

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局(43) 国際公開日
2007年12月13日 (13.12.2007)

PCT

(10) 国際公開番号
WO 2007/142196 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/38 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2007/061300
- (22) 国際出願日: 2007年6月4日 (04.06.2007)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願2006-156441 2006年6月5日 (05.06.2006) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 株式会社神戸製鋼所 (KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO) [JP/JP]; 〒6518585 兵庫県神戸市中央区脇浜町二丁目10番26号 Hyogo (JP). 株式会社信州TLO (SHINSHU TLO CO., LTD.) [JP/JP]; 〒3868567 長野県上田市常田三丁目15番1号 Nagano (JP).
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人 (米国についてのみ): 中屋 道治 (NAKAYA, Michiharu). 向井 陽一 (MUKAI, Yoichi). 杉本 公一 (SUGIMOTO, Koichi) [JP/JP]; 〒3808553 長野県長野市若里4丁目17番1号 信州大学工学部内 Nagano (JP).
- (74) 代理人: 田中 光雄, 外 (TANAKA, Mitsuo et al.); 〒5400001 大阪府大阪市中央区城見1丁目3番7号 IMPビル 青山特許事務所 Osaka (JP).
- (81) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の国内保護が可能): AE, AG, AL, AM, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CN, CO, CR, CU, CZ, DE, DK, DM, DO, DZ, EC, EE, EG, ES, FI, GB, GD, GE, GH, GM, GT, HN, HR, HU, ID, IL, IN, IS, KE, KG, KM, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LT, LU, LY, MA, MD, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PG, PH, PL, PT, RO, RS, RU, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, SV, SY, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US, UZ, VC, VN, ZA, ZM, ZW.
- (84) 指定国 (表示のない限り、全ての種類の広域保護が可能): ARIPO (BW, GH, GM, KE, LS, MW, MZ, NA, SD, SL, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, MD, RU, TJ, TM), ヨーロッパ (AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MT, NL, PL, PT, RO, SE, SI, SK, TR), OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, ML, MR, NE, SN, TD, TG).
- 添付公開書類:
— 国際調査報告書
- 2文字コード及び他の略語については、定期発行される各PCTガゼットの巻頭に掲載されている「コードと略語のガイダンスノート」を参照。

(54) Title: HIGH-STRENGTH STEEL SHEET EXCELLENT IN STRETCHABILITY, STRETCH FLANGEABILITY, AND WELDABILITY

(54) 発明の名称: 伸び、伸びフランジ性および溶接性に優れた高強度鋼板

(57) Abstract: A high-strength steel sheet which has a tensile strength in, e.g., the 980-MPa class or above, is satisfactory in stretchability, stretch flangeability, and spot weldability, and has excellent delayed-fracture resistance. The steel sheet comprises a steel whose chemical composition contains 0.12-0.25% C, 1.0-3.0% Si, 1.5-3.0% Mn, up to 0.15% P, up to 0.02% S, and up to 0.4% Al, the remainder being iron and incidental impurities, and the ratio of the content of Si to that of C, Si/C, being 7-14 by mass. A vertical section of the steel sheet has microstructures which comprise 1) at least 50% bainitic ferrite, 2) at least 3% lathy residual austenite, and 3) blocky residual austenite contained in an amount of 1% to a half of the proportion of the lathy residual austenite, each proportion in % being based on all structures, and 4) the blocky second phase has an average size of 10 μm or smaller.

(57) 要約: 本発明は、例えば980MPa級以上の引張強度を有すると共に、伸び、伸びフランジ性およびスポット溶接性が良好で耐遅れ破壊特性にも優れた高強度鋼板を提供する。化学成分が、C: 0.12~0.25%、Si: 1.0~3.0%、Mn: 1.5~3.0%、P: 0.15%以下、S: 0.02%以下、Al: 0.4%以下を満たし、残部が鉄および不可避不純物である鋼からなり、上記SiとCの含有比率 (Si/C) が質量比で7~14の範囲で、且つ、縦断面のミクロ組織が、全組織に対する占積率で、1) ベイニティックフェライト: 50%以上、2) ラス状残留オーステナイト: 3%以上、3) ブロック状残留オーステナイト: 1%以上~1/2×ラス状残留オーステナイト占積率、を満たし、4) ブロック状第2相の平均サイズが10 μm以下である。

明 細 書

伸び、伸びフランジ性および溶接性に優れた高強度鋼板

技術分野

[0001] 本発明は、例えば980MPa級以上の引張強度を有すると共に、伸び、伸びフランジ性(stretch flangeability)およびスポット溶接性(spot-weldability)が良好で耐遅れ破壊特性(anti-delayed fraction property)にも優れ、自動車用構造部材(ピラー、メンバー、リンフォース類などのボディー骨格部材、バンパー、ドアガードバー、シート部品、足回り部品その他の強化部材)などとして有用な高強度鋼板に関するものである。

