

(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
2015年10月1日(01.10.2015)



(10) 国際公開番号
WO 2015/146331 A1

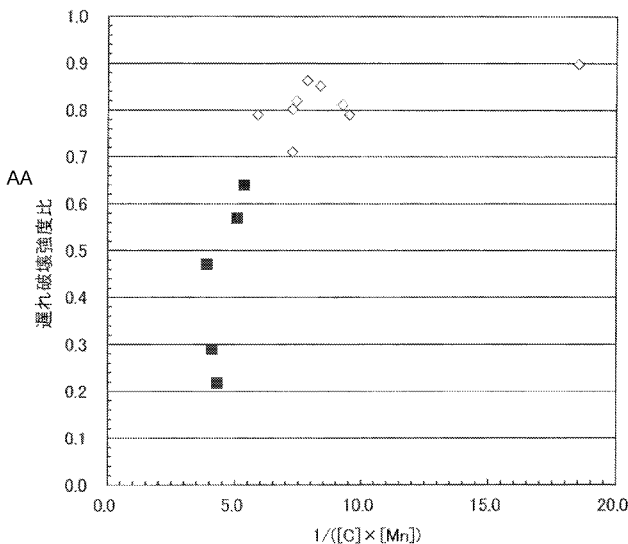
- (51) 国際特許分類:
C22C 38/00 (2006.01) F16B 35/00 (2006.01)
C22C 38/32 (2006.01)
- (21) 国際出願番号: PCT/JP2015/053763
- (22) 国際出願日: 2015年2月12日(12.02.2015)
- (25) 国際出願の言語: 日本語
- (26) 国際公開の言語: 日本語
- (30) 優先権データ:
特願 2014-062656 2014年3月25日(25.03.2014) JP
- (71) 出願人: 株式会社神戸製鋼所(KABUSHIKI KAISHA KOBE SEIKO SHO(KOBE STEEL, LTD.))
[JP/JP]; 〒6518585 兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号 Hyogo (JP).
- (72) 発明者: 坂田 昌之(SAKATA, Masayuki). 千葉政道(CHIBA, Masamichi). 松本 洋介(MATSUMOTO, Yosuke).
- (74) 代理人: 植木 久一, 外(UEKI, Kyuichi et al.); 〒5300003 大阪府大阪市北区堂島2丁目1番16号 フジタ東洋紡ビル9階 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, 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, 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, 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, ST, SZ, TZ, UG, ZM, ZW), ユーラシア (AM, AZ, BY, KG, KZ, 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),

[続葉有]

(54) Title: STEEL FOR HIGH STRENGTH BOLTS HAVING EXCELLENT DELAYED FRACTURE RESISTANCE AND HIGH STRENGTH BOLT

(54) 発明の名称: 耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト用鋼および高強度ボルト

[図2]



AA Delayed fracture strength ratio

(57) Abstract: Provided are: steel for high strength bolts, which exhibits excellent delayed fracture resistance without addition of an expensive alloy element such as Mo or V even if the steel has a high strength, namely a tensile strength of 1,100 MPa or more; and a high strength bolt which is formed of this steel and has excellent delayed fracture resistance. Steel for high strength bolts, which has excellent delayed fracture resistance and contains, in mass%, 0.20-0.35% of C, 0.3-1.0% of Si, more than 0% but 0.6% or less of Mn, more than 0% but 0.02% or less of P, more than 0% but 0.02% or less of S, 0.3-1.5% of Cr, 0.01-0.1% of Al, 0.05-0.1% of Ti, 0.0003-0.005% of B and more than 0% but 0.01% or less of N with the balance made up of iron and unavoidable impurities, while satisfying formula (1) and formula (2). This steel for high strength bolts has a mixed structure of ferrite and pearlite. In formula (1) and formula (2), [] denotes the content (mass%) of each element. $1/([C] \times [Mn]) \geq 5.5$ (1) $[C] + [Si]/2 + [Mn]/2 + [Cr]/3 \geq 0.82$ (2)

(57) 要約: MoやV等の高価な合金元素を添加することなく、引張強さが1100MPa以上の高強度であっても耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト用鋼、およびこの鋼からなる耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルトを提供する。質量%で、C: 0.20~0.35%、Si: 0.3~1.0%、Mn: 0%超0.6%以下、P: 0%超0.02%以下、S: 0%超0.02%以下、Cr: 0.3~1.5%、Al: 0.01~0.1%、Ti: 0.05~0.1%、B: 0.0003~0.005%、およびN: 0%超0.01%以下を含有すると共に、下記式(1)および式(2)を満足し、残部が鉄および不可避不純物からなり、フェライトとパーライトの混合組織である耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト用鋼。式(1)、式(2)において、[]は、各元素の含有量(質量%)を意味する。 $1/([C] \times [Mn]) \geq 5.5$ (1) $[C] + [Si]/2 + [Mn]/2 + [Cr]/3 \geq 0.82$ (2)

