

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2013年9月12日(12.09.2013)



(10) 国際公開番号
WO 2013/133270 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C23C 2/12 (2006.01)
C21D 9/46 (2006.01) C23C 2/28 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C23C 2/40 (2006.01)
C22C 38/54 (2006.01) C22C 18/04 (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01) C22C 21/02 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2013/055992
- (22) 国際出願日: 2013年3月5日(05.03.2013)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2012-050935 2012年3月7日(07.03.2012) JP
- (71) 出願人: 新日鐵住金株式会社(NIPPON STEEL & SUMITOMO METAL CORPORATION) [JP/JP]; 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 Tokyo (JP).
- (72) 発明者: 棚橋 浩之(TANAHASHI Hiroyuki); 〒1008071 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP). 友清 寿雅(TOMOKIYO Toshimasa); 〒1008071 東京都千代田

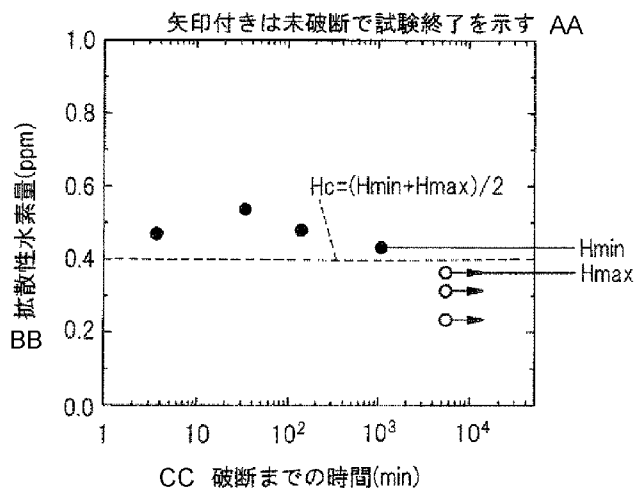
区丸の内二丁目6番1号 新日鐵住金株式会社内 Tokyo (JP).

- (74) 代理人: アインゼル・フェリックス＝ラインハルト, 外(EINSEL Felix-Reinhard et al.); 〒1000005 東京都千代田区丸の内1丁目6番2号 新丸の内センタービルディング ゾンデルホフ&アインゼル法律特許事務所 Tokyo (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, JP, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), ヨーロッパ

[続葉有]

(54) Title: STEEL SHEET FOR HOT STAMPING, METHOD FOR PRODUCING SAME, AND HOT-STAMPED STEEL MATERIAL

(54) 発明の名称: ホットスタンプ用鋼板及びその製造方法並びにホットスタンプ鋼材



AA POINTS WITH ARROWS INDICATE THAT TEST WAS FINISHED WITHOUT RUPTURE
BB AMOUNT OF DIFFUSIBLE HYDROGEN (ppm)
CC TIME UNTIL RUPTURE (min)

0~0.5%, Ni: 0~5.0%, B: 0~0.01%, Ti: 0~0.5%, Nb: 0~0.5%, Cu: 0~1.0%, 残部: Fe および不純物である化学組成を有し、Mnを含有する介在物の濃度が0.010質量%以上0.25質量%未満かつ最大長さが1.0~4.0 μmである前記介在物に占めるMn酸化物の個数割合が10.0%以上であることを特徴とする、ホットスタンプ後の鋼材に穿孔などの応力が残留する加工が施された場合であっても良好な耐水素脆化特性を確保し、さらには容易に実施するホットスタンプ鋼材。

(57) Abstract: This hot-stamped steel material comprises a chemical composition including, in mass%, 0.18-0.26% of C, more than 0.02% to 0.05% or less of Si, 1.0-1.5% of Mn, 0.03% or less of P, 0.02% or less of S, 0.001-0.5% of Al, 0.1% or less of N, 0.001-0.02% of O, 0-2.0% of Cr, 0-1.0% of Mo, 0-0.5% of V, 0-0.5% of W, 0-5.0% of Ni, 0-0.01% of B, 0-0.5% of Ti, 0-0.5% of Nb, 0-1.0% of Cu, and Fe and impurities as the remainder, and is characterized in that: the concentration of Mn-containing inclusions is 0.010 mass% or more to less than 0.25 mass %; and the percentage, by number, of Mn oxides in said inclusions with a maximum length of 1.0-4.0 μm is 10.0% or more. This hot-stamped steel material ensures excellent resistance to hydrogen embrittlement even in cases where the steel material after having been hot-stamped is subjected to processing in which stress remains, such as perforation, and the steel material can also be worked easily.

(57) 要約: 質量%で、C: 0.18~0.26%、Si: 0.02%超0.05%以下、Mn: 1.0~1.5%、P: 0.03%以下、S: 0.02%以下、Al: 0.001~0.5%、N: 0.1%以下、O: 0.001~0.02%、Cr: 0~2.0%、Mo: 0~1.0%、V: 0~0.5%、W:

WO 2013/133270 A1



(AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR,
GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT,
NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, TR), OAPI
(BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR,
NE, SN, TD, TG).

添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

明 細 書

発明の名称：

ホットスタンプ用鋼板及びその製造方法並びにホットスタンプ鋼材

技術分野

[0001] 本発明は、ホットスタンプ用鋼板およびその製造方法並びにホットスタンプ鋼材に関する。

背景技術

[0002] 自動車などの輸送機器分野では、高強度材料を使用した質量低減への取り組みが盛んに行われている。例えば、自動車では、車体質量を増加させることなく、衝突安全性の向上や高機能化を図り、さらには燃費を向上させて二酸化炭素の排出量を削減することを命題に、高強度鋼板の使用量が着実に増加してきている。

[0003] こうした高強度鋼板の使用拡大の流れの中で最大の問題は、鋼板の強度を高めることに伴って生じやすくなる、いわゆる「形状凍結性の劣化」と呼ばれる現象の顕在化である。この現象は、成形後のスプリングバック量が高強度化に伴って増加することから発生しやすくなるものであって、この現象によって、所望の形状を得ることが容易ではなくなるという高強度鋼板特有の新たな問題が生じる。

[0004] これを解決するには、形状凍結性の劣化が問題とならない低強度材では不要な加工工程（例えば、リストライク）をさらに追加的に行ったり、製品形状を変更したりすることが、通常の高強度鋼板の成型法では必要になる。

[0005] こうした状況を解決する一つの方法として、ホットスタンプ法と呼ばれる熱間成形法が注目されるに至った。ホットスタンプ法は、鋼板（被加工材）を所定の温度（一般的には、オーステナイト相となる温度）に加熱して、成型を容易にするために被加工材の強度を下げた状態で、被加工材の温度に比べて低温（例えば、室温）の金型で成形することにより、容易に所望形状を付与できると同時に、被加工材と金型間の温度差を利用した急冷

熱処理（焼入れ）を行って、成形後の製品の強度を高めるというものである。

[0006] こうしたホットスタンプ法は、近年、その有用性が広く認知されるに至り、適用を検討される鋼材也多岐にわたってきた。その中には、例えば、自動車の足回り部品のように、厳しい腐食環境下で使用される鋼材や、他の部品の取り付けを目的として穿孔部を形成した鋼材などがある。このため、ホットスタンプ法により得られる鋼材には、強度のみならず耐水素脆化特性も要求されるようになってきた。

[0007] これは、鋼材の高強度化にともなって耐水素脆化特性が低下することが一般に知られているところ、ホットスタンプ法により得られる鋼材は一般に高い強度を有しているため、上述した鋼材への適用に際して、腐食環境に曝されることによって鋼中への水素の侵入が促進されることや、穿孔等の加工を施すことに伴って大きな残留応力が生じることにより、水素脆化が生じる可能性が高まるからである。

[0008] 斯かる観点から、ホットスタンプ法によって高強度化した鋼材においても、耐水素脆化特性の確保を目的とした技術が提案されている。例えば、特許文献1には、平均の粒径が所定の範囲内にあるMgの酸化物、硫化物、複合晶出物、及び、複合析出物の内の1種又は2種以上を、所定の密度で含有させることで遅れ破壊を抑制する特性（耐水素脆化特性と同義）を有する鋼板に関する技術が開示されている。また、特許文献2には、打ち抜き（穿孔）をホットスタンプのための加熱後で、かつ、プレス前的高温状態（熱間）で行うことで打ち抜き性を改善し、それによって耐遅れ破壊特性の改善を図る技術が開示されている。

先行技術文献

特許文献

[0009] 特許文献1：特開2006-9116号公報

特許文献2：特開2010-174291号公報

特許文献3：特開2006-29977号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0010] 特許文献１に開示された技術は、優れた技術であるものの、一般には含有させることが容易ではないMnを鋼中に存在させ、かつ、それを含む生成物を高度に制御するものであるため、より容易に実施しうる技術が望まれる。
- [0011] また、特許文献２に開示された技術は、打ち抜き（穿孔）をホットスタンプのための加熱後で、かつ、プレス前の高温状態（熱間）で行うという、熱間での穿孔を前提とした技術である。このため、ホットスタンプ後の鋼材において高い寸法精度を確保することができない。また、当該技術により成形可能な形状は制約される。したがって、特許文献２に開示された技術によりホットスタンプ法の適用範囲（部品）の拡大を図ることは困難である。
- [0012] このように、ホットスタンプ後に穿孔などの応力が残留する加工が施された場合であっても良好な耐水素脆化特性を確保し、かつ、容易に実施しうる技術は、これまで提案されていない。
- [0013] そこで、本発明は、ホットスタンプ後の鋼材に穿孔などの応力が残留する加工が施された場合であっても良好な耐水素脆化特性を確保し、さらには容易に実施しうるホットスタンプ用鋼板およびその製造方法並びにホットスタンプ鋼材を提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

- [0014] 本発明者らは、上記課題を解決すべく以下のごとく鋭意研究を重ねた。本発明者らは、鋼中に生成させることが比較的容易な、Mnを含有する介在物およびMn酸化物に着目し、これらを拡散性水素および非拡散性水素のトラップサイトとして機能させることにより、良好な耐水素脆化特性を確保することを新たに着想した。
- [0015] そして、種々の製造条件によりホットスタンプ用鋼板を作成してホットスタンプ法を施し、得られた鋼材について、基本的な特性である強度および延性の調査に加えて耐水素脆化特性および靱性の調査を行った。その結果、Mnを含有する介在物の濃度および所定サイズのMnを含有する介在物に占め

るMn酸化物の個数割合を高めることにより、ホットスタンプ後の鋼材において良好な耐水素脆化特性を確保することができることを新たに知見した。

[0016] その一方で、Mnを含有する介在物の濃度を過度に高めると、ホットスタンプ後の鋼材において靱性の低下が顕在化するとの課題を新たに知見した。すなわち、Mnを含有する介在物の濃度を所定の範囲内とするとともに、所定のサイズのMnを含有する介在物に占めるMn酸化物の個数密度を所定の値以上とすることにより、ホットスタンプ後の鋼材に穿孔などの応力が残留する加工が施された場合であっても良好な耐水素脆化特性を確保するとともに良好な靱性を確保することが可能となることを新たに知見したのである。

[0017] そして、ホットスタンプ用鋼板の製造条件において、熱間圧延工程における巻取温度を従来よりも高温化するとともに冷間圧延を施すことにより、Mnを含有する介在物の濃度を所定の範囲内とするとともに、所定サイズのMnを含有する介在物に占めるMn酸化物の個数割合を所定の値以上とすることが可能となることをも新たに知見したのである。

