(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号

特許第5412182号
(P5412182)

(45)発行日　平成26年2月12日(2014.2.12)　(24)登録日　平成25年11月15日(2013.11.15)

(51)Int.Cl.		F I		
C22C 38/00	(2006.01)	C22C	38/00	301U
C22C 38/06	(2006.01)	C22C	38/06	
C22C 38/58	(2006.01)	C22C	38/58	
C21D 9/46	(2006.01)	C21D	9/46	F

請求項の数 7　(全 22 頁)

(21)出願番号　特願2009-130924 (P2009-130924)
(22)出願日　平成21年5月29日 (2009.5.29)
(65)公開番号　特開2010-275608 (P2010-275608A)
(43)公開日　平成22年12月9日 (2010.12.9)
審査請求日　平成23年9月30日 (2011.9.30)

(73)特許権者　000001199
株式会社神戸製鋼所
兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目２番４号
(73)特許権者　506029255
フェストアルピネ　シュタール　ゲーエムベーハー
ＶＯＥＳＴＡＬＰＩＮＥ　ＳＴＡＨＬ　ＧＭＢＨ
オーストリア、アー－４０２０　リンツ、フェストアルピネ－シュトラーセ　３
ＶＯＥＳＴＡＬＰＩＮＥ－ＳＴＲＡＳＳＥ　３，　Ａ－４０２０　ＬＩＮＺ，　ＡＵＳＴＲＩＡ

最終頁に続く

(54)【発明の名称】耐水素脆化特性に優れた高強度鋼板

(57)【特許請求の範囲】
【請求項１】
引張強度が１１８０ＭＰａ以上の鋼板において、
Ｃ　：０．１５～０．２５％（質量％の意味。以下、成分について同じ。）、
Ｓｉ：１～２．５％、
Ｍｎ：１．５～３％、
Ｐ　：０．０１５％以下、
Ｓ　：０．０１％以下、
Ａｌ：０．０１～０．１％、
Ｎ　：０．０１％以下を含有し、
残部が鉄および不可避不純物からなり、
金属組織全体に対して、
ベイナイト、ベイニティックフェライト、および焼戻しマルテンサイト：合計で８５面積％以上、
残留オーステナイト：１面積％以上、
フレッシュマルテンサイト：５面積％以下（０面積％を含む）
を満足することを特徴とする耐水素脆化特性に優れた高強度鋼板。
【請求項２】
更に、他の元素として、
Ｃｒ：１％以下（０％を含まない）および／または

Ｍｏ：１％以下（０％を含まない）を含有するものである請求項１に記載の高強度鋼板。
【請求項３】
更に、他の元素として、
Ｂ　：０．００５％以下（０％を含まない）を含有するものである請求項１または２に記載の高強度鋼板。
【請求項４】
更に、他の元素として、
Ｃｕ：０．５％以下（０％を含まない）および／または
Ｎｉ：０．５％以下（０％を含まない）を含有するものである請求項１～３のいずれかに記載の高強度鋼板。
【請求項５】
更に、他の元素として、
Ｎｂ：０．１％以下（０％を含まない）および／または
Ｔｉ：０．１％以下（０％を含まない）を含有するものである請求項１～４のいずれかに記載の高強度鋼板。
【請求項６】
更に、他の元素として、
Ｃａ：０．００５％以下（０％を含まない）、
Ｍｇ：０．００５％以下（０％を含まない）、および
ＲＥＭ：０．０１％以下（０％を含まない）よりなる群から選ばれる１種以上を含有するものである請求項１～５のいずれかに記載の高強度鋼板。
【請求項７】
請求項１～６のいずれかに記載の成分からなる鋼板をAc_3点以上の温度に加熱した後、
下記（１）式を満たす温度Ｔ１まで平均冷却速度１０℃／秒以上で冷却し、
次いで下記（２）式を満たす温度Ｔ２で３００秒間以上保持することを特徴とする耐水素脆化特性に優れた高強度鋼板の製造方法。
（Ｍｓ点－２５０℃）≦Ｔ１≦Ｍｓ点　　・・（１）
（Ｍｓ点－１２０℃）≦Ｔ２≦（Ｍｓ点＋３０℃）　　・・（２）
【発明の詳細な説明】
【技術分野】
【０００１】
本発明は、自動車用鋼板や輸送機用鋼板として用いられる高強度鋼板に関するものであり、具体的には、引張強度が１１８０ＭＰａ以上の鋼板に関するものである。
【背景技術】
【０００２】
自動車や輸送機等の低燃費化を実現するために、自動車や輸送機の自重を軽量化することが望まれている。軽量化するには高強度鋼板を使用し、板厚を薄くすることが有効である。また、自動車には特に衝突安全性が求められており、ピラー等の構造部品や、バンパー、インパクトビーム等の補強部品にも一層の高強度化が要求されている。しかし、素材を高強度化すると延性が劣化するため、加工性が悪くなる。従って高強度鋼板には、強度と延性の両立が求められている。
【０００３】
強度と延性を兼ね備えた鋼板としてＴＲＩＰ（Ｔｒａｎｓｆｏｒｍａｔｉｏｎ　Ｉｎｄｕｃｅｄ　Ｐｌａｓｔｉｃｉｔｙ；変態誘起塑性）鋼板が注目されており、その一つとしてベイニティックフェライトを母相とし、残留オーステナイト（以下、残留γと表記することがある。）を含むＴＢＦ鋼が知られている（例えば、非特許文献１）。ＴＢＦ鋼では、硬質のベイニティックフェライトによって高い強度が得られ、ベイニティックフェライトの境界に存在する微細な残留γによって良好な延性が得られる。
【０００４】
ところで自動車や輸送機に用いられる鋼板には、水素脆化による遅れ破壊が発生しない

こと（以下、耐水素脆化特性と呼ぶことがある。）も必要である。遅れ破壊とは、腐食環境で発生した水素や雰囲気中の水素が、鋼板の転位や空孔、粒界などの欠陥部へ拡散して脆化させ、鋼板の延性や靭性を劣化し、応力が付与された状態で破壊を生じる現象である。

【０００５】

残留γを含むＴＲＩＰ型鋼板の耐水素脆化特性を改善する技術として、特許文献１～５が知られている。これらのうち特許文献１には、ベイナイトとベイニティックフェライトを主相とし、オーステナイトを第２相として含み、残部がフェライトおよび／またはマルテンサイトからなる引張強さ８００ＭＰａ以上の高強度薄鋼板の水素脆化特性を改善する技術が開示されている。この文献には、水素脆化特性を改善するために、鋼板の強度と成分を調整して水素のトラップサイトとなる析出物を制御することや、鋼板の成分を調整して鋼板への水素侵入速度を低減することが記載されている。

【０００６】

一方、特許文献２～５は、本出願人が先に提案した技術を開示した文献であり、これらの文献で開示している鋼板は、いずれも残留γを１％以上と、ベイニティックフェライトとマルテンサイトを合計で８０％以上含む金属組織を有している。当該文献には、粒界破壊の起点を減少させるには、鋼板の母相をベイニティックフェライトとマルテンサイトの２相組織とすればよいこと、水素トラップ能力を向上させて水素を無害化して耐水素脆化特性を改善するには、残留γの形態をラス状にすればよいことを開示している。

【先行技術文献】

【特許文献】

【０００７】

【特許文献１】特開２００４－３３２０９９号公報

【特許文献２】特開２００６－２０７０１６号公報

【特許文献３】特開２００６－２０７０１７号公報

【特許文献４】特開２００６－２０７０１８号公報

【特許文献５】特開２００７－１９７８１９号公報

【非特許文献】

【０００８】

【非特許文献１】日新製鋼技報、第４３号、１９８０年１２月、Ｐ．１～１０

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【０００９】

自動車用鋼板や輸送機用鋼板として用いられる鋼板には、上述したように、強度と延性の両立が求められており、特に強度については、近年では、引張強度を１１８０ＭＰａ以上とすることが要求されている。ところが引張強度を１１８０ＭＰａ以上に高めると、水素脆化による遅れ破壊が発生し易くなる。そこで本出願人は、上記特許文献２～４において、引張強度が１１８０ＭＰａ以上の高強度鋼板を対象とし、耐水素脆化特性を改善する技術を開示提案し、一定の効果が得られた。しかし、耐水素脆化特性の更なる向上が求められている。

【００１０】

本発明は、この様な状況に鑑みてなされたものであり、その目的は、耐水素脆化特性に優れた引張強度が１１８０ＭＰａ以上の高強度鋼板を提供することにある。本発明の他の目的は、上記高強度鋼板を製造できる方法を提供することにある。