0.02%以下、Cr: 0.3~1.5%、Al: 0.01~0.1%、Ti: 0.05~0.1%、B: 0.0003~0.005%、およびN: 0%超0.01%以下を含有すると共に、下記式(1)および式(2)を満足し、残部が鉄および不可避不純物からなり、フェライトとパーライトの混合組織である耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト用鋼。式(1)、式(2)において、[]は、各元素の含有量(質量%)を意味する。 $1/([C] \times [Mn]) \geq 5.5$ (1) $[C] + [Si]/2 + [Mn]/2 + [Cr]/3 \geq 0.82$ (2)

WO 2015/146331 A1

OAPI (BF, BJ, CF, CG, CI, CM, GA, GN, GQ, GW, KM, ML, MR, NE, SN, TD, TG). 添付公開書類:

— 国際調査報告 (条約第 21 条(3))

明 細 書

発明の名称：

耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト用鋼および高強度ボルト

技術分野

[0001] 本発明は、自動車や各種産業機械等に用いられるボルト用鋼、およびこのボルト用鋼を用いて得られるボルトに関し、特に引張強さが1100MPa以上であっても優れた耐遅れ破壊性を発揮する高強度ボルト用鋼および高強度ボルトに関する。

背景技術

[0002] 引張強さが1100MPa以上の高強度ボルトには、SCM435等の規格鋼が多用されている。SCM435等の規格鋼には、Mo等の合金元素が多量に添加されているため、鋼材コストが高くなる。鋼材コスト低減の要請に伴い、Moを省略したSCM代替鋼への要望が高まっている。しかし、合金元素を単純に低減するだけでは、焼入れ性が低下し、強度の確保が困難となる。

[0003] そこで焼入れ性を向上し、強度を高めるためにボロンを添加したボロン含有鋼を高強度ボルトの素材として用いることが検討されている。ボロン含有鋼は、引張強さが1100MPa未満のボルトでは、既に使用が拡大している。しかし強度上昇に伴い耐遅れ破壊性が大幅に低下するため、使用環境の厳しい部位での適用は困難である。

[0004] ボロン含有鋼の耐遅れ破壊性を向上させる技術は、既にいくつか提案されている。例えば特許文献1には、ボロン含有鋼に所定量のCuを添加することによって、鋼の耐食性を向上させ、鋼中への拡散性水素の侵入を抑制し、耐遅れ破壊性を向上させる技術が提案されている。しかしCuを添加させるだけでは耐遅れ破壊性の確保は不十分である。

[0005] また特許文献2には、ボロン含有鋼の耐遅れ破壊性を改善するために、Vを添加する技術が提案されている。しかしVは、Moと同様、高価な希少金

属であるため、Vを添加したボロン含有鋼は、SCM代替鋼としてのコスト低減効果は小さい。

[0006] 本出願人も特許文献3に、化学成分組成のうち、特に、SiとCの含有量の比を適正な範囲に制御することによって、過酷な環境下でも優れた耐遅れ破壊性を発揮するボロン添加高強度ボルト用鋼を提案した。しかしこのボロン添加高強度ボルト用鋼は、上記特許文献2と同様、Vを必須元素として添加しているため、SCM代替鋼としてのコスト低減効果は小さい。

[0007] このように耐遅れ破壊性を改善するためにこれまで提案されている技術は、いずれも高強度、過酷環境下での耐遅れ破壊性や製造面で問題を有している。

先行技術文献

特許文献

[0008] 特許文献1：特開2006-118003号公報

特許文献2：特開2007-217718号公報

特許文献3：特開2013-227647号公報

発明の概要

発明が解決しようとする課題

[0009] 本発明はこのような事情に鑑みてなされたものであって、その目的は、MoやV等の高価な合金元素を添加することなく、引張強さが1100MPa以上の高強度であっても耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト用鋼、およびこの鋼からなる耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルトを提供することにある。

課題を解決するための手段

[0010] 本発明者らは、耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト用鋼、およびこの鋼からなる耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルトを提供するために、鋭意検討を重ねてきた。その結果、化学成分組成を適切に制御したうえで、CとMnの含有量が後述する式(1)の関係を満足すれば過酷な環境下でも優れた耐遅れ破壊性を発揮すること、C、Si、Mn、およびCrの含有量が後述する式

