(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号
特許第3569307号
(P3569307)
(45)発行日　平成16年9月22日(2004.9.22)　(24)登録日　平成16年6月25日(2004.6.25)

(51)Int.Cl.[7]	F I	
C22C 38/00	C22C 38/00	301U
C21D 9/46	C21D 9/46	F
C22C 38/18	C22C 38/18	

請求項の数 3　(全 16 頁)

(21)出願番号　特願平6-1761
(22)出願日　平成6年1月12日(1994.1.12)
(65)公開番号　特開平7-207413
(43)公開日　平成7年8月8日(1995.8.8)
審査請求日　平成12年8月22日(2000.8.22)

前置審査

(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
(74)代理人　100064805
弁理士　大関　和夫
(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
(72)発明者　小山　一夫
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

審査官　小川　武

最終頁に続く

(54)【発明の名称】加工性に優れた引張強さ４５～６５ｋｇｆ／ｍｍ２　の高強度複合組織冷延鋼板とその製造方法

(57)【特許請求の範囲】
【請求項１】
重量％で、
Ｃ　：０．０４％以上０．２３％以下
Ｓｉ：２．５％以下
Ａｌ：０．２０％以上２．０％以下
Ｍｎ：２．０％以下
Ｃｒ：０％以上２．０％以下
の範囲で、
Ｃｅｑ＝％Ｃ＋０．０６３５％Ｓｉ＋０．０２４７％Ｍｎ＋０．０１２３％Ｃｒで表現される炭素当量Ｃｅｑが０．１１重量％以上０．２５重量％以下であり、且つＡｌとＳｉの和が０．６重量％以上で、
Ｍｎｅｑ＝％Ｍｎ＋０．５２％Ｃｒ
で表現されるＭｎ当量Ｍｎｅｑが０．６重量％以上、２．５重量％以下であり、さらに不可避的な不純物からなる鋼において、最終的なミクロ組織をフェライト、ベイナイト、残留オーステナイトの３相もしくは一部マルテンサイトを含む４相とし、主相であるフェライトの占積率を６０％以上、マルテンサイトの占積率を３％以下、オーステナイトの占積率をＣ重量％で除した値が３５以上１１０以下であることを特徴とする加工性に優れた引張強さ４５～６５ｋｇｆ／ｍｍ^2 の高強度複合組織冷延鋼板。
【請求項２】

主相であるフェライト粒の冷間圧延方向の粒径と板厚方向の粒径の比（長径／短径比）が１．２５以上１．８以下であることを特徴とする請求項１記載の加工性に優れた引張強さ４５～６５ｋｇｆ／ｍｍ^2 の高強度複合組織冷延鋼板。

【請求項３】

重量％で、

Ｃ　：０．０４％以上０．２３％以下

Ｓｉ：２．５％以下

Ａｌ：０．２０％以上２．０％以下

Ｍｎ：２．０％以下

Ｃｒ：０％以上２．０％以下

の範囲で、

Ｃｅｑ＝％Ｃ＋０．０６３５％Ｓｉ＋０．０２４７％Ｍｎ＋０．０１２３％Ｃｒで表現される炭素当量Ｃｅｑが０．１１重量％以上０．２５重量％以下であり、且つＡｌとＳｉの和が０．６重量％以上で、

Ｍｎｅｑ＝％Ｍｎ＋０．５２％Ｃｒ

で表現されるＭｎ当量Ｍｎｅｑが０．６重量％以上、２．５重量％以下であり、さらに不可避的な不純物からなる鋼を、鋳造後一旦室温まで冷却するかもしくは冷却することなしに熱延し、３５０℃から７５０℃の範囲で巻取った後、３５～８５％の冷延圧下率の冷延を施し、Ac_1 以上Ac_3 以下の温度に３０秒以上５分以下の時間加熱し、その後１℃／秒以上１０℃／秒以下の冷却速度で５５０℃以上６８０℃以下の温度まで冷却し、引き続いて１０℃／秒以上２００℃／秒以下の冷却速度で２５０℃以上５００℃以下まで冷却した後、３００℃以上５００℃以下の温度範囲で１５秒以上１５分以下保持し、室温まで冷却することを特徴とする加工性に優れた引張強さ４５～６５ｋｇｆ／ｍｍ^2 の高強度複合組織冷延鋼板の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【０００１】

【産業上の利用分野】

本発明は自動車、建築、電機などの産業分野で使用される加工性に優れた高強度複合組織冷延鋼板およびその製造方法に関するものである。さらに詳しくは、４５ｋｇｆ／ｍｍ^2　以上６５ｋｇｆ／ｍｍ^2　以下の引張強さをもつ加工性に優れた高強度複合組織冷延鋼板およびその製造方法に関するものである。

【０００２】

【従来の技術】

近年、自動車の快適性、安全性に加えて車体の軽量化に対する要求が大きくなってきている。これは地球規模で考えた省エネルギーおよび環境問題に対する要求であり、軽量化による車両燃費の向上とCO_2　などの有害排気ガスの減少をその目的としている。このような目的を達成させるためには車体構造に利用される材料の強度を向上させその材料厚みを減少させるか、新たな低比重の材料を用いることなどが必要である。

【０００３】

新たな低比重材料（例えばＡｌ、Ｍｇ等）を利用する場合、価格、安定供給量の観点から、従来車体構成材料の中心として利用されてきた鋼板と共存状態での利用が前提となると考えられる。この場合に最も問題となるのはスクラップのリサイクルであり、他材料と混合した鋼板スクラップはその後の利用では多くのエネルギー、コストを費やして再利用される必要がある。従って地球全体としてのエネルギーミニマム、環境保持を目指す上では特殊な部位を除いては、単一材料（すなわち鋼材）での軽量化対策が非常に重要となり、鋼材のより一層の高強度化が期待されている。