【課題を解決するための手段】

【００１１】

上記課題を解決することのできた本発明に係る高強度鋼板は、引張強度１１８０ＭＰａ以上を確保するという前提の下で、金属組織全体に対して、ベイナイト、ベイニティックフェライト、および焼戻しマルテンサイト：合計で８５面積％以上、残留オーステナイト：１面積％以上、フレッシュマルテンサイト：５面積％以下（０面積％を含む）を満足す

る点に要旨を有する。
【００１２】
ところで引張強度１１８０ＭＰａ以上を示す鋼板の合金組成は既に広く知られており（例えば、上記特許文献２～４）、本発明においてはそれらの高強度鋼板を対象として上記の如き組織制御を行って耐水素脆化特性の一層の向上という課題を達成したものである。これらのうち、特に好適な合金組成を念のために例示しておくと、例えば、Ｃ：０．１５～０．２５％（質量％の意味。以下、成分について同じ。）、Ｓｉ：１～２．５％、Ｍｎ：１．５～３％、Ｐ：０．０１５％以下（０％を含まない）、Ｓ：０．０１％以下（０％を含まない）、Ａｌ：０．０１～０．１％、Ｎ：０．０１％以下（０％を含まない）を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなる点に要旨を有している。
【００１３】
本発明の高強度鋼板は、更に、他の元素として、
（Ａ）Ｃｒ：１％以下（０％を含まない）および／またはＭｏ：１％以下（０％を含まない）、
（Ｂ）Ｂ：０．００５％以下（０％を含まない）、
（Ｃ）Ｃｕ：０．５％以下（０％を含まない）および／またはＮｉ：０．５％以下（０％を含まない）、
（Ｄ）Ｎｂ：０．１％以下（０％を含まない）および／またはＴｉ：０．１％以下（０％を含まない）、
（Ｅ）Ｃａ：０．００５％以下（０％を含まない）、Ｍｇ：０．００５％以下（０％を含まない）、およびＲＥＭ：０．０１％以下（０％を含まない）よりなる群から選ばれる１種以上の元素、
等を含有してもよい。
【００１４】
本発明の高強度鋼板は、上記成分組成を満足する鋼板をAc_3点以上の温度に加熱した後、下記（１）式を満たす温度Ｔ１まで平均冷却速度１０℃／秒以上で冷却し、次いで下記（２）式を満たす温度Ｔ２で３００秒間以上保持することによって製造できる。
（Ｍｓ点－２５０℃）≦Ｔ１≦Ｍｓ点　　・・（１）
（Ｍｓ点－１２０℃）≦Ｔ２≦（Ｍｓ点＋３０℃）　　・・（２）
【発明の効果】
【００１５】
本発明によれば、引張強度が１１８０ＭＰａ以上の高強度鋼板の金属組織を適切に制御し、特にフレッシュマルテンサイトの生成量を５面積％以下に抑制することによって、高強度鋼板の耐水素脆化特性を向上できる。
【００１６】
本発明の高強度鋼板は、例えば、自動車におけるシートレール、ピラー、レインフォース、メンバー等の部品や、バンパー、インパクトビーム等の補強部品のように、高強度が要求される部品の素材として好適に使用できる。
【図面の簡単な説明】
【００１７】
【図１】図１は、実施例に示したＮｏ．４６の鋼板の金属組織を撮影した図面代用写真である。
【図２】図２は、実施例に示したＮｏ．３８の鋼板の金属組織を撮影した図面代用写真である。
【発明を実施するための形態】
【００１８】
本発明者らは、引張強度が１１８０ＭＰａ以上の高強度鋼板の耐水素脆化特性を改善するために、鋼板の金属組織に注目して鋭意検討を重ねてきた。その結果、１１８０ＭＰａ以上の強度を確保するという前提の下で、延性を高めるために、母相をベイナイト、ベイニティックフェライト、および焼戻しマルテンサイトの混合組織とし、更に他の組織とし

て残留オーステナイトを含む金属組織としたうえで、
（１）高強度鋼板の金属組織を適切に制御し、特にフレッシュマルテンサイトを５面積％以下に抑制すれば、１１８０ＭＰａ以上の高強度という前提を保持しつつ耐水素脆化特性を改善できること、
（２）上記フレッシュマルテンサイトを５面積％以下に抑えるには、焼入れ条件と、焼入れ後の保持条件を適切に制御して、焼入れ時にフレッシュマルテンサイトを生成させておき、これを焼戻しして焼戻しマルテンサイトとすることで、保持工程で新たに生成するフレッシュマルテンサイトを低減できること、
を見出し、本発明を完成した。以下、本発明について詳細に説明する。

【００１９】

まず、本発明の鋼板を特徴付ける金属組織の種類について説明する。本発明において、「フレッシュマルテンサイト」とは、ナイタール腐食した鋼板表面を走査型電子顕微鏡で組織観察したときに、灰色に見える多数の結晶粒のうち、結晶粒内に白色に見える鉄系の炭化物が存在していない結晶粒を意味する。一方、結晶粒内に鉄系の炭化物が存在している結晶粒を「ベイナイト、ベイニティックフェライト、または焼戻しマルテンサイト」と定義し、「フレッシュマルテンサイト」と区別する。以下では、「フレッシュマルテンサイト」を「Ｆ／Ｍ」と表記することがある。

【００２０】

「フレッシュマルテンサイト」と「ベイナイト、ベイニティックフェライト、または焼戻しマルテンサイト」が、ＳＥＭ写真でどのように区別されるかを図面代用写真を用いて具体的に説明する。

【００２１】

図１は、後述する実施例に示したＮｏ．４６の鋼板の金属組織を撮影した図面代用写真、図２は、後述する実施例に示したＮｏ．３８の鋼板の金属組織を撮影した図面代用写真である。ナイタール腐食した鋼板表面を走査型電子顕微鏡で観察すると、いずれの写真にも灰色の結晶粒の集合体が認められた。図１に示した図面代用写真には、白点、或いは白点が連続的に繋がって線状に並んだものを含む結晶粒の他に、白点、或いは白点が連続的に繋がって線状に並んだものを殆ど含まない結晶粒も認められる。これに対し、図２に示した図面代用写真には、白点、或いは白点が連続的に繋がって線状に並んだものを含む結晶粒が多く認められ、白点、或いは白点が連続的に繋がって線状に並んだものを殆ど含まない結晶粒は認められなかった。この白点（或いは白点が連続的に繋がって線状に並んだもの）の成分組成を測定した結果、Ｆｅ系の炭化物であることが判明した。

【００２２】

白点等を含まない結晶粒と白点等を含む結晶粒の違いについて調べた結果、白点等を含まない結晶粒は、オーステナイトが変態した「フレッシュマルテンサイト」であり、白点等を含む結晶粒は、オーステナイトが変態した「ベイナイト、ベイニティックフェライト、または焼戻しマルテンサイト」であることが分かった。

【００２３】

なお、「ベイナイト、ベイニティックフェライト、または焼戻しマルテンサイト」は、ＳＥＭ写真では、いずれも、白点等を含む灰色の結晶粒として撮影されるため、区別することができなかった。

【００２４】

次に、本発明に係る鋼板の具体的な特徴について説明する。まず、本発明の鋼板は、金属組織全体に対して、母相として、ベイナイト、ベイニティックフェライト、および焼戻しマルテンサイトを合計で８５面積％以上含有し、更に他の組織として、残留オーステナイトを１面積％以上含有し、更にフレッシュマルテンサイトが５面積％以下（０面積％を含む）に抑えられているところに特徴がある。

【００２５】

ベイナイト、ベイニティックフェライト、および焼戻しマルテンサイトを母相とすることで、延性を向上することができ、残留オーステナイトを含有することで、延性を更に高

めることができる。

【００２６】

そして本発明の鋼板は、フレッシュマルテンサイト（Ｆ／Ｍ）が５面積％以下に抑制されている点に最大の特徴がある。この範囲を定めた理由について研究経緯を交えて説明する。

【００２７】

高強度鋼板を製造するには、焼入後に、所定温度で保持してベイナイト変態させることが知られており、高強度化するには、保持工程をできるだけ低温で行うことが有効であると考えられている。そこでＴＢＦ鋼を更に高強度化する目的で低温保持を行なったところ、耐水素脆化特性が顕著に劣化した。この理由について検討を重ねた結果、低温で保持した鋼板にはＦ／Ｍが生成しており、耐水素脆化特性はこのＦ／Ｍに起因することが判明した。保持温度を低くすると、Ｃの拡散速度が小さくなるため、ベイナイト変態が起こり難くなり、保持中に変態しなかったオーステナイト相が保持終了後、室温まで冷却する過程で変態し、Ｆ／Ｍが生成していたと考えられる。そしてＦ／Ｍが生成している鋼板と、Ｆ／Ｍが生成していない鋼板の耐水素脆化特性を評価したところ、Ｆ／Ｍが生成していない鋼板の方が、Ｆ／Ｍが生成している鋼板に比べて耐水素脆化特性が改善されていることが分かった。

