

(12) 特許協力条約に基づいて公開された国際出願

(19) 世界知的所有権機関
国際事務局

(43) 国際公開日
2012 年 9 月 7 日(07.09.2012)



(10) 国際公開番号

WO 2012/118081 A1

- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) C22C 38/06 (2006.01)
B21D 22/20 (2006.01) C22C 38/58 (2006.01)
C21D 9/48 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2012/054949
- (22) 国際出願日: 2012 年 2 月 28 日(28.02.2012)
- (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 2011-045162 2011 年 3 月 2 日(02.03.2011) 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(KOBE STEEL, LTD.)) [JP/JP]; 〒6518585 兵庫県神戸市中央区脇浜町二丁目 10 番 26 号 Hyogo (JP).
- (72) 発明者; および
- (75) 発明者/出願人(米国についてのみ): 村上 俊夫(MURAKAMI Toshio), 柿内 エライジャ(KAKIUCHI Elijah), 畠 英雄(HATA Hideo), 浅井 達也(ASAI Tatsuya), 水田 直気(MIZUTA Naoki).
- (74) 代理人: 小栗 昌平, 外(OGURI Shohei et al.); 〒1050003 東京都港区西新橋一丁目 7 番 13 号

虎ノ門イーストビルディング 10 階 栄光特許事務所 Tokyo (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, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BR, BW, BY, BZ, CA, CH, CL, 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, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, 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, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, 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 (AL, AT, BE, BG, CH, CY, CZ, DE, DK, EE, ES, FI, FR, GB, GR, HR, HU, IE, IS, IT, LT, LU, LV, MC, MK, MT, NL, NO, PL, PT, RO, RS, SE, SI, SK, SM, 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(条約第 21 条(3))

(54) Title: HIGH-STRENGTH STEEL SHEET EXERTING EXCELLENT DEEP DRAWABILITY AT WARM TEMPERATURES, AND METHOD FOR WARM WORKING SAME

(54) 発明の名称: 温間での深絞り性に優れた高強度鋼板およびその温間加工方法

(57) Abstract: This high-strength steel sheet has a component composition containing 0.02 to 0.3% C, 1 to 3% Si, 1.8 to 3% Mn, 0.1% or less P, 0.01% or less S, 0.001 to 0.1% Al, and 0.002 to 0.03% N, the remainder being iron and impurities. The high-strength steel sheet has a structure containing, in terms of area ratio relative to the entire structure, 45 to 85% bainitic ferrite, 3% or more retained austenite (γ), 10 to 50% martensite and the aforementioned retained austenite (γ), and 5 to 45% ferrite, wherein: the C concentration of the retained austenite (γ) is 0.6 to 1.2 mass%; the area ratio (V_a) of ferrite and the frequency ratio ($X_{KAM \leq 0.4^\circ}$) when the KAM value is 0.4° or lower relative to the entire frequency in a KAM value frequency distribution curve satisfy the relationship of $X_{KAM \leq 0.4^\circ}/V_a \geq 0.8$; and the number of cementite particles having a circle equivalent diameter of 0.1 μm or more and present at the surface boundary of the ferrite and a hard second phase is three or less per 1 μm^2 of the hard second phase. As a consequence, the high-strength steel sheet exhibits strength of 980 MPa or more and exerts excellent deep drawability.

(57) 要約: 本発明の高強度鋼材は、C: 0.02~0.3%、Si: 1~3%、Mn: 1.8~3%、P: 0.1%以下、S: 0.01%以下、Al: 0.001~0.1%、N: 0.002~0.03%を含み、残部が鉄および不純物からなる成分組成を有し、全組織に対する面積率で、ベイニティック・フェライト: 45~85%、残留 γ : 3%以上、マルテンサイト+前記残留 γ : 10~50%、フェライト: 5~45%を含む組織を有し、前記残留 γ のC濃度が0.6~1.2質量%であり、KAM値の頻度分布曲線において、全頻度に対する該KAM値が 0.4° 以下の頻度の比率 $X_{KAM \leq 0.4^\circ}$ と、フェライトの面積率 V_a との関係が、 $X_{KAM \leq 0.4^\circ}/V_a \geq 0.8$ を満たし、かつ、前記フェライトと硬質第2相との界面に存在する円相当直径0.1 μm 以上のセメンタイト粒子が、前記硬質第2相 1 μm^2 当たり3個以下であるため、980 MPa級以上の強度を確保しつつ深絞り性に優れる。

WO 2012/118081 A1

明 細 書

発明の名称：

温間での深絞り性に優れた高強度鋼板およびその温間加工方法

技術分野

[0001] 本発明は、温間での深絞り性に優れた高強度鋼板およびその温間加工方法に関する。なお、本発明の高強度鋼板としては、冷延鋼板、溶融亜鉛めっき鋼板、および、合金化溶融亜鉛めっき鋼板が含まれる。

背景技術

[0002] 自動車用骨格部品に供される薄鋼板は衝突安全性と燃費改善を実現するため、高強度化が求められている。そのため、鋼板強度を 980MPa 級以上に高強度化しつつも、プレス成形性を確保することが要求されている。980MPa 級以上の高強度鋼板において、高強度化と成形性確保を両立させるには TRIP 効果を活用した鋼を用いることが有効であることが知られている（例えば、特許文献 1 参照）。

[0003] 上記特許文献 1 には、ベイナイトまたはベイニティック・フェライトを主相とし、残留オーステナイト（ γ_R ）を面積率で 3% 以上含有する高強度鋼板が開示されている。しかしながら、この高強度鋼板は、室温での引張強度 980MPa 以上で伸びが 20% に達しておらず、さらなる機械的特性（以下、単に「特性」ともいう。）の改善が求められる。

[0004] 一方、TRIP 鋼板は、短軸引張の伸びで代表される延性以上に、深絞り性で特に優位性を持つことが知られている（例えば、非特許文献 1、特許文献 2 参照）。すなわち、一般に鋼板の深絞り性は r 値が支配すると考えられているが、TRIP 鋼板の場合には深絞りの縦壁部は TRIP 効果発現により延性が改善される一方、縮フランジ部は逆に TRIP 現象が抑制されることで硬化されにくく、材料の流入が容易になり深絞り性が改善することが知られている。

[0005] しかしながら、上記知見は 780MPa 級以下の TRIP 鋼板には適用で

きるものの、980MPa級以上のTRIP鋼板にはそのまま適用できない。

[0006] そのため、自動車部品において最も重要な成形性の指標のひとつである深絞り性の改善は、980MPa級以上の超高強度鋼板を用いる際の重要なポイントとなる。

[0007] 一方、冷間での成形ではTRIP鋼板でも成形性に限界があることから、成形温度を高めることで成形性をさらに改善できることが見出されている。具体的には、延性が高まる150℃付近で成形することで、パンチ肩部でのひずみ誘起マルテンサイト変態による硬化を促進することにより、限界絞り比(LDR)を2.28まで改善できることが見出されている(非特許文献2参照)。