【０００４】

上記要求に加えて、車体構成部位の一体成形は、製造工程の簡略化、連続化のために重要な技術的要請と考えられる。このような近代化されつつある成形工程で用いられる鋼材の中で、特に薄鋼板を考えると、良好な成形性を有することがその鋼板の選択基準となる。

薄鋼板の成形性の良否は、伸び、ランクフォードの塑性歪比（ｒ値）、加工硬化指数（ｎ値）や降伏強度で判断され、複雑な部品の一体成形のためには伸びやｎ値が高いことが一つの必要条件となる。

【０００５】

伸びやｎ値の大きな鋼板の例としては、従来フェライトとマルテンサイト２相組織のＤｕａｌ　Ｐｈａｓｅ（ＤＰ）鋼が知られている。ＤＰ鋼は特公昭５６－１８０５１号公報や特公昭５９－４５７３５号公報などで示されているように５０～８０ｋｇｆ／ｍｍ^2　で最大３０～３５％程度の全伸びを得ることができる。しかしながら従来比較的低強度（３５～４５ｋｇｆ／ｍｍ^2　）の薄鋼板が用いられている様な複雑な加工を要求される部位への適用では十分な強度－延性バランスとは言い難い。

【０００６】

この材質をさらに向上させるための方法として最近、フェライト、ベイナイトおよびオーステナイトの混合組織（もしくは一部マルテンサイトを含む）をミクロ組織として持つ高強度複合組織鋼板が提案されている。この鋼板は室温で残留しているオーステナイトが成形時にマルテンサイトに変態することによって高い延性を示す「変態誘起塑性」を利用するものである。変態誘起塑性を利用した鋼はＴＲＩＰ鋼として知られているように、例えばＺａｃｋａｙら（Ｖ．Ｆ．Ｚａｃｋａｙら：Ｔｒａｎｓ．ＡＳＭ　ｖｏｌ．６０（１９６７）２５２）が示すように７０ｋｇｆ／ｍｍ^2　以上で最大９０％程度の高延性が達成されている。しかしながら、この様なＴＲＩＰ鋼は高価な合金元素を大量に添加する必要があるなど必ずしもここでの要求に合致しない。この様な問題を解決したものとして、特開昭６１－１５７６２５号公報に自動車用鋼板の様な大量生産が前提となる廉価な用途に合致した薄鋼板の製造方法が示されている。この先願発明で述べられている技術は、Ｓｉの添加によって炭化物の析出を抑制し、低温でのフェライト変態（ベイナイト変態）を進行させることによって、未変態オーステナイト中に効果的に炭素を濃化させ、オーステナイトを安定化させるものである。これらの従来技術は引張強さＴＳ＞６５ｋｇｆ／ｍｍ^2　の高強度鋼板に関するものが大部分であるが、自動車用の鋼板として利用される場合には一般にプレス成形法が利用されることから、ポンチ・ダイスの型の摩耗や形状凍結性、プレス機本体の荷重能力等から積極的に利用されるには到っていないのが現状である。

【０００７】

【発明が解決しようとする課題】

ＳｉとＭｎの添加により鋼材中のオーステナイトの安定化をはかり、ＴＳが６５ｋｇｆ／ｍｍ^2　以下の低強度のＴＲＩＰ鋼を製造する方法については報告されているが、例えば特開平１－１６８８１９号公報ではＳｉを２重量％以上添加した０．０８重量％Ｃ鋼で残留オーステナイト量を１２％としたＴＳ＝６２ｋｇｆ／ｍｍ^2　の鋼板が製造されるとしているが、この鋼の炭素量で１２％のオーステナイトを残留させた場合には残留オーステナイト中のＣ濃度は最高でも０．６７重量％となり、加工に対する安定性が非常に低くなり、安定して高加工性を得ることは困難である。また、特開昭６４－２５９２１号公報ではＳｉとＭｎを共に１重量％以上含む場合のみ報告されており、ＴＳ≦６５ｋｇｆ／ｍｍ^2　の強度範囲のＴＲＩＰ鋼およびその製造方法には言及していない。従って、加工安定性に優れた残留オーステナイトを含み良好な加工性を示す４５ｋｇｆ／ｍｍ^2　以上６５ｋｇｆ／ｍｍ^2　以下の強度の鋼板とその製造方法を規定する合金添加や製造方法については未だ不明である。

【０００８】

本発明は、合金添加量および組み合わせを適正に選択し、最適のミクロ組織にコントロールすることによって効率よく引張強さが４５ｋｇｆ／ｍｍ^2　以上６５ｋｇｆ／ｍｍ^2　以下の加工性に優れた高強度複合組織冷延鋼板とその製造方法を提供することを目的としている。

