

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4091894号  
(P4091894)

(45) 発行日 平成20年5月28日(2008.5.28)

(24) 登録日 平成20年3月7日(2008.3.7)

(51) Int.Cl.	F I	
<b>C 2 2 C 38/00 (2006.01)</b>	C 2 2 C 38/00	3 0 1 S
<b>C 2 1 D 9/46 (2006.01)</b>	C 2 2 C 38/00	3 0 2 Z
<b>C 2 2 C 38/58 (2006.01)</b>	C 2 1 D 9/46	G
<b>C 2 2 C 38/60 (2006.01)</b>	C 2 1 D 9/46	P
	C 2 2 C 38/58	

請求項の数 11 (全 22 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2003-353429 (P2003-353429)	(73) 特許権者	000006655 新日本製鐵株式会社 東京都千代田区大手町2丁目6番3号
(22) 出願日	平成15年10月14日(2003.10.14)	(74) 代理人	100074790 弁理士 椎名 彊
(65) 公開番号	特開2004-332099 (P2004-332099A)	(74) 代理人	100097995 弁理士 松本 悦一
(43) 公開日	平成16年11月25日(2004.11.25)	(72) 発明者	藤田 展弘 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内
審査請求日	平成17年9月15日(2005.9.15)	(72) 発明者	高橋 学 千葉県富津市新富20-1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内
(31) 優先権主張番号	特願2003-108649 (P2003-108649)		
(32) 優先日	平成15年4月14日(2003.4.14)		
(33) 優先権主張国	日本国(JP)		

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板およびその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%にて、

- C : 0.05 ~ 0.3 %、
- Si : 0.01 ~ 3.0 %、
- Mn : 0.01 ~ 4.0 %、
- P : 0.0001 ~ 0.020 %、
- S : 0.0001 ~ 0.020 %、
- Al : 0.01 ~ 0.23 %、
- N : 0.0001 ~ 0.01 %、

を含有し、

- Ni : 0.001 ~ 5.5 %、
- Cu : 0.001 ~ 3.0 %、
- Cr : 0.001 ~ 5.0 %、
- Mo : 0.005 ~ 5 %、

のうち1種以上を含有し、残部が鉄および不可避免的不純物からなり、ミクロ組織が、主相としてベイナイト、ベイニティックフェライトの一方又は双方を面積率で合計34 ~ 97 %含有し、第2相としてオーステナイトの面積率(V)が3 ~ 30 %であり、残部がフェライト及び/又はマルテンサイトからなり、引張強さ(TS)が800 MPa以上であり、更に下記(1-1)及び(1-2)式を満たすことを特徴とする耐水素脆化、溶接性

、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板。

$$0.08 \times \{ 2Cu + 20Mo + 3Ni + Cr \} - \{ 0.1 - 3.5 \times 10^{-7} \times (TS)^{-3.1} \} - 0.3V \quad \dots (1-1)$$

$$0.01Si + Al + 7.67C - 1.78 \quad \dots (1-2)$$

ここで、TS：引張強さ(MPa)、

元素記号は鋼中に含まれる各元素の質量%を示す。

【請求項2】

質量%にて、

$$C : 0.05\% \sim 0.3\%、$$

$$Si : 0.01 \sim 3.0\%、$$

$$Mn : 0.01 \sim 4.0\%、$$

$$P : 0.0001 \sim 0.020\%、$$

$$S : 0.0001 \sim 0.020\%、$$

$$Al : 0.01 \sim 0.23\%、$$

$$N : 0.0001 \sim 0.01\%、$$

を含有し、

$$Ni : 0.001 \sim 5.5\%、$$

$$Cu : 0.001 \sim 3.0\%、$$

$$Cr : 0.001 \sim 5.0\%、$$

$$Mo : 0.005 \sim 5\%、$$

のうち1種以上を含有し、

更に、

$$V : 0.005 \sim 1\%$$

を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、ミクロ組織が、主相としてベイナイト、ベイニティックフェライトの一方又は双方を面積率で合計34～97%含有し、第2相としてオーステナイトの面積率(V)が3～30%であり、残部がフェライトまたはマルテンサイトからなり、引張強さ(TS)が800MPa以上であり、更に下記(2-1)及び(2-2)式を満たすことを特徴とする耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板。

$$0.08 \times \{ 2Cu + 20Mo + 3Ni + Cr + 20V \} - \{ 0.1 - V/5 - 3.5 \times 10^{-7} \times (TS)^{-3.1} \} - 0.3V \quad \dots (2-1)$$

$$0.01Si + Al + 7.67C - 1.78 \quad \dots (2-2)$$

ここで、TS：引張強さ(MPa)、

元素記号は鋼中に含まれる各元素の質量%を示す。

【請求項3】

更に、質量%にて、

$$Se : 0.0002 \sim 0.05\%、$$

$$As : 0.0002 \sim 0.05\%、$$

$$Sb : 0.0002 \sim 0.05\%、$$

$$Pb : 0.0002 \sim 0.05\%、$$

$$Bi : 0.0002 \sim 0.05\%、$$

の1種または2種以上を含有し、かつ、それらの合計が0.05%以下を満たすことを特徴とする請求項1又は2記載の耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板。

【請求項4】

更に、質量%で、Nb：0.001～1.0%を、下記(3)式を満たす範囲で含有することを特徴とする請求項1～3の何れか1項に記載の耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板。

$$(3.0Nb + 2.5Mo + 2/3Si + Mn) - (2.3C^{0.5} + 1.80) > 0$$

$$\dots (3)$$

10

20

30

40

50

## 【請求項 5】

更に、質量%にて、

RE M : 0 . 0 0 0 2 ~ 0 . 1 0 %、

Ca : 0 . 0 0 0 2 ~ 0 . 1 0 %、

Y : 0 . 0 0 0 2 ~ 0 . 1 0 %、

M g : 0 . 0 0 0 2 ~ 0 . 1 0 %

の1種または2種以上を含むことを特徴とする請求項1~4の何れか1項に記載の耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板。

## 【請求項 6】

更に、質量%にて、

T i : 0 . 0 0 2 ~ 1 %、

Z r : 0 . 0 0 5 ~ 1 %、

H f : 0 . 0 0 5 ~ 1 %、

T a : 0 . 0 0 5 ~ 1 %、

の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1~5の何れか1項に記載の耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板。

## 【請求項 7】

更に、質量%にて、

W : 0 . 0 0 5 ~ 5 %、

C o : 0 . 0 0 5 ~ 2 . 0 %、

の1種または2種を含有することを特徴とする請求項1~6の何れか1項に記載の耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板。

## 【請求項 8】

更に、質量%にて、

B : 0 . 0 0 0 2 ~ 0 . 1 %、

を含有することを特徴とする請求項1~7の何れか1項に記載の耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板。

## 【請求項 9】

主相が、ベイナイト、ベイニティックフェライトの一方又は双方と、質量%で炭素が0.3%以下またはビッカース硬度で600以下であるマルテンサイトとからなることを特徴とする請求項1~8の何れか1項に記載の耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板。

