

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公表特許公報(A)

(11) 特許出願公表番号

特表2017-510703

(P2017-510703A)

(43) 公表日 平成29年4月13日(2017.4.13)

(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 O 1 S	4 K O 2 7
C 2 2 C 38/38 (2006.01)	C 2 2 C 38/38	4 K O 3 7
C 2 1 D 9/46 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 F	
C 2 3 C 2/06 (2006.01)	C 2 1 D 9/46 J	
C 2 3 C 2/12 (2006.01)	C 2 3 C 2/06	

審査請求 有 予備審査請求 未請求 (全 17 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2016-550745 (P2016-550745)	(71) 出願人	516235509 アルセロールミタル・エス・ア ルクセンブルク国、1160・ルクセンブ ルク、プールパール・ダブランシュ、24 -26
(86) (22) 出願日	平成27年2月5日(2015.2.5)	(74) 代理人	110001173 特許業務法人川口国際特許事務所
(85) 翻訳文提出日	平成28年10月3日(2016.10.3)	(72) 発明者	ハッサーニ, ファリッド アメリカ合衆国、インディアナ・4630 7、クラウン・ポイント、ホーク・サーク ル・925
(86) 国際出願番号	PCT/US2015/014694	(72) 発明者	ジュン, ヒョン アメリカ合衆国、インディアナ・4638 5、バルパレーズ、ハウィック・ドライブ ・80
(87) 国際公開番号	W02015/120205		
(87) 国際公開日	平成27年8月13日(2015.8.13)		
(31) 優先権主張番号	61/935, 948		
(32) 優先日	平成26年2月5日(2014.2.5)		
(33) 優先権主張国	米国 (US)		

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 熱間形成性空気焼き入れ性溶接性鋼板

(57) 【要約】

鋼板は、wt %で、0.04 C 0.30、0.5 Mn 4、0 Cr 4、2.7 Mn+Cr 5、0.003 Nb 0.1、0.015 Al 0.1および0.05 Si 1.0を含み、オーステナイト化後の熱間形成板を冷却速度に敏感でなくし、工程間の時間遅延および最終冷却/焼き入れと無関係に部品の800から1400MPaの範囲の引張強度の均一な分布を確保する要素を有する。この結果、形成部品は金型内、または空気中で冷却することができる。Nbの添加によって、所定の引張強度を達成するために必要とされるCの量が低減され、溶接性が向上される。

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

鋼板であって、重量%で、

0.04 C 0.30、

0.5 Mn 4、

0 Cr 4、

2.7 Mn+Cr 5、

0.003 Nb 0.1、

0.015 Al 0.1および

0.05 Si 1.0を含み、

前記鋼板は800から1400MPaの範囲の引張強度を有する鋼板。

10

【請求項 2】

0.06 C 0.18である、請求項 1 に記載の鋼板。

【請求項 3】

0.08 C 0.16である、請求項 1 に記載の鋼板。

【請求項 4】

0.2 Mn 3.5である、請求項 1 に記載の鋼板。

【請求項 5】

0.5 Mn 3.0である、請求項 1 に記載の鋼板。

【請求項 6】

0.2 Cr 3.5である、請求項 1 に記載の鋼板。

20

【請求項 7】

0.5 Cr 3.0である、請求項 1 に記載の鋼板。

【請求項 8】

3.0 Mn+Cr 4.7である、請求項 1 に記載の鋼板。

【請求項 9】

3.3 Mn+Cr 4.4である、請求項 1 に記載の鋼板。

【請求項 10】

0.005 Nb 0.060である、請求項 1 に記載の鋼板。

【請求項 11】

0.010 Nb 0.055である、請求項 1 に記載の鋼板。

30

【請求項 12】

前記鋼板の少なくとも1つの表面はZn、AlまたはAl合金を含む層で被覆されている、請求項 1 に記載の鋼板。

【請求項 13】

前記鋼板は95から100面積%のマルテンサイトを含む微構造を有する、請求項 1 に記載の鋼板。

【請求項 14】

前記鋼板は95から100面積%のベイナイトを含む微構造を有する、請求項 1 に記載の鋼板。

40

【請求項 15】

前記鋼板は熱間形成鋼板である、請求項 1 に記載の鋼板。

【請求項 16】

鋼板を作製する方法であって、

重量で、

0.04 C 0.20、

0 Mn 4、

0 Cr 4、

2.7 Mn+Cr 5、

0.003 Nb 0.055、

50

0.015 Al 0.1および

0.05 Si 0.35

を含む鋼組成物を熱間圧延することと、
請求項1の前記鋼板を製造することと
を含む方法。

【請求項17】

鋼板を使用する方法であって、請求項1の前記鋼板を熱間成形することを含む方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

関連出願の相互参照

本出願は、米国特許法35 U.S.C. § 119(e)に基づいて2014年2月5日に出願された米国仮出願第61/935,948号の利益を主張する。

【0002】

本発明は鋼板に関する。特に、本発明は、均一で非常に高い引張強度および高い溶接性を有する部品に熱間形成することができる鋼板に関する。

【背景技術】

【0003】

近代的車両は、乗客の安全性を向上し、車両重量を軽量化するために、高強度鋼および超高強度鋼の部分が增加してきている。多くの形成された車両ボデー部品の配置は、冷間形成され進化した高強度鋼の使用を妨げる。この結果、熱間成形後にマルテンサイト条件に焼き入れすることが、超高強度鋼部品を製造するためのポピュラーな手段になってきている。

