0	28.4	×			
19	S	19a	13.6a	61.4a	23.0	14.1	0.0	1.01	1.27	821a	24.3	26.7	300	378	21.6	28.9	×			
20	T	20	60.3	21.7	18.0	9.7	0.0	0.80	1.34	1008	17.1	22.1	300	1018	22.7	32.2	○			
21	U	21	55.2	20.1	24.7	11.3	0.0	0.82	1.29	1184	14.8	19.5	300	1057	20.2	32.2	○			
22	V	22a	26.2a	21.7	50.1a	2.8a	0.0	1.01	1.23	1518	5.0a	5.6	300	1528	7.0a	9.0	×			
23	W	23	58.4	20.5	20.7	3.5	0.0	1.11	1.37	1017	15.7	20.4	300	1061	23.4	32.9	○			
24	X	24	58.4	20.8	19.4	3.7	0.0	0.88	1.31	1005	16.3	22.0	300	1060	26.0	31.3	○			
25	Y	25	60.3	20.4	19.3	8.3	0.0	1.08	1.28	1001	15.6	20.1	300	1061	20.1	32.2	○			
26	Z	Z	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	×			
27	AA	AA	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	×			

(下标a表示本发明范围外, 下标b表示推荐范围外, B: 贝氏体, F: 铁素体, M₁: 马氏体, F₂: 残留奥氏体
 ○: 室温TS < 980MPa and 室温uEL > 13% and 温态uEL > 20% or 室温TS < 1000MPa and 室温uEL > 12% and 温态uEL > 15%
 ×: 不满足上述○的情况

[0143]

[0144] 如这些表所示, 作为本发明钢板的钢 No. 1 ~ 3, 9 ~ 13, 15, 16, 20, 21, 23 ~ 25, 均使用满足本发明的成分组成的范围钢种, 以推荐的热处理条件实施热处理, 其结果是, 本发明的组织规定的要件充足, 能够得到既可确保室温下的 980kPa 以上的强度(TS), 室温和温态下的均匀延伸率(uEL) 又优异的高强度钢板。

[0145] 相对于此, 作为比较钢的钢 No. 4 ~ 8, 均使用不满足本发明所规定的成分组成的要件的范围钢种, 因此, 虽然以推荐的热处理条件实施热处理, 但仍无法使本发明的组织规定的要件充足, 室温强度(TS)、室温和温态下的均匀延伸率(uEL) 的至少任意一个特性差。

[0146] 另外, 作为另外的比较钢的钢 No. 17 ~ 19, 22, 虽然使用了满足本发明的成分组成的范围的范围的钢种, 但是以脱离推荐的热处理条件的条件实施热处理, 其结果是, 无法使本发明的组织的要件充足, 仍然是室温强度(TS)、室温和温态下的均匀延伸率(uEL) 的至少任意一个特性差。

[0147] 另外, 钢 No. 25, 26, 27, 为了确认温加工温度的适当范围, 对于使用相同的钢种, 以相同的热处理条件实施热处理而制作的钢板, 改变加热温度而进行温态特性的测量。通过比较这些数据可知, 钢 No. 26, 27 都是以脱离推荐的温加工温度范围的温度进行加工, 因此得不到期望的温态下的均匀延伸率(uEL), 相对于此, 钢 No. 25 是以推荐的温加工温度范围内的温度进行加工, 因此能够得到期望的温态下的均匀延伸率(uEL)。

[0148] 详细并参照特定的实施方式说明了本发明, 但有脱离本发明的精神和范围而能够加以各种变更和修改, 这对从业者来说很清楚。

[0149] 本申请基于 2011 年 3 月 2 日申请的日本专利申请(专利申请 2011 - 045163), 其内容在此作为参照并援引。

[0150] 产业上的可利用性

[0151] 本发明的高强度钢材, 适合作为汽车用骨骼零部件的薄钢材。