

[19]中华人民共和国国家知识产权局

[51]Int. Cl⁶

C22C 38/06

C22C 38/44

C22C 38/50 C22C 38/58

C21D 8/02 C21D 9/48

[12] 发 明 专 利 说 明 书

[21] ZL 专利号 95190350.0

[45]授权公告日 1999 年 5 月 5 日

[11]授权公告号 CN 1043254C

[22]申请日 95.4.26 [24]颁证日 99.4.8

[21]申请号 95190350.0

[30]优先权

[32]94.4.26 [33]JP [31]88950/94

[86]国际申请 PCT/JP95/00832 95.4.26

[87]国际公布 WO95/29268 日 95.11.2

[85]进入国家阶段日期 95.12.26

[73]专利权人 新日本制铁株式会社

地址 日本东京

[72]发明人 小山一夫 白田松男 高桥学

佐久间康治 渡俊二 川崎薰

审查员 00 00

[74]专利代理机构 中国国际贸易促进委员会专利商标事
务所

代理人 全 菁

权利要求书 3 页 说明书 28 页 附图页数 2 页

[54]发明名称 适于深冲的高强度钢板及其生产方法

[57]摘要

一种适用于深冲的高强度钢板,其特征是,含 0.04—0.25%(重量)的 C 和总量为 0.3—3.0%(重量)的 Si 和 Al 的至少一种,该钢板具有多相组织,含有作为主相(具有最大体积份额的相)的铁素体,不少于 3%(体积)的奥氏体,以及贝氏体和马氏体;所说的钢满足下述要求:用整个钢中的 C 含量(重量%)除加工前奥氏体体积份额 V_g (体积%)所得到的值 V_g/C 为 40—140, V_p (平面张力拉伸变形时的奥氏体体积份额) V_s (收缩折边变形时的奥氏体体积份额)不大于 0.8,并满足下式所表达的要求

$$220 < V_g \{ 300 (2750V_g + 600) / (HfVf + HbVb + HmVm) - 1 \} < 990$$

该高强度钢板于下述的生产条件下生产:在粗轧(热轧)进口侧处的温度,在冷轧后连续退火工序中双相区内的退火条件,冷却条件,以及贝氏体的转变处理条件。

ISSN 1000-8427 4

权 利 要 求 书

1.一种适于深冲的高强度钢板,其特征在于,它含 0.04 - 0.25 % (重量)的 C, 以及 0.3 - 3.0 % (重量)的 Si 和/或 0.3 - 3.0 % (重量)的 Al, 条件是, 当 Si 和 Al 都存在时, 其总量为 0.3 - 3.0 % (重量), 并且余量由 Fe 和不可避免的杂质组成, 所说的钢板具有复合组织, 包括作为主相 (具有最大体积份额的相) 的铁素体, 不小于 3 % (体积) 的奥氏体, 以及作为不可避免相的贝氏体和马氏体;

所说的钢具有多种相, 其奥氏体体积份额 V_P (体积%) 和奥氏体体积份额 V_S (体积%) 之比 V_P/V_S 不大于 0.8, 其中 V_P 是施加平面应力应变 (应变比 = (平面中最小主变形) / (平面中最大主变) = 0) 直到产生 1.15 倍 Eu (在单轴拉伸情况下均匀伸长的应变的对数) 的当量塑性应变时残留的奥氏体体积份额, V_S 是施加收缩折边变形 (变形比 = -4 - -1) 直到产生 1.15Eu 的当量塑性应变时残留的奥氏体体积份额, 并且

所说的钢具有满足下式所示要求的多种相:

$$200 < V_g \{ 300(2750C_g + 600) / (H_f V_f + H_b V_b + H_m V_m) - 1 \} < 900$$

其中 V_g 代表加工前的奥氏体体积份额(体积%); C_g 代表奥氏体中的 C 含量(重量%); V_f 代表加工前的铁素体体积份数; H_f 代表铁素体的显微维氏硬度; V_b 代表加工前的贝氏体体积份额(体积%); H_b 代表贝氏体的硬度; V_m 代表加工前马氏体的体积份额(体积%); 而 H_m 代表马氏体的硬度。

2. 权利要求 1 的高强度钢板, 其中在所说的复合组织内, 用整个钢中所含的 C 含量(重量%)除加工前奥氏体体积份额 V_g (体积%)所获得的值 V_g/C 为 40—140。

3. 权利要求 1 或 2 的高强度钢板, 它还含有总量为 0.5—3.5%(重量)的至少一种选自 Mn, Ni, Cu, Cr 和 Mo 的元素。

4. 权利要求 1 或 2 的高强度钢板, 它还含有总量不大于 0.20%(重量)的至少一种选自 Nb, Ti, V 和 P 的元素。

5. 权利要求 1 或 2 的高强度钢板, 它还含有总量为 0.5—3.5%(重量)的至少一种选自 Mn, Ni, Cr 和 Mo 的元素, 以及总量为 0.20%(重量)的至少一种选自 Nb, Ti, V 和 P 的元素。

6. 一种适于深冲的高强度钢板的生产方法, 其特征不在于, 它包括以下步骤:

将钢水铸成板坯, 该钢水含有 0.04—0.25%(重量)的 C 和 0.3—3.0%(重量)的 Si 和/或 0.3—3.0%(重量)的 Al, 条件是, 当 Si 和 Al 都存在时, 其总量为 0.3—3.0%(重量), 并且余量由 Fe 和不可避免的杂质组成;

或是将板坯冷却后再热到 1100°C 以上, 或是不经冷却保证在粗轧入口侧的温度在 1100°C 以上, 以进行热轧;

在 350—750°C 的温度范围内卷取所得到的热轧带钢;

以 35—85% 的压缩比冷轧该热轧带钢; 并且

将此冷轧过的带钢输送进连续退火炉, 在其中在 A_{c1} — A_{c2} 的温度范围内加热冷轧带钢 30 秒—5 分钟, 以 1—200°C/秒的冷却速率冷却到 550—720°C, 再以 10—200°C/秒的冷却速率冷却到 250—500°C, 于 300—500°C 的温度范围内保持 15 秒—15 分钟, 然后冷却到室温。

7. 权利要求 6 的生产高强度钢板的方法, 其中在退火炉内于 $Ac_1 - Ac_3$ 的温度范围中加热冷轧带钢 30 秒—5 分钟, 然后以 $1 - 10^\circ\text{C}/\text{秒}$ 的冷却速率将其冷却到 $550 - 720^\circ\text{C}$ 。

8. 权利要求 6 的生产高强度钢板的方法, 其中在退火炉中的冷轧带钢以 $10 - 200^\circ\text{C}/\text{秒}$ 的冷却速率被冷却到 $250 - \text{低于 } 500^\circ\text{C}$ 之后, 在 $300 - 500^\circ\text{C}$ 的温度范围内和在高于冷却终止温度的以上的温度下将其保持 15 秒—15 分钟。

9. 权利要求 6 的生产高强度钢板的方法, 其中所说的钢还含有总量为 $0.5 - 3.5\%$ (重量) 的至少一种选自 Mn, Ni, Cu, Cr 和 Mo 的元素。

10. 权利要求 6 的生产高强度钢板的方法, 其中所说的钢还含有总量为 0.2% (重量) 的至少一种选自 Nb, Ti, V 和 P 的元素。

11. 权利要求 6 的生产高强度钢板的方法, 其中所说的钢还含有总量为 $0.5 - 3.5\%$ (重量) 的至少一种选自 Mn, Ni, Cr 和 Mo 的元素和总量为 0.20% (重量) 的至少一种选自 Nb, Ti, V 和 P 的元素。