【０００９】

【課題を解決するための手段】

本発明者らはＣ、Ｓｉ、Ａｌ、Ｍｎ、Ｃｒを添加した種々の鋼に対して、成分および製造

条件が加工性に及ぼす影響について調査した。その結果、下記の要旨の本発明によって上記の目的が達成できることを見出した。
（１）重量％で、
Ｃ　：０．０４％以上０．２３％以下
Ｓｉ：２．５％以下
Ａｌ：０．２０％以上２．０％以下
Ｍｎ：２．０％以下
Ｃｒ：０％以上２．０％以下
の範囲で、
Ｃｅｑ＝％Ｃ＋０．０６３５％Ｓｉ＋０．０２４７％Ｍｎ＋０．０１２３％Ｃｒで表現される炭素当量Ｃｅｑが０．１１重量％以上０．２５重量％以下であり、且つＡｌとＳｉの和が０．６重量％以上で、
Ｍｎｅｑ＝％Ｍｎ＋０．５２％Ｃｒ
で表現されるＭｎ当量Ｍｎｅｑが０．６重量％以上、２．５重量％以下であり、さらに不可避的な不純物からなる鋼において、最終的なミクロ組織をフェライト、ベイナイト、残留オーステナイトの３相もしくは一部マルテンサイトを含む４相とし、主相であるフェライトの占積率を６０％以上、マルテンサイトの占積率を３％以下、オーステナイトの占積率をＣ重量％で除した値が３５以上１１０以下であることを特徴とする加工性に優れた引張強さ４５～６５ｋｇｆ／ｍｍ^2 の高強度複合組織冷延鋼板。
【００１０】
（２）主相であるフェライト粒の冷間圧延方向の粒径と板厚方向の粒径の比（長径／短径比）が１．２５以上１．８以下であることを特徴とする前項１記載の加工性に優れた引張強さ４５～６５ｋｇｆ／ｍｍ^2 の高強度複合組織冷延鋼板。
（３）重量％で、
Ｃ　：０．０４％以上０．２３％以下
Ｓｉ：２．５％以下
Ａｌ：０．２０％以上２．０％以下
Ｍｎ：２．０％以下
Ｃｒ：０％以上２．０％以下
の範囲で、
Ｃｅｑ＝％Ｃ＋０．０６３５％Ｓｉ＋０．０２４７％Ｍｎ＋０．０１２３％Ｃｒで表現される炭素当量Ｃｅｑが０．１１重量％以上０．２５重量％以下であり、且つＡｌとＳｉの和が０．６重量％以上で、
Ｍｎｅｑ＝％Ｍｎ＋０．５２％Ｃｒ
で表現されるＭｎ当量Ｍｎｅｑが０．６重量％以上、２．５重量％以下であり、さらに不可避的な不純物からなる鋼を、鋳造後一旦室温まで冷却するかもしくは冷却することなしに熱延し、３５０℃から７５０℃の範囲で巻取った後、３５～８５％の冷延圧下率の冷延を施し、Ac_1 以上Ac_3 以下の温度に３０秒以上５分以下の時間加熱し、その後１℃／秒以上１０℃／秒以下の冷却速度で５５０℃以上６８０℃以下の温度まで冷却し、引き続いて１０℃／秒以上２００℃／秒以下の冷却速度で２５０℃以上５００℃以下まで冷却した後、３００℃以上５００℃以下の温度範囲で１５秒以上１５分以下保持し、室温まで冷却することを特徴とする加工性に優れた引張強さ４５～６５ｋｇｆ／ｍｍ^2 の高強度複合組織冷延鋼板の製造方法。
【００１１】
【作用】
以下に発明の各要素についての作用の詳細を述べる。
まず成分範囲規定の理由について述べる。
Ｃ：Ｃは他の高価な合金元素を用いることなくオーステナイトを安定化させ、室温で残留させるために利用する本発明で最も重要な元素の一つである。熱処理によってオーステナイトからフェライトへの変態を利用し、オーステナイト中の炭素濃度を高めることでオー

ステナイトの安定化がはかれるが、平均Ｃ量が０．０４重量％未満では最終的に得られる残留オーステナイト占積率が高々２～３％であり十分なＴＲＩＰ効果が期待できないためにこれをＣ添加の下限とした。平均Ｃ量が増加するに従って得られる最大残留オーステナイト占積率は増加するが、鋼板の焼き入れ性も上昇するためにＣ＞０．２３重量％では他の合金添加元素をどの様に調整しても６５ｋｇｆ／ｍｍ^2　以下の強度を得ることが困難となる。従ってこれをＣ添加の上限とした。

【００１２】

また、鋼板の強度を４５ｋｇｆ／ｍｍ^2　以上、６５ｋｇｆ／ｍｍ^2　以下とするためには合金添加元素量で補正したＣ当量が適正な範囲にあることが必要である。すなわち、合金元素添加量で補正した（１）式

$$Ceq=\%C+0.0635\%Si+0.0247\%Mn+0.0123\%Cr \quad (1)$$

が０．１１重量％以上０．２５重量％以下である時のみ上記の強度範囲の鋼板が得られることからこれをＣ当量の上限および下限とした。

【００１３】

Ａｌ、Ｓｉ：ＡｌとＳｉはオーステナイトを室温でも安定なほど炭素濃化させるために重要な添加元素であり、Ａｌは０．２０重量％以上含有するものとする。鋼板をフェライト／オーステナイト２相域に加熱し、冷却時にフェライト変態を進行させることによってオーステナイト中に炭素を濃化させることが本発明の技術の中心であるが、フェライト変態の進行と共に（従ってオーステナイト中の炭素濃度の上昇と共に）炭化物の生成が起こり易くなり、高温ではパーライト、低温では上部ベイナイトが生成されるようになり、オーステナイト中の全炭素量を減少させ、結果として残留オーステナイト量を減少させることとなる。ＡｌとＳｉはよく知られているように炭化物（ここではセメンタイト）に固溶しないために炭化物の生成を著しく遅らせる働きがある。これにより炭化物の形で炭素原子を浪費することなく効率よいオーステナイトへの炭素濃化を可能にする。この働きのためにはＡｌとＳｉの添加量の合計が０．６重量％以上であることが不可欠なのでこれをＡｌとＳｉの添加量の合計の下限とした。Ｓｉはこのときフェライト中に固溶し、フェライトを強化することから、不必要に多量の添加は鋼板の強度の不必要な上昇や加工性・靱性の劣化をもたらす。従ってその添加量を２．５％以下と限定した。またＡｌの場合にも不必要に多量の添加がなされた場合には加工性・靱性の劣化をもたらすことから添加量の上限を２．０重量％に制限した。Ａｌは鋼板の強度をほとんど上昇させないので（１）式のＣｅｑには含まれないが、Ｓｉは鋼板の強度を上げるので、他の添加元素との関係で（１）式を満足する量に制限する必要がある。