(2) の関係を満足すれば、強度を高められることを見出し、本発明を完成した。

[0011] 即ち、上記課題を解決することのできた本発明に係る耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト用鋼とは、質量%で、C : 0.20~0.35%、Si : 0.3~1.0%、Mn : 0%超0.6%以下、P : 0%超0.02%以下、S : 0%超0.02%以下、Cr : 0.3~1.5%、Al : 0.01~0.1%、Ti : 0.05~0.1%、B : 0.0003~0.005%、およびN : 0%超0.01%以下を含有すると共に、下記式(1)および式(2)を満足し、残部が鉄および不可避不純物からなり、フェライトとパーライトの混合組織である点に要旨を有するものである。下記式(1)、式(2)において、[] は、各元素の含有量(質量%)を意味する。

$$1 / ([C] \times [Mn]) \geq 5.5 \quad \dots (1)$$

$$[C] + [Si] / 2 + [Mn] / 2 + [Cr] / 3 \geq 0.82 \quad \dots (2)$$

[0012] 本発明には、上記高強度ボルト用鋼を用いて得られるボルトであって、金属組織は焼戻しマルテンサイト組織で、引張強さが1100MPa以上である耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルトも包含される。

発明の効果

[0013] 本発明によれば、化学成分組成を適切に制御すると共に、CとMnの含有量の関係、およびC、Si、Mn、およびCrの含有量の関係を厳密に制御することによって、引張強さが1100MPa以上でも耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト用鋼が実現でき、この鋼を用いれば、耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルトが提供できる。

図面の簡単な説明

[0014] [図1]図1Aは、切り欠き付き試験片の形状を示す模式図であり、図1Bは切り欠き部の形状を示す模式図である。

[図2]図2は、 $1 / ([C] \times [Mn])$ の値と、遅れ破壊強度比との関係を示すグラフである。

発明を実施するための形態

[0015] 本発明者らは、MoやV等の高価な合金元素を添加することなく、引張強さが1100MPa以上の高強度でも優れた耐遅れ破壊性を示すボルトを提供するために、検討を重ねた。その結果、引張強さが1100MPa以上の高強度ボルトについては、合金元素を含有させるよりも、Mn含有量を極力低減することが耐遅れ破壊性の確保に有効であることが明らかとなった。また、Cは鋼の強度を確保する上で有用な元素であるが、その含有量を増加させると鋼の靱性や耐食性が悪化し、遅れ破壊を引き起こしやすくなった。

[0016] そこで本発明の高強度ボルト用鋼は、引張強さが1100MPa以上の高強度ボルトにおける耐遅れ破壊性を改善するために、CとMnの含有量が下記式(1)を満足することが重要である。下記式(1)において、[]は、各元素の含有量(質量%)を意味している。

$$1 / ([C] \times [Mn]) \geq 5.5 \quad \dots (1)$$

[0017] 本発明では、上記式(1)の左辺の値をX値としたとき、このX値を5.5以上とする。X値は、好ましくは6.5以上、より好ましくは7.0以上である。X値の上限は、後述するC量およびMn量から自ずと設定されるが、X値を過剰に大きくしても、耐遅れ破壊性に及ぼす効果は飽和するため、上限は、例えば、30程度であることが好ましい。X値は、より好ましくは20以下、更に好ましくは15以下である。

[0018] このように耐遅れ破壊性を改善するために、Cを低減すると、強度が低下する。また、Mnを低減すると、焼入れ性が悪くなり、強度が低下する。

[0019] そこで本発明では、強度を確保するために、CおよびMnの含有量を考慮したうえで、SiとCrを積極的に添加することが重要である。具体的には、引張強さが1100MPa以上の強度を確保するために、C、Si、Mn、およびCrの含有量が下記式(2)を満足することが重要である。式(2)において、[]は、各元素の含有量(質量%)を意味している。

$$[C] + [Si] / 2 + [Mn] / 2 + [Cr] / 3 \geq 0.82 \quad \dots (2)$$

[0020] 上記式(2)における各元素の係数は、強度向上への寄与度を示している。本発明では、上記式(2)の左辺の値をY値としたとき、このY値を0.82以上とする。Y値は、好ましくは0.90以上、より好ましくは1.00以上である。Y値の上限は特に限定されないが、Y値が過剰に大きくなると、母材の強度が高くなり過ぎてボルト形状に成形する時の冷間鍛造性が劣化するため、上限は、1.30程度であることが好ましい。Y値は、より好ましくは1.20以下、更に好ましくは1.15以下である。

[0021] 次に、本発明の高強度ボルト用鋼の成分組成について説明する。本発明の高強度ボルト用鋼は、上述した上記式(1)および式(2)を満足するものであるが、その前提として、C:0.20~0.35%、Si:0.3~1.0%、Mn:0%超0.6%以下、P:0%超0.02%以下、S:0%超0.02%以下、Cr:0.3~1.5%、Al:0.01~0.1%、Ti:0.05~0.1%、B:0.0003~0.005%、およびN:0%超0.01%以下を含有することが重要である。

