

(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 2007/142197 A1

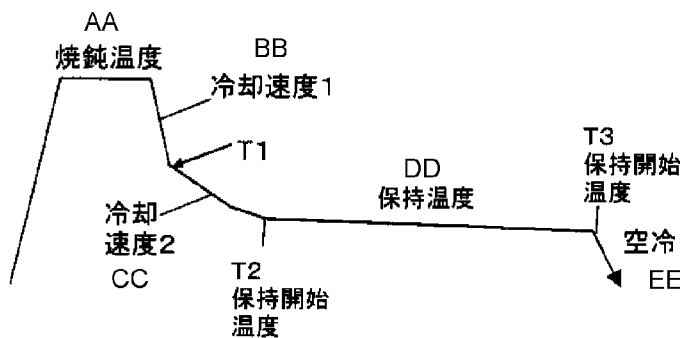
- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/38 (2006.01)
C22C 38/06 (2006.01) C21D 9/46 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2007/061301
- (22) 国際出願日: 2007 年 6 月 4 日 (04.06.2007)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2006-156442 2006 年 6 月 5 日 (05.06.2006) JP
- (71) 出願人 (米国を除く全ての指定国について): 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
- (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,

[続葉有]

(54) Title: HIGH-STRENGTH COMPOSITE STEEL SHEET HAVING EXCELLENT MOLDABILITY AND DELAYED FRACTURE RESISTANCE

(54) 発明の名称: 成形性、耐遅れ破壊性に優れた高強度複合組織鋼板

A3=910-203 $\sqrt{C}$ -
15.2Ni+44.7Si+104V+31.5Mo-30Mn-11Cr-
20Cu+700P+400AL+400Ti



AA ANNEALING TEMPERATURE
BB COOLING RATE 1
CC COOLING RATE 2
DD HOLDING TEMPERATURE
EE AIR-COOLING
T2,T3 HOLDING-INITIATION TEMPERATURE

(57) Abstract: Disclosed is a high-strength composite steel sheet having a tensile strength of 980 MPa or greater and excellent in moldability, delayed fracture resistance and spot weldability. The steel sheet comprises a steel having the following chemical composition: C: 0.12-0.25%, Si: 1.0-3.0%, Mn: 1.5-3.0%, P: 0.15% or less, S: 0.02% or less, Al: 0.4% or less, and Cr: 1.0% or less, with the remainder being iron and unavoidable impurities, wherein the contents of Si, Al, Mn and Cr satisfy the relationship expressed by the following formula: $(Si+Al)/(Mn+Cr)=0.74-1.26$ and the steel sheet has a specified microstructure.

(57) 要約: 本発明は、例えば 980 MPa 級以上の引張強度を有すると共に、成形性と耐遅れ破壊性、更にはスポット溶接性に優れた高強度の複合組織鋼板を提供する。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、を満足し、ある

いは更に Cr: 1.0%以下を含み、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

[続葉有]

WO 2007/142197 A1



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。

明 細 書

成形性、耐遅れ破壊性に優れた高強度複合組織鋼板

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、成形性と耐遅れ破壊性(anti-delayed fraction property)、更にはスポット溶接性に優れ、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の複合組織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を受ける。

[0003] また、引張強度が980MPa級以上の高強度鋼板になると、プレス成形時に生じる残留応力も大きくなって遅れ破壊の危険性が高まる。即ち遅れ破壊は、特に高強度の鋼板において、腐食環境もしくは雰囲気中の水素が鋼材組織中の転位や空孔、粒界などに拡散・集積して材料を脆化させ、応力が付加された時に破壊を起こす現象であり、鋼材の延性や靱性に重大な影響をもたらす。

[0004] 従って、上述した様な高強度化の要請に応えるには、強度に加えて成形性(即ち、伸びと伸びフランジ性(stretch flangeability))と耐遅れ破壊性の改善が極めて重要となる。

[0005] ところで、優れた成形性を示す高強度鋼板としては、金属組織中に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。