说明书

适于深冲的高强度钢板 及其生产方法

本发明涉及一种高强度冷轧钢板，它含有多种相并具有例如不小于 440MPa 的抗拉强度。还涉及生产该钢板的方法。由于这种钢板在各类压力成形构成的基本成形方式中，适合于深冲成形和压成槽形，所以具有复杂形状的部件能够经压力成形容易地被形成。

近年来，除汽车的舒适和安全性之外还对于减小汽车车身重量存在着普遍增长的需求，这就需提高汽车构件所用薄钢板的强度。此外在汽车车身部件的生产中，通过减少成形工序的数目和采用整体压制而实现的简化而连续的操作被认为是技术上的需要。在对用于这种成形的属于钢产品的薄钢板特别加以考虑的时候，选择这种钢产品的标准就是：该钢产品应具有良好的成形性。对薄钢板还要求抗拉性、深冲性、拉伸—折边能力和可弯性。在这方面，为了能仅用少量的工序或用整体压制制成复杂形状的部件，例如汽车的内壳，良好的深冲性和抗拉性则是必需的。

决定抗拉性的材料性能是延伸率和冷加工硬化系数(n 值)。近年来，作为一种上述性能方面优良的钢板，已推出了包含有铁素体、贝氏体和奥氏体的混合显微组织的高强度多相钢板。这种钢板利用了“相变诱导塑性”，这是一种现象：在室温下残留的奥氏体在成形

时转变成马氏体，从而导致高的延展性。日本特许公开 No. 61 - 157625 指出了作为生产高强度钢板的工艺的一种薄钢板如汽车钢板的生产方法，该钢板是廉价的并且是成批生产的。在这项现有技术中，添加 Si 以抑制碳化物的析出，并在低温下使铁素体转化（贝氏体转化）以继续在未转化的奥氏体中有效地富集 C，从而使奥氏体稳定。此外，有报导说为对该种钢提供高的延展性，所残留的奥氏体的体积份额和稳定性是重要的（TETU TO HAGANE, 78(1992)P. 1480）。但未对深冲性加以叙述。

另一方面，通常宁可使用单轴拉伸试验确定的兰克福德值（ γ 值）而不用延伸率和 n 值来作为判定深冲性的材料性能。一般情况下，材料的深冲性是通过深冲成一个筒形杯来进行试验的。使用在最小力和最大力之间的处于可成形范围内的作用在坯料座上的力对深冲性作出估价，该最小力是指能防止边缘部份产生皱折的力，该最大力是指能避免在冲孔的肩部发生开裂的力。具有优良深冲性的材料，在冲孔的肩部具有高的防裂强度，而在边缘部份则具有低的收缩折边变形抗力。按照塑性理论，高 γ 值材料的特征是，在冲孔的肩部，环绕着平滑的变形区，在变形状态下具有高的抗裂强度，并且在边缘部份，在收缩折边变形下，具有低的变形抗力。 γ 值取决于板材的组织，所以在常规的可深冲钢板的研究中，注意力主要集中到组织的调整。但是近年来，已经报导了利用应变诱发 残留奥氏体相变的钢具有优良的深冲性（SOSEI TO KAKO, 35 - 404(1994)p. 1109）。这表明对这种类型钢的深冲性而言，取决于应变类型的残留奥氏体的稳定性的变化是很重要的。

对于具有抗拉强度超过 440MPa 的高强度钢板而言,要以可与

现有技术相比较的生产成本达到强度和组织调整的综合是困难的,因而在该领域中还没有开发出这样具有令人满意的深冲性的钢板。因此要将抗拉强度不小于 440MPa 的高强度钢板主要经过深冲用于而生产部件,例如汽车内壁板部件,是很困难的。另外,在作为现有技术的上述日本特许公开 No. 61—157625 中,所生产的高强度钢板具有高的延展性和 n 值。因而在各种类型的成形性中,抗拉性特别优良。但对深冲性则完全没有研究,并且对于将其用于要求冲压性的具有复杂形状的部件,例如汽车的内壁板,则该高强度钢板是不能令人满意的。此外,在这种钢板中,当将这种钢板用于包括冲压在内的压力成形时,某些类型的压力成形会引起用压力成形而制成的制品的时效开裂,即所谓的“晶间开裂”或“纵向开裂”,从而造成问题。

此外在深冲高强度钢板当中,为了成形所需的载荷增加,这也会引起问题,例如压力机械加载能力不足,以及在高的面压力下因滑动而引起擦伤。为此原因,在该技术领域,一直期望尽管强度高而仍能在低负荷下成形为制品的材料。

在上述“TETSU TO HAGANE, 78(1992)P. 1480”中完全没有研究深冲性。“SOSET TO KAKO, 35—404(1994) P1190”则报导了具有约 600MPa 级的抗拉强度的钢,其残留奥氏体的稳定性对深冲性的影响。但它没有说清楚其体积份额和各相的硬度对深冲性的影响。另外若干技术问题,如晶间开裂、压力机的加载能力和擦伤均留下未予解决。

本发明的完成正是针对消除上述问题,本发明的目的是,提供一种不同于一般高强度钢板的适于深冲的钢板。它能够在低的成形负

荷下进行深冲,同时避免了发生擦伤和晶间开裂。

本文中所使用的术语“钢板”指的是这样一种钢板,即为了改善其转化的处理性,耐腐蚀性和压力成形性,它已经受过各种处理,例如镀作为主要成份的 Ni , Zn , 或者 Cr , 形成有机化合物或无机化合物的薄膜,或涂复润滑剂。

具有优良深冲性的材料是这样的材料:冲孔的肩部具有高的防开裂强度,并且边缘部份具有低的收缩折边变形抗力。由变形方式决定而呈现不同变形抗力的材料包括具有高 γ 值的材料,例如 TF (自由晶隙)钢和铝镇静钢。在加工这些材料时,组织的调整使这些材料能够在变形产生之前就已产生在面拉伸应变时显示高屈服强度,及在收缩折边变形时显示低屈服强度的塑性变形的表面。因而,它们具有优良的深冲性。由于这些性能在变形前几乎总是由组织所确定的,所以根据单独通过轴向拉伸变形来确定的 γ 值进行评价时不会发生问题。然而对于拉伸强度超过 $440MPa$ 的高强度钢板,要通过以有限的加工工序和成本调整组织,以提供高的 γ 值则是很困难的。在高强度钢板的情况下应以调整组织改善 γ 值之外的手段来改善深冲性。

本发明人拥有含各种化学组分的冷轧钢产品并对该冷轧钢板进行了热处理,以便制备出含以铁素体为主相及在室温下含奥氏体的钢板,对它们进行了各个相的性能对该钢产品变形过程的影响的检测。结果发现,调整各相的形态和性能能够提供具有这样水平的深冲性的钢板,即其深冲性是常规的具有 $440MPa$ 以上拉伸强度的高强度钢板不可能达到的。

更具体地说,本发明人已经发现了一种具有多种相的高强度钢

板,可有效地作为具有上述期望性能的钢板,它含有通过下述适宜加工可转化为马氏体的奥氏体。并且在奥氏体的体积份额和变形产生的马氏体和基体(铁素体、贝氏体,以及由加工前便存在的马氏体)的变形抗力之间具有预定关系的。

经过变形引起奥氏体的马氏体转变而造成冷加工硬化,结果导致高强度钢塑性的显著改善,这一由于转变引起塑性的现象是公知。变形引起转变受到加工时的变形量(使用相应的塑性变形作为度量)和变形方式(在均衡加载的情况下可使用拉伸变形率作为度量)的影响。在奥氏体比较稳定,并且在压缩折边变形中引起的转变稍少于在平面张力拉伸变形中引起的转变的这样的材料中,边缘部份的转变比冲孔肩部的转变慢。结果认为在上述材料中,因冷加工硬化造成的防开裂强度的增加,在冲孔肩部是大的,而由冷加工硬化造成的变形抗力的增加在边缘部份是小的,这就导致了优良的深冲加工性。当转变引起的硬化较大时,这种作用更加显著。因而起始的奥氏体体积份额愈高,并且加工造成的马氏体和基体之间变形抗力差别愈大,则结果愈好。