## 【請求項 10】

請求項1~8のいずれかに記載の組成からなる鋳片を1100 以上に加熱し、 $A r_3$  点以上の仕上温度で熱間圧延を施し、400~800 で捲取り、次いで酸洗の後、圧下率を10~80%として冷間圧延後、その後焼鈍時の最高温度が $0.8 \times (A c_3 - A c_1) + A c_1$  ( ) 以上 $A c_3 + 30$  ( ) 以下で焼鈍した後に、3~150 /秒の冷却速度で200~450 の温度域に冷却し、引き続いて同温度域で1秒~3000秒保持することを特徴とする耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板の製造方法。

## 【請求項 11】

焼鈍後、3~150 /秒の冷却速度で $M f + 10$  ~ 450 の温度域に冷却することを特徴とする請求項10記載の耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板の製造方法。

但し、 $M f$  ( ) =  $361 - 474 \times C$  (質量%) -  $33 \times Mn$  (質量%) -  $17 \times Ni$  (質量%) -  $17 \times Cr$  (質量%) -  $21 \times Mo$  (質量%)

## 【発明の詳細な説明】

## 【技術分野】

## 【0001】

本発明は、建材、家電製品、自動車などに適する溶接性、穴拡げ性および延性に優れ、

10

20

30

40

50

引張強度が800MPa以上の高強度鋼板において、特に問題となる、水素脆化、置き割れや遅れ破壊を抑制した高強度薄鋼板及びその製造方法に関するものである。

【背景技術】

【0002】

従来、ボルト、PC鋼線やラインパイプといった用途には高強度鋼が多く使われており、980MPa以上の引張強度になると、鋼中への水素の侵入により遅れ破壊が発生することが知られている。これに対し、薄鋼板は板厚が薄いため水素が侵入しても短時間で放出されることから、いわゆる遅れ破壊に対する問題意識は低かったと言える。しかし、最近では自動車の軽量化や衝突安全性の向上の必要性から、980MPa以上の超高強度鋼板にプレス成形、パイプ成形、曲げ加工、端面加工、穴拡げ加工などを施して、バンパー  
10  
やインパクトビーム等の補強材やシートレール等に使用に供する場合は急速に増えてきている。したがって、耐遅れ破壊性を備えた超高強度薄鋼板の開発が急務である。

【0003】

これまで、耐遅れ破壊を向上させる技術はほとんどがボルトや条鋼、厚板といった、製品のままでかつ耐力または降伏応力以下で使用されることの多い鋼材に対して開発されてきた。例えば条鋼・ボルト用鋼においては、焼き戻しマルテンサイトを中心に開発が行われ、非特許文献1 {「遅れ破壊解明の新展開」(日本鉄鋼協会、1997年1月発行)}  
20  
にCr、MoやVといった焼き戻し軟化抵抗性を示す添加元素が耐遅れ破壊性向上に有効であることが報告されている。これは、合金炭化物を析出させて、これを水素のトラップサイトに活用することで遅れ破壊形態を粒界から粒内破壊へと移行させる技術である。しかし、これらの鋼はC量0.4%以上で合金元素も多く含むことから、薄鋼板で要求される加工性や溶接性が劣悪で、さらに、合金炭化物析出には数時間以上という析出熱処理が必要なため、製造性にも問題がある。

【0004】

また、非特許文献1では、Ti、Mgを主体とする酸化物が水素性欠陥を防ぐことに効果があるとされている。しかし、これは対象が厚鋼板であり、特に大入熱の溶接後の遅れ破壊については考慮されている。しかしながら、薄鋼板の自動車に部品における使用環境を十分考慮したものは無い。一方、薄鋼板の遅れ破壊に関しては、例えば、非特許文献2 (CAMP-ISIJ vol.5 (1992) 1839~1842頁)に残留オーステナイト量の加工誘起変態に起因した遅れ破壊の助長について報告されている。これは、薄  
30  
鋼板の成型加工を考慮したものであるが、耐遅れ破壊性を劣化させない残留オーステナイト量の規制について述べられている。すなわち、特定の組織を持つ高強度薄鋼板に関するものであり、根本的な耐遅れ破壊向上対策とは言えない。

【0005】

さらに、このような高強度材を用いて部材を組み上げる時には、延性、曲げ性、穴拡げ性や溶接性などが、引張り強度で590MPa程度までの高強度鋼板以上に大きな問題となるため、これらに対する対策が必要となる。各特性に対して、以下のような対策が各々講じられている。たとえば、穴拡げ性については、非特許文献3 (CAMP-ISIJ vol.13 (2000) 395頁)にあるように、主相をベイナイトとして穴拡げ性を向上させ、さらには張り出し性形成性についても、第2相に残留オーステナイトを生成させることで現行の残留オーステナイト鋼並の張り出し性を示すことが開示されている。さらには、Ms温度以下でオーステンパ処理をすることで面積率2~3%の残留オーステナイトを生成させると、引張り強度×穴拡率が最大となることも示されている。しかし、800MPaを超えて顕在化する溶接性および溶接熱影響部での軟化挙動については考慮されていない。

【0006】

また、溶接性については、溶接熱影響部における軟化挙動(HAZ軟化挙動)が問題視されるケースが多い。これに対して、例えば特許文献1(特開2000-87175号公報)にあるようにNbおよびMoの炭化物(Nb, Mo)Cの析出によりHAZ軟化挙動を抑制することが示されている。しかし、この技術は、疲労強度に関して考慮されている  
50

ものの穴拡げ性等の加工性について十分な考慮はない。また、H A Z 軟化挙動抑制の効果も強度レベルが低く、800 MPa 以上の極めて高強度な材料における溶接性や加工性について十分とはいえない。特に、引張り強度が800 MPa 以上になると、溶接自体が困難になり、980 MPa 以上でさらに顕著となる。このため、スポット溶接等の従来の溶接方法に加えてレーザー溶接なども一部適用される例もある。しかし、高強度故特に溶接部および熱影響部での材質変動が590 MPa クラスの高強度材に比べ極めて顕著となる。また、高強度化にマルテンサイトの活用は穴拡げ性や延性低下が助長されてしまう。

【0007】

【非特許文献1】「遅れ破壊解明の新展開」(日本鉄鋼協会、1997年1月発行)

【非特許文献2】CAMP - ISI J vol. 5 (1992) 1839 ~ 1842頁

【非特許文献3】CAMP - ISI J vol. 13 (2000) 395頁

【特許文献1】特開2000 - 87175号公報

【特許文献2】特開平11 - 293383号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

上記のように、特に自動車用薄鋼板の使用環境を十分考慮して水素脆化型の遅れ破壊に対する対策を講じ、かつ使用特性である溶接性や穴広げ性、延性等を十分考慮した開発事例はほとんどない。本発明は、上記課題を解決し、引張り強度が800 MPa 以上の高強度鋼板の耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性を同時に改善した高強度鋼板およびその製造方法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】