【0004】

特殊鋼は熱間鍛造に使用されて、必要な焼き入れ性を確保して工程パラメーターに適合する。これらの特殊鋼の多くは、水冷式金型内での焼き入れのために設計されている。

【0005】

このような熱間鍛造鋼の一例はUSIBORであり、これは、(重量%もしくはwt%で)0.15から0.25%のC、0.8から1.5%のMn、0.1から0.35%のSi、0.01から0.2%のCr、0.1%未満のTi、0.1%未満のAl、0.05%未満のP、0.03%未満のSおよび0.0005から0.01%のBを含む。この要素は米国特許第6,296,805号明細書に開示される鋼に含まれる。この要素では、TiおよびBは、水冷式金型内での熱間プレス後に高い機械的特性を達成するために必要である。

【0006】

USIBORからの高強度部品の製造は、米国特許第6,564,604号明細書に記載されている。工程は、熱間圧延または冷間圧延されたブランクを炉内で700より上に加熱し、加熱されたブランクを金型に移動し、金型内でブランクをプレス形成し、ブランクを形成した水冷式金型を維持し、部品が室温に達するまで閉じることを含む。水冷式金型での急速冷却、つまり、焼き入れは、マルテンサイト構造、この結果、高強度を得るために必要である。焼き入れされた鋼は、連続溶融被覆工程によって熱間鍛造用の熱処理に先立ってZnまたはAl-Siで被覆されて、熱間鍛造の間の酸化および後の腐食攻撃から鋼基板を保護する。

【0007】

USIBORは、熱間鍛造に広く使用され、水冷式金型内での焼き入れ後に1500MPaの引張強度を達成することができるが、USIBORは多くの不都合を有する。1つの不都合は、0.25wt%のCを含むUSIBORは、溶接性が劣ることである。さらに、USIBORの微構造は、冷却速度に非常に敏感であり、水冷式金型内での冷却速度が遅い場合にはフェライトまたはベイナイト形成を示し、従って、熱間鍛造部品の強度の均一な分布は保証されない可能性がある。さらに、USIBORを使用する熱間鍛造工程

10

20

30

40

50

は一般に長く、熱間鍛造に使用される高価な装置の生産性は比較的低い。さらに、1500 MPaより大きい引張強度を有するUSIBORの延性（例えば、伸び）は比較的低い。

【0008】

空気焼き入れ鋼も周知である。例えば、国際公開第2006/048009号は、質量%で、0.07から0.15%のC、0.15から0.30%のSi、1.60から2.10%のMn、0.5から1.0%のCr、0.30から0.60%のMo、0.12から0.20%のV、0.010から0.050%のTiおよび0.0015から0.0040%のBを含む空気焼き入れ性鋼を開示している。鋼は容易に溶接され、垂鉛めっきされることができる。鋼は、高強度、例えば、750から850 MPaの降伏強度および850から1000 MPaの引張強度を示す。しかし、鋼は、MoやVなどの大量の高価な元素を使用するという不都合を有する。

10

【0009】

独国特許出願公開第10261210(A1)号明細書は、熱間プレス工程において自動車部品の製造のための他の空気焼き入れ性鋼合金について説明する。この合金は、質量%で、0.09から0.13%のC、0.15から0.3%のSi、1.1から1.6%のMn、最大0.015%のP、最大0.011%のS、1.0から1.6%のCr、0.3から0.6%のMo、0.02から0.05%のAlおよび0.12から0.25%のVを含む。鋼が金型内で焼き入れされる場合、上部ベイナイト構造をさらなる焼き入れなしで得ることができる。鋼は、750から1100 MPaの降伏強度、950から1300 MPaの引張強度および7から16%の伸びを示す。この鋼の1つの不都合は、大量の高価なMoおよびVを使用する必要があることである。

20

【0010】

特開2006-213959号公報は、優れた生産性を備えたホットプレス高強度鋼部材を製造する方法を提供する。この方法は鋼板を使用し、この鋼板は、質量%で、0.05から0.35%のC、0.005から1.0%のSi、0から4.0%のMn、0から3.0%のCr、0から4.0%のCu、0から3.0%のNi、0.0002から0.1%のB、0.001から3.0%のTi、0.1%のP、0.05%のS、0.005から0.1%のAlおよび0.01%のNを含み、残部はFeおよび不可避の不純物であり、 $Mn + Cr / 3.1 + (Cu + Ni) / 1.4 \leq 2.5\%$ である。鋼板は、750から1300 で10から6000秒間加熱され、次いで、300 以上でプレス成形される。プレス後に、成形物は金型から取り出され、1200から1100 から5から40 に0.1 /秒以上の冷却速度で冷却されて、面積比で60%以上のマルテンサイト構造を有する部材を得る。この方法によって、プレス金型での焼き入れステップを除去することができる。得られた部材は、内部に材質のばらつきをほとんどに有さず、部材の形状は良好であり、均一性が優れる。

30

【0011】

特開2006-212663号公報は、優れた形成性のホットプレス高強度鋼部材を製造する方法を提供する。この方法は鋼板を使用し、この鋼板は、質量%で、0.05から0.35%のC、0.005から1.0%のSi、0から4.0%のMn、0から3.0%のCr、0から4.0%のCu、0から3.0%のNi、0.0002から0.1%のB、0.001から3.0%のTi、0.1%のP、0.05%のS、0.005から0.1%のAlおよび0.01%のNを含み、残部はFeおよび不可避の不純物であり、 $Mn + Cr / 3.1 + (Cu + Ni) / 1.4 \leq 2.5$ である。鋼板は、750から1300 に加熱され、この温度で10から6000秒間維持され、次いで300 で2回以上プレス成形されて面積比で60%以上のマルテンサイト構造を有する部材を得る。結果として生じる部材は高強度を示し、内部品質のばらつきをほとんど示さない。