当边缘部份的变形抗力小时,成形所需的负荷可小,而且同时为了抑制皱折的发生所需的坯料座的负荷可减小。这也就抑制了滑动引起的故障如擦伤,而且同时通过减小摩擦力能降低成形负荷。本发明提供了具有上述适于深冲性能的材料。

特别是本发明的高强度钢板含有下列化学组份和显微组织。

本发明钢板的特征是,含有 0.04—0.25%(重量)的 C 和总量为 0.3—3.0%(重量)的 Si 和 Al 的至少一种,而且如果需要,还含 Mn, Ni, Cu, Cr, Mo, Nb, Ti, V 和 P,余量为铁和不可避免的杂质,

另外它具有多重相,这包括作为主相的铁素体(即具有最高体积份额的相),不小于3%(体积)的奥氏体,以及贝氏体和马氏体;所说的钢具有多重相,并且在平面应力应变后的奥氏体体积份额 $V_P\%$ (体积)对于收缩折边变形后的奥氏体份额 $V_S\%$ (体积)的比例 V_P/V_S 不大于0.8, (V_P 是残留的奥氏体体积份数,它是在施加平面应力应变(变形比=(平面中最小的主变形)/(平面中最大的主变形)=0)直到赋予相应的1.15倍Eu的塑性变形(在单轴向延伸情况下均匀延伸的对数变形)时所残留的)(V_S 也是残留的奥氏体体积份额,它是在施加收缩折边变形(变形比=-4~-1)直到赋予相当的1.15倍Eu的塑性变形时所残留的),同时所说的多相钢满足下式的要求:

$$220 < V_g \{ 300(2750C_g + 600) / H_f V_f + H_b V_b + H_m V_m \} - 1 \} < 990$$

其中 V_g 代表加工前的奥氏体体积份额,%(体积), C_g 代表奥氏体中的C含量,%(重量), V_f 代表加工前的铁素体体积份额,%(体积), H_f 代表铁素体的显微维氏硬度, V_b 代表加工前的贝氏体体积份额,%(体积), H_b 代表贝氏体的硬度, V_m 代表加工前马氏体的体积份额,%(体积),而 H_m 代表马氏体的硬度。本发明的另一特征是,在所说的多种相中,用整个钢中的加工前奥氏体体积份额 V_g ,%(体积)除以C含量,%(重量)所得到的值 V_g/C 在40—140的范围内。

本发明还提供了生产上述高强度钢板的方法,该方法包括:将含有上述组份的钢水铸成板坯,或是冷却后再将该板坯加热到1100℃以上,或是不经冷却而在粗轧入口侧保持1100℃以上的温度,以进

行热轧；在 350—750℃ 的温度下卷取所得的热轧带钢；将该热轧带钢送入连续退火炉，在其中用 30 秒—5 分钟时间将带钢加热到 $Ac1 - Ac3$ 的温度范围，以 1—200℃/秒的冷却速率将其冷却到 550—720℃，再以 10—200℃/秒的冷却速率将其冷却到 250—500℃，在 300—500℃ 的温度范围内保持 15 秒—15 分钟，然后冷却到室温。

由于在拉伸变形中通过下述的适宜程度的变形产生变形引起的塑性有颈缩问题，本发明的高强度钢板显示出了所谓的转变引起塑性，以及高度的拉伸性。因而本发明的高强度的钢板，在通常的包括深冲与凸胀结合的压力成形过程中呈现出十分良好的成形性。

图 1 是在生产本发明钢的过程中，冷轧后退火时加热周期的原理图。

图 2 是表示公式 $V_g \{ 300 (2750C_g + 600) / H_f V_f + H_b V_b + H_m V_m \} - 1$ 和深冲性(T 值)之间的关系图。

图 3 是典型的显示深冲时变形状态的图。

首先叙述对本发明的钢而言各因素的重要性。

(1) 各相的体积份额

含奥氏体钢的冷加工硬化被认为包括两个因素，即能够通过位错过程加以解释的一般冷加工硬化和因变形引起马氏体转变的硬化。增加奥氏体的体积份额可以提高转变硬化的区域，并因而可改善钢板的深冲性。但是主相(具有最高体积份额的相)应是即使变形后也足够软的铁素体。由深冲性的观点和由避免深冲产生的制件晶间开裂的观点来看，这一点是重要的。当因变形引起的转变所产生的马氏体量大，而铁素体量小时，归因于转变时体积扩大的残余应力不能由软基体的塑性变形充分缓解，所以会发生晶间开裂。为此原

因,铁素体应构成主相。

由于生产方法的特性,贝氏体或马氏体的形成是不可避免的。但是所形成的贝氏体和马氏体的量愈少,则效果愈好。因为贝氏体和马氏体比铁素体硬,所以基体(除奥氏体之外的,由加工之前就存在的各相)被硬化。为此,由转变产生的硬化变得如此之小,以致于深冲性变差。此外,基体不能充份吸收因体积扩大而产生的残留应力,所以抗晶间裂纹的能力也变差。因此加工前存在的贝氏体和马氏体量愈少,结果就愈好。

虽然奥氏体体积份额对深冲性的影响也随着变形产生的马氏体和基体之间的变形抗力的差别而变化,但深冲性随奥氏体量的增加而提高。然而当奥氏体的体积份额超过 30% 时,奥氏体会变得如此不稳定,以致使深冲性劣化,或者换句话说,铁素体的体积份额相对减少就会在成形的制件中发生晶间裂纹,按照本发明的生产方法获得的奥氏体体积份额低于 30%,并尝试将该体积份额提高到大于导致显著增加生产成本的数值。因此本发明中奥氏体体积份额的上限较佳为 30%。当奥氏体的体积份额小于 3% 时,尽管在马氏体和母相之间的变形抗力差值大,但深冲性被饱和,使其不能达到好于由一般调整组织所提供的同样强度水平上具有高 γ 值(固溶强化 IF 钢)的高强度钢的效果。因此奥氏体的体积份额下限为 3%。在这方面应注意的已如上述,即深冲性也受到变形产生的转变所形成的马氏体和原相之间变形抗力差值的影响。当对加工前的奥氏体体积份额,变形产生的马氏体和基体的变形抗力加以考虑时,较佳的量使用公式 $V_g\{300(2750C_g+600)/H_fV_f+H_bV_b+H_mV_m\}-1$ 来估价深冲性。这将在后文中详述。此外在考虑到奥氏体对加工的稳定性的

重量作用时,较佳的是使 Vg/C 落入特定的范围。这也将在下文中更详细地叙述。

(2) 取决于奥氏体对加工稳定性的变形方式

如上所述,具有优良深冲性的钢板的特征是,在冲孔的肩部具有高的抗裂强度,以及低的冲压抗力。本发明通过采用由变形状态决定的冷加工硬化性能差异这一优点而达到了这一点。含奥氏体钢的冷加工硬化被认为包括两个因素,即可用位错过程解释的一般冷加工硬化,以及通过变形引起的马氏体转变而造成的硬化。前者是在一般钢中发现的冷加工硬化,并且经试验发现:性能对变形方式的依赖较小。通常由塑性理论的观点出发,在许多情况下,冷加工硬化无条件地以相同的应变和相同的塑性变形之间的关系来定义。在这种处理方法中,变形分析具有较好的准确度。另一方面,基于变形引起的马氏体转变造成的硬化较大地因变形方式而改变。如图3所示,在冲孔肩部的平面拉伸变形中会发生转变。而另一方面,在边缘部份的收缩折边变形中,转变的进程则被抑制。因此,在冲孔肩部的平面拉伸变形中冷加工硬化是大的,结果导致高的强度。再一方面,在边缘部份的收缩折边变形中,冷加工硬化是如此之小,以致于冲压抗力低。