【0009】

発明者らは、以上のような背景から、薄鋼板における使用環境を十分に考慮して、溶接性や加工性を確保したまま耐遅れ破壊性を向上させる方法を見出すに至った。すなわち、鋼板の組織および析出物制御に加えて鋼板中のトラップサイト制御および環境から侵入し得る水素量を低減することで水素起因の耐遅れ破壊性を向上させることが可能なことを見出した。詳細は以下の通りである。

【0010】

(1) 質量%にて、C : 0.05 ~ 0.3%、Si : 0.01 ~ 3.0%、Mn : 0.01 ~ 4.0%、P : 0.0001 ~ 0.020%、S : 0.0001 ~ 0.020%、Al : 0.01 ~ 0.23%、N : 0.0001 ~ 0.01%、を含有し、Ni : 0.01 ~ 5.5%、Cu : 0.001 ~ 3.0%、Cr : 0.001 ~ 5.0%、Mo : 0.005 ~ 5%のうち1種以上を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、ミクロ組織が、主相としてベイナイト、ベイニティックフェライトの一方又は双方を面積率で合計34 ~ 97%含有し、第2相としてオーステナイトの面積率(V)が3 ~ 30%であり、残部がフェライト及び/又はマルテンサイトからなり、引張強さ(TS)が800 MPa 以上であり、更に下記(1-1)及び(1-2)式を満たすことを特徴とする耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板。

$$0.008 \times \{2Cu + 20Mo + 3Ni + Cr\} - \{0.1 - 3.5 \times 10^{-7} \times (TS)^{-3.1}\} - 0.3V \quad \dots (1-1)$$

$$0.001Si + Al + 7.67C - 1.78 \quad \dots (1-2)$$

ここで、TS : 引張強さ(MPa)、元素記号は鋼中に含まれる各元素の質量%を示す。

【0011】

(2) 質量%にて、C : 0.05% ~ 0.3%、Si : 0.01 ~ 3.0%、Mn : 0.01 ~ 4.0%、P : 0.0001 ~ 0.020%、S : 0.0001 ~ 0.020%、Al : 0.01 ~ 0.23%、N : 0.0001 ~ 0.01%、を含有し、Ni : 0.01 ~ 5.5%、Cu : 0.001 ~ 3.0%、Cr : 0.001 ~ 5.0%、Mo : 0.005 ~ 5%のうち1種以上を含有し、更に、V : 0.005 ~ 1%を含有し、残部が鉄および不可避的不純物からなり、ミクロ組織が、主相としてベイナイト、ベイニティック

10

20

30

40

50

クフェライトの一方又は双方を面積率で合計34～97%含有し、第2相としてオーステナイトの面積率(V)が3～30%であり、残部がフェライトまたはマルテンサイトからなり、引張強さ(TS)が800MPa以上であり、更に下記(2-1)及び(2-2)式を満たすことを特徴とする耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板。

$$0.08 \times \{2Cu + 20Mo + 3Ni + Cr + 20V\} - \{0.1 - V/5 - 3.5 \times 10^{-7} \times (TS)^{-3.1}\} - 0.3V \quad \dots (2-1)$$

$$0.0Si + Al + 7.67C - 1.78 \quad \dots (2-2)$$

ここで、TS：引張強さ(MPa)、元素記号は鋼中に含まれる各元素の質量%を示す。

【0012】

(3)更に、質量%にて、Se：0.0002～0.05%、As：0.0002～0.05%、Sb：0.0002～0.05%、Pb：0.0002～0.05%、Bi：0.0002～0.05%、の1種または2種以上を含有し、かつ、それらの合計が0.05%以下を満たすことを特徴とする前記(1)又は(2)記載の耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板。

(4)更に、質量%で、Nb：0.001～1.0%を、下記(3)式を満たす範囲で含有することを特徴とする前記(1)～(3)の何れかに記載の耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板。

$$(3.0Nb + 2.5Mo + 2/3Si + Mn) - (2.3C^{0.5} + 1.80) > 0 \quad \dots$$

(3)

【0013】

(5)更に、質量%にて、REM：0.0002～0.10%、Ca：0.0002～0.10%、Y：0.0002～0.10%、Mg：0.0002～0.10%の1種または2種以上を含むことを特徴とする前記(1)～(4)の何れか1項に記載の耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板。

(6)更に、質量%にて、Ti：0.002～1%、Zr：0.005～1%、Hf：0.005～1%、Ta：0.005～1%、の1種または2種以上を含有することを特徴とする前記(1)～(5)の何れか1項に記載の耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板。

【0014】

(7)更に、質量%にて、W：0.005～5%、Co：0.005～2.0%の1種または2種を含有することを特徴とする前記(1)～(6)の何れか1項に記載の耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板。

(8)更に、質量%にて、B：0.0002～0.1%を含有することを特徴とする前記(1)～(7)の何れか1項に記載の耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板。

(9)主相が、ベイナイト、ベイニティックフェライトの一方又は双方と、質量%で炭素が0.3%以下またはビッカース硬度で600以下であるマルテンサイトとからなることを特徴とする前記(1)～(8)の何れか1項に記載の耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板。

【0015】

(10)(1)～(8)のいずれかに記載の組成からなる鋳片を1100℃以上に加熱し、Ar<sub>3</sub>点以上の仕上温度で熱間圧延を施し、400～800℃で捲取り、次いで酸洗の後、圧下率を10～80%として冷間圧延後、その後焼鈍時の最高温度が0.8×(Ac<sub>3</sub> - Ac<sub>1</sub>) + Ac<sub>1</sub>(℃)以上、Ac<sub>3</sub> + 30(℃)以下で焼鈍した後に、3～150℃/秒の冷却速度で200～450℃の温度域に冷却し、引き続いて同温度域で1秒～3000秒保持することを特徴とする耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板の製造方法である。

【0016】

(11)焼鈍後、3～150℃/秒の冷却速度でMf + 10℃～450℃の温度域に冷却

10

20

30

40

50

することを特徴とする前記(10)記載の耐水素脆化、溶接性、穴拡げ性および延性に優れた高強度薄鋼板の製造方法。

但し、 $Mf(\%) = 361 - 474 \times C(\%) - 33 \times Mn(\%) - 17 \times Ni(\%) - 17 \times Cr(\%) - 21 \times Mo(\%)$

【発明の効果】

【0017】

以上のべたように、本発明により、引張り強度が800MPa以上の高強度鋼板の耐水素脆化型遅れ破壊特性、溶接性、穴拡げ性および延性を同時に改善した高強度鋼板およびその製造方法を得ることができる。

【発明を実施するための最良の形態】

【0018】

これまでの高強度鋼材である焼き戻しマルテンサイト鋼では、水素起因の遅れ破壊は旧オーステナイト粒界等に水素が集積することにより、ポイド等が形成して、その部分が起点となって破壊を生じると考えられている。そこで、水素のトラップサイトを均等かつ微細に分散させて、その部分に水素をトラップさせると、拡散性水素濃度が下がり、遅れ破壊の感受性が下がる。前出の特許文献2(特開平11-293383号公報)にあるように、MgおよびTiを複合添加した厚鋼板における酸化物の分散形態制御で、水素起因の耐遅れ破壊性が向上することが分かっている。