[0018] 本発明は、上記新知見に基づいてなされたもので、その要旨は以下の通りである。

(1) 質量%で、

C : 0.18~0.26%、

Si : 0.02%超0.05%以下、

Mn : 1.0~1.5%、

P : 0.03%以下、

S : 0.02%以下、

Al : 0.001~0.5%、

N : 0.1%以下、

O : 0.0010~0.020%、

Cr : 0~2.0%、

Mo : 0~1.0%

V : 0~0.5%、

W : 0 ~ 0.5 %、

N i : 0 ~ 5.0 %

B : 0 ~ 0.01 %

T i : 0 ~ 0.5 %、

N b : 0 ~ 0.5 %、

C u : 0 ~ 1.0 %、

残部 : F e および不純物である化学組成を有し、

M n を含有する介在物の濃度が 0.010 質量%以上 0.25 質量%未満、かつ、最大長さが 1.0 ~ 4.0 μ m である前記介在物に占める M n 酸化物の個数割合が 10.0 % 以上であることを特徴とするホットスタンプ用鋼板。

[0019] (2) 上記化学組成が、質量%で、

C r : 0.01 ~ 2.0 %、

M o : 0.01 ~ 1.0 %

V : 0.01 ~ 0.5 %、

W : 0.01 ~ 0.5 %、

N i : 0.01 ~ 5.0 % および

B : 0.0005 ~ 0.01 %

からなる群から選択された 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする上記 (1) に記載のホットスタンプ用鋼板。

[0020] (3) 上記化学組成が、質量%で、

T i : 0.001 ~ 0.5 %、

N b : 0.001 ~ 0.5 % および

C u : 0.01 ~ 1.0 %

からなる群から選択された 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする上記 (1) または (2) に記載のホットスタンプ用鋼板。

[0021] (4) 表面に厚さ 50 μ m 以下の溶融アルミニウムめっき層を有することを特徴とする上記 (1) ~ (3) のいずれか 1 項に記載のホットスタンプ用鋼

板。

[0022] (5) 表面に厚さ $30\text{ }\mu\text{m}$ 以下の溶融亜鉛めっき層を有することを特徴とする上記 (1) ~ (3) のいずれか 1 項に記載のホットスタンプ用鋼板。

[0023] (6) 表面に厚さ $45\text{ }\mu\text{m}$ 以下の合金化溶融亜鉛めっき層を有することを特徴とする上記 (1) ~ (3) のいずれか 1 項に記載のホットスタンプ用鋼板。

[0024] (7) 質量%で、

C : 0.18 ~ 0.26 %、

Si : 0.02 % 超 0.05 % 以下、

Mn : 1.0 ~ 1.5 %、

P : 0.03 % 以下、

S : 0.02 % 以下、

Al : 0.001 ~ 0.5 %、

N : 0.1 % 以下、

O : 0.0010 ~ 0.020 %、

Cr : 0 ~ 2.0 %、

Mo : 0 ~ 1.0 %

V : 0 ~ 0.5 %、

W : 0 ~ 0.5 %、

Ni : 0 ~ 5.0 %

B : 0 ~ 0.01 %

Ti : 0 ~ 0.5 %、

Nb : 0 ~ 0.5 %、

Cu : 0 ~ 1.0 %、

残部が Fe および不純物である化学組成を有する鋼片に熱間圧延を施した後、
に 690°C 以上の温度域で巻き取って熱間圧延鋼板とする熱間圧延工程と、
前記熱間圧延鋼板に 10 ~ 90 % の圧下率の冷間圧延を施して冷間圧延鋼板
とする冷間圧延工程とを含むことを特徴とするホットスタンプ用鋼板の製造

方法。

[0025] (8) 上記化学組成が、質量%で、

Cr : 0.01 ~ 2.0 %、

Mo : 0.01 ~ 1.0 %

V : 0.01 ~ 0.5 %、

W : 0.01 ~ 0.5 %、

Ni : 0.01 ~ 5.0 %および

B : 0.0005 ~ 0.01 %

からなる群から選択された1種または2種以上を含有することを特徴とする上記(7)に記載のホットスタンプ用鋼板の製造方法。

[0026] (9) 上記化学組成が、質量%で、

Ti : 0.001 ~ 0.5 %、

Nb : 0.001 ~ 0.5 %および

Cu : 0.01 ~ 1.0 %

からなる群から選択された1種または2種以上を含有することを特徴とする上記(7)または(8)に記載のホットスタンプ用鋼板の製造方法。

[0027] (10) 上記(7) ~ (9) のいずれか1項に記載の製造方法により得られたホットスタンプ用鋼板を溶融アルミニウムめっき浴に浸漬して鋼板表面に溶融アルミニウムめっき層を形成することを特徴とするホットスタンプ用鋼板の製造方法。

[0028] (11) 上記(7) ~ (9) のいずれか1項に記載の製造方法により得られたホットスタンプ用鋼板を溶融亜鉛めっき浴に浸漬して鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成することを特徴とするホットスタンプ用鋼板の製造方法。

[0029] (12) 上記(7) ~ (9) のいずれか1項に記載の製造方法により得られたホットスタンプ用鋼板を溶融亜鉛めっき浴に浸漬したのちに600℃以下の温度域に加熱して鋼板表面に合金化溶融亜鉛めっき層を形成することを特徴とするホットスタンプ用鋼板の製造方法。

[0030] (13) 質量%で、

C : 0.18 ~ 0.26 %、
Si : 0.02 % 超 0.05 % 以下、
Mn : 1.0 ~ 1.5 %、
P : 0.03 % 以下、
S : 0.02 % 以下、
Al : 0.001 ~ 0.5 %、
N : 0.1 % 以下、
O : 0.0010 ~ 0.020 %、
Cr : 0 ~ 2.0 %、
Mo : 0 ~ 1.0 %
V : 0 ~ 0.5 %、
W : 0 ~ 0.5 %、
Ni : 0 ~ 5.0 %
B : 0 ~ 0.01 %
Ti : 0 ~ 0.5 %、
Nb : 0 ~ 0.5 %、
Cu : 0 ~ 1.0 %、

残部 : Fe および不純物である化学組成を有し、

Mn を含有する介在物の濃度が 0.010 質量% 以上 0.25 質量% 未満、
かつ、最大長さが 1.0 ~ 4.0 μm である前記介在物に占める Mn 酸化物
の個数割合が 10.0 % 以上であることを特徴とするホットスタンプ鋼材。

[0031] (14) 前記化学組成が、質量%で、

Cr : 0.01 ~ 2.0 %、
Mo : 0.01 ~ 1.0 %
V : 0.01 ~ 0.5 %、
W : 0.01 ~ 0.5 %、
Ni : 0.01 ~ 5.0 % および
B : 0.0005 ~ 0.01 %

からなる群から選択された１種または２種以上を含有することを特徴とする上記（１３）に記載のホットスタンプ鋼材。

[0032] （１５）前記化学組成が、質量％で、

Ti : 0.001～0.5％、

Nb : 0.001～0.5％および

Cu : 0.01～1.0％

からなる群から選択された１種または２種以上を含有することを特徴とする上記（１３）または（１４）に記載のホットスタンプ鋼材。

発明の効果

[0033] 本発明によれば、ホットスタンプ後に穿孔などの応力が残留する加工が施された場合であっても良好な耐水素脆化特性を確保することができるとともに実施が容易であるので、ホットスタンプ法の適用範囲（部品）の拡大を図ることが可能となる。

図面の簡単な説明

[0034] [図1]拡散性水素量と破断までの時間の関係を示す図である。

[図2]実施例で用いたホットスタンプ法および金型を示す図である。

[図3]実施例で用いた定荷重試験片の態様を示す図である。

[図4]ホットスタンプ法でハット型に成形した鋼板（部材）の態様を示す図である。

発明を実施するための形態

[0035] （１）化学組成

本発明に係るホットスタンプ用鋼板（以下、「本発明鋼板」ともいう。）およびホットスタンプ鋼材（以下、「本発明鋼材」ともいう。）の化学組成の限定理由について説明する。なお、以下の説明における「％」は「質量％」を意味する。

[0036] <C : 0.18～0.26％>

Cは、ホットスタンプ法によって鋼板を高強度化する上で最も重要な元素である。C含有量が0.18％未満では、ホットスタンプ後において150

0 M P a以上の強度を確保することが困難となる。したがって、C含有量は0.18%以上とする。

一方、C含有量が0.26%超では、ホットスタンプ後における延性が乏しくなり、10%以上の全伸びを確保することが困難となる。したがって、C含有量は0.26%以下とする。

[0037] <S i : 0.02%超0.05%以下>

S iは、M nを含有する介在物の濃度および最大長さが1.0~4.0 μ mである前記介在物に占めるM n酸化物の個数割合を制御する上で重要な元素である。S i含有量が0.02%以下では、M n酸化物の生成が過度に促進され、M nを含有する介在物の濃度が0.25%以上となり、靱性の低下が著しくなる場合がある。したがって、S i含有量は0.02%超とする。一方、S i含有量が0.05%超では、M n酸化物の生成が過度に抑制され、最大長さが1.0~4.0 μ mであるM nを含有する介在物に占めるM n酸化物の個数割合が10.0%未満となり、良好な耐水素脆化特性を安定して得ることが難しい。したがって、S i含有量は0.05%以下とする。

[0038] <M n : 1.0~1.5%>

M nは、本発明において最も重要な元素である。M nは、鋼中にM nを含有する介在物を形成することにより、耐水素脆性を高める作用を有する。また、介在物を形成しなかった残りのM nは、焼入れ性を高める作用を有する。M n含有量が1.0%未満では、M nを含有する介在物の濃度を0.010質量%以上とすることが困難となる。したがって、M n含有量は1.0%以上とする。一方、M n含有量が1.5%を超えると、上記作用による効果は飽和してしまい、経済的に不利となり、加えて、M nの偏析に起因する機械特性の低下を招く場合がある。したがって、M n含有量は1.5%以下とする。

[0039] <P : 0.03%以下>

Pは、一般に不純物として含有される元素である。P含有量が0.03%超では熱間加工性の低下が著しくなる。したがって、P含有量は0.03%

以下とする。P含有量の下限は特に規定する必要はないが、過度の低減は製鋼工程に多大な負荷をかけるので、0.001%以上とすることが好ましい。

[0040] <S : 0.02%以下>

Sは、一般に不純物として含有される元素である。S含有量が0.02%超では、熱間加工性の低下が著しくなる。したがって、S含有量は0.02%以下とする。S含有量の下限は特に規定する必要はないが、過度の低減は製鋼工程に多大な負荷をかけるので、0.0005%以上とすることが好ましい。

[0041] <Al : 0.001~0.5%>

Alは、脱酸により鋼を健全化する作用を有する元素である。Al含有量が0.001%未満では、十分な脱酸を行うことが困難である。したがって、Al含有量は0.001%以上とする。一方、Al含有量が0.5%超では、Mn酸化物の生成が過度に抑制され、後述するMn酸化物の比率を確保することが困難となり、良好な耐水素脆化特性を確保することが困難となる。したがって、Al含有量は0.5%以下とする。

[0042] <N : 0.1%以下>

Nは、一般に不純物として含有される元素である。N含有量が0.1%超では、後述する任意元素であるTiやBと容易に結合して消費してしまい、それらの元素の作用効果を減じてしまう。したがって、N含有量は0.1%以下とし、好ましくは0.01%以下とする。N含有量の下限は特に規定する必要はないが、過度の低減は製鋼工程に多大な負荷をかけるので、0.001%以上とすることが好ましい。