背景技術

[0002] 近年、自動車などの車体重量の軽量化による燃費の軽減や、衝突時の安全性確保などを目的として高強度鋼板の需要はますます増大している。それに伴って、鋼板の引張強度に対する要望も、従来の590MPa級から980MPa級以上が求められる様になっている。しかし、980MPa級以上の高強度鋼板になると成形性の低下が避けられず、複雑形状の部品には適用し難いため用途面の制約があった。特に複雑な形状にプレス加工される用途では、伸びと伸びフランジ性の両方を兼備した高強度鋼板の提供が求められている。

[0003] ところで、優れた伸びを示す高強度鋼板としては、金属組織として残留オーステナイトを含む種々の鋼板が実用化されている。

[0004] 例えば、非特許文献1には、金属組織をベイニティックフェライト(bainitic ferrite)主体でラス状(lath-type)残留オーステナイトを有する複合組織とすることで、高強度を確保しつつ穴拡げ性(即ち、伸びフランジ性)を高めた鋼板が開示されている。しかしこの鋼板は、引張強度(TS)が980MPa級以上になると、強度(TS)・延性(EI)の指標となる $TS \times EI$ でせいぜい9000~10300を示すに止まり、満足し得るものとはいえない。

[0005] また、連続焼鈍炉を用いた実操業の量産ラインでの最高加熱温度は900℃程度、加熱時間は5分以下とされているが、この文献に開示されている製造条件では、950

℃で1200秒の焼鈍の後、ソルトバス(salt bath)で350～400℃まで冷却することを求めており、実操業にそぐわない。

[0006] また特許文献1には、母相をベイニティックフェライト主体の組織とし、3%以上の残留オーステナイトを含有させることで、980MPa級以上の引張強度を確保しつつ伸び(EI)で20%程度、伸びフランジ性(λ)で55%レベルを得ている。しかしこの技術では、高価な合金元素であるMoやNi, Cuなどの添加が不可欠であり、コスト的に改善の余地を残している。

[0007] 更に特許文献2には、母相組織を焼戻しベイナイト主体とすることで全伸びと伸びフランジ性を高めた鋼板が開示されている。しかしこの鋼種は、引張強度で900MPa級以下を中心に検討されているため、980MPa級以上で特に問題となる遅れ破壊については十分考慮されていない。

非特許文献1: ISIJ International, Vol.40(2000), No.9.p920-926

特許文献1: 特開2004-332099号公報

特許文献2: 特開2002-30933号公報

発明の開示

発明が解決しようとする課題

[0008] 本発明は上記の様な従来技術に鑑みてなされたものであり、その目的は、Mo, Ni, Cuといった高価な合金元素を添加することなく、自動車用構造部品などとして有用な980MPa級の引張強度を有し、且つ優れた伸び(EI)と伸びフランジ性(λ)を有する他、スポット溶接性や耐遅れ破壊性にも優れた高強度鋼板を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0009] 上記課題を解決することのできた本発明の高強度鋼板とは、化学成分が、C:0.12～0.25%、Si:1.0～3.0%、Mn:1.5～3.0%、P:0.15%以下(0%を含まない)、S:0.02%以下(0%を含まない)、Al:0.4%以下(0%を含まない)を満足し、残部が鉄および不可避不純物よりなる鋼からなり、上記SiとCの含有比率(Si/C)が質量比で7～14の範囲であり、且つ、縦断面のマイクロ組織が、全組織に対する占積率で、

- 1) ベイニティックフェライト: 50%以上、
 - 2) ラス状残留オーステナイト: 3%以上、
 - 3) ブロック状残留オーステナイト: 1%以上 $\sim$ 1/2 $\times$ ラス状残留オーステナイト占積率、を満たし、且つ
 - 4) ブロック状第2相の平均サイズが10 μ m以下
- であり、伸び、伸びフランジ性および溶接性に優れた高強度鋼板である。

[0010] 本発明に係る上記鋼板には、他の元素として、
Ti: 0.15%以下(0%を含まない)、
Nb: 0.1%以下(0%を含まない)、
Cr: 1.0%以下(0%を含まない)、
よりなる群から選択される少なくとも1種が含まれていてもよく、あるいは更に
Ca: 30ppm以下(0%を含まない) および/またはREM: 30ppm以下(0%を含まない)が含まれていてもよい。

[0011] 本発明の高強度鋼板は、その優れた強度をより有効に生かすため、引張強さで980MPa以上を有するものが特に好ましい。

発明の効果

[0012] 本発明によれば、上記の様に鋼材の化学成分を特定し、特にSi/C比を特定範囲に制御すると共に、金属組織をベイニティックフェライト主体でラス状残留オーステナイトとブロック状残留オーステナイトを含む複合組織とすることで、引張強さで例えば980MPaレベル以上を確保しつつ、なお且つ伸びー伸びフランジ性が良好で優れた加工性を示し、更にはスポット溶接性が良好で、耐遅れ破壊性にも優れた鋼板を安価に提供できる。

発明を実施するための最良の形態

[0013] 本発明者らは前述した様な解決課題の下で、ベイニティックフェライトを母相とする980MPa級以上のTRIP (TRansformation Induced Plasticity: 変態誘起塑性) 鋼板に焦点を絞り、その伸びや伸びフランジ性を更に改善すべく、金属組織中の第2相の形態と、化学成分、特にCとSiに着目して改質研究を重ねた結果、次の様な知見を得た。