[0022] Cは、鋼の強度と延性をバランス良く確保するための元素であり、高強度ボルトとして必要な引張強さを確保する上で欠くことができない元素である。このような効果を発揮させるためには、Cは0.20%以上含有させる必要がある。C量は、好ましくは0.23%以上、より好ましくは0.25%以上である。しかし、過剰に含有すると、韌性および延性の低下を招いて耐遅れ破壊性が劣化する。従って本発明では、C量は0.35%以下とする。C量は、好ましくは0.32%以下、より好ましくは0.30%以下である。

[0023] Siは、溶製時に脱酸剤として用いられる元素であり、また焼戻し軟化抵抗を高める作用を有し、強度を高めるために必要な元素である。従って本発明では、Si量は0.3%以上とする。Si量は、好ましくは0.4%以上、より好ましくは0.47%以上である。しかし、Si量が過剰になると、ボルト形状に成形するときの冷間鍛造性が劣化する。従って本発明では、Si量は1.0%以下とする。Si量は、好ましくは0.60%以下、より好

ましくは0.55%以下である。

[0024] Mnを過剰に含有すると、Mnが結晶粒界に偏析し、粒界強度が低下し、耐遅れ破壊性が著しく低下する。また、Mn量が過剰になると、耐食性が劣化し、耐遅れ破壊性が低下する。従って本発明では、Mn量は0.6%以下とする必要がある。Mn量は、好ましくは0.55%以下、より好ましくは0.5%以下である。しかし、Mnは、溶製時に脱酸剤として有効に作用すると共に、鋼の焼入れ性を高めて強度を高める作用を有している元素である。こうした効果を有効に発揮させるには、0.1%以上含有させることが好ましい。Mn量は、より好ましくは0.2%以上、更に好ましくは0.30%以上である。

[0025] Pは、不可避不純物として含有する元素であり、過剰に含有すると、粒界偏析を起こして粒界強度を低下させ、耐遅れ破壊性を悪化させる。従って本発明では、P量は0.02%以下とする。P量は、好ましくは0.015%以下、より好ましくは0.01%以下である。P量は、できるだけ低減することが好ましいが、P量を0.001%未満にするにはコスト高となるため、下限は、0.001%であればよい。

[0026] Sは、不可避不純物として含有する元素であり、過剰に含有すると、熱間脆性を引き起こすばかりでなく、硫化物が結晶粒界に偏析し、粒界強度の低下を招いて耐遅れ破壊性を低下させる。従って本発明では、S量は0.02%以下とする。S量は、好ましくは0.015%以下、より好ましくは0.01%以下である。S量は、できるだけ低減することが好ましいが、S量を0.001%未満にするにはコスト高となるため、下限は、0.001%であればよい。

[0027] Crは、焼入れ性を高め、強度を高めるのに作用する元素である。また、焼戻し軟化抵抗を高め、強度を向上させる作用も有している。更に、Crは、鋼の耐食性を高め、耐遅れ破壊性を向上させるのにも寄与する元素である。従って本発明では、Crは0.3%以上とする。Cr量は、好ましくは0.5%以上、より好ましくは0.75%以上である。しかし、Cr量を過剰

に添加してもその効果は飽和すると共に、製造コストの増加を招く。従って本発明では、Cr量は1.5%以下とする。Cr量は、好ましくは1.4%以下、より好ましくは1.3%以下である。

[0028] Alは、脱酸剤として添加されるほか、AlNを形成することによってオーステナイト粒の粗大化を防止でき、その結果、耐遅れ破壊性を向上させるのに作用する元素である。こうした作用を発揮させるために、Al量は0.01%以上とする。Al量は、好ましくは0.04%以上、より好ましくは0.05%以上である。しかし、Alを過剰に含有させてもその効果は飽和すると共に、製造コストの増加を招く。また、Alを過剰に含有すると、冷間鍛造性を悪化させる。従って本発明では、Al量は0.1%以下とする。Al量は、好ましくは0.08%以下、より好ましくは0.07%以下である。

[0029] Tiは、鋼中のNおよびCと結合してTiNおよびTiCを析出させる元素である。TiNおよびTiCは、水素トラップサイトとして作用し、耐遅れ破壊性を向上させるのに寄与する。また、TiNおよびTiCは、結晶粒の微細化に有効に作用し、耐遅れ破壊性の更なる向上に寄与する。こうした作用を発揮させるために、Tiは0.05%以上含有させる必要がある。Ti量は、好ましくは0.051%以上、より好ましくは0.052%以上である。しかし、Ti量が過剰になると冷間鍛造性の低下を招く。従って本発明では、Ti量は0.1%以下とする。Ti量は、好ましくは0.09%以下、より好ましくは0.08%以下である。