[0043] <O : 0.0010~0.020%>

Oは、鋼中にMn酸化物を形成し、拡散性水素および非拡散性水素のトラップサイトとして機能し、耐水素脆化特性を高める作用を有する。O含有量が0.0010%未満では、Mn酸化物の生成が十分に促進されず、Mnを含有する介在物に占めるMn酸化物の個数割合が10.0%未満となり、良

好な耐水素脆化特性を安定して得られない。したがって、O含有量は0.0010%以上とする。一方、O含有量が0.020%超では、鋼中に粗大な酸化物を形成して、鋼材の機械的特性を劣化させる。したがって、O含有量は0.020%以下とする。

[0044] 本発明鋼板および本発明鋼材は、上記成分組成を必須の成分組成とするが、必要に応じて、さらに、Cr、Mo、V、W、Ni、B、Ti、Nb、Cuの1種または2種以上を含有させることができる。

[0045] <Cr: 0~2.0%>、<B: 0~0.01%>、<Mo: 0~1.0%>、<W: 0~0.5%>、<V: 0~0.5%>、<Ni: 0~5.0%>

これらの元素は、いずれも焼入れ性を高める作用を有する。したがって、これらの元素の1種または2種以上を含有させてもよい。しかしながら、Bについては、上記上限値を超えて含有させると熱間加工性の劣化と延性の低下をもたらす。また、Cr、Mo、W、VおよびNiについては、上記上限値を超えて含有させても上記作用による効果は飽和してしまい、コスト的に不利になる。したがって、B、Cr、Mo、W、VおよびNiの含有量の上限値はそれぞれ上記のとおりとする。なお、上記作用による効果をより確実に得るには、B含有量を0.0005%以上とするか、Cr、Mo、W、VおよびNiのいずれかの元素の含有量を0.01%以上とすることが好ましい。また、Niは、Cuによる熱間圧延鋼板の表面性状の劣化を抑制する作用を有するので、後述するCuを含有させる場合には、Niも含有させることが好ましい。

[0046] <Ti: 0~0.5%>、<Nb: 0~0.5%>、<Cu: 0~1.0%>

Ti、NbおよびCuは、いずれも強度を高める作用を有する。したがって、これらの元素の1種または2種以上を含有させてもよい。しかしながら、Ti含有量が0.5%を超えると、Mn酸化物の生成が過度に抑制され、後述するMn酸化物の比率を確保することが困難となり、良好な耐水素脆化

特性を確保することが困難となる。したがって、T i 含有量は0.5%とする。また、N b 含有量が0.5%を超えると、熱間圧延の制御性を損ねる場合がある。したがって、N b 含有量は0.5%以下とする。また、C u 含有量が1.0%を超えると、熱間圧延鋼板の表面性状を損ねる場合がある。したがって、C u 含有量は1.0%以下とする。上記作用による効果をより確実に得るには、T i : 0.001%以上、N b : 0.001%以上およびC u : 0.01%以上のいずれかを含有させることが好ましい。また、T i は、鋼中のNと優先的に結合して窒化物を形成することにより、Bが窒化物の形成によって浪費されるのを抑制し、Bによる作用効果をより高めることを可能にするので、上述したBを含有させる場合にはT i も含有させることが好ましい。

[0047] 残部はF e および不純物である。

[0048] (2) 介在物

次に、本発明鋼板および本発明鋼材における、M n を含有する介在物の濃度および最大長さが1.0~4.0 μm であるM n を含有する介在物の数に占めるM n 酸化物の個数割合に関する限定理由について説明する。

[0049] <M n を含有する介在物の濃度：0.010質量%以上0.25質量%未満>

M n を含有する介在物は、後述する最大長さが1.0~4.0 μm であるM n を含有する介在物の数に占めるM n 酸化物の個数割合とともに、水素脆化の抑制に重要な役割を果たす。M n を含有する介在物の濃度が0.010%未満では、良好な耐水素脆化特性を得ることが困難である。したがって、M n を含有する介在物の濃度は0.010%以上とする。一方、M n を含有する介在物の濃度が0.25%以上では、韌性の低下をもたらす場合がある。したがって、M n を含有する介在物の濃度は0.25%未満とする。

[0050] なお、M n を含有する介在物の濃度は次の手順で求めるものである。すなわち、メタノールにアセチルアセトンとテトラメチルアンモニウムとを溶解した電解液中で鋼板を定電流電解し、孔径0.2 μm のフィルターを用いて

回収した残さの質量を電解量（電解によって減少した鋼板の質量）で除し、百分率で表記するため100を乗じる。なお、上記電解法で抽出した介在物がMnを含有していることは、SEM（走査型電子顕微鏡）のEDS（エネルギー分散X線分光法）分析にて確認した。

[0051] <最大長さが1.0～4.0 μm であるMnを含有する介在物の数に占めるMn酸化物の個数割合：10.0%以上>

最大長さが1.0～4.0 μm であるMnを含有する介在物の数に占めるMn酸化物の個数割合は、上述したMnを含有する介在物とともに、水素脆化の抑制に重要な役割を果たす。最大長さが1.0～4.0 μm であるMnを含有する介在物の数に占めるMn酸化物の個数割合が10.0%未満では、良好な耐水素脆化特性を得ることが困難である。したがって、最大長さが1.0～4.0 μm であるMnを含有する介在物の数に占めるMn酸化物の個数割合は10.0%以上とする。

[0052] なお、最大長さが1.0～4.0 μm であるMnを含有する介在物の数に占めるMn酸化物の個数割合は次の手順で求めるものである。SEMを用いて鋼板の断面を観察し、最大の長さ（例えば、介在物が矩形であれば長辺の長さ、楕円形であれば長径の長さ）が1.0～4.0 μm の介在物を選択して、調査対象とする。これらの介在物についてEDS分析し、Mnからの特性X線とO（酸素）からの特性X線とが同時に検出されるものをMn酸化物と判定した。そして、調査個数の合計が500個を超えるまで、複数視野で観察・分析を行い、全調査個数に占めるMn酸化物の個数割合をもって、Mn酸化物の個数割合とする。

[0053] ここで、調査対象とする介在物の最大長さを1.0 μm 以上とするのは、それより小さい介在物では、EDSによる構成元素の分析精度が不十分となるからである。また、調査対象とする介在物の最大長さを4.0 μm 以下とするのは、それより大きい介在物は、複数の異なる介在物の合体などであり、EDS分析箇所により構成元素（の組み合わせ）が一義的に定まらないからである。

[0054] (3) めっき層

本発明鋼板および本発明鋼材は、表面に、耐食性の向上等を目的としてめっき層を形成して表面処理鋼板または表面処理鋼材としてもよい。めっき層は溶融めっき層であってもよく電気めっき層であってもよい。溶融めっき層としては、溶融亜鉛めっき、合金化溶融亜鉛めっき、溶融アルミニウムめっき、溶融Zn-AI合金めっき、溶融Zn-AI-Mg合金めっき、溶融Zn-AI-Mg-Si合金めっき等が例示される。電気めっき層としては、電気亜鉛めっき、電気Zn-Ni合金めっき等が例示される。

[0055] 耐水素脆化性および靱性の観点からはめっき層の厚みは特に制限されない。しかし、本発明鋼板については、プレス成形性の観点からめっき層の厚みの上限を制限することが好ましい。例えば、溶融アルミニウムめっきの場合には、耐かじり性の観点からめっき層の厚みを50 μm 以下とすることが好ましく、溶融亜鉛めっきの場合には、金型へのZnの凝着を抑制する観点からめっき層の厚みを30 μm 以下とすることが好ましく、合金化溶融亜鉛めっきの場合には、合金層の割れの発生を抑制する観点からめっき層の厚みを45 μm 以下とすることが好ましい。一方、耐食性の観点からめっき層の厚みの下限を制限することが好ましい。例えば、溶融アルミニウムめっきや溶融亜鉛めっきの場合には、めっき層の厚みを5 μm 以上とすることが好ましく、10 μm 以上とすることがさらに好ましい。合金化溶融亜鉛めっきの場合には、めっき層の厚みを10 μm 以上とすることが好ましく、15 μm 以上とすることがさらに好ましい。

[0056] (4) 本発明鋼板の製造方法

本発明鋼板の製造方法について説明する。

本発明鋼板は、上記化学組成を有する鋼片に熱間圧延を施した後に690℃以上の温度域で巻き取って熱間圧延鋼板とする熱間圧延工程と、前記熱間圧延鋼板に10～90%の圧下率の冷間圧延を施して冷間圧延鋼板とする冷間圧延工程とを含む製造方法により製造することができる。ここで、鋼片を製造する際の製鋼条件および鑄造条件ならびに熱延鋼板に施す冷間圧延の条

件は常法によればよい。また、熱延鋼板を冷間圧延に供する前に施す酸洗も常法によればよい。

[0057] 上述した介在物の形態は、上記化学組成を有する鋼片に熱間圧延を施した後に690℃以上の温度域で巻き取った熱間圧延鋼板に10～90%の圧下率の冷間圧延を施すことにより得られる。したがって、ホットスタンプ後の耐水素脆化特性および靱性の観点からは冷間圧延後の再結晶焼鈍は不要である。しかし、ホットスタンプに供する前に施すブランキングや予成形等の加工性の観点からは、冷間圧延後に再結晶焼鈍を施して軟質化を図ることが好ましい。また、再結晶焼鈍後に耐食性の向上等を目的としてめっき層を備えさせてもよい。溶融めっきを施す場合には、連続溶融めっき設備を用いて再結晶焼鈍に続いて溶融めっき処理を施すことが好ましい。

[0058] 上述した製造方法により、良好な耐水素脆化特性および靱性を有するホットスタンプ鋼材を得ることが可能なホットスタンプ用鋼板が得られる理由は必ずしも明らかではないが、冷間圧延に供する前の熱間圧延鋼板におけるセメンタイトの生成状況とミクロ組織とが関係しているものと考えられる。すなわち、セメンタイトは、熱間圧延工程の後工程である冷間圧延工程において、他の介在物とともに破碎されるが、その大きさ如何で、破碎後の大きさや分散状況、また、鋼との間の空隙の生成状況が異なってくる。また、ミクロ組織は、どのような強度（硬度）を有するミクロ組織とするかによって、介在物との硬度差が異なり、このことが、やはり、介在物と空隙の状況に影響する。さらにまた、セメンタイト、ミクロ組織のいずれも、破碎されずに変形する介在物の状況にも影響する。

[0059] 本発明者らは、上記化学組成を有する鋼片に熱間圧延を施した後に690℃以上の温度域で巻き取ること、および、このようにして得られた熱間圧延鋼板に10～90%の圧下率の冷間圧延を施すことにより、セメンタイトの生成状況とミクロ組織とが絶妙に組み合わせられた結果、上述した介在物の形態を確保することが可能となり、良好な耐水素脆化性と靱性とが得られると推定している。