本发明的钢利用以变形产生马氏体转变为基础的硬化,并具有在平面 应力应变 和收缩折边变形中的上述性能,从而有很好的深冲性。

特别是,在本发明的钢中,平面 应力应变 后的奥氏体的体积份额 V_P (体积%),与收缩折边变形后的奥氏体的体积份额 V_S (体积%)之比,即 V_P/V_S 不大于 0.8,从而把冲孔肩部处的变形(平面

张力拉伸)与边缘部份加工方式(收缩折边变形)中的冷加工硬化区别开来,因而保证了变形抗力差值高得足以能够充份进行深冲。

在这方面,平面 应力应变 后的奥氏体体积份额 V_P ,是对钢板施加平面 应力应变 (变形比= $(\text{平面中最小的主变形})/(\text{平面中最大的主变形})=0$),直到赋予 $1.15Eu$ 的当量塑性变形(在单轴向拉伸情况下均匀延伸的对数变形)时残留的奥氏体体积份额,而收缩折边变形后的奥氏体体积份额 V_S 是在对钢板施加收缩折边变形(变形比= $-4 \sim -1$)直到赋予 $1.15Eu$ 的相应的塑性变形时残留的奥氏体体积份额。

上述变形比是平面变形中最大主变形 ϵ_2 对最小主变形 ϵ_1 之比,即 ϵ_2/ϵ_1 。在平面 应力应变 中的该变形比成为 0。在收缩折边变形中的变形比按照成形条件和所成形制件的形状而变化。但通常它是在 -4 至小于 -1 的范围内,因而就规定在此范围内。如上所述,作为估价奥氏体体积份额的变形,采用为 1.15 倍对数 Eu 的相应塑性变形。按照塑性不稳定性理论,在平面 应力应变 中的塑性不稳定性点是当量塑性变形的 $2n/3^{1/2}$ 。由于在单轴向拉伸中 n 与均匀延伸相符合,所以 $2Eu/3^{1/2}$,即 $1.15Eu$ 在平面张力拉伸中适于提供最大负荷(抗裂强度)。另一方面,在边缘部份提供最大负荷的变形不能无条件地加以确定,这是因为它强烈地受成形条件和所成形制件形状的影响。但对许多深冲类型而言,在最大负荷附近处在承受最大收缩折边变形部位处的当量塑性变形可被认为是超过 $1.15Eu$ 。至少在当量塑性变形为 $1.15Eu$ 并且没有足够的转变过程的差异时,奥氏体是如此的不稳定,以致于轻微的变形就带来大致几乎完全的变形,或者相反,奥氏体是如此稳定,以致于尽管施加任何程度的变

形,也极少或没有变形发生。因而,尽管变形超过使深冲造成问题的数值,也不发生转变过程的足够差异。因此在当量塑性变形为 1.15Eu 时,转变过程是可比较的。

在这种情况下,在 1.15Eu 的当量塑性变形中,足够的转变过程的差异指的是 V_P/V_S 不大于 0.8。本发明人已经发现,当此值接近 1 时,奥氏体是如此的不稳定,以致于稍微变形就带来大致几乎完全的变形,或者相反,奥氏体是如此的稳定,以致于尽管施加任何程度的变形也极少或没有变形发生。本发明人进而做了扩大而且深入的研究,结果发现,当 V_P/V_S 超过 0.8 时,在冲孔肩部变形方式的冷加工硬化变得等于边缘部份变形方式的冷加工硬化,结果使其难于保证使变形抗力差值大得足够提供令人满意的深冲性。甚至在落入本发明范围的钢种的情况下,如果 V_P/V_S 超过 0.8,则奥氏体会变得如此不稳定,以致于在收缩折边变形部分也发生几乎完全的转变。此时,即使所需的深冲性能被保证,但在许多情况下发生晶间裂纹。因此 V_P/V_S 的上限为 0.8。

(3)基体和马氏体的变形抗力

本发明人进行了广泛而深入的研究,结果发现,上述作用受到基体与变形产生的马氏体的变形抗力比的影响。特别是发现了在本发明的钢中,通过转变而产生的硬化愈是大于位错过程产生的硬化,则对变形方式的依赖性愈大,并因而对深冲性的作用愈大。此外,由类似观点出发对晶间裂纹的检测已揭示出:当与变形产生的马氏体相比较时,较软的基体提供较好的深冲后抗晶间开裂的能力。

为了提高由转变引起的硬化的比例,除上述变形抗力外,可转变的奥氏体量也是重要的。本发明人已经说明了为判断深冲性应考

考虑两点,即基体变形抗力和由变形产生的马氏体的变形抗力之比,以及加工前存在的奥氏体的量,本发明人并且阐明,它们应当满足下列关系:

$$220 < Vg \{ 300(2750Cg + 600) / HfVf + HbVb + HmVm \} - 1 < 990$$

此时,由加工产生变形而生成的马氏体的变形抗力假设是与奥氏体中碳的浓度成比例,并用下式表达: $(2750Cg + 600) \text{MPa}$ (参见 W. C. Leslie, in *Strengthening Mechanisms, Metals and Ceramics* (Burke, Reed, and Weiss, eds), Syracuse Univ. Press, Syracuse, New York, 1966, P46.). 此外作为基体的变形抗力则使用 $(HfVf + HbVb + HmVm) / 300 \text{ (MPa)}$. Hf 可通过测量铁素体晶粒的显微维氏硬度确定。由于颗粒小,所以要直接测量 Hb 和 Hm 通常是困难的。系数考虑化学成份和生产工艺进行预测也不容易。经本发明人广泛而深入的研究,结果发现,当将 Hb 和 Hm 分别假设为 300 和 900 时,上式与深冲性和晶间开裂相关,而不取决于化学成份和生产工艺。事实上,在本发明中铁素体构成主相。而贝氏体的马氏体则是因工艺特性造成的不可避免的相。但是贝氏体和马氏体含量愈小则该相愈好。因而这些相对基体变形抗力的影响较小。所以分别对 Hb 和 Hm 设定值 300 和 900 是足够了。由图 2 可见,由此获得的 Vg 与作为深冲性度量的 T 值具有良好的相关性。

T 值由下式表达: $T = (Pf - Pm) / Pm$, 其中 Pm 代表起始坯料座受力的最大冲压负荷,而 Pf 代表当坯料座受力增强,而后强制引起冲孔肩部开裂时的开裂负荷。

在此情况下, $Vg \{ 300(2750Cg + 600) / HfVf + HbVb + HmVm \}$

-1}应超过 220。如上所述, V_g 应至少为 3%。这是基体与马氏体的变形抗力比例足够高的前提。特别是即使在 V_g 值为 3% 的情况下, 如果变形抗力比 $300(2750C_g+600)/(H_fV_f+H_bV_b+H_mV_m)$ 小, 并且 $V_g\{300(2750C_g+600)/(H_fV_f+H_bV_b+H_mV_m)-1\}$ 低于 220, 则也不可能提供足以改善深冲性的转变硬化和对于抗晶间裂纹而言足够软的基体。因此 $V_g\{300(2750C_g+600)/(H_fV_f+H_bV_b+H_mV_m)-1\}$ 的下限为 220。