【００１４】

Ｍｎ、Ｃｒ：Ｍｎ、ＣｒもＳｉやＡｌ同様炭化物の生成を遅らす働きがあることからオーステナイトの残留に貢献する添加元素である。これに加えて、Ｍｎ、Ｃｒの添加はオーステナイトのマルテンサイト変態開始温度を低下させる。オーステナイトを室温で安定にするためには上述の通り炭化物の析出を抑えてオーステナイト中の炭素濃度を高めることが必要だが、同時にそのオーステナイトのマルテンサイト変態開始温度を低下させることも重要である。もしもマルテンサイト変態温度が室温よりも高温であれば、オーステナイトの一部は不可避的にマルテンサイトに変態し、鋼板の強度を上げると共に延性の劣化をもたらす。Ｍｎｅｑ＝％Ｍｎ＋０．５２％Ｃｒで表現されるＭｎ当量が０．６重量％未満の場合には残留オーステナイトを確保しつつマルテンサイトの生成量を３％以下に抑えることができないのでこれをＭｎ当量の下限とした。一方Ｍｎ当量が２．５重量％超の場合には鋼板強度を６５ｋｇｆ／ｍｍ^2　以下とすることが困難であるためにこれをＭｎ当量の上限とした。ＣｒはＭｎにくらべて強化能力が小さいために本発明の目的としては利用し易い元素であるが、２．０重量％を超えて添加する場合には十分な量のオーステナイトを残留させる効果が飽和するばかりでなく経済的にも不利益が生じ、また主相であるフェライトの生成を抑制することから、これをＣｒ添加の上限とした。またＭｎも２．０重量％

を超えて添加した場合にはフェライトの生成を不必要に抑制し、鋼板の強度上昇をもたらすことからこれをＭｎ添加の上限とした。

【００１５】

次に成分以外の各構成要素の作用の詳細について述べる。

ミクロ組織：本発明の鋼板は強度が４５～６５ｋｇｆ／ｍｍ^2　の比較的低強度のＴＲＩＰ鋼を対象にしていることから、軟質なフェライトを主相とすることが前提となる。最終的なミクロ組織にオーステナイトを残留させるためには、フェライト変態だけでは十分なＣ濃化が達成できないためにベイナイト変態を利用する。従って最終的なミクロ組織はフェライト＋ベイナイト＋オーステナイトの３相の混合組織となることが望ましい。しかしながらオーステナイトのマルテンサイト変態温度を室温以下にすることが困難な場合もあり、その場合には本発明の強度範囲で加工性を劣化させないためにはマルテンサイトの占積率を３％以下に制御することが必要であるのでこれをマルテンサイト占積率の上限とする。また、軟質なフェライトの占積率が６０％未満では鋼板の加工性が著しく劣化するためにこれをフェライト占積率の下限とした。最終組織に含まれる残留オーステナイト量は鋼板の加工性を大きく左右するが、同時にオーステナイトの加工安定性も鋼板の加工性を支配する因子の一つである。オーステナイトの加工安定性はオーステナイトのＭｓ温度で表現でき、Ｍｓが低温なほどオーステナイトは安定で、加工の後期に有効に働き鋼板の延性を向上させる。オーステナイトのＭｓを低下させるためにはＭｎ当量を上げることも重要であるが、オーステナイト中のＣ濃度を一定量以上に高めることも重要である。実製造工程では鋼に含まれるＣの内一部はフェライト中もしくは粒界での固溶Ｃとして、また一部はセメンタイトの様な炭化物として、さらには冷却中に生成したマルテンサイト中の固溶Ｃとして浪費されることから、添加したＣ全てをオーステナイトに濃化させることはできない。しかしながら、最終的に得られる最大残留オーステナイト量は鋼板の平均Ｃ濃度の増加と共に増加する。この時必要以上のオーステナイトを残留させると、オーステナイト中の平均的なＣ濃度が低くなり、オーステナイトの安定性を下げる。残留オーステナイト量をＣ量で除した値が１１０を超えるとオーステナイトの加工安定性が低下して鋼板の加工性を著しく劣化させることからこれを（オーステナイト占積率）／（％Ｃ）の上限とした。実験によるとオーステナイト中のＣ濃度は無制限に高めることはできない。濃化可能な範囲ではオーステナイト中のＣ濃度は高いほど鋼板の加工性は良好であることが確認されている。しかしながら上記の指標（オーステナイト占積率）／（％Ｃ）が３５未満になるほど残留オーステナイト占積率が低下した場合にはフェライト、ベイナイト、オーステナイト以外にマルテンサイトやセメンタイト等の硬質な生成物の量が増加し、結果として鋼板の加工性を著しく劣化させることから、これを上記指標の下限とした。

【００１６】

フェライト粒の長径／短径比：本発明の範囲内の冷延後焼純された鋼板はフェライトを主相とする。このフェライト粒の形状は、鋼板の冷間圧延方向の断面で観察した場合に圧延方向の平均粒径と板厚方向の平均粒径とによって特徴づけられる。この２つの粒径の比（フェライトの長径／短径比）は、冷間圧延方向断面のミクロ組織写真から圧延方向に平行な一定長さの直線で切断されるフェライト粒界の数ｎＬと板厚方向での同一長さの直線で切断されるフェライト粒界の数ｎＺとの比ｎＬ／ｎＺによって近似される。理由は明確ではないが、この値が１．２５未満の場合および１．８を超える場合には良好な強度－加工性のバランスが得られなかった。従ってこれらをフェライト粒の長径／短径比の上限と下限とする。