- [0060] 耐水素脆化性と靱性の両立の観点からは、巻取温度の上限は特に制限されない。しかし、熱延鋼板の結晶粒径の粗大化を抑制して伸びなどの機械的性質の異方性を低減する観点、または、スケール厚さの増加を抑制して酸洗の負荷を軽減する観点から、巻取温度は850℃以下とすることが好ましい。また、冷間圧延工程における圧下率は、設備の能力と熱間圧延鋼板の板厚とに応じて適宜選択すればよい。
- [0061] 上記以外の製造条件は、耐水素脆化特性および靱性にほとんど影響しない。例えば、熱間圧延工程においては、熱間圧延に供する鋼片の温度は1200～1250℃、圧下率は30～90%、仕上温度は900℃前後で選択できる。
- [0062] 再結晶焼鈍を施す場合、焼鈍温度は700～850℃とすることが適度な軟質化を図る観点からは望ましいが、他の機械的性質に特徴を持たせる目的で700℃未満としてもよいし、850℃超としてもよい。再結晶焼鈍後は、そのまま室温まで冷却してもよいし、室温までの冷却過程において溶融めっき浴に浸漬して、鋼板表面に溶融めっき層を形成してもよい。
- [0063] 溶融めっきが溶融アルミニウムである場合には、溶融アルミニウムめっき浴中に0.1～20%のSiを含有させてもよい。溶融アルミニウムめっき層中に含有されるSiは、ホットスタンプ前の加熱中に生じるAlとFeとの反応に影響を及ぼす。上記反応を適度に抑制することによりめっき層自身のプレス成形性を確保する観点からは、浴中のSi含有量を1%以上とすることが好ましく、3%以上とすることがさらに好ましい。一方、上記反応を適度に促進することによりプレス金型へのAlの付着を抑制する観点からは、浴中のSi含有量を15%以下とすることが好ましく、12%以下とすることがさらに好ましい。
- [0064] 溶融めっきが溶融亜鉛めっきである場合には、溶融亜鉛めっき浴に浸漬したのちに室温まで冷却し、溶融めっきが合金化溶融亜鉛めっきである場合には、溶融亜鉛めっき浴に浸漬したのちに600℃以下の温度域に加熱して合金化処理を施し、その後、室温まで冷却する。溶融亜鉛めっき浴中には0.

0.1～3%のAlを含有させてもよい。AlはZnとFeとの反応に影響を及ぼす。溶融めっきが溶融亜鉛めっきである場合には、FeとAlとの反応層によりZnとFeの相互拡散を抑制することができる。また、溶融めっきが溶融亜鉛めっきである場合には、加工性やめっき密着性などの観点から好適なめっき組成に制御するために活用できる。Alによるこれらの作用効果は、溶融亜鉛めっき浴中Al濃度を0.01～3%とすることで発現する。したがって、溶融亜鉛めっき浴中のAl濃度は、製造する設備の能力や目的に応じて選択すればよい。

[0065] (5) 本発明鋼材の製造方法

本発明鋼材は、本発明鋼板に常法によりホットスタンプを施すことにより得ることができる。

[0066] 尚、上述したところは、この発明の実施形態の例を示したにすぎず、特許請求の範囲において種々の変更を加えることができる。

実施例

[0067] 以下の実施例において共通する試験として、耐水素脆化特性を評価するための水素脆化促進試験と限界拡散性水素量の測定の内容および靱性の評価するためのシャルピー衝撃試験の内容をまず説明する。

拡散性水素の試験片（鋼板）中への導入は、電解液中での陰極チャージ法で行った。すなわち、試験片を陰極、試験片の周囲に配した白金電極を陽極とし、両者の間に所定の電流密度で通電して、試験片の表面に水素を発生させ、試験片内部への拡散を促した。電解液は、純水に、 NH_4SCN 及び NaCl を、それぞれ0.3%及び3%溶解させた水溶液とした。

[0068] 水素脆化をもたらすもう一方の要素である残留応力に相当する張力は、重錘を用いた「てこ式」定荷重試験機（以下「定荷重試験」といい、試験片を「定荷重試験片」という。）により加えた。定荷重試験片には切り欠きを設けた。試験片が破断に至るまでの時間を記録し、破断後、速やかに回収した。電解液を除去し、直ちに、ガスクロマトグラフを用いて昇温式水素分析法で拡散性水素量を測定した。室温から250℃までの累積放出量をもって、

拡散性水素量とした。

[0069] 付加する張力を一定とし、電流密度を変化させることで、図1に示すような拡散性水素量と破断までの時間の関係が求められる。ここで、矢印付きの「○」は、予め設定した時間を経過しても試験片が破断に至らなかったことを示すもので、設定時間として、96時間を採用した。破断した試験片（図1中の「●」）の拡散性水素量の最小値 H_{min} と、未破断試験片の拡散性水素量の最大値 H_{max} の中央値を限界拡散性水素量 H_c と定義する。即ち、 $H_c = (H_{min} + H_{max}) / 2$ である。なお、特許文献3（特開2006-29977号公報）に、類似の試験方法が開示されている。

[0070] 表面にめっきを施した鋼板の耐水素脆化特性は、クリアランスを変化させて行った穿孔試験の穴壁を観察して、クラック発生の有無により評価した。即ち、板厚 t （mm）の鋼板に、10mm ϕ の穿孔を行うに際し、パンチの直径 D_p は10mm一定とし、ダイの内径 D_i を変化させて、クリアランス $= (D_i - D_p) / 2t \times 100$ を5～30%の範囲とし、穴壁におけるクラック発生の有無を調べ、クラックの発生が認められなかった鋼板を、耐水素脆化特性に優れた鋼板とした。なお、穿孔は、一つのクリアランスに付き5個以上とし、全ての穴壁部を調べた。

[0071] 靱性の評価は、めっきの有無によらず、JIS Z 2242に準拠したシャルピー衝撃試験によって行った。試験片はJIS Z 2202の4号試験片の形状を準用し、試験片の厚さは、評価しようとする鋼板に応じて、各々決定した。-120℃から20℃までの範囲で試験を行い、延性脆性遷移温度を決定した。

[0072] （実施例1）

表1に示す化学組成を有する鋼片を鑄造した。これらの鋼片を1250℃に加熱して熱間圧延に供し、仕上温度870～920℃で、厚さ2.8mmの熱延鋼板とした。巻取温度は700℃とした。酸洗後、50%の圧下率で冷間圧延を施して、板厚1.4mmの冷延鋼板を得た。それらの冷延鋼板を、700～800℃の温度域に1分間保持し、室温まで空冷する条件で再結

晶焼鈍を施し、供試材（ホットスタンプ用鋼板）とした。

[0073] 各供試材から50×50mmの試験片を採取し、メタノールにアセチルアセトンとテトラメチルアンモニウムを溶解させた電解液中で、定電流電解を行なった。電流値は500mA、電解時間は4時間とした。孔径0.2μmのフィルターを用いて回収した残さの質量を電解量で除し、百分率で表記した。このようにして、Mnを含有する介在物の濃度を求めた。

[0074] 供試材の断面をSEM観察し、介在物の分析、即ち、計数、寸法測定、EDSによる構成元素調査を行った。このようにして、最大長さが1.0~4.0μmである前記介在物に占めるMn酸化物の個数割合を求めた。

[0075] また、各供試材を、大気中で900℃に3分間保持した後、図2に示す実験用平板プレス金型にて挟む方法で、ホットスタンプを行なった。すなわち、図2に示すように、鋼板22を、上金型21aと下金型21bで加工した。熱電対を付けて測定した200℃までの平均冷却速度は約70℃/sであった。これらのホットスタンプ後の鋼材から、JIS5号引張試験片、図3に示す定荷重試験片、及び、シャルピー衝撃試験片を採取した。

[0076] 定荷重試験は、引張試験で求めた引張強さの90%に相当する張力を付加して行った。電流密度は0.01~1mA/cm²とした。

[0077] 拡散性水素の測定は、加熱速度100℃/時間で行った。

[0078] シャルピー衝撃試験は、試験温度20℃、0℃、-20℃、-40℃、-60℃、-80℃、-100℃、及び、-120℃で行い、吸収エネルギーの変化から延性脆性遷移温度を求めた。

[0079] 試験片の採取方向は、引張試験片、及び、定荷重試験片では、引張方向を鋼板の圧延方向と垂直にし、シャルピー試験片では、長手方向を圧延方向と平行にした。引張試験片の板厚は1.4mmとし、その他の試験片の板厚は、両面を研削して1.2mmとした。表2に結果を示す。

[0080]

[表1]

鋼	化学組成 (単位: 質量%、残部: Feおよび不純物)										備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	その他		
a	0.18	<u>0.015</u>	1.5	0.02	0.004	0.001	0.004	0.007	—	比較鋼	
b	0.18	0.025	1.5	0.02	0.004	0.001	0.004	0.007	Cr : 0.2、Ti:0.001、B:0.0035	適合鋼	
c	0.18	0.045	1.5	0.02	0.004	0.003	0.004	0.007	Nb : 0.01、B : 0.0035	適合鋼	
d	0.18	<u>0.055</u>	1.5	0.02	0.004	0.003	0.004	0.007	Cr : 0.2、Ti : 0.005、B : 0.0025	比較鋼	
e	0.22	<u>0.015</u>	1.2	0.02	0.004	0.001	0.003	<u>0.0006</u>	Cr : 0.01、B : 0.0025	比較鋼	
f	0.22	0.025	1.2	0.02	0.002	0.005	0.003	0.005	—	適合鋼	
g	0.22	0.025	1.2	0.02	0.002	0.003	0.003	0.009	B : 0.0025	適合鋼	
h	0.22	0.025	1.2	0.02	0.002	0.003	0.003	0.012	Ti : 0.01、B : 0.005	適合鋼	
i	0.24	0.025	1.0	0.01	0.002	0.005	0.003	0.007	Cr : 0.2	適合鋼	
j	0.24	0.030	1.0	0.01	0.002	0.005	0.003	0.007	Ti : 0.01、B : 0.003	適合鋼	
k	0.24	0.035	1.0	0.01	0.002	0.005	0.003	<u>0.021</u>	Ti : 0.01	比較鋼	
l	0.24	0.030	<u>0.9</u>	0.01	0.002	0.005	0.003	0.003	Nb : 0.1	比較鋼	
m	0.26	<u>0.010</u>	1.5	0.02	0.004	<u>0.6</u>	0.003	0.010	Nb : 0.03	比較鋼	
n	0.26	0.025	1.0	0.02	0.002	0.001	0.002	0.007	Cr : 0.2、B : 0.0030	適合鋼	
o	0.26	0.035	1.0	0.02	0.002	0.003	0.003	0.015	—	適合鋼	
p	0.26	0.030	1.0	0.02	0.004	0.003	0.004	0.010	Cr:1.0、Ti:0.03、B:0.005	適合鋼	

表中の下線は本発明の範囲外であることを示す。

[表2]