另一方面, 当 V_g 恒定时, $300(2750C_g+600)/(H_fV_f+H_bV_b+H_mV_m)$ 愈大, 则深冲性愈好。但是由于马氏体的变形抗力是由转变前的奥氏体中碳的浓度 C_g 、(重量%) 所确定的, 所以实际上存在着上限。在奥氏体中以大于需要量富集 C 使基体软化, 这就导致生产成本的提高, 因而由本发明钢的化学成份和生产工艺角度出发是不现实的。本发明中获得的 V_g 小于 30%, 并且在 V_g 和 C_g 二者的增加上有限制。由于上述原因, 将 $V_g\{300(2750C_g+600)/(H_fV_f+H_bV_b+H_mV_m)-1\}$ 提高到不必要的高度是不实际的, 因而 $V_g\{300(2750C_g+600)/(H_fV_f+H_bV_b+H_mV_m)-1\}$ 的上限为 990。

(4) V_g/C

在加工前的钢板中奥氏体体积份额 V_g (体积%), 和在奥氏体中富集的 C, 对于进一步改善本发明钢的成形性如深冲性和拉伸性是重要的。一般而言, 最终获得的奥氏体量随着钢板平均 C 含量的增加而增加。在此情况下, 奥氏体以大于需要的量存在会降低奥氏体的 C 含量, 从而导致奥氏体的稳定性变差。在将奥氏体量 V_g 用 C (重量%) 除得到的值 V_g/C 超过 120 时, 奥氏体的稳定性变差。这就使该钢板的拉伸性劣化并进而增加了 V_p/V_s , 从而也导致深冲性变

差。因此 V_g/C 的上限为 120。根据本发明人所进行试验,奥氏体中的 C 含量不能不加限定的增加。在可能的富集范围内,奥氏体的 C 含量愈高,则钢板的深冲性愈好。但是当 V_g 值降低到给出的小于 40 的 V_g/C 值时,会形成马氏体、渗碳体等,使母相变硬,结果导致 $V_g\{300(2750C_g+600)/(H_fV_f+H_bV_b+H_mV_m)-1\}$ 值降低。这又导致钢板的深冲性,抗应力腐蚀裂纹晶间裂纹性和拉伸性显著变差。因此 V_g/C 的下限是 40。

(5) 化学成份

C 含量:

C 在本发明中对于不使用任何贵重的合金化元素而使奥氏体稳定,并在室温下保留奥氏体是最重要的元素之一。奥氏体的稳定化可通过增加奥氏体中 C 含量而达到,而这一点则采用热处理使奥氏体向铁素体的转变而达到。 C 影响奥氏体的体积份额,并且奥氏体中 C 的富集还提高奥氏体的稳定性并增加变形产生的马氏体的变形抗力。当平均 C 含量小于 0.04% (重量) 时,最终获得的奥氏体的体积份额至多为 2—3%,导致降低的奥氏体稳定性或相当小的变形产生的马氏体的变形抗力。也就是说, V_g/C 小于 40 或 V_F/V_S 超过 0.8 或 $V_g\{300(2750C_g+600)/(H_fV_f+H_bV_b+H_mV_m)-1\}$ 不大于 220,从而既不能期望满意的深冲性和晶间开裂,也不能期望满意的拉伸性和延展性。因此所加的 C 量的下限为 0.04% (重量)。最大的残留奥氏体体积份额随着平均 C 含量的提高而增加。虽然这使奥氏体稳定化,但使焊接性变差。特别是在 $C > 0.23\%$ (重量) 时,焊接性的劣化是显著的。因此加入的 C 量上限为 0.23% (重量)。

Si 和 Al 含量

Si 和 Al 都是稳定铁素体的元素,并可用于生产本发明含有打算作为主相的铁素体的钢板。此外, Si 和 Al 都抑制碳化物如渗碳体的形成;因而防止了 C 的耗废。但是当这些元素量在单元素加入按一种元素量计或在双元素加入按总量计不大于 0.3%(重量)时,会形成碳化物和马氏体,它造成基体的硬化,并同时减少奥氏体量,或在发生成形的早期阶段几乎完全转化。也就是说,奥氏体的体积份额小于 3% 或 V_g/C 小于 40 或 V_F/V_S 超过 0.8 或 $V_g\{300(2750C_g + 600)/(H_fV_f + H_bV_b + H_mV_m) - 1\}$ 不大于 220,从而既不能期望满意的深冲性,也不能期望满意的延展性和拉伸性。因此, Si 和 Al 的加入量在单元素加入按一种元素量计或在双元素加入时按总量计的下限为 0.3%(重量)。

当加入的 Si 和 Al 的量在单元素加入按一种元素量计或在双元素加入时按总量计超过 3.0%(重量)时,基体的变形抗力变得如此之高,以致于改善深冲性的效果不令人满意,韧性显著降低,钢产品成本增加,并且转化处理性劣化(在 Si 情况下)。因此上述量的上限为 3.0%(重量)。

Mn, Ni, Cu, Cr 和 Mo 含量:

和 Si 和 Al 一样,这些元素用于延迟碳化物的形成,并因而是用于保留奥氏体的附加元素。此外,这些合金元素提高奥氏体的稳定性,并因而对于减小收缩折边变形抗力是有用的。也就是说,在由焊接性角度出发对 C 含量有所限定时,使用这些元素是有效的。但当这些元素的总量小于 0.5%(重量)时,效果不能令人满意。也就是说在低的 C 含量情况下,奥氏体的体积份额小于 3% 或 V_g/C 小于 40 或 V_F/V_S 超过 0.8 或 $V_g\{300(2750C_g + 600)/(H_fV_f + H_bV_b +$

$HmVm)-1\}$ 不大于 220,使得既不能期望深冲性也不能期望延展性和拉伸性。因此这些附加元素的总量为 0.5%(重量)。

在另一方面,当加入的这些合金元素的总量超过 3.5%(重量)时,母相被硬化,从而导致向转化对深冲性的作用降低($Vg\{300(2750Cg+600)/(HfVf+HbVb+HmVm)-1\}$ 不大于 220),并且同时钢生产成本增高。因而添加的这些合金化元素总量的上限为 3.5%(重量)。

Nb, Ti 和 V 含量

这些元素形成碳化物,氮化物或碳氮化物,并用于强化钢产品。然而它们的加入总量超过 0.2%(重量)是不适宜的,这是因为钢产品的成本增高,基体的变形抗力提高到高于需要的程度,并且 C 被耗废。也就是说,奥氏体的体积份额小于 3%或 Vg/C 小于 40 或 Vp/Vs 超过 0.8 或 $Vg\{300(2750Cg+600)/(HfVf+HbVb+HmVm)-1\}$ 不大于 220,从而既不能期望深冲性也不能期望延展性和拉伸性。因此这些元素总量的上限为 0.2%(重量)。

P 含量:

P 是廉价的添加元素,它对于强化钢产品是有效的。但当 P 的添加量超过 0.2%(重量)时,钢产品的成本增加,并且同时铁素体的变形抗力提高到高于需要的程度。结果 $Vg\{300(2750Cg+600)/(HfVf+HbVb+HmVm)-1\}$ 变得不大于 220,从而使它不可能获得良好的深冲性,晶间裂纹显著恶化。因而 P 含量的上限为 0.2%(重量)。

(6) 生产方法

将按照上述要求调整了化学成份的钢铸成板坯,然后将其冷却

到室温。再加热到 1100℃ 以上并热轧。替代方案是板坯可不经冷却进行热轧,但要粗轧入口侧保证其温度在 1100℃ 以上。上述两种方法都能提供落入本发明范围内的显微组织和性能。在冷却后的板坯再加热当中,如果再加热温度为 1100℃ 或在其之下,并且不能保证粗轧进口侧温度在 1100℃ 以上,则夹杂如 MnS 精细地弥散,从而引起产品的基体变硬。也就是说,由于 $Vg\{300(2750Cg+600)/(HfVf+HbVb+HmVm)-1\}$ 不大于 220,所以深冲性和晶间开裂变差。因此加热温度的下限和粗轧入口侧的温度为 1100℃。另外在不经冷却进行板坯热轧的情况下,当粗轧入口侧处不能保证其温度在 1100℃ 以上时,深冲性和晶间开裂由于相同的原因而变差。因而粗轧机入口侧的温度下限为 1100℃。为避免这种情况,按照热轧工序中入口侧的板坯温度调整加热炉中的温度是可能的。