製造条件：以上の条件の範囲で成分を調整した鋼を鋳造した後、スラブを室温まで冷却しても冷却することなしに直接熱延しても本発明の範囲のミクロ組織と鋼板の特性が得られた。スラブを冷却することなしに熱延する場合には、熱延工程入り側でのスラブ温度に応じて加熱炉で温度調整を行ってもよい。熱延後の巻取り温度が３５０℃未満の場合には熱延鋼板の強度が高くなりすぎ、冷延の負荷を上昇させて生産性を低下させると共に、冷間途中での鋼板幅方向端部の割れ発生の原因ともなるのでこれを巻取り温度の下限とした。また巻取り温度が７５０℃を超えると熱延鋼板中のパーライトにＭｎ等のオーステナイト

安定化元素が必要以上に濃化し、冷延後に行われる焼純工程でのフェライトの生成を阻害すると同時に、コイルの長手方向の材質バラツキの増加をもたらすことから、これを巻取り温度の上限とした。その後行われる冷延は冷延圧下率が３５％未満では均一な再結晶フェライト組織が得られず、材質のバラツキや異方性を大きくすることから、これを下限とした。また８５％超の冷延圧下率は冷延工程の負荷を必要以上に上げ、トータルとしてのコスト上昇をもたらすことからこれを上限とした。焼鈍工程ではAc_1 以上Ac_3 以下のフェライト＋オーステナイト２相域に加熱することで目的とした組織が得られる。Ac_1 未満では残留オーステナイトは全く得られず、Ac_3 超の加熱では冷却制御によるフェライト占積率コントロールが困難であるためこれらを下限、上限とした。２相域加熱後の冷却は２段階に分かれ、第１段階では徐冷によるフェライト変態の促進が図られる。しかしながら１℃／秒未満の冷却速度は実用上達成困難であるのでこれを下限とした。また１０℃／秒超では安定したフェライト変態促進が不可能であるためにこれを上限とした。これに引き続き行われる第２段の冷却はパーライトの生成を回避するために高速で行われる必要がある。１０℃／秒未満の冷却速度では冷却中にパーライト変態が進行し、オーステナイトの安定化に必要なＣを浪費して鋼板の加工性を劣化させるためにこれを下限とした。しかしながら２００℃／秒超の冷却速度は実用上達成困難であることからこれを上限とした。この冷却が２５０℃未満まで行われると未変態オーステナイトがマルテンサイト変態して鋼板を硬質化し、加工性を劣化させるのでこれを冷却終了温度の下限とした。また冷却停止温度が５００℃を超える場合にはセメンタイトを含むベイナイト変態が進行しパーライト生成の場合と同様にＣを浪費するのでこれを上限とした。この様な温度に冷却した後に、ベイナイト変態によるオーステナイトのＣ濃化促進を行わせる。ベイナイト変態のための温度は冷却停止温度と同一でもまたそれ以上でも最終的な鋼板の特性は変わらない。この時ベイナイト変態処理を３００℃未満で行うとマルテンサイトに近い硬質のベイナイトやマルテンサイトそのものが生成して鋼板の強度を必要以上に上昇させたると共にベイナイトの中にセメンタイト等の炭化物析出が起きてＣの浪費をすることからこれを下限とした。また５００℃を超える場合には上述の通りセメンタイトを含むベイナイト変態が進行しパーライト生成の場合と同様にＣを浪費するのでこれを上限とした。この温度範囲での保持は等温もしくはこの温度範囲での徐冷で行われる。この保持時間が１５秒未満の場合にはオーステナイトへのＣの濃化が十分ではなく結果としてマルテンサイト占積率が増加し、鋼板の強度を上げて加工性を劣化させることからこれを保持時間の下限とした。また保持時間が１５分超の場合にはＣ濃化したオーステナイトからのセメンタイト等の炭化物析出が起こり結果的には残留オーステナイト量を減少させ、且つ鋼板の強度を上げて加工性を劣化させるのでこれを上限とした。

【００１７】

【実施例】

表１に示す各鋼種に対し、熱間圧延した後、冷却、巻取（４２０～７８０℃の範囲）を行った熱間圧延鋼板を冷延により１．０ｍｍ厚とした後焼鈍が施され、機械的性質調査、残留オーステナイトの定量が行われた。焼鈍条件は図１に示す通りである。焼鈍温度（Ｔｓ℃）、焼鈍時間（ｔｓ秒）、焼鈍後の徐冷（ＣＲＩ℃／秒）及び急冷（ＣＲ２℃／秒）、急冷開始温度（Ｔｑ℃）、急冷停止温度（Ｔｃ℃）、ベイナイト処理温度（Ｔｂ℃）、ベイナイト処理時間（ｔｂ秒）を種々変化させた。

【００１８】

焼鈍により得られた鋼板の機械的性質と焼鈍条件を表２、表３（表２のつづき－１）、表４（表２のつづき－２）、表５（表２のつづき－３）、表６（表２のつづき－４）、表７（表２のつづき－５）に示した。また同表中Ｖｆ％，Ｖｇ％，Ｖｍ％は鋼板中のフェライト、残留オーステナイト、マルテンサイト占積率、Ｃｅｑ、Ｍｎｅｑは請求項１に示したＣ当量とＭｎ当量、ＣＯＬＤ％は冷延圧下率、ＣＴ℃は熱延巻取り温度、Ac_1 及びAc_3 は計算Ac_1 、Ac_3 の（℃温度）、径比は主相であるフェライト粒径の圧延方向と板圧方向の比である。また表中には、靱性が特に劣化した場合にはその欄に×を、従来材と同等の場合には○を示した。