【００２８】

そこで本発明者らは、引張強度が１１８０ＭＰａ以上の高強度鋼板について、Ｆ／Ｍの生成量と耐水素脆化特性との関係について検討したところ、金属組織全体に対して、Ｆ／Ｍが５面積％以下の範囲であれば、耐水素脆化特性が良好であることが分かった。好ましくは２面積％以下であり、最も好ましくは０面積％である。

【００２９】

本発明の鋼板の母相は、ベイナイト、ベイニティックフェライト、および焼戻しマルテンサイトの混合組織であり、こうした混合組織とすることで、強度を保持しつつ延性を改善できる。

【００３０】

上記混合組織は、金属組織全体に対して、合計量で８５面積％以上とする。好ましくは９０面積％以上である。これらの組織はＳＥＭ写真では区別できないため、合計量で規定する。

【００３１】

本発明の鋼板は、残留オーステナイト（残留γ）を含んでおり、特に延性を高めるために必要な組織である。この残留γは、ベイナイトやベイニティックフェライトのラス間に存在している。

【００３２】

上記残留γは、金属組織全体に対して１面積％以上含有している必要がある。好ましくは４面積％以上である。上限は、例えば、１３面積％程度である。

【００３３】

本発明の鋼板は、ベイナイト、ベイニティックフェライト、および焼戻しマルテンサイトからなる母相と、残留γからなる金属組織で構成されており、Ｆ／Ｍを５面積％以下に抑えることが重要で、上記鋼板の効果を損なわない範囲であれば、製造過程で必然的に生成する他の組織が含まれていてもよい。他の組織としては、例えば、フェライトやパーライト等が挙げられる。他の組織は、金属組織全体に対して、例えば、１０面積％以下であることが好ましく、より好ましくは５面積％以下である。

【００３４】

なお、上記特許文献１には、ベイナイトとベイニティックフェライトを主相とし、オーステナイトを第２相として含み、残部がフェライトおよび／またはマルテンサイトからなる引張強さ８００ＭＰａ以上の高強度薄鋼板が開示されている。しかしマルテンサイトを焼戻しマルテンサイトとＦ／Ｍに区別し、Ｆ／Ｍ量を抑制する点については記載されておらず、実施例で具体的に開示されている鋼板を見ても、Ｆ／Ｍが５面積％以下に抑えられ

ている鋼板は無い。また、本出願人が特許文献２～５に開示した鋼板については、ベイニティックフェライトとマルテンサイトを合計で８０面積％以上含み、残留γを１面積％以上含んでいる点で重複している。しかしこれらの文献においてもマルテンサイトを焼戻しマルテンサイトとＦ／Ｍに区別し、Ｆ／Ｍ量を抑制する点については記載されていない。

【００３５】

次に、本発明の高強度鋼板の成分組成について説明する。本発明の高強度鋼板の成分組成は、自動車用鋼板や輸送機用鋼板として通常含まれている合金成分組成によって引張強度が１１８０ＭＰａ以上となるように調整されていればよい。例えば、Ｃ：０．１５～０．２５％、Ｓｉ：１～２．５％、Ｍｎ：１．５～３％、Ｐ：０．０１５％以下（０％を含まない）、Ｓ：０．０１％以下（０％を含まない）、Ａｌ：０．０１～０．１％、Ｎ：０．０１％以下（０％を含まない）を満足しておればよい。こうした範囲を定めた理由は次の通りである。

【００３６】

Ｃは、鋼板の高強度化に資する元素である。また、残留γの生成にとっても有効な元素である。こうした作用を発揮させるには、０．１５％以上含有させることが好ましい。より好ましくは０．１７％以上、更に好ましくは０．１９％以上である。しかし、過剰に含有すると溶接性や耐食性が劣化する。従ってＣは０．２５％以下とすることが好ましい。より好ましくは０．２３％以下である。

【００３７】

Ｓｉは、固溶強化元素として鋼の高強度化に寄与する元素である。また、炭化物の生成を抑え、残留γの生成に有効に作用する元素である。こうした作用を有効に発揮させるには、１％以上含有させることが好ましい。より好ましくは１．２％以上、更に好ましくは１．４％以上である。しかし、過剰に含有すると熱間圧延時に著しいスケールが形成されて鋼板表面にスケール跡疵が付き、表面性状が悪くなることがある。また酸洗性が低下することがある。従ってＳｉは２．５％以下とすることが好ましい。より好ましくは２．３％以下であり、更に好ましくは２％以下である。

【００３８】

Ｍｎは、焼入れ性を向上させて鋼板の高強度化に寄与する元素である。また、オーステナイトを安定化させて残留γを生成させるのに有効な元素である。このような作用を有効に発揮させるには、１．５％以上含有させることが好ましい。より好ましくは１．７％以上、更に好ましくは２％以上である。しかし、過剰に含有すると偏析が発生し、加工性が劣化することがある。従ってＭｎは３％以下とすることが好ましい。より好ましくは２．８％以下であり、更に好ましくは２．６％以下である。

【００３９】

Ｐは、不可避的に含有する元素であり、粒界に偏析して粒界脆化を助長する元素である。従ってＰは０．０１５％以下とすることが好ましい。Ｐはできるだけ低減することが推奨され、より好ましくは０．０１３％以下、更に好ましくは０．０１％以下である。

【００４０】

ＳもＰと同様に不可避的に含有する元素であり、腐食環境下では鋼板の水素吸収を助長する元素である。従ってＳは０．０１％以下とすることが好ましい。Ｓはできるだけ少ないことが望ましく、より好ましくは０．００８％以下、更に好ましくは０．００５％以下である。

【００４１】

Ａｌは、脱酸剤として作用する元素であり、こうした作用を有効に発揮させるには、０．０１％以上含有することが好ましい。より好ましくは０．０２％以上であり、更に好ましくは０．０３％以上である。しかし過剰に含有すると、鋼板中にアルミナ等の介在物が多く生成し、加工性が劣化することがある。従ってＡｌは０．１％以下とすることが好ましい。より好ましくは０．０８％以下であり、更に好ましくは０．０５％以下である。

【００４２】

Ｎは、不可避的に含有する元素であり、過剰に含有すると窒化物を形成して加工性を劣

化させる元素である。特に、鋼板中にＢ（ホウ素）を含有させる場合にはＢと結合してＢＮ析出物を形成し、Ｂの焼入れ性向上作用を阻害する元素である。従ってＮは０．０１％以下とすることが好ましい。より好ましくは０．００８％以下であり、更に好ましくは０．００５％以下である。

【００４３】

本発明の鋼板は、上記成分組成を満足するものであり、残部は鉄および不可避不純物である。

【００４４】

本発明の鋼板は、更に他の元素として、

（Ａ）Ｃｒ：１％以下（０％を含まない）および／またはＭｏ：１％以下（０％を含まない）、

（Ｂ）Ｂ：０．００５％以下（０％を含まない）、

（Ｃ）Ｃｕ：０．５％以下（０％を含まない）および／またはＮｉ：０．５％以下（０％を含まない）、

（Ｄ）Ｎｂ：０．１％以下（０％を含まない）および／またはＴｉ：０．１％以下（０％を含まない）、

（Ｅ）Ｃａ：０．００５％以下（０％を含まない）、Ｍｇ：０．００５％以下（０％を含まない）、およびＲＥＭ：０．０１％以下（０％を含まない）よりなる群から選ばれる１種以上の元素、

などを含有してもよい。こうした範囲を定めた理由は次の通りである。

【００４５】

（Ａ）ＣｒとＭｏは、いずれも焼入れ性を高めて鋼板の強度を向上させるのに作用する元素であり、単独で、或いは併用して使用できる。

【００４６】

Ｃｒは、焼戻し軟化抵抗を高める作用も有しており、Ｆ／Ｍが焼戻されるときに強度が低下するのを低減する作用も有しているため、鋼板を高強度化するのに有効に作用する元素である。また、Ｃｒは鋼板に水素が侵入するのを抑制する他、特にＣｒを含む析出物は水素のトラップサイトとなるため耐水素脆化特性の向上にも寄与する元素である。こうした作用を発揮させるには、０．０１％以上含有することが好ましい。より好ましくは０．１％以上であり、更に好ましくは０．３％以上である。しかし過剰に含有すると延性や加工性が劣化するため、１％以下とすることが好ましい。より好ましくは０．９％以下であり、更に好ましくは０．８％以下である。