- [0014] 1) 金属組織としてブロック状の残留オーステナイト(以下、残留 γ と記す)を減らし、ラス状の残留 γ を多くすると、加工性、特に伸びフランジ性が向上し、耐遅れ破壊特性も向上すること。
- [0015] 2) 微細なブロック状残留 γ を一定量含有させると、伸びフランジ性の低下が抑えられ、その結果として引張強度(TS)×伸び(El)バランスが高められること。
- [0016] 3) 鋼の化学成分のうちSi/Cの質量比率を好適範囲に調整すれば、スポット溶接性の低下を抑えつつ、980MPa級以上の強度をもった所望の組織が得られること。
- [0017] そこでこうした知見を生かし、鋼成分中のSi、C含量と金属組織中に含まれる残留 γ の性状、当該鋼板の強度や伸びと伸びフランジ性、更にはスポット溶接性や遅れ破壊特性に及ぼす影響を主体にして研究を重ねてきた。その結果、前述した如く特定成分組成の鋼材を使用することを前提として、金属組織中に占めるベイニティックフェライトの占積率を制御すると共に、ラス状残留 γ とブロック状残留 γ の占積率、およびブロック状残留 γ のサイズを特定の値に制御してやれば、上記目的に合致する高性能の高強度鋼板が得られることを確認し、本発明に想到した。
- [0018] 以下、鋼材の化学成分および金属組織を定めた理由を追って、本発明の具体的な構成を明らかにしていく。
- [0019] まず、鋼材の化学成分を定めた理由について説明する。
- [0020] C:0.10%以上、0.25%以下
- Cは、高強度を保障すると共に残留 γ を確保する上でも欠くことのできない元素であり、 γ 相中に十分な量のCを含有せしめ、室温でも所望量の γ 相を残留させるために重要な元素である。こうした作用を有効に発揮させるには、Cを0.10%以上含有させる必要があり、好ましくは0.12%以上、より好ましくは0.15%以上含有させるのがよい。但し、C量が多過ぎるとスポット溶接性に顕著な悪影響が現れてくるので、スポット溶接性確保の観点から上限を0.25%とした。好ましくは0.23%以下、より好ましくは0.20%以下である。
- [0021] Si:1.0~3.0%
- Siは、固溶強化(solution-hardening)元素として有効に作用する他、残留 γ が分解して炭化物が生成するのを抑える上でも必須の元素であり、これらの作用を有効に発

揮させるには、1.0%以上含有させねばならず、好ましくは1.2%以上含有させるのがよい。但し、それらの効果は3.0%で飽和し、それ以上になると、スポット溶接性の劣化や熱間脆性を起こすなどの障害を招くので、多くとも3.0%以下、望ましくは2.5%以下に抑えるのがよい。

[0022] Mn:1.5~3.0%

Mnは、ポリゴナルフェライト (polygonal ferrite) の生成を抑えてベイニティックフェライト主体の組織とするために必要な元素である。また、 γ を安定化し所望の残留 γ を確保する上でも重要な元素であり、少なくとも1.5%以上、好ましくは2.0%以上含有させるのがよい。

[0023] しかし、過度の添加はスポット溶接性や耐遅れ破壊特性を劣化させるので、多くとも3.0%以下、好ましくは2.5%以下に抑えるのがよい。

[0024] P:0.15%以下、S:0.02%以下

これらの元素は、鋼内に不可避免的に混入してくる元素であるが、含有量が多くなると加工性やスポット溶接性を劣化させるので、それぞれ上限値以下に抑えねばならない。

[0025] Al:0.4%以下

Alは、Siと同様に炭化物の生成を抑えて残留 γ を確保するうえで有用な元素であるが、多過ぎるとポリゴナルフェライトが生成し易くなるので、多くとも0.4%以下、好ましくは0.2%以下に抑えるべきである。

[0026] Si/C:7~14(質量比)

通常、鋼金属組織中の残留 γ 量を確保するには所定量のCが必要になるが、Cを増量すると、スポット溶接性、特に十字引張強度 (cross tensile strength) が低下してくる。つまりTRIP効果を利用して加工性を高めるために残留 γ を増量すると、スポット溶接性の低下が避けられず、加工性と溶接性を両立させることは困難であった。しかし、Si/C比が7以上となる様にSi, Cの含有量を調整すると、残留 γ 中にCをより効率よく濃縮することができ、その結果としてスポット溶接性の低下を回避できることが分かった。

[0027] また、本発明で意図する金属組織を得るには、ポリゴナルフェライトの生成を極力抑

えてベイニティックフェライト変態を促進させる必要があるが、Siには、ベイニティックフェライト変態を促進する作用があるため、C含量に応じてSi含量をうまく調整すれば、本発明で狙いとする金属組織が得られ易くなる。

[0028] ちなみに、Si/C比が7未満、即ちC含量に対してSi含量が少な過ぎると、ベイニティックフェライト変態が進み難くなって、粗大なブロック状残留 γ の量が多くなり易くなる。この場合、残留 γ の安定性が低下して伸びへの効果も期待できなくなり、満足のいく伸びフランジ性が得られなくなる。