【００１９】
同表より、本発明の条件を満たす鋼板（表中に本発明鋼と表示）は、４５～６５ｋｇｆ／ｍｍ^2　の範囲の強度を持ち、優れた破断伸びを有し、強度と破断伸びの積ＴＳ×Ｅｌが２２００ｋｇｆ／ｍｍ^2　×％以上の良好な加工性と強度のバランスが達成されていることが分かる。
【００２０】
【表１】

化学成分（重量％）

鋼	C	Si	Al	Mn	Cr	Ceq	Mneq	Si+Al	備　考
A	0.03	1.20	0.02	1.50	0.00	0.143	1.500	1.22	比較鋼
D	0.10	0.20	0.02	2.00	0.00	0.162	2.000	0.22	比較鋼
F	0.20	0.80	0.04	0.80	0.00	0.270	0.800	0.84	比較鋼
G	0.10	3.20	0.02	1.50	0.00	0.340	1.500	3.22	比較鋼
H	0.10	1.20	0.50	1.00	0.00	0.200	1.000	1.70	本発明鋼
I	0.10	0.80	1.00	1.50	0.00	0.187	1.500	1.80	本発明鋼
J	0.10	0.02	1.50	1.50	0.00	0.138	1.500	1.52	本発明鋼
K	0.19	0.02	1.50	1.50	0.00	0.228	1.500	1.52	本発明鋼
L	0.10	1.50	0.20	0.80	0.50	0.221	1.060	1.70	本発明鋼
M	0.10	0.02	1.50	0.80	0.80	0.130	1.216	1.52	本発明鋼
N	0.10	0.02	1.50	0.02	1.60	0.121	0.852	1.52	本発明鋼
O	0.19	0.03	1.50	0.80	1.00	0.223	1.320	1.53	本発明鋼
P	0.19	0.50	1.50	0.40	1.00	0.243	0.920	2.00	本発明鋼
Q	0.05	0.60	0.02	0.60	0.20	0.105	0.704	0.62	比較鋼
R	0.10	1.20	0.80	0.30	0.10	0.184	0.352	2.00	比較鋼
S	0.10	1.00	0.80	1.80	1.80	0.230	2.736	1.80	比較鋼
T	0.25	0.20	0.80	0.80	0.50	0.288	1.060	1.00	比較鋼
U	0.15	0.02	2.30	0.80	1.00	0.183	1.320	2.32	比較鋼
V	0.15	0.20	1.00	2.50	0.00	0.224	2.500	1.20	比較鋼
W	0.10	1.50	0.03	0.02	2.20	0.222	1.164	1.53	比較鋼
X	0.10	1.20	0.02	3.20	0.00	0.255	3.200	1.22	比較鋼
Y	0.10	0.05	0.50	1.20	1.30	0.148	1.876	0.55	比較鋼
Z	0.12	0.02	1.00	0.80	0.50	0.147	1.060	1.02	本発明鋼
AA	0.12	0.02	1.50	0.80	0.50	0.147	1.060	1.52	本発明鋼
AB	0.12	0.02	1.50	0.20	0.80	0.136	0.616	1.52	本発明鋼
AC	0.12	0.50	1.00	0.80	0.50	0.177	1.060	1.50	本発明鋼
AD	0.16	0.02	1.50	1.00	0.50	0.192	1.260	1.52	本発明鋼

＊表中の下線付きは本発明の範囲外であることを示す。

【００２１】
【表２】

製造条件と鋼板の材質

No	鋼	C%	Ceq%	Ac_1	Ac_3	CT℃	COLD%	Ts℃	備考
1	A	0.03	0.143	742	884	600	67	800	比較鋼
4	D	0.10	0.162	707	796	600	67	800	比較鋼
6	F	0.20	0.270	738	833	650	67	800	比較鋼
7	G	0.10	0.340	800	945	600	67	800	比較鋼
8	H	0.10	0.200	747	889	600	67	810	本発明鋼
9	H	0.10	0.200	747	889	600	67	805	本発明鋼
10	H	0.10	0.200	747	889	600	67	810	比較鋼
11	H	0.10	0.200	747	889	600	67	810	本発明鋼
12	H	0.10	0.200	747	889	600	67	725	比較鋼
13	H	0.10	0.200	747	889	600	67	950	比較鋼
14	H	0.10	0.200	747	889	420	67	780	本発明鋼
15	H	0.10	0.200	747	889	780	67	800	比較鋼
16	H	0.10	0.200	747	889	650	67	800	比較鋼
17	H	0.10	0.200	747	889	680	67	800	本発明鋼
18	H	0.10	0.200	747	889	680	67	800	比較鋼
19	H	0.10	0.200	747	889	680	67	800	比較鋼
20	H	0.10	0.200	747	889	680	67	800	比較鋼
21	H	0.10	0.200	747	889	680	67	800	本発明鋼
22	H	0.10	0.200	747	889	680	67	800	比較鋼
23	H	0.10	0.200	747	889	680	67	800	比較鋼
25	H	0.10	0.200	747	889	680	67	800	比較鋼
26	I	0.10	0.187	730	877	600	67	800	本発明鋼
27	J	0.10	0.138	708	862	600	67	800	本発明鋼