【００４７】

一方Ｍｏは、オーステナイトを安定化させる元素であり、残留γを生成させるために有効に作用する元素である。また、Ｍｏは、鋼板に水素が侵入するのを抑制して耐水素脆化特性を向上させる作用も有している。こうした作用を有効に発揮させるには、０．０１％以上含有させることが好ましい。より好ましくは０．０５％以上であり、更に好ましくは０．１％以上である。しかし、過剰に含有すると加工性が低下するため、１％以下とすることが好ましい。より好ましくは０．７％以下であり、更に好ましくは０．５％以下である。

【００４８】

ＣｒとＭｏを併用する場合は、合計を１．５％以下とすることが好ましい。

【００４９】

（Ｂ）Ｂは、焼入れ性を向上させる元素であり、鋼板の強度を高めるのに有効に作用する元素である。こうした作用を有効に発揮させるには、０．０００２％以上含有させることが好ましい。より好ましくは０．０００５％以上であり、更に好ましくは０．００１％以上である。しかし過剰に含有すると熱間加工性が劣化するため、０．００５％以下であることが好ましい。より好ましくは０．００３％以下であり、更に好ましくは０．００２５％以下である。

【００５０】

（Ｃ）ＣｕとＮｉは、水素脆化の原因となる水素の発生を抑制すると共に、発生した水素が鋼板へ侵入するのを抑制する元素であり、耐水素脆化特性を向上させる作用を有している。即ち、ＣｕとＮｉは、鋼板自体の耐食性を向上させる元素であり、鋼板が腐食して水素が発生するのを抑制する元素である。また、これらの元素は、上記Ｔｉと同様に、α－ＦｅＯＯＨの生成を促進させる作用を有しており、α－ＦｅＯＯＨが形成されることで、発生水素が鋼板へ侵入するのが抑制され、過酷な腐食環境下でも耐水素脆化特性を高めることができる。こうした作用を発揮させるには、ＣｕとＮｉは、夫々単独で、０．０１％以上含有させることが好ましい。より好ましくは０．０５％以上であり、更に好ましくは０．１％以上である。しかし過剰に含有させると加工性が劣化するため、ＣｕとＮｉは、夫々単独で、０．５％以下とすることが好ましい。より好ましくは０．４％以下であり、更に好ましくは０．３％以下である。ＣｕとＮｉは夫々単独で添加しても上記作用は発揮されるが、ＣｕとＮｉを併用することによって上記作用が特に発現し易くなるので好ましい。

【００５１】

（Ｄ）ＮｂとＴｉは、いずれも結晶粒を微細化して鋼板の強度と靭性を向上させるのに作用する元素であり、単独で、或いは併用して使用できる。

【００５２】

Ｎｂは、こうした作用を発揮させるには、０．００５％以上含有させることが好ましい。より好ましくは０．０１％以上であり、更に好ましくは０．０３％以上である。しかし過剰に含有させてもこうした効果は飽和し、またＮｂの析出物が多く生成して加工性が低下する。従ってＮｂは０．１％以下とすることが好ましい。より好ましくは０．０９％以下であり、更に好ましくは０．０８％以下である。

【００５３】

一方Ｔｉは、上記作用の他、大気中で生成する錆の中でも熱力学的に安定で保護性があるといわれている酸化鉄（α－ＦｅＯＯＨ）の生成を促進させる元素でもあり、α－ＦｅＯＯＨの生成を促進することで、水素が鋼板へ侵入するのを抑制でき、過酷な腐食環境下においても耐水素脆化特性を充分に高めることができる。また、α－ＦｅＯＯＨが生成することで、特に塩化物環境下で生成して耐食性（結果として耐水素脆化特性）に悪影響を及ぼすβ－ＦｅＯＯＨの生成が抑制されるため、耐水素脆化特性が向上する。また、ＴｉはＴｉＮを形成して鋼中のＮを固定し、Ｂ添加による焼入れ性向上効果を有効に発揮させる作用を有する元素である。こうした作用を有効に発揮させるには、０．００５％以上含有させることが好ましい。より好ましくは０．０１％以上であり、更に好ましくは０．０３％以上である。しかし過剰に含有すると、炭窒化物が多く析出して加工性や耐水素脆化特性の劣化を招くことがある。従ってＴｉは０．１％以下とすることが好ましい。より好ましくは０．０９％以下であり、更に好ましくは０．０８％以下である。

【００５４】

ＮｂとＴｉを併用する場合は、合計を０．１５％以下とすることが好ましい。

【００５５】

（Ｅ）Ｃａ、Ｍｇ、およびＲＥＭ（希土類元素）は、鋼板表面が腐食して界面雰囲気の水素イオン濃度が上昇するのを抑制する元素であり、鋼板表面近傍のｐＨが低下するのを抑制し、鋼板の耐食性を高めるのに有効に作用する元素である。また、これらの元素は、鋼中の硫化物を球状化し、加工性を高めるのに作用する元素である。こうした作用を有効に発揮させるには、Ｃａ、Ｍｇ、またはＲＥＭを、夫々単独で、０．０００５％以上含有させることが好ましい。より好ましくは０．００１％以上であり、更に好ましくは０．００３％以上である。しかし過剰に含有すると加工性が悪くなる。従ってＣａとＭｇは、夫々単独で、０．００５％以下であることが好ましい。ＲＥＭは、０．０１％以下であることが好ましく、より好ましくは０．００８％以下である。Ｃａ、Ｍｇ、およびＲＥＭは、夫々単独で含有させてもよいし、任意に選ばれる２種以上を含有させてもよい。

【００５６】

なお、本発明において、ＲＥＭ（希土類元素）とは、ランタノイド元素（ＬａからＬｎ

までの１５元素）およびＳｃ（スカンジウム）とＹ（イットリウム）を含む意味であり、これらの元素のなかでも、Ｌａ、ＣｅおよびＹよりなる群から選ばれる少なくとも１種の元素を含有することが好ましく、より好ましくはＬａおよび／またはＣｅを含有させるのがよい。

【００５７】

本発明の鋼板は、上記元素を含有するものであり、本発明の効果を損なわない範囲であれば、更に他の元素（例えば、Ｐｂ、Ｂｉ、Ｓｂ、Ｓｎなど）を含有してもよい。

【００５８】

次に、本発明の鋼板を製造するための方法について説明する。上述したように、高強度鋼板を製造するには、焼入後に、低温で保持すればよく、低温保持時にベイナイト変態を終了させてＦ／Ｍの生成を抑えるには、保持時間を長くすればよい。しかし、保持時間を長くするには、設備を長大なものにしなければならず、設備費用が高くなる。また、保持時間を長くすると、生産性が低下する。

【００５９】

そこで本発明者らが検討したところ、上記成分組成を満足する鋼を常法に従って熱間圧延し、必要に応じて冷間圧延した後、Ac_3点以上の温度に加熱し、下記（１）式を満たす温度Ｔ１までを平均冷却速度１０℃／秒以上で冷却して焼入れを行い、次いで下記（２）式を満たす温度Ｔ２で３００秒間以上保持すれば、Ｆ／Ｍの生成を抑えることができ、鋼板の金属組織を適切に制御できることを見出した。なお、以下では、温度Ｔ２での保持時間を「ｔ３」と表記することがある。

（Ｍｓ点－２５０℃）≦Ｔ１≦Ｍｓ点　　・・（１）

（Ｍｓ点－１２０℃）≦Ｔ２≦（Ｍｓ点＋３０℃）　　・・（２）

【００６０】

即ち、Ac_3点以上の温度に加熱することで、鋼板の金属組織をオーステナイト単相とし、この鋼板を、上記（１）式を満たす温度Ｔ１まで平均冷却速度１０℃／秒以上で過冷却して焼入れすることで、オーステナイトからフェライトへの変態を抑制して鋼板の金属組織をオーステナイトとＦ／Ｍの混合組織とする。

【００６１】

次に、上記混合組織の鋼板を、上記（２）式を満たす温度Ｔ２で保持することで、混合組織中のオーステナイトをベイナイト（或いはベイニティックフェライト）に変態させることができる。この保持中に過冷却されたオーステナイトのベイナイト変態が完了するため、保持後の室温への冷却時にＦ／Ｍが生成するのを防止できる。また併せてこの保持中にＦ／Ｍを焼戻しマルテンサイトにすることができる。但し、温度Ｔ２での保持工程は、３００秒間以上とする。ベイナイト変態を完了させると共に、ベイナイト変態に伴う炭素の拡散によりオーステナイト中の炭素濃度を高め、室温でも安定な残留γを生成させるためである。