[0006] 例えば、非特許文献1には、金属組織が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×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。

[0007] 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。

[0008] 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。

[0009] 更に特許文献2には、母相組織を焼戻しマルテンサイトおよびフェライトとし、残留オーステナイトを占積率で5～30%とすることで、高レベルの伸びと伸びフランジ性を得ている。しかしこの技術で求める金属組織を得るには、焼鈍前のマイクロ組織が重要となるため、熱延工程で低温巻取りを行うことで適正な金属組織を取込んだ後に連続焼鈍を行うか、連続焼鈍を2回以上行う必要がある。ところが、熱延工程で低温巻取りを行った場合は、その後の冷間圧延率を低く抑えないと焼鈍前の組織が崩れて意図する金属組織が得られないため、板厚や板厚公差に著しい制約が加わる。また連続焼鈍を2回行う場合は、板厚などの制約は受けないものの、常法に比べて工程数が増えるためコストアップが避けられない。

[0010] 更に特許文献3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2003-171735号公報

特許文献3:特開2002-309334号公報

発明の開示

発明が解決しようとする課題

[0011] 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、且つ優れた成形性(伸びー伸びフランジ性)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

[0012] 上記課題を解決することのできた本発明の高強度複合組織鋼板とは、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, Al, Mnの含有量が下記式(I)の関係を満たし、

$$(Si+Al)/Mn:0.74\sim1.26\cdots(I)$$

或は、C:0.12～0.25%、Si:1.0～3.0%、Mn:1.5～3.0%、Cr:1.0%以下(0%を含まない)、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, Al, Mn, Crの含有量が下記式(II)の関係を満たし、

$$(Si+Al)/(Mn+Cr):0.74\sim1.26\cdots(II)$$

なお且つ、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) ポリゴナルフェライト:5～35%、
- 3) ポリゴナルフェライトの平均粒径:10 μ m以下、
- 4) 残留オーステナイト:5%以上

であることを特徴とする、成形性と耐遅れ破壊性優れた高強度複合組織鋼板である。

[0013] 本発明に係る上記複合組織鋼板は、必要により上記元素以外に、Ti:0.15%以下(0%を含まない)および/またはNb:0.1%以下(0%を含まない)が含まれてい

てもよく、あるいは更に他の元素として、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)を含むものであってもよい。

[0014] 本発明の高強度複合組織鋼板は、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

[0015] 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+Al)／Mn比または(Si+Al)／(Mn+Cr)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(BF)主体で、ポリゴナルフェライト(PF)と残留オーステナイト(残留 γ)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、なお且つ成形性(伸びー伸びフランジ性)が良好で、しかもスポット溶接性や耐遅れ破壊性にも優れた複合組織鋼板を安価に提供できる。

図面の簡単な説明

[0016] [図1]実験例で採用した熱処理のヒートパターンを示す説明図である。

発明を実施するための最良の形態

[0017] 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、その成形性やスポット溶接性、耐遅れ破壊特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Si, Al, Mn(あるいは更にCr)に着目して改質研究を重ねた結果、次の様な知見を得た。

[0018] 1)その第1は、ベイニティックフェライト主体の組織に微細なポリゴナルフェライトを所定量混入させると、伸びが著しく改善されることである。しかも、混入させるフェライトが微細なものであれば、強度や伸びフランジ性の低下が抑えられ、なお且つ該組織は耐遅れ破壊特性においても優れた性能を示すこと。

[0019] 2)鋼の化学成分のうち、(Si+Al)とMnまたは(Mn+Cr)が所定比率となる様に調整すれば、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。

[0020] そこでこうした知見を生かし、鋼成分中のSi, Al, Mn, Cr含量と金属組織が、当該鋼板の強度や成形性、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、ポリゴナルフェライトと残留 γ の占積率、更にはポリゴナルフェライトの平均粒径を特定値以下に制御してやれば、上記目的に叶う高性能の高強度複合組織鋼板が得られることを確認し、本発明に想到した。