[0029] こうした効果はSi/C比が約14で飽和し、これを超えてSi含量が過度に多くなると、ポリゴナルフェライトや粗大なブロック状残留 γ が生成し易くなり、却って本発明の効果が損なわれる。こうした観点から、より好ましいSi/C比は8以上、12以下である。

[0030] Nb:0.1%以下、Ti:0.15%以下

これらの元素は、いずれも金属組織を微細化して靱性を高める作用があるため、必要に応じて少量添加することができる。しかし、上限値を超えて添加してもそれ以上の効果は得られず、コストアップを招くだけであるので無駄である。

[0031] Cr:1.0%以下

Crは、ポリゴナルフェライトの生成を抑えて強度を高める作用を有しているので、必要に応じて添加することは有効である。しかし、過度に添加すると、本発明で狙いとする金属組織の生成に悪影響を及ぼす恐れがあるので、多くとも1.0%以下に抑えるべきである。

[0032] Mo, Cu, Ni:各々0.1%程度以下

これらの元素は、強度や耐遅れ破壊性の向上に有効に作用するが、本発明では、これらの元素を添加せずとも十分に優れた性能を確保することができ、またこれらの元素は高価でコストアップを招くので、あえて添加する必要はない。しかし、不純物レベルでの混入まで規制する理由はなく、それぞれ0.1%程度までの添加は許容範囲である。

[0033] 次に金属組織の限定理由について説明する。

[0034] ベイニティックフェライト $\geq 50\%$

ベイニティックフェライトは、転位密度がある程度高く、高強度を容易に達成できるばかりか、第2相である残留 γ との硬度差を低減して伸びフランジ性を高める作用を発揮し、且つ耐遅れ破壊性を高める上でも重要な組織であり、こうした効果を有効に発揮させるには、ベイニティックフェライトを占積率で50%以上存在させねばならない。より好ましい占積率は60%以上である。

[0035] なお、本発明においてベイニティックフェライトは、組織内に炭化物を有していない点でベイナイト組織とは明らかに異なり、また、転位がないか或は極めて少ない下部組織を有するポリゴナルフェライト組織や、細かいサブグレイン等の下部組織を持った準ポリゴナルフェライト組織とも異なっており、これらの違いはTEM(透過型電子顕微鏡)観察などによって容易に確認できる。

[0036] ラス状残留 $\gamma \geq 3\%$

本明細書において「形態がラス状である」とは、平均軸比(長軸/短軸比:アスペクト比)が3以上のものを意味する。この様なラス状の残留 γ は、従来の残留 γ と同様のTRIP効果を発揮するばかりか、旧 γ 粒界を中心に存在するブロック状残留 γ に比べて旧 γ 粒内にも分散するため組織全体が均一となり、ある程度の変形が可能になるため、局部変形時における亀裂の発生を抑制し、伸びフランジ性の向上に寄与する。

[0037] またラス状残留 γ は、母相との体積当りの境界面積が大きくて水素吸蔵能力が高いため、拡散性水素に由来する遅れ破壊を抑える作用も有している。更に加えて、ラス状残留 γ はブロック状残留 γ に比べて安定であり、加工後も一定量残留するうえに、母相との境界面はマルテンサイトに変態した後も水素のトラップサイトとして作用するため、こうした特性も耐遅れ破壊特性の向上に寄与する。

[0038] これらの効果を有効に発揮させるには、ラス状残留 γ を3%以上含有させることが必要であり、望ましくは6%以上含有させるのがよい。

[0039] $1\% \leq \text{ブロック状残留}\gamma \leq \text{ラス状残留}\gamma \text{ 占積率} \times 1/2$

ここで「ブロック状」とは、平均軸比(長軸/短軸)が3未満のものを意味する。残留 γ は、鋼材が歪を受けて変形する際にマルテンサイトに変態することで変形部の硬化を促進し、歪の集中を防ぐ作用を有している(TRIP効果)。

[0040] ラス状の残留 γ は、ブロック状残留 γ に比べて高歪域まで安定であるが、比較的低い伸びで破断し易い引張強度が980MPa級以上の高強度鋼板では、TRIP効果を十分発揮する前に破断に至る可能性がある。これに対しブロック状残留 γ は、低歪域でTRIP効果を発現し易い。従って、ブロック状残留 γ とラス状残留 γ の含有比率を適正に制御してやれば、低歪域から高歪域に渡る広い歪域で優れたTRIP効果を得ることが可能となる。

[0041] こうした効果を有効に発揮させるには、ブロック状残留 γ の占積率で1%以上を確保しなければならない。しかし、その量がラス状残留 γ の1/2倍(0.5倍)を越えると、低歪域でのTRIP効果が主体となって伸びの向上効果が望めなくなる他、変形の早期にマルテンサイトに変態するブロック状残留 γ が多くなるため、その後の変形でマルテンサイトを起点とする亀裂が発生し易くなって伸びフランジ性も低下する。更に加えて耐遅れ破壊特性も悪くなるので、占積率で多くともラス状残留 γ の0.5倍以下に抑えねばならない。

[0042] なお、ブロック状残留 γ にマルテンサイトが混入した場合でも、ラス状残留 γ との上記占積率の関係と後述する平均粒径さえ満たせば、特性の劣化は十分抑制されるので、不可避免的に混入するマルテンサイト量の多少は問わない。

[0043] ブロック状残留 γ の平均粒径 $\leq 10\mu\text{m}$

上述したブロック状残留 γ の効果を有効に発揮させるには、混入が許容されるマルテンサイトを含めて、ブロック状残留 γ の平均粒径を $10\mu\text{m}$ 以下に抑えることが必要となる。ちなみに、ブロック状残留 γ の平均粒径が $10\mu\text{m}$ を超えると、亀裂の発生が早まって伸びフランジ性が低下するばかりか、耐遅れ破壊性も低下してくる。こうした観点から、ブロック状残留 γ のより好ましい平均粒径は $5\mu\text{m}$ 以下である。なお、ここで言うブロック状残留 γ の平均粒径とは、ブロック状残留 γ の円相当径(面積が同じ円の直径)の平均値である。

[0044] 次に、本発明で定める上記の金属組織を得るための製造条件に格別の制限はなく、一般的な鋼板の製造手順、例えば、連続鋳造→熱間圧延→酸洗→冷間圧延→連続焼鈍の中で、加熱温度や昇温速度、保持温度、冷却開始温度や冷却速度などを適正に制御すればよく、また溶融亜鉛めっき鋼板や合金化溶融亜鉛めっき鋼板の場合

合は、連続溶融亜鉛めっきラインを含めて適正な温度制御を行なえばよいが、上記金属組織を得る上で最も重要となるのは、連続焼鈍ラインにおける熱処理条件であるので、以下、連続焼鈍ラインにおける好ましい熱処理条件を主体にして説明を加える。

[0045] 焼鈍時の加熱温度： $Ac_3 + 10^\circ C$ 以上

ベイニティックフェライトリッチの金属組織を得るため、ポリゴナルフェライトの生成を抑えるには、焼鈍時の加熱温度を「 $Ac_3 + 10^\circ C$ 以上」とするのがよい。ちなみに、 Ac_3 点以下で連続焼鈍を行うと、その後の冷却過程で、残存するフェライトを核にしてポリゴナルフェライトが生成し易くなり、本発明で意図する金属組織が得られ難くなるからである。より好ましい加熱温度は「 $Ac_3 + 30^\circ C$ 以上」である。

[0046] 焼鈍後の冷却速度：

焼鈍後の冷却速度は、ポリゴナルフェライトの生成を一定にするため重要な制御項目となる。即ち、焼鈍後の冷却速度が速すぎるとポリゴナルフェライトが少なくなり、遅過ぎるとポリゴナルフェライトが過大となるほか、結晶粒径も粗大化する傾向が生じてくる。よって焼鈍後の冷却速度は $15 \sim 100^\circ C / \text{秒}$ 、より好ましくは $20 \sim 70^\circ C / \text{秒}$ の範囲にコントロールするのがよい。

[0047] また、一定の速度で冷却するのではなく、微細なフェライトが生成し易い $550^\circ C$ 程度以下までを高速（例えば $20^\circ C / \text{秒}$ 以上）で冷却し、その温度以下の冷却速度を例えば $10 \sim 20^\circ C / \text{秒}$ 程度にコントロールすることで、狙いとする金属組織を得ることも有効である。

[0048] 焼鈍後の急冷停止温度：

焼鈍後の急冷を停止する温度は、微細ポリゴナルフェライトとベイニティックフェライト以外の変態が進行しない温度（具体的には、 $340 \sim 460^\circ C$ 程度）に制御するのがよく、あまり低温まで急冷すると、マルテンサイトが生成し易くなって意図する金属組織が得られ難くなる。

[0049] 冷却後の保持温度：

上記冷却後には、一定温度に保持することでベイニティックフェライト変態が進行し、また、オーステナイトへのCの濃縮が進んで残留 γ となるので、冷却後の保持温度

を適正にコントロールすることも重要であり、本発明の金属組織を得る上で好ましい保持温度は360～440℃の範囲である。好ましい保持時間は1分以上である。ここで、急冷停止温度よりも保持温度の方が高温となるようにする必要がある。

このように、本発明で規定する組織を実現する焼鈍条件としては、まず高速で低温まで冷却することによりブロック状残留 γ の量が少量かつ微細になるよう制御する。ここで、本発明で規定する組成およびその関係式を満たすと、ブロック状残留 γ 量は一定以上確保される。そして、その後の保持温度を冷却停止温度よりも高温側に持っていくことで、ベイニティックフェライト変態を促進し、ラス状の残留 γ をブロック状残留 γ と所定の関係の量になるよう制御する。

[0050] 本発明の高強度鋼板は上記の様に化学成分の特定された鋼材を使用し、且つ冷却条件や保持条件などを含めて適正な熱処理条件を採用することで所定の金属組織を確保することにより、980MPa級以上の高強度を有すると共に、伸びー伸びフレンジ性が良好でスポット溶接性や耐遅れ破壊特性にも優れた鋼板を安価に提供できる。

実施例

[0051] 以下、実験例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実験例によって制限を受けるものではなく、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することも可能であり、それらは何れも本発明の技術的範囲に含まれる。

[0052] 実験例

表1に示す成分組成の鋼材を溶製し、連続鋳造の後、下記の条件で熱間圧延、酸洗、冷間圧延を行い、次いで、表2に示す条件で熱処理(焼鈍)することにより冷延鋼板を得た。

[0053] [熱間圧延]

加熱温度:1200℃×60分

仕上温度:880℃

冷却:40℃/秒で720℃まで冷却し、10秒間空冷した後40℃/秒で500℃まで冷却し、その後500℃で60分間保持してから炉冷した。

仕上げ板厚:3.2mm。

[0054] [酸洗、冷間圧延]

酸洗後、板厚1.2mmまで冷間圧延した。

[0055] [熱処理(焼鈍)]

表2に示す如く、所定の焼鈍温度に加熱して180秒間保持した後、所定の速度で所定の冷却停止温度まで冷却し、所定温度で4分間保持してから炉冷した。

[0056] 得られた冷延鋼板の金属組織を下記の方法で確認すると共に、各供試鋼板について引張試験、穴広げ試験、スポット溶接試験、耐遅れ破壊試験を行い、表2および表3に一括して示す結果を得た。

[0057] [金属組織]

組織同定方法:

A: レペラー腐食による光学顕微鏡観察(1000倍)、1視野。

B: SEM観察(4000倍)、4視野。

[0058] ポリゴナルフェライト(PF):

上記Aにより撮影した写真から算出する。残留 γ とマルテンサイトの白に対し、PFはグレーに腐食されるため識別できる。

[0059] ラス状残留 γ およびブロック状残留 γ :

電子後方散乱回折像法(Electron Backscattering Pattern、EBSPとも言う)によって残留 γ であることを確認した上で、面積率は、上記Bにより撮影した写真から算出した。すなわち、SEM像の画像解析より、アスペクト比3未満の残留 γ を抽出し、それら円相当径の平均値を求めた。残留 γ であるかどうかはEBSPで確認した。

[0060] ベイニティックフェライト(BF):

透過型電子顕微鏡(TEM:倍率15000)により、ベイナイトや擬フェライトの如き他の組織でないことを確認した上で、面積率は、100%からポリゴナルフェライト量と上記残留 γ 量を減じた値とした。

[0061] [性能評価試験]

引張試験:JIS 5号引張試験片によって測定した。

穴広げ試験:鉄鋼連盟規格JFST 1001に準じて実施した。

スポット溶接性:

下記の条件でスポット溶接を行い、ナゲット径 $5\sqrt{t}$ の時の延性比が0.30以上あれば、スポット溶接性が良好(○)とした。

[0062] <溶接条件>

供試材厚さ:1.2mm、

電極:ドームラジラス型(先端直径6mm)、

加圧力:375kg、

アップスロープ;1サイクル、通電時間;12サイクル、ホールド;1サイクル(60Hz)、

ナゲット径の調整:溶接電流により調整、

延性比:十字引張強度/せん断引張強度。

[0063] [耐遅れ破壊性]

R=3mmの60° Vブロックを用いてV字曲げを施した後、曲げ部に1500MPaの応力を負荷して5%塩酸水溶液中に浸漬し、割れ発生までの時間を測定した。24時間で割れなかったものを耐遅れ破壊良好(○)とした。

[0064] [表1]

鋼成分組成 (mass%)

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Al	その他	Si/C	Ac ₃ 点	備考
A	0.17	1.5	2.1	0.01	0.002	0.035		8.8	851	
B	0.23	1.8	2.3	0.005	0.002	0.035		7.8	842	
C	0.17	2.3	2.0	0.005	0.002	0.035		13.5	887	
D	0.17	2.3	2.6	0.005	0.002	0.035		13.5	869	
E	0.14	1.5	2.2	0.005	0.002	0.035		10.7	853	
F	0.17	1.2	2.5	0.005	0.002	0.035		7.1	822	
G	0.17	1.8	2.1	0.005	0.002	0.035	Cr:0.5	10.6	856	
H	0.17	1.35	2.3	0.001	0.002	0.035	Nb:0.04	7.9	832	
I	0.17	1.8	2.3	0.001	0.002	0.035	Ti:0.05	10.6	852	
J	0.14	1.2	2.5	0.01	0.001	0.20		8.6	900	
K	0.08	1.3	2.1	0.01	0.003	0.035		16.3	855	比較材
L	0.22	0.5	2.8	0.01	0.003	0.035	Cr:0.5	2.3	755	比較材
M	0.17	1.8	1.2	0.01	0.003	0.035		10.6	878	比較材
N	0.23	0.8	2.5	0.01	0.003	0.035		3.5	780	比較材
O	0.17	1.35	2.25	0.01	0.003	0.035	Ca:15ppm	7.9	826	