热轧后卷取带钢。当卷取温度低于 350℃ 时,热轧钢板的强度变高,从而导致冷轧负荷增高,因此降低生产率,并同时在冷轧过程中沿其宽展方向引起钢板端部的开裂。因此卷取温度的下降为 350℃。另一方面,当卷取温度超过 750℃ 时,奥氏体稳定化元素如 Mn 以大于需要的量富集在热轧钢板的珠光体中,它在冷轧后的退火工序中抑制铁素体的形成,并同时导致了材料沿板卷纵向上的质量差异的增加。因此卷取温度的上限为 750℃。

在后续的冷轧中,在冷轧的压缩比小于 35% 时,不能获得均匀的再结晶的铁素体显微组织,并且材料的质量波动和材料的各向异性变大。因此,冷轧压缩比的下限为 35%。另一方面,在冷轧压缩比大于 85% 时,冷轧工序的负荷极大地升高,结果导致总成本的增高。因而冷轧压缩比的上限为 85%。

在退火工序中,通过加热到 $Ac_1 - Ac_3$ 的铁素体+奥氏体的两相区,可形成预期的显微组织。在加热到 Ac_1 以下的情况时,完全不能得到残留奥氏体。另一方面,在加热到 Ac_3 以上时,则经冷却控制铁素体体积份额是困难的。因此上下限温度分别为 Ac_1 和 A_{c3} 。

加热到两相区后的冷却分两个阶段进行。在第一阶段中,由于实际上要达到小于 $1^\circ\text{C}/\text{秒}$ 的冷却速率或超过 $200^\circ\text{C}/\text{秒}$ 的冷却速率有困难,所以冷却速率的下限和上限分别为 $1^\circ\text{C}/\text{秒}$ 和 $200^\circ\text{C}/\text{秒}$ 。此时逐步的冷却能加速铁素体的转变,从而使奥氏体稳定。因而第一阶段的冷却速率较值为 $1^\circ\text{C}/\text{秒} - 10^\circ\text{C}/\text{秒}$ 。在这种逐步冷却中,第一阶段的冷却应终止在 $550 - 720^\circ\text{C}$ 的范围内。当冷却终止温度在 720°C 以上时,在第一阶段中不能达到逐渐冷却的效果。因而第一阶段冷却终止温度的上限为 720°C 。另外,当冷却终止温度低于 550°C 时,在逐步冷却中发生珠光体变形(使其体变硬),结果导致使奥氏体稳定所需的 C 耗废。也就是说,奥氏体的体积份额小于 3% 或 V_g/C 小于 40 或 V_p/V_s 超过 0.8 或 $V_g\{300(2750C_g + 600)/(H_fV_f + H_bV_b + H_mV_m) - 1\}$ 不大于 220 ,从而既不能期望良好的深冲性也不能期望良好的延展性和拉伸性。因此第一阶段中冷却终止温度的下限为 550°C 。

为避免珠光体的形成,后续的第二阶段的冷却应以高冷却速率进行。当该冷却速率小于 $10^\circ\text{C}/\text{秒}$ 时,在冷却时发生珠光体的形成(基体被硬化),结果导致为稳定奥氏体所需的 C 耗废。这就再次使钢板的深冲性劣化。因而,第二阶段中冷却速率的下限是 $10^\circ\text{C}/\text{秒}$ 。另外从实施的角度出发,冷却速率的上限是 $200^\circ\text{C}/\text{秒}$ 。当此冷却进行到温度小于 250°C 时,未转变的残留奥氏体转变成马氏体从而使

基体硬化,使深冲性变差。因此冷却终止温度为 250℃,另一方面,当第二阶段中冷却终止温度超过 500℃时,发生含渗碳体的贝氏体的转变,结果当在形成珠光体的情况下,导致 C 的耗废。也就是说,奥氏体的体积份额小于 3%或 V_g/C 小于 40 或 V_P/V_S 超过 0.8 或 $V_g\{300(2750C_g+600)/(H_fV_f+H_bV_b+H_mV_m)-1\}$ 不大于 220,从而使得深冲性和抗晶间开裂性变差。因此第二阶段中冷却终止温度的上限为 500℃。

在冷却到上述温度之后,通过贝氏体转变促进奥氏体中 C 的富集。当贝氏体转变温度与冷却终止温度相同时,或者当它在上述冷却终止温度之上时,就其在 300—500℃的范围内而论最终的钢板性能不变,此时当在代于 300℃温度下进行贝氏体转变处理时,硬的贝氏体接近马氏体,或者马氏体本身被形成。它增高基体的变形抗力到高于需要的程度,并同时在贝氏体中引起碳化物如渗碳体的析出,结果导致 C 的耗废。也就是说奥氏体的体积份额小于 3%或 V_g/C 小于 40 或 V_P/V_S 超过 0.8 或 $V_g\{300(2750C_g+600)/(H_fV_f+H_bV_b+H_mV_m)-1\}$ 不大于 220,使得深冲性和抗晶间开裂性变差。因此贝氏体转变处理温度的下限为 300℃。另外,当贝氏体转变处理温度超过 500℃时,如上所述,发生包括渗碳体在内的贝氏体转变,导致在珠光体的形成时 C 的耗废。也就是说, V_g/C 小于 40 或 V_P/V_S 超过 0.8 或 $V_g\{300(2750C_g+600)/(H_fV_f+H_bV_b+H_mV_m)-1\}$ 不大于 220。因此贝氏体转变处理温度的上限是 500℃。在此温度范围内于一个恒定温度下或通过在此温度范围内逐步冷却进行保持。当保持时间小于 15 秒时, C 在奥氏体中的富集不令人满意,从而导致马氏体的增多,这也增加了基体的变形抗力。也就是说,奥氏体的

体积份额小于 3% 或 V_g/C 小于 40 或 V_p/V_s 超过 0.8 或 $V_g\{300(2750C_g+600)/(H_fV_f+H_bV_b+H_mV_m)-1\}$ 不大于 220, 从而使深冲性和抗晶间开裂性变差。因此保持时间的下限量 15 秒。另一方面, 当保持时间超过 15 分钟时, 随着 C 被富集发生由奥氏体析出碳化物如渗碳体。这减少了残存的奥氏体量并提高基体的硬度。因此深冲和抗晶间开裂性劣化。因而保持时间的上限为 15 分钟。

在以上各工序中, 冷轧后的退火加热周期示于图 1。在该图中, $T_s^\circ\text{C}$: 在双相区 ($A_{c1}-A_{c3}$) 内保持的温度, t_s 秒: 在双相区的保持时间 (30 秒—5 分钟), $CR_1^\circ\text{C/秒}$: 第一阶段中冷却速率 ($1-200^\circ\text{C/秒}$), $T_q^\circ\text{C}$: 第一阶段中冷却终止温度 ($550-720^\circ\text{C}$), $CR_2^\circ\text{C/秒}$: 第二阶段中冷却速率 ($10-200^\circ\text{C/秒}$), $T_c^\circ\text{C}$: 第二阶段中冷却终止温度 ($250-500^\circ\text{C/秒}$), $T_b^\circ\text{C}$: 贝氏体处理温度 ($300-500^\circ\text{C}$), 以及 t_b 秒: 贝氏体处理时间 (15 秒—15 分钟)。