【００６２】

本発明の保持工程においても、オーステナイトの一部はＦ／Ｍに変態している。しかしこのＦ／Ｍの生成量は、上記温度Ｔ１までの過冷却と、上記温度Ｔ２での長時間保持を組み合わせることで、５面積％以下に抑制されている。即ち、焼入れ時に、（Ｍｓ点－２５０℃）～Ｍｓ点の範囲の温度Ｔ１まで過冷却することによって、γの一部をＦ／Ｍとしているため、保持工程に付されるγ量を、Ac_3点以上に加熱したときに生成するγ量よりも減らすことができる。そのため本発明の保持工程においても、γの一部はＦ／Ｍに変態するが、変態前のγ量自体がそもそも少ないため、生成するＦ／Ｍ量を低減できるのである。

【００６３】

仮に、Ac_3点以上に加熱した後、冷却停止温度をＭｓ点よりも高温に設定して焼入れし、次いでこれを低温で保持すると、焼入れ時の金属組織はγ単相となるため、保持工程ではこのγ単相からベイナイト（或いはベイニティックフェライト）とＦ／Ｍが生成する。そのため最終的に得られる鋼板に含まれるＦ／Ｍ量は５面積％を超えて多くなるのであ

る。

【００６４】

次に、各要件について詳細に説明する。本発明では、鋼板をAc_3点以上に加熱する。加熱温度がAc_3点を下回り、フェライトとオーステナイトの２相組織から焼入れした後に保持しても、保持工程に付されるγ量が少なくなるため、最終的に得られる鋼板に含まれるベイナイト、ベイニティックフェライト、および焼戻しマルテンサイトの合計量を確保できなくなり、強度不足となる。また、保持工程に付されるγ量が少な過ぎると、保持工程でγが消失してしまい、残留γが生成しない場合があり、鋼板の延性が劣化することがある。従って加熱温度はAc_3点以上とする。なお、加熱温度の上限は、９５０℃程度とすればよい。

【００６５】

Ac_3点以上の温度から上記（１）式を満足する温度Ｔ１までの平均冷却速度は１０℃／秒以上とする。平均冷却速度が１０℃／秒未満の場合は、オーステナイトからフェライトやパーライトが生成し、１１８０ＭＰａ以上の強度を確保することができない。平均冷却速度は、好ましくは１５℃／秒以上であり、より好ましくは２０℃／秒以上である。平均冷却速度の上限は、例えば、５０℃／秒程度である。

【００６６】

Ac_3点以上の温度から焼入れするときの温度Ｔ１は、（Ｍｓ点－２５０℃）以上、Ｍｓ点以下とする。冷却停止温度Ｔ１がＭｓ点より高い場合は、高温のオーステナイトからベイニティックフェライトやベイナイトが生成し、転位密度が比較的低くなる。また、冷却停止時にはＦ／Ｍが殆んど生成しないため、最終組織には焼戻しマルテンサイトが殆んど存在しない。そのため、鋼板の強度が不足する。従って温度Ｔ１の上限はＭｓ点とする。温度Ｔ１の好ましい上限は（Ｍｓ点－２０℃）である。一方、Ac_3点以上の温度から焼入れするときの温度Ｔ１が（Ｍｓ点－２５０℃）を下回ると、焼入れ時にγからＦ／Ｍが多量に生成するため、γ量が少なくなる。γ量が少ないと、保持工程でγが消失し、残留γを生成させることができないため、延性が劣化する。従って温度Ｔ１の下限は（Ｍｓ点－２５０℃）とする。温度Ｔ１の好ましい下限は（Ｍｓ点－２００℃）である。

【００６７】

温度Ｔ１に冷却した後は、（Ｍｓ点－１２０℃）以上、（Ｍｓ点＋３０℃）以下の温度Ｔ２で３００秒間以上保持する。この保持温度Ｔ２が（Ｍｓ点＋３０℃）を超えると、ベイナイトの結晶粒が粗大化したり、鋼板中に析出する炭化物が粗大化し、強度が低下して１１８０ＭＰａ以上の引張強度を確保できない。従って温度Ｔ２の上限は（Ｍｓ点＋３０℃）とする。温度Ｔ２の好ましい上限は（Ｍｓ点＋２０℃）である。一方、保持温度Ｔ２が（Ｍｓ点－１２０℃）を下回ると、ベイナイト変態の進行が遅くなるため、焼入れ時に未変態のまま存在していたオーステナイトが保持工程においてＦ／Ｍとして製品鋼板に残留し、耐水素脆化特性が劣化する。従って温度Ｔ２の下限は（Ｍｓ点－１２０℃）とする。温度Ｔ２の好ましい下限は（Ｍｓ点－１１０℃）である。

【００６８】

なお、上記温度Ｔ２で保持する場合は、（Ｍｓ点－１２０℃）～（Ｍｓ点＋３０℃）の範囲内で恒温保持してもよいし、この範囲内で変化させてもよい。また、上記温度Ｔ１の範囲と上記温度Ｔ２の範囲は一部重複しているため、冷却停止温度Ｔ１と保持温度Ｔ２は同一であってもよい。即ち、冷却停止温度Ｔ１が（Ｍｓ点－１２０℃）～Ｍｓ点の場合は、温度Ｔ２＝温度Ｔ１として温度Ｔ１でそのまま保持してもよい。また、保持温度Ｔ２は、（Ｍｓ点－１２０℃）～（Ｍｓ点＋３０℃）の範囲内で、冷却停止温度Ｔ１より高く設定してもよいし、低く設定してもよい。

【００６９】

温度Ｔ２での保持時間ｔ３が３００秒未満では、ベイナイト変態の進行が不充分となるため、焼入れ時に未変態のまま残存していたオーステナイト中への炭素の濃化が充分促進されない。そのため、温度Ｔ２で保持した後、室温へ冷却しても製品鋼板にＦ／Ｍが残留する。従って最終的に得られる鋼板に含まれるＦ／Ｍ量を５面積％以下に抑制できず、耐

水素脆化特性を向上させることが出来ない。よって保持時間ｔ３は３００秒以上とする。保持時間ｔ３は好ましくは５００秒以上であり、より好ましくは７００秒以上である。

【００７０】

保持時間の上限は特に限定されないが、長時間保持し過ぎると、生産性が低下する他、固溶している炭素が炭化物として析出して残留γを生成させることができず、延性が劣化して加工性が悪くなることがある。従って保持時間ｔ３の上限は１５００秒程度とするのがよい。

【００７１】

上記Ac_3点と上記Ｍｓ点は、「レスリー鉄鋼材料科学」（丸善株式会社、１９８５年５月３１日発行、Ｐ．２７３）に記載されている下記（ａ）式、（ｂ）式から算出できる。下記（ａ）式中、［　］は各元素の含有量（質量％）を示しており、鋼板に含まれない元素の含有量は０質量％として計算すればよい。

Ac_3（℃）＝９１０－２０３×［Ｃ］$^{1/2}$－１５．２×［Ｎｉ］＋４４．７×［Ｓｉ］＋３１．５×［Ｍｏ］－（３０×［Ｍｎ］＋１１×［Ｃｒ］＋２０×［Ｃｕ］－７００×［Ｐ］－４００×［Ａｌ］－４００×［Ｔｉ］）　・・（ａ）

Ｍｓ（℃）＝５６１－４７４×［Ｃ］－３３×［Ｍｎ］－１７×［Ｎｉ］－１７×［Ｃｒ］－２１×［Ｍｏ］　・・（ｂ）

【００７２】

本発明の技術は、特に、板厚が３ｍｍ以下の薄鋼板に好適に採用できる。

【００７３】

このようにして得られた本発明の鋼板は、例えば、シートレールやピラー、レインフォース、メンバー等の部品や、バンパーやインパクトビーム等の補強部品のように、高強度が要求される部品の素材として好適に使用できる。

【実施例】

【００７４】

以下、本発明を実施例によって更に詳細に説明するが、下記実施例は本発明を限定する性質のものではなく、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更して実施することも可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に含まれる。

【００７５】

下記表１または表２に示す成分組成の鋼（残部は、鉄および不可避不純物）を真空溶製して実験用スラブを製造した。下記表１、表２に示した成分組成と上記（ａ）式、（ｂ）式に基づいて、Ac_3点とＭｓ点を算出し、結果を下記表３、表４に示す。なお、下記表３、表４には、Ｍｓ点－２５０℃、Ｍｓ点＋３０℃、Ｍｓ点－１２０℃の値も併せて示した。