[0065] [表2]

鋼種	熱 処 理				金 属 組 織						備考
	焼鈍 (°C)	冷却速度 (°C/min)	冷却停止温度 (°C)	保持温度 (°C)	PF (%)	ラス状 残留 γ (%)	ブロック状 残留 γ (%)	BF (%)	ラス状/ブロック状 残留 γ 比	ブロック状残留 γ サイズ(μm)	
A	900	50	360	380	16	12	4	67	3.0	3.1	発明鋼
B	880	50	380	400	6	15	5	75	3.0	3.4	"
C	930	100	380	390	6	12	4	78	3.0	2.2	"
D	910	50	400	400	5	13	3	79	4.3	6.2	"
E	900	50	380	390	22	8	3	67	2.7	5.9	"
F	890	50	380	390	7	9	3	82	3.0	7.0	"
G	900	50	360	400	13	10	4	73	2.5	4.1	"
H	900	50	380	400	11	10	3	76	3.3	4.9	"
I	900	50	380	400	9	11	4	76	2.8	3.5	"
J	950	50	380	390	20	10	4	66	2.5	8.9	"
O	900	50	380	380	15	14	4	67	3.5	4.0	"
K	900	100	380	380	30	3	15	52	0.2	8.7	比較鋼
L	820	50	380	380	5	4	35	56	0.1	7.7	"
M	890	50	380	380	50	6	8	36	0.8	15.7	"
N	880	50	380	380	20	5	29	46	0.2	20.0	"
F	815	20	380	380	30	10	25	35	0.4	8.3	"
B	900	80	350	350	0	14	0	86	-	-	"

[0066] [表3]

符号	鋼種	機 械 的 特 性							スポット 溶接性	耐遅 れ破 壊	備 考
		YP (MPa)	TS (MPa)	EL (%)	λ (%)	YR (MPa)	TS×EL (MPa・%)	TS× λ (MPa・%)			
1	A	650	985	19.0	63	0.66	18715	62432	○	○	発明材
2	B	797	1092	18.3	64	0.73	20019	70010	○	○	"
3	C	770	1040	16.3	73	0.74	16964	76432	○	○	"
4	D	793	1220	19.2	51	0.65	23405	62418	○	○	"
5	E	710	1014	15.8	64	0.70	16051	65020	○	○	"
6	F	767	1080	17.2	62	0.71	18553	67400	○	○	"
7	G	761	1170	16.1	57	0.65	18889	66512	○	○	"
8	H	714	1035	15.1	66	0.69	15652	68000	○	○	"
9	I	734	1080	16.9	57	0.68	18274	61200	○	○	"
10	J	752	1074	17.0	64	0.70	18243	69044	○	○	"
11	O	718	1040	17.0	66	0.69	17680	73230	○	○	"
12	K	590	952	15.8	47	0.62	15021	44890	○	○	比較材
13	L	882	1260	16.0	39	0.70	20123	49703	×	×	"
14	M	450	750	31.0	38	0.60	23280	28705	○	○	"
15	N	610	1052	15.1	24	0.58	15897	25680	×	×	"
16	F	886	1150	13.5	39	0.77	15561	44500	○	×	"
17	B	1056	1320	10.6	46	0.80	13949	61359	○	○	"

[0067] 表1～3より、次の様に考えることができる。

[0068] 符号1～12は、本発明の規定要件を全て満たす実施例であり、強度×伸び特性、強度×伸びフランジ特性を含めて、機械的特性の全てにおいて優れた結果が得ら

れており、スポット溶接性や耐遅れ破壊性も良好である。

- [0069] これらに対し符号12は、用いた鋼材のC含量が不足すると共にSi/C比が規定範囲を外れるため、ブロック状残留 γ 量が多すぎて強度×伸び特性、強度×伸びフランジ特性のいずれも劣悪である。また符号13は、用いた鋼材のSi含量が不足すると共にSi/C比が規定範囲を外れるため、ブロック状残留 γ 量が多すぎて強度×伸びフランジ特性が劣悪であり、スポット溶接性と耐遅れ破壊性も不良である。
- [0070] 符号14は、鋼中のMn含量が不足するため強度が十分でなく980MPa級の要求レベルを満足できない。符号15は、C、Siの絶対量は規定値を満たしているが、Si/C比が規定要件を外れており、ブロック状残留 γ 量が多くてそのサイズも大きいいため、強度×伸び特性が悪く、且つスポット溶接性や耐遅れ破壊性も劣悪である。符号16は、鋼組成は適切であるが熱処理時の冷却速度が不適切でブロック状残留 γ 量が多いため、強度×伸び特性、強度×伸びフランジ特性のいずれも不十分であり、耐遅れ破壊特性も悪い。符号17は、熱処理時の冷却速度や冷却停止温度、保持温度のバランスが悪く、ブロック状残留 γ が全く生成していないため、伸び率が低くて強度×伸び特性も劣悪である。