实施例

含有表 1 中所规定组分的钢承受一系列表 2 中所规定的处理, 并且对处理过的钢评价其机械性能, 深冲性, 奥氏体的含量, 以及奥氏体中的 C 含量, 将结果列于表 2。

奥氏体的体积份额使用 Mo 的 $K\alpha$ 线, 由铁素体的 (200) 和 (211) 平面及奥氏体的 (200), (220) 和 (311) 平面的积分强度确定。表 2 中的 V_p 和 V_s 分别代表在相应的平面张力拉伸变形和收缩折边变形内塑性变形 1.15Eu 时的奥氏体的体积份额。 V_g 代表变形前室温下的奥氏体体积份额。奥氏体中的 C 浓度 C_g (重量%) 通过使用 Co 的 $K\alpha$ 线测量奥氏体的 (002), (022), (113) 和 (222) 平面的反射角而测出, 而 Lattice 常数由下列关系表达式确定:

$Lattice \text{ 常数} = 3.572 + 0.033Cg$

表 2 中, 用 * 标明的 $Cg\%$ 表示 $Cg\%$ 来测到量的实施例, 这是因为奥氏体不存在或仅以很少量存在。

Vf, Vb 和 Vm 由显微照相确定, 并且 Hf 是显微维氏硬度。 Hb 为 300, 而 Hm 为 900。

在 $Vg\{300(2750Cg+600)/(HfVf+HbVb+HmVm)-1\}$ 行中, * 代表 Cg 未测量到的实施例。

深冲性按照使用深冲直径 50mm 的圆柱体的工具以 T2P 试验中的 T 值来估价。此时的坯料是直径 96mm 的圆形物, 为润滑使用了防锈油, 初始的坯料座受力为 0.9 吨, 而在最大冲压负荷点之后坯料座受力为 19 吨。在表 2 的 T 值(%)行内, ** 代表在最大冲压负荷点之前发生开裂或断裂负荷小于最大冲压负荷时的实例, 表明深冲性差。

表 1 和 2 中, 加下横线的数值代表本发明范围之外的实例。由表 2 明显看出, 依据高的 T 值, 满足本发明要求的钢板具有优良的深冲性。此外明显看出的是当 T 值高的时候, 因强度和原因可减小成形负荷, 由防止擦伤的角度出发这也是有利的。

对于 $Vg\{300(2750Cg+600)/(HfVf+HbVb+HmVm)-1\}$ 值在本发明范围之外的钢板, 以及 Vg/C 超过本发明所规定上限的钢板, 在以深冲比 1.7 深冲制备的制件中发生晶间开裂。另外 Vp/Vs 或 $Vg\{300(2750Cg+600)/(HfVf+HbVb+HmVm)-1\}$ 在本发明范围之外的钢, 具有低的 T 值或差的抗晶间开裂性。

因而显然本发明的钢具有优良的深冲性和抗晶间开裂性, 因此适于深冲。

虽然试片 No. 17 的 V_P/V_S 落入本发明范围内, 但 $V_g\{300(2750C_g+600)/(H_fV_f+H_bV_b+H_mV_m)-1\}$ 值在本发明范围之外, 虽然试片 No. 20 的 $V_g\{300(2750C_g+600)/(H_fV_f+H_bV_b+H_mV_m)-1\}$ 值落入本发明范围内, 但 V_P/V_S 在本发明范围之外, 二者都具有低的 T 值(%)并引起晶间开裂。

表 1

钢	C	Si	Mn	Al	Ni
A	<u>0.03</u>	1.20	1.50	0.02	
B	0.05	1.90	1.60	0.03	
C	0.08	1.80	1.60	0.02	
D	0.10	<u>0.20</u>	2.00	0.02	
E	0.10	1.20	1.50	0.04	
F	0.10	1.50	1.50	0.03	
G	0.10	<u>3.20</u>	1.50	0.02	
H	0.16	1.20	1.00	0.03	
I	0.20	1.50	1.50	0.04	
J	0.23	1.80	1.50	0.03	
K	<u>0.32</u>	1.20	2.00	0.02	
L	<u>0.36</u>	1.20	1.50	0.03	
M	0.10	0.02	1.50	0.50	
N	0.10	0.02	1.50	1.50	
O	0.19	0.50	1.50	1.50	
P	0.19	1.30	1.50	1.50	
Q	0.10	1.50	0.70	0.02	0.80
R	0.10	1.50	0.50	0.03	
S	0.10	0.40	1.50	0.02	0.50
T	0.10	1.00	0.50	0.03	
U	0.10	1.00	0.40	0.03	
U'	0.10	1.00	0.40	0.03	
V	0.10	1.00	1.20	0.04	
W	0.10	1.00	1.20	0.03	
X	0.10	1.00	1.20	0.04	
Y	0.10	1.00	1.20	0.03	
Z	0.10	1.20	<u>3.20</u>	0.02	

表 1(续)

(重量%)

Cu	Cr	Mo	Nb	Ti	V	备注
						比较钢
						本发明钢
						本发明钢
						比较钢
						本发明钢
						本发明钢
						本发明钢
						本发明钢
						本发明钢
						本发明钢
						比较钢
						比较钢
						本发明钢
						本发明钢
						本发明钢
						本发明钢
						本发明钢
1.00						本发明钢
0.80						本发明钢
	0.80					本发明钢
		0.60				本发明钢
						本发明钢
			0.03			本发明钢
				0.03		本发明钢
				0.01	0.05	本发明钢
			0.02	0.03		本发明钢
						比较钢

表 2

No.	钢	Ac1	Ac3	TC	CR %	Ts °C	ts sec	CR1 °C/ sec	Tq °C	CR2 °C/ sec	Tc °C	Tb °C
1	A	742	884	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
2	B	761	903	1150	67	800	90	5	670	80	400	400
3	C	758	886	1150	80	790	90	5	670	80	400	400
4	D	707	796	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
5	E	742	856	1150	40	790	90	5	670	80	400	400
6	F	751	869	1150	50	790	90	80	670	80	400	400
7	F	751	869	1150	60	790	90	5	670	80	400	400
8	F	751	869	1150	67	790	90	80	670	80	270	400
9	F	751	869	1150	80	790	90	5	670	80	270	400
10	F	751	869	1050	67	790	90	5	670	80	400	400
11	F	751	869	1150	25	790	90	5	670	80	400	400
12	F	751	869	1150	67	200	90	5	670	80	400	400
13	F	751	869	1150	67	220	90	5	670	80	400	400
14	F	751	869	1150	67	790	12	5	670	80	400	400
15	F	751	869	1150	67	790	90	0.8	670	0.8	400	400
16	F	751	869	1150	67	790	90	5	670	0.8	400	400
17	F	751	869	1150	80	790	90	5	500	80	270	400
18	F	751	869	1150	67	790	90	5	670	80	230	230
19	F	751	869	1150	67	790	90	5	670	80	520	520
20	F	751	869	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
21	F	751	869	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
22	F	751	869	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
23	F	751	869	1150	80	790	90	3	670	80	400	400
24	F	751	869	1150	50	790	90	5	700	80	300	400
25	F	751	869	1150	70	790	90	5	670	80	400	400
26	F	751	869	1150	60	790	90	5	560	80	350	350
27	G	800	945	1150	40	810	90	5	620	80	400	400
28	H	747	854	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
29	H	747	854	1150	67	200	90	5	670	80	400	400
30	H	747	854	1150	67	820	90	5	670	80	400	400
31	I	751	843	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
32	J	759	849	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
33	K	737	790	1150	67	780	90	5	670	80	400	400
34	L	742	798	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
35	M	708	824	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
36	N	708	869	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
37	O	722	866	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
38	P	745	902	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
39	Q	746	881	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
40	R	761	879	1150	67	800	90	5	670	80	400	400
41	S	710	796	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
42	T	760	868	1150	67	800	90	5	670	80	400	400
43	U	747	896	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
44	U	748	880	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
45	V	739	856	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
46	W	739	868	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
47	X	739	865	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
48	Y	739	868	1150	67	790	90	5	670	80	400	400
49	Z	724	804	1150	67	790	90	5	670	80	400	400