[0030] Bは、鋼の焼入れ性を高め、強度を高めるのに作用する元素である。従って本発明では、B量は0.0003%以上とする。B量は、好ましくは0.0005%以上、より好ましくは0.0010%以上である。しかし、Bを過剰に含有しても、その効果は飽和する他、却って靱性を低下させる。従って本発明では、B量は0.005%以下とする。B量は、好ましくは0.004%以下、より好ましくは0.003%以下とする。

[0031] Nは、溶製後の凝固段階でTiと結合してTiNを形成し、結晶粒の微細

化に寄与する元素である。結晶粒が微細化することにより、耐遅れ破壊性が向上する。こうした作用を有効に発揮させるには、Nは0.001%以上含有することが好ましく、より好ましくは0.002%以上、更に好ましくは0.003%以上である。しかし、Nを過剰に含有し、TiNが過剰に形成されると、熱間圧延時に1300℃程度に加熱してもTiNは溶解せず、Ti炭化物の形成が阻害される。また、Nが固溶の状態で鋼中に存在すると、冷間鍛造性が著しく低下する。従って本発明では、N量は0.01%以下とする。N量は、好ましくは0.008%以下、より好ましくは0.006%以下である。

[0032] 本発明に係る高強度ボルト用鋼の成分組成は、上記の通りであり、残部は、鉄および不可避不純物である。該不可避不純物としては、原料、資材、製造設備等の状況によって持ち込まれる元素の混入が許容される。

[0033] 本発明に係る高強度ボルト用鋼は、圧延後の金属組織がフェライトとパーライトの混合組織である。この混合組織には、ベイナイト組織が一部含まれていてもよい。ベイナイト組織は、金属組織全体に対して5面積%以下であることが好ましい。

[0034] 次に、本発明に係る高強度ボルト用鋼を製造する方法について説明する。本発明に係る高強度ボルト用鋼は、上記成分組成を満足する鋼を溶製し、鑄造した後、例えば、950℃以上に加熱し、800～1000℃の温度域で、線材または棒鋼形状に、熱間圧延または熱間鍛造した後、600℃以下の温度まで、平均冷却速度を0℃/秒超3℃/秒以下として徐冷することにより製造できる。

[0035] 950℃以上に加熱することによって、結晶粒の微細化に有効なTiの炭化物、窒化物、炭窒化物を、オーステナイトに固溶させることができる。この温度が950℃未満では、炭化物、窒化物、炭窒化物の固溶量が少なくなり、後の熱間圧延で微細なTiやVの炭化物、窒化物、炭窒化物が生成しにくくなる。そのため、焼入れ時の結晶粒微細化の効果が減少する。この温度は、より好ましくは1000℃以上である。加熱温度の上限は特に限定され

ないが、例えば、1350℃程度とすればよい。

[0036] 熱間圧延または熱間鍛造では、上記加熱時に固溶させたTiやVを微細な炭化物、窒化物、炭窒化物として鋼中に析出させればよい。そのためには仕上げ圧延温度または熱間鍛造温度を1000℃以下にすることが好ましい。仕上げ圧延温度または熱間鍛造温度が1000℃よりも高くなるとTiやVの炭化物、窒化物、炭窒化物が析出しにくくなるため、焼入れ時の結晶粒微細化の効果が減少する。一方、仕上げ圧延温度または熱間鍛造温度が低くなりすぎると、圧延荷重の増加や表面疵の発生増大があり、非現実的となるためその下限は800℃以上とすることが好ましい。ここで、仕上げ圧延温度は、最終圧延パス前または圧延ロール群前の放射温度計で測定可能な表面の平均温度とした。

[0037] 熱間圧延または熱間鍛造後の冷却では、後のボルト形状への成形性を向上させるため、金属組織をフェライトとパーライトの混合組織にすることが重要であり、そのためには熱間圧延または熱間鍛造後の平均冷却速度を3℃/秒以下にすることが好ましい。平均冷却速度が3℃/秒より大きくなると、ベイナイトやマルテンサイトが生成するため、ボルト形状への成形性が大幅に悪化する。平均冷却速度は、より好ましくは2℃/秒以下である。

[0038] 冷却して得られた高強度ボルト用鋼は、常法に従って、ボルト形状に成形した後、焼入れ処理および焼戻し処理を行い、金属組織を焼戻しマルテンサイトとすることによって、高強度で、しかも耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルトが得られる。

[0039] 焼入れ処理および焼戻し処理の条件は特に限定されず、常法に従って行えばよい。

[0040] 焼入れ処理は、例えば、850～960℃に加熱して行うことが好ましい。850℃以上に加熱することにより、安定的にオーステナイト化できる。加熱温度は、より好ましくは880℃以上、更に好ましくは900℃以上である。しかし、加熱温度が960℃を超えると、結晶粒が粗大化し、耐遅れ破壊性が劣化することがある。従って上記加熱温度は、960℃以下とする