請求の範囲

- [1] C:0.10～0.25% (化学成分の場合は質量%を表す、以下同じ)
Si:1.0～3.0%、
Mn:1.5～3.0%、
P:0.15%以下、
S:0.02%以下、
Al:0.4%以下、
を満足し、残部が鉄および不可避不純物よりなる鋼からなり、上記SiとCの含有比率(Si/C)が質量比で7～14の範囲であり、且つ、縦断面のマイクロ組織が、全組織に対する占積率で、
1) ベイニティックフェライト:50%以上、
2) ラス状残留オーステナイト:3%以上、
3) ブロック状残留オーステナイト:1%以上～ $1/2 \times$ ラス状残留オーステナイト占積率、を満たし、且つ
4) ブロック状第2相の平均サイズが $10 \mu\text{m}$ 以下
であることを特徴とする、伸び、伸びフランジ性および溶接性に優れた高強度鋼板。
- [2] 鋼が、他の元素として、
Ti:0.15%以下、
Nb:0.1%以下、
Cr:1.0%以下、
よりなる群から選択される少なくとも1種を含有するものである請求項1に記載の高強度鋼板。
- [3] 鋼が、更に他の元素として、
Ca:30ppm以下および／またはREM:30ppm以下を含むものである請求項1または2に記載の高強度鋼板。
- [4] 引張強さが980MPa以上である請求項1または2に記載の高強度鋼板。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2007/061300

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/38(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)n

According to International Patent Classification (IPC) or to both national classification and IPC

B. FIELDS SEARCHED

Minimum documentation searched (classification system followed by classification symbols)

C22C38/00-38/60, C21D9/46

Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched

Jitsuyo Shinan Koho	1922-1996	Jitsuyo Shinan Toroku Koho	1996-2007
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2007	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2007

Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used)

C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	JP 2004-190050 A (Kobe Steel, Ltd.), 08 July, 2004 (08.07.04), Tables 1, 2 (Family: none)	1-4
X	JP 2005-240178 A (Kobe Steel, Ltd.), 08 September, 2005 (08.09.05), Tables 1, 2 & EP 1559798 A1 & US 2005/161134 A1	1, 3, 4
X	JP 2005-330584 A (Kobe Steel, Ltd.), 02 December, 2005 (02.12.05), Experiment No. 9 & EP 1589126 A1 & US 2005/247378 A1	2, 4

☐ Further documents are listed in the continuation of Box C.

☐ See patent family annex.

* Special categories of cited documents:

"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance

"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date

"L" document which may throw doubts on priority claim(s) or which is cited to establish the publication date of another citation or other special reason (as specified)

"O" document referring to an oral disclosure, use, exhibition or other means

"P" document published prior to the international filing date but later than the priority date claimed

"T" later document published after the international filing date or priority date and not in conflict with the application but cited to understand the principle or theory underlying the invention

"X" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered novel or cannot be considered to involve an inventive step when the document is taken alone

"Y" document of particular relevance; the claimed invention cannot be considered to involve an inventive step when the document is combined with one or more other such documents, such combination being obvious to a person skilled in the art

"&" document member of the same patent family

Date of the actual completion of the international search
21 August, 2007 (21.08.07)

Date of mailing of the international search report
04 September, 2007 (04.09.07)

Name and mailing address of the ISA/
Japanese Patent Office

Authorized officer

Facsimile No.

Telephone No.

A. 発明の属する分野の分類 (国際特許分類 (I P C)) Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/38(2006.01)i, C21D9/46(2006.01)n			
B. 調査を行った分野 調査を行った最小限資料 (国際特許分類 (I P C)) Int.Cl. C22C38/00-38/60, C21D9/46			
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 1922-1996年 日本国公開実用新案公報 1971-2007年 日本国実用新案登録公報 1996-2007年 日本国登録実用新案公報 1994-2007年			
国際調査で使用した電子データベース (データベースの名称、調査に使用した用語)			
C. 関連すると認められる文献			
引用文献の カテゴリー*	引用文献名 及び一部の箇所が関連するときは、その関連する箇所の表示	関連する 請求の範囲の番号	
X	JP 2004-190050 A(株式会社神戸製鋼所)2004.07.08, 【表1】, 【表2】 (ファミリーなし)	1-4	
X	JP 2005-240178 A(株式会社神戸製鋼所)2005.09.08, 【表1】, 【表2】 & EP 1559798 A1 & US 2005/161134 A1	1, 3, 4	
X	JP 2005-330584 A(株式会社神戸製鋼所)2005.12.02, 実験 No. 9 & EP 1589126 A1 & US 2005/247378 A1	2, 4	
☐ C欄の続きにも文献が列挙されている。 ☐ パテントファミリーに関する別紙を参照。			
* 引用文献のカテゴリー 「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの 「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの 「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献 (理由を付す) 「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願日の後に公表された文献 「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの 「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの 「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの 「&」同一パテントファミリー文献			
国際調査を完了した日 21.08.2007		国際調査報告の発送日 04.09.2007	
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁 (I S A / J P) 郵便番号100-8915 東京都千代田区霞が関三丁目4番3号		特許庁審査官 (権限のある職員) 蛭田 敦	4K 3237
		電話番号 03-3581-1101	内線 3435