[0021] 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。

[0022] まず、鋼材の化学成分を定めた理由について説明する。

[0023] 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%以上含有させることが必要であり、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。

[0024] 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。

[0025] Mn: 1.5~3.0%

Mnは、過度の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。

[0026] 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。

[0027] 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。

[0028] 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。

[0029] 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ができる。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。

[0030] $(\text{Si} + \text{Al}) / \text{Mn}$ (または $\text{Mn} + \text{Cr}$):0.74~1.26 (質量比)

本発明で意図する金属組織を得るには、過度のポリゴナルフェライト(PF)の生成を抑えてベイニティックフェライト(BF)変態を促進させる必要がある。しかも、ベイニティックフェライトから排出されるC(炭素)はラス状の残留 γ 中に濃縮されるため、ベイニティックフェライト変態の促進はラス状残留 γ を得る上でも重要となる。

[0031] また本発明では、金属組織中に微細なフェライトを適量分散させることが必要であるが、そのためには、フェライト生成促進元素であるSiやAlと、フェライト抑制元素であるMn(またはMn+Cr)の含有比率が一定の関係を満たす様に制御することが極めて有効であることが分かった。しかも、これらのフェライト生成促進元素／抑制元素の含有比率を制御することは、耐遅れ破壊特性を高める上でも有効であることが確認された。

[0032] ちなみに、 $(\text{Si} + \text{Al}) / \text{Mn}$ (または $\text{Mn} + \text{Cr}$) 比が0.74未満では、適度のポリゴナルフェライトの確保が困難になるばかりでなく、ベイニティックフェライトすらも十分に

確保できなくなる。しかも、残留 γ 中にCを十分濃縮できず、残留 γ の安定性が低下して伸びが劣化し、更には、マルテンサイト量が増大して伸びフランジ性も悪化する。

[0033] 更に加えて、上記元素の比率を適正範囲にコントロールすることで耐遅れ破壊性も改善される。この理由の詳細は不明であるが、次の様なことが考えられる。即ちMnは、粒界偏析により粒界強度を低下させることで遅れ破壊を助長する他、上述した様にマルテンサイトの生成を通じて加工時に遅れ破壊の起点となるボイド生成を促進するのに対し、SiとAlは、遅れ破壊を誘発する水素の許容量を増加させる効果があるため、両者の比により遅れ破壊性が変化するものと考えられる。

[0034] 一方、上記 $(\text{Si} + \text{Al}) / \text{Mn}$ (または $\text{Mn} + \text{Cr}$) 比が1.26を超えると、ポリゴナルフェライトの生成が過度に促進されてその占積率が過大となる上に、フェライトの粒径も $10 \mu\text{m}$ を超え易くなり、強度、伸びフランジ性が共に低下してくる。また、フェライト粒径が粗大化するとフェライト粒界が減少するため、耐遅れ破壊性も低下する。

[0035] よって本発明では、 $(\text{Si} + \text{Al}) / \text{Mn}$ (または $\text{Mn} + \text{Cr}$) 比が0.74～1.26の範囲となる様に成分調整することが重要であり、より好ましくは0.84以上、1.16以下に調整するのがよい。

[0036] 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。

[0037] Ca:0.01%以下、REM:0.01%以下

CaとREMは、少量の添加で何れも伸びフランジ性を高める作用を有しているため、必要によっては少量添加してもよいが、その効果は各々0.01%程度で飽和するので、それ以上の添加は全く無駄である。

[0038] Mo, Cu, Ni:各々0.1%程度以下

これらの元素は、従来技術でも記載した様に強度や耐遅れ破壊性の向上に有効であるが、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。

[0039] 次に金属組織の限定理由について説明する。

[0040] 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する。また、耐遅れ破壊性を高める上でも有用な組織であり、これは、遅れ破壊の亀裂起点となるセメントライトがないか極めて少なく、また転位が多いため水素吸蔵効果も高いためと考えられる。これらの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50%以上存在させる必要がある。より好ましくは60%以上である。