【0019】

しかし、環境から来る水素量が局部的にでも大量である場合を考えると、いくら鋼材内に水素のトラップサイトを分散させても必然的に水素起因の遅れ破壊は発生してしまう。さらには延性を十分に確保する観点からは残留オーステナイトをある程度活用せざるを得ない。このため、まず(イ)鋼材内にトラップサイトを分散させ残留オーステナイトを延性とのバランスの上で制御して鋼材自体の許容水素量を高めておくことに加えて、(ロ)置かれた環境から侵入し得る水素量を低減することが重要である。

【0020】

本発明者らは、上述の背景を踏まえて、薄鋼板の使用環境において、耐遅れ破壊性を確保・向上させるため、種々の晶出物、析出物のトラップサイトの分散や鋼板の強度の影響に加えて、環境から入り得る水素量の低減について検討した。

その結果、薄鋼板の使用環境下(例えばプレス加工後の設計応力相当付加下)で、水素起因の耐遅れ破壊性を向上・確保するための技術を見出した。すなわち、

(イ)鋼板の強度と成分による析出物および残留オーステナイト量の制御。

(ロ)鋼板の成分による耐侵入水素特性の制御。

をそれぞれ行うことで、自動車用薄鋼板の使用環境下での耐水素脆化を向上させることができる。これを満たすための条件として、式(1-1)、(1-2)、(2-1)および(2-2)を規定した。

【0021】

本式を満たすことで、高強度薄鋼板の耐遅れ破壊性が確保できる。

次に、(ロ)鋼材の成分による水素侵入特性の制御、について述べる。水素侵入の過程は、腐食や酸洗などによって、水分子(中性またはアルカリ性環境の場合)または水素イオン(酸性環境の場合)の還元反応が鋼板表面で生じると、鋼板表面に水素原子が生成、吸着する。この吸着水素原子は、(1)再結合して水素分子としてガス化するか、鋼板内部に侵入する。本発明者らはこれらの過程を鋭意研究した結果、水素侵入速度を低減するには、耐食性を向上させるほかに、(1)腐食反応の進行に伴う環境のpH(水素イオン濃度)低下を極力抑えて、表面の吸着水素原子濃度を低くする、(2)再結合反応(水素発生反応)を加速することが有効であることを見出した。

【0022】

(1)については、鋼中へのREM, Ca, Mg添加が有効であることを見出した。ここでREMはRare Earth Metalの略でLaから始まるランタノイド系元素の総称である。工業的な添加としてはミッシュメタルの形で添加する 경우가多く、この場

10

20

30

40

50

合にはLaやCeの添加量が多くなる。腐食反応でREM、Ca、Mgが溶出すると、水酸化物の平衡反応により、雰囲気アルカリ化、すなわち腐食反応によるpHの低下を抑制する。(2)については、二つの方法が見出された。

【0023】

第一の方法は、水素イオンまたは水の還元反応の交換電流密度を上昇させる方法である。Cu、Ni、Cr、Moが有効であり、 $0.1 \leq 2Cu + 20Mo + 3Ni + Cr + 20V$ を満足した場合、水素透過速度は著しく抑制される。第二の方法は、上記の交換電流密度を低下させる、または水素発生過電圧を著しく上昇させる不純物元素を制限する方法である。該当する不純物元素として、Se、As、Sb、Pb、Biを制限すれば、水素透過速度の増加を抑制できる。

10

【0024】

自動車用薄鋼板の使用において、水素侵入は次の過程で生じる。第一に、プレス加工などの加工工程、第二に、酸洗、脱脂、水洗、塗装などの防食被覆工程、第三に使用環境での腐食である。いずれの環境でも、上記に述べた鋼材の成分による水素侵入特性の制御は有効である。自動車用鋼板の裸耐食性を向上させて水素侵入を抑制するには、高価な元素を大量に添加する必要があるが、これらの(1)および(2)の方法では、いずれも微量添加で顕著な効果が得られるという利点がある。

【0025】

さらに、溶接性、穴広げおよび延性の確保については、発明者らは、質量%で、C: 0.01~0.3%、Si: 0.005~2.5%、Mn: 0.01~3%、P: 0.0010~0.1%、S: 0.0010~0.005%、Al: 0.005~2%を含有し、残部Feおよび不可避不純物からなる鋼板をベースに、各合金を添加した溶製し、鑄造まま又は一旦冷却した後に再度加熱し、熱延後巻取った熱延鋼板を酸洗後冷延し、その後焼鈍し、冷延焼鈍板を作成した。その鋼板について、ミクロ組織観察、鉄鋼連盟規定の穴広げ試験、JISに準拠した引張り試験、鋼板をつきあわせてレーザー溶接を行い、その後球頭張り出し試験を行い、各特性を比較評価した。その結果、最終的に得られるミクロ組織制御によりにおいて、800MPa以上の引張り強度を得、溶接性、穴広げ性および延性に優れた高強度鋼板が製造可能なことを見出した。

20

【0026】

次に、基材鋼板の好ましいミクロ組織について述べる。穴広げ性を十分に確保するためには主組織をベイナイト、ベイニティックフェライトの一方又は双方とするのが有効で、面積率で合計34%以上含むこととする。一方、延性確保のためには97%以下とする。また、ここで言うベイナイトはラス境界に炭化物が生成しているいわゆる上部ベイナイトおよびラス内に微細炭化物が生成している下部ベイナイトの双方を含む。また、ベイニティックフェライトは炭化物のないベイナイトことを意味し、例えばアキュラーフェライトがその1例である。穴広げ性向上には、炭化物が微細分散している下部ベイナイトもしくは炭化物の無いベイニティックフェライトで主相が構成されることが望ましい。

30

【0027】

しかし、この場合には延性の確保や溶接性、特に溶接熱影響部での軟化防止が問題となる。また、硬質のマルテンサイトが共存すると延性の確保や溶接時の耐軟化抵抗性確保等が困難になるが、そのマルテンサイト中の炭素量が質量%で0.3%以下またはピッカス硬度が600以下である場合には、その延性や溶接性の低下の点では大きくない(ただし、溶接性の観点からはより低炭素および低硬度が望ましい)。したがって、低炭素または比較的低硬度のマルテンサイトであれば主相として十分機能する。一般に、この種の低温変態生成物を区別することは難しい。

40

【0028】

しかし、レペラ液によるエッチングや膨張・収縮曲線を採取する事で区別可能である。例えば、冷却時の収縮曲線にて観察される変曲点の違いにより区別可能である。具体的には、 $M_s( ) = 561 - 474 \times C( mass\% ) - 33 \times Mn( mass\% ) - 1$