【００７６】

得られた実験用スラブを熱間圧延した後に冷間圧延し、次いで連続焼鈍して鋼板（供試材）を得た。各工程の具体的な条件は次の通りである。

【００７７】

実験用スラブを１２５０℃で３０分間保持した後、仕上げ圧延温度が８５０℃になるように熱間圧延し、この温度から平均冷却速度４０℃／秒で巻取り温度６５０℃まで冷却した。巻き取った後、巻取り温度（６５０℃）で３０分間保持し、次いで室温まで放冷して板厚２．４ｍｍの熱延鋼板を得た。得られた熱延鋼板を酸洗して表面スケールを除去し、冷延率５０％で冷間圧延を行ない、板厚１．２ｍｍの冷延鋼板を得た。得られた冷延鋼板を下記表３、表４に示す加熱温度（℃）に加熱した後、下記表３、表４に示す平均冷却速度（℃／秒）で温度Ｔ１（℃）まで冷却して焼入れ、次いで下記表３、表４に示す温度Ｔ２（℃）で保持時間ｔ３（秒）恒温保持する連続焼鈍を行い、鋼板（供試材）を得た。

【００７８】

次に、得られた供試材の金属組織と機械的特性を次の手順で調べた。また、供試材の機械的特性を調べた結果、引張強度が１１８０ＭＰａ以上の供試材について次の手順で耐水素脆化特性を調べた。

【００７９】
《金属組織の観察》
供試材の金属組織は、板厚の１／４位置から圧延方向と平行な断面を切り出し、この断面を研磨し、更に電解研磨した後、腐食させたものを走査型電子顕微鏡（Ｓｃａｎｎｉｎｇ　Ｅｌｅｃｔｒｏｎ　Ｍｉｃｒｏｓｃｏｐｅ；ＳＥＭ）を用いて観察した。
【００８０】
電解研磨は、Ｓｔｒｕｅｒｓ製の溶液「Ｓｔｒｕｅｒｓ　Ａ２（商品名）」を用いて湿式で１５秒間行なった。腐食は、Ｓｔｒｕｅｒｓ製の溶液「Ｓｔｒｕｅｒｓ　Ａ２（商品名）」に１秒間接触させて行なった。
【００８１】
ＳＥＭで撮影した金属組織写真を画像解析し、母相（ベイナイト、ベイニティックフェライト、焼戻しマルテンサイト）の面積率と、フレッシュマルテンサイト（Ｆ／Ｍ）の面積率を夫々測定した。観察倍率は４０００倍とし、観察視野は約５０μｍ×５０μｍとした。
【００８２】
母相とＦ／Ｍは、結晶粒内にＦｅ系炭化物が有るか無いかで区別した。即ち、ＳＥＭ写真を画像解析したときに、結晶粒内に白点（或いは、線状に連なった白点）が認められる結晶粒をベイナイト、ベイニティックフェライト、または焼戻しマルテンサイトとし、結晶粒内に白点（或いは、線状に連なった白点）が認められない結晶粒をＦ／Ｍとして夫々の組織の面積率を測定した。なお、結晶粒内に認められる白点（或いは、線状に連なった白点）の組成をＸＤＲ（Ｘ線回折）で分析したところ、Ｆｅ系炭化物であった。
【００８３】
Ｎｏ．４６の鋼板の金属組織を撮影した写真（図面代用写真）を図１に、Ｎｏ．３８の鋼板の金属組織を撮影した写真（図面代用写真）を図２に、夫々示す。
【００８４】
供試材の金属組織のうち、残留γの面積率は、飽和磁化法で測定した。具体的には、供試材の飽和磁化（Ｉ）と、４００℃で１５時間の熱処理を行った標準試料の飽和磁化（Ｉｓ）を測定し、下記式からオーステナイト相の割合（Ｖγｒ）を求め、これを残留γの面積率とした。飽和磁化の測定は、理研電子製の直流磁化Ｂ－Ｈ特性自動記録装置「ｍｏｄｅｌ　ＢＨＳ－４０」を用い、最大印加磁化を５０００（Ｏｅ）として室温で測定した。
Ｖγｒ＝（１－Ｉ／Ｉｓ）×１００
その他の組織（フェライトやパーライト等）の面積率は、全組織（１００面積％）から上記組織（ベイナイト、ベイニティックフェライト、焼戻しマルテンサイト、Ｆ／Ｍ、残留γ）の占める面積率を差し引いて求め、ＳＥＭ観察して組織の種類を特定した。
【００８５】
《機械的特性の評価》
供試材の機械的特性は、ＪＩＳ　Ｚ２２０１で規定される５号試験片を用いて引張試験を行ない、降伏強度（ＹＳ）、引張強度（ＴＳ）、および伸び（Ｅｌ）を測定した。上記試験片は、供試材から、圧延方向に対して垂直な方向が長手方向となるように切り出した。測定結果を下記表５、表６に示す。本発明では、ＴＳが１１８０ＭＰａ以上である場合を高強度（合格）と評価し、１１８０ＭＰａ未満である場合を強度不足（不合格）と評価した。
【００８６】
《耐水素脆化特性の評価》
供試材の耐水素脆化特性は、圧延方向と垂直な方向が長手方向となるように切り出した１５０ｍｍ×３０ｍｍの短冊試験片を用い、曲げ部のＲが１０ｍｍとなるように曲げ加工を施した後、１５００ＭＰａの応力（歪ゲージにより歪を応力へ換算）を負荷し、５％塩酸水溶液中に浸漬して割れ発生までの時間を測定した。本発明では、割れ発生までの時間が２４時間以上の場合を耐水素脆化特性に優れる（合格）と評価し、２４時間未満の場合を耐水素脆化特性に劣る（不合格）と評価した。評価結果を下記表５、表６に示す。下記

表５、表６では、耐水素脆化特性に優れる場合は○で示し、耐水素脆化特性に劣る場合は割れ発生までの時間を示した。

【００８７】

下記表５、表６から次のように考察できる。Ｎｏ．１～４０の供試材は、引張強度が１１８０ＭＰａ以上で、しかも耐水素脆化特性に優れている。

【００８８】

これに対し、Ｎｏ．４１～５０の供試材は、１１８０ＭＰａ以上の引張強度と耐水素脆化特性を両立できていない。即ち、Ｎｏ．４１～４４、４９、５０は、引張強度が１１８０ＭＰａ未満であり、本発明で規定する要件を満足していない。一方、Ｎｏ．４５～４８は、引張強度が１１８０ＭＰａ以上であるが、耐水素脆化特性を改善できていない。以下、各供試材について考察する。

【００８９】

Ｎｏ．４１は、加熱温度がAc_3点より低いため、フェライトの生成量が増えた結果、オーステナイトの生成量が少なくなり、ベイナイト、ベイニティックフェライト、および焼戻しマルテンサイトの生成量が少なくなった。よって強度不足となった。Ｎｏ．４２は、加熱温度から温度Ｔ１までの平均冷却速度が１０℃／秒未満であるため、フェライトが多く生成し、ベイナイト、ベイニティックフェライト、および焼戻しマルテンサイトの生成量が少なくなり、強度不足となった。Ｎｏ．４３は、均熱後の冷却停止温度Ｔ１がＭｓ点に至らず高過ぎるため、強度不足となった。Ｎｏ．４４は、保持温度Ｔ２が（Ｍｓ点＋３０℃）を超えて高過ぎるため、強度が低下した。Ｎｏ．４５は、均熱後の冷却停止温度Ｔ１が（Ｍｓ点－２５０℃）を下回って低過ぎるため伸びが低くなった。また、保持温度Ｔ２が（Ｍｓ点－１２０℃）を下回って低過ぎるため耐水素脆化特性も劣化した。Ｎｏ．４６～４８は、保持時間ｔ３が短過ぎるため、ベイナイト変態が充分に進行せず、Ｆ／Ｍが多く残留し、耐水素脆化特性が劣化した。Ｎｏ．４９、５０は、引張強度が１１８０ＭＰａ未満であり、本発明で規定する要件を満足していなかった。