No.	鋼	Mnを含有する介在物の濃度 (質量%)	最大長さが1.0~4.0 μm である Mnを含有する介在物			引張強さ (MPa)	Hc (ppm)	延性脆性 遷移温度 ($^{\circ}\text{C}$)	備考
			観察した 介在物数 (個)	Mn酸化物 数 (個)	Mn酸化物数 の個数割合 (%)				
1	a	<u>0.26</u>	501	261	52.1	1502	0.74	-35	比較例
2	b	0.15	500	69	13.8	1510	0.96	-69	本発明例
3	c	0.12	512	52	10.2	1512	0.90	-70	本発明例
4	d	0.10	508	49	<u>9.6</u>	1514	0.45	-55	比較例
5	e	0.13	501	21	<u>4.2</u>	1542	0.30	-70	比較例
6	f	0.16	504	136	27.0	1545	0.92	-68	本発明例
7	g	0.14	502	172	34.3	1540	0.91	-66	本発明例
8	h	0.18	500	181	36.2	1546	0.94	-67	本発明例
9	i	0.15	500	124	24.8	1577	0.90	-71	本発明例
10	j	0.13	503	139	27.6	1570	0.92	-68	本発明例
11	k	<u>0.32</u>	502	208	41.5	1562	0.72	-29	比較例
12	l	0.11	500	45	<u>9.0</u>	1566	0.32	-65	比較例
13	m	0.02	500	7	<u>1.4</u>	1582	0.22	-31	比較例
14	n	0.18	500	121	24.2	1590	0.89	-61	本発明例
15	o	0.22	500	154	30.8	1596	0.90	-60	本発明例
16	p	0.17	507	115	22.7	1598	0.84	-62	本発明例

表中の下線は本発明の範囲外を示す。

[0082] いずれの例でも、ホットスタンプ後の鋼板は1500MPa以上の引張強さを示した。Mnを含有する介在物の濃度、および、最大長さが1.0~4.0 μm である前記介在物に占めるMn酸化物の個数割合の両方が本発明の範囲内である、No. 2、3、6~10、および14~16は、限界拡散性水素量Hcが0.84ppm以上、かつ、延性脆性遷移温度が -60°C 以下であり、良好な耐水素脆化特性と靱性とを有していた。

[0083] 一方、Mnを含有する介在物の濃度が本発明の範囲を外れるNo. 1および11では、延性脆性遷移温度が、同程度の引張強さを有する本発明例に比べて大幅に高く、靱性に劣っていた。また、最大長さが1.0～4.0 μ mである前記介在物に占めるMn酸化物の個数割合が本発明の範囲を外れるNo. 4、5、12および13では、Hcが本発明例に比べて著しく小さく、耐水素脆化特性に劣っていた。なお、No. 13のMnを含有する介在物の濃度は本発明の範囲内であるが、延性脆性遷移温度が同程度の引張強さを有する本発明例に比べて大幅に高い。これはAl含有量が高い（本発明の範囲外）ことで、Al系の酸化物が高濃度で含有されているためではないかと推定される。

[0084] （実施例2）

表3に示す化学組成を有する鋼片を鑄造した。これら鋼片を1250℃に加熱して熱間圧延に供し、仕上温度880～920℃で、厚さ3.0mmの熱延鋼板とした。巻取温度は700℃とした。酸洗後、50%の圧下率で冷間圧延して、板厚1.5mmの冷延鋼板を得た。それらの冷延鋼板を、700～800℃の温度域に1分間保持し、室温まで空冷する条件で再結晶焼鈍を施し、供試材（ホットスタンプ用鋼板）とした。実施例1と同じ方法で、Mnを含有する介在物の濃度および最大長さが1.0～4.0 μ mである前記介在物に占めるMn酸化物の個数割合を求めた。さらに、供試材を、大気中で900℃に5分間保持した後、図4に示すハット型に、ホットスタンプ法で成形した。熱電対を付けて測定した200℃までの平均冷却速度は、約35℃/sであった。図4に示す試験片採取位置41（ハット頭部）から、JIS5号引張試験片、定荷重試験片、及び、シャルピー衝撃試験片を採取した。試験片の採取方向と、鋼板の圧延方向の関係は、実施例1と同じとした。引張試験片の板厚は1.5mmとし、その他の試験片の板厚は、両面を研削し、1.3mmとした。定荷重試験は、引張試験で求めた引張強さの90%に相当する張力を付加して行った。電流密度は0.01～1mA/cm²とした。拡散性水素の測定は、加熱速度100℃/時間で行った。シャルピー

一衝撃試験は、試験温度 20℃、0℃、−20℃、−40℃、−60℃、−80℃、−100℃、及び、−120℃で行い、吸収エネルギーの変化から延性脆性遷移温度を求めた。表 4 に結果を示す。

[0085]

[表3]

鋼	化学組成 (単位：質量％、残部：Feおよび不純物)										備考
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	その他		
2a	0.22	<u>0.015</u>	1.2	0.02	0.002	0.005	0.003	0.005	V : 0.5	比較鋼	
2b	0.22	0.025	1.2	0.02	0.002	0.005	0.003	0.005	V : 0.5	適合鋼	
2c	0.22	0.025	1.2	0.02	0.002	0.005	0.003	0.005	Mo : 0.2	適合鋼	
2d	0.22	0.025	1.2	0.02	0.002	0.005	0.003	0.005	W:0.2	適合鋼	
2e	0.22	0.025	1.2	0.02	0.002	0.005	0.003	0.005	W : 0.5	適合鋼	
2f	0.22	0.025	1.2	0.02	0.002	0.005	0.003	0.005	Cu : 0.5、Ni : 0.3	適合鋼	
2g	0.22	0.025	1.2	0.02	0.002	0.005	0.003	0.005	Mo:0.1、W : 0.2、V : 0.2	適合鋼	
2h	0.22	0.025	1.2	0.02	0.002	0.005	0.003	0.005	B : 0.002、Mo:0.1、V : 0.2	適合鋼	
2i	0.22	0.030	<u>1.6</u>	0.02	0.007	0.001	0.003	<u>0.025</u>	B : 0.002、Nb : 0.5	比較鋼	
2j	0.22	<u>0.055</u>	<u>0.6</u>	0.01	0.002	0.003	0.003	0.007	B : 0.002、Cu : 1.0、Ni : 0.5	比較鋼	
2k	0.22	0.025	1.2	0.02	0.002	0.005	0.003	0.005	B : 0.003、Mo : 1.0	適合鋼	
2l	0.22	0.025	1.2	0.02	0.002	0.005	0.003	0.005	Nb : 0.2、V : 0.5	適合鋼	
2m	0.22	<u>0.060</u>	1.2	0.02	0.002	0.003	0.003	0.005	B : 0.002、V : 0.5	比較鋼	
2n	0.22	0.025	1.2	0.02	0.002	0.002	0.003	<u>0.0007</u>	B : 0.004、Cu : 0.5、Ni : 0.5	比較鋼	
2o	0.22	0.025	1.2	0.02	0.002	0.005	0.003	0.005	B : 0.002、Nb:0.2、W : 0.2、V : 0.3	適合鋼	
2p	0.22	0.025	<u>0.6</u>	0.01	0.002	0.001	0.003	0.007	B : 0.003、Mo : 0.2、V : 0.3	比較鋼	

表中の下線は本発明の範囲外を示す。

[表4]

No.	鋼	Mnを含有する介在物の濃度 (%)	最大長さが1.0~4.0 μ mであるMnを含有する介在物			引張強さ (MPa)	Hc (ppm)	延性脆性遷移温度 (°C)	備考
			観察した介在物数 (個)	Mn酸化物数 (個)	Mn酸化物数の個数割合 (%)				
17	<u>2a</u>	<u>0.27</u>	501	113	22.6	1580	0.60	-48	比較例
18	2b	0.15	500	125	25.0	1585	0.98	-68	本発明例
19	2c	0.14	512	109	21.3	1588	0.96	-67	本発明例
20	2d	0.19	508	126	24.8	1592	0.96	-68	本発明例
21	2e	0.16	504	119	23.6	1590	0.96	-69	本発明例
22	2f	0.12	500	110	22.0	1586	0.91	-65	本発明例
23	2g	0.10	500	118	23.6	1587	1.02	-67	本発明例
24	2h	0.13	502	109	21.7	1591	1.00	-68	本発明例
25	<u>2i</u>	<u>0.39</u>	511	302	59.1	1600	0.56	-36	比較例
26	<u>2j</u>	<u>0.005</u>	500	40	<u>7.9</u>	1602	0.55	-65	比較例
27	2k	0.15	500	134	26.8	1588	0.95	-65	本発明例
28	2l	0.12	503	123	24.5	1589	1.04	-70	本発明例
29	<u>2m</u>	<u>0.007</u>	504	49	<u>9.8</u>	1594	0.60	-65	比較例
30	<u>2n</u>	0.18	500	103	<u>4.3</u>	1590	0.35	-68	比較例
31	2o	0.16	512	151	29.4	1587	1.05	-71	本発明例
32	<u>2p</u>	0.02	502	47	<u>9.4</u>	1584	0.61	-69	比較例

表中の下線は本発明の範囲外を示す。

[0087] いずれの例でも、ホットスタンプ後の鋼板は1580MPa以上の引張強さを示した。その中で、Mnを含有する介在物の濃度、および、最大長さが1.0~4.0 μ mである前記介在物に占めるMn酸化物の個数割合の両方

が本発明の範囲内である、No. 18～24、27、28および31は、Hcが0.91ppm以上、かつ、延性脆性遷移温度が -65°C 以下であり、良好な耐水素脆化特性と靱性とを有していた。

一方、Mnを含有する介在物の濃度が本発明の範囲よりも高いNo. 17および25では、延性脆性遷移温度が、本発明例に比べて大幅に高く、靱性に劣っていた。また、最大長さが $1.0\sim 4.0\mu\text{m}$ である前記介在物に占めるMn酸化物の個数割合が本発明の範囲を外れるNo. 26、29、30および32では、Hcが本発明例に比べて小さく、耐水素脆化特性に劣ることが解る。なお、No. 25のMn酸化物の数の割合は本発明の範囲内であるが、Hcが小さい。これはMn含有量およびO含有量が高い（本発明の範囲外）ことで、Mn酸化物の大きさの分布が、本発明例に比べて大きい側に偏っているため、鋼との間の空隙が少ないからではないかと推定される。

[0088] (実施例3)

表5に示す化学組成を有する鋼片を鑄造した。これらの鋼片を 1200°C に加熱して熱間圧延に供し、仕上温度 $880\sim 920^{\circ}\text{C}$ で、厚さ $2.0\sim 4.0\text{mm}$ の熱延鋼板とした。冷却床(ROT)での冷却条件を制御して、複数の巻取温度で巻き取った。酸洗後、50%の圧下率で冷間圧延を施して冷延鋼板を得た。それらの冷延鋼板を、 $700\sim 800^{\circ}\text{C}$ に1分間保持し、室温まで空冷する条件で再結晶焼鈍を施し、供試材(ホットスタンプ用鋼板)とした。実施例1と同じ方法で、Mnを含有する介在物の濃度および最大長さが $1.0\sim 4.0\mu\text{m}$ であるMnを含有する介在物に占めるMn酸化物の個数割合を求めた。ホットスタンプは、実施例1と同じ平板金型で行った。ホットスタンプ後の鋼板から、引張試験片、定荷重試験片、及び、シャルピー衝撃試験片を、実施例1と同じ要領で採取した。試験片の板厚は、引張試験片は冷延鋼板と同じとし、他の試験片は、冷延鋼板の板厚から両面を 0.1mm 研削した厚さとした。定荷重試験、拡散性水素の測定およびシャルピー衝撃試験も実施例1と同じ要領で実施した。熱延板の仕上板厚、巻取温度、介在物の調査結果、耐水素脆化特性(Hc)および靱性を、まとめて表6

に示す。

[0089] [表5]

鋼	化学組成 (単位：質量%、残部：Feおよび不純物)								
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	その他
3a	0.20	0.025	1.0	0.02	0.004	0.003	0.003	0.005	B:0.004
3b	0.26	0.025	1.5	0.02	0.004	0.003	0.003	0.007	Cr：1.0、Mo：0.2、W：0.2、V：0.5