50

7 × Ni (mass%) - 17 × Cr (mass%) - 21 × Mo (mass%) であらわされる温度以下で変態が観察される場合には、その低温変態生成物はマルテンサイトであり、Ms 以上 Bs ( ) = 830 - 270 × C (mass%) - 90 × Mn (mass%) - 37 × Ni (mass%) - 70 × Cr (mass%) - 83 × Mo (mass%) 以下での温度域で観察される変態生成物はベイナイトである。さらに、硬度については、荷重 100 g 以下のマイクロビッカース硬度測定で求めることができる。通常マルテンサイトは非常に微細な組織単位からなっているが、ここでは主相としてのマルテンサイト相の硬度を既定するもので圧痕の大きさとして数十ミクロン程度以下の測定条件で求める事が望ましい。

【0029】

高延性を指向する場合には第2相として、オーステナイト相を、面積率で3%以上残留させることが有効である。一方、穴抜け性の確保のためには30%以下とする。また、残部組織はフェライト及び/又はマルテンサイトとし、一部としてポリゴナルフェライトを40%以下の範囲で含んでも、引張り強度が800MPa以上を確保しうる場合があり、この場合も本発明の範囲とし、第2相はポリゴナルフェライトではなく、残留オーステナイトとする。

【0030】

また、第2相を残留オーステナイトとして、穴抜け性および延性を両立させるために適度な量確保するためには式(1-2)及び(2-2)を満たす必要がある。また、溶接性については、後述するように成分の関係を規定した(3)式を満たすことで、高強度材の溶接性を確保するものとした。高強度化の観点からすると、オーステナイトに加えてマルテンサイトを含んでも良い。しかしながら、マルテンサイトや安定化されたオーステナイトを含む場合には、穴抜け性や溶接熱影響部の軟化挙動を助長する傾向にあることから、主相と第2相の硬度比(第2相の硬度/主相の硬度)を0.5~1.5の範囲とすることが望ましい。

【0031】

また、鋼材成分で式(3)を満たすこと、さらには、ミクロ組織における第2相の面積率に関して、硬質のマルテンサイトの面積率がなるべく少ないことが溶接熱影響部の軟化挙動を抑制する観点から望ましい。硬度比が0.5未満であったり、1.5を超えると穴抜け性や延性が低下することに加えて、溶接熱影響部分の軟化が顕著になる。なお、硬度の測定はマイクロビッカース硬度計を使用し、組織の大きさに合わせて1~100gの荷重を用いて測定した。

【0032】

また、式(3)を満足しない場合には、引張り強度で800MPa以上を確保できず、溶接熱影響部分の軟化を抑制できないことに加えて穴抜け性および延性の確保も困難となる。一方、オーステナイトが少なく、マルテンサイト量が多くなると、強度は高くなるものの穴抜け性および延性が低下する。特にマルテンサイト量が多くなると、穴抜け性および延性が低下する傾向が顕著になることに加えて、溶接熱影響部分の軟化を抑制できなくなる。

$$(3.0Nb + 2.5Mo + 2/3Si + Mn) - (2.3C^{0.5} + 1.80) > 0 \quad \dots (3)$$

【0033】

また、上記の他にミクロ組織の残部組織として、炭化物、窒化物、硫化物、酸化物などの1又は2以上を面積分率1%以下で含有する場合も本発明で用いることができる。また、主相にマルテンサイトを含む場合には残部組織としてフェライト含んでも良い。なお、上記ミクロ組織の各相、フェライト(ベイニティックフェライト)、ベイナイト、オーステナイト、マルテンサイト、界面酸化相および残部組織の同定、存在位置の観察および占積率の測定は、ナイタール試薬および特開昭59-219473号公報に開示された試薬により鋼板圧延方向断面または圧延直角方向断面を腐食して500倍~1000倍の光学顕微鏡観察および1000~100000倍の電子顕微鏡(走査型および透過型)により

10

20

30

40

50

定量化が可能である。各20視野以上の観察を行い、ポイントカウント法や画像解析により各組織の面積率を求めることができる。また、オーステナイト量についてはX線回折により求めることができる。なお、ミクロ組織の各相の合計は100%となるが、炭化物、酸化物、硫化物等の光学顕微鏡では観察・同定ができない相については主相の面積率に含めている。

【0034】

以下に本発明を更に詳細に説明する。まず、本発明における鋼の化学成分の限定理由について説明する。

Cは、鋼板の強度を上昇できる元素である。特にマルテンサイトやオーステナイトなどの硬質相を生成し高強度化には必須の元素であり、980MPa以上の強度を得るためには0.05%以上が必要であるが、逆に多く含有すると、脆性破壊の起点となるセメンタイトを増加させるため、水素脆性を生じ易くする。従って、上限を0.3%とした。また、残留オーステナイトの確保の観点から式(1-2)及び(2-2)の範囲を満たすこととした。

10

【0035】

Siは、材質を大きく硬質化する置換型固溶体強化元素であり、0.01%以上含有することにより鋼板の強度を上昇させることに有効な上、セメンタイト析出を抑制する元素であるが、3.0%を超えると熱間圧延でのスケール形成が顕著になることとキズが除去にコストがかかり経済的に不利なため、3.0%を上限とする。また、Siはフェライト形成元素であることから、残留オーステナイトの確保の観点から式(1-2)および(2-2)の範囲を満たすこととした。

20

【0036】

Mnは、鋼板の強度上昇に有効な元素である。しかし、0.01%未満ではこの効果が得られないので、下限値を0.01%とした。逆に多いと偏析が顕著となり、加工性が劣化する場合があるため4.0%を上限値とする。

Pは、粒界偏析による粒界破壊の助長をする元素であり、低い方が望ましいが、極低下は製造コスト上好ましくないため、下限を0.0001%とした。また、耐食性を劣化させる元素であるため、上限を0.020%とする

【0037】

Sは、腐食環境下での水素吸収を助長する元素であり、とくに硫化物形成元素添加が少ない場合など低い方が望ましいため上限を0.020%とする。一方、極低下は製造コスト上好ましくないため、下限を0.0001%とした。

30

Alは、脱酸のために0.01%以上を添加するが、添加量が増加するとアルミナ等の介在物が増加し、加工性が劣化するため3.0%を上限とする。また、AlもSi同様フェライト形成元素であることから、残留オーステナイトの確保の観点から式(1-2)および(2-2)の範囲を満たすこととした。なお、Al量の上限は、本発明の実施例の表1の鋼種No.20の0.23に基づいて、0.23%以下とした。

【0038】

Nは、加工性劣化や溶接時のブローホール発生にも寄与するため少ない方が良い。0.01%を越えると加工性が劣化してくるので、0.01%を上限とする。また、極低下は経済的に不利なため下限を、0.0001%とする。

40

Niは、水素侵入を抑制し遅れ破壊特性を向上させる効果や、鋼板の焼入れ性を高めることにより鋼板の強度を確保する効果がある。しかし、0.001%未満ではこれらの効果が得られないため下限値を0.001%とした。逆に、5.5%超では加工性が悪くなるため、上限値を5.5%とした。

【0039】

Cuは、水素侵入を抑制し遅れ破壊特性を向上させる効果や、強化に有効である上、自信の微細析出は遅れ破壊の向上にも寄与するため、0.001%以上の添加とした。また、過剰添加は加工性の劣化を招くことから、上限を3.0%とした。

Crは、水素侵入を抑制し遅れ破壊特性を向上させる効果や、鋼板の強度上昇に有効な

50

元素である。しかし、0.001%未満ではこれらの効果が得られないため、下限値を0.001%とした。逆に、5%超含有すると加工性低下が生じるため、上限値を5%とした。

【0040】

Moは、水素侵入を抑制し遅れ破壊特性を向上させる効果や、鋼板の焼入れ性を高め連続焼鈍設備で安定してオーステナイトやマルテンサイトをj得るために有効な元素であるだけでなく、粒界を強化して水素脆性の発生を抑制する効果がある。さらには、溶接熱影響部の軟化防止にも効果的であることから、その下限を0.005%とした。また、5%超ではこれらの効果が飽和するうえ、延性低下を招くため、上限値を5%とした。

【0041】

Vは、水素侵入を抑制し遅れ破壊特性を向上させる効果や鋼板の強度上昇及び粒径の微細化に加えて炭窒化物の形態制御により水素のトラップサイトとして活用可能であることから耐水素脆化向上のための重要な添加元素である。しかし、0.005%未満ではこの効果が得られないために、下限値を0.005%とした。逆に、1%超含有すると炭窒化物の析出が顕著になり、延性低下が著しくなる。このため上限値を1%とした。

【0042】

Se, As, Sb, Sn, Pb, Biは、単独または合計で0.05%を超えて含有すると、耐遅れ破壊特性を著しく阻害するため、各々の元素について上限を0.05%とし、かつ、これらの元素の1種又は2種以上の合計について上限を0.05%とした。一方で、極低化はリサイクル上の制限を狭める理由から各々の元素について0.0002%を下限とした。

Nbは、鋼板の強度上昇及び細粒化に有効な元素である。さらには、溶接熱影響部の軟化抑制にも効果的であることから、下限値を0.001%とした。逆に、1%超含有すると、炭窒化物の析出が多くなり加工性および耐遅れ破壊性低下が生じるため、上限値を1%とした。

【0043】

REM, Ca, Mgは、鋼板表面の腐食に伴う界面雰囲気の水素イオン濃度の上昇を抑制する、すなわち、pHの低下を抑制するのに有効な元素である。しかし、それぞれ0.0002%未満ではこれらの効果が得られないため、下限値を0.0002%とした。逆に、それぞれ0.1%超含有すると加工性が劣化するため、上限値を0.1%とした。

Yは、介在物の形態制御に有効で、耐遅れ破壊性に寄与することから、0.0002%以上の添加とした。一方、過剰添加は熱間加工性を劣化させるため、0.1%以下の添加とした。

【0044】

Tiは、析出物や介在物を生成するために必要な元素である。しかし、0.002%未満では析出物を活用できないため、下限値を0.002%とした。逆に、1%超では粗大析出または晶析出物が生成するために加工性および耐遅れ破壊性が低下する。このため、上限値を1%とした。

Zrは、鋼板の強度上昇及び細粒化に有効な元素である。しかし、0.005%未満ではこれらの効果が得られないため、下限値を0.005%とした。逆に、1%超含有すると、炭窒化物の析出が多くなり加工性および耐遅れ破壊性低下が生じるため、上限値を1%とした。

【0045】

Hfは、鋼板の強度上昇及び細粒化に有効な元素である。しかし、0.005%未満ではこれらの効果が得られないため、下限値を0.005%とした。逆に、1%超含有すると、炭窒化物の析出が多くなり加工性および耐遅れ破壊性低下が生じるため、上限値を1%とした。

Taは、鋼板の強度上昇及び細粒化に有効な元素である。しかし、0.005%未満ではこれらの効果が得られないため、下限値を0.005%とした。逆に、1%超含有すると、炭窒化物の析出が多くなり加工性および耐遅れ破壊性低下が生じるため、上限値を1

10

20

30

40

50

%とした。

【0046】

Wは、鋼板の強度上昇に有効な元素である。しかし、0.005%未満ではこれらの効果が得られないため、下限値を0.005%とした。逆に、5%超含有すると加工性低下が生じるため、上限値を5%とした。

Cは、強化に有効であるため、0.005%以上の添加とした。また、過剰添加は加工性の劣化を招くことから、上限を2.0%とした。

Bは、鋼板の強度上昇に有効な元素である。しかし、0.0002%未満ではこれらの効果が得られないため、下限値を0.0002%とした。逆に、0.1%超含有すると熱間加工性が劣化するため、上限値を0.1%とした。

【0047】

次に製造方法について説明する。特に製品板での表面状態を確保するために、製造工程における酸化スケールの形成およびデスケを十分に行う観点から下記のような製造方法とするのが望ましい。

まず、熱延時の加熱温度は変形抵抗の観点から1100以上とした、また、高温すぎると粒粗大化やスケール形成の増大などの問題があるため1300以下とすることが望ましい。熱間圧延ではフェライト粒にひずみが過度に加わり加工性が低下するのを防ぐために熱間圧延を $A r_3$ 以上で行い、また、高温すぎても焼鈍後の再結晶粒径が必要以上に粗大化するため、仕上温度は940以下が望ましい。

【0048】

巻き取り温度については、高温にすれば再結晶や粒成長が促進され、加工性の向上が望まれるが、熱間圧延時に発生するスケール生成も促進され酸洗性が低下するので、800以下とする。一方で低温になりすぎると硬化するため、冷間圧延時での負荷が高くなる。このため、400以上とする。ここで、トラップサイトである微細析出物を巻き取り時に積極的に析出させるためには、400~800、好ましくは550~650の巻き取り処理が望ましい。酸洗後の冷間圧延は、圧下率が低いと鋼板の形状矯正が難しくなるため下限値を10%とする。また、80%を超える圧下率で圧延すると、鋼板のエッジ部に割れの発生及び形状の乱れのため上限値を80%とする。

【0049】

冷延後焼鈍する際に、焼鈍温度が鋼の化学成分によって決まる温度 $A c_1$ および $A c_3$ 温度（例えば「鉄鋼材料学」：W. C. Leslie著、幸田成康監訳、丸善P273）で、表現される $0.8 \times (A c_3 - A c_1) + A c_1$ （ ）未満の場合には、焼鈍温度で得られるオーステナイト量が少ないので、最終的な鋼板中に主にベイナイトまたはベイニティックフェライトを生成させることができない。また、第2相として残留オーステナイト相またはマルテンサイト相を十分な量、残すことができないためにこれを焼鈍温度の下限とした。また、焼鈍温度が高温となるほど結晶粒の粗大化や表面酸化が促進されるうえ、製造コストの上昇をまねくために、焼鈍温度の上限を $A c_3 + 30$ （ ）とした。この温度域での焼鈍時間は鋼板の温度均一化とオーステナイトの確保のために10秒以上が必要である。しかし、30分超では、粒界酸化相生成が促進されるうえ、コストの上昇を招く。

