(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号
特許第3551064号
(P3551064)
(45)発行日　平成16年8月4日(2004.8.4)　(24)登録日　平成16年5月14日(2004.5.14)

(51)Int.Cl.[7]	F I	
C22C 38/00	C22C 38/00	301W
C22C 38/14	C22C 38/14	
C22C 38/58	C22C 38/58	

請求項の数 4　(全 15 頁)

(21)出願番号　特願平11-46920
(22)出願日　平成11年2月24日(1999.2.24)
(65)公開番号　特開2000-239791(P2000-239791A)
(43)公開日　平成12年9月5日(2000.9.5)
審査請求日　平成14年2月26日(2002.2.26)

(73)特許権者　000001258
ＪＦＥスチール株式会社
東京都千代田区内幸町二丁目２番３号
(74)代理人　100099531
弁理士　小林　英一
(72)発明者　安原　英子
千葉県千葉市中央区川崎町１番地　川崎製鉄株式会社　技術研究所内
(72)発明者　登坂　章男
千葉県千葉市中央区川崎町１番地　川崎製鉄株式会社　技術研究所内
(72)発明者　比良　隆明
千葉県千葉市中央区川崎町１番地　川崎製鉄株式会社　技術研究所内

最終頁に続く

(54)【発明の名称】耐衝撃性に優れた超微細粒熱延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％で、

Ｃ：0.01～0.3 ％、　Si：2.0 ％以下、

Mn：3.0 ％以下、　Ｐ：0.5 ％以下、

Ti：0.03～0.3 ％、　Al：0.10％以下

を含み、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成と、フェライトを主相とし、主相と第２相とからなる組織を有する熱延鋼板であって、前記フェライトの平均粒径が３μｍ未満、前記第２相の平均粒径が５μｍ以下、前記第２相が第２相全体に対する比率（体積率）でマルテンサイトを80～95%含み、残部がベイナイト、パーライト、残留オーステナイトのうちの１種または２種以上からなり、歪速度1000／ｓにおける単位体積当たりの変形エネルギーが60MJ／m^3以上であることを特徴とする耐衝撃性に優れた超微細粒熱延鋼板。

【請求項２】

前記組成に加えて、さらに、質量％で、下記Ａ～Ｃ群のうちの１群または２群以上を含有することを特徴とする請求項１に記載の耐衝撃性に優れた超微細粒熱延鋼板。

記

Ａ群：Nb：0.3 ％以下、Ｖ：0.3 ％以下から選ばれた１種または２種

Ｂ群：Cu：1.0 ％以下、Mo：0.1 ％以下、Ni：1.0 ％以下、Cr：1.0 ％以下から選ばれた１種または２種以上

Ｃ群：Ca、REM 、Ｂのうちの１種または２種以上を合計で0.005 ％以下

【請求項３】
質量％で、
Ｃ：0.01～0.3 ％、　　Si：2.0 ％以下、
Mn：3.0 ％以下、　　Ｐ：0.5 ％以下、
Ti：0.03～0.3 ％、　　Al：0.10％以下
を含み、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成の圧延用素材に熱間圧延を施し熱延鋼板とするにあたり、前記熱間圧延が、動的再結晶温度域で５パス以上の繰り返し圧下を施しかつ最小圧下率を４～20％とし、圧延仕上げ温度をAr_3 変態点以上とする熱間圧延であり、該熱間圧延終了後２sec 以内に冷却を開始し、30℃／s 以上の冷却速度で冷却し、350～ 550℃の温度範囲で巻き取ることを特徴とする耐衝撃性に優れた超微細粒熱延鋼板の製造方法。
【請求項４】
前記圧延用素材が、前記組成に加えて、さらに質量％で、下記Ａ～Ｃ群のうちの１群または２群以上を含有することを特徴とする請求項３に記載の耐衝撃性に優れた超微細粒熱延鋼板の製造方法。
記
Ａ群：Nb：0.3 ％以下、Ｖ：0.3 ％以下から選ばれた１種または２種
Ｂ群：Cu：1.0 ％以下、Mo：0.1 ％以下、Ni：1.0 ％以下、Cr：1.0 ％以下から選ばれた１種または２種以上
Ｃ群：Ca、REM 、Ｂのうちの１種または２種以上を合計で0.005 ％以下
【発明の詳細な説明】
【０００１】
【発明の属する技術分野】
本発明は、自動車用、家電用、機械構造用、建築用等の使途に適用して有利な熱延鋼板に係り、とくに自動車が走行中に万一衝突した場合に優れた耐衝撃性が求められる部位の素材として好適な、自動車用熱延鋼板に関する。
【０００２】
【従来の技術】
自動車用、家電用、機械構造用、建築用等に用いられる鋼材には、強度、加工性、靱性といった機械的性質が優れていることが要求される。このうち、強度については、従来から、種々の方法により高強度化した高張力鋼板が提案されている。例えば、フェライト単相組織で、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｐなどの固溶強化元素を添加した固溶強化型鋼板、あるいはＮｂ、Ｔｉといった炭窒化物形成元素を添加した析出強化型鋼板、あるいはフェライト相と、マルテンサイト、ベイナイトなどの第２相により強化した複合組織型（ＤＰ（Ｄｕａｌ　Ｐｈａｓｅ））鋼板、あるいは結晶粒の微細化により強化した鋼板などが知られている。しかし、固溶強化型鋼板では、添加合金元素が多量となるため、コストアップを招くとともに、延性等の加工性が低下し、得られる強度にも限界がある等の問題があった。また、ＤＰ鋼板は、強度－延性バランスは良いが、穴拡げ性に劣ること、第２相組織の調整のため圧延後の厳密な冷却制御が要求されることなどいくつかの問題が残されていた。さらに、結晶粒微細化による高張力鋼では、降伏強さが高くなるため降伏比が高く、プレス成形性が低いという問題が残されていた。
【０００３】
また、高張力鋼においては、近年、低コストと高機能特性を両立できる高張力鋼板の開発に目標が移行しつつある。また、さらに、自動車用鋼板においては、衝突時に乗員を保護するために、高強度化に加えて耐衝撃性にも優れていることが要求されている。
このようなことから、強度と、それ以外の靱性、加工性等の機械的性質を含め総合的に向上させる必要があり、高張力化に伴う延性、靱性、耐久比などの劣化を抑える目的で高張力鋼における組織の微細化が重要な課題となっている。
【０００４】
組織の微細化手段としては、大圧下圧延法、制御圧延法、制御冷却法などが知られている