40

【先行技術文献】

【特許文献】

【0012】

50

- 【特許文献1】米国特許第6,296,805号明細書
- 【特許文献2】米国特許第6,564,604号明細書
- 【特許文献3】国際公開第2006/048009号
- 【特許文献4】独国特許出願公開第10261210号明細書
- 【特許文献5】特開2006-213959号公報
- 【特許文献6】特開2006-212663号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0013】

鋼の引張強度は、C含有量とともに向上することが知られている。しかし、C含有量が増加すると溶接性が低下する。 10

【0014】

Moなどの大量の高価な元素を含まず、加えて引張強度の内部ばらつきがほとんどなく、優れた溶接性を示す熱間形成性空気焼き入れ性高強度鋼板の必要性が存在する。

【課題を解決するための手段】

【0015】

本発明は、(wt%で)0.04 C 0.30、0.5 Mn 4、0 Cr 4、2.7 Mn+Cr 5、0.003 Nb 0.1、0.015 Al 0.1および0.05 Si 1.0を含む高引張強度(800から1400MPa)鋼板を提供する。場合により、鋼板は、Ti 0.2、V 0.2、Mo<0.3およびB 0.015の1つ以上を含むことができる。鋼板は、 $A_{c3} + 20$ で、またはこれより上でのオーステナイト化に続いて、金型内で熱間形成されることができ、金型内、もしくは空気、窒素、油または水などの冷却媒体中で冷却されることができる。鋼の要素、特に、2.7から5wt%のMn+Crの含有量は、形成板を冷却速度に敏感でなくし、工程間の時間遅延および最終冷却/焼き入れと無関係に部品の強度の均一な分布を確保する。0.003から0.1wt%のNb含有量は、引張強度をCの量に敏感でなくし、同じ引張強度に必要とされるCの量を低減する。さらに、Cを低減すると溶接性が向上するので、Nbの添加は、C単独と同じ高引張強度を達成するが溶接性が向上する。Zn、AlまたはAl合金のコーティングで鋼板を被覆すると、鋼板の耐食性を向上することができる。 20

【0016】

発明の好ましい実施形態は次の図面を参照して詳細に説明される。 30

【図面の簡単な説明】

【0017】

【図1】Cの量が、Nb添加およびこの添加なしで、0.06から0.12wt%に及ぶ場合の様々な鋼板組成物についてのCにともなう引張強度(MPa)の変化を示す。

【図2】Cの量が、Nb添加およびこの添加なしで、0.06から0.18wt%に及ぶ場合の様々な鋼板組成物についてのCにともなう引張強度(MPa)の変化を示す。

【図3】温度()対時間(秒)の対数として冷却曲線をプロットする本発明による鋼についての連続冷却変態(CCT)図を表す。

【図4a】異なる冷却速度で冷却された本発明の鋼の、倍率を変えて得られた顕微鏡写真である。 40

【図4b】異なる冷却速度で冷却された本発明の鋼の、倍率を変えて得られた顕微鏡写真である。

【図4c】異なる冷却速度で冷却された本発明の鋼の、倍率を変えて得られた顕微鏡写真である。

【図4d】異なる冷却速度で冷却された本発明の鋼の、倍率を変えて得られた顕微鏡写真である。

【図5】溶接電流对本発明の鋼の試料番号のプロットであり、プロットは、特に点溶接での鋼の散りの非飛散を示す。

【図6】本発明の鋼の完全スポット溶接、より高い倍率のベース金属、熱影響域およびス 50

ポット溶接の溶接域を上下左右に示す4つの顕微鏡写真を集めたものである。

【発明を実施するための形態】

【0018】

本発明は、強度の均一な分布および向上された溶接性を有する部品に熱間形成することができる鋼板を提供する。鋼板は低合金鋼組成物であり、wt%で、0.04 C 0.30、0.5 Mn 4.0 Cr 4.2.7 Mn+Cr 5.0.003 Nb 0.10、0.015 Al 0.1および0.05 Si 1.0を含む。鋼板は、場合により、Ti 0.2、V 0.5、Mo < 0.6およびB 0.015の1つ以上を含むことができる。この要素は、熱間成形後に冷却速度に敏感でなく、工程間の時間遅延および最終冷却/焼き入れと無関係に部品の強度の均一な分布を確保する板を作製する。形成された部品の特定位置での冷却速度にかかわることなく引張特性の保証された均一性により、熱間成形の生産性を実質的に向上することができる。引張強度はCの増加につれて向上するが、Cが増加すると溶接性が低下する。しかし、Cの一部をNbで置換することによって、引張強度の向上を維持することができ、溶接性が向上する。

10

【0019】

本発明の鋼板の様々な成分元素の濃度は下記理由で限定される。この濃度は重量%（つまり、wt%）で付与される。

【0020】

炭素は鋼の強度を向上するために不可欠である。しかし、過剰量のCを添加すると、溶接は困難になる。このように、Cの量は0.04から0.30wt%の範囲に限定される。好ましくは、Cの量についての下限は、0.06wt%であり、より好ましくは0.08wt%である。好ましくは、Cの量についての上限は0.18wt%であり、より好ましくは0.16wt%である。