【0050】

その後の一次冷却はオーステナイト相からフェライト相への変態をある程度抑しつつ、ベイナイトまたはベイニティックフェライトを生成させ、さらに未変態のオーステナイト相中にCを濃化させてオーステナイトの安定化をはかるのに重要である。この冷却速度を3 /秒未満にすることは、フェライトやパーライトの生成を促進して強度低下を招く懸念があることから、冷却速度の下限を3 /秒とした。一方、冷却速度が150 /秒超の場合には最終的な鋼板中のマルテンサイト相などの硬質相が多量になってしまうことや、操業上困難なため、これを上限とした。

【0051】

この一次冷却が200 未満まで行われると、冷却中にマルテンサイトが多量に生成し

10

20

30

40

50

て、穴拡げ性や遅れ破壊を助長するため、冷却停止温度は200以上とした。また、冷却停止温度が450を超えると、その後の保持時に炭化物が短時間で生成してしまい、強度低下を招くため、これを上限とした。また、次にオーステナイトの安定化やマルテンサイトの硬度低下のため、この温度域での保持を行う。この停留時間が長時間になると生産性上好ましくないうえ、炭化物が生成してしまうことから3000秒以内とすることが望ましい。また、鋼板中に残留しているオーステナイト相を室温で安定にするためには、その一部をベイナイト相へ変態させる事でオーステナイト中の炭素濃度を更に高めることが必須であることから、1秒以上保持し、好ましくは15秒から20分保持することが望ましい。200未満ではベイナイト変態が起こりにくく、450を超えると炭化物が生じて十分な残留オーステナイト相を残すことが困難となる。

10

#### 【0052】

また、比較的低炭素または低硬度のマルテンサイト相を主相とするまたは主相の一部として活用する場合には、特にベイナイト変態を促進する必要はない。したがって、一次冷却の停止温度の下限は $Mf + 10$ とした。 $Mf + 10$ 以下になってしまうと、100%マルテンサイトとなってしまい、延性確保に必要な残留オーステナイトの確保が困難となる。ここで、 $Mf$ 温度は、 $Mf( ) = 361 - 474 \times C(mass\%) - 33 \times Mn(mass\%) - 17 \times Ni(mass\%) - 17 \times Cr(mass\%) - 21 \times Mo(mass\%)$ で経験的にあらわされる。また、溶接方法については、通常行われる溶接方法、たとえばアーク、TIG、MIG、マッシュおよびレーザー等の溶接を行っても本発明の範囲とする。

20

#### 【実施例】

#### 【0053】

次に本発明を実施例に基づいて説明する。

表1に示す成分の鋼を溶製し、常法に従い連続鋳造でスラブとした。No.1~22が本発明に従った成分の鋼でNo.23~No.27は成分が逸脱するものである。これらの鋼を加熱炉中で1160~1250の温度で加熱し、870~900の仕上げ温度で熱間圧延を行い、400~800にて巻き取った。これに続いて酸洗後、圧下率10~80%の冷間圧延を行い、次いで800~900で再結晶焼鈍を行い、その後0.4%の調質圧延をして板厚1.2mm冷延鋼板となした。表2に各鋼板の材質特性を示す。鋼板の耐遅れ破壊性の評価結果と各鋼の式(1-1)または(2-1)、式(1-2)又は(2-2)、及び式(3)の値を示した。評価方法の詳細は以下の通りである。

30

#### 【0054】

(1) 調質圧延後、プレス時の歪を模擬する目的で2%歪を鋼板に与える。

(2) 鋼板より応力集中率3.2の切欠き板状引張り試験片を採取する。

(3) 3%NaCl 3g / 1NH<sub>4</sub>SCN水溶液中で0.01~0.025mA / cm<sup>2</sup>で定電流陰極チャージを施す。

(4) Cdめっきを行う。

(5) 引張り強度の0.7倍の一定荷重を付加する。

(6) 100hまで試験を行い、破断か未破断を判断する。

40

#### 【0055】



)及び式(1-2)又は(2-2)をみたすものは、遅れ破壊試験で未破断である。一方、比較鋼No.23では、強度レベルが同等あるは低いにもかかわらず前述の遅れ破壊試験で破断した。また、これらの鋼板からJIS 5号引張り試験片を採取して、機械的性質を測定した。さらに、鉄鋼連盟規格に準拠して穴拡げ試験を行い、穴拡げ率を求めた。溶接性については鋼板をつきあわせたレーザー溶接を行い、テフロン(登録商標)潤滑にて球頭張り出し試験を行い、母材に対する張り出し高さおよび破断位置を測定した。

【0057】

【表 2】

鋼種 No	ベイナイト及び/又はベイナイトの面積率 (%)	残留量 (面積率) (%)	T S (MPa)	E 1 (%)	穴拡げ率 (%)	遅れ破壊評価	溶接方法	球頭張り出し加工時の破断位置	式 (1-1) 或いは (2-1) の値	式 (1-2) 或いは (2-2) の値	式 (3) の値	備考	
1	35	7	990	20	55	○	レーザー	母材	0.858096681	0.7505	0.50421383	本発明例	
2	40	6.5	985	19	60	○	レーザー	母材	0.368382972	0.7438	0.482418801		
3	38	6	1010	18	55	○	レーザー	母材	0.589008726	0.7404	0.06256629		
4	42	8	1080	18	55	○	レーザー	母材	0.873818293	0.4472	0.501333333		
5	64	3.5	1100	16	65	○	レーザー	母材	6.263054214	0.0104	0.627923295		
6	54	7.5	1080	17	55	○	レーザー	母材	0.063818293	0.4772	0.273333333		
7	67	5.5	1180	14	75	○	レーザー	母材	0.35501076	0.2505	0.100880497		
8	56	6.5	1180	15	65	○	レーザー	母材	1.296501076	0.5871	0.304723207		
9	65	6	1280	14	75	○	レーザー	母材	4.026160507	0.2938	0.062752134		
10	67	9.5	1350	14	50	○	レーザー	母材	0.500918841	1.3039	0.462352373		
11	64	8.5	1290	14	50	○	アーク	母材	4.4293965993	1.2939	1.182685706		
12	62	7.5	1280	14	55	○	TIG	母材	2.000160507	0.6172	1.186666667		
13	63	7	1285	13	55	○	レーザー	母材	1.830062474	0.6972	1.086666667		
14	59	7	1280	13	55	○	レーザー	母材	2.152160507	0.4805	1.100880497		
15	48	12	1385	16	50	○	レーザー	母材	4.968391073	1.7075	1.156666667		
16	53	10	1380	15	50	○	レーザー	母材	3.46846313	1.7108	0.961568052		
17	71	5	1410	11	75	○	レーザー	母材	2.598046288	1.9608	1.395568052		
18	74	3.5	1420	10	80	○	レーザー	母材	7.217915265	0.0105	0.30921383		
19	95	3	1180	11	85	○	レーザー	母材	2.650501076	0.1538	1.480418801		
20	94	4.5	1230	10	80	○	レーザー	母材	4.415233412	0.0971	0.91605654		
21	95	4	1270	9	75	○	レーザー	母材	3.412361352	0.1338	1.502085468		
22	94	4.5	1250	9	80	○	レーザー	母材	0.710783083	0.2538	0.302418801		
23	24	18	1050	25	20	×	レーザー	母材	-5.484920699	2.0607	0.662674257		
24									熱延時割れ多発	0.5239			比較例
25	35	2.5	1160	9	35	○	レーザー	熱影響部	1.753072566	-0.2495	-0.157452836		
26									熱延時割れ多発	0.0172			
27									熱延時割れ多発	2.5974			

注) アンダーラインは本発明の範囲外の条件

表 2

【0058】

表 2 に示すように、本発明の要件を満たす発明鋼は、溶接性、延性、強度（引張り強度で 800 MPa 以上）、穴拡げ性に優れていることがわかる。一方、比較例 No. 25 はミクロ組織および式 (3) を満たさないため、溶接性に劣る。また、表 3 に鋼種 No. 1

、7およびNo. 15の各材質に及ぼす製造条件の影響を示す。製造条件を満たさない場合には、規定した組織形態にならなかつたり強度が800MPa以下になってしまつたりするうえ、溶接性や耐遅れ破壊性に劣る。尚、表3に示す以外の条件は表2の実験と同一とした。

【0059】

10 20 30 40 50

表 3

No	鋼種 No	主相の種類*	0.8 × (Ac <sub>3</sub> -Ac <sub>1</sub> ) + Ac <sub>1</sub>	Ac <sub>3</sub> + 30	冷延焼鈍温度 (°C)	平均冷却速度 (°C/s)	冷却停止温度 (°C)	保持温度 (°C)	ベイナイト + クフェライトの面積率 (%)	オーステナイトの面積率 (%)	パイノの有無	引張り強度 (MPa)	伸び (%)	穴抜け率 (%)	遅れ破壊評価	溶接方法	球頭張出し試験の破断位置	備考
1	1	ベイナイト + クフェライト	841.049	895.61	850	40	350	350	35	7	無し	990	20	55	○	母材	発明例	
2	1	フェライト	841.049	895.61	850	0.5	350	350	0	0	有り	750	19	35	○	母材	比較例	
3	1	フェライト	841.049	895.61	700	40	630	630	0	0	有り	775	18	30	○	母材	比較例	
4	7	マルテンサイト	828.8678	884.77	850	250	25	200	0	0	無し	1540	5	60	×	熱影響部	比較例	
5	7	ベイナイト + クフェライト	828.8678	884.77	830	50	300	300	67	5.5	無し	1180	14	75	○	母材	発明例	
6	7	フェライト	828.8678	884.77	830	50	300	640	15	0	有し	795	18	40	○	母材	比較例	
7	15	ベイナイト + クフェライト	805.1558	854.66	830	70	350	350	48	12	無し	1385	16	50	○	母材	発明例	
8	15	マルテンサイト	805.1558	854.66	830	140	25	150	0	0	無し	1870	4	25	×	熱影響部	比較例	

注1) テンダーラインは本発明の範囲外の条件  
 注2) \*各層の面積分率の合計 100%となるが、炭化物、窒化物、硫化物および酸化物等の光学顕微鏡レベルでは観察同定困難な相については主相の体積率に加えた。

また、表 4 に鋼種 No. 19 ~ 22 の各材質に及ぼす製造条件の影響を示す。尚、表 4 に示す以外の条件は表 2 の実験と同一とした。低炭素・低硬度マルテンサイトを主相とする 19 ~ 22 の 4 鋼種についても優れた溶接性、延性、強度（引張り強度で 800 MPa 以上）、穴拡げ性を有する事がわかる。一方、製法の条件を満たさず規定の組織を有しないものについては、例えば No. 10 では溶接性が、No. 14 では低強度にもかかわらず穴拡げ性が低いことがわかる。

【 0 0 6 1 】

10 20 30 40 50

表 4

備考	球頭張試験の破断位置	溶接方法	遅れ破壊評価	穴抜け率 %	伸び %	引張り強度 (MPa)	パイロットの有無	オナー面の積率 (%)	低炭素・低硬サナニエベインクエツトの面積 (%)	保持温度 (°C)	冷却停止温度 (°C)	Mf + 10 (°C)	Ms (°C)	平均冷却速度 °C/s	冷延焼鈍温度 °C	Ac <sub>3</sub> + 30	0.8 × (Ac <sub>3</sub> - Ac <sub>1</sub> ) + Ac <sub>1</sub>	主相の硬度 (HV)	主相の種類*	鋼種 No	No
																				母材	母材
発比較	母材	溶接熱影響部	○	85	11	1180	無し	3	95	200	200	200.8	390.8	70	830	833.37	785.6405	400		19	9
																				母材	母材
発比較	母材	溶接熱影響部	×	50	5	1250	無し	0	100	460	10	200.8	390.8	70	830	833.37	785.6405	420		19	10
																				母材	母材
発明例	母材	溶接熱影響部	○	80	10	1230	無し	4.5	94	200	200	214.4	404.4	70	870	921.93	855.228	410	ナルテンサイト	20	11
																				母材	母材
発明例	母材	溶接熱影響部	○	80	9	1250	無し	4.5	94	200	200	227.6	417.6	70	880	928.13	863.7445	425		21	12
																				母材	母材
比較例	母材	溶接熱影響部	○	45	15	790	有し	0	33	550	650	227.6	417.6	1	820	928.13	863.7445	275	ペイト下エイト	22	13
																				母材	母材
比較例	母材	溶接熱影響部	○	45	15	790	有し	0	33	550	650	227.6	417.6	1	820	928.13	863.7445	275	ペイト下エイト	22	14
																				母材	母材

注1) マンガンは本発明の範囲外の条件  
 注2) \*各層の面積分率の合計100%となるが、炭化物、窒化物、硫化物および酸化物等の光学顕微鏡レベルでは観察同定困難な相については主相の体積率に加えた。

特許出願人 新日本製鐵株式会社  
代理人 弁理士 椎名 彊 他 1

---

フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I  
C 2 2 C 38/60

(72)発明者 林 邦夫  
千葉県富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内

(72)発明者 宇佐見 明  
千葉県富津市新富 2 0 - 1 新日本製鐵株式会社 技術開発本部内

審査官 蛭田 敦

(56)参考文献 特開 2 0 0 3 - 1 0 5 4 8 6 ( J P , A )  
特開 2 0 0 2 - 3 0 9 3 3 4 ( J P , A )  
特開 2 0 0 2 - 1 2 9 2 8 6 ( J P , A )  
特開平 0 5 - 1 9 5 1 4 9 ( J P , A )  
特開平 0 5 - 1 7 1 3 4 4 ( J P , A )  
特許第 3 8 5 4 5 0 6 ( J P , B 2 )

(58)調査した分野(Int.Cl. , D B 名)  
C 2 2 C 3 8 / 0 0 ~ 3 8 / 6 0  
C 2 1 D 9 / 4 6 ~ 9 / 4 8