[0041] なお、この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、転位がないかあるい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識別できる。

[0042] ポリゴナルフェライト(PF): 5~35%

ベイニティックフェライト(BF)を母相とする引張強度980MPa級以上の鋼板に、後述する様な平均粒径のポリゴナルフェライトを所定量含有させると、伸びが更に向上する。こうした効果を有効に発揮させるには、ポリゴナルフェライトを5%以上含有させねばならない。但し、ポリゴナルフェライトが多過ぎると、引張強度や伸びフランジ性の確保が困難となるので、多くとも35%以下に抑えるべきである。ポリゴナルフェライトのより好ましい占積率は10%以上、30%以下である。

[0043] ポリゴナルフェライトの平均粒径: 10 μ m以下

ポリゴナルフェライトの平均粒径は10 μ m以下にしなければならない。フェライトを微細化することで第2相としての分散を均一にし、伸びフランジ性、強度を共に高めると共に、耐遅れ破壊性をも向上させるためである。これは、ポリゴナルフェライトを微細化することで増加するフェライト粒界に水素がトラップされ、危険部位への水素の集中が抑制されるためと考えられる。なお、ここで言うポリゴナルフェライトの平均粒径とは、ポリゴナルフェライトの円相当径(面積が同じ円の直径)の平均値である。

[0044] 残留 $\gamma \geq 5\%$

残留 γ は、材料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し、歪の集中を防ぐ効果がある (TRIP 効果)。こうした効果を有効に発揮させるには、残留 γ を 5% 以上含有させる必要がある。残留 γ 量に上限は存在しないが、過度の残留 γ を生成させるには多量の C が必要になるため、スポット溶接性との両立が困難になり、また加工性、特に伸びフランジ性が低下傾向となるので、好ましくは 30% 程度以下に抑えるのがよい。

[0045] 本発明の複合組織鋼板では、上記以外の残部組織としてマルテンサイト、ベイナイト、パーライトなどが存在し得るが、これら他の組織は、上述した作用効果に悪影響を及ぼさない様、5% 以下に抑えることが望ましい。

[0046] 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。

[0047] 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。より好ましい加熱温度は「 $Ac_3 + 30^\circ C$ 以上」である。

[0048] 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抑制するため速い方が好ましいが、設備的な制約や温度コントロールの困難性を考えると、個別の成分系に応じてポリゴナルフェライトを一定量以下に抑え得る様、好ましくは $25^\circ C/sec$ 以上、より好

ましくは30℃/sec以上とするのがよい。

[0049] 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が生成する温度以下にすべきであり、好ましくは650℃以下、より好ましくは600℃以下にするのがよい。急冷停止温度が高くなるとポリゴナルフェライトが粗大となり、本発明の目的が果たせなくなる。但し、あまりに低温になると十分な量のポリゴナルフェライトが得られなくなるので、360℃程度以上、より好ましくは400℃までにすべきである。

[0050] 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る。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低温となるようにする必要がある。これにより、微細なフェライトが生成しやすい温度域を通過させてから、ベイニティックフェライト変態温度域に持っていくことになる。

[0051] 本発明の高強度複合組織鋼板は、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、成形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複合組織鋼板を安価に提供できる。

実施例

[0052] 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。

[0053] 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(図1も参照)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。

[0054] [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。

[0055] [酸洗、冷間圧延]

酸洗後、板厚1.2mmまで冷間圧延した。

[0056] [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6分間保持してから炉冷した。

[0057] 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、穴拡張試験、スポット溶接試験、耐遅れ破壊試験を行い、表3に一括して示す結果を得た。

[0058] [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。

[0059] 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識別する。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。そして、上記BによるSEM写真中のポリゴナルフェライトの周囲をトレースし、そのトレース像より画像解析で円相当径を算出した。この円相当径の平均値をポリゴナルフェライトの平均粒径とした。

[0060] 残留 γ 、マルテンサイト(M)、ベイナイト(B):