【００２２】
【表３】

（表２のつづき－１）

No	鋼	ts秒	Tq℃	CR1	CR2	Tc℃	Tb℃	tb秒	YP	TS	備　考
1	A	90	680	5	80	400	400	300	41.5	51.8	比較鋼
4	D	90	680	5	80	400	400	300	43.5	53.2	比較鋼
6	F	90	680	5	80	400	400	300	65.7	73.4	比較鋼
7	G	90	680	5	80	400	400	300	66.8	81.7	比較鋼
8	H	90	680	5	80	400	400	300	49.0	60.7	本発明鋼
9	H	90	680	5	80	350	350	300	48.6	61.3	本発明鋼
10	H	90	680	5	80	280	280	300	38.6	63.0	比較鋼
11	H	90	680	5	80	300	400	300	50.3	62.9	本発明鋼
12	H	90	680	5	80	400	400	300	48.2	57.9	比較鋼
13	H	90	700	5	80	400	400	300	48.5	64.7	比較鋼
14	H	90	680	5	80	400	400	300	50.4	60.5	本発明鋼
15	H	90	680	5	80	400	400	300	47.8	58.8	比較鋼
16	H	18	680	5	80	400	400	300	48.8	60.8	比較鋼
17	H	90	680	2	80	400	400	300	48.6	59.7	本発明鋼
18	H	90	520	5	80	400	400	300	49.6	58.3	比較鋼
19	H	90	680	5	5	400	400	300	52.3	60.0	比較鋼
20	H	90	680	5	80	400	400	11	48.6	67.0	比較鋼
21	H	90	680	2	80	400	400	800	50.0	61.5	本発明鋼
22	H	90	680	2	80	400	400	1800	51.8	63.1	比較鋼
23	H	90	680	2	80	520	520	180	51.9	64.8	比較鋼
25	H	90	680	5	80	400	360	12	45.9	63.1	比較鋼
26	I	90	680	5	80	400	400	300	48.8	58.0	本発明鋼
27	J	90	680	5	80	400	400	300	41.4	51.0	本発明鋼

【００２３】
【表４】

（表２のつづき－２）

No	鋼	E1%	Vg%	Vf%	Vm%	Vg%/C%	径比	靱性	TS×E1	備　考
1	A	33.0	0.8	94	0.0	26.67	1.30	○	1709	比較鋼
4	D	28.9	0.0	85	0.0	0.00	1.27	○	1537	比較鋼
6	F	28.9	9.6	72	0.0	48.00	1.30	○	2121	比較鋼
7	G	24.9	5.8	82	0.0	58.00	1.11	×	2034	比較鋼
8	H	38.6	6.2	87	0.0	62.00	1.42	○	2343	本発明鋼
9	H	37.9	5.1	81	0.8	51.00	1.53	○	2323	本発明鋼
10	H	30.0	1.2	83	7.6	12.00	1.44	○	1890	比較鋼
11	H	37.2	5.4	81	0.0	54.00	1.51	○	2340	本発明鋼
12	H	28.6	0.0	85	0.0	0.00	1.51	○	1656	比較鋼
13	H	32.0	2.5	67	1.2	25.00	1.57	○	2070	比較鋼
14	H	38.0	5.8	82	0.0	58.00	1.37	○	2299	本発明鋼
15	H	28.9	2.9	68	2.0	29.00	1.41	○	1700	比較鋼
16	H	25.6	0.8	82	0.5	8.00	1.58	○	1555	比較鋼
17	H	39.0	6.9	85	0.0	69.00	1.54	○	2328	本発明鋼
18	H	31.0	0.5	82	0.0	5.00	1.37	○	1807	比較鋼
19	H	31.0	0.0	81	0.0	0.00	1.42	○	1860	比較鋼
20	H	34.0	5.8	80	4.7	58.00	1.42	○	2278	比較鋼
21	H	36.0	4.8	83	0.0	48.00	1.50	○	2214	本発明鋼
22	H	31.0	0.0	83	0.0	0.00	1.51	○	1956	比較鋼
23	H	31.0	1.3	81	0.0	13.00	1.57	○	2009	比較鋼
25	H	31.9	13.5	81	3.8	135.00	1.41	○	2013	比較鋼
26	I	38.1	5.2	85	0.0	52.00	1.48	○	2208	本発明鋼
27	J	45.2	7.8	82	0.0	78.00	1.54	○	2303	本発明鋼

【００２４】
【表５】

（表２のつづき－３）

No.	鋼	C％	Ceq%	Ac_1	Ac_3	CT℃	COLD%	Ts℃	備　考
28	K	0.19	0.228	708	837	600	67	800	本発明鋼
29	L	0.10	0.221	767	891	600	67	800	本発明鋼
30	M	0.10	0.130	729	874	600	67	800	本発明鋼
31	N	0.10	0.121	750	888	600	67	800	本発明鋼
32	O	0.19	0.223	732	848	600	67	800	本発明鋼
33	P	0.19	0.243	750	881	600	67	800	本発明鋼
34	P	0.19	0.243	750	881	600	67	800	比較鋼
35	P	0.19	0.243	750	881	600	67	800	比較鋼
36	P	0.19	0.243	750	881	600	67	800	本発明鋼
37	Q	0.05	0.105	737	872	600	67	800	比較鋼
38	R	0.10	0.184	756	921	600	67	800	比較鋼
39	S	0.10	0.230	763	849	600	67	800	比較鋼
40	T	0.25	0.288	729	820	600	67	800	比較鋼
41	U	0.15	0.183	732	889	600	67	800	比較鋼
42	V	0.15	0.224	702	805	600	67	800	比較鋼
43	W	0.10	0.222	804	889	600	67	800	比較鋼
44	X	0.10	0.255	724	804	600	67	800	比較鋼
45	Y	0.10	0.148	734	818	600	67	780	比較鋼
46	Z	0.12	0.147	723	851	600	67	810	本発明鋼
47	AA	0.12	0.147	723	871	600	67	810	本発明鋼
48	AB	0.12	0.136	735	886	600	67	810	本発明鋼
49	AC	0.12	0.177	737	873	600	67	810	本発明鋼
50	AD	0.16	0.192	721	854	600	67	810	本発明鋼

【００２５】
【表６】

（表２のつづき－４）

No.	鋼	ts秒	Tq℃	CR1	CR2	Tc℃	Tb℃	tb秒	YP	TS	備　考
28	K	90	680	5	80	400	400	300	58.2	64.8	本発明鋼
29	L	90	680	5	80	400	400	300	53.9	64.9	本発明鋼
30	M	90	680	5	80	400	400	300	39.4	47.6	本発明鋼
31	N	90	680	5	80	400	400	300	42.3	47.9	本発明鋼
32	O	90	680	5	80	400	400	300	54.8	62.8	本発明鋼
33	P	90	680	5	80	400	400	300	48.9	63.5	本発明鋼
34	P	90	680	15	80	400	400	300	49.2	70.6	比較鋼
35	P	90	680	0.3	80	400	400	300	51.2	64.3	比較鋼
36	P	90	680	2	40	400	400	300	46.9	61.2	本発明鋼
37	Q	90	680	5	80	400	400	300	38.6	43.7	比較鋼
38	R	90	680	5	80	400	400	300	49.6	62.3	比較鋼
39	S	90	680	5	80	400	400	300	52.2	64.2	比較鋼
40	T	90	680	5	80	400	400	300	62.8	72.9	比較鋼
41	U	90	680	5	80	400	400	300	46.2	57.2	比較鋼
42	V	90	680	5	80	400	400	300	54.6	68.0	比較鋼
43	W	90	680	5	80	400	400	300	56.4	64.1	比較鋼
44	X	90	680	5	80	400	400	300	59.8	70.7	比較鋼
45	Y	90	680	5	80	400	400	300	41.2	50.6	比較鋼
46	Z	90	680	5	80	400	400	300	38.6	51.3	本発明鋼
47	AA	90	680	5	80	400	400	300	43.6	50.0	本発明鋼
48	AB	90	680	5	80	400	400	300	35.8	47.8	本発明鋼
49	AC	90	680	5	80	400	400	300	45.1	55.6	本発明鋼
50	AD	90	680	5	80	400	400	300	41.9	59.2	本発明鋼

【００２６】
【表７】

（表２のつづき－５）

No	鋼	E1%	Vg%	Vf%	Vm%	Vg%/C%	径比	靱性	TS×E1	備　考
28	K	35.2	12.9	74	0.0	67.89	1.47	○	2282	本発明鋼
29	L	37.8	6.0	80	0.0	60.00	1.21	○	2455	本発明鋼
30	M	46.2	6.2	80	0.0	62.00	1.40	○	2201	本発明鋼
31	N	47.8	7.9	83	0.0	79.00	1.59	○	2289	本発明鋼
32	O	37.2	14.3	70	0.0	75.26	1.55	○	2337	本発明鋼
33	P	37.0	13.7	72	0.0	72.11	1.45	○	2350	本発明鋼
34	P	30.8	7.9	50	4.2	41.58	1.44	○	2174	比較鋼
35	P	28.6	2.6	76	0.0	13.68	1.44	○	1839	比較鋼
36	P	40.2	9.8	75	0.0	51.58	1.49	○	2460	本発明鋼
37	Q	39.2	3.2	92	0.0	64.00	1.23	○	1713	比較鋼
38	R	32.0	2.8	86	6.8	28.00	1.50	○	1994	比較鋼
39	S	30.2	4.8	56	0.0	48.00	1.57	○	1939	比較鋼
40	T	35.4	10.5	65	0.0	42.00	1.46	○	2582	比較鋼
41	U	35.8	7.6	79	0.0	50.67	1.50	×	2048	比較鋼
42	V	32.0	5.2	54	0.0	34.67	1.54	×	2176	比較鋼
43	W	33.1	2.8	55	3.8	28.00	1.26	×	2121	比較鋼
44	X	28.9	2.8	48	6.9	28.00	1.18	×	2042	比較鋼
45	Y	32.6	2.8	83	6.9	28.00	1.10	○	1650	比較鋼
46	Z	46.3	7.6	81	0.0	63.33	1.70	○	2375	本発明鋼
47	AA	48.2	5.9	78	0.0	49.17	1.60	○	2410	本発明鋼
48	AB	48.6	7.0	80	0.0	58.33	1.52	○	2323	本発明鋼
49	AC	42.1	6.2	79	0.0	51.67	1.48	○	2341	本発明鋼
50	AD	40.1	12.9	70	0.0	80.63	1.49	○	2374	本発明鋼

ＣＲＩ，ＣＲ２：℃／秒，　　ＹＰ，ＴＳ：ｋｇｆ／ｍｍ^2，

＊表中、下線付は本発明の範囲外であることを示す。

【００２７】

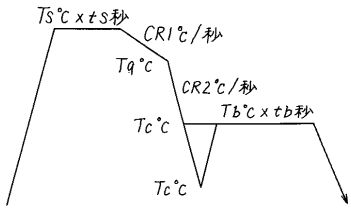
【発明の効果】

以上述べたように、本発明によれば４５～６５ｋｇｆ／ｍｍ^2　の優れた延性を有する高強度鋼板の製造が可能となり、自動車の部品に適用することにより自動車車体軽量化に大きく貢献することができる。

【図面の簡単な説明】

【図１】冷延後の焼鈍熱サイクルの概念図である。

【図１】



フロントページの続き

(56)参考文献 特開平０５－０５９４２９（ＪＰ，Ａ）
特開平０５－１７１３４４（ＪＰ，Ａ）

(58)調査した分野(Int.Cl.[7]，ＤＢ名)
C22C 38/00-38/60
C21D 8/00-8/10,9/46-9/48