[0090]

[表6]

No.	鋼	熱延板厚 (mm)	巻き取り 温度 (°C)	Mnを含有 する介在 物の濃度 (%)	最大長さが1.0~4.0 μ mであ るMnを含有する介在物			引張強さ (MPa)	Hc (ppm)	延性脆性 遷移温度 (°C)	備考
					観察した 介在物数 (個)	Mn酸化物 数 (個)	Mn酸化物 数の個数 割合 (%)				
33	3a	2.8	700	0.15	500	89	17.8	1508	0.90	-66	本発明例
34	3a	2.8	690	0.16	500	73	14.6	1516	0.89	-67	本発明例
35	3a	2.8	<u>680</u>	0.14	504	47	<u>9.4</u>	1520	0.48	-47	比較例
36	3a	3.2	710	0.14	500	78	15.6	1503	0.92	-68	本発明例
37	3a	3.2	700	0.16	501	67	13.4	1510	0.90	-65	本発明例
38	3a	3.2	<u>680</u>	0.13	500	45	<u>9.0</u>	1518	0.44	-45	比較例
39	3a	4.0	720	0.17	507	77	15.2	1500	0.88	-69	本発明例
40	3a	4.0	690	0.15	500	57	11.4	1506	0.91	-70	本発明例
41	3a	4.0	<u>660</u>	0.15	502	46	<u>9.1</u>	1514	0.46	-44	比較例
42	3b	2.0	710	0.19	500	85	17	1596	1.06	-60	本発明例
43	3b	2.0	690	0.20	508	81	15.9	1600	1.03	-59	本発明例
44	3b	2.0	<u>670</u>	0.18	500	45	<u>8.9</u>	1606	0.68	-40	比較例
45	3b	2.4	750	0.20	503	58	11.5	1587	1.01	-61	本発明例
46	3b	2.4	700	0.21	500	52	10.3	1613	0.98	-63	本発明例
47	3b	2.4	<u>645</u>	0.18	500	48	<u>9.5</u>	1622	0.70	-43	比較例
48	3b	3.2	740	0.19	500	82	16.3	1594	1.07	-59	本発明例
49	3b	3.2	710	0.22	500	70	13.9	1601	1.02	-58	本発明例
50	3b	3.2	<u>680</u>	0.21	500	49	<u>9.8</u>	1618	0.69	-41	比較例

表中の下線は本発明の範囲外を示す。

[0091] ホットスタンプ後の鋼板の引張強さは仕上げ板厚に依らず、鋼3aでは1500~1520MPa、鋼3bでは1587~1622MPaの引張強さを示した。同じ板厚同士での比較では、巻取温度が低い程、引張強さは高くなる傾向を示し、供試材の強度が巻取温度の影響を受けている事が推測

される。Mnを含有する介在物の濃度は、何れの例でも本発明の範囲内であったが、巻取温度が本発明の範囲を外れる、No. 35、38、41、44、47および50の比較例では、最大長さが1.0~4.0 μm であるMnを含有する介在物に占めるMn酸化物の個数割合が本発明の範囲外（10%未満）であり、それを反映してHcも、同じ鋼の同じ仕上板厚である2つの本発明例に比べて著しく小さく、耐水素脆性に劣っており、また、延性脆性遷移温度も同じ鋼の同じ仕上げ板厚である2つの本発明例と比べて高く、靱性も劣っていた。これらの比較例は、いずれもMnを含有する介在物の濃度は本発明で規定する範囲内であることから、Mn酸化物の破砕が不十分で、拡散性水素のトラップサイトとなり得る空隙が十分に確保出来なかったことによりHcの数値が小さくなったこと、および、破砕に至らず延伸した介在物が残存したことで延性脆性遷移温度の上昇をもたらされたものと推定される。上記の例に対し、巻取温度が本発明の範囲内であるNo. 33、34、36、37、39、40、42、43、45、46、48および49の本発明例は、耐水素脆性および靱性の何れも優れていた。

[0092] （実施例4）

表7に示す化学組成を有する鋼片を製造した。これらの鋼片を、実施例1と同じ条件で、厚さ2.8mmの熱延鋼板とし、酸洗後、板厚1.4mmの鋼板に冷間圧延（圧下率：50%）した。これらの冷延鋼板を、平均加熱速度19℃/sで655℃まで加熱し、続いて、平均加熱速度2.5℃/sで730~780℃まで加熱し、直ちに、平均冷却速度6.5℃/sで冷却して、670℃の溶融アルミニウムめっき浴（10%のSiと不純物を含有）に浸漬し、5秒後に取り出し、ガスワイパーで付着量を調整した後、室温まで空冷した。得られた鋼板の介在物の分析を、実施例1と同じ要領で行った。また、実施例2と同じ要領で、ハット型にホットスタンプし、ハット頭部から、JIS5号引張試験片、穿孔試験用試験片、及び、シャルピー衝撃試験片を採取した。なお、ホットスタンプの加熱条件は、900℃に1分保持とし、雰囲気は、水素を3%含有した窒素とし、露点は0℃とした。表8に

、介在物に関する分析結果を示し、表 9 に、ホットスタンプ材に関する試験結果をまとめて示す。

[0093] [表7]

鋼	化学組成 (単位：質量%、残部：Feおよび不純物)								
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	O	その他
4a	0.20	0.025	1.5	0.02	0.004	0.003	0.0025	0.007	Cr:1.0、B : 0.004
4b	0.22	0.025	1.3	0.02	0.002	0.003	0.0025	0.006	B:0.003、Mo:0.2、W : 0.1、V:0.1
4c	0.24	0.040	1.1	0.02	0.002	0.003	0.0025	0.007	Nb : 0.02

[0094]

[表8]

No.	鋼	Alめっき 層の厚さ (μm)	Mnを含有 する介在 物の濃度 (%)	最大長さが1.0~4.0 μm であ るMnを含有する介在物		
				観察した 介在物数 (個)	Mn酸化物 数 (個)	Mn酸化物 数の個数 割合 (%)
51	4a	16.1	0.15	500	60	12.0
52	4a	22.1	0.16	500	64	12.8
53	4a	33.8	0.15	500	63	12.6
54	4a	48.7	0.17	500	66	13.2
55	4a	<u>51.1</u>	0.15	502	63	12.5
56	4b	15.2	0.11	500	73	14.6
57	4b	19.7	0.13	500	70	14.0
58	4b	34.1	0.11	504	71	14.1
59	4b	49.5	0.13	500	86	17.2
60	4b	<u>54.8</u>	0.12	500	74	14.8
61	4c	14.3	0.15	500	56	11.2
62	4c	20.0	0.15	500	61	12.2
63	4c	34.7	0.17	500	55	11.0
64	4c	49.3	0.16	500	57	11.4
65	4c	<u>55.4</u>	0.15	500	66	13.2

表中の下線は本発明の好適範囲外であることを示す。

[0095]

[表9]

No.	鋼	引張強さ (MPa)	穴壁部のク ラック数 (個)	延性脆性遷 移温度 (℃)	ホットスタンプ 状況
51	4a	1510	0	-62	良好
52	4a	1512	0	-69	良好
53	4a	1519	0	-67	良好
54	4a	1508	0	-68	良好
55	4a	1511	0	-61	かじり発生
56	4b	1540	0	-67	良好
57	4b	1543	0	-61	良好
58	4b	1546	0	-69	良好
59	4b	1539	0	-66	良好
60	4b	1544	0	-66	かじり発生
61	4c	1563	0	-64	良好
62	4c	1560	0	-61	良好
63	4c	1559	0	-60	良好
64	4c	1561	0	-62	良好
65	4c	1558	0	-63	かじり発生

[0096] いずれの例においても、Mnを含有する介在物濃度および最大長さが1.0～4.0 μ mであるMnを含有する介在物に占めるMn酸化物の個数割合が、本発明の範囲内であるので、穿孔試験の穴壁にクラックの発生は認められず、かつ、延性脆性遷移温度も-60℃以下であり、耐水素脆化特性と靱性が両立した鋼板（部材）が得られたが、A1めっき層の厚さが50 μ mを超えるNo. 55、60及び65では、ハット型の縦壁部に高い頻度でかじりが発生した。一方、A1めっき層の厚さが50 μ m以下のNo. 51～5

4、56～59及び61～64では、ハット型の縦壁部にかじりは全く発生しなかった。

[0097] (実施例5)

表7に示す化学組成を有する鋼片を、実施例1と同じ条件で、厚さ2.8mmの熱延鋼板とし、酸洗後、板厚1.2mmの鋼板に冷間圧延した。これらの冷延鋼板を、平均加熱速度19℃/sで655℃まで加熱し、続いて、平均加熱速度2.5℃/sで730～780℃まで加熱し、直ちに、平均冷却速度6.5℃/sで冷却して、460℃の溶融亜鉛めっき浴(0.15%のAlと不純物を含有)に浸漬し、3秒後に取り出し、ガスワイパーで付着量を調整した後、室温まで空冷した。得られた鋼板の介在物の分析を、実施例1と同じ要領で行った。また、実施例2と同じ要領で、ハット型にホットスタンプし、ハット頭部から、JIS5号引張試験片、穿孔試験片、及び、シャルピー衝撃試験片を採取した。なお、ホットスタンプの加熱条件は、900℃に1分保持とし、雰囲気は、水素を3%含有した窒素とし、露点は0℃とした。表10に、介在物に関する分析結果を示し、表11に、ホットスタンプ材に関する試験結果をまとめて示す。

[0098]

[表10]

No.	鋼	Znめっき 層の厚さ (μm)	Mnを含有 する介在 物の濃度 (%)	最大長さが1.0~4.0 μm であ るMnを含有する介在物		
				観察した 介在物数 (個)	Mn酸化物 数 (個)	Mn酸化物 数の個数 割合 (%)
66	4a	6.3	0.15	500	66	13.2
67	4a	12.7	0.16	500	63	12.6
68	4a	23.6	0.15	500	68	13.6
69	4a	28.8	0.17	500	65	13.0
70	4a	<u>31.1</u>	0.15	500	60	12.0
71	4b	11.3	0.11	500	71	14.2
72	4b	19.4	0.13	500	75	15.0
73	4b	24.6	0.11	505	78	15.4
74	4b	29.2	0.13	500	66	13.2
75	4b	<u>33.5</u>	0.12	500	70	14.0
76	4c	10.1	0.15	500	65	13.0
77	4c	17.5	0.15	500	61	12.2
78	4c	19.8	0.17	500	58	11.6
79	4c	29.1	0.16	500	54	10.8
80	4c	<u>32.5</u>	0.15	500	69	13.8

表中の下線は本発明の好適範囲外であることを示す。

[0099]

[表11]

No.	鋼	引張強さ (MPa)	穴壁部のク ラック数 (個)	延性脆性 遷移温度 (°C)	ホットスタンプ 状況
66	4a	1499	0	-65	良好
67	4a	1504	0	-69	良好
68	4a	1503	0	-61	良好
69	4a	1507	0	-68	良好
70	4a	1511	0	-64	Znの凝着発生
71	4b	1543	0	-66	良好
72	4b	1561	0	-61	良好
73	4b	1566	0	-69	良好
74	4b	1569	0	-66	良好
75	4b	1567	0	-62	Znの凝着発生
76	4c	1640	0	-64	良好
77	4c	1646	0	-68	良好
78	4c	1640	0	-62	良好
79	4c	1645	0	-62	良好
80	4c	1652	0	-62	Znの凝着発生