表 2(续)

tb sec	TS MPa	Vg %	Vp %	Vs %	Cg %	Vb %	Vm %	Hf	Vg/ C	Vp/ Vs
300	464	0.8	0.2	0.4	*	0.9	0.0	182	22	0.40
300	594	3.4	0.7	1.5	1.34	3.7	1.8	207	68	0.49
300	693	5.0	1.2	2.3	1.53	5.3	1.3	222	63	0.54
300	548	0.0	0.0	0.0	*	0.0	0.0	178	0	=
300	604	7.1	1.4	4.0	1.53	8.7	2.3	205	71	0.34
300	690	6.8	1.2	3.3	1.36	7.2	1.9	230	68	0.37
300	692	7.2	1.7	4.1	1.44	7.7	2.3	233	72	0.43
300	685	6.3	1.3	4.3	1.61	7.7	1.9	234	68	0.31
300	682	7.2	1.8	4.5	1.42	8.0	2.2	221	72	0.40
300	702	5.2	0.9	2.8	1.51	5.4	0.6	357	52	0.34
300	635	2.1	0.5	0.5	1.10	2.5	0.0	220	21	1.00
300	662	0.0	0.0	0.0	*	0.0	0.0	207	0	=
300	677	0.8	0.1	0.5	*	0.9	0.0	220	8	0.30
300	626	0.5	0.1	0.3	*	0.6	0.0	206	5	0.45
300	651	0.0	0.0	0.0	*	0.0	0.0	222	0	=
300	659	0.0	0.0	0.0	*	0.0	0.0	216	0	=
300	743	2.8	0.7	1.6	0.83	12.0	4.9	248	28	0.46
300	687	1.0	0.2	0.2	0.81	1.2	0.0	225	10	1.00
300	682	1.3	0.3	0.3	0.89	1.4	0.0	217	13	0.83
4	636	13.1	0.8	0.2	0.79	1.0	24.3	236	131	0.82
1800	639	0.0	0.0	0.0	*	0.0	0.0	215	0	=
300	656	0.2	0.2	0.5	*	1.0	0.0	200	2	0.36
300	651	7.7	1.5	4.9	1.47	8.9	3.0	225	77	0.31
300	671	5.8	1.2	2.6	1.33	7.2	0.9	227	58	0.44
800	674	4.9	1.0	2.8	1.42	5.2	0.5	207	49	0.35
300	684	5.5	1.0	2.8	1.49	5.8	0.7	234	55	0.35
300	893	5.8	1.5	3.1	1.34	6.5	0.9	271	58	0.48
300	739	12.8	2.4	5.8	1.47	14.4	3.4	237	80	0.42
300	690	0.0	0.0	0.0	*	0.0	0.0	219	0	=
300	733	1.2	0.3	0.7	*	1.3	0.0	240	8	0.39
300	877	15.8	3.5	10.3	1.35	17.5	3.3	277	79	0.34
300	942	17.6	4.1	11.5	1.57	18.9	2.8	320	77	0.36
300	1092	18.2	1.5	4.0	1.03	20.2	0.9	364	57	0.88
300	1093	16.9	1.7	3.2	0.89	19.3	0.4	355	47	0.25
300	526	4.2	0.8	2.4	1.60	5.2	0.3	156	42	0.32
300	498	5.0	1.0	2.5	1.57	5.1	0.5	164	50	0.38
300	732	8.3	1.9	4.0	1.51	10.3	0.3	237	44	0.47
300	818	13.7	3.3	6.2	1.53	15.2	2.3	260	72	0.54
300	610	6.7	1.2	4.2	1.55	7.0	1.8	213	67	0.29
300	604	5.9	1.2	3.7	1.49	7.1	1.1	203	59	0.34
300	534	6.4	1.3	3.6	1.56	7.8	1.4	192	64	0.35
300	613	4.2	0.8	2.6	1.57	4.5	0.3	198	42	0.30
300	565	4.6	1.0	2.8	1.57	5.3	0.4	173	46	0.35
300	568	4.0	1.0	2.1	1.55	6.8	1.0	170	40	0.47
300	598	4.4	1.1	2.3	1.53	4.5	0.3	208	44	0.45
300	626	4.0	0.7	2.3	1.52	4.7	0.2	209	40	0.30
300	576	7.0	1.6	3.3	1.51	8.5	2.0	183	70	0.48
300	627	5.3	1.1	2.3	1.51	5.5	0.7	202	53	0.47
300	707	7.0	1.5	1.5	0.68	8.4	2.0	218	70	1.00

表 2(续)

$V_g(300(2750C_g + 600) / (H_{Fe} + H_{bV} + H_{mVm}) - 1)$	T 值	晶间开裂	备注
—	5	OK	比较钢
221	37	OK	本发明钢
318	47	OK	本发明钢
—	**	OK	比较钢
469	53	OK	本发明钢
375	41	OK	本发明钢
409	55	OK	本发明钢
428	52	OK	本发明钢
422	51	OK	本发明钢
214	10	NG	比较钢
101	24	NG	比较钢
—	**	OK	比较钢
—	0	OK	比较钢
—	**	OK	比较钢
—	**	OK	比较钢
—	**	OK	比较钢
84	5	NG	比较钢
37	3	NG	比较钢
54	1	NG	比较钢
284	36	NG	比较钢
—	**	OK	比较钢
—	2	OK	比较钢
451	59	OK	本发明钢
323	43	OK	本发明钢
319	43	OK	本发明钢
331	38	OK	本发明钢
278	37	OK	本发明钢
737	75	OK	本发明钢
—	**	OK	比较钢
—	0	OK	比较钢
777	74	OK	本发明钢
924	72	OK	本发明钢
629	63	OK	比较钢
522	54	OK	比较钢
391	45	OK	本发明钢
438	49	OK	本发明钢
516	60	OK	本发明钢
791	74	OK	本发明钢
443	51	OK	本发明钢
400	57	OK	本发明钢
467	51	OK	本发明钢
312	44	OK	本发明钢
384	54	OK	本发明钢
321	40	OK	本发明钢
305	41	OK	本发明钢
274	41	OK	本发明钢
506	49	OK	本发明钢
370	46	OK	本发明钢
225	6	NG	比较钢

由上文的叙述明显看出，本发明能够提供具有高强度和优良深冲的钢板，对其强度而言，它无需大的变形负荷，并且含较少引起擦伤。而且当用于汽车部件时，它能够在减少车体重量，在汽车碰撞时的安全性，以及生产率方面的改进上都大有贡献。

说明书附图

图 1

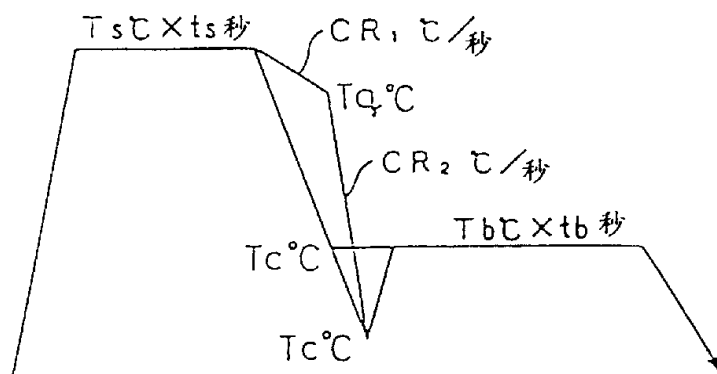


图 2