。
大圧下圧延法については、例えば、特開昭５８－１２３８２３　号公報、特公平５－６５５６４　号公報に代表される提案がある。これらの提案における組織微細化機構の要点は、オーステナイト粒に大圧下を加え、γ→α歪誘起変態を促進させることにある。しかし、これらの方法は、ある程度の微細化は達成できるが、１パスあたりの圧下量を４０％以上にするなど、一般的なホットストリップミルでは実現しがたいという問題に加えて、大圧下圧延により結晶粒が偏平となるため、機械的性質に異方性が生じたり、セパレーションにより破壊吸収エネルギーが低下するという問題もあった。

【０００５】

一方、制御圧延法、制御冷却法を適用した例として、ＮｂもしくはＴｉを含む析出強化型鋼板がある。これらの鋼板は、Ｎｂ、Ｔｉの析出強化作用を利用して高張力化を図るとともに、Ｎｂ、Ｔｉがそなえるオーステナイト粒の再結晶抑制作用を利用して低温仕上圧延を施し、未再結晶変形オーステナイト粒からのγ→α歪誘起変態によってフェライト結晶粒を微細化するものである。しかし、これらの鋼板では、機械的性質の異方性が大きいという問題がある。例えば、プレス成形を施す自動車用鋼板などでは、成形限界は最も延性の劣る方向の特性水準によって決まるため、異方性の大きい鋼板では、組織を微細化した効果が特性として全く現れない場合がある。また、構造材等に用いた場合も同様で、構造用材等で重要な靱性、疲労強度などの異方性が大きくなり、組織を微細化した効果が特性として全く現れない場合がある。

【０００６】

また、特開平２－３０１５４０号公報には、素材鋼を少なくとも１部がフェライトからなる組織状態としておき、これを塑性加工を加えつつ変態点（Ac_1 点）以上の温度域に昇温するか、この昇温に続いてAc_1 点以上の温度域に一定時間保持して、組織の１部または全部を一旦オーステナイトに逆変態させたのち、超微細オーステナイト粒を出現させ、その後冷却し平均結晶粒径が５μｍ　以下の等方的フェライト結晶粒を主体とする組織とすることが記載されている。しかしながら、この方法によっても、完全には異方性を無くすことはできていない。

【０００７】

また、最近では、熱間圧延前のオーステナイト粒を極度に微細化して圧延し動的再結晶とさらに制御冷却を利用し、組織を微細化する方法が、例えば、特開平９－８７７９８　号公報、特開平９－１４３５７０号公報、特開平１０－８１３８　号公報に記載されている。
。
特開平９－８７７９８　号公報には、Ｍｎ：１．０　～２．５　ｗｔ％、Ｔｉ：０．０５～０．３０ｗｔ％、あるいはＴｉ：０．０５～０．３０ｗｔ％およびＮｂ：０．３０ｗｔ％以下を含有するスラブを９５０　～１１００℃の温度に加熱し、１パス当たりの圧下率が２０％以上となる圧延を少なくとも２回以上行い、仕上圧延温度がAr_3 変態点以上となる熱間圧延を行った後、２０℃／ｓ　以上の冷却速度で冷却し、３５０　～５５０　℃で巻き取り、平均結晶粒径１０μｍ　未満のポリゴナルフェライト７５体積％以上と、残留オーステナイト５～２０体積％の組織とする高張力熱延鋼板の製造方法が開示されている。

【０００８】

特開平９－１４３５７０号公報には、Ｔｉ：０．０５～０．３　ｗｔ％、Ｎｂ：０．１０ｗｔ％以下のうちの１種または２種を含有する鋼を９５０　～１１００℃の温度に加熱し、１パス当たりの圧下率が２０％以上となる圧延を少なくとも２回以上行い、仕上圧延温度がAr_3 変態点以上となるように熱間圧延し、Ar_3 変態点～７５０　℃を２０℃／ｓ　以上の冷却速度で冷却し、７５０　℃未満～６００　℃の温度範囲で５　～２０ｓｅｃ　間滞留させたのち、再び２０℃／ｓ　以上の冷却速度で５５０　℃以下の温度まで冷却し、５５０　℃以下の温度で巻き取り、フェライト８０体積％以上で平均フェライト粒径１０μｍ　未満の極微細組織を有する高張力熱延鋼板の製造方法が開示されている。

【０００９】

特開平１０－８１３８　号公報には、Ｍｎ：１．０　ｗｔ％以下、Ｔｉ：０．０５～０．３０ｗｔ％、あるいはＴｉの全部または１部に代え、その２倍量のＮｂを含有する鋼スラブを９５０　～１１００℃の温度に加熱し、１パス当たりの圧下率が２０％以上となる圧延を少なくとも２回以上行い、仕上圧延温度が$Ａｒ_3$変態点以上となる熱間圧延を施した後、２０℃／ｓ　以上の冷却速度で冷却し、３５０　～５５０　℃で巻き取り、フェライトと残留オーステナイトからなる超微細粒組織を有する高張力熱延鋼板の製造方法が開示されている。

【００１０】

また、最近では、さらに、自動車用鋼板において、衝突時に乗員を保護するために、高強度化に加えて耐衝撃性にも優れていることが要求されている。このような要求に対し、例えば、特開平１０－１９５５８８　号公報には、ｗｔ％で、Ｃ：０．０２～０．２　％、Ｓｉ：０．１　～１．５　％、Ｍｎ：０．５　～３．０　％、Ｓ：０．０１０　％以下を含み、Ｐ：０．０３～０．１５％、Ｃｒ：０．１　～２．０　％、Ｍｏ：０．１　～１．０　％から選ばれた１種または２種以上を含有し、残部はＦｅおよび不可避的不純物からなり、平均粒径１０μｍ　以下のフェライト相が８０～９７％を占め、残部は平均直径がフェライト平均粒径の０．２　～１．５　倍であるマルテンサイトを主体とする第２相からなる成形性と耐衝突特性に優れる熱延高張力鋼板が開示されている。

【００１１】

【発明が解決しようとする課題】

しかしながら、特開平９－８７７９８　号公報、特開平９－１４３５７０号公報、特開平１０－８１３８　号公報に記載された技術は結晶粒の微細化に主眼をおいたものであるが、得られる粒径はせいぜい３．６　μｍ　程度まであった。また、これらの技術を用いて製造された鋼板では、強度および延性は向上するが、とくに自動車用鋼板の加工性という観点からは、機械的特性の異方性が大きく、強度－伸びバランスがまだ十分とは言えず、また、自動車の安全性向上に要求される耐衝撃性を本質的に改善するものではなかった。

【００１２】

自動車が走行中に衝突した場合を考慮し要求される耐衝撃性は、歪速度が１　～１０^4（$ｓ^{-1}$）の衝撃的な変形を伴う高歪速度で変形した場合の吸収エネルギーで評価するなど、動的に評価する必要があり、従来からの静的評価では、自動車の安全性向上に対する本質的な改善とはなり得ないのである。その点、特開平１０－１９５５８８　号公報に記載された技術では、動的評価を行っており、製造された高張力鋼板は、従来に比べ、成形性や耐衝撃特性は向上している。しかし、現在要求されている自動車用鋼板の加工性、耐衝撃性という観点からは、まだ十分とは言えず、強度－穴拡げ加工性バランス、強度－伸びバランスがまだ不十分であった。

【００１３】

本発明は、上記した従来技術の問題を有利に解決し、超微細粒を有し、耐衝撃性に優れ、さらに強度－伸びバランス、強度－穴拡げ加工性バランスにも優れた熱延鋼板を提供することを目的とする。

【００１４】

【課題を解決するための手段】

本発明者らは、上記した課題を達成すべく、自動車の衝突時の部材の変形について鋭意研究した結果、耐衝撃性の指標として、歪速度１０００／ｓにおける単位体積当たりの変形エネルギーを採用することに想到した。自動車の衝突時、部材が変形する際の歪速度は１０００／ｓ以下であり、しかも変形部の歪はほとんどが真歪で０．１　以下であることから、部材の耐衝撃性を評価するには、歪速度１０００／ｓで、歪量０．１　までに費やされる変形エネルギーが非常に重要となる。本発明者らは、さらに研究を進めた結果、歪速度１０００／ｓで、真歪量０．１　まで変形される際に費やされる変形エネルギーが６０$ＭＪ／ｍ^3$以上あれば、自動車衝突時の安全性の観点から十分な耐衝撃性を有しているという結論を得た。

【００１５】

本発明者らは、上記した知見に基づいて、歪速度１０００／ｓで、真歪量０．１　までに費やされる変形エネルギーと、熱延鋼板組織の関係を調査した。熱延鋼板の組織として、フェライトの平均結晶粒径、第２相の平均結晶粒径、第２相中のマルテンサイトの体積率を選び、組成、製造条件を変化しこれら要因を広範な範囲に変化した。歪速度１０００／ｓで、真歪量０．１　までに費やされる変形エネルギーにおよぼす第２相の平均結晶粒径の影響を図１に示す。

【００１６】

図１から、第２相の平均結晶粒径を５μｍ　以下とすることにより、変形エネルギーが顕著に増加することがわかる。また、この第２相の平均結晶粒径の微細化による変形エネルギーの増加は、主相であるフェライトの平均結晶粒径を３μｍ　未満とすることによりさらに顕著となる。また、フェライトの平均結晶粒径を３μｍ　未満とし、第２相をマルテンサイト８０体積％（第２相全体に対する比率）以上とすることにより、変形エネルギーが９０ＭＪ／ｍ^3　まで増加する。このようなことから、本発明者らは、フェライトの平均結晶粒径を３μｍ　未満とし、第２相の平均結晶粒径を５μｍ　以下とし、さらに第２相をマルテンサイト８０体積％（第２相全体に対する比率）以上を有する第２相とすることにより、安定して６０ＭＪ／ｍ^3 以上の変形エネルギーが得られる、耐衝撃性に優れた熱延鋼板となるという新規な知見を得た。

【００１７】

本発明は、上記した知見に基づいて、さらに検討を加え完成させたものである。

すなわち、本発明は、質量％で、Ｃ：0.01～0.3 ％、Si：2.0 ％以下、Mn：3.0 ％以下、Ｐ：0.5 ％以下、Ti：0.03～0.3 ％、Al：0.10％以下を含み、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成と、フェライトを主相とし、主相と第２相とからなる組織を有する熱延鋼板であって、前記フェライトの平均粒径が３μｍ 未満、前記第２相の平均粒径が５μｍ 以下、前記第２相が第２相全体に対する比率（面積率）でマルテンサイトを80～95％含み、残部がベイナイト、パーライト、残留オーステナイトのうちの１種または２種以上からなり、歪速度1000／ｓにおける単位体積当たりの変形エネルギーが60MJ／ｍ^{3}以上であることを特徴とする耐衝撃性に優れた超微細粒熱延鋼板である。

【００１８】

また、本発明では、前記組成が、質量％で、Ｃ：0.01～0.3 ％、Si：2.0 ％以下、Mn：3.0 ％以下、Ｐ：0.5 ％以下、Ti：0.03～0.3 ％、Al：0.10％以下を含み、さらに、Ａ群：Nb：0.3 ％以下、Ｖ：0.3 ％以下から選ばれた１種または２種を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成とするのが好ましい。

また、本発明では、前記組成が、質量％で、Ｃ：0.01～0.3 ％、Si：2.0 ％以下、Mn：3.0 ％以下、Ｐ：0.5 ％以下、Ti：0.03～0.3 ％、Al：0.10％以下を含み、さらに、Ｂ群：Cu：1.0 ％以下、Mo：1.0 ％以下、Ni：1.0 ％以下、Cr：1.0 ％以下から選ばれた１種または２種以上を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成とするのが好ましい。

【００１９】

また、本発明では、前記組成が、質量％で、Ｃ：0.01～0.3 ％、Si：2.0 ％以下、Mn：3.0 ％以下、Ｐ：0.5 ％以下、Ti：0.03～0.3 ％、Al：0.10％以下を含み、さらに、Ｃ群：Ca、REM 、Ｂのうちの１種または２種以上を合計で0.005 ％以下を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成とするのが好ましい。

【００２０】

また、本発明では、前記組成が、質量％で、Ｃ：0.01～0.3 ％、Si：2.0 ％以下、Mn：3.0 ％以下、Ｐ：0.5 ％以下、Ti：0.03～0.3 ％、Al：0.10％以下を含み、さらに、Ａ群：Nb：0.3 ％以下、Ｖ：0.3 ％以下から選ばれた１種または２種、Ｂ群：Cu：1.0 ％以下、Mo：1.0 ％以下、Ni：1.0 ％以下、Cr：1.0 ％以下から選ばれた１種または２種以上、を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成とするのが好ましい。

【００２１】

また、本発明では、前記組成が、質量％で、Ｃ：0.01～0.3 ％、Si：2.0 ％以下、Mn：3.

0 %以下、Ｐ：0.5 %以下、Ti：0.03～0.3 %、Al：0.10%以下を含み、さらに、Ａ群：Nb：0.3 %以下、Ｖ：0.3 %以下から選ばれた１種または２種、Ｃ群：Ca、REM 、Ｂのうちの１種または２種以上を合計で0.005 %以下、含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成とするのが好ましい。

【００２２】

また、本発明では、前記組成が、質量%で、Ｃ：0.01～0.3 %、Si：2.0 %以下、Mn：3.0 %以下、Ｐ：0.5 %以下、Ti：0.03～0.3 %、Al：0.10%以下を含み、さらに、Ｂ群：Cu：1.0 %以下、Mo：1.0 %以下、Ni：1.0 %以下、Cr：1.0 %以下から選ばれた１種または２種以上、Ｃ群：Ca、REM 、Ｂのうちの１種または２種以上を合計で0.005 %以下、含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成とするのが好ましい。

【００２３】

また、本発明では、前記組成が、質量%で、Ｃ：0.01～0.3 %、Si：2.0 %以下、Mn：3.0 %以下、Ｐ：0.5 %以下、Ti：0.03～0.3 %、Al：0.10%以下を含み、さらに、Ａ群：Nb：0.3 %以下、Ｖ：0.3 %以下から選ばれた１種または２種、Ｂ群：Cu：1.0 %以下、Mo：1.0 %以下、Ni：1.0 %以下、Cr：1.0 %以下から選ばれた１種または２種以上、Ｃ群：Ca、REM 、Ｂのうちの１種または２種以上を合計で0.005 %以下、を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成とするのが好ましい。

また本発明は、質量%で、Ｃ：0.01～0.3 %、Si：2.0 %以下、Mn：3.0 %以下、Ｐ：0.5 %以下、Ti：0.03～0.3 %、Al：0.10%以下を含み、残部がFeおよび不可避的不純物からなる組成の圧延用素材に熱間圧延を施し熱延鋼板とするにあたり、前記熱間圧延が、動的再結晶温度域で５パス以上の繰り返し圧下を施しかつ最小圧下率を４～20%とし、圧延仕上げ温度をAr_3 変態点以上とする熱間圧延であり、該熱間圧延終了後２sec 以内に冷却を開始し、30℃／ｓ以上の冷却速度で冷却し、350 ～550 ℃の温度範囲で巻き取ることを特徴とする耐衝撃性に優れた超微細粒熱延鋼板の製造方法とするのが好ましい。

また、本発明の超微細粒熱延鋼板の製造方法においては、前記圧延用素材が前記組成に加えて、次Ａ～Ｃ群

Ａ群：Nb：0.3 %以下、Ｖ：0.3 %以下から選ばれた１種または２種

Ｂ群：Cu：1.0 %以下、Mo：0.1 %以下、Ni：1.0 %以下、Cr：1.0 %以下から選ばれた１種または２種以上

Ｃ群：Ca、REM 、Ｂのうちの１種または２種以上を合計で0.005 %以下のうちの１群または２群以上を含有してもよい。

【００２４】

【発明の実施の形態】

本発明の熱延鋼板は、変形に際し、歪速度１０００／ｓにおける単位体積当たりの変形エネルギーが６０ＭＪ／m^3 以上である熱延鋼板である。変形エネルギーが６０ＭＪ／m^3 未満では、耐衝撃性が低く、自動車の衝突安全性の確保のために多量の鋼材を要する。

【００２５】

まず、本発明の熱延鋼板の化学組成の限定理由について説明する。

Ｃ：０．０１～０．３　%、

Ｃは、安価な強化成分であり、所望の鋼板強度に応じ必要量を含有させる。Ｃ含有量が０．０１%未満では、結晶粒が粗大化し、本発明で目的とするフェライトの平均粒径３μｍ　未満を達成できなくなる。また、Ｃ含有量が０．３　%を超えると、加工性が劣化するとともに溶接性も劣化する。このため、Ｃは０．０１～０．３　%の範囲とする。より好ましくは、０．０５～０．２　%の範囲である。

【００２６】

Ｓｉ：２．０　%以下

Ｓｉは、固溶強化成分として良好な強度－伸びバランスを維持しながら強度上昇に有効に寄与する。また、フェライトの生成を抑制し所望の第２相体積率を有する組織を得るうえで有効に作用するが、過剰な添加は、$Ａｒ_3$ 変態点を上昇させるため好適な圧延温度範囲を狭くするうえ、過剰なマルテンサイトを生成しやすくし、穴拡げ性を劣化させる。この

ため、Ｓｉは２．０　％以下とする。なお、好ましくは０．１　～１．０　％である。
【００２７】
Ｍｎ：３．０　％以下
Ｍｎは、$Ａｒ_3$変態点を低下させる作用を通じ結晶粒の微細化に寄与し、また、第２相の形成を進展させる作用を通じ、耐衝撃性、強度－延性バランスを高める作用を有する。さらに、有害な固溶ＳをＭｎＳ　として無害化する作用を有する。しかし、多量の添加は鋼を硬質化し、却って強度－延性バランスを劣化させる。このようなことから、Ｍｎは３．０　％以下とする。なお、より好ましくは０．０５％以上、さらに好ましくは０．５　～２．０　％である。
【００２８】
Ｐ：０．５　％以下
Ｐは、強化成分として有用であり、所望の鋼板強度に応じ添加することができるが、過剰の添加は、Ｐが粒界に偏析し脆化の原因となる。このため、Ｐは０．５　％以下とする。なお、過剰な低減はコスト高となることもあり、好ましくは０．００１　～０．２　％、より好ましくは０．００５　～０．２　％である。
【００２９】
Ｔｉ：０．０３～０．３　％
Ｔｉは、ＴｉＣ　として存在して、熱間圧延加熱段階での初期オーステナイト粒を微細化し、それ以降の熱間圧延過程での動的再結晶を誘起させるために有効に作用する。また、ＴｉＣ　として析出することにより主相であるフェライトを強化する。この主相の強化により、耐衝撃性が向上する。このような作用を発揮させるためには、少なくとも０．０３％以上の含有が必要であるが、０．３　％を超えて含有しても、効果が飽和し含有量に見合う効果が期待できない。このため、Ｔｉは０．０３～０．３　％の範囲とする。なお、より好ましくは、０．０５～０．２０％である。
【００３０】
Ａｌ：０．１０％以下
Ａｌは、脱酸剤として作用し、０．１０％以下に限定する。本発明ではＳｉ、Ｔｉを比較的多量に添加するため、その１部を利用してＳｉ脱酸、Ａｌ－Ｓｉ複合脱酸、Ｓｉ－Ｔｉ脱酸とすることもできる。このような場合は、Ａｌ添加量は減少することができるが、０．０００５％以上とするのが好ましい。
【００３１】
Ａ群：Ｎｂ：０．３　％以下、Ｖ：０．３　％以下から選ばれた１種または２種
Ｎｂ、Ｖは、いずれも炭窒化物を形成し、熱間圧延加熱段階での初期オーステナイト粒を微細化する作用を有しており、必要に応じ、Ｔｉと重畳して含有することにより、さらに動的再結晶の発生に有効に作用する。しかし、０．３　％を超えて多量に含有しても効果が飽和し含有量に見合う効果が期待できない。このため、Ｎｂ、Ｖとも０．３　％以下とするのが望ましい。
【００３２】
Ｂ群：Ｃｕ：１．０　％以下、Ｍｏ：１．０　％以下、Ｎｉ：１．０　％以下、Ｃｒ：１．０　％以下から選ばれた１種または２種以上
Ｃｕ、Ｍｏ、Ｎｉ、Ｃｒは、いずれも強化成分として、必要に応じ、含有することができるが、多量の含有はかえって強度－延性バランスを劣化させる。このため、Ｃｕ、Ｍｏ、Ｎｉ、Ｃｒは、いずれも１．０　％以下とするのが望ましい。なお、上記した作用効果を十分に発揮するためには、少なくとも０．０１％以上含有させるのが好ましい。
【００３３】
Ｃ群：Ｃａ、ＲＥＭ　、Ｂのうちの１種または２種以上を合計で０．００５　％以下
Ｃａ、ＲＥＭ　、Ｂは、いずれも硫化物の形状制御や粒界強度の上昇を通じ加工性を改善する効果を有しており、必要に応じ含有させることができる。しかし、過剰な含有は、清浄度や再結晶性に悪影響を及ぼす恐れがあるため、合計で０．００５　％以下とするのが望ましい。

【００３４】
本発明の熱延鋼板は、上記した組成以外は、残部Ｆｅおよび不可避的不純物からなる。不可避的不純物としては、Ｓ：０．００３　％以下、Ｎ：０．００５　％以下許容できる。Ｓは、ＭｎＳ　等の非金属介在物を形成し、延性を低下させるため、できるだけ低減するのが望ましいが、経済性の観点からは０．００３　％まで許容できる。なお、好ましくは０．００２　％以下である。
【００３５】
つぎに、本発明の熱延鋼板の組織について説明する。
本発明の熱延鋼板の組織は、フェライトを主相とし、主相と第２相から成る組織である。主相のフェライトの平均粒径を３μｍ　未満、第２相の平均粒径を５μｍ　以下とする。フェライトの平均粒径が３μｍ　以上では、延性、靱性の向上が少なく、さらに高歪速度での変形エネルギーが小さく、耐衝撃性の改善が少ない。このため、フェライトの平均粒径は３μｍ　未満とした。
【００３６】
また、第２相の平均粒径が５μｍ　を超えると、高歪速度での変形エネルギーが小さく、耐衝撃性が劣化するとともに、延性、靱性の向上が少ない。このため、第２相の平均粒径は５μｍ　以下とした。
本発明の熱延鋼板においては、第２相は、マルテンサイトを主とし、残部がベイナイト、パーライト、残留オーステナイトのうちの１種または２種以上からなる。第２相中には、マルテンサイトが、第２相全体に対する比率（体積率）で８０～９５％含まれる。第２相中のマルテンサイトが８０体積％未満では、高歪速度での変形エネルギーが低下し耐衝撃性が低下する。また、第２相中のマルテンサイトが９５体積％を超えると、ＴＳ－穴拡げバランスが劣化する。このため、第２相中のマルテンサイトの量は、第２相全体に対する比率（体積率）で８０～９５％の範囲に限定した。
【００３７】
マルテンサイト以外の第２相の残部は、ベイナイト、パーライト、残留オーステナイトのうちの１種または２種以上とする。
なお、本発明においては、フェライト、第２相の平均粒径は、常法に従い、圧延方向断面における平均粒径とする。
つぎに、本発明の熱延鋼板の製造方法について説明する。
【００３８】
上記した成分組成範囲に調整した溶鋼を、連続鋳造または造塊－分塊圧延により圧延素材とし、この圧延素材に熱間圧延を施し熱延鋼板とする。
熱間圧延は、圧延素材を、一旦冷却したのち再加熱する再加熱圧延としても、直送圧延やホットチャージローリングとしてもよい。また、薄スラブ連続鋳造法のような、連続鋳造されたスラブを直接熱間圧延してもよい。再加熱する場合には、初期オーステナイト粒を微細化するために、１１５０℃以下に加熱するのが望ましい。また、直送圧延する場合も、１１５０℃以下まで冷却したのち圧延を開始するのが動的再結晶を促進するために好ましい。
【００３９】
上記した温度の圧延素材に熱間圧延を施す際に、本発明では、動的再結晶温度域、好ましくは動的再結晶低温域で少なくとも５パス以上の繰り返し圧下を施すのが好ましい。動的再結晶域で繰り返し圧下を施すことにより、オーステナイト粒が微細化される。比較的低温で動的再結晶を起こさせる回数が多くなるほどオーステナイト粒の微細化が進行するため、動的再結晶低温域で少なくとも５パス以上、しかも連続する５パス以上で圧下するのが好ましい。５パス未満では、オーステナイト粒の微細化の程度が小さく、平均フェライト粒径３μｍ　未満の微細粒を達成しにくい。
【００４０】
また、動的再結晶温度域での圧下率は、動的再結晶が生ずる範囲であれば特に限定されるものではないが、動的再結晶域での最終圧下を除き、１パス当たり４～２０％、好ましく

は２０％未満とするのが望ましい。１パス当たりの圧下率が４％未満では、動的再結晶が生じない。一方、１パス当たりの圧下率が２０％を超えると、機械的特性、とくに伸びの異方性が高くなる。なお、動的再結晶温度域での最終圧下は、第２相の微細化を図るため、圧下率１３～３０％とするのが好ましい。圧下率が１３％未満では、圧下による微細化の効果は少なく、一方、３０％を超えても微細化の増加程度は少なく、却って圧延負荷が増大する。

【００４１】

本発明でいう動的再結晶温度域は、温度、歪が独立して制御できる測定装置（例えば、富士電波工機製「加工フォーマスター」）により、圧延条件をシミュレーションすることにより得られる歪－応力の関係から決定するものとする。動的再結晶温度は、鋼組成、加熱温度、圧下率、圧下配分等で変化するが、８５０　～１１００℃の温度範囲内で、通常２５０　～１００　℃の幅で存在するといわれている。なお、動的再結晶温度域の温度幅は、１パス当たりの圧下率が高いほど、拡大する。

【００４２】

ところで、組織微細化の点からは、動的再結晶温度域のできるだけ低い温度域での圧延が、γ→α変態の変態サイトが増加し有利である。

そこで、本発明では、動的再結晶温度域での圧延に際し、動的再結晶低温域において、５パス以上の圧下を行なうのが好ましい。ここで動的再結晶低温域とは、（動的再結晶温度域の下限温度）＋８０℃以下、好ましくは５０℃以下とする。

【００４３】

なお、第２相が凝集状に存在することは材質の異方性を低減する上で好ましくなく、島状（第２相の粒径以下の間隔で他の第２相が存在する比率が２０％以下）に分布していることが好ましい。上記熱延条件により、島状の第２相分布を得ることができる。

なお、熱間圧延時においては、潤滑を施しつつ圧下を行ってもよいことは、いうまでもない。

【００４４】

本発明では、動的再結晶温度域、好ましくは動的再結晶低温域での圧延以外の圧延条件はとくに限定されないが、圧延仕上げ温度はAr_3変態点以上とする。圧延仕上げ温度（ＦＤＴ）がAr_3変態点未満では、鋼板の延性、靱性が劣化するためである。

上記した条件で熱間圧延を終了した熱延鋼板においては、この時点でのオーステナイト粒はほぼ等軸の結晶粒となっており、熱間圧延終了後直ちに冷却する直近急冷を行えば、γ→α変態の変態核が多く、フェライト粒の粒成長が抑制され組織が微細化される。このため、圧延終了後２ｓｅｃ　以内、好ましくは１ｓｅｃ　以内に冷却を開始するのが好ましい。冷却開始が圧延終了後２ｓｅｃ　を超えると、γ→α変態核のサイトが減少し、α粒の粒成長が起こり、３μｍ　未満のフェライト粒を得ることが困難となる。

【００４５】

また、冷却速度は３０℃／ｓｅｃ　以上とするのが好ましい。冷却速度が３０℃／ｓｅｃ　未満では、フェライト粒の粒成長が生じ、微細化が達成できないうえ、第２相を微細にすることが難しくなる。圧延終了後、急冷することにより、巻き取りまでにＴｉ系析出物の析出が促進されフェライトが析出強化される。また、γ→α変態が促進されフェライト粒の微細化が促進される。

【００４６】

本発明では、熱延板は、熱間圧延終了後、２ｓｅｃ　以内に冷却を開始し、３０℃／ｓ以上の冷却速度で冷却し、好ましくは３５０　～５５０　℃の温度範囲でコイルに巻き取るものとする。この範囲の温度で巻取ることにより、第２相がマルテンサイト主体の組織となる。しかし、巻取温度が５５０　℃より高いと、第２相がパーライト主体の組織となりフェライト粒の粒成長が起こりやすくなる。一方、巻取温度が３５０　℃未満と低すぎると、巻き取りが困難となる。このようなことから、巻取温度は３５０　～５５０　℃の温度範囲内とするのが望ましい。

【００４７】

ところで、第２相のマルテンサイト量を所定の目標値に制御するには、上記に述べた要件の他に、従来知見に従い熱間圧延後の冷却パターンを調整すればよいが、主相であるフェライトの平均粒径が３μｍ　未満、第２相の平均粒径が５μｍ　以下という要件を満足させるためには仕上圧延直後の結晶粒径も細かくする必要があり、このためオーステナイト形成元素の濃縮が起きにくく、第２相の８０～９５体積％をマルテンサイトすることは、従来容易でなかった。

【００４８】

本発明者らは、上記各組織要件を達成すべく種々調査した結果、前記の熱間圧延条件のうち、とりわけ動的再結晶域における圧下率および圧下回数、ならびに巻取り温度の管理がマルテンサイトの形成促進に影響が大きいとの知見に至った。

すなわち、動的再結晶域における最小圧下率が４　～２０％、好ましくは２０％未満であり、かつ動的再結晶域におけるパス数が５回以上であり、さらには巻取り温度が５５０℃以下であるという条件下で上記要件を満たす組織を安定して得ることができる。

【００４９】

このような熱間圧延条件が必要とされる理由は次の如く推測される。低温巻取りおよび動的再結晶における軽圧下・多数回圧下には、巻取り前の熱延鋼板の結晶粒径を細粒化する効果の他に、歪の蓄積・保持により粒内へのＣ濃化を促進させる効果もあり、この結果、細粒でありながらマルテンサイト比率を高める効果があるものと考えられる。

【００５０】

【実施例】

表１に示す組成を有する溶鋼を、連続鋳造法によりスラブ（圧延素材）とした。これらスラブを表２に示す種々の条件で加熱、熱間圧延、圧延後冷却を行って熱延鋼板（板厚１．６　～３．６　ｍｍ）とした。なお、製造条件Ｎｏ．　３、Ｎｏ．　５は、潤滑圧延を実施した。また、圧延仕上温度はすべて$Ａｒ_3$　変態点以上とした。

【００５１】

得られたこれらの鋼板について、組織、引張特性、耐衝撃性、穴拡げ加工性を調査し、表３に示す。

組織は、鋼板の圧延方向断面について、光学顕微鏡あるいは電子顕微鏡を用いて、フェライトの体積率、全厚にわたる平均粒径および第２相の組織、体積率、粒径を測定した。

【００５２】

また、引張特性は、鋼板の圧延方向について、ＪＩＳ　５号試験片により引張特性（降伏点ＹＳ、引張強さＴＳ、伸びＥｌ）を測定した。

耐衝撃性は、鋼板の圧延方向について、ＪＩＳ　１３号Ｂ試験片により、引張試験機を用いて歪速度１０００／ｓで引張変形を実施し、応力－歪曲線から真歪０．１　までの変形エネルギーを求め、評価した。

【００５３】

また、穴拡げ加工性は、鋼板に１０ｍｍφ（$Ｄ_0$　）の打抜き穴を加工したのち、頂角６０°の円錐ポンチで押し広げる加工を施し、割れが板厚を貫通した直後の穴径Ｄを求め、λ＝　｛（Ｄ－$Ｄ_0$　）／$Ｄ_0$　｝×１００　％から求められるλ値で評価した。

これらの結果を表３に示す。

【００５４】

【表１】

鋼No	化学成分 (質量%)							
	C	Si	Mn	P	S	Ti	Al	その他
A	0.12	0.55	1.5	0.01	0.0010	0.12	0.020	
B	0.08	0.65	1.2	0.01	0.0010	0.09	0.021	Nb:0.005
C	0.07	0.58	1.8	0.01	0.0015	0.07	0.022	Mo:0.01, V:0.04
D	0.14	0.45	0.8	0.03	0.0015	0.11	0.021	Cr:0.20, REM:0.02
E	0.13	0.35	1.7	0.08	0.0015	0.09	0.022	Ni:0.05, Nb:0.01, Ca:0.005
F	0.05	0.60	1.6	0.04	0.0010	0.07	0.021	V:0.05, Cu:0.01
G	0.005	0.70	3.5	0.02	0.0015	0.005	0.020	
H	0.13	2.8	1.2	0.02	0.008	0.07	0.020	
I	0.07	0.6	1.4	0.03	0.0015	0.4	0.021	V:0.5, Ni:0.04, B:0.002
J	0.009	0.9	1.8	0.03	0.009	0.12	0.021	REM:0.002
K	0.14	0.6	1.4	0.01	0.003	0.15	0.020	Mo:0.3
L	0.11	0.7	1.3	0.01	0.003	0.11	0.021	B:0.002
M	0.09	0.8	0.8	0.01	0.00	0.02	0.035	

【００５５】
【表２】

鋼板No	鋼No	ｽﾗﾌﾞ加熱温度 ℃	熱間圧延 動的再結晶温度域 ℃	動的再結晶温度域の圧下 パス数	最小圧下率 %	圧下率 %	温度差** ΔT（℃）	仕上圧延終了温度 ℃	仕上板厚 mm	熱間圧延後冷却条件 冷却開始時間 sec	冷却速度 ℃/s	巻取温度 ℃
1	A	1200	－	0	－	－	－	850	3.5	0.3	30	550
2		1100	950 ～1050	5	18	68	50	800	3.1	0.3	50	450
3		1000	870 ～ 980	7	15	78	50	800	2.3	0.3	50	400
4		1000	870 ～ 980	7	15	78	50	800	3.0	0.3	50	600
5	B	1050	840 ～1000	6	18	73	50	860	2.2	2.2	30	550
6		1050	840 ～1000	6	18	73	50	830	3.4	0.3	50	450
7	C	1080	850 ～1050	5	15	61	50	780	1.6	0.3	50	400
8	D	1120	920 ～1080	6	15	70	50	750	2.0	0.3	80	470
9	E	1030	880 ～1020	6	18	78	50	800	2.5	0.5	50	500
10	F	1150	950 ～1100	6	18	75	50	820	2.0	0.4	40	400
11		1050	900 ～1030	4	18	62	50	800	3.3	0.3	40	550
12	G	1080	900 ～1020	6	18	75	50	850	3.6	0.5	50	500
13	H	1080	900 ～1030	6	18	75	50	800	2.8	0.3	50	500
14	I	1110	940 ～1080	5	15	61	50	820	2.0	0.3	50	530
15	J	1040	930 ～1020	5	15	61	50	810	2.3	0.3	50	500
16	K	1050	850 ～ 950	6	18	75	50	800	1.8	0.3	50	500
17	L	1080	870 ～ 960	6	18	75	50	850	2.0	0.5	30	450
18	M	1010	－	0	－	－	－	800	2.2	0.5	70	550
19	A	1000	870 ～ 980	5	25	78	50	800	2.3	0.5	50	550