[0100] いずれの例においても、Mnを含有する介在物濃度および最大長さが1.0～4.0 μ mであるMnを含有する介在物に占めるMn酸化物の個数割合が本発明の範囲内であるので、穿孔試験の穴壁にクラックの発生は認められず、かつ、延性脆性遷移温度も-60℃以下であり、耐水素脆化特性と靱性が両立した鋼板（部材）が得られたが、Znめっき層の厚さが30 μ mを超えるNo. 70、75及び80では、金型に高い頻度でZnの凝着が認められた。一方、Znめっき層の厚さが30 μ m以下のNo. 66～69、71～74及び76～79では、金型へのZnの凝着は全く発生しなかった。

[0101] （実施例6）

表 7 に示す化学組成を有する鋼片を、実施例 1 と同じ条件で、厚さ 2.8 mm の熱延鋼板とし、酸洗後、板厚 1.4 mm の鋼板に冷間圧延（圧下率：50%）した。これらの冷延鋼板を、平均加熱速度 $19^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で 655°C まで加熱し、続いて、平均加熱速度 $2.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で $730\sim 780^{\circ}\text{C}$ まで加熱し、直ちに、平均冷却速度 $6.5^{\circ}\text{C}/\text{s}$ で冷却して、 460°C の溶融亜鉛めっき浴（0.13% の Al、0.03% の Fe および不純物を含有）に浸漬し、3 秒後に取り出し、ガスワイパーで付着量を調整した後、 480°C に加熱して合金化溶融亜鉛めっき層を形成し、その後、室温まで空冷した。得られた鋼板の介在物の分析を、実施例 1 と同じ要領で行った。また、実施例 2 と同じ要領で、ハット型にホットスタンプし、ハット頭部から、JIS 5 号引張試験片、穿孔試験片、及び、シャルピー衝撃試験片を採取した。なお、ホットスタンプの加熱条件は、 900°C に 1 分保持とし、雰囲気は、水素を 3% 含有した窒素とし、露点は 0°C とした。表 12 に、介在物に関する分析結果を、表 13 に、ホットスタンプ材に関する試験結果をまとめて示す。

[0102]

[表12]

No.	鋼	Zn-Fe合金 層の厚さ (μm)	Mnを含有 する介在 物の濃度 (%)	最大長さが1.0~4.0 μm であ るMnを含有する介在物		
				観察した 介在物数 (個)	Mn酸化物 数 (個)	Mn酸化物 数の個数 割合 (%)
81	4a	15.1	0.15	501	66	13.2
82	4a	22.5	0.16	501	68	13.6
83	4a	31.4	0.15	500	63	12.6
84	4a	39.7	0.17	500	61	12.2
85	4a	<u>46.2</u>	0.15	502	63	12.5
86	4b	15.5	0.11	510	75	14.7
87	4b	21.1	0.13	502	79	15.7
88	4b	39.3	0.11	504	80	15.9
89	4b	44.4	0.13	500	86	17.2
90	4b	<u>49.5</u>	0.12	500	70	14.0
91	4c	14.1	0.15	500	59	11.8
92	4c	20.6	0.15	500	63	12.6
93	4c	34.7	0.17	500	54	10.8
94	4c	42.1	0.16	504	59	11.7
95	4c	<u>45.4</u>	0.15	500	60	12.0

表中の下線は本発明の好適範囲外であることを示す。

[0103]

[表13]

No.	鋼	引張強さ (MPa)	穴壁部の クラック 数 (個)	延性脆性 遷移温度 (°C)	ホットスタンプ 状況
81	4a	1500	0	-62	良好
82	4a	1507	0	-62	良好
83	4a	1499	0	-60	良好
84	4a	1503	0	-68	良好
85	4a	1507	0	-60	微細割れ発生
86	4b	1569	0	-67	良好
87	4b	1614	0	-66	良好
88	4b	1619	0	-69	良好
89	4b	1612	0	-63	良好
90	4b	1608	0	-60	微細割れ発生
91	4c	1681	0	-64	良好
92	4c	1647	0	-61	良好
93	4c	1641	0	-68	良好
94	4c	1646	0	-62	良好
95	4c	1653	0	-60	微細割れ発生

[0104] いずれの例においても、Mnを含有する介在物濃度および最大長さが1.

0～4. 0 μm であるMnを含有する介在物に占めるMn酸化物の個数割合が本発明の範囲内であるので、穿孔試験の穴壁にクラックの発生は認められず、かつ、延性脆性遷移温度も -60°C 以下であり、耐水素脆化特性と靱性が両立した鋼板（部材）が得られたが、合金化溶融亜鉛めっき層の厚さが45 μm を超えるNo. 85、90及び95では、プレス後の合金層に微細な割れが発生した。一方、合金化溶融亜鉛めっき層の厚さが45 μm 以下のNo. 81～84、86～89及び91～94では、プレス後の合金層に微細な割れは全く発生しなかった。

産業上の利用可能性

[0105] 本発明によれば、ホットスタンプ後に穿孔などの応力が残留する加工が施された場合であっても良好な耐水素脆化特性を確保することができるとともに実施が容易であるので、ホットスタンプ法の適用範囲（部品）の拡大を図ることが可能となる。よって、本発明は、鋼板加工産業において利用可能性が高いものである。

符号の説明

- [0106] 2 1 a 上金型
 2 1 b 下金型
 2 2 鋼板
 4 1 試験片採取位置

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.18 ~ 0.26 %、

Si : 0.02 % 超 0.05 % 以下、

Mn : 1.0 ~ 1.5 %、

P : 0.03 % 以下、

S : 0.02 % 以下、

Al : 0.001 ~ 0.5 %、

N : 0.1 % 以下、

O : 0.0010 ~ 0.020 %、

Cr : 0 ~ 2.0 %、

Mo : 0 ~ 1.0 %

V : 0 ~ 0.5 %、

W : 0 ~ 0.5 %、

Ni : 0 ~ 5.0 %

B : 0 ~ 0.01 %

Ti : 0 ~ 0.5 %、

Nb : 0 ~ 0.5 %、

Cu : 0 ~ 1.0 %、

残部 : Fe および不純物である化学組成を有し、

Mn を含有する介在物の濃度が 0.010 質量% 以上 0.25 質量% 未満、かつ、最大長さが 1.0 ~ 4.0 μm である前記介在物に占める Mn 酸化物の個数割合が 10.0 % 以上であることを特徴とするホットスタンプ用鋼板。

[請求項2]

前記化学組成が、質量%で、

Cr : 0.01 ~ 2.0 %、

Mo : 0.01 ~ 1.0 %

V : 0.01 ~ 0.5 %、

W : 0.01 ~ 0.5 %、
Ni : 0.01 ~ 5.0 %および
B : 0.0005 ~ 0.01 %

からなる群から選択された1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1に記載のホットスタンプ用鋼板。

[請求項3] 前記化学組成が、質量%で、

Ti : 0.001 ~ 0.5 %、
Nb : 0.001 ~ 0.5 %および
Cu : 0.01 ~ 1.0 %

からなる群から選択された1種または2種以上を含有することを特徴とする請求項1または2に記載のホットスタンプ用鋼板。

[請求項4] 表面に厚さ50 μ m以下の溶融アルミニウムめっき層を有することを特徴とする請求項1 ~ 3のいずれか1項に記載のホットスタンプ用鋼板。

[請求項5] 表面に厚さ30 μ m以下の溶融亜鉛めっき層を有することを特徴とする請求項1 ~ 3のいずれか1項に記載のホットスタンプ用鋼板。

[請求項6] 表面に厚さ45 μ m以下の合金化溶融亜鉛めっき層を有することを特徴とする請求項1 ~ 3のいずれか1項に記載のホットスタンプ用鋼板。

[請求項7] 質量%で、

C : 0.18 ~ 0.26 %、
Si : 0.02 %超0.05 %以下、
Mn : 1.0 ~ 1.5 %、
P : 0.03 %以下、
S : 0.02 %以下、
Al : 0.001 ~ 0.5 %、
N : 0.1 %以下、
O : 0.0010 ~ 0.020 %、

C r : 0 ~ 2 . 0 %、

M o : 0 ~ 1 . 0 %

V : 0 ~ 0 . 5 %、

W : 0 ~ 0 . 5 %、

N i : 0 ~ 5 . 0 %

B : 0 ~ 0 . 0 1 %

T i : 0 ~ 0 . 5 %、

N b : 0 ~ 0 . 5 %、

C u : 0 ~ 1 . 0 %、

残部 : F e および不純物である化学組成を有する鋼片に熱間圧延を施した後に 6 9 0 ° C 以上の温度域で巻き取って熱間圧延鋼板とする熱間圧延工程と、前記熱間圧延鋼板に 1 0 ~ 9 0 % の圧下率の冷間圧延を施して冷間圧延鋼板とする冷間圧延工程とを含むことを特徴とするホットスタンプ用鋼板の製造方法。

[請求項8] 前記化学組成が、質量%で、

C r : 0 . 0 1 ~ 2 . 0 %、

M o : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 %

V : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 %、

W : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 %、

N i : 0 . 0 1 ~ 5 . 0 % および

B : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 1 %

からなる群から選択された 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする請求項 7 に記載のホットスタンプ用鋼板の製造方法。

[請求項9] 前記化学組成が、質量%で、

T i : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 %、

N b : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 % および

C u : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 %

からなる群から選択された 1 種または 2 種以上を含有することを特徴

とする請求項7または8に記載のホットスタンプ用鋼板の製造方法。

[請求項10] 請求項7～9のいずれか1項に記載の製造方法により得られたホットスタンプ用鋼板を溶融アルミニウムめっき浴に浸漬して鋼板表面に溶融アルミニウムめっき層を形成することを特徴とするホットスタンプ用鋼板の製造方法。

[請求項11] 請求項7～9のいずれか1項に記載の製造方法により得られたホットスタンプ用鋼板を溶融亜鉛めっき浴に浸漬して鋼板表面に溶融亜鉛めっき層を形成することを特徴とするホットスタンプ用鋼板の製造方法。

[請求項12] 請求項7～9のいずれか1項に記載の製造方法により得られたホットスタンプ用鋼板を溶融亜鉛めっき浴に浸漬したのちに600℃以下の温度域に加熱して鋼板表面に合金化溶融亜鉛めっき層を形成することを特徴とするホットスタンプ用鋼板の製造方法。

[請求項13] 質量%で、
C : 0.18～0.26%、
Si : 0.02%超0.05%以下、
Mn : 1.0～1.5%、
P : 0.03%以下、
S : 0.02%以下、
Al : 0.001～0.5%、
N : 0.1%以下、
O : 0.0010～0.020%、
Cr : 0～2.0%、
Mo : 0～1.0%
V : 0～0.5%、
W : 0～0.5%、
Ni : 0～5.0%
B : 0～0.01%

T i : 0 ~ 0 . 5 %、

N b : 0 ~ 0 . 5 %、

C u : 0 ~ 1 . 0 %、

残部 : F e および不純物である化学組成を有し、

M n を含有する介在物の濃度が 0 . 0 1 0 質量%以上 0 . 2 5 質量%未満、かつ、最大長さが 1 . 0 ~ 4 . 0 μ m である前記介在物に占める M n 酸化物の個数割合が 1 0 . 0 % 以上であることを特徴とするホットスタンプ鋼材。