20

【0021】

マンガンは、固溶体強化元素であることに加えて、フェライト変態を抑制し、従って、マンガンは、焼き入れ性を確保するために重要な化学元素である。しかし、過剰量のMnを添加すると、PおよびSとの同時分離が促進するだけでなく、製鋼、鑄造および熱間圧延中の製造性に悪影響が及ぶ。このように、Mnの量は0.5から4wt%の範囲に限定される。好ましくは、Mnの量についての下限は1wt%であり、より好ましくは1.5wt%である。好ましくは、Mnの量についての上限は3.5wt%であり、より好ましくは3.0wt%である。

30

【0022】

クロムは焼き入れ性を向上するために重要である。しかし、過剰量のCrは製造中の製造性に悪影響を及ぼす。このように、Crの量は0から4wt%の範囲に限定される。好ましくは、Crの量についての下限は0.2であり、より好ましくは0.5wt%である。好ましくは、Crの量についての上限は3.5wt%であり、より好ましくは3.0wt%である。

【0023】

MnおよびCrの総量は、鋼を、成形後の冷却速度に敏感でなくし、工程間の時間遅延および最終冷却/焼き入れと無関係に部品の強度の均一な分布を確保するために、2.7から5wt%の範囲に限定される。好ましくは、Mn+Crの下限は3.0であり、より好ましくは3.3wt%である。好ましくは、Mn+Crの上限は4.7wt%であり、より好ましくは4.4wt%である。

40

【0024】

すでに、HSLA鋼へのNbの少量の添加は、微細な炭窒化物によるフェライトの析出硬化と同様に、オーステナイト再結晶、従って微細なフェライト粒径を防ぐことに対するこの重要な効果で知られている。また、大量のNbが、高クリープ抵抗合金鋼に添加されている。しかし、今まで、マルテンサイト微構造を備えた低から中炭素鋼に対するNbの少量添加の影響は、公開文献で報告されていない。発明者らは、本発明の空気焼き入れ性鋼へのNbの少量の添加が、C含有量への引張強度の感度を低減し、鋼の強度を著しく

50

向上し、従って特有の引張強度を達成するために必要とされるCの量を低減することを発見した。炭素の低減は溶接性を向上するので、Nbの添加は、所望の高引張強度を達成し、溶接性を向上することに役立つ。これらの効果を達成するために、Nbの量は0.003から0.1wt%の範囲に限定される。好ましくは、Nbの量についての下限は0.005であり、より好ましくは0.010wt%である。好ましくは、Nbの量についての上限は0.09wt%であり、より好ましくは0.085wt%である。

【0025】

少量のAlが脱酸素剤として鋼に添加される。しかし、過剰なAlは多くの非金属介在物および表面欠陥をもたらす。Alは、また、強いフェライト成形元素であり、完全オーステナイト化温度を著しく上昇させる。これらは空気焼き入れ性鋼に望ましくない効果である。このように、Alの量は0.015から0.1wt%の範囲に限定される。好ましくは、Alの量についての下限は0.02であり、より好ましくは0.03wt%である。好ましくは、Alの量についての上限は0.09wt%であり、より好ましくは0.08wt%である。

10

【0026】

Siは鋼板の強度を向上することに有効である。しかし、過剰のSiは、表面スケールの問題を引き起こす。このように、Siの量は0.05から0.35wt%の範囲に限定される。好ましくは、Siの量についての下限は0.07であり、より好ましくは0.1wt%である。好ましくは、Siの量についての上限は0.3wt%であり、より好ましくは0.25wt%である。

20

【0027】

Tiは、Bを0.1wt%の量で備えた鋼の場合により添加されて、焼き入れ性を向上することができる。Tiは非常に高温でNと結合し、従ってBN形成を防ぐ。固溶体中のBは焼き入れ性を向上する。窒素に対して化学量論比を超えるTiは炭化物成形元素である。Tiは、非常に微細な炭化物を形成することによって鋼を強化する。Tiの効果はNbに類似する。

【0028】

Vは、0.2wt%の量で鋼の場合により添加されて、微細な析出によって鋼の強度を向上することができる。Vは、鋼の焼き入れ性も向上させる。

【0029】

Moは、0.3wt%の量で鋼の場合により添加されて、強度を向上し、焼き入れ性を向上することができる。

30

【0030】

Bは、0.005wt%の量で鋼の場合により添加されて、鋼の焼き入れ性、従って強度を向上させることができる。

【0031】

鋼はFeも含んでおり、不可避の不純物を含むことができる。

【0032】

本発明の鋼板は10%以内の下部ベイナイト相を含むことができるマルテンサイト微構造を有する。微構造は主にマルテンサイトである。ベイナイトの量は10%以内とすることができ、好ましくは5%未満であり、より好ましくは1%未満である。

40

【0033】

本発明の鋼板は800から1400MPaの範囲の引張強度を有する。引張強度の下限は、好ましくは900MPaであり、より好ましくは1000MPaである。最終強度は、マルテンサイト中の炭素含有量にほとんど依存する。

【0034】

本発明の鋼板は、4から9%、好ましくは5から9%、より好ましくは6から9%の範囲の伸びを示すことができる。

【0035】

本発明の鋼板は、従来の製鋼および鑄造工程から始まり、次いで熱間圧延が続く工程に

50

よって作製することができる。鑄造スラブは、熱間圧延前に再加熱炉に直接投入してもよく、またはそうする前に冷却してもよい。仕上げ温度は $A r_3$ より高くしなければならない以外、熱間圧延工程において仕上げ温度に限定はない。

【0036】

熱間圧延後の巻回温度は熱間圧延後の処理に依存する。冷間圧延が最終厚さを得るよう
に要求される場合、700 から600 の間の巻回温度が好ましい。最終要求厚みが熱
間圧延によって直接得ることができる場合、600 から500 の間の巻回温度が推奨
される。

【0037】

熱間圧延鋼は酸洗することができる。冷間圧延品については、熱間圧延板は、要求厚さ
への冷間圧延前に酸洗することができる。

10

【0038】

熱間圧延または冷間圧延鋼板は、Zn、AlまたはAl-SiなどのAl合金で鋼板の
一方の面または両面を被覆することによって、酸化および/または腐食から保護するこ
とができる。コーティングは鋼板を連続的に溶融めっきすることによって行うこと
ができる。

【0039】

コーティングを備えた、またはコーティングのない鋼板は、例えば、1つまたは幾つか
の金型内で所望の形状に鍛造することによって形成される前に、完全オーステナイト化温
度、つまり、少なくとも $A c_3 + 5$ に加熱される。熱間形成部品は、次いで、金型内で
、または空気、窒素、油もしくは水などの冷却媒体中で冷却される。異なる冷却媒体は異
なる冷却速度をもたらす。形成された部品は、冷却速度にかかわらず部品中に均一なマル
テンサイト構造を示す。

20

【0040】

最終強度は、要素（特に、CおよびNbの量）によっておよび/または完全オーステナ
イト化温度より下、もしくは上に加熱することによって制御することができる。

【実施例】

【0041】

表1に示される要素の50mmのスラブを実験室で作製した。スラブを3.5mmの板
に熱間圧延した。再加熱温度は1220 であり、仕上げ温度は850 であり、巻回温
度は700 であった。熱間圧延板の両面を2.5mmの厚さに表面研磨して、実験室再
加熱工程の間に引き起こされる脱炭表面層を取り除いた。2.5mmの板を、可逆実験室
冷間圧延で1mmに冷間圧延（60%の冷間圧延）した。冷間圧延板からの試料は、塩浴
中で、900 で300秒間オーステナイト化し、次いで油焼き入れした。一部の試料に
熱電対を備えて油焼き入れの間の冷却速度を測定した。800 から300 の平均冷却
速度は150 /秒であった。焼き入れ試料の機械的性質を圧延方向に横断して測定した
。機械的性質の概要を表2に付与する。

30

【0042】

図1では、表2の引張強度データを要素における炭素に対してプロットした。多くの以
前の公開物（例えば、Martensite transformation, structure and properties in hardenable steels, G. Krauss, Hardenability concepts with applications to steel, D. V. Doane & J. S. Kirkaldy ed., October 24-26, 1977, page 235参照）で言及
するように、引張強度は炭素に強く依存する。しかし、図1は、また、Nbを備えた鋼が
Nbのない同様の炭素を備えた鋼より高い強度を有することを示す。さらに、Nbを備え
た鋼の引張強度に適合する直線の傾斜が、Nbのない鋼についてのものよりはるかに小さ
いので、Nbが添加された鋼の強度は炭素にそれほど依存しない。図2では、Nbを備え
た鋼とNbのない鋼との強度の差は、Cが増大するにつれて小さくなり、両グループの鋼
は0.17%以上のCで同様の強度を有する。

40

50

【0043】

焼き入れされた材料の最終強度に対する冷却速度の効果を決定するために、「臨界冷却速度」、つまり、「フェライトを回避するためのオーステナイト化温度からの最小冷却速度」を評価した。これらの実験では、鋼の連続冷却変態(CCT)図を、MMC膨張計を使用して作製した。これらのテストでは、小試料を900に加熱し、次いで試料膨張(長さ変化)を測定しながら所定の冷却速度で冷却した。冷却の間の異なる相変態を、膨張データからおよび冷却した試料の微構造および最終硬度を評価することによって同定した。幾つかの冷却速度が、CCT図を作成するために必要である。

【0044】

このような図の一例を図3に示す。この図から分かるように、フェライト変態は1 / 秒より高い冷却速度で生じない。参照先が見つからない(Error! Reference source not found) A & Cで示されている3 / 秒以上の冷却速度での微構造は、マルテンサイト微構造を示す。しかし、参照先が見つからない(Error! Reference source not found) B & Dで示されているより低い冷却速度での高い焼き戻しがある。焼き戻しマルテンサイトにもかかわらず、3 / 秒の冷却速度で350HVの高硬度を得、硬度は冷却速度が速くなるにつれて向上する。1 / 秒より高い、好ましくは3 / 秒より高い冷却速度をもたらすいずれかの媒体(空気、油、金型、窒素)中で本発明の鋼を冷却すると、完全マルテンサイト高強度鋼が生成される。

10

【0045】

鋼55、63、81および141のスポット溶接性を、均質な接合構成においてISO 18278-2仕様によって評価した。これらのテストは、図4では、散りの非飛散の結果を示し、図5では、溶接塊の均一な微構造を示した。

20

【0046】

表1および表2、図1および図2は、0.04から0.20wt%のC含有量に関して、一部のCを0.003から0.055wt%の量でNbと置換される場合に同じ高引張強度を得ることができることを示す。

【0047】

本明細書における数値範囲の開示は、この数値範囲の端点および数値範囲内のすべての有理数の開示であるように意図される。

30

【0048】

本発明は特定の実施形態に関して記載されているが、説明された特定の詳細に限定されることはなく、当業者が提案してもよい様々な変更および修正、以下の請求項に定義されるような本発明の範囲内に収まるすべてを含んでいる。

【0049】

【表 1】

表 1

鋼	C	Mn	Cr	Nb	Ti	V	B	Al	Mo	Mn+Cr
6	0.0386	1.96	1.02					0.032		2.98
7	0.076	1.98	1.02					0.035		3.01
8	0.1084	1.94	1.02					0.031		2.96
10	0.0341	2.89	0.97					0.031		3.85
11	0.0736	2.88	1.03					0.025		3.91
12	0.1117	2.91	0.99					0.032		3.91
14	0.0366	1.91	2.01					0.027		3.92
15	0.0731	1.94	1.99					0.032		3.93
16	0.1058	1.94	2.00					0.026		3.94
19	0.0366	0.98	2.94					0.029		3.93
20	0.0712	0.99	2.97					0.027		3.96
21	0.1048	0.99	3.01					0.031		4.00
22	0.0342	2.85	1.99					0.03		4.84
52	0.0765	2.00	1.04	0.029	0.02			0.046		3.04
53	0.106	1.98	1.04	0.029	0.019			0.052		3.01
55	0.105	1.99	1.98	0.03	0.019			0.034		3.97
56	0.1102	1.95	2.01	0.049				0.042		3.96
57	0.1106	1.98	2.02		0.051			0.034		4.00
58	0.1121	1.97	2.02			0.094		0.034		3.99
59	0.0737	1.99	1.07		0.029		0.0032	0.043		3.05
61	0.0768	1.96	1.01					0.023	0.187	2.97
62	0.0759	2.98		0.029	0.019			0.042		2.98
63	0.0769	4.08		0.03	0.019			0.046		4.08
64	0.114	1.99	2.07	0.049				0.038		4.06
65	0.0812	3.03	1.03	0.031	0.017			0.026		4.06
81	0.0768		4.06	0.03	0.023			0.018		4.06
141	0.125	2.05	0.52	0.053				0.029		2.57
142	0.154	2.09	1.02	0.057				0.03		3.10
143	0.157	2.07	0.52	0.052				0.026		2.58

10

20

30

40

【 0 0 5 0 】

【表 2】

表 2

鋼	YS (MPa)	TS (MPa)	TE (%)
6	521	669	7
7	592	802	7
8	809	1094	6
10	695	892	7
11	832	1097	6
12	787	1063	6
14	606	780	7
15	752	1002	5
16	862	1172	7
19	516	687	8
20	683	926	7
21	834	1121	5
22	720	940	6
52	914	1221	6
53	959	1293	7
55	982	1317	6
56	965	1277	7
57	841	1149	6
58	628	904	9
59	839	1083	7
61	717	918	4
62	744	980	6
63	984	1284	6
64	988	1328	6
65	954	1239	6
81	909	1155	7
141	1025	1340	7
142	1004	1392	7
143	1042	1384	7

10

20

30

40

【 図 1 】

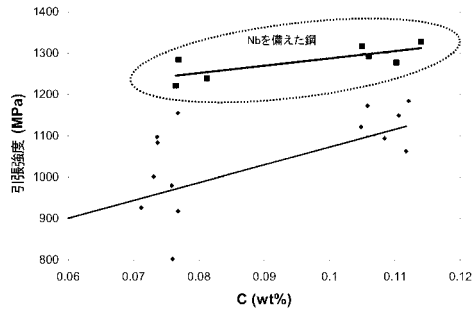


Figure 1

【 図 2 】

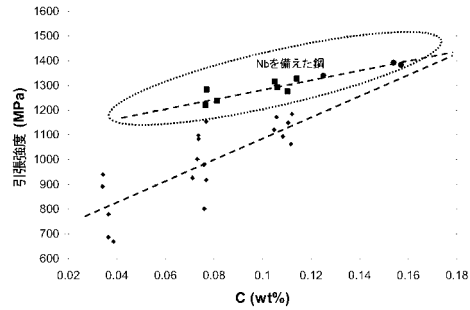


Figure 2

【 図 3 】

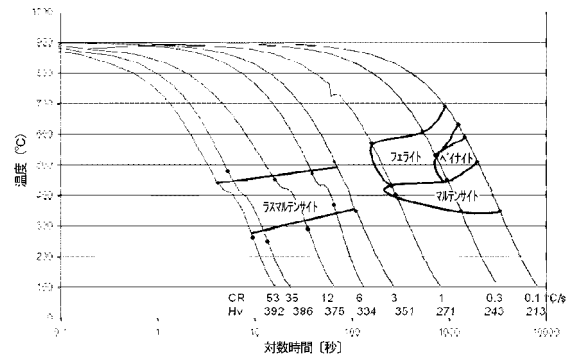


Figure 3

【 図 4 】

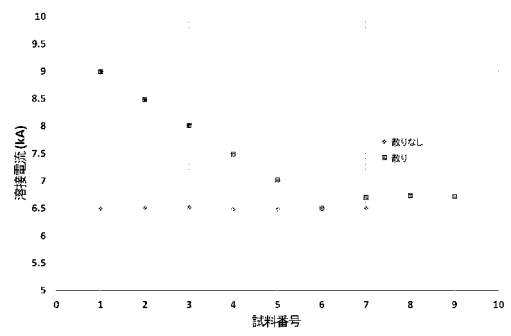


Figure 4

【 図 4 a 】

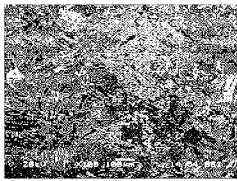


Figure 4A

【 図 4 d 】

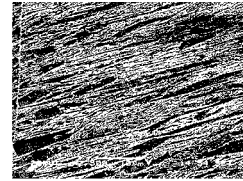


Figure 4D

【 図 4 b 】

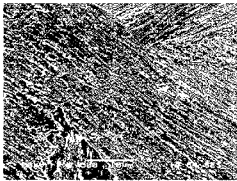


Figure 4B

【 図 5 】

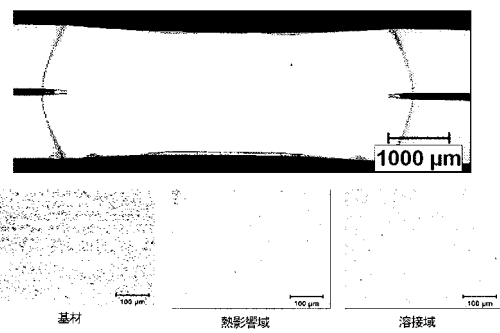


Figure 5

【 図 4 c 】

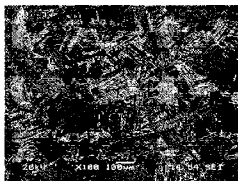


Figure 4C

【手続補正書】

【提出日】平成28年10月3日(2016.10.3)

【手続補正1】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0017

【補正方法】変更

【補正の内容】

【0017】

【図1】Cの量が、Nb添加およびこの添加なしで、0.06から0.12wt%に及ぶ場合の様々な鋼板組成物についてのCにともなう引張強度(MPa)の変化を示す。

【図2】Cの量が、Nb添加およびこの添加なしで、0.06から0.18wt%に及ぶ場合の様々な鋼板組成物についてのCにともなう引張強度(MPa)の変化を示す。

【図3】温度()対時間(秒)の対数として冷却曲線をプロットする本発明による鋼についての連続冷却変態(CCT)図を表す。

【図4a】異なる冷却速度で冷却された本発明の鋼の、倍率を変えて得られた顕微鏡写真である。

【図4b】異なる冷却速度で冷却された本発明の鋼の、倍率を変えて得られた顕微鏡写真である。

【図4c】異なる冷却速度で冷却された本発明の鋼の、倍率を変えて得られた顕微鏡写真である。

【図4d】異なる冷却速度で冷却された本発明の鋼の、倍率を変えて得られた顕微鏡写真である。

【図5】溶接電流对本発明の鋼の試料番号のプロットであり、プロットは、特に点溶接での鋼の散りの非飛散を示す。

【図6A】本発明の鋼の完全スポット溶接を示す顕微鏡写真である。

【図6B】本発明のより高い倍率のベース金属を示す顕微鏡写真である。

【図6C】本発明の熱影響域を示す顕微鏡写真である。

【図6D】本発明のスポット溶接の溶接域を示す顕微鏡写真である。

【手続補正2】

【補正対象書類名】明細書

【補正対象項目名】0045

【補正方法】変更

【補正の内容】

【0045】

鋼55、63、81および141のスポット溶接性を、均質な接合構成においてISO 18278-2仕様によって評価した。これらのテストは、図5では、散りの非飛散の結果を示し、図6AからDでは、溶接塊の均一な微構造を示した。