【００９０】

【表１】

No.	成分組成(質量%)																
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	Cu	Ni	Cr	Mo	B	Ca、Mg、REM
1	0.20	1.50	2.5	0.009	0.004	0.045	0.005	–	–	–	–	–	–	–	–
2	0.16	1.50	2.9	0.008	0.003	0.044	0.005	–	–	–	–	–	–	–	–
3	0.18	1.75	2.6	0.008	0.003	0.043	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–
4	0.24	1.15	2.5	0.008	0.002	0.045	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–
5	0.21	1.35	2.6	0.008	0.004	0.045	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–
6	0.21	2.00	2.5	0.009	0.002	0.041	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–
7	0.23	1.54	1.6	0.008	0.003	0.042	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–
8	0.21	1.55	2.0	0.008	0.003	0.044	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–
9	0.21	1.50	2.8	0.008	0.003	0.044	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–
10	0.21	1.54	2.5	0.008	0.003	0.041	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–
11	0.20	1.54	2.5	0.008	0.003	0.044	0.004	0.05	–	–	–	–	–	–	–
12	0.20	1.54	2.5	0.008	0.003	0.042	0.004	–	0.06	–	–	–	–	–	–
13	0.22	1.50	2.4	0.008	0.003	0.041	0.004	–	–	0.2	0.2	–	–	–	–
14	0.21	1.50	2.5	0.008	0.003	0.041	0.004	–	–	–	–	0.5	–	–	–
15	0.21	1.45	2.4	0.008	0.003	0.044	0.004	–	–	–	–	–	0.2	–	–
16	0.22	1.60	2.5	0.008	0.003	0.042	0.004	–	0.03	–	–	–	–	0.0021	–
17	0.20	1.52	2.5	0.008	0.003	0.041	0.004	–	0.08	0.15	0.11	–	–	–	–
18	0.22	1.43	2.3	0.008	0.003	0.041	0.004	0.05	–	0.12	0.11	–	–	–	–
19	0.22	1.43	2.5	0.008	0.003	0.044	0.004	0.05	0.07	0.12	0.11	0.5	–	–	–
20	0.21	1.50	2.5	0.008	0.003	0.044	0.004	0.05	0.07	0.12	0.12	–	0.2	–	–
21	0.21	1.54	2.5	0.008	0.003	0.044	0.004	0.05	0.05	0.11	0.11	–	–	0.0013	–
22	0.22	1.54	2.5	0.008	0.003	0.042	0.004	0.05	0.08	0.12	0.10	–	–	–	–
23	0.20	1.54	2.5	0.008	0.003	0.044	0.004	–	0.08	0.12	0.11	0.5	0.15	–	–
24	0.19	1.54	2.5	0.008	0.003	0.044	0.004	–	0.08	0.13	0.11	0.8	–	0.0015	–
25	0.21	1.54	2.5	0.008	0.003	0.041	0.004	0.04	0.05	–	–	0.5	0.2	–	–

【００９１】

【表２】

No.	成分組成(質量%)															
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Nb	Ti	Cu	Ni	Cr	Mo	B	Ca、Mg、REM
26	0.20	1.54	2.5	0.008	0.003	0.042	0.004	0.05	0.05	–	–	0.7	–	0.0014	–
27	0.21	1.54	2.5	0.008	0.003	0.041	0.004	–	0.07	–	–	0.7	0.13	0.0007	–
28	0.19	1.54	2.5	0.008	0.003	0.044	0.004	0.035	–	0.3	0.2	0.8	0.13	–	–
29	0.22	1.54	2.5	0.008	0.003	0.044	0.004	–	0.03	0.28	0.25	0.4	–	0.0025	–
30	0.20	1.54	2.5	0.008	0.003	0.042	0.004	–	–	–	–	–	–	–	Ca:0.004、Mg:0.005、REM:0.005
31	0.21	1.54	2.5	0.008	0.003	0.041	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–
32	0.21	1.54	2.5	0.008	0.003	0.041	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–
33	0.18	1.75	2.6	0.008	0.003	0.043	0.004	–	–	–	–	0.08	–	–	–
34	0.24	1.15	2.5	0.008	0.002	0.045	0.004	–	–	–	–	0.03	–	–	–
35	0.21	1.54	2.5	0.008	0.003	0.041	0.004	0.04	–	–	–	0.4	–	–	–
36	0.21	1.54	2.5	0.008	0.003	0.041	0.004	0.04	0.05	–	–	0.5	–	–	–
37	0.18	1.50	2.5	0.008	0.003	0.041	0.004	0.04	0.05	0.28	0.25	0.9	–	0.0011	–
38	0.21	1.54	2.5	0.008	0.003	0.041	0.004	–	–	–	–	–	0.07	–	–
39	0.21	1.54	2.5	0.011	0.003	0.041	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–
40	0.21	1.54	2.5	0.011	0.003	0.041	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–
41	0.21	1.54	2.5	0.008	0.003	0.041	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–
42	0.21	1.54	2.5	0.008	0.003	0.041	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–
43	0.24	1.54	2.6	0.008	0.003	0.041	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–
44	0.21	1.54	2.5	0.008	0.003	0.041	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–
45	0.21	1.54	2.5	0.008	0.003	0.041	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–
46	0.21	1.54	2.5	0.008	0.003	0.041	0.004	–	–	–	–	–	0.07	–	–
47	0.21	1.54	2.5	0.008	0.003	0.041	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–
48	0.21	1.54	2.5	0.008	0.003	0.041	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–
49	0.11	1.54	2.0	0.008	0.003	0.041	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–
50	0.21	1.55	1.4	0.008	0.003	0.041	0.004	–	–	–	–	–	–	–	–

【００９２】

【表３】

No.	Ac_3 (℃)	Ms (℃)	Ms−250 (℃)	Ms+30 (℃)	Ms−120 (℃)	加熱温度 (℃)	平均冷却速度 (℃/秒)	T1 (℃)	T2 (℃)	t3 (秒)
1	835	384	134	414	264	900	30	320	380	1300
2	832	389	139	419	269	900	30	300	310	1300
3	846	390	140	420	270	900	30	300	310	1300
4	810	365	115	395	245	900	30	300	300	1300
5	822	376	126	406	256	900	30	320	360	1300
6	854	379	129	409	259	900	30	320	380	1300
7	855	399	149	429	279	900	30	280	310	1300
8	849	395	145	425	275	900	30	280	310	1300
9	823	369	119	399	249	900	30	300	380	1300
10	832	379	129	409	259	900	30	280	270	1300
11	836	384	134	414	264	900	30	320	380	1300
12	859	384	134	414	264	900	30	300	370	1300
13	824	374	124	404	254	900	30	300	360	1300
14	825	370	120	400	250	900	30	320	350	1300
15	839	378	128	408	258	900	30	300	320	1300
16	845	374	124	404	254	900	30	310	330	1300
17	861	382	132	412	262	900	30	310	360	1300
18	827	379	129	409	259	900	30	300	330	1300
19	845	364	114	394	244	900	30	300	320	1300
20	862	373	123	403	253	900	30	280	300	1300
21	850	377	127	407	257	900	30	280	300	1300
22	859	373	123	403	253	900	30	300	340	1300
23	863	370	120	400	250	900	30	290	300	1300
24	857	373	123	403	253	900	30	290	300	1300
25	853	366	116	396	246	900	30	290	300	1300

【００９３】

【表４】

No.	Ac_3 (℃)	Ms (℃)	Ms−250 (℃)	Ms+30 (℃)	Ms−120 (℃)	加熱温度 (℃)	平均冷却速度 (℃/秒)	T1 (℃)	T2 (℃)	t3 (秒)
26	847	372	122	402	252	900	30	290	300	1300
27	857	364	114	394	244	900	30	290	300	1300
28	824	369	119	399	249	900	30	290	290	1300
29	830	363	113	393	243	900	30	290	290	1300
30	835	384	134	414	264	900	30	320	380	1300
31	832	379	129	409	259	900	30	310	310	500
32	832	379	129	409	259	900	30	320	330	700
33	846	389	139	419	289	900	30	300	310	1300
34	810	364	114	394	264	900	30	300	300	1300
35	828	372	122	402	272	900	30	320	380	1300
36	847	370	120	400	270	900	30	320	380	1300
37	838	374	124	404	274	900	30	260	290	1300
38	835	377	127	407	257	900	30	300	300	1200
39	834	379	129	409	259	900	30	320	320	400
40	834	379	129	409	259	900	30	310	310	300
41	832	379	129	409	259	800	30	320	370	1300
42	832	379	129	409	259	900	5	300	370	1300
43	823	361	111	391	241	900	30	400	390	1300
44	832	379	129	409	259	900	30	320	420	1300
45	832	379	129	409	259	900	30	30	30	1300
46	835	377	127	407	257	900	30	300	300	60
47	832	379	129	409	259	900	30	320	380	100
48	832	379	129	409	259	900	30	320	320	250
49	873	443	193	473	323	900	30	320	380	1300
50	866	415	165	445	295	900	30	320	380	1300