**）ΔT:（動的再結晶温度域圧延開始温度）－（ 動的再結晶温度域の下限温度）

【００５６】
【表３】

【００５７】

本発明例の鋼板は、いずれもフェライトの平均粒径が３μｍ未満で、かつ第２相の平均

鋼板No	鋼No	鋼板組織							引張特性					耐衝撃性	穴拡げ加工性		備考
		フェライト		第２相					降伏点	引張強さ	伸び	降伏	TS×El	変形エネルギー	λ	TS×λ	
		平均粒径 μｍ	体積率 %	平均粒径 μｍ	体積率 %	種類（体積率） M %	その他	分布＊	YS MPa	TS MPa	El %	YR %	MPa %	MJ/m³	%	MPa %	
1	A	5.6	80	8.5	20	20	B	×	490	610	25	80	15250	30	50	30500	比較例
2		2.3	80	3.5	20	85	γ	○	450	600	35	75	21000	80	90	54000	本発明例
3		1.3	80	3.8	20	85	γ	○	510	620	36	82	22320	75	92	57040	本発明例
4		2.8	85	4.5	15	70	P,B	○	500	605	34	82	20570	55	70	42350	比較例
5	B	4.8	85	5.5	15	20	B,P	×	420	540	34	77	18360	30	60	32400	比較例
6		0.9	80	3.2	20	85	B, γ	○	540	648	34	83	22032	95	100	64800	本発明例
7	C	2.2	80	2.7	20	85	γ	○	570	670	34	85	22780	92	95	63650	本発明例
8	D	1.8	80	3.5	20	85	P	○	475	580	38	82	22040	106	120	69600	本発明例
9	E	2.1	75	2.9	25	85	γ, B	○	560	710	32	79	22720	88	90	63900	本発明例
10	F	2.2	75	2.5	25	90	γ, B	○	610	740	31	82	22940	84	80	59200	本発明例
11		3.6	75	5.9	25	65	γ,B,P	○	520	640	27	81	17280	25	60	38400	比較例
12	G	2.0	70	3.5	30	97	B, γ	○	460	580	35	79	20300	55	50	29000	比較例
13	H	2.1	70	3.7	30	96	B, γ	○	540	610	34	88	20740	55	60	36600	比較例
14	I	2.7	80	4.9	20	75	B	○	540	600	32	80	19200	52	55	39600	比較例
15	J	7.5	98	9.5	2	1	P,B	——	370	480	41	85	19680	20	60	32400	比較例
16	K	2.1	80	3.5	20	85	B, γ	○	520	650	35	80	22750	95	90	58500	本発明例
17	L	1.8	80	3.2	20	85	γ	○	565	710	31	79	22010	100	95	67450	本発明例
18	M	5.8	80	9.0	20	25	P,B	×	520	640	30	81	19200	20	60	38400	比較例
19	A	2.7	80	4.4	20	70	B	○	510	610	33	84	20130	55	70	42700	比較例

＊）○：島状、×：非島状、 —— ：なし

粒径が５μｍ　以下で、第２相中のマルテンサイト量が８０～９５体積％である組織を有し、歪速度１０００／ｓで真歪０．１　までの変形エネルギーが６０ＭＪ／ｍ^3　以上とと耐衝撃性に優れ、ＴＳ×Ｅｌ値が２２０００ＭＰａ・％以上と高く、さらにλ値が９０％以上と強度に対し高い穴拡げ加工性を有しＴＳ×λ値が　５４０００ＭＰａ　・％以上と強度－穴拡げ加工性に優れ、耐衝撃性に優れた超微細粒熱延鋼板となっている
。

【００５８】

これに対し、組成範囲が外れ、フェライト平均粒径が大きく、さらに第２の平均粒径が大きく、第２相中のマルテンサイト量が少ない、本発明の範囲を外れる比較例（鋼板Ｎｏ．１、Ｎｏ．４、Ｎｏ．５　Ｎｏ．１１　～１５、Ｎｏ．１８　、Ｎｏ．１９　）は、高歪速度における変形エネルギーが６０ＭＪ／ｍ^3 未満と少なく、耐衝撃性が劣化しており、さらにＴＳ×Ｅｌ値、ＴＳ×λ値が低くなっている。

【００５９】

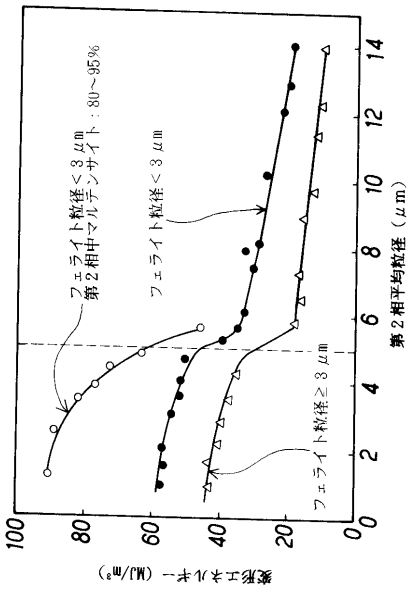
【発明の効果】

本発明によれば、超微細粒を有し、良好な機械的特性を具備し、さらに優れた強度－伸びバランス、強度－穴拡げ加工性バランスを有し、耐衝撃性に優れた超微細粒熱延鋼板を安価に製造でき、産業上格段の効果を奏する。

【図面の簡単な説明】

【図１】高歪速度での変形エネルギーにおよぼす第２相の平均粒径の影響を示すグラフである。

【図１】



フロントページの続き

(72)発明者　古君　修
千葉県千葉市中央区川崎町１番地　川崎製鉄株式会社　技術研究所内

審査官　河野　一夫

(58)調査した分野(Int.Cl.[7], ＤＢ名)
C22C 1/00 - 49/14