ことが好ましい。加熱温度は、より好ましくは 950°C 以下、更に好ましくは 940°C 以下である。

[0041] 焼入れしたままのボルトは、靱性および延性が低く、そのままの状態ではボルト製品にならない。そこで、焼入れ処理した後は、焼戻し処理を施す。

[0042] 焼戻し処理は、例えば、 $300\sim 500^{\circ}\text{C}$ に加熱して行うことが好ましい。焼戻し処理時の温度は、 300°C 以上が好ましく、より好ましくは 330°C 以上、更に好ましくは 350°C 以上である。低温焼戻し脆性を回避するには、 380°C 以上の温度で焼戻しするのが良い。しかし焼戻し温度が 500°C を超えると、 1100MPa 以上の強度を確保することが難しくなる。従って 500°C 以下の温度で焼戻しすることが好ましい。焼戻し温度は、より好ましくは 480°C 以下、更に好ましくは 450°C 以下である。

[0043] 焼戻し処理における加熱保持時間は特に限定されず、例えば、 $20\sim 60$ 分程度である。

[0044] 上記高強度ボルト用鋼は、ボルト形状に成形するに先立って、球状化処理を行なってもよい。球状化処理条件は特に限定されず、公知の条件を採用できる。

[0045] 球状化処理するときの加熱温度は、例えば、 $700\sim 800^{\circ}\text{C}$ とすればよい。 700°C 以上に加熱することによって、パーライト組織中の炭化物を鋼中に溶かすことができる。加熱温度は、好ましくは 710°C 以上、より好ましくは 720°C 以上である。しかし加熱温度が 800°C を超えると、冷却中に再生パーライトが生成し、冷間鍛造性が劣化することがある。従って加熱温度は、 800°C 以下とすることが好ましく、より好ましくは 790°C 以下、更に好ましくは 780°C 以下である。

[0046] 上記加熱温度で加熱した後は、室温まで、平均冷却速度を $20^{\circ}\text{C}/\text{時間}$ 以下として冷却することが好ましい。平均冷却速度が $20^{\circ}\text{C}/\text{時間}$ を超えると、パーライト組織が形成されて冷間鍛造性が悪くなることがある。平均冷却速度は、より好ましくは $18^{\circ}\text{C}/\text{時間}$ 以下、更に好ましくは $16^{\circ}\text{C}/\text{時間}$ 以下である。

- [0047] 本発明で規定する高強度ボルト用鋼を、焼入れ処理および焼戻し処理して得られた高強度ボルトの軸部は、表層から中心部まで金属組織が焼戻しマルテンサイトとなり、1100MPa以上の強度を確保できる。高強度ボルトの軸部における強度は、JIS B1051（2000年）に基づいて測定すればよい。
- [0048] 上記高強度ボルトは、軸部における旧オーステナイトの結晶粒度番号が、8番以上であることが好ましい。旧オーステナイトの結晶粒が、微細化するほど耐遅れ破壊性が向上するからである。結晶粒度番号は、より好ましくは8.5番以上、更に好ましくは9.0番以上である。結晶粒度番号の上限は特に限定されないが、例えば、12番以下であればよい。
- [0049] 上記結晶粒度番号は、JIS G0551（2013年）に基づいて測定すればよい。
- [0050] 本願は、2014年3月25日に出願された日本国特許出願第2014-062656号に基づく優先権の利益を主張するものである。日本国特許出願第2014-062656号の明細書の全内容が、本願に参考のため援用される。
- [0051] 以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明は下記実施例によって制限を受けるものではなく、前記および後記の趣旨に適合し得る範囲で変更を加えて実施することも勿論可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に包含される。

実施例

- [0052] 下記表1に示す成分組成を有し、残部は、鉄および不可避不純物の鋼を溶製し、得られた鋳造片を1200℃に加熱し、圧延もしくは熱間鍛造を行い、600℃以下の温度まで、平均冷却速度を1℃/秒として徐冷し、直径12mmの線材を製造した。
- [0053] 下記表1には、鋼に含まれるC量およびMn量に基づいて上記式(1)の左辺から求められる $1 / ([C] \times [Mn])$ の値、鋼に含まれるC量、Si量、Mn量、およびCr量に基づいて上記式(2)の左辺から求められる

$[C] + [Si] / 2 + [Mn] / 2 + [Cr] / 3$ の値を示す。下記表1では、 $1 / ([C] \times [Mn])$ の値はX値と表記し、 $[C] + [Si] / 2 + [Mn] / 2 + [Cr] / 3$ の値はY値と表記した。