透過型電子顕微鏡(TEM:倍率15000)によって残留 γ 、M、Bであることを確認した上で、占積率は、上記Bにより撮影した写真から算出した。

[0061] 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、占積率は、100%からポリゴナルフェライト量と上記残留 γ 量および残部のマルテンサイト(M)とベイナイト(B)を減じた値とした。

[0062] [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0.25以上あれば、スポット溶接性が良好(○)とした。

[0063] <溶接条件>

供試材厚さ:1.2mm、

電極:ドームラジアス型(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(cross tensile strength)／せん断引張強度。

[0064] [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。48時間で割れなかったものを耐遅れ破壊良好(○)とした。

[0065] [表1]

化学成分 (mass%)												
鋼種	C	Si	Mn	P	S	Al	Cr	Nb	Ti	その他	(Si+Al)/ (Mn+Cr)	A3点
A	0.17	1.7	2.3	0.010	0.002	0.045					0.76	858
B	0.23	1.8	2.3	0.005	0.002	0.045				Ca:0.002	0.80	846
C	0.17	2.3	2	0.005	0.002	0.045					1.17	891
D	0.17	2.3	2.6	0.005	0.002	0.045					0.90	873
E	0.14	2.0	2.5	0.005	0.002	0.045					0.82	870
F	0.20	1.6	2.04	0.005	0.002	0.045					0.81	851
G	0.17	1.8	2.1	0.005	0.002	0.045	0.2				0.80	863
H	0.17	1.8	2.2	0.001	0.002	0.045		0.04			0.84	859
I	0.17	1.8	2.3	0.001	0.002	0.045			0.05		0.80	856
J	0.16	1.8	2.4	0.010	0.001	0.15					0.81	904
K	0.08	1.6	1.6	0.010	0.003	0.040					1.03	899
L	0.22	0.5	2.8	0.010	0.003	0.040	0.5				0.19	771
M	0.17	1.8	1.2	0.010	0.003	0.040					1.53	894
N	0.23	2.3	1.5	0.010	0.003	0.040					1.56	893
O	0.18	1.5	2.1	0.010	0.002	0.040	0.2		0.05	Ca:0.002	0.73	849

[0066] [表2]

実験 No.	鋼種	熱 処 理 条 件					
		焼鈍温度 (°C)	冷却速度1 (°C)	冷却速度2 (°C)	T1(冷却速度 変更温度:°C)	T2(保持開 始温度:°C)	T3(保持終 了温度:°C)
1	A	900	50	20	580	420	400
2	B	880	50	20	580	420	380
3	C	930	100	20	580	420	380
4	D	910	50	20	580	420	380
5	E	900	50	20	580	420	380
6	F	890	100	20	580	420	380
7	G	900	50	20	580	420	380
8	H	900	50	20	580	420	380
9	I	900	50	20	580	420	380
10	J	940	50	20	580	420	380
11	K	920	50	50	-	440	340
12	L	820	50	50	-	380	380
13	M	890	50	50	-	380	380
14	N	920	50	50	-	400	380
15	A	820	30	20	600	360	360
16	O	880	30	20	550	420	400

[0067] [表3]