[0008] しかしながら、上記非特許文献2に開示されている鋼板は、同文献のTable 1に示すように引張強度(TS)が980MPa未満であり、さらなる高強度化と一層の成形性改善の両立が求められる。

先行技術文献

特許文献

[0009] 特許文献1：日本国特開2003-193193号公報

特許文献2：WO95/29268号パンフレット

特許文献3：日本国特開2004-190050号公報

非特許文献

[0010] 非特許文献1：高橋学，「自動車用高強度鋼板の開発」，新日鉄技報，2003年，第378号，p. 2-6

非特許文献2：長坂明彦，杉本公一，小林光征，橋本俊一，「TRIP型複合組織鋼の深絞り性に及ぼす温間成形の影響」，鉄と鋼，1999年，第85巻，第7号，p. 52-57

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0011] 本発明は上記事情に着目してなされたものであり、その目的は、980MPa級以上の強度を確保しつつ温間における深絞り性に優れた高強度鋼板およびその温間加工方法を提供することにある。

課題を解決するための手段

[0012] 請求項1に記載の発明は、

質量%で（以下、化学成分について同じ。）

C : 0.02～0.3%、

Si : 1.0～3.0%、

Mn : 1.8～3.0%、

P : 0.1%以下（0%を含む）、

S : 0.01%以下（0%を含む）、

Al : 0.001～0.1%、

N : 0.002～0.03%

を含み、残部が鉄および不純物からなる成分組成を有し、

全組織に対する面積率で（以下、組織について同じ。）

ベイニティック・フェライト：45～85%、

残留オーステナイト：3%以上、

マルテンサイト+前記残留オーステナイト：10～50%、

フェライト：5～45%

の各相を含む組織を有し、

前記残留オーステナイトのC濃度（ $C_{\gamma R}$ ）が0.6～1.2質量%であり

、

Kernel Average Misorientation値（以下、「KAM値」と略称する。）の頻度分布曲線において、全頻度に対する、該KAM値が 0.4° 以下の頻度の比率 $X_{KAM \leq 0.4^\circ}$ （単位：%）と、フェライトの面積率 V_α （単位：%）との関係が、 $X_{KAM \leq 0.4^\circ} / V_\alpha \geq 0.8$ を満たし、かつ、

前記フェライトと該フェライト以外の相（以下、「硬質第2相」と総称す

る。)との界面に存在する、円相当直径 $0.1\mu\text{m}$ 以上のセメントイト粒子が、前記硬質第2相 $1\mu\text{m}^2$ 当たり3個以下であることを特徴とする温間での深絞り性に優れた高強度鋼板である。

[0013] 請求項2に記載の発明は、

成分組成が、さらに、

C r : 0.01~3.0%

M o : 0.01~1.0%、

C u : 0.01~2.0%、

N i : 0.01~2.0%、

B : 0.00001~0.01%の1種または2種以上

を含むものである請求項1に記載の温間での深絞り性に優れた高強度鋼板である。

[0014] 請求項3に記載の発明は、

成分組成が、さらに、

C a : 0.0005~0.01%、

M g : 0.0005~0.01%、

R E M : 0.0001~0.01%の1種または2種以上

を含むものである請求項1または2に記載の温間での深絞り性に優れた高強度鋼板である。

[0015] 請求項4に記載の発明は、

請求項1~3のいずれか1項に記載の高強度鋼板を、 $100\sim 400^{\circ}\text{C}$ に加熱後、 3600 s 以内に加工することを特徴とする高強度鋼板の温間加工方法である。

発明の効果

[0016] 本発明によれば、全組織に対する面積率で、ベイニティック・フェライト： $45\sim 85\%$ 、残留オーステナイト： 3% 以上、マルテンサイト+前記残留オーステナイト： $10\sim 50\%$ 、フェライト： $5\sim 45\%$ を含む組織を有し、前記残留オーステナイトのC濃度 ($C_{\gamma R}$) が $0.6\sim 1.2$ 質量%であ

り、KAM値の頻度分布曲線において、全頻度に対する、該KAM値が 0.4° 以下の頻度の比率 $X_{KAM \leq 0.4^\circ}$ （単位：％）と、フェライトの面積率 V_α （単位：％）との関係が、 $X_{KAM \leq 0.4^\circ} / V_\alpha \geq 0.8$ を満たし、かつ、前記フェライトと該フェライト以外の硬質第2相との界面に存在する、円相当直径 $0.1 \mu m$ 以上のセメンタイト粒子が、前記硬質第2相 $1 \mu m^2$ 当たり3個以下であることを満足するものとする。ことで、980MPa級以上の強度を確保しつつ、温間における深絞り性に優れた高強度鋼板、およびその温間加工方法を提供できるようになった。

発明を実施するための形態

[0017] 上述したように、本発明者らは、上記従来技術と同様の、転位密度の高い下部組織（マトリックス）を有するベイニティック・フェライトと残留オーステナイト（ γ_R ）を含有するTRIP鋼板に着目し、強度を確保しつつ、深絞り性を一層向上させるべく、さらに検討を重ねてきた。

[0018] その結果、深絞りを行う際には、パンチ肩部近傍で強度が高まりつつ、縮みフランジ部では強度が低いほうが好ましい。深絞り時のパンチ肩部近傍および縮みフランジ部でのひずみの変化挙動を見ると、パンチ肩部近傍では材料の流動が小さいためひずみ速度が小さいが、縮みフランジ部では逆に材料の流動が大きくひずみ速度が大きい。そのため、低ひずみ速度域では強度が高くなり、高ひずみ速度域では強度が低くなるような、強度のひずみ速度依存性が大きい材料を用い、そのひずみ速度依存性が最も大きくなる温度領域で成形することが深絞り性を向上させるのに有効となることを見出した。

[0019] すなわち、強度のひずみ速度依存性を高めるには、TRIP鋼を用いて、低ひずみ速度域ではひずみ誘起変態を促進させる一方、高ひずみ速度域ではTRIP鋼のひずみ誘起変態を抑制しつつ、マトリックス(母相)の強度を低くすることが有効なことがわかった。

[0020] 具体的には、高強度化と高延性化の両立を実現するために面積率で5～45％のフェライトを導入しつつ、KAM値が 0.4° 以下の領域の比率 $X_{KAM \leq 0.4^\circ}$ （単位：％）と、フェライト面積率 V_α （単位：％）との関係が、 $X_{KAM \leq 0.4^\circ} / V_\alpha \geq 0.8$ を満たし、かつ、前記フェライトと該フェライト以外の硬質第2相との界面に存在する、円相当直径 $0.1 \mu m$ 以上のセメンタイト粒子が、前記硬質第2相 $1 \mu m^2$ 当たり3個以下であることを満足するものとする。ことで、980MPa級以上の強度を確保しつつ、温間における深絞り性に優れた高強度鋼板、およびその温間加工方法を提供できるようになった。

$M \leq 0.4\%$ 、 $V_{\alpha} \geq 0.8\%$ を満たすようにすることで、マトリックス（母相）の強度を低くし、残留オーステナイト（ γ_R ）の面積率を3%以上、該 γ_R 中のC濃度（ C_{γ_R} ）を0.6～1.2質量%とすることで、低ひずみ速度域でのTRIP現象（ひずみ誘起変態）を促進して加工硬化を促し強度向上を図ることにより、パンチ肩部と縮フランジ部との間に強度差を付与することによって、深絞り性が高められることを見出した。

[0021] さらに、2相域加熱（後述）で上記のような組織をつくり込む際に、粗大なセメンタイトが溶解せずに残存し、 γ_R の面積率の低下や、破壊の起点として作用することで局部伸びの低下をもたらし、特性を劣化させる。そのため、粗大なセメンタイトをなくすことでさらなる特性改善が図れる。具体的には、フェライトと硬質第2相との界面に存在する、円相当直径0.1 μm 以上のセメンタイト粒子を、前記硬質第2相1 μm^2 当たり3個以下とすればよいことを見出した。

[0022] そして、上記知見に基づいてさらに検討を進め、本発明を完成するに至った。

[0023] 以下、まず本発明鋼板を特徴づける組織について説明する。

[0024] [本発明鋼板の組織]

上述したとおり、本発明鋼板は、上記従来技術と同じくTRIP鋼の組織をベースとするものであるが、特に、フェライトを所定量含有したうえで、該フェライト中のひずみ量が制御されているとともに、所定の炭素濃度の γ_R を所定量含有し、さらに、フェライトと硬質第2相との界面に析出したセメンタイト粒子の存在密度が制御されている点で、上記従来技術と相違している。

[0025] <ベイニティック・フェライト：45～85%>

本発明における「ベイニティック・フェライト」とは、ベイナイト組織が転位密度の高いラス状組織を持った下部組織を有しており、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、転位密度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、あるいは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いる（日本鉄鋼協会基礎研究会 発行「鋼のベイナイト写真集－１」参照）。この組織は、光学顕微鏡観察やSEM観察するとアシキュラー状を呈しており、区別が困難であるため、ベイナイト組織やポリゴナル・フェライト組織等との明確な違いを判定するには、TEM観察による下部組織の同定が必要である。

[0026] このように本発明鋼板の組織は、均一微細で延性に富み、かつ、転位密度が高く強度が高いベイニティック・フェライトを母相とすることで強度と成形性のバランスを高めることができる。

[0027] 本発明鋼板では、上記ベイニティック・フェライト組織の量は、全組織に対して面積率で45～85%（好ましくは55～85%、より好ましくは65～85%）であることが必要である。これにより、上記ベイニティック・フェライト組織による効果が有効に発揮されるからである。なお、上記ベイニティック・フェライト組織の量は、 γ_R とのバランスによって定められるものであり、所望の特性を発揮し得るよう、適切に制御することが推奨される。

[0028] ＜残留オーステナイト（ γ_R ）を全組織に対して面積率で3%以上含有＞

γ_R は全伸びの向上に有用であり、このような作用を有効に発揮させるためには、全組織に対して面積率で3%以上（好ましくは5%以上、より好ましくは10%以上）存在することが必要である。

[0029] ＜マルテンサイト＋上記残留オーステナイト（ γ_R ）：10～50%＞

強度確保のため、組織中にマルテンサイトを一部導入するが、マルテンサイトの量が多くなりすぎると成形性が確保できなくなるので、全組織に対してマルテンサイト＋ γ_R の合計面積率で10%以上（好ましくは12%以上、より好ましくは16%以上）50%以下に制限した。

[0030] ＜フェライト：5～45%＞

ここでいうフェライトとはポリゴナル・フェライトのことであるが、フェライトは軟質相であるため、高強度化には寄与しないが、延性を高めるのに

は有効であることから、強度と伸びのバランスを高めるため、強度が保証できる面積率5%以上（好ましくは10%以上、より好ましくは15%以上）45%以下（好ましくは40%以下、より好ましくは35%以下）の範囲で導入する。

[0031] <残留オーステナイト (γ_R) のC濃度 (C_{γ_R}) : 0.6~1.2質量%>

C_{γ_R} は、加工時に γ_R がマルテンサイトに変態する安定度に影響する指標である。 C_{γ_R} が低すぎると、 γ_R が不安定なため、応力付与後、塑性変形する前に加工誘起マルテンサイト変態が起るため、張り出し成形性が得られなくなる。一方、 C_{γ_R} が高すぎると、 γ_R が安定になりすぎて、加工を加えても加工誘起マルテンサイト変態が起らないため、やはり張り出し成形性が得られなくなる。十分な張り出し成形性を得るためには、 C_{γ_R} は0.6~1.2質量%とする必要がある。好ましくは0.7~0.9質量%である。

[0032] <KAM値0.4°以下の比率 $X_{KAM \leq 0.4^\circ}$ と、フェライト面積率 V_α との関係： $X_{KAM \leq 0.4^\circ} / V_\alpha \geq 0.8$ >

フェライト中のひずみ量は伸びに大きな影響を及ぼし、フェライト面積率が一定の場合、該ひずみ量が大きければ伸びが低下する。このため、フェライト中のひずみ量を評価する指標として、 $X_{KAM \leq 0.4^\circ} / V_\alpha$ を採用した（日本国特開2010-255090号公報の段落[0032]~[0036]参照）。この指標は、その値が高いほど、KAM値が低くひずみの少ない軟質なフェライトが多いことを意味しており、 γ_R を除いたマトリックスの軟質の度合い、すなわち変形能の高さを示す指標となる。フェライト中のひずみ量をできるだけ小さくしてフェライトの導入量を少なくすることで、強度の低下度合いを小さくしつつ伸びを確保するため、 $X_{KAM \leq 0.4^\circ} / V_\alpha$ は0.8以上（好ましくは0.9以上、さらに好ましくは1.1以上）とする。

[0033] <前記フェライトと界面を接する硬質第2相中に存在する、円相当直径0.1 μm 以上のセメンタイト粒子：該硬質第2相1 μm^2 当たり3個以下>

本規定は、2相域加熱の際に溶解せずに残存したセメンタイト粒子の存在形態を規定するものであり、粗大なセメンタイト粒子の存在密度が高いと、

γ_R の形成に寄与しうる炭素量が減少するため、伸びが低下する。また、破壊の起点として作用することで、より小さなひずみで破壊が起るようになるため、深絞り性が劣化する。深絞り性を確保するためには、円相当直径0.1 μm 以上の粗大なセメンタイト粒子は、硬質第2相1 μm^2 当たり3個以下、好ましくは2.5個以下、さらに好ましくは2個以下に制限する。

[0034] <その他：ベイナイト（0%を含む）>

本発明の鋼板は、上記組織のみ（ベイニティック・フェライト、マルテンサイト、フェライトならびに γ_R の混合組織）からなっているもよいが、本発明の作用を損なわない範囲で、他の異種組織として、ベイナイトを有しているもよい。この組織は本発明鋼板の製造過程で必然的に残存し得るものであるが、少なければ少ない程よく、全組織に対して面積率で5%以下、より好ましくは3%以下に制御することが推奨される。

[0035] [各相の面積率、 γ_R のC濃度 (C_{γ_R})、KAM値、ならびに、セメンタイト粒子のサイズおよびその存在密度の各測定方法]

ここで、各相の面積率、 γ_R のC濃度 (C_{γ_R})、KAM値、ならびに、セメンタイト粒子のサイズおよびその存在密度の各測定方法について説明する。

[0036] 鋼板中組織の各相の面積率については、鋼板をレペラー腐食し、透過型電子顕微鏡（TEM；倍率1500倍）観察により、例えば白い領域を「マルテンサイト+残留オーステナイト（ γ_R ）」と定義して組織を同定した後、光学顕微鏡観察（倍率1000倍）により各相の面積率を測定した。

[0037] なお、 γ_R の面積率および γ_R のC濃度 (C_{γ_R}) については、各供試鋼板の1/4の厚さまで研削した後、化学研磨してからX線回折法により測定した（*ISIJ Int.* Vol. 33, (1993), No. 7, p. 776）。また、フェライトの面積率については、各供試鋼板をナイトール腐食し、走査型電子顕微鏡（SEM；倍率2000倍）観察により、黒い領域をフェライトと同定して面積率を求めた。

[0038] KAM値については、各供試鋼板を鏡面研磨し、さらに電解研磨した後、走査型電子顕微鏡（Philips社製XL30S-FEG）にて、1st

e p 0.2 μm で500 μm ×500 μm の領域の電子線後方散乱回折像を測定し、それを解析ソフト（テクセムラボラトリーズ社製OIMシステム）を用いて、各測定点におけるKAM値を求めた。

[0039] セメント粒子のサイズおよびその存在密度については、各供試鋼板の抽出レプリカサンプルを作成し、2.4 μm ×1.6 μm の領域3視野について倍率50000倍の透過型電子顕微鏡（TEM）像を観察し、画像のコントラストから白い部分をセメント粒子と判別してマーキングし、画像解析ソフトにて、前記マーキングした各セメント粒子の面積Aから円相当直径D（ $D = 2 \times (A / \pi)^{1/2}$ ）を算出するとともに、単位面積あたりに存在する所定のサイズのセメント粒子の個数を求めた。なお、複数のセメント粒子が重なり合う部分は観察対象から除外した。

[0040] 次に、本発明鋼板を構成する成分組成について説明する。以下、化学成分の単位はすべて質量%である。

[0041] [本発明鋼板の成分組成]

C : 0.02～0.3%

Cは、高強度を確保しつつ、所望の主要組織（ベイニティック・フェライト+マルテンサイト+ γ_R ）を得るために必須の元素であり、このような作用を有効に発揮させるためには0.02%以上（好ましくは0.05%以上、より好ましくは0.10%以上）添加する必要がある。ただし、0.3%超では溶接に適さない。

[0042] Si : 1.0～3.0%

Siは、 γ_R が分解して炭化物が生成するのを有効に抑制する元素である。特にSiは、固溶強化元素としても有用である。このような作用を有効に発揮させるためには、Siを1.0%以上添加する必要がある。好ましくは1.1%以上、より好ましくは1.2%以上である。ただし、Siを3.0%を超えて添加すると、2相域加熱時におけるセメントの溶解を妨げ、円相当直径0.1 μm 以上の粗大なセメント粒子の存在密度が上昇し特性が劣化するとともに、ベイニティック・フェライト+マルテンサイト組織の

生成が阻害される他、熱間変形抵抗が高くなって溶接部の脆化を起こしやすくなり、さらには鋼板の表面性状にも悪影響を及ぼすので、その上限を3.0%とする。好ましくは2.5%以下、より好ましくは2.0%以下である。

[0043] Mn : 1.8~3.0%

Mnは、固溶強化元素として有効に作用する他、変態を促進してベイニティック・フェライト+マルテンサイト組織の生成を促進する作用も発揮する。さらには γ を安定化し、所望の γ_R を得るために必要な元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、1.8%以上添加することが必要である。好ましくは1.9%以上、より好ましくは2.0%以上である。ただし、3.0%を超えて添加すると、上記Mnと同様に2相域加熱時におけるセメンタイトの溶解を妨げ、円相当直径0.1 μ m以上の粗大なセメンタイト粒子の存在密度が上昇し特性が劣化するとともに、鑄片割れが生じる等の悪影響が見られる。好ましくは2.8%以下、より好ましくは2.5%以下である。

[0044] P : 0.1%以下 (0%を含む)

Pは不純物元素として不可避免的に存在するが、所望の γ_R を確保するために添加してもよい元素である。ただし、0.1%を超えて添加すると二次加工性が劣化する。より好ましくは0.03%以下である。

[0045] S : 0.01%以下 (0%を含む)

Sも不純物元素として不可避免的に存在し、MnS等の硫化物系介在物を形成し、割れの起点となって加工性を劣化させる元素である。好ましくは0.01%以下、より好ましくは0.005%以下である。

[0046] Al : 0.001~0.1%

Alは、脱酸剤として添加されるとともに、上記Siと相俟って、 γ_R が分解して炭化物が生成するのを有効に抑制する元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、Alを0.001%以上添加する必要がある。ただし、過剰に添加しても効果が飽和し経済的に無駄であるので、その上限

を0.1%とする。

[0047] N : 0.002~0.03%

Nは、不可避免的に存在する元素であるが、AlやNbなどの炭窒化物形成元素と結びつくことで析出物を形成し、強度向上や組織の微細化に寄与する。N含有量が少なすぎるとオーステナイト粒が粗大化し、その結果、伸長したラス状組織が主体になるため γ_R のアスペクト比が大きくなる。一方、N含有量が多すぎると、本発明の材料のような低炭素鋼では鑄造が困難になるため、製造自体ができなくなる。

[0048] 本発明の鋼は上記成分を基本的に含有し、残部が実質的に鉄および不可避免的不純物であるが、その他、本発明の作用を損なわない範囲で、以下の許容成分を添加することができる。

[0049] Cr : 0.01~3.0%

Mo : 0.01~1.0%、

Cu : 0.01~2.0%、

Ni : 0.01~2.0%、

B : 0.00001~0.01%の1種または2種以上

これらの元素は、鋼の強化元素として有用であるとともに、 γ_R の安定化や所定量の確保に有効な元素である。このような作用を有効に発揮させるためには、Mo : 0.01%以上（より好ましくは0.02%以上）、Cu : 0.01%以上（より好ましくは0.1%以上）、Ni : 0.01%以上（より好ましくは0.1%以上）、B : 0.00001%以上（より好ましくは0.0002%以上）を、それぞれ添加することが推奨される。ただし、Crは3.0%、Moは1.0%、CuおよびNiはそれぞれ2.0%、Bは0.01%を超えて添加しても上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄である。より好ましくはCr : 2.0%以下、Mo : 0.8%以下、Cu : 1.0%以下、Ni : 1.0%以下、B : 0.0030%以下である。

[0050] Ca : 0.0005~0.01%、

Mg : 0.0005~0.01%、

REM : 0.0001 ~ 0.01%の1種または2種以上

これらの元素は、鋼中硫化物の形態を制御し、加工性向上に有効な元素である。ここで、本発明に用いられるREM（希土類元素）としては、Sc、Y、ランタノイド等が挙げられる。上記作用を有効に発揮させるためには、CaおよびMgはそれぞれ0.0005%以上（より好ましくは0.0001%以上）、REMは0.0001%以上（より好ましくは0.0002%以上）添加することが推奨される。ただし、CaおよびMgはそれぞれ0.01%、REMは0.01%を超えて添加しても上記効果が飽和してしまい、経済的に無駄である。より好ましくはCaおよびMgは0.003%以下、REMは0.006%以下である。

[0051] 〔温間加工方法〕

上記本発明鋼板は、100~400℃の間の適正な温度に加熱した後、3600s以内（より好ましくは1200s以内）に加工するのが特に推奨される。

[0052] γ_R の安定度が最適になる温度条件下で、 γ_R の分解が起る前に加工することにより、伸びおよび深絞り性を最大化させることができる。

[0053] この温間加工方法で加工された部品は、その断面内で冷却後の強度が均一化され、同一断面内における強度分布が大きい部品に比べて低強度の部分が少なくなるので、部品強度を高めることができる。

[0054] すなわち、 γ_R を含む鋼板は一般に低降伏比であり、かつ、低ひずみ域での加工硬化率が高い。そのため、付与するひずみ量が小さい領域での、ひずみ付与後の強度、特に降伏応力のひずみ量依存性が非常に大きくなる。プレス加工により部品を成形する場合、部位により加わるひずみ量が異なり、部分的には殆どひずみが加わらないような領域も存在する。このため、部品内において加工の加わる領域と加工の加わらない領域とで大きな強度差が生じ、部品内に強度分布が形成されることがある。このような強度分布が存在する場合、強度の低い領域が降伏することで変形や座屈が起こるため、部品強度としては最も強度の低い部分が律速することとなる。

[0055] γ_R を含む鋼で降伏応力が低い原因は、 γ_R を導入する際に、同時に形成されるマルテンサイトが、変態時に周囲の母相中に可動転位を導入するためと考えられる。したがって、加工量の少ない領域でもこの転位の移動を防止すれば、降伏応力が向上でき、部品強度を高められる。可動転位の移動を抑制するには、素材を加熱して可動転位をなくしたり、固溶炭素などのひずみ時効で止めたりすることが有効であり、そうすることで降伏応力を高めることができる。

[0056] そのため、 γ_R を含む鋼板を100～400℃の間の適正温度に加熱してプレス成形（温間加工）すると、ひずみの小さい部分でも降伏強度が高くなって、部品中の強度分布が小さくなることで部品強度を向上させることができることとなる。

[0057] 次に、上記本発明鋼板を得るための好ましい製造方法を以下に説明する。

[0058] [本発明鋼板の好ましい製造方法]

本発明鋼板は、上記成分組成を満足する鋼材を、熱間圧延し、ついで冷間圧延した後、熱処理を行って製造する。

[0059] [熱間圧延条件]

熱間圧延条件は特に限定されるものではないが、例えば熱間圧延の仕上げ温度（圧延終了温度、FDT）を800～900℃、巻取り温度を300～600℃としてもよい。

[0060] [冷間圧延条件]

また、冷間圧延の際の冷延率は10～90%（より好ましくは30～60%）としつつ、以下の熱処理条件にて熱処理を施す。

[0061] [熱処理条件]

熱処理条件については、加熱中に α 単相域の高温域に所定時間滞在させてフェライト中のひずみを開放した後、 $(\gamma + \alpha)$ 2相域で均熱して一定量をオーステナイト化し、所定の冷却速度で急冷して過冷した後、その過冷温度で所定時間保持してオーステンパ処理することで所望の組織を得ることができる。なお、所望の組織を著しく分解させることなく、本発明の作用を損な

わない範囲で、めっき、さらには合金化処理してもよい。

[0062] 具体的には、上記冷間圧延後の冷延材を、 $600 \sim A_c1$ の温度域を($A_c1 - 600$) s以上の滞在時間で昇温し、($0.5 A_c1 + 0.5 A_c3$) $\sim$ ($0.1 A_c1 + 0.9 A_c3$)の温度域(均熱温度)で3600 s以下の時間保持した後、 $15^\circ\text{C}/\text{s}$ 超の平均冷却速度で、 $350 \sim 500^\circ\text{C}$ の温度域まで急冷して過冷し、この急冷停止温度(過冷温度)で10 $\sim$ 1800 sの時間保持してオーステンパ処理した後、常温まで冷却する。あるいは、均熱温度で保持した後、 $10^\circ\text{C}/\text{s}$ 以下の平均冷却速度で 600°C 以上の適正温度まで徐冷する工程を加えて、その後 $15^\circ\text{C}/\text{s}$ 超の平均冷却速度で $350 \sim 500^\circ\text{C}$ の温度域まで急冷するようにしてもよい。また、過冷温度での保持後、 $500 \sim 600^\circ\text{C}$ の温度域まで再加熱し、1 $\sim$ 100秒保持してから常温まで冷却してもよい。

[0063] $<600 \sim A_c1^\circ\text{C}$ の温度域を($A_c1 - 600$) s以上の滞在時間で昇温 $>$

逆変態前に高温域に長時間滞在させることでフェライトの回復・再結晶を促進させ、フェライト中のひずみを開放させるためである。 $600 \sim A_c1^\circ\text{C}$ の温度域を200 s以上の滞在時間で昇温することが好ましく、1000 s以上の滞在時間で昇温することがさらに好ましい。

[0064] $<(0.5 A_c1 + 0.5 A_c3) \sim (0.1 A_c1 + 0.9 A_c3)$ の温度域(均熱温度)で3600 s以下の時間保持 $>$

均熱時に面積率で45 $\sim$ 85%の領域をオーステナイトに変態させることにより、その後の冷却時に十分な量の硬質第2相を変態生成させるためである。

[0065] また、焼鈍保持時間が3600 sを超えると、生産性が極端に悪化するので好ましくない。

[0066] 焼鈍加熱保持時間の好ましい下限は60 sである。加熱時間を長時間化することでさらにフェライト中のひずみを除去したり、粗大セメンタイトの溶解を促進することができる。

[0067] <1 0℃/s 以下の平均冷却速度で6 0 0℃以上の適正温度まで徐冷>
フェライトの面積率を調整するためである。

[0068] <その後1 5℃/s 超の平均冷却速度で、3 5 0～5 0 0℃の温度域まで急冷して過冷し、この急冷停止温度（過冷温度）で1 0～1 8 0 0 s の時間保持>

オーステンパ処理することで所望の組織を得るためである。

実施例

[0069] 本発明の効果を確証するため、成分組成および熱処理条件を変化させた場合における高強度鋼板の室温および温間における機械的特性の影響について調査した。下記表1 に示す各成分組成からなる供試鋼を真空溶製し、板厚3 0 mmのスラブとした後、当該スラブを1 2 0 0℃に加熱し、圧延終了温度（FDT）9 0 0℃、巻取り温度6 5 0℃で板厚2. 4 mmに熱間圧延し、その後、冷延率5 0%で冷間圧延して板厚1. 2 mmの冷延材とし、下記表2 に示す熱処理を施した。具体的には、上記冷延材を、6 0 0℃から均熱温度 T_1 ℃までを HR_1 ℃/s の昇温速度で加熱し、その温度で t_1 秒保持した後、 CR_1 ℃/s の冷却速度で冷速変更温度 T_2 ℃まで冷却し、その後 CR_2 ℃/s の冷却速度で冷却停止温度（過冷温度） T_3 ℃まで冷却し、その温度で t_3 秒保持した後、空冷するか、もしくは、冷却停止温度（過冷温度） T_3 ℃で t_3 秒保持した後、さらに保持温度 T_4 ℃で t_4 秒保持したのち、空冷した。

[0070] このようにして得られた鋼板について、上記「発明を実施するための形態」の項で説明した測定方法により、各相の面積率、 γ_R のC濃度（ C_{γ_R} ）、KAM値、ならびに、セメントナイト粒子のサイズおよびその存在密度を測定した。

[0071] また、上記鋼板について、冷間および温間での機械的特性を評価するため、下記要領で、室温にて引張強度（TS）を、温間にて低ひずみ速度域および高ひずみ速度域での引張強度（TS）ならびに深絞り性〔限界絞り比（LDR）〕を、それぞれ測定した。

[0072] TSは、引張試験によりJIS 5号試験片を用いて測定した。なお、室温での引張試験はひずみ速度1 mm/sで行い、温間での引張試験は、所定温度に加熱後直ちに（すなわち3600 s以内に）、低ひずみ速度域（下記表3中では「低速」と略記）に相当するひずみ速度10 mm/sおよび高ひずみ速度域（下記表3中では「高速」と略記）に相当するひずみ速度1000 mm/sの2水準でそれぞれ行った。また、温間でのLDRは、ダイ径：53.4 mm、パンチ径：50.0 mm、肩R：8 mmの円筒金型を用いて、しわ抑え圧9.8 kNにて径80～140 mm試験片を所定温度に加熱後直ちに（すなわち3600 s以内に）深絞り成形して測定した。

[0073] これらの結果を表3および表4に示す。

[0074]

[表1]

鋼種 記号	成分 (質量%)										変態温度 (°C)	
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	その他	Ac1	Ac3		
A	0.18	1.50	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	—	745	850		
B	0.18	1.50	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010	745	850		
C	0.18	1.50	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Mg:0.010	745	850		
Da	0.01a	1.50	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010	745	916		
Fa	0.18	0.25a	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010	709	794		
la	0.18	4.00a	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010	818	962		
Ja	0.18	1.50	0.80a	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010	758	886		
Ma	0.18	1.50	4.00a	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010	724	790		
N	0.18	1.50	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Cr:0.15, Ca:0.010	745	848		
O	0.18	1.50	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Mo:0.20, Ca:0.010	749	856		
P	0.18	1.50	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Cu:0.50, Ca:0.010	745	840		
Q	0.18	1.50	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ni:0.40, Ca:0.010	745	844		
R	0.18	1.50	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	B :0.0010, Ca:0.010	745	855		
S	0.18	2.50	2.80	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010, Ti:0.013	766	871		
U	0.22	1.50	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010	736	841		
V	0.12	2.00	2.50	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010	754	873		

(添字 a : 本発明の範囲外)

[表2]

熱処理 No.	鋼種 記号	0.5Ac1 +0.5Ac3 (°C)	0.1Ac1 +0.9Ac3 (°C)	加熱条件				冷却条件			保持条件			
				600°C→T1 昇温速度 HR1 (°C/s)	600°C→T1 滞在時間 (s)	均熱 温度 T1 (°C)	均熱 時間 t1 (s)	冷却 速度 CR1 (°C/s)	冷速變更 温度 T2 (°C)	冷却 速度 CR2 (°C/s)	過冷 温度 T3 (°C)	保持 時間 t3 (s)	保持 温度 T4 (s)	保持 時間 t4 (s)
1	A	798	839	0.5	291	820	120	-	-	40	400	60	520	15
2	B	798	839	0.5	291	820	120	-	-	40	400	60	520	15
3	C	798	839	0.5	291	820	120	-	-	40	400	60	520	15
4	Da	831	899	0.5	291	860	120	-	-	40	400	60	520	15
5	Fa	751	786	0.5	218	760	120	-	-	40	400	60	520	15
6	la	890	947	0.5	436	920	120	-	-	40	400	60	520	15
7	Ja	822	873	0.5	316	840	120	-	-	40	400	60	520	15
8	Ma	757	783	0.5	248	780	120	-	-	40	400	60	520	15
9	N	797	838	0.5	291	820	120	-	-	40	400	60	520	15
10	O	802	845	0.5	297	820	120	-	-	40	400	60	520	15
11	P	793	830	0.5	291	820	120	-	-	40	400	60	520	15
12	Q	795	834	0.5	291	820	120	-	-	40	400	60	520	15
13	R	800	844	0.5	290	820	120	-	-	40	400	60	520	15
14	S	818	860	0.5	332	840	120	-	-	40	400	60	520	15
15	U	788	830	0.5	272	800	120	-	-	40	400	60	520	15
16	V	814	861	0.5	309	840	120	-	-	40	400	60	520	15
17b	B	798	839	5.0	29b	820	120	-	-	40	400	60	520	15
18b	B	798	839	0.5	291	760b	120	-	-	40	400	60	520	15
19b	B	798	839	0.5	291	820	120	-	-	5b	400	60	520	15
20b	B	798	839	0.5	291	820	120	-	-	40	200b	60	520	15
21	B	798	839	0.5	291	820	120	-	-	40	400	60	-	-
22b	B	798	839	0.5	291	820	120	-	-	40	550b	60	-	-
23b	B	798	839	0.5	291	820	120	-	-	40	400	3600b	520	15
24	B	798	839	0.5	291	820	120	5	700	40	400	600	-	-
25b	B	798	839	0.5	291	820	120	5	500b	40	400	60	-	-
26	B	798	839	0.5	291	820	120	-	-	40	360	60	-	-
27	B	798	839	0.5	291	820	120	-	-	40	320	60	-	-

(添字 a = 本発明の範囲外、添字 b = 推奨範囲外)

[0076]

[表3]

鋼 No.	鋼種 記号	熱処理 No.	組織					機械的特性							判定			
			面積率 (%)					C γ_R (質量%)	$X_{Mn \leq 0.4} / V_\alpha$ (-)	0.1 μm 以上 θ 密度 (個/ μm^2)	室温特性					温間特性		
			BF	F	M+ γ_R	γ_R	その他				TS (MPa)	温度 (°C)	低速 TS (MPa)	高速 TS (MPa)		LDR (-)		
1	A	1	59.0	20.6	20.4	14.9	0.0	0.85	0.93	0.41	300	1002	1060	807	2.5	○		
2	B	2	61.5	20.3	18.2	14.1	0.0	0.85	0.94	0.47	300	1007	1069	817	2.5	○		
3	C	3	60.6	19.6	19.8	13.2	0.0	0.85	0.97	0.41	300	1016	1057	800	2.5	○		
4	Da	4	21.5	80.6a	0.0a	0.0a	0.0	-	0.91	0.00	300	608a	600	609	1.9a	×		
5	Fa	5	65.0	27.0	8.0a	1.0a	0.0	-	0.93	0.54	300	1011	1038	966	2.0a	×		
6	la	6	61.8	21.2	17.0	8.7	0.0	0.85	0.91	5.46a	300	1014	1032	915	2.1a	×		
7	Ja	7	28.4a	60.1a	11.5	1.8a	0.0	0.25a	1.09	0.58	300	790a	788	770	2.0a	×		
8	Ma	8	19.4a	11.5	69.1a	2.4a	0.0	0.55a	0.35a	17.9a	300	1418	1407	1403	1.8a	×		
9	N	9	58.4	18.5	23.1	16.8	0.0	0.85	0.93	0.48	300	1018	1058	806	2.5	○		
10	O	10	60.8	24.5	14.7	12.4	0.0	0.85	0.90	0.46	300	1004	1068	803	2.5	○		
11	P	11	61.7	15.5	22.8	16.5	0.0	0.85	0.98	0.54	300	1014	1064	802	2.5	○		
12	Q	12	59.6	17.8	22.6	16.6	0.0	0.85	1.07	0.48	300	1003	1058	810	2.5	○		
13	R	13	58.2	23.2	18.6	16.3	0.0	0.85	1.03	0.49	300	1005	1068	804	2.5	○		
14	S	14	51.8	21.3	26.9	15.7	0.0	0.85	1.00	0.44	300	1209	1052	811	2.5	○		
15	U	15	53.4	24.7	21.9	18.8	0.0	0.85	1.06	0.55	300	1000	1070	809	2.5	○		
16	V	16	61.0	22.7	16.3	9.3	0.0	0.85	0.93	0.54	300	1008	1061	859	2.5	○		

(添字 a = 本発明の範囲外、添字 b = 推奨範囲外、BF : ベーニティック・フェライト、F : フェライト、M : マルチサイト、 γ_R : 残留オーステナイト、P : パーライト、
○ : 室温での TS ≥ 980 MPa and 室温での LDR ≥ 2.5 、× : 左記○の条件を満たさない場合)

[0077] [表4]

(表3の続き)

鋼 No.	鋼種 記号	熱処理 No.	組織						機械的特性						判定	
			面積率 (%)				C γ _R (質量%)	X _{KM≤0.4°} /V _α (-)	0.1 μm以上 θ密度 (個/ μm ²)	室温特性			温間特性			
			BF	F	M+ γ _R	γ _R				その他	TS (MPa)	温度 (°C)	低速 TS (MPa)	高速 TS (MPa)		LDR (-)
17	B	17b	58.8	27.8	13.4	14.3	0.0	0.85	0.37a	0.41	1014	300	1057	962	2.4a	×
18	B	18b	20.2a	59.5a	20.3	1.7a	0.0	0.70	1.05	0.48	863a	300	868	842	2.0a	×
19	B	19b	34.5a	60.6a	4.9a	2.8a	0.0	0.45a	1.06	0.44	913a	300	924	919	2.1a	×
20	B	20b	28.7a	20.1	51.2a	1.3a	0.0	0.45a	1.02	0.47	1373	300	1364	1354	1.8a	×
21	B	21	58.1	20.8	21.1	14.9	0.0	0.75	1.03	0.52	1016	300	1056	805	2.5	○
22	B	22b	60.5	19.8	0.0a	0.0a	P:19.7	-	1.00	0.47	810a	300	1051	802	2.0a	×
23	B	23b	69.7	19.1	6.2a	2.0a	0.0	0.92	1.03	0.57	902a	300	1059	813	2.4a	×
24	B	24	49.5	30.4	20.1	14.0	0.0	0.85	1.07	0.47	982	300	1001	751	2.5	○
25	B	25b	25.8a	58.2a	6.0a	5.2	0.0	0.95	0.93	0.54	895a	300	1016	1008	2.1a	×
26	B	26	58.7	20.3	21.0	14.1	0.0	1.08	1.02	0.42	1008	300	1021	921	2.5	○
27	B	27	65.4	23.1	11.5	10.0	0.0	1.31a	1.02	0.42	1108	300	1100	1052	2.3a	×
28	B	2	61.5	20.3	18.2	14.1	0.0	0.85	0.94	0.47	1007	50b	1016	1008	2.1a	×
29	B	2	61.5	20.3	18.2	14.1	0.0	0.85	0.94	0.47	1007	500b	604	618	2.2a	×

(添字 a=本発明の範囲外、添字 b=推奨範囲外、BF:ベインティック・フェライト、F:フェライト、M:マルテンサイト、 γ_R :残留オーステナイト、P:パーライト、
○:室温での TS $\geq$ 980MPa and 室温での LDR $\geq$ 2.5、×:左記○の条件を満たさない場合)

[0078] これらの表に示すように、本発明鋼板である、鋼N o. 1～3、9～16、21、24はいずれも、本発明の成分組成の範囲を満足する鋼種を用い、推奨の熱処理条件で熱処理を施した結果、本発明の組織規定の要件を充足しており、温間成形時における強度（TS）のひずみ依存性が大きく、室温での980kPa以上の強度（TS）を確保しつつ、温間での深絞り性（LDR）に優れた高強度鋼板が得られた。

[0079] これに対し、比較鋼である、鋼N o. 4～8はいずれも、本発明で規定する成分組成の要件を満足しない鋼種を用いたため、推奨の熱処理条件で熱処理を施しているものの、本発明の組織規定の要件を充足せず、温間成形時における強度（TS）のひずみ依存性が小さく、温間での深絞り性（LDR）が劣っている。

[0080] また、別の比較鋼である、鋼N o. 17～20、22、23はいずれも、本発明の成分組成の範囲を満足する鋼種を用いたものの、推奨の熱処理条件を外れた条件で熱処理を施した結果、本発明の組織の要件を充足せず、やはり温間成形時における強度（TS）のひずみ依存性が小さく、温間での深絞り性（LDR）が劣っている。

[0081] また、鋼N o. 2、28、29は、温間加工温度の適正範囲を確認するために、同じ鋼種を用いてほぼ同じ熱処理条件で熱処理を施して作製した鋼板を、加熱温度を変えて温間特性の測定を行ったものである。これらのデータを比較することにより、鋼N o. 28、29はともに、推奨の温間加工温度範囲を外れた温度で加工したため、所望の深絞り性（LDR）が得られないのに対し、鋼N o. 2は、推奨の温間加工温度範囲内の温度で加工したため、所望の深絞り性（LDR）が得られることがわかる。

[0082] 本発明を詳細にまた特定の実施態様を参照して説明したが、本発明の精神と範囲を逸脱することなく様々な変更や修正を加えることができることは当業者にとって明らかである。

本出願は、2011年3月2日出願の日本特許出願（特願2011-045162）に基づくものであり、その内容はここに参照として取り込まれる

。

産業上の利用可能性

[0083] 本発明の高強度鋼材は、自動車用骨格部品に供される薄鋼板として好適である。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で（以下、化学成分について同じ。）

C : 0.02～0.3%、

Si : 1.0～3.0%、

Mn : 1.8～3.0%、

P : 0.1%以下（0%を含む）、

S : 0.01%以下（0%を含む）、

Al : 0.001～0.1%、

N : 0.002～0.03%

を含み、残部が鉄および不純物からなる成分組成を有し、

全組織に対する面積率で（以下、組織について同じ。）

ベイニティック・フェライト：45～85%、

残留オーステナイト：3%以上、

マルテンサイト+前記残留オーステナイト：10～50%、

フェライト：5～45%

の各相を含む組織を有し、

前記残留オーステナイトのC濃度（ $C_{\gamma R}$ ）が0.6～1.2質量%であり、

Kernel Average Misorientation値（以下、「KAM値」と略称する。）の頻度分布曲線において、全頻度に対する、該KAM値が 0.4° 以下の頻度の比率 $X_{KAM \leq 0.4^\circ}$ （単位：%）と、フェライトの面積率 V_α （単位：%）との関係が、 $X_{KAM \leq 0.4^\circ} / V_\alpha \geq 0.8$ を満たし、かつ、

前記フェライトと該フェライト以外の各相（以下、「硬質第2相」と総称する。）との界面に存在する、円相当直径 $0.1 \mu m$ 以上のセメント粒子が、前記硬質第2相 $1 \mu m^2$ 当たり3個以下であることを特徴とする温間での深絞り性に優れた高強度鋼板。

[請求項2]

成分組成が、さらに、

Cr : 0.01 ~ 3.0%

Mo : 0.01 ~ 1.0%、

Cu : 0.01 ~ 2.0%、

Ni : 0.01 ~ 2.0%、

B : 0.00001 ~ 0.01%の1種または2種以上

を含むものである請求項1に記載の温間での深絞り性に優れた高強度鋼板。

[請求項3] 成分組成が、さらに、

Ca : 0.0005 ~ 0.01%、

Mg : 0.0005 ~ 0.01%、

REM : 0.0001 ~ 0.01%の1種または2種以上

を含むものである請求項1または2に記載の温間での深絞り性に優れた高強度鋼板。

[請求項4] 請求項1 ~ 3のいずれか1項に記載の高強度鋼板を、100 ~ 400℃に加熱後、3600s以内に加工することを特徴とする高強度鋼板の温間加工方法。

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2012/054949

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER

C22C38/00(2006.01)i, B21D22/20(2006.01)i, C21D9/48(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i

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, B21D22/20, C21D9/48, C22C38/06, C22C38/58

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 1996-2012

Kokai Jitsuyo Shinan Koho 1971-2012 Toroku Jitsuyo Shinan Koho 1994-2012

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.
Y A	JP 2010-065272 A (JFE Steel Corp.), 25 March 2010 (25.03.2010), claims; paragraph [0013]; tables 1 to 3 (Family: none)	1-3 4
Y A	JP 2010-255090 A (Kobe Steel, Ltd.), 11 November 2010 (11.11.2010), paragraphs [0027] to [0040] & WO 2010/114131 A1	1-3 4
A	JP 2007-182625 A (Kobe Steel, Ltd.), 19 July 2007 (19.07.2007), tables 1 to 5 & US 2010/0003541 A1 & EP 1978113 A1 & WO 2007/066600 A1 & KR 10-2008-0066872 A & CN 101297051 A & KR 10-0992225 B	1-4

☐ 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
08 May, 2012 (08.05.12)Date of mailing of the international search report
22 May, 2012 (22.05.12)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, B21D22/20(2006.01)i, C21D9/48(2006.01)i, C22C38/06(2006.01)i, C22C38/58(2006.01)i			
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, B21D22/20, C21D9/48, C22C38/06, C22C38/58			
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 1 2 年 日本国実用新案登録公報 1 9 9 6－2 0 1 2 年 日本国登録実用新案公報 1 9 9 4－2 0 1 2 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 請求項の番号	
Y A	JP 2010-065272 A（J F E スチール株式会社）2010.03.25, 【特許請求の範囲】、【0 0 1 3】、【表 1】－【表 3】 （ファミリーなし）	1-3 4	
Y A	JP 2010-255090 A（株式会社神戸製鋼所）2010.11.11, 【0 0 2 7】－【0 0 4 0】 & WO 2010/114131 A1	1-3 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		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 0 8 . 0 5 . 2 0 1 2		国際調査報告の発送日 2 2 . 0 5 . 2 0 1 2	
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 1 0 0－8 9 1 5 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） 小谷内 章 電話番号 0 3－3 5 8 1－1 1 0 1 内線 3 4 3 5	4 K 3 4 4 0

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 請求項の番号
A	JP 2007-182625 A (株式会社神戸製鋼所) 2007. 07. 19, 【表 1】－【表 5】 & US 2010/0003541 A1 & EP 1978113 A1 & WO 2007/066600 A1 & KR 10-2008-0066872 A & CN 101297051 A & KR 10-0992225 B	1-4