[0054] 次に、得られた線材の金属組織を観察した。金属組織は、線材を横断面で切断し、ナイトール腐食液でエッチングした後、 $D / 4$ 位置の任意の領域を光学顕微鏡で観察した。Dは線材の直径を示す。観察倍率は、400倍とした。その結果、線材の組織は、フェライトとパーライトの混合組織であった。

[0055] 次に、得られた線材を 870°C に加熱した後、 870°C から焼入れ処理を行った。焼入れ処理後、下記表2に示す焼戻し温度($^{\circ}\text{C}$)に再加熱し、1時間保持して焼戻し処理を行い、供試材を製造した。

[0056] 得られた供試材の金属組織を、上記線材と同じ手順で観察した。その結果、金属組織は、焼戻しマルテンサイト組織であった。

[0057] 次に、得られた供試材について、旧オーステナイト粒の結晶粒度番号を測定した。結晶粒度番号は、得られた供試材をJIS G0551(2013年)で規定される焼入れ焼戻し法に従って結晶粒界を現出させ、供試材の縦断面における $D / 4$ 位置の任意の領域で測定した。Dは供試材の直径を示す。

[0058] 次に、得られた供試材から、JIS Z2241(2011年)で規定される14A号試験片を切り出し、JIS Z2241(2011年)に従って引張試験を行い、引張強さを測定した。測定結果を下記表2に示す。本発明では、引張強さが 1100MPa 以上の場合を合格とする。

[0059] 次に、引張強さが 1100MPa 以上であった供試材について、耐遅れ破壊性を評価した。耐遅れ破壊性は、上記供試材から、図1Aに示す切り欠き付き試験片を切り出し、引張試験および耐遅れ破壊試験を行って評価した。図1Bに切り欠き部の形状を示す。切り欠き付き試験片を用いたのは、ねじ部の応力集中を模擬するためである。即ち、上記切り欠き付き試験片を用い、JIS Z2241(2011年)に従って引張試験を行い、最大応力を

測定した。なお、図1Bに示した K_t は応力集中係数を示している。

[0060] また、耐遅れ破壊試験として、上記切り欠き付き試験片を、15% HCl 水溶液に30分間浸漬し、水洗および乾燥した後、一定荷重を負荷し、100時間以上破断しない荷重の最大値（以下、100時間保持応力ということがある）を測定した。

[0061] 上記100時間保持応力を、上記最大応力で除した値、即ち、100時間保持応力／最大応力の値を遅れ破壊強度比と定義し、この値を下記表2に示す。本発明では、遅れ破壊強度比が0.70以上の場合を合格とし、耐遅れ破壊性に優れると評価した。

[0062] また、上記 $1 / ([C] \times [Mn])$ の値と、遅れ破壊強度比との関係を図2に示す。図2においては、本発明例であるNo. 1～9をプロットすると共に、比較例であるNo. 10～20のうち、X値が本発明で規定する要件を外れるNo. 12～14、18、19をプロットした。なお、No. 20のX値は本発明で規定する要件を外れているが、No. 20は、Moを含有した参考例であるため、図2にプロットしなかった。

[0063]

[表1]

No.	成分組成(質量%)											X値	Y値
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ti	B	Al	N	Mo		
1	0.25	0.49	0.51	0.003	0.010	0.52	0.053	0.0021	0.059	0.0051	-	7.84	0.92
2	0.32	0.50	0.53	0.003	0.009	0.53	0.053	0.0021	0.062	0.0058	-	5.90	1.01
3	0.23	0.49	0.52	0.007	0.011	1.02	0.052	0.0019	0.062	0.0043	-	8.36	1.08
4	0.27	0.49	0.51	0.002	0.010	1.02	0.052	0.0018	0.056	0.0032	-	7.26	1.11
5	0.27	0.50	0.50	0.010	0.010	0.80	0.050	0.0020	0.050	0.0063	-	7.41	1.04
6	0.27	0.70	0.20	0.010	0.010	1.20	0.050	0.0020	0.040	0.0041	-	18.52	1.12
7	0.24	0.45	0.45	0.008	0.012	0.95	0.082	0.0038	0.062	0.0050	-	9.26	1.01
8	0.27	0.62	0.51	0.009	0.008	1.06	0.052	0.0018	0.056	0.0050	-	7.26	1.19
9	0.30	0.47	0.35	0.014	0.012	0.39	0.092	0.0020	0.050	0.0050	-	9.52	0.84
10	0.15	0.35	0.55	0.015	0.016	0.51	0.070	0.0020	0.032	0.0045	-	12.12	0.77
11	0.45	0.93	0.38	0.018	0.011	0.03	0.073	0.0018	0.035	0.0052	-	5.85	1.12
12	0.31	0.33	0.75	0.013	0.023	1.01	0.005	-	0.031	0.0037	-	4.30	1.19
13	0.24	0.07	1.07	0.011	0.003	0.29	0.046	0.0017	0.035	0.0041	-	3.89	0.91
14	0.28	0.10	0.87	0.015	0.015	0.40	0.050	0.0013	0.033	0.0015	-	4.11	0.90
15	0.24	0.04	0.52	0.006	0.002	0.73	0.048	0.0016	0.030	0.0051	-	8.01	0.76
16	0.24	0.50	0.52	0.014	0.008	0.16	0.030	0.0015	0.030	0.0033	-	8.01	0.80
17	0.30	1.08	0.40	0.014	0.019	0.78	-	0.0020	0.053	0.0063	-	8.33	1.30
18	0.34	0.50	0.55	0.003	0.009	0.53	0.053	0.0021	0.062	0.0030	-	5.35	1.04
19	0.34	0.70	0.58	0.003	0.009	1.08	0.021	0.0040	0.024	0.0041	-	5.07	1.34
20	0.33	0.18	0.65	0.010	0.090	1.10	0.006	-	0.026	0.0310	0.1700	4.66	1.11