実験 No.	鋼種	金 属 組 織					物 性								
		PF (%)	残留 γ (%)	BF (%)	残部 (%)	フェライト粒径 (μm)	YP (MPa)	TS (MPa)	EI (%)	λ (MPa $\times$ %)	YR	TSxEI (MPa $\times$ %)	TSx λ (MPa $\times$ %)	スポット 溶解性	耐遅れ 破壊
1	A	18.2	12	69.3	< 1	5.5	650	985	21.2	41	0.66	20890	40309	○	○
2	B	10.3	13	76.2	< 1	3.7	735	1097	21.3	44	0.67	23400	48619	○	○
3	C	28	15	56.5	< 1	8.7	647	1096	20.4	38	0.59	22350	41880	○	○
4	D	9.1	14	76.4	3.3(M)	6.1	778	1235	19.2	43	0.63	23720	53025	○	○
5	E	22.7	9	67.8	2.4(M)	7.4	744	1163	16.7	50	0.64	19430	58388	○	○
6	F	25.5	10	64	< 1	8.6	643	1020	18.9	46	0.63	19304	46737	○	○
7	G	17.3	12	70.2	< 1	6.1	651	1085	18.5	42	0.60	20120	46093	○	○
8	H	16.8	13	69.7	< 1	5.9	728	1056	19.4	48	0.69	20487	50299	○	○
9	I	15.4	13	71.1	< 1	5.6	738	1085	18.7	48	0.68	20330	51778	○	○
10	J	20.1	12	67.4	2.5	8.4	746	1113	17.6	50	0.67	19548	56055	○	○
11	K	50.3	6	43.2	18(B+M)	9.7	518	836	21.4	34	0.62	17860	28595	○	○
12	L	11	0	69	20(M+B)	4.1	783	1118	15.0	27	0.70	16740	29792	○	×
13	M	72	14	13.5	9(M)	9.0	544	907	23.2	20	0.60	21013	18589	○	○
14	N	35	8	55	2	15.7	533	920	21.2	25	0.58	19532	23063	×	○
15	A	60	14	25.5	3.5(M)	8.9	676	1090	17.4	22	0.62	18912	23448	○	×
16	O	25	13	61.5	< 1	3.5	688	1110	17.9	45	0.62	19912	50220	○	○

注: PF: ポリゴナルフェライト、BF: ベーニティックフェライト
残部 (M: マルテンサイト、B: ベイト)

[0068] 表1～3より、次の様に考えることができる。

[0069] 実験No. 1～10, 16は、本発明の規定要件を全て満たす実施例であり、何れも980MPa級以上の引張強度を有すると共に、強度×伸び特性、強度×伸びフランジ特性によって評価される成形性が良好であり、更にスポット溶接性や耐遅れ破壊性においても良好な結果が得られている。

[0070] これらに対し実験No. 11は、鋼材のC含量が不足し、金属組織中のベイニティックフェライト量も不足するため、強度不足で、強度×伸び特性、強度×伸びフランジ特性によって評価される成形性も悪い。また実験No. 12は、用いた鋼材のSi含量が不足すると共に $(\text{Si} + \text{Al}) / (\text{Mn} + \text{Cr})$ 比が規定範囲を外れるため、金属組織中に残留γが存在せず、強度×伸び特性、強度×伸びフランジ特性によって評価される成形性が劣悪で耐遅れ破壊性も悪い。

[0071] 実験No. 13は、Mn量が規定範囲を外れると共に $(\text{Si} + \text{Al}) / \text{Mn}$ 比が規定範囲を超えているため、ポリゴナルフェライトが増え過ぎてベイニティックフェライト量が大幅に少なくなっており、強度不足で加工性も劣悪である。実験No. 14は、個々の含有元素量は規定要件を満たしているが、 $(\text{Si} + \text{Al}) / \text{Mn}$ 比が規定範囲を超えており、ポリゴナルフェライトが粗大で平均粒径が規定値を超えているため、強度不足で加工性も悪く、且つスポット溶接性もよくない。

[0072] 実験No. 15は、鋼成分は規定要件を満たしているが、熱処理条件が不適切であるため組織中のポリゴナルフェライト量が過多となってベイニティックフェライト量が不足し、強度×伸び特性、強度×伸びフランジ特性によって評価される成形性が劣悪で、耐遅れ破壊性も悪い。

