

(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2012-180570

(P2012-180570A)

(43) 公開日 平成24年9月20日(2012.9.20)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 1 S	4 K O 3 7
C 2 2 C 38/06 (2006.01)	C 2 2 C 38/06	
C 2 2 C 38/58 (2006.01)	C 2 2 C 38/58	
B 2 1 D 22/20 (2006.01)	B 2 1 D 22/20 E	
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	B 2 1 D 22/20 H	

審査請求 未請求 請求項の数 4 O L (全 16 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2011-45163 (P2011-45163)
 (22) 出願日 平成23年3月2日 (2011.3.2)

(71) 出願人 000001199
 株式会社神戸製鋼所
 兵庫県神戸市中央区脇浜町二丁目10番2
 6号
 (74) 代理人 100131750
 弁理士 竹中 芳通
 (74) 代理人 100146112
 弁理士 亀岡 誠司
 (74) 代理人 100167335
 弁理士 武仲 宏典
 (74) 代理人 100164998
 弁理士 坂谷 亨
 (74) 代理人 100089196
 弁理士 梶 良之

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 室温および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) 【要約】

【課題】 980MPa級以上の強度を確保しつつ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。

【解決手段】 質量%で、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：50～85%、残留：3%以上、マルテンサイト+前記残留：10～45%、フェライト：5～40%の各相を含む組織を有し、EPM Aでライン分析して得られたMn濃度分布に基づく、前記残留オーステナイト中のMn濃度Mn_Rと全組織中の平均Mn濃度Mn_{av}との比Mn_R/Mn_{av}が1.2以上である高強度鋼板。

【選択図】 なし

【特許請求の範囲】

【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 %

10

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 : 50 ~ 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 ~ 45 %、

フェライト : 5 ~ 40 %

の各相を含む組織を有し、

前記残留オーステナイト中の C 濃度 (C_R) が 0.6 ~ 1.2 質量% であり、

E P M A でライン分析して得られた Mn 濃度分布に基づく、前記残留オーステナイト中の
Mn 濃度 Mn_R と全組織中の平均 Mn 濃度 Mn_{av} との比 Mn_R / Mn_{av} が 1.2
以上である

20

ことを特徴とする室温および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 に記載の室温および温間での深絞り性に優れた高強度鋼板。

30

【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 に記載の室温および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、36
00 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。

40

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、室温および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 980 MPa 級以上に高強度化しつつも、プレ

50

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（ R_c ）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以上で全伸びが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、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、一層の伸び改善のため、100~400で加工することでTRIP効果をさらに有効に発現させて伸びを高める技術が提案されている（非特許文献1、特許文献2参照）。

【0005】

上記特許文献2の表2に示すように、ベイニティック・フェライト主体の組織に炭素濃度1質量%以上の R_c を存在させることで、200付近での伸び（全伸び）を1200MPa級で23%まで改善できている。しかしながら、プレス成形を考慮した場合、特に張出しや深絞り成形が主体の成形の場合は局部変形領域を利用するとひずみが局在化して破断につながるため、均一変形領域が活用されることが多い。そのため、単に、局部伸びをも含む全伸びを改善するだけでは不十分であり、均一伸びを向上させることが求められる。

【0006】

均一伸びについては、特許文献3には、YおよびREMを添加することで均一伸びが向上することが開示されているが、その表3に示すように、引張強度（TS）が875MPaまでの鋼板にしか適用できていない。また、特許文献4には、ベイニティック・フェライト・ポリゴナル・フェライト・残留オーステナイトの混合組織で強度と均一伸びのバランスが向上することが開示されているが、その表2に示すように、これもTSが859MPaまでの鋼板にしか適用できていない。

【0007】

そのため、980MPa級以上の鋼板においても良好な均一伸びを実現できる技術の開発が要請されていた。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0008】

【特許文献1】特開2003-193193号公報

【特許文献2】特開2004-190050号公報

【特許文献3】特開2004-244665号公報

【特許文献4】特開2006-274418号公報

【非特許文献】

【0009】

【非特許文献1】杉本公一，宋星武，坂口淳也，長坂明彦，鹿島高弘，「超高強度低合金TRIP型ベイニティックフェライト鋼板の温間成形性」，鉄と鋼，2005年，第91巻、第2号，p.34-40

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0010】

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級以上の室温強度を確保しつつ室温および温間での均一伸びをさらに向上させることにより、室温強度と室温および温間での深絞り性を兼備する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。

10

20

30

40

50

【課題を解決するための手段】

【0011】

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 : 50 ~ 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 ~ 45 %、

フェライト : 5 ~ 40 %

の各相を含む組織を有し、

前記残留オーステナイト中のC濃度(C_R)が0.6 ~ 1.2質量%であり、

E P M Aでライン分析して得られたMn濃度分布に基づく、前記残留オーステナイト中の

Mn濃度 Mn_R と全組織中の平均Mn濃度 Mn_{av} との比 Mn_R / Mn_{av} が1.2

以上であることを特徴とする室温および温間での深絞り性に優れた高強度鋼板である。

【0012】

請求項2に記載の発明は、

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に記載の室温および温間での深絞り性に優れた高強度鋼板である。

【0013】

請求項3に記載の発明は、

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に記載の室温および温間での深絞り性に優れた高強度鋼板である。

【0014】

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、200 ~ 400 に加熱後、36

00 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】

【0015】

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 : 50 ~ 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 ~

45 %、フェライト : 5 ~ 40 %を含む組織を有し、前記残留オーステナイト中のC濃度

(C_R)が0.6 ~ 1.2質量%であり、E P M Aでライン分析して得られたMn濃度

10

20

30

40

50

分布に基づく、前記残留オーステナイト中のMn濃度 Mn_R と全組織中の平均Mn濃度 Mn_{av} との比 Mn_R / Mn_{av} を1.2以上とすることで、980MPa級の室温強度を確保しつつ、室温および温間での均一伸びがさらに向上し、室温強度と室温および温間での深絞り性を兼備する高強度鋼板、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】

【0016】

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（ R ）を含有するTRIP鋼板に着目し、室温強度を確保しつつ、均一伸びを改善することで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。

10

【0017】

本発明者らは、均一伸びの向上には転位密度が低く、加工硬化率の高いフェライトの利用が有効と考え、鋼板組織中にフェライトを適量導入することとした。

【0018】

また、均一伸びの向上に強く寄与する R を多量につくり込むために、 R のMn濃度を高めることが有効であると考えた。

【0019】

ただし、 R 中のMn濃度を高めるために、単に鋼への添加Mn量を増加すると、Mnの固溶強化作用によりフェライトの延性が低下してむしろ伸びが劣化するとともに、熱延板の強度が高くなり、冷間圧延が難しくなる。このため、鋼への添加Mn量を増加させることなく、 R 中のMn濃度を高める必要がある。

20

【0020】

ここで、フェライト+オーステナイト（ $F + R$ ）2相域加熱を行うと、オーステナイト（ R ）側にMnが濃化し、フェライト（ F ）からオーステナイト（ R ）への変態量に影響することが知られている。すなわち、2相域加熱温度が低いと、フェライト分率が高くなるとともに、 R 中のMn濃度も高くなるため、安定な R は確保できるものの、強度は確保できなくなる。一方、2相域加熱温度が高いと、フェライト分率が低くなるとともに、 R 中のMn濃度も低くなるため、強度は確保できるものの、安定な R は確保できなくなる。

30

【0021】

従来技術では、フェライト分率と R 中のMn濃度がバランスさせられていなかったため、強度を確保しつつ、安定な R を確保するのが困難であった。

【0022】

そこで、本発明では、適量のフェライトを導入するとともに、添加Mn量を制限しつつ R 中のMn濃度を高めることで、マトリックス（母相）の延性向上と R によるTRIP効果の最大化による均一伸びの向上の両立を図り、さらに部分的にマルテンサイトを導入することで、強度向上を実現することとした。

【0023】

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5～40%のフェライトを導入することで、マトリックス（母相）の強度を低くし、残留オーステナイト（ R ）の面積率を3%以上、該 R 中のC濃度（ C_R ）を0.3～1.2質量%とすることで、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り、さらに、EPMAでライン分析して得られたMn濃度分布に基づく、前記 R 中のMn濃度 Mn_R と全組織中の平均Mn濃度 Mn_{av} との比 Mn_R / Mn_{av} を1.2以上とすることで、 R 中のMn濃度を高めて安定な R を確保することにより、マトリックス（母相）の延性向上と R によるTRIP効果の最大化による均一伸びの向上の両立を図ることによって、室温強度と深絞り性を並存しうることを見出した。

40

【0024】

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。

50

【 0 0 2 5 】

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。

【 0 0 2 6 】

〔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 T R I P 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するとともに、所定の炭素濃度の R を所定量含有し、さらに、Mnの濃度分布が制御されている点で、上記従来技術と相違している。

【 0 0 2 7 】

<ベイニティック・フェライト：50～85%>

10

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。

【 0 0 2 8 】

20

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。

【 0 0 2 9 】

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50～85%（好ましくは60～85%、より好ましくは70～85%）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、 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。

30

【 0 0 3 0 】

<残留オーステナイト（ R ）を全組織に対して面積率で3%以上含有>

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。

【 0 0 3 1 】

<マルテンサイト + 上記残留オーステナイト（ R ）：10～45%>

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 + 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）45%以下に制限した。

40

【 0 0 3 2 】

<フェライト：5～40%>

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）40%以下（好ましくは35%以下、より好ましくは30%以下）の範囲で導入する。

【 0 0 3 3 】

<残留オーステナイト（ R ）中のC濃度（ C_R ）：0.6～1.2質量%>

C_R は、加工時に 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

50

R が低すぎると、 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_R が高すぎると、 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_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。

【0034】

<EPMAでライン分析して得られたMn濃度分布に基づく、前記 R 中のMn濃度 Mn_R と全組織中の平均Mn濃度 Mn_{av} との比 $Mn_R / Mn_{av} : 1.2$ 以上>

鋼に添加されたMnを2相域加熱によりフェライトとオーステナイトの間で分配することで、マトリックスに高い延性を付与したまま、 R 中のMn濃度を高めて R が室温で得られるようにしている。 R 中のMn濃度が低すぎると、 R の安定性が低く、室温で R 量を確保できない。また、フェライト中のMn濃度が高すぎると、マトリックスの変形能が低下し、伸びが劣化する。このため、本発明者らは、 R 中へのMnの偏析度合いを評価する指標として Mn_R / Mn_{av} を導入し、この指標の値は1.2以上とした。

【0035】

<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、ポリゴナル・フェライトならびに R の混合組織)からなってもよいが、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てもよい。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。

【0036】

[各相の面積率、 R 中のC濃度(C_R)、全組織中の平均Mn濃度、および、 R 中のMn濃度の各測定方法]

ここで、各相の面積率、 R 中のC濃度(C_R)、全組織中の平均Mn濃度および R 中のMn濃度の各測定方法について説明する。

【0037】

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(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。

【0038】

なお、 R の面積率および R 中のC濃度(C_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(ISI Int. Vol. 33, (1933), No. 7, p. 776)。また、フェライトの面積率については、各供試鋼板をナイタル腐食し、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。

【0039】

全組織中の平均Mn濃度および R 中のMn濃度については、EPMAにより0.2 μ mステップで200 μ m以上の領域をライン分析し、全測定点のMn濃度の平均値を全組織中の平均Mn濃度と定義し、全測定点のMn濃度のうち、Mn濃度の高い側から5%のMn濃度の平均値を R 中のMn濃度と定義した。

【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+ 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

10

20

30

40

50

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、 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、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。

10

【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 R を安定化し、所望の R を得るために必要な元素である。また、焼入れ性の向上にも寄与する。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、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。

20

【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 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。

30

【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、 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 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。

40

【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 %、

50

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、 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。

10

【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。

20

【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、3600 s 以内 (より好ましくは 1200 s 以内) に加工するのが特に推奨される。

【0052】

R の安定度が最適になる温度条件下で、 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。

30

【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、 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、部分的にはほとんどひずみ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。

40

【0055】

R を含む鋼で降伏応力が低い原因は、 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

50

めることができる。

【0056】

そのため、 R を含む鋼板を200～400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。

10

【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20～70%としつつ、以下の熱処理条件にて熱処理を施す。

【0061】

20

〔熱処理条件〕

熱処理条件については、フェライト+オーステナイト（+）2相域で2段階の温度レベルで均熱してMnをフェライト（）とオーステナイト（）に適正に分配するとともに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、 $(0.9Ac1 + 0.1Ac3) \sim (0.7Ac1 + 0.3Ac3)$ の温度域（第1均熱温度）で60～1800sの時間（第1均熱時間）保持した後、さらに $(0.4Ac1 + 0.6Ac3) \sim (0.1Ac1 + 0.9Ac3)$ の温度域（第2均熱温度）で100s以下の時間（第2均熱時間）保持した後、15/s以上の平均冷却速度で350～500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100～1800s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。

30

【0063】

$<(0.9Ac1 + 0.1Ac3) \sim (0.7Ac1 + 0.3Ac3)$ の温度域（第1均熱温度）で60～1800sの時間（第1均熱時間）保持>

2相域の低温側の温度域で長時間保持することで、Mnの分配（側への偏析）を促進させて高Mn_R/Mn_{av}比を実現するためである。

40

【0064】

$<さらに、(0.4Ac1 + 0.6Ac3) \sim (0.1Ac1 + 0.9Ac3)$ の温度域（第2均熱温度）で100s以下の時間（第2均熱時間）保持>

その後、2相域の高温側の温度域で短時間保持することで、上記2相域の低温側の温度域で分配されたMnの分配（側への偏析）が解消される前にオーステナイト化を進めてフェライトとオーステナイトの分率を適正化することにより、高Mn_R/Mn_{av}比と、冷却時にオーステナイトからの逆変態で生成するベイニティック・フェライトの分率を確保することができる。

【0065】

$<15/s$ 以上の平均冷却速度で、350～500の温度域まで急冷して過冷し、こ

50

の急冷停止温度（過冷温度）で100～1800s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】

【0066】

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30mmのスラブとした後、当該スラブを1200に加熱し、圧延終了温度（FDT）900、巻取り温度650で板厚2.4mmに熱間圧延し、その後、冷延率50%で冷間圧延して板厚1.2mm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、第1均熱温度T1まで加熱してその温度で第1均熱時間t1秒保持した後、さらに第2均熱温度T2まで加熱してその温度で第2均熱時間t2秒保持し、その後CR1/sの冷却速度で冷却停止温度（過冷温度）T3まで冷却し、その温度でt3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）T3でt3秒保持した後、さらに保持温度T4でt4秒保持したのち、空冷した。

10

【0067】

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、 R 中のC濃度（ C_R ）、全組織中の平均Mn濃度および R 中のMn濃度を測定した。

【0068】

また、上記鋼板について、室温および温間での機械的特性を評価するため、下記要領で、室温および温間にて引張強度（TS）、均一伸び（uEL）、および、全伸び（EL）を、それぞれ測定した。

20

【0069】

TSは、引張試験によりJIS5号試験片を用いて測定した。なお、引張試験はひずみ速度1mm/sで行った。

【0070】

これらの結果を表3に示す。

【0071】

【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		
D	0.01	1.50	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010	745	916		
F	0.18	0.25	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010	709	794		
I	0.18	4.00	2.00	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010	818	962		
J	0.18	1.50	0.80	0.010	0.001	0.030	0.0040	Ca:0.010	758	886		
M	0.18	1.50	4.00	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		

(網掛け：本発明の範囲外)

10

20

30

40

【 表 2 】

熱処理 No.	鋼種 記号	0.9Ac1 +0.1Ac3 (°C)	0.7Ac1 +0.3Ac3 (°C)	0.4Ac1 +0.6Ac3 (°C)	0.1Ac1 +0.9Ac3 (°C)	加熱条件				冷却条件		保持条件		
						第1 均熱 温度 T1 (°C)	第1 均熱 時間 t1 (s)	第2 均熱 温度 T2 (°C)	第2 均熱 時間 T2 (s)	冷却 速度 CR1 (°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	756	777	808	839	760	600	820	20	40	400	60	520	20
2	B	756	777	808	839	760	600	820	20	40	400	60	520	20
3	C	756	777	808	839	760	600	820	20	40	400	60	520	20
4	D	762	796	848	899	780	600	860	20	40	400	60	520	20
5	F	717	734	760	786	720	600	780	20	40	400	60	520	20
6	I	832	861	904	947	840	600	920	20	40	400	60	520	20
7	J	771	796	835	873	780	600	860	20	40	400	60	520	20
8	M	730	744	763	783	740	600	780	20	40	400	60	520	20
9	N	756	776	807	838	760	600	820	20	40	400	60	520	20
10	O	759	781	813	845	760	600	820	20	40	400	60	520	20
11	P	755	774	802	830	760	600	820	20	40	400	60	520	20
12	Q	755	775	804	834	760	600	820	20	40	400	60	520	20
13	R	756	778	811	844	760	600	820	20	40	400	60	520	20
14	S	776	797	829	860	780	600	840	20	40	400	60	520	20
15	U	747	767	799	830	760	600	820	20	40	400	60	520	20
16	V	766	790	826	861	780	600	840	20	40	400	60	520	20
17	B	756	777	808	839	820	600	-	-	40	400	60	520	20
18	B	756	777	808	839	760	600	-	-	40	400	60	520	20
19	B	756	777	808	839	760	600	820	20	5	400	60	520	20
20	B	756	777	808	839	760	600	820	20	40	450	60	520	20
21	B	756	777	808	839	760	600	820	20	40	350	60	520	20
22	B	756	777	808	839	760	600	820	20	40	200	60	600	20
23	B	756	777	808	839	760	600	820	20	40	400	60	-	-
24	B	756	777	808	839	760	600	820	20	40	400	300	-	-
25	B	756	777	808	839	760	600	820	20	40	400	60	520	20

(網掛け：ペリ塗り=本発明の範囲外、ハッチング=推奨範囲外)

【 0 0 7 3 】

10

20

30

40

【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%)	Mn _{γ_R} /Mn _{av} (-)	室温特性			温間特性							
			BF	F	M+γ _R	γ _R			その他	TS (MPa)	uEL (%)	EL (%)	温度 (°C)	TS (MPa)	uEL (%)	EL (%)			
1	A	1	60.5	21.3	18.2	12.1	0.0	0.87	1.30	1004	15.8	20.9	300	1056	22.0	32.1	○		
2	B	2	58.6	20.9	20.5	12.5	0.0	0.86	1.29	1019	15.7	20.0	300	1056	22.3	32.6	○		
3	C	3	58.7	21.6	19.7	12.3	0.0	0.89	1.29	1004	15.6	20.8	300	1060	22.1	32.3	○		
4	D	4	25.4	67.0	7.6	0.0	0.0	0.03	1.12	554	20.1	28.6	300	577	21.4	30.2	×		
5	F	5	87.8	12.2	0.0	0.0	0.0	0.03	1.30	867	8.6	20.1	300	850	8.4	19.8	×		
6	I	6	21.1	20.4	58.5	5.7	0.0	0.65	1.33	1354	5.1	8.3	300	1318	8.2	11.2	×		
7	J	7	20.6	61.0	18.4	11.8	0.0	0.00	1.30	806	20.2	28.8	300	830	26.8	36.0	×		
8	M	8	21.2	10.7	68.1	4.2	0.0	0.61	1.32	1396	6.6	9.1	300	1332	8.1	10.2	×		
9	N	9	60.3	19.5	20.2	15.9	0.0	0.87	1.36	1051	15.5	20.3	300	1085	22.3	32.8	○		
10	O	10	60.3	25.4	14.3	11.7	0.0	0.87	1.29	1053	15.8	20.4	300	1083	22.8	32.2	○		
11	P	11	58.3	15.9	25.8	11.5	0.0	0.90	1.29	1058	15.1	20.5	300	1096	22.2	32.8	○		
12	Q	12	58.6	17.5	23.9	12.3	0.0	0.86	1.31	1068	15.4	20.9	300	1082	22.3	32.1	○		
13	R	13	59.3	22.6	18.1	11.6	0.0	0.86	1.34	1055	15.5	21.0	300	1093	22.2	32.5	○		
14	S	14	49.7	21.5	28.8	18.0	0.0	0.50	1.33	1208	12.2	15.1	300	1210	16.6	19.2	○		
15	U	15	59.6	14.5	25.9	14.8	0.0	0.88	1.31	1012	17.3	22.6	300	1057	24.8	35.6	○		
16	V	16	58.5	23.0	18.5	9.9	0.0	0.88	1.36	1010	14.9	19.8	300	1051	20.6	32.5	○		
17	B	17	59.6	22.0	18.4	7.1	0.0	1.10	1.13	1008	12.4	16.3	300	1018	15.7	24.1	×		
18	B	18	19.1	55.7	25.2	4.6	0.0	0.71	1.54	769	21.0	25.1	300	815	24.0	28.4	×		
19	B	19	13.6	60.4	26.0	14.1	0.0	1.01	1.37	821	24.3	28.7	300	878	21.6	28.9	×		
20	B	20	60.3	21.7	18.0	9.7	0.0	0.80	1.34	1008	17.7	22.1	300	1018	22.7	35.2	○		
21	B	21	55.2	20.1	24.7	11.3	0.0	0.89	1.29	1184	14.8	19.5	300	1057	20.2	32.8	○		
22	B	22	28.2	21.7	50.1	2.8	0.0	1.01	1.33	1518	5.0	6.6	300	1508	7.0	9.0	×		
23	B	23	58.8	20.5	20.7	9.5	0.0	1.11	1.37	1017	15.7	20.4	300	1061	20.4	32.6	○		
24	B	24	59.4	20.8	19.8	9.7	0.0	0.88	1.31	1005	16.3	22.0	300	1050	26.0	38.3	○		
25	B	25	60.3	20.4	19.3	9.3	0.0	1.05	1.28	1001	15.6	20.1	300	1061	20.1	32.2	○		
26	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	100	906	15.5	18.7	×		
27	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	"	450	820	10.2	15.0	×		

(網掛け：べた塗り=本発明の範囲外、ハッチング=推奨範囲外、BF：ベイニック・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、
 ○：[室温 980MPa ≤ TS < 1180MPa and 室温 uEL ≥ 13% and 温間 uEL ≥ 20%] or [室温 TS ≥ 1180MPa and 室温 uEL ≥ 12% and 温間 uEL ≥ 15%]
 ×：上記○の条件を満たさない場合)

【0074】

これらの表に示すように、本発明鋼板である、鋼 No. 1 ~ 3、9 ~ 16、18 ~ 21、23 ~ 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、室温での 980 kPa 以上の強度 (TS) を確保しつつ、室温および温間での均一伸び (uEL) に優れた高強度鋼板が得られた。

【0075】

これに対し、比較鋼である、鋼 No. 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、室温強度 (TS)、室温および温間での均一伸び (uEL) の少なくともいずれかの特性が劣っている。

【0076】

また、別の比較鋼である、鋼 No. 17 ~ 19、22 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、室温強度 (TS)、室温および温間での均一伸び (uEL) の少なくともいずれかの特性が劣っている。

【0077】

また、鋼 No. 25、26、27 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 No. 26、27 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、所望の温間での均一伸び (uEL) が得られないのに対し、鋼 No. 25 は、推奨の温間加工温度範囲内の温度で加工したため、所望の温間での均一伸び (uEL) が得られることがわかる。

フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I テーマコード(参考)
C 2 1 D 9/46 G

(74)代理人 100104226

弁理士 須原 誠

(72)発明者 村上 俊夫

兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(72)発明者 柿内 エライジャ

兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(72)発明者 畠 英雄

兵庫県神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所神戸総合技術研究所内

(72)発明者 浅井 達也

兵庫県加古川市尾上町2-2-2-1 株式会社神戸製鋼所技術開発センター内

(72)発明者 水田 直気

兵庫県加古川市尾上町2-2-2-1 株式会社神戸製鋼所技術開発センター内

Fターム(参考) 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA09 EA11 EA13 EA15 EA16 EA17
EA18 EA20 EA23 EA25 EA28 EA36 EB05 EB07 EB08 EB09
EB12 FA02 FC03 FC04 FE01 FE02 FE06 FG01 FH01 FJ05
FK03 JA06