【手続補正3】

【補正対象書類名】図面

【補正対象項目名】全図

【補正方法】変更

【補正の内容】

【 図 1 】

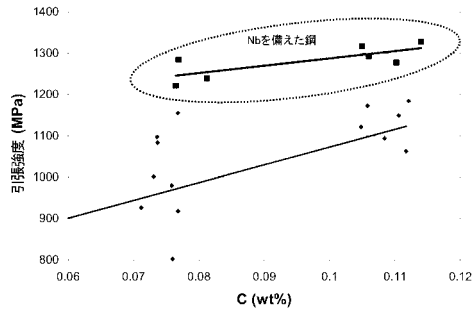


Figure 1

【 図 2 】

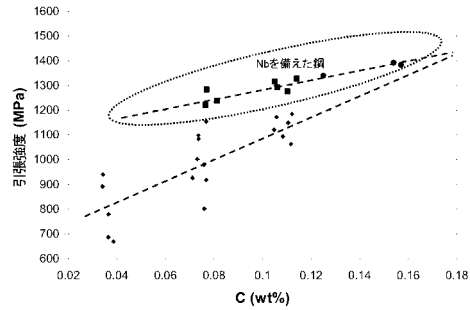


Figure 2

【 図 3 】

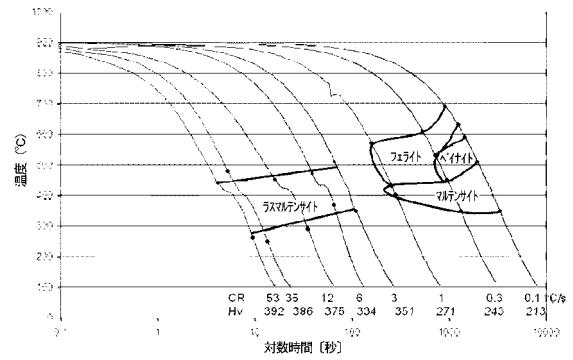


Figure 3

【 図 4 a 】

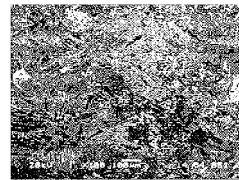


Figure 4A

【 図 4 b 】



Figure 4B

【 図 4 c 】



Figure 4C

【 図 4 d 】



Figure 4D

【 図 6 A 】

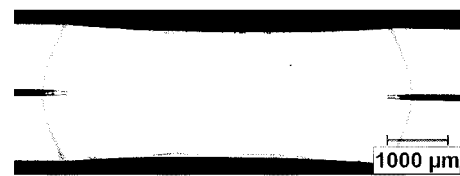


Figure 6A

【 図 6 B 】

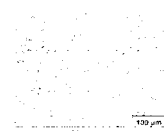


Figure 6B

【 図 6 C 】

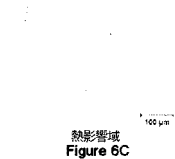


Figure 6C

【 図 6 D 】

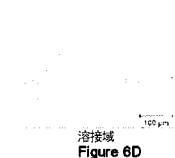


Figure 6D

【 図 5 】

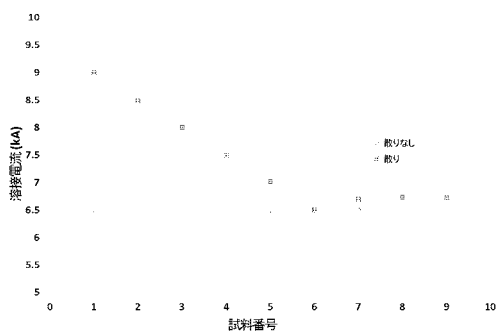


Figure 5

【 国際調査報告 】

INTERNATIONAL SEARCH REPORT		International application No. PCT/US 2015/014694
A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER (see extra sheet) 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) C22C 38/00-38/60, C21D 8/00, 8/02, C23C 2/00, 2/04, 2/06, 2/12 Documentation searched other than minimum documentation to the extent that such documents are included in the fields searched Electronic data base consulted during the international search (name of data base and, where practicable, search terms used) PatSearch (RUPTO internal), PAJ, USPTO, DEPATISnet, Espacenet		
C. DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT		
Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
X	WO 2003/018858 C2 (SIDMAR N.V. et al.) 06.03.2003, abstract, claims, paragraphs [0009], [0014]-[0021]	1-7, 10-17
X	US 2013/0133790 A1 (JFE STEEL CORPORATION) 30.05.2013, abstract, claims, paragraphs [0009]-[0010]	1-8, 10-12, 15-17
X	EP 2088218 A1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 12.08.2009, claims, paragraphs [0077], [0152]	1-12, 15-17
X	EP 1642991 B1 (SUMITOMO METAL INDUSTRIES, LTD.) 18.02.2009, claims, paragraphs [0004], [0029]	1-13, 15-17
X	EP 1412548 B1 (NIPPON STEEL CORPORATION) 19.10.2005, claims, paragraph [0064]	1-12, 14-17
<input type="checkbox"/> Further documents are listed in the continuation of Box C. <input type="checkbox"/> 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 document 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 22 April 2015 (22.04.2015)		Date of mailing of the international search report 10 June 2015 (10.06.2015)
Name and mailing address of the ISA/RU: Federal Institute of Industrial Property, Berezhkovskaya nab., 30-1, Moscow, G-59, GSP-3, Russia, 125993 Facsimile No: (8-495) 531-63-18, (8-499) 243-33-37		Authorized officer R. Karachev Telephone No. 8(495)531-64-81

INTERNATIONAL SEARCH REPORT
Classification of subject matter

International application No.

PCT/US 2015/014694

C22C 38/38 (2006.01)
C22C 38/26 (2006.01)
C22C 38/12 (2006.01)
C21D 8/02 (2006.01)
C23C 2/06 (2006.01)
C23C 2/12 (2006.01)

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 3 C	2/40	(2006.01)	C 2 3 C	2/12
			C 2 3 C	2/40

(81) 指定国 AP(BW, GH, GM, KE, LR, LS, MW, MZ, NA, RW, SD, SL, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), EA(AM, AZ, BY, KG, KZ, RU, TJ, TM), EP(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), OA(BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG), AE, AG, AL, AM, AO, AT, AU, AZ, BA, BB, BG, BH, BN, 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, IR, IS, JP, KE, KG, KN, KP, KR, KZ, LA, LC, LK, LR, LS, LU, LY, MA, MD, ME, MG, MK, MN, MW, MX, MY, MZ, NA, NG, NI, NO, NZ, OM, PA, PE, PG, PH, PL, PT, QA, RO, RS, RU, RW, SA, SC, SD, SE, SG, SK, SL, SM, ST, SV, SY, TH, TJ, TM, TN, TR, TT, TZ, UA, UG, US

(72) 発明者 フォンスタイン, ニーナ
 アメリカ合衆国、イリノイ・60611、シカゴ、イースト・デラウェア・プレイス・200、アパートメント・4・シー

Fターム(参考) 4K027 AA02 AA05 AA23 AB05 AB42 AB48
 4K037 EA01 EA02 EA05 EA06 EA11 EA15 EA16 EA17 EA19 EA27
 EA31 EA32 EB09 FA03 FC03 FC04 FE01 FE02 FE03 FG00
 FJ06 FK03 FK06 GA05