[請求項14] 前記化学組成が、質量%で、

C r : 0 . 0 1 ~ 2 . 0 %、

M o : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 %

V : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 %、

W : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 %、

N i : 0 . 0 1 ~ 5 . 0 % および

B : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 1 %

からなる群から選択された 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする請求項 1 3 に記載のホットスタンプ鋼材。

[請求項15] 前記化学組成が、質量%で、

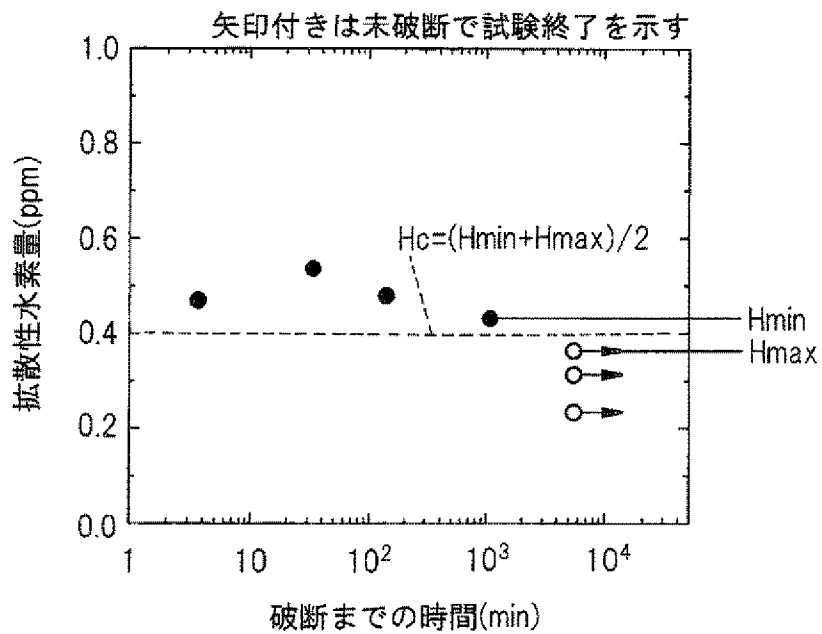
T i : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 %、

N b : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 5 % および

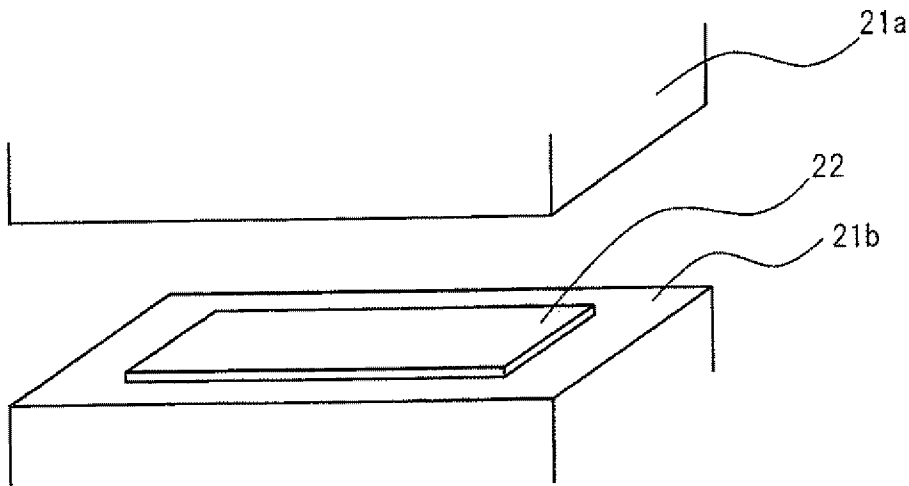
C u : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 %

からなる群から選択された 1 種または 2 種以上を含有することを特徴とする請求項 1 3 または 1 4 に記載のホットスタンプ鋼材。

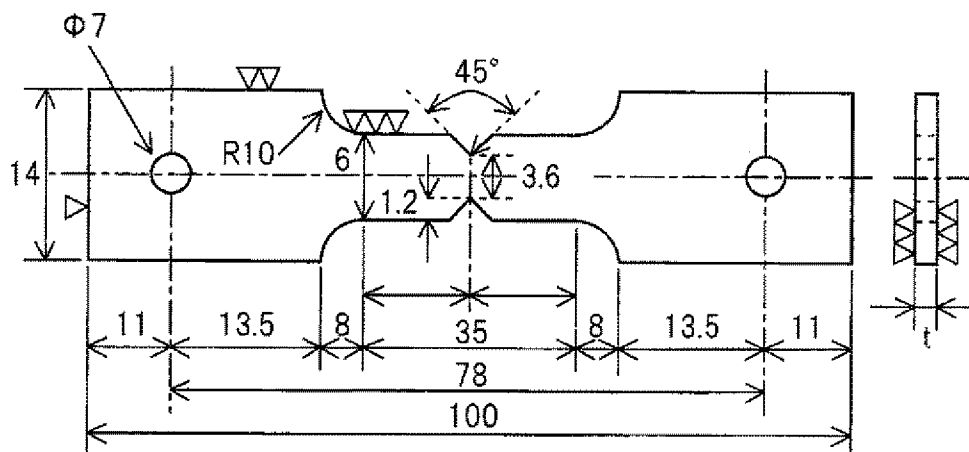
[図1]



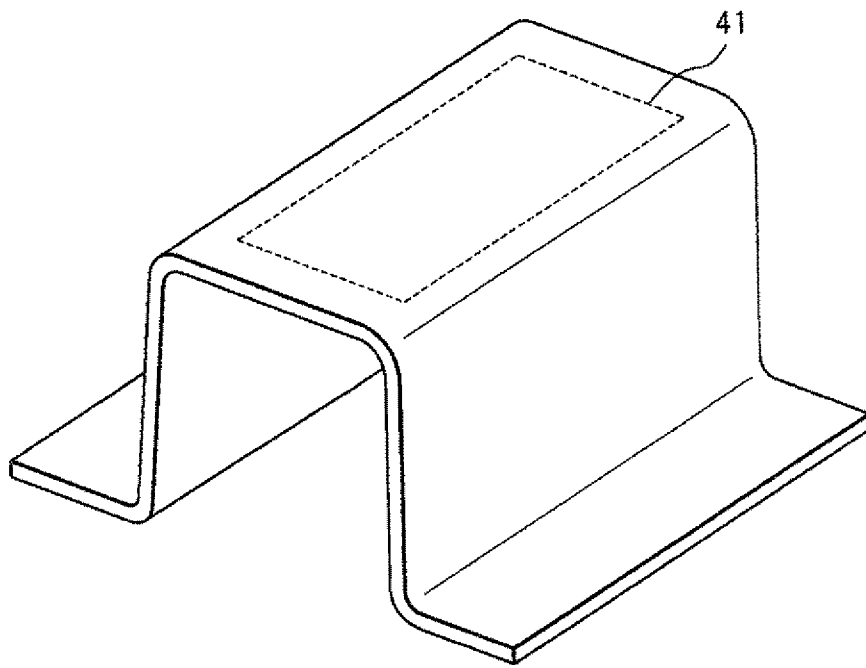
[図2]



[図3]



[図4]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/055992

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/54(2006.01)i, C23C2/06(2006.01)i, C23C2/12(2006.01)i, C23C2/28(2006.01)i, C23C2/40(2006.01)i, C22C18/04(2006.01)n, C22C21/02(2006.01)n

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00, C21D9/46, C22C38/06, C22C38/54, C23C2/06, C23C2/12, C23C2/28, C23C2/40, C22C18/04, C22C21/02

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2013
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2013	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2013

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	WO 2008/066194 A1 (Nippon Steel Corp.), 05 June 2008 (05.06.2008), entire text & US 2010/0054984 A1 & EP 2096186 A1 & KR 10-2009-0055648 A & CN 101573463 A	1-15
A	JP 2000-17371 A (Nippon Yakin Kogyo Co., Ltd.), 18 January 2000 (18.01.2000), entire text (Family: none)	1-15
A	JP 2003-166035 A (Nippon Steel Corp.), 13 June 2003 (13.06.2003), entire text (Family: none)	1-15



Further documents are listed in the continuation of Box C.



See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
03 June, 2013 (03.06.13)

Date of mailing of the international search report
11 June, 2013 (11.06.13)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2013/055992

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2002-80933 A (Nippon Steel Corp.), 22 March 2002 (22.03.2002), entire text & US 2003/0196735 A1 & EP 1327695 A1 & WO 2002/024968 A1 & CN 1462317 A	1-15
A	JP 2011-184758 A (JFE Steel Corp.), 22 September 2011 (22.09.2011), entire text & US 2013/0048161 A & EP 2546375 A & WO 2011/111333 A1 & CN 102906291 A & KR 10-2012-0121406 A	1-15
A	JP 2008-144239 A (Nippon Steel Corp.), 26 June 2008 (26.06.2008), entire text (Family: none)	1-15

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (I P C))

Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/54(2006.01)i,
C23C2/06(2006.01)i, C23C2/12(2006.01)i, C23C2/28(2006.01)i, C23C2/40(2006.01)i,
C22C18/04(2006.01)n, C22C21/02(2006.01)n

B. 調査を行った分野

調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (I P C))

Int.Cl. C22C38/00, C21D9/46, C22C38/06, C22C38/54, C23C2/06, C23C2/12, C23C2/28, C23C2/40, C22C18/04,
C22C21/02

最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの

日本国実用新案公報	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 1 3 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 1 3 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 1 3 年

国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)

C. 関連すると認められる文献

引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	WO 2008/066194 A1 (新日本製鐵株式会社) 2008.06.05, 全文 & US 2010/0054984 A1 & EP 2096186 A1 & KR 10-2009-0055648 A & CN 101573463 A	1-15
A	JP 2000-17371 A (日本冶金工業株式会社) 2000.01.18, 全文 (ファミリーなし)	1-15
A	JP 2003-166035 A (新日本製鐵株式会社) 2003.06.13, 全文 (ファミリーなし)	1-15

☒ C 欄の続きにも文献が列挙されている。

☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。

* 引用文献のカテゴリー

「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの
「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの
「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す)
「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献
「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願

の日の後に公表された文献

「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの
「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの
「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの
「&」同一パテントファミリー文献

国際調査を完了した日

0 3 . 0 6 . 2 0 1 3

国際調査報告の発送日

1 1 . 0 6 . 2 0 1 3

国際調査機関の名称及びあて先

日本国特許庁 (I S A / J P)
郵便番号 1 0 0 - 8 9 1 5
東京都千代田区霞が関三丁目 4 番 3 号

特許庁審査官 (権限のある職員)

岸 智之

4 K

4 4 2 7

電話番号 0 3 - 3 5 8 1 - 1 1 0 1 内線 3 4 3 5

C (続き) . 関連すると認められる文献		
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求項の番号
A	JP 2002-80933 A (新日本製鐵株式会社) 2002.03.22, 全文 & US 2003/0196735 A1 & EP 1327695 A1 & WO 2002/024968 A1 & CN 1462317 A	1-15
A	JP 2011-184758 A (J F E スチール株式会社) 2011.09.22, 全文 & US 2013/0048161 A & EP 2546375 A & WO 2011/111333 A1 & CN 102906291 A & KR 10-2012-0121406 A	1-15
A	JP 2008-144239 A (新日本製鐵株式会社) 2008.06.26, 全文 (ファミリーなし)	1-15