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, Al, Mnの含有量が下記式(I)の関係を満たし、

$$(Si+Al)/Mn:0.74\sim1.26\cdots(I)$$

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) ポリゴナルフェライト:5～35%、

3) ポリゴナルフェライトの平均粒径:10 μ m以下、

4) 残留オーステナイト:5%以上

であることを特徴とする、成形性、耐遅れ破壊性に優れた高強度複合組織鋼板。

[2] C:0.12～0.25%、

Si:1.0～3.0%、

Mn:1.5～3.0%、

Cr:1.0%以下、

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, Al, Mn, Crの含有量が下記式(II)の関係を満たし、

$$(Si+Al)/(Mn+Cr):0.74\sim1.26\cdots(II)$$

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) ポリゴナルフェライト: 5~35%、
- 3) ポリゴナルフェライトの平均粒径: $10\mu\text{m}$ 以下、
- 4) 残留オーステナイト: 5%以上

であることを特徴とする、成形性、耐遅れ破壊性優れた高強度複合組織鋼板。

- [3] 鋼が、他の元素として、

Ti: 0.15%以下および／またはNb: 0.1%以下を含有するものである請求項1または2に記載の高強度複合組織鋼板。

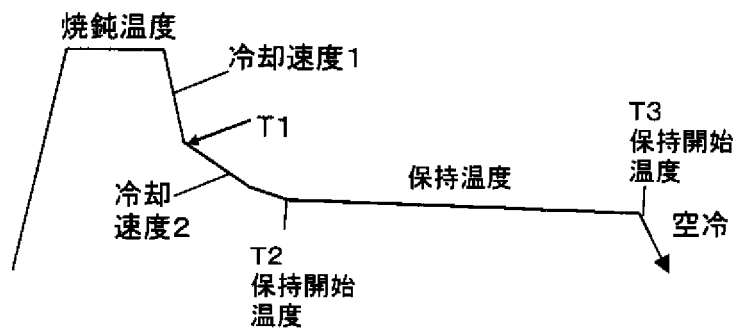
- [4] 鋼が、更に他の元素として、

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に記載の高強度複合組織鋼板。

- [5] 引張強さが980MPa以上である請求項1または2に記載の高強度複合組織鋼板。

[図1]

A3=910-203 $\sqrt{C}$ -
15.2Ni+44.7Si+104V+31.5Mo-30Mn-11Cr-
20Cu+700P+400AL+400Ti



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2007/061301

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, C22C38/06, C22C38/38, 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 Y	JP 2005-240178 A (Kobe Steel, Ltd.), 08 September, 2005 (08.09.05), Tables 1, 2 & EP 1559798 A1 & US 2005/161134 A1	1, 4, 5 2, 3
Y	JP 2005-220440 A (Kobe Steel, Ltd.), 18 August, 2005 (18.08.05), Steel type K & EP 1553202 A1 & US 2005/150580 A1	2
Y	JP 2005-146301 A (Kobe Steel, Ltd.), 09 June, 2005 (09.06.05), Table 1 (Family: none)	3

☒ 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.

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2007/061301

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
Y	JP 2005-330584 A (Kobe Steel, Ltd.), 02 December, 2005 (02.12.05), Table 1 & EP 1589126 A1 & US 2005/247378 A1	3

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, C22C38/06, C22C38/38, 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	1 9 2 2 - 1 9 9 6 年
日本国公開実用新案公報	1 9 7 1 - 2 0 0 7 年
日本国実用新案登録公報	1 9 9 6 - 2 0 0 7 年
日本国登録実用新案公報	1 9 9 4 - 2 0 0 7 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 Y	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, 4, 5 2, 3
Y	JP 2005-220440 A（株式会社神戸製鋼所）2005.08.18, 鋼種K & EP 1553202 A1 & US 2005/150580 A1	2
Y	JP 2005-146301 A（株式会社神戸製鋼所）2005.06.09, 【表1】（ファミリーなし）	3

☒ 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

の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

2 1 . 0 8 . 2 0 0 7

国際調査報告の発送日

0 4 . 0 9 . 2 0 0 7

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

4 K

3 2 3 7

電話番号 03-3581-1101 内線 3435

C (続き) . 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
Y	JP 2005-330584 A (株式会社神戸製鋼所) 2005. 12. 02, 【表 1】 & EP 1589126 A1 & US 2005/247378 A1	3