$$X値 = 1 / ([C] \times [Mn])$$

$$Y値 = [C] + [Si]/2 + [Mn]/2 + [Cr]/3$$

[0064]

[表2]

No.	焼戻し温度 (°C)	結晶粒度番号	引張強さ (MPa)	100時間保持応力 (MPa)	遅れ破壊強度比
1	380	9.0	1272	1800	0.86
2	420	8.5	1267	1650	0.79
3	420	8.5	1262	1800	0.85
4	450	8.5	1219	1650	0.80
5	435	9.5	1264	1750	0.82
6	480	9.0	1235	1850	0.90
7	380	8.5	1363	1800	0.81
8	420	8.5	1401	1550	0.71
9	400	9.0	1295	1650	0.79
10	380	9.0	879	-	-
11	500	9.0	1440	1250	0.55
12	370	8.0	1190	400	0.22
13	350	10.0	1218	1000	0.47
14	410	9.0	1225	600	0.29
15	400	9.0	1023	-	-
16	400	9.0	992	-	-
17	410	8.0	1239	1350	0.63
18	420	8.5	1290	1350	0.64
19	420	8.5	1310	1250	0.57
20	450	9.8	1330	1500	0.72

[0065] 表1、表2、および図2から、次のように考察できる。No. 1～9は、本発明で規定する要件を満足する例である。鋼の成分組成が適切に制御されているため、1100MPa以上の高強度と、優れた耐遅れ破壊性を達成できている。

[0066] これに対し、No. 10～19は、本発明で規定するいずれかの要件を満足しない例である。これらのうち、No. 10は、C量が少な過ぎるため、Y値が0.82を下回った例であり、1100MPa以上の強度を確保できなかった。No. 11は、C量が過剰な例であり、靱性および延性が低下したため、耐遅れ破壊性を改善できていないと考えられる。No. 12～14は、Mn量を過剰に含有し、X値が5.5を下回った例であり、偏析によって粒界強度が低下し、耐遅れ破壊性を改善できなかったと考えられる。No

． 15 は、S i 量が少な過ぎるため、Y 値が 0.82 を下回った例であり、1100MPa 以上の強度を確保できなかった。No. 16 は、C r 量が少な過ぎる例であり、Y 値が 0.82 を下回ったため、1100MPa 以上の強度を確保できなかった。

[0067] No. 17 は、T i 量を含有しない例であり、水素トラップサイトとなる T i C が析出しなかったため、耐遅れ破壊性を改善できなかったと考えられる。No. 18 は、X 値が 5.5 を下回った例であり、耐遅れ破壊性を改善できなかった。No. 19 は、T i 量が少な過ぎ、また X 値が 5.5 を下回った例であり、耐遅れ破壊性を改善できなかった。No. 20 は、J I S 規格の S C M 4 3 5 を模擬した参考例である。No. 20 は、1100MPa 以上の強度を有し、しかも耐遅れ破壊性を改善できているが、M o を含有しているため、コスト高となっている。

請求の範囲

[請求項1]

質量%で、

C : 0.20~0.35%、

Si : 0.3~1.0%、

Mn : 0%超0.6%以下、

P : 0%超0.02%以下、

S : 0%超0.02%以下、

Cr : 0.3~1.5%、

Al : 0.01~0.1%、

Ti : 0.05~0.1%、

B : 0.0003~0.005%、および

N : 0%超0.01%以下を含有すると共に、

下記式(1)および式(2)を満足し、

残部が鉄および不可避不純物からなり、

フェライトとパーライトの混合組織であることを特徴とする耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト用鋼。

$$1 / ([C] \times [Mn]) