(19)日本国特許庁(JP)　(12)公開特許公報(A)　(11)特許出願公開番号
特開2011-106012
(P2011-106012A)
(43)公開日　平成23年6月2日(2011.6.2)

(51)Int.Cl.		F I			テーマコード（参考）
C22C 38/00	(2006.01)	C22C	38/00	301A	4K032
C22C 38/06	(2006.01)	C22C	38/06		
C21D 8/02	(2006.01)	C21D	8/02	B	

審査請求 未請求　請求項の数 4　ＯＬ　（全 17 頁）

(21)出願番号　特願2009-265056 (P2009-265056)
(22)出願日　平成21年11月20日 (2009.11.20)

（出願人による申告）平成２１年度、独立行政法人　科学技術振興機構、産学共同シーズイノベーション化事業、産業技術力強化法第１９条の適用を受ける特許出願

(71)出願人　301023238
独立行政法人物質・材料研究機構
茨城県つくば市千現一丁目２番地１
(72)発明者　花村　年裕
茨城県つくば市千現一丁目２番地１　独立行政法人物質・材料研究機構内
(72)発明者　鳥塚　史郎
茨城県つくば市千現一丁目２番地１　独立行政法人物質・材料研究機構内
(72)発明者　粟飯原　周二
千葉県木更津市畑沢南３丁目１４－１２
(72)発明者　松原　基行
東京都江東区青海二丁目７９　Ｄ６０４

Ｆターム(参考)　4K032 AA01 AA05 AA16 AA21 AA27 AA29 AA31 BA01 CB01 CB02 CC04 CD02 CD03

(54)【発明の名称】高強度鋼と高強度圧延鋼板

(57)【要約】
【課題】本発明は、希少元素を用いることなく上記のような用途に用いることができる高窒素の含有の高強度鋼を提供することを目的とする。
【解決手段】上記課題を解決するために、高強度鋼は、Ｃ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｐ、Ｓ、Ａｌ及びＮを含有し、残部がＦｅおよび不可避不純物からなる引張強度（ＴＳ）が５００ＭＰａ以上で、Ｎの含有量が０．００４０～０．０３００ｗｔ％ある高強度鋼であって、Ｖ－ノッチシャルピー衝撃試験におけるセパレーション指数（ＳＩ値）が０．１０以下であること、その延性－脆性遷移温度が－５０℃以下であることを特徴とし、前記高強度鋼において、化学成分組成が、質量％で、
Ｃ：０．１０～０．２０％、
Ｓｉ：０．１０～０．５０％、
Ｍｎ：０．６０～１．６０％、
Ｐ：０．０２５％以下、
Ｓ：０．０１５％以下、
Ａｌ：０．０１０～０．０６０％
Ｎ：０．００４０～０．０３００％
で、残部がＦｅおよび不可避不純物からなることを特徴とする。
また、鋼材を圧延して得られた圧延鋼板であって、発明１から３のいずれかの高強度鋼と同様な構成を有することを特徴とすることとした。
【選択図】なし

【特許請求の範囲】
【請求項１】
　Ｃ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｐ、Ｓ、Ａｌ及びＮを含有し、残部がＦｅおよび不可避不純物からなる引張強度（ＴＳ）が５００ＭＰａ以上で、Ｎの含有量が０．００４０～０．０３００ｗｔ％ある高強度鋼であって、Ｖ－ノッチシャルピー衝撃試験におけるセパレーション指数（ＳＩ値）が０．１０以下であることを特徴とする高強度鋼。
【請求項２】
　請求項１に記載の高強度鋼において、その延性－脆性遷移温度が－５０℃以下であることを特徴とする高強度鋼。
【請求項３】
　請求項１又は２に記載の高強度鋼において、化学成分組成が、質量％で、
　Ｃ：０．１０～０．２０％、
　Ｓｉ：０．１０～０．５０％、
　Ｍｎ：０．６０～１．６０％、
　Ｐ：０．０２５％以下、
　Ｓ：０．０１５％以下、
　Ａｌ：０．０１０～０．０６０％
　Ｎ：０．００４０～０．０３００％
で、残部がＦｅおよび不可避不純物からなることを特徴とする高強度鋼。
【請求項４】
　鋼材を圧延して得られた圧延鋼板であって、請求項１から３のいずれかに記載の高強度鋼と同様な構成を有することを特徴とする圧延鋼板。

【発明の詳細な説明】
【技術分野】
【０００１】
　本発明は、主に船舶、橋梁、建築、建設機械などの鋼構造物に使用される、Ｃ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｐ、Ｓ、Ａｌ及びＮを含有し、残部がＦｅおよび不可避不純物からなる引張強度（ＴＳ）が５００ＭＰａ以上で、Ｎの含有量が０．００４０～０．０３００ｗｔ％である高強度鋼に関する。
【背景技術】
【０００２】
　この種の高強度鋼は、特許文献１から４に示されるように、その窒素含有量を０．００２２質量％以下に低減することが必要とされていたので、リサイクル鉄などの高含有窒素素材を用いる場合は、脱窒素処理が必要とされ、そのような処理を行っても窒素含有量を十分に低減できない場合、特に処理コストがかかりすぎる場合は、使用しないか、もしくは、Ｃｒ、Ｍｏ若しくは希土類元素等の希少元素を用いて高含有窒素による問題を解消するようにしていたが、スクラップ鉄の再利用による資源効率の向上を希少元素の使用により滅失するという矛盾が生じていた。
【０００３】
　また、特許文献５に示されるように、Ｔｉを含有させることで、この問題を解決しようとする試みがなされているが、以下の理由で、結果的には、実用性を欠くものでしかなかった。
　Ｔｉ添加の目的はＨＡＺの衝撃特性を上げるためにＴｉと材料中のＮとでＴｉＮの析出物をつくり、材料中の固溶状態のＮを極力下げることであった。しかし、その効果は反対に、Ｔｉを含有させることにより、Ｔｉ（Ｎ，Ｃ）析出物が粗大化して、Ｔｉ析出粒子によるフェライト結晶粒微細化に効果がなくなってしまいＴｉのコストが追加されたことによる材料コストがアップするのみの弊害となってしまった。
【０００４】
　特許文献６には、上記窒素含有量を超える高含有窒素の高強度鋼が例示されているが、

上記のような用途にも用いることができる特性を有するものは示されていない。
本特許文献の目的は主に船舶、橋梁、建築、建設機械などの鋼構造物に使用される、Ｃ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｐ、Ｓ、Ａｌ及びＮを含有し、残部がＦｅおよび不可避不純物からなる引張強度（ＴＳ）が５００ＭＰａ以上で、Ｎの含有量が０．００４０～０．０３００ｗｔ％ある高価な添加元素を加えないで高強度鋼を提供するものである。これに対し、特許文献６の目的は冷間鍛造および曲げ疲労強度に優れた軟窒化鋼に関するものであり、本特許とは全く異なるものである。
【発明の概要】
【発明が解決しようとする課題】
【０００５】
本発明は、このような実情に鑑み、希少元素を用いることなく上記のような用途に用いることができる高窒素の含有の高強度鋼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】
【０００６】
発明１の高強度鋼は、Ｃ、Ｓｉ、Ｍｎ、Ｐ、Ｓ、Ａｌ及びＮを含有し、残部がＦｅおよび不可避不純物からなる引張強度（ＴＳ）が５００ＭＰａ以上で、Ｎの含有量が０．００４０～０．０３００ｗｔ％ある高強度鋼であって、Ｖ－ノッチシャルピー衝撃試験におけるセパレーション指数（ＳＩ値）が０．１０以下であることを特徴とする。
発明２は、発明１の高強度鋼において、その延性－脆性遷移温度が－５０℃以下であることを特徴とする。
【０００７】
発明３は、発明１又は２の高強度鋼において、化学成分組成が、質量％で、
Ｃ：０．１０～０．２０％、
Ｓｉ：０．１０～０．５０％、
Ｍｎ：０．６０～１．６０％、
Ｐ：０．０２５％以下、
Ｓ：０．０１５％以下、
Ａｌ：０．０１０～０．０６０％
Ｎ：０．００４０～０．０３００％
で、残部がＦｅおよび不可避不純物からなることを特徴とする。
発明４は、鋼材を圧延して得られた圧延鋼板であって、発明１から３のいずれかの高強度鋼と同様な構成を有することを特徴とする。
【発明の効果】
【０００８】
本発明は、その用途における必要な特性を有するのみならず、希少元素を不要とし、かつ、リサイクル鉄の使用においても脱窒素処理が不要なほどに、窒素の含有量を大幅に向上し得た高強度鋼を実現したものである。
また、その製造に際しても、特殊な設備や介在物を必要とせず、従来ある設備、手法を組み合わせることで実現し得た点にも実用上の利点を有するものである。
近年の鋼材の再利用率の増加の一環として、リサイクル鉄を主原料とした電気炉溶製鋼が注目されているが、電気炉溶解過程においては窒素ガスを吸収し、高窒素含有溶鋼となるが、転炉で溶製された溶鋼では有りえない程度の高含有窒素溶鋼に対して、脱窒を目的とする脱ガス精錬処理を施す必要がなく、しかも高含有窒素量による鋼材特性の劣化阻止のための高価な希少合金元素を添加する必要もなく、従って目的とする鋼の素材を低コストで製造することができる。
また圧延鋼板では、低温大歪加工を回避することにより圧延設備への大規模な投資が不要となる圧延方法により、特に溶接構造を主体とする船舶で使用される場合に必要とされる重要な鋼材特性の内、特にシャルピー衝撃特性の異方性の原因となる鋼板の圧延面に平行なセパレーションが発生しにくい高強度鋼板を得ることができた。
【図面の簡単な説明】

【０００９】
【図１】比較例４で得られた鋼板のシャルピー衝撃試験後の試験片破面上で観察された、圧延面に平行に発生した亀裂（セパレーション）の例示写真である。
【図２】比較例４（焼戻し処理が施されていない）で得られた鋼板に認められた残留マルテンサイトを矢印で明示したＳＥＭ像組織の例である。
【図３】実施例２で得られた鋼板において、焼戻し処理により残留マルテンサイトが消去されたＳＥＭ像組織の例である。
【発明を実施するための形態】
【００１０】
本発明に係る鋼板の製造方法の実施形態は、下記の通りである。
＜電気炉での溶解・精錬工程からスラブの調製工程まで＞
先ず、溶鋼の溶製方法として、電気炉を用い、主原料としてリサイクル鉄を用いて溶解・精錬を行ない、レードル下化学成分組成（質量％表記）が下記範囲内の溶鋼を溶製する。
Ｃ：０．１０～０．２０％、
Ｓｉ：０．１０～０．５０％、
Ｍｎ：０．６０～１．６０％、
Ｐ：０．０２５％以下、
Ｓ：０．０１５％以下、
Ａｌ：０．０１０～０．０６０％
Ｎ：０．００４０～０．０３０％
であって、残部がＦｅおよび不可避不純物からなるように成分調整する。
【００１１】
上記電気炉溶解過程において、雰囲気中の窒素の溶解により必然的に窒素含有量が大幅に増加する。
窒素含有量の増加量は溶解条件等の諸条件により異なるが、０．０１～０．０２質量％程度である。
高強度厚鋼板においては、窒素含有量の増加により、衝撃特性が低下するが、本発明においては、精錬工程における脱窒素のための脱ガス精錬を施さず、しかもＮｂ、Ｖ、Ｚｒ等の高価な希少合金元素を添加しないこととする。このように、脱窒精錬を行なわない理由は、本発明の鋼板の製造方法を実施すれば、平均フェライト粒径６μｍ以下の等軸微細粒組織が得られ、強度特性として、引張強さＴＳが５００ＭＰａ超えである高張力厚鋼板が得られ、しかも残留マルテンサイトを消去できるので、シャルピー衝撃特性の異方性の指標であるセパレーション指数ＳＩ値が、０．１０以下の厚鋼板が得られるからである。なお、上部棚エネルギーは１２０Ｊ／ｃｍ^{2}以上となり、衝撃吸収エネルギーの水準について問題はない。なお、上記において等軸とは、結晶粒のアスペクト比が３．０以下と定義する。
【００１２】
得られた溶鋼を鋼塊又は鋳片に鋳造した後、鋼板圧延向けに適した形状及び寸法のスラブに粗圧延をする。鋼塊又は鋳片からスラブへの粗圧延条件は特に規定しないが、最終製品である鋼板が所望の寸法・形状を確保できる範囲内であればよい。
【００１３】
＜第１圧延工程＞
この第１の目的は９００～１０５０℃の範囲内で圧延を行なうことにより、十分なγ相を得ることにより、粗大な鋳造組織を残存させない状態にすること、およびその後の冷却によるγ／α相変態におよりできるだけ微細なα粒を得ることにある。
上記スラブを加熱し、９００～１０５０℃の範囲内で次の第１段階の圧延を行なう。即ち、１パス当たりの圧下率が１０～５０％の範囲内の１パス圧延を行なうか、又は１パス当たりの圧下率が１０～５０％の範囲内であってパス間時間が３０秒以内で累積圧下率が７０％以下の複数パス圧延を行なう。

なお、１パス圧延又は複数パス圧延のいずれを行なっても良く、上記条件を満たす限り、パス数を限定しないが、最終製品の厚鋼板の形状・寸法を考慮して行なうべきである。この圧延を行なった後、３℃／秒以上の冷却速度でＡｒ$_1$変態点以下の温度まで冷却して熱間圧延材料を調製する。

上記のスラブ加熱から圧延及び冷却までの工程を、「第１圧延工程」と呼ぶことにする。例えば表２の記載項目の第１圧延工程欄を参照のこと。

この第１圧延後は、鋼板は通常の平均粒径２０μｍレベルのＴＳ４００ＭＰａレベルの物性を有する板厚４０ｍｍレベルの鋼板状態になっている。

【００１４】

（第１圧延工程の加熱、及び圧延条件について）

前記スラブを、９００～１０５０℃の範囲内で圧延する理由は、十分なγ相を得ることにより、粗大な鋳造組織を残存させないためである。圧延温度を１０５０℃以下とするのは、スラブの加熱過程においてγ相粒径が粒成長によって粗大化するのを防ぐためである。

【００１５】

第１圧延工程において、１パス当たりの圧下率を１０～５０％の範囲内とする理由の内、１０％以上とする理由は、α相核生成サイトを十分確保して、細粒化を促進するためである。一方、１パス当たりの圧下率を５０％以下とする理由は、圧延設備に無理な負荷をかけないようにするためである。

第１圧延工程の圧延を複数パス圧延とする場合が生ずるのは、鋼塊又は鋳片の寸法・形状、最終の厚鋼板の寸法・形状、並びに粗圧延及び厚鋼板圧延設備仕様等を基準とした適切な操業条件の設定による。この場合には、パス間時間を３０秒以内とする理由は、１回の圧下でγ相に蓄えられた歪が回復するのを防ぎ、α相核生成サイトを十分確保して、細粒化を促進するために適切だからである。そして、複数パス圧延における累積圧下率を７０％以下とする理由は、第２段階の圧延における累積圧下率を後述するように６０％以上確保することとしているので、そのために第１段階の圧延で行なう比較的低温圧延での圧下率はその上限を規定することにより圧延設備に無理な負荷をかけずに行なうことができ、望ましいので、このことにより当該累積圧下率の上限は７０％とするのが適切だからである。

なお、本発明において厚鋼板の板厚は特に規定しないが、現状の鋼塊又は鋳片の寸法・形状及び加熱・圧延設備等の仕様、並びに第１圧延工程及び下記する第２圧延工程の圧延における各圧下率の規定を考慮して、５～１５０ｍｍが適切な範囲となる。

【００１６】

（第１圧延工程の冷却条件について）

上記第１圧延工程の最終段階で、３℃／秒以上の冷却速度でＡｒ$_1$変態点以下の温度まで冷却するが、その際冷却速度を３℃／秒以上とする理由は、圧下後の鋼の組織が粒成長によって粗大化するのを防ぐためである。一方、冷却速度を５０℃／秒以下とする理由は、板厚が比較的薄い場合に、板厚全体の熱履歴が厚鋼板の部位により極端な差異が発生するのを防ぐためである。

【００１７】

また、冷却到達温度をＡｒ１変態点以下とする理由は、旧γ相からのα相変態を完了させることにより、フェライトの細粒化に寄与しない旧γ相を残存させないためである。この理由により、第１圧延工程の圧延後の冷却到達温度の下限値は特に規定しないが、過度に低温度まで冷却した場合、次の第１圧延工程の圧延前の加熱に消費するエネルギーが過大となる。そこで、冷却到達温度は５００℃程度以下とならないようにするのが好ましい。なお、Ａｒ$_1$変態点は鋼の化学成分組成に応じて、公知の手法により算出すればよい。以降、本発明においては、その他の変態点温度も同じ手法により求める。

【００１８】

＜第２圧延工程＞

この第２圧延の目的はγ＋α２相域で強圧下することによりできるだけ微細なフェライト

組織を得、５００ＭＰａ超程度の高強度を有する組織を確保することにある。
上記第１圧延工程で得られた熱間圧延材料を、０．５℃／秒以上の加熱速度で加熱し、Ａｃ$_1$変態点以上から｛Ａｃ$_1$変態点＋０．５（Ａｃ$_3$変態点－Ａｃ$_1$変態点）｝以下の温度範囲内で、１パス当たりの圧下率が３５％以上であって、パス間時間が２０秒以内である複数パス圧延を行なう。この複数パス圧延における累積圧下率は、６０％以上となるようにする。この圧延は、０．１～２００／秒の歪速度で行なう。
上記の熱間圧延材料の加熱から前記圧延を終了するまでの工程までを、「第２圧延工程」と呼ぶことにする。例えば表２の記載項目の第２圧延工程欄を参照のこと。
この第２圧延後の鋼板の物性は強度としてＴＳ＞５００ＭＰａであるが、γ＋α２相域圧延のため、集合組織が発達して、Ｃｈａｒｐｙ衝撃特性としては板表面に平行なクラックが進展する場合、靭性に劣る組織をもっているのが特徴である。また、厚さは１５ｍｍ程度である。
【００１９】
（第２圧延工程の加熱、及び圧延条件について）
加熱速度を０．５℃／秒以上とする理由は、α相が粒成長することにより粗大化するのを防ぐためである。これに対して加熱速度の上限については、α相の粒成長を阻止する観点からこれを規定しない。なお、現状の加熱設備の能力等から、５０℃／秒をその上限の目安とすればよい。
【００２０】
第２圧延工程の圧延開始時の加熱温度をＡｃ$_1$変態点以上とするのは、圧延による変形抵抗を小さくすると同時に、歪が加えられるα相を十分に確保するためであり、一方、その加熱温度の上限を｛Ａｃ$_1$変態点＋０．５（Ａｃ$_3$変態点－Ａｃ$_1$変態点）｝とするのは、その圧延により歪が加わるα相への加工歪導入促進に必要なγ相を十分確保することにより、フェライトの細粒化を促進するためである。
【００２１】
第２圧延工程の圧延において、１パス当たりの圧下率を３５％以上とするのは、α相の再結晶サイトやγ相の析出サイトを十分確保して、フェライトの細粒化を促進するためである。ここで、１パス当たりの圧下率の上限値は特に規定しないが、現状の圧延設備能力を考慮すれば、５０％以下とするのが望ましい。更に、パス間時間を２０秒以内とする理由は、圧下でα相に蓄えられた歪が回復するのを防ぎ、しかも複数パス圧延により累積圧下量が６０％以上となるようにする理由は、α相の再結晶サイトやγ相の析出サイトを十分確保して、フェライトの細粒化を一層促進するためである。
【００２２】
更に、第２圧延工程の圧延の歪速度を０．１／秒以上とするのは、圧延に要する時間が長すぎて、圧延中に加えたはずの転位が回復してしまい、多数の転位を導入することができず、α相に動的再結晶が生じたとしても微細な結晶粒を得られないからである。しかもその歪速度を２００／秒以下とするのは、α相の動的再結晶の発生を確保して、フェライトの細粒化を促進するためである。
【００２３】
＜第２圧延工程直後の再加熱・保持、及び冷却＞
第２圧延工程の圧延直後に、外部加熱手段により所定の加熱速度で所定の温度範囲内まで再加熱し、所定時間保持する。
当該再加熱及び保持過程と、前述した第２圧延工程の圧延でのα＋γの２相域圧延とによって、γ相によるα相への加工歪導入の促進、及びα相の再結晶とγ相の逆変態による析出との競合によって、相互のピン止め効果による粒成長の抑制を活用することにより、等軸微細粒組織を有する鋼材、ここでは鋼板を得ることができるからである。特に、その圧延によって粒形状が扁平化すると同時にα相に歪が導入され、その後に再加熱することによりα相の再結晶や、γ相の析出によって扁平な粒形状が等軸化する。
【００２４】
（再加熱・保持条件について）

前記再加熱における加熱速度は０．５℃／秒以上とすることにより、α相やγ相が粒成長により粗大化するのを防いだ。その保持温度を（Ａｃ$_1$変態点＋０．８（Ａｃ$_3$変態点－Ａｃ$_1$変態点））以下とすることにより、γ相が支配的になり、γ相が粒成長により粗大化するのを防いだ。なお、製造工程における生産効率の向上のために、再加熱・保持温度は８００～８５０℃の範囲内が一層望ましい。

再加熱して保持時間を９０秒以内とするが、その理由はγ相が粒成長により粗大化するのを防ぐためである。一方、再加熱・保持時間は５秒以上とするが、その理由はこの再加熱の保持効果を確保するためである。

【００２５】

上記再加熱手段として、外部加熱手段を使用する理由は、鋼板の内部エネルギーによる再加熱では、圧延の直後の再加熱、再加熱速度の制御及び板厚全体にわたる加熱が困難な場合があり不安定であるので、加熱炉や誘導加熱機器などによる外部エネルギーによって再加熱すべきだからである。

【００２６】

（再加熱・保持後の冷却条件について）

上記再加熱・保持が完了したら、γ相が粒成長により粗大化するのを防止するために、できるだけ速やかに次の冷却処理にはいるのが望ましい。再加熱の完了と次の冷却開始までの時間は、９０秒以下、好ましくは３０秒以下とするのが望ましい。

【００２７】

再加熱・保持後の冷却速度は３℃／秒以上とするが、その理由はγ相が粒成長により粗大化するのを防ぐためである。冷却速度を速くすればするほど、γ相が粒成長により粗大化するのを確実に防ぐことができるが、他方、冷却速度が過剰に大になるとマルテンサイト組織やベイナイト組織が旧γ相粒径を引き継いで生じるため、細粒化に寄与しないと同時に、靭性が低下する。よって、冷却速度は、５０℃／秒以下に規定する。また、厚鋼板の厚さが５ｍｍ以上であると全体の熱履歴に極端な差異を与える恐れがあるので、これを防ぐためにも、上記冷却速度の上限は有効なものである。

そして、冷却処理の終了時点での温度を５００℃以下にする理由は、終了時点での温度が高すぎると、旧γ粒からのα変態が未完了となり、旧γ粒が残存するのを避けるためである。なお、冷却温度は、２００℃以上であることが望ましい。それ以下の温度まで急冷すると、完全なフェライト－パーライト組織とすることが困難となるからである。そして、その後は常温まで空冷すればよい。

【００２８】

＜焼戻し処理＞

上記で得られた鋼板に、４８０～５２０℃範囲内の温度における焼戻し処理を施す。

（焼戻し処理について）

焼戻し処理を施す理由は、わずかに残留する恐れのあるマルテンサイトを消去するためであり、これによりシャルピー衝撃試験におけるセパレーション指数ＳＩ値を更に一層低減させるためである。

即ち、衝撃特性の異方性が改善される（セパレーション指数ＳＩ値が低減する）という極めて重要な効果が得られるからである。その際、処理温度を４８０℃以上とする理由は、比較的高温域でのＦｅ原子の拡散により結晶粒の歪を駆動力とした結晶回転により等軸性を助長させ得るからであり、これによりセパレーション指数ＳＩ値が低下する。また、もうひとつの理由としては、これ未満の温度では不純物元素であるリン（Ｐ）が微量でも材料中に存在していた場合、焼戻し処理中に旧オーステナイト粒界にＰが偏析し、低温における粒界割れを助長する可能性があるため、これを避ける意味も含まれる。

一方、処理温度を５２０℃以下とする理由は、これを超える温度では粒成長による結晶粒の粗大化により、十分な強度を確保することが困難となるからである。

【００２９】

＜本発明において使用するスラブの化学成分組成＞

本発明においては、電気炉により溶製した溶鋼のレードル下の化学成分組成を、前述し

た通りに規定している。溶鋼を鋼塊又は鋳片に鋳造した後、これらを通常の分塊圧延法又は鋳片圧延法によりスラブ形状に圧延した場合、少なくとも当該スラブの本発明において規定している化学成分組成は当該圧延過程において変化することはないので、レードル下の化学成分組成と同一であるとみなすことができる。更に、本発明による厚鋼板の製造過程においても、当該化学成分組成が変化することはない。従って、レードル下の化学成分組成を所望の範囲内に調整しておけば、最終の厚鋼板の化学成分組成もそれと同一になるとみなすことができる。よって、厚鋼板の製造工程のどの段階においても、鋼の化学成分組成による圧延特性及び材質特性に及ぼす影響は、レードル下の化学成分組成、すなわちスラブの化学成分組成により支配される。

【００３０】

（スラブの化学成分組成について）

本発明において、スラブの化学成分組成は、質量％で下記であることが必要である。

Ｃ：０．１０～０．２０％、Ｓｉ：０．１０～０．５０％、Ｍｎ：０．６０～１．６０％、

Ｐ：０．０２５％以下、Ｓ：０．０１５％以下、Ａｌ：０．０１０～０．０６０％、

Ｎ：０．００４０～０．０３０％であって、残部がＦｅおよび不可避不純物である。

【００３１】

板厚が最大２００ｍｍまでに適用することを前提とする成分組成とするために、ＪＩＳＧ３１０６で規定する溶接構造用圧延鋼材化学成分組成の規定範囲を満たし、更に、その範囲内において次の理由により限定規定した。

（１）Ｃ含有量を０．１０質量％以上とするのは、用途が船舶構造用厚鋼板であることを考慮し、鋼の強度を５００ＭＰａ確保するためである。Ｃ含有量を０．２０質量％以下とするのは、溶接性能低下を防止するためである。

（２）Ｓｉ含有量を０．１０質量％以上とするのは、脱酸元素として、また鋼の強化元素としての性能を確保するためである。Ｓｉ含有量を０．５０質量％以下とするのは、鋼の表面性状を損なって、溶接性能が低下するのを防止するためであり、また靭性の低下を防止するためでもある。

（３）Ｍｎ含有量を０．６０質量％以上とするのは、鋼の焼入性を増大させることで強度を高めると同時に、靭性の向上にも寄与する性能を確保するためである。Ｍｎ含有量を１．６０質量％以下とするのは、溶接性及び加工性の劣化を防ぐためである。

（４）Ａｌ含有量を０．０１０質量％以上とするのは、脱酸元素としての性能を確保するためである。Ａｌ含有量を０．０６０質量％以下とするのは、鋼の溶接性が劣化するのを防ぐためである。

（５）Ｐ含有量及びＳ含有量は、いずれも鋼の延性及び靭性を劣化させるものであり、低いことが望ましいが、過度に低減させることはコスト上望ましくない。そこで、両方のバランスを考慮して、Ｐ含有量は０．０２５質量％以下、Ｓ含有量は０．０１５質量％以下とする。

【００３２】

（６）Ｎの含有量は、リサイクル鉄（例えば、解撤された船舶から発生した鋼材）を主原料とした電気炉溶製において、脱窒処理を一切施さない溶鋼から製造されたスラブの場合、リサイクル鉄を使用した場合は、Ｎは０．００４質量％程度以上含有される。よって、Ｎ含有量の下限値は分析精度をも考慮して０．００４０質量％とする。一方、リサイクル鉄使用の経済的効果をより一層発揮させるためには、より多くのリサイクル鉄を用いるのが有効である。この観点からすれば０．０１質量％以上とするのが望ましい。ところが反面、Ｎ含有量の増加による鋼の靭性劣化を考慮し、本発明を実施した場合の靭性水準をも考慮し、その上限含有量を０．０３質量％以下とする必要があり、本発明ではＮの分析精度を考慮して０．０３００質量％以下とする。但し、本発明の製造方法によれば、Ｎ含有量が高くなると、フェライト粒が微細化する傾向を示し、強度は一層向上するが延性は小さくなること、また、Ｎ含有量の増加により鋼材の破壊靭性が劣化することを考慮して、０．０１５０質量％以下であることが望ましい。以上より、Ｎ含有量は０．００４０～

０．０３００質量％の範囲内、望ましくは、０．００４０～０．０１５０質量％の範囲内とする。

【００３３】

＜望ましい製造条件の選択＞

上述した製造条件により得られる厚鋼板の材質特性の内、（ａ）任意温度でのＶ－ノッチシャルピー衝撃試験におけるセパレーション指数（ＳＩ値）が０．１０以下であって、（ｂ）引張強さ（ＴＳ）が５００ＭＰａ以上で、しかも（ｃ）延性－脆性遷移温度が－５０℃以下である材質特性を具備するように当該厚鋼板の製造条件を調整する方法は、前記スラブの化学成分組成を上述した化学成分組成の内、Ｃ含有量を０．１５～０．１６質量％、Ｓｉ含有量を０．１９～０．２５質量％、Ｍｎ含有量を０．９５～１．１０質量％、そしてＮ含有量を０．００４０～０．０１５０質量％の範囲内に調整した上で、前述した＜第１圧延工程＞、＜第２圧延工程＞、＜第２圧延工程直後の再加熱・保持、及び冷却＞、及び＜焼戻し処理＞の各項に規定した条件の範囲内において、実際の製造設備を用いて試験を行なうことにより、当該（ａ）～（ｃ）の材質特性が具備される製造条件を選定することである。

【００３４】

＜厚鋼板の材質特性＞

上述した第１発明の製造条件の実施形態の範囲内において、製造対象とする厚鋼板の材質特性が、任意温度でのＶ－ノッチシャルピー衝撃試験におけるセパレーション指数（ＳＩ値）が０．１０以下であって、引張強さ（ＴＳ）が５００ＭＰａ以上で且つシャルピー衝撃試験の延性－脆性遷移温度が－５０℃以下となるように、当該製造条件を調整することが一層望ましい。上記材質特性が得られるように製造条件を調整するには、使用する設備・工程に応じて、上述した第１発明の製造条件の実施形態の範囲内において、種々の製造条件の組み合わせにより予め試験することにより、所望の材質特性が得られる条件を設定しておけばよい。

【００３５】

セパレーション指数（ＳＩ値）が０．１０以下について

セパレーションとは、衝撃荷重により厚鋼板の圧延面に平行な断面内に発生する剥離状形態の破壊をいう。厚鋼板に対する衝撃荷重の鋼板の圧延方向（＝Ｌ方向）成分及び幅方向（＝Ｃ方向）成分によるセパレーションは発生しにくいが、板厚方向（Ｚ方向）成分の衝撃荷重により発生し易い。造船用の厚鋼板は多数方向の溶接接合により船舶を構成するので、船舶建造後の航海等においては無数の部位において板厚方向（Ｚ方向）成分の衝撃荷重を受ける。そのため、常にセパレーション発生環境に曝されることになり、耐Ｚ方向衝撃特性は船舶の強度確保上、極めて重要である。

【００３６】

Ｖ－ノッチシャルピー衝撃試験においては通常、厚鋼板のＣ方向試験片又はＬ方向試験片で行なうので、Ｖ－ノッチは板厚方向に入れる。従って、セパレーションはＶ－ノッチシャルピー衝撃試験片の破面において、鋼板圧延面に平行方向のある長さを有する亀裂として観察され、亀裂に直角に開口する。図１に、本願明細書の後述する比較例４で得られた鋼板の－８０℃におけるＶ－ノッチシャルピー衝撃試験片の破面に観察されたセパレーションを例示する。

【００３７】

シャルピー衝撃試験におけるセパレーション指数（ＳＩ値）は、シャルピー衝撃試験後の試験片破面上で観察される、圧延面に平行に発生した亀裂の長さの総和を当該破面面積（Ｖ－ノッチの面積は除く）で割った値であり、シャルピー衝撃特性の異方性の指標である。図１には、セパレーション指数の測定における上記亀裂の長さを記した。同図中の数字１～６は亀裂を示し、各亀裂の測定長さを併記した。

このセパレーションが発生する厚鋼板においては、Ｚ方向衝撃に対する吸収エネルギーを高水準に確保することは通常困難である。本発明における船舶を構成する造船用厚鋼板においては、Ｚ方向衝撃に対する吸収エネルギーを高水準に確保することが極めて重要で

ある。セパレーション指数（ＳＩ値）は試験温度によって変化するが、船舶に使用される状態を考慮すると、厚鋼板セパレーション指数（ＳＩ値）の最大値が小さいことが重要である。また、セパレーション指数（ＳＩ値）が０．１０以下であると、衝撃荷重の板厚方向（＝Ｚ方向）成分により発生するセパレーションの抑制に対して極めて効果的である。よって、セパレーション指数（ＳＩ値）を望ましくは０．１０以下と規定する。

【００３８】

引張強さ（ＴＳ）が５００ＭＰａ以上

船舶構造用厚鋼板向けであって、高張力鋼が必要であることを考慮して、引張強さ（ＴＳ）を５００ＭＰａ以上とする。

延性－脆性遷移温度が－５０℃以下

船舶構造用厚鋼板向けであるから、極寒での使用条件を考慮して、延性－脆性遷移温度は望ましくは－５０℃以下とする。

【００３９】

なお、本発明は、船舶で使用される厚鋼板の製造方法であることを考慮し、上述した通りに、セパレーション指数（ＳＩ値）、引張強さ（ＴＳ）及び延性－脆性遷移温度に関して高水準値を確保すると共に、降伏比＝ＹＳ／ＴＳは低い方がより一層望ましい。そこで、機械的特性値としては、例えばＪＩＳ　Ｇ３１０６　溶接構造用圧延鋼材のＳＭ４９０級において、各種板厚区分に共通して満たす条件として、降伏点（ＹＰ）≧３６５ＭＰａ、全伸び（Ｅｌ）≧２１％が一層望ましく、また、シャルピー衝撃特性としては、ＪＩＳ　Ｇ４０５１　機械構造用炭素鋼鋼材の解説付表１（炭素量区分による標準的機械的性質）において、Ｃ＝０．１０～０．２０質量％の範囲内の全ての炭素量区分において満たす吸収エネルギーを採用し、１３７Ｊ／ｃｍ^{2}であることが望ましい。

【００４０】

以下、実施例を挙げて本発明の有効性を説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、前述した発明を実施するための形態の項目に記載の範囲で適当に変更を加えて実施することが可能であり、これらは本発明の技術的範囲内に包含される。

【実施例】

【００４１】

実験室規模の圧延設備を用いて、実施例１～５及び比較例１～７を次の通り試験した。実施例及び比較例に供した試験材は、実験用１００ｋｇの高周波真空溶解炉を用い、表１に示す成分符号Ａ及びＢの各化学成分組成を有する溶鋼を溶製し、鋳型に鋳造して鋼塊を調製した後、実験用圧延機を用い１２００℃で断面寸法が５５ｍｍ厚さ×６５ｍｍ幅の棒鋼片に圧延し、これから５０ｍｍ厚さ×６０ｍｍ幅×長さ３００ｍｍの試験材を、実施例１～５及び比較例１～７に供するため表面切削と長さ切断により所要の本数切り出して調製した。

【００４２】

【表１】

(単位:質量%)

成分符号	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Ac_1(℃)	Ac_3(℃)
A	0.15	0.20	0.97	0.016	0.005	0.019	0.0150	725	890
B	0.16	0.21	1.00	0.015	0.003	0.020	0.0040	725	890

【００４３】

なお、試験材は上記の通り電気炉を用いることなく、実験用１００ｋｇの高周波真空溶解炉を用いて溶製したが、化学成分組成の決定を次の通り行なったので、実施例１～５は本発明の範囲内にあり、比較例１～７は本発明の範囲外にあるとみなすことができる。電気炉操業においてリサイクル鉄を原料装入鉄源として用い、通常の電気炉操業条件で溶解し、脱窒素ガスを目的とした溶解・精錬を実施しないことを前提条件とし、その上でリサイクル鉄中のＮ含有量及び電気炉溶解過程での吸Ｎ量の各質量％範囲を考慮して、レード

ル下溶鋼成分のＮ含有量の範囲を０．００４～０．０３０質量％とした。このＮ含有量の最大値及び最小値を有し、その他の化学成分組成は、ＪＩＳ　Ｇ３１０６の溶接構造用圧延鋼材の中のＳＭ４９０Ａ及びＳＭ４９０Ｂを満たす特定値に設定した。即ち、成分符号ＡではＮ含有量を０．０１５０質量％に、成分符号Ｂでは０．００４０質量％にコントロールし、その他の成分は表１に示した通りとした。

成分符号Ａ又はＢの上記５０ｍｍ厚さ×６０ｍｍ幅×長さ３００ｍｍの試験材を、ロール直径４００ｍｍ、最大荷重３００ｔ、最大速度３０ｍ／分の圧延機性能の実験用圧延設備により、実施例１～５及び比較例１～７につき表２に示す条件で圧延した。

また、各工程における諸条件は表２から表４に示した通りである。

【００４４】

【表２】

試験 No.	成分	第１圧延工程 圧延温度 ℃	圧下率(%) パス毎*	累積	冷却処理 速度 ℃/s	終了温度 ℃
実施例１	A	950	20(50→40)	20	30	500
実施例２	A	950	20(50→40)	20	30	500
実施例３	B	950	20(50→40)	20	30	500
実施例４	B	950	20(50→40)	20	30	500
実施例５	B	950	20(50→40)	20	30	500
比較例１	A	950	注*1	70	空冷	常温
比較例２	B	950	注*1	70	空冷	常温
比較例３	A	950	20(50→40)	20	30	500
比較例４	A	950	20(50→40)	20	30	500
比較例５	B	950	20(50→40)	20	30	500
比較例６	B	950	20(50→40)	20	30	500
比較例７	B	950	20(50→40)	20	30	500

パス毎*：() 内はパス前後の鋼板厚さ(mm)

注*1:

パス	１パス当たりの圧下率	パス間時間 s	１パス当たり板厚の変化 前(mm)	後(mm)
第１パス	20%	10	50	40
第２パス	25%		40	30
第３パス	33%		30	20
第４パス	25%		20	15

【表３】

試験 No.	第２圧延工程				
	加熱速度	加熱温度	圧下率(%)		歪速度
	℃/s	℃	パス毎*	累積	s^{-1}
実施例１	5	750	注*2	62.5	1~2
実施例２	5	750	注*2	62.5	1~2
実施例３	5	750	注*2	62.5	1~2
実施例４	5	750	注*2	62.5	1~2
実施例５	5	750	注*2	62.5	1~2
比較例１	実施せず				
比較例２	実施せず				
比較例３	5	750	注*2	62.5	1~2
比較例４	5	750	注*2	62.5	1~2
比較例５	5	750	注*2	62.5	1~2
比較例６	5	750	注*2	62.5	1~2
比較例７	5	750	注*2	62.5	1~2

注*2

パス	圧下率	パス間時間	１パス当たり板厚の変化	
		(s)	前(mm)	後(mm)
第１パス	38%	10	40	25
第２パス	40%		25	15

【表４】

試験 No.	再加熱工程			冷却工程		焼戻し処理
	速度	加熱後温度	保持時間	速度	冷却後温度	処理温度
	℃/s	℃	s	℃/s	℃	℃
実施例１	5	800	10	30	200	500
実施例２	5	850	10	30	200	500
実施例３	5	800	10	30	200	500
実施例４	5	825	10	30	200	500
実施例５	5	850	10	30	200	500
比較例１	実施せず			実施せず		実施せず
比較例２	実施せず			実施せず		実施せず
比較例３	5	800	10	30	200	実施せず
比較例４	5	850	10	30	200	実施せず
比較例５	5	800	10	30	200	実施せず
比較例６	5	825	10	30	200	実施せず
比較例７	5	850	10	30	200	実施せず

【００４５】

実施例１～５は、試験材のＮ含有量が０．０１５質量％又は０．００４０質量％のいずれかの板厚５０ｍｍの試験材を用い、第１圧延工程、第２圧延工程、再加熱工程、冷却及び焼戻しを次の通り行なった。

第１圧延工程では、９５０℃において１パス当たりの圧下率（板厚減少率）が２０％の圧延を行ない、板厚を４０ｍｍとした後、３０℃／秒で５００℃まで冷却した。次いで第２圧延工程では、５℃／秒で加熱し７５０℃において第１パスを圧下率３８％（板厚は４０ｍｍから２５ｍｍに減厚）、第２パスを圧下率４０％（板厚は２４ｍｍから１５ｍｍに減厚）、パス間時間が１０秒で、累積圧下率６２．５％の圧下を歪速度１～２／秒で行な

って板厚を１５ｍｍとし、次いで直ちに再加熱工程として、加熱炉に装入して５℃／秒で８００℃、８２５℃又は８５０℃まで再加熱して１０秒間保持した後、冷却工程として３０℃／秒で２００℃まで冷却し、次いで常温まで空冷した。そして、最後に５００℃で焼戻し処理を行なって完了した。表２からわかるように、実施例１～５間での試験条件の相違点は、化学成分組成及び再加熱工程における加熱温度の内、少なくとも一方が相違していることである。

【００４６】

比較例１、２は、それぞれＮ含有量０．０１５質量％、０．００４０質量％の板厚５０ｍｍの試験材を用い、第１圧延工程において第１パス（圧下率２０％）、第２パス（圧下率２５％）、第３パス（圧下率３３％）、第４パス（圧下率２５％）でパス間時間はいずれも１０秒で、累計圧下率７０％の圧延を行なって板厚を１５ｍｍとした後、常温まで空冷して完了した。従って、本発明の範囲外である。

【００４７】

比較例３～７は、試験材のＮ含有量が０．０１５質量％又は０．００４０質量％のいずれかの板厚５０ｍｍの試験材を用い、第１圧延工程、第２圧延工程、再加熱工程、冷却工程を、実施例１～５と同様に行なった。しかし、最後の焼戻し処理は行なわずに完了としたので、本発明の範囲外である。なお、比較例３～７間での試験条件の相違点は、化学成分組成及び再加熱工程における加熱温度の内、少なくとも一方が相違していることである。

【００４８】

各実施例及び各比較例において得られた厚さ１５ｍｍの鋼板について、次の確性試験を行なった。

（１）シャルピー衝撃試験：２ｍｍＶ－ノッチ、Ｃ方向試験片により、２５℃、０℃、－４０℃、－８０℃、－１２０℃、－１９６℃で試験した。特性値として、セパレーション指数ＳＩ値（１／ｍｍ）、０℃における吸収エネルギー（Ｊ／ｃｍ^2）、延性－脆性破面遷移温度（℃）を求めた。

（２）引張試験：Ｃ方向試験片により、下降伏強さＬＹＳ（ＭＰａ）、引張強さＴＳ（ＭＰａ）、全伸びＴＥｌ（％）、均一伸びＵＥｌ（％）を求めた。

（３）ビッカース硬さ試験：平均ビッカース硬さ$Ｈ_{Ｖ}$（Ｎ／ｍｍ^2）を求めた。

（４）ミクロ組織観察：ＳＥＭ像による板厚の中心部、１／４部及び表面近傍の平均結晶粒径（μｍ）を切片法で求め、また結晶粒形状を観察した。

表５，６に、各実施例及び各比較例において得られた特性試験結果を示す。

【００４９】

【表５】

試験 No.	成分	SI値	シャルピー衝撃試験 0℃ 吸収エネルギー	延性−脆性 破面遷移温度
		1/mm	J/cm²	℃
実施例１	A	0.08	119	−
実施例２	A	0.00	134	−83
実施例３	B	0.08	131	−76
実施例４	B	0.05	145	−
実施例５	B	0.06	147	−72
比較例１	A	0.00	252	−65
比較例２	B	0.00	262	−80
比較例３	A	0.16	131	−
比較例４	A	0.18	149	−52
比較例５	B	0.21	140	−76
比較例６	B	0.17	136	−
比較例７	B	0.17	150	−52

SI値:セパレーション指数

【表６】

試験 No.	引張試験 LYS	TS	TEl	UEl	ビッカース硬さ	ミクロ組織観察 フェライト粒径	結晶粒
	Mpa	Mpa	%	%	H_v	μm	形状
実施例１	428	555	26.2	16.2	165	3.9	等軸
実施例２	452	568	28.1	17.2	164	5.0	等軸
実施例３	403	534	26.6	15.3	173	4.2	等軸
実施例４	403	537	27.2	15.9	159	3.9	等軸
実施例５	412	528	27.7	16.3	166	5.6	等軸
比較例１	333	489	31.2	21.0	137	14.9	等軸
比較例２	332	465	30.6	19.5	133	14.8	等軸
比較例３	410	590	24.9	16.7	170	3.9	等軸
比較例４	441	594	25.9	16.0	178	5.2	等軸
比較例５	422	582	26.1	16.0	202	4.3	等軸
比較例６	398	577	27.1	17.4	174	4.0	等軸
比較例７	389	561	29.0	17.8	169	5.4	等軸

LYS:下降伏強度　UEl:均一伸び
TS:引張強度　H_v:平均ビッカース硬さ
TEl:全伸び　フェライト粒径:切片法によるフェライト粒子径の平均値

【００５０】

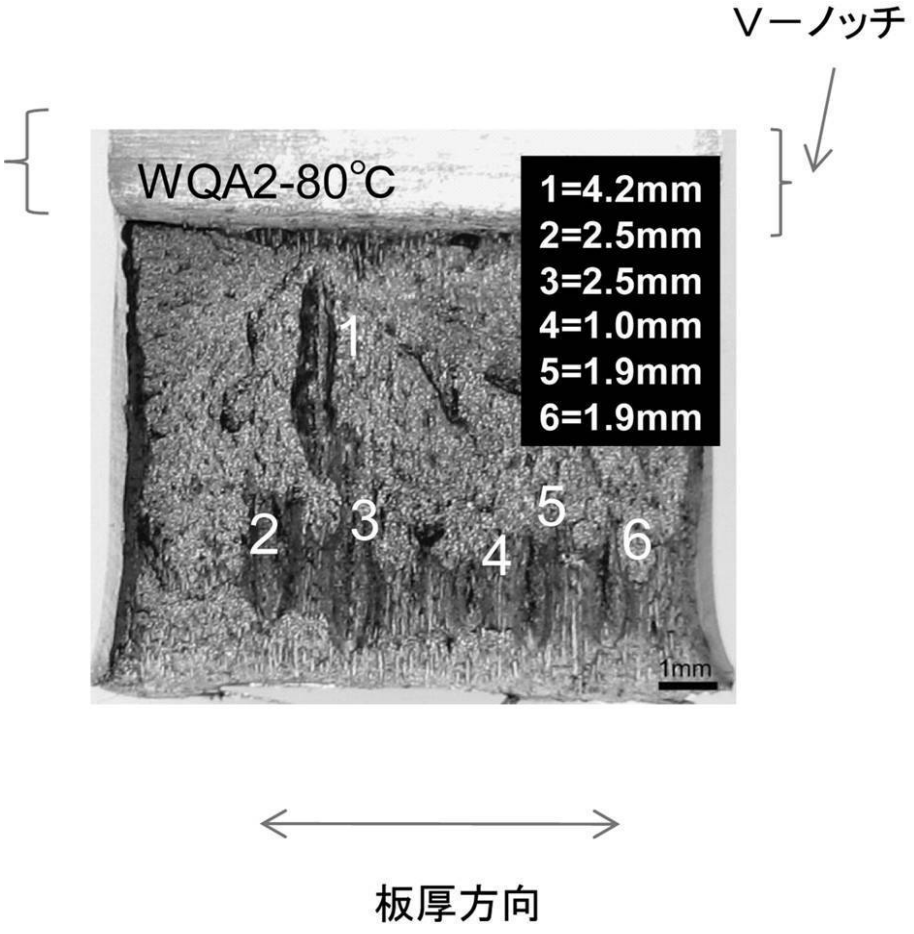
実施例１～５において得られた厚鋼板の全てが、そのセパレーション指数ＳＩは０．００～０．０８以下、延性－脆性破面遷移温度は－７２℃以下（但し、実施例１及び４は測定値なし）、そして引張強度は５２８ＭＰａ以上であり、本発明の一層望ましい条件下で得られる厚鋼板の材質特性水準を満たしている。上記以外の機械的性質については、造船用厚鋼板として重要な基準値の根拠として、ＪＩＳ　Ｇ３１０６の溶接構造用圧延鋼材の中のＳＭ４９０クラスにおいて規定されている０℃におけるシャルピー吸収エネルギー、降伏強度及び伸びの値を採用した場合に、実施例１～５はそれを満たしている。また、Ｎ含有量が高含有量の方の０．０１５０％である実施例１及び２と、Ｎ含有量が低含有量の方である０．００４０％である実施例３～５で得られた厚鋼板の材質特性水準は、同等であることが分かる。

【００５１】
これに対して、比較例１及び２は、Ｎ含有量がそれぞれ０．０１５０質量％及び０．００４０質量％の場合であって、圧延工程が実施例とは大幅に異なっており、圧延素材（スラブに相当する）を９５０℃の圧延温度で４パスで累計圧下率７０％により厚鋼板を圧延し、空冷したものである。得られた厚鋼板は、そのセパレーション指数ＳＩは０．００と優れているが、引張強さＴＳが４８９ＭＰａ以下で目標値の５００ＭＰａ以上をクリアしていず、強度不足である。また、降伏強度も実施例に比較してかなり低い。これは、平均フェライト粒径が１５μｍ程度であって微細化していないことが主因である。
【００５２】
一方、比較例３～７は、その製造条件で最後の工程として焼戻し処理を実施していない点が実施例１～５と異なっている。そのため、比較例３～７は、厚鋼板の強度並びに衝撃吸収エネルギー及び延性－脆性遷移温度については、実施例１～５の水準と同等乃至それ以上で優れているが、延性（ここでは全伸びＴＥｌ、均一伸びＵＥＩ）については実施例１～５に向上傾向がみられる。
【００５３】
本発明で製造される厚鋼板の重要な特性は、衝撃特性の異方性、特に板厚方向の異方性の指標であるセパレーション指数ＳＩが小さいことであり、ＳＩが小さいことにより衝撃による破壊靭性の異方性が小さい厚鋼板が得られる。
本発明でのセパレーション指数ＳＩの望ましい目標値は０．１０以下である。焼戻し処理をすることによる、セパレーション指数ＳＩが低減して、シャルピー衝撃特性の異方性が改善している。その改善状況は下記の通りである。
比較例３では０．１６であるのに対して、実施例１では０．０８に改善している。
比較例４では０．１８であるのに対して、実施例２では０．００に改善している。
比較例５では０．２１であるのに対して、実施例３では０．０８に改善している。
比較例７では０．１７であるのに対して、実施例５では０．０６に改善している。
【００５４】
セパレーション指数ＳＩの水準は、実施例及び比較例共に、かなり優れた水準にある。従来目標値は通常０．５０以下であった。このように実施例及び比較例のいずれにおいてもセパレーション指数ＳＩが良好である理由は、フェライト結晶粒径が微細であり、しかも結晶粒形が等軸晶であることによる。そして更に、実施例においては比較例よりも優れている理由は、製造工程の最終段階において、４８０～５２０℃の範囲内に限定された焼戻し焼鈍が施されたためであると考えられる。即ち、当該規定条件の焼戻し処理により、残留マルテンサイトが消去されていることが確認された。
【００５５】
図２には、比較例４において、焼戻し処理が施されていない鋼板に認められた残留マルテンサイトの状況を例示し、これに対して、図３には、実施例２において焼戻し処理が施された鋼板では残留マルテンサイが消去された状態のＳＥＭ像微細組織を例示する。上記焼戻し処理により、異方性が低減したものと考えられる。即ち、高温域でのＦｅ原子の拡散により結晶粒の歪を駆動力とした結晶回転が起こり、等軸性が助長されたために、セパレーションの発生が低減し、セパレーション指数ＳＩが小さくなったものと推定される。
【産業上の利用可能性】
【００５６】
近年、鋼材の再利用率の増加や鉄鉱石などの高炉原材料費高騰の影響を受けて、鉄鋼スクラップ材を電気炉で溶解した鋼材の利用量増加が予測されている。特に2009年5月、シップリサイクル条約が発効されたことを受けて、解体した船体の鋼材の増加が期待される。これらのスクラップ鉄を電気炉で溶解して、新たな鋼材として再生するプロセスに採用され得るし、高価な各種合金元素を添加しないことから、省資源鋼として有効である。また、そのような再生鋼材にも高強度且つ高靭性が求められる厚鋼板の製造において、電気炉溶製工程で高濃度の窒素が溶解した高窒素含有量の溶鋼であっても脱窒精錬が不要なため、省エネルギー及び二酸化炭素排出量削減に有効といえる。更に、船体用厚鋼板等で重要

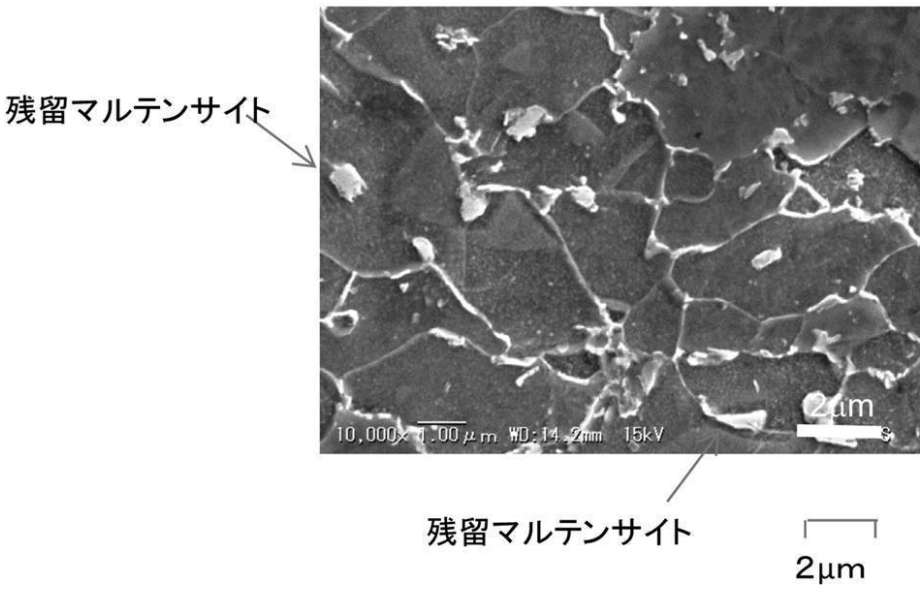
な衝撃に対する靭性異方性にも優れているため、より高付加価値な鋼材として有効である。

【先行技術文献】
【特許文献】
【００５７】
【特許文献１】特開２００１－２３４２４２号公報
【特許文献２】特開２００７－３２１２３０号公報
【特許文献３】特開２００７－０４６１２８号公報
【特許文献４】特開平１１－１８１５４６号公報
【特許文献５】特開２００８－２２３０８１号公報
【特許文献６】特開２００２－６９５７１号公報

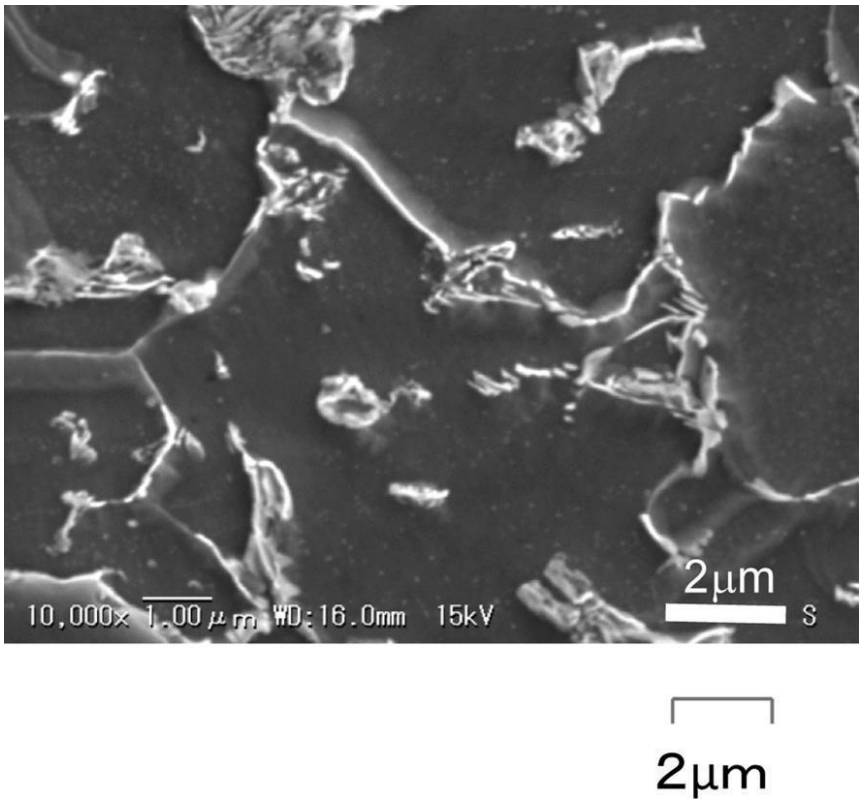
【図１】



【図２】


残留マルテンサイト
10,000× 1.00μm WD:14.2mm 15kV
2μm
S
残留マルテンサイト
2μm

【図３】


10,000× 1.00μm WD:16.0mm 15kV
2μm
S
2μm