【００９４】

【表５】

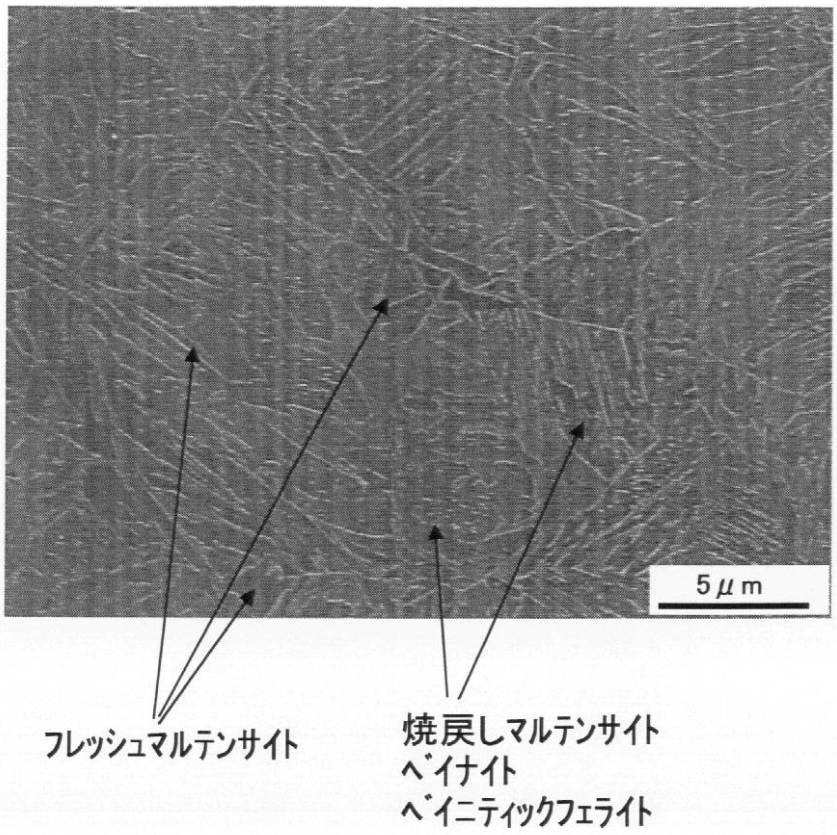
No.	ミクロ組織(面積%)				特性			
	母相	F／M	残留γ	その他	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	耐水素脆化特性
1	90	0	10	0	812	1187	12	○
2	91	0	9	0	925	1222	11	○
3	92	0	8	0	941	1251	11	○
4	95	0	5	0	1021	1449	9	○
5	90	1	9	0	803	1182	12	○
6	89	0	11	0	830	1232	12	○
7	95	0	5	0	816	1189	9	○
8	96	0	4	0	844	1258	8	○
9	93	0	7	0	895	1285	8	○
10	96	0	4	0	889	1328	10	○
11	90	0	10	0	832	1220	11	○
12	91	0	9	0	821	1193	12	○
13	91	0	9	0	824	1200	12	○
14	92	0	8	0	843	1221	11	○
15	96	0	4	0	1032	1493	8	○
16	93	0	7	0	890	1310	9	○
17	90	0	10	0	826	1225	12	○
18	92	0	8	0	861	1235	11	○
19	94	0	6	0	1004	1454	9	○
20	96	0	4	0	1040	1557	9	○
21	95	0	5	0	1025	1490	10	○
22	91	0	9	0	889	1359	11	○
23	96	0	4	0	1029	1478	8	○
24	96	0	4	0	1008	1466	9	○
25	96	0	4	0	1043	1512	7	○

【００９５】

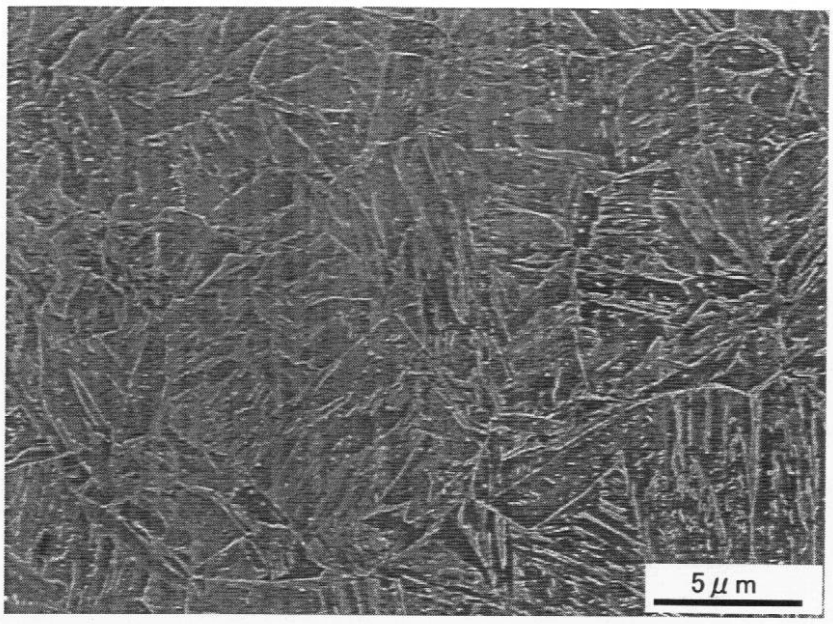
【表６】

No.	ミクロ組織(面積%)				特性			
	母相	F／M	残留γ	その他	YS (MPa)	TS (MPa)	El (%)	耐水素脆化特性
26	94	0	6	0	1003	1460	10	○
27	94	0	6	0	1055	1530	7	○
28	94	0	6	0	1034	1516	10	○
29	95	0	5	0	1029	1504	9	○
30	90	0	10	0	815	1188	12	○
31	90	0	10	0	863	1272	10	○
32	90	0	10	0	843	1221	11	○
33	93	0	7	0	953	1262	11	○
34	96	0	4	0	1034	1458	9	○
35	90	0	10	0	843	1235	11	○
36	90	0	10	0	854	1243	11	○
37	94	0	6	0	1020	1455	9	○
38	92	0	8	0	921	1373	10	○
39	88	2	10	0	865	1241	10	○
40	86	4	10	0	871	1259	10	○
41	70	0	10	フェライト:20	720	1051	15	–
42	55	0	5	フェライト:40	682	920	12	–
43	95	3	2	0	769	989	13	–
44	88	4	8	0	742	1085	14	–
45	93	6	1	0	915	1382	4	6
46	72	20	8	0	874	1259	9	5
47	77	14	9	0	841	1221	9	8
48	84	6	10	0	821	1203	11	10
49	86	0	14	0	646	906	20	–
50	73	0	12	フェライト:15	731	1078	17	–

【図１】



【図２】



フロントページの続き

(74)代理人 100075409
弁理士 植木 久一
(74)代理人 100115082
弁理士 菅河 忠志
(74)代理人 100125243
弁理士 伊藤 浩彰
(74)代理人 100129757
弁理士 植木 久彦
(72)発明者 向井 陽一
東京都品川区北品川５丁目９番１２号 株式会社神戸製鋼所 東京本社内
(72)発明者 粕谷 康二
兵庫県加古川市金沢町１番地 株式会社神戸製鋼所 加古川製鉄所内
(72)発明者 中屋 道治
兵庫県加古川市金沢町１番地 株式会社神戸製鋼所 加古川製鉄所内
(72)発明者 経澤 道高
兵庫県加古川市金沢町１番地 株式会社神戸製鋼所 加古川製鉄所内
(72)発明者 湯瀬 文雄
神戸市西区高塚台１丁目５番５号 株式会社神戸製鋼所 神戸総合技術研究所内
(72)発明者 衣笠 潤一郎
神戸市西区高塚台１丁目５番５号 株式会社神戸製鋼所 神戸総合技術研究所内
(72)発明者 サンドラ トライント
オーストリア、リンツ、４０２０ フェストアルピネシュトラッセ３
(72)発明者 アンドレス ピヒャラー
オーストリア、リンツ、４０２０ フェストアルピネシュトラッセ３

審査官 河野 一夫

(56)参考文献 特開２００６－２０７０１８（ＪＰ，Ａ）
特開２００８－１６９４７５（ＪＰ，Ａ）
特開２００６－２８３１３１（ＪＰ，Ａ）
特開２００２－０９７５５１（ＪＰ，Ａ）

(58)調査した分野(Int.Cl.，ＤＢ名)
Ｃ２２Ｃ １／００ － ４９／１４
Ｃ２１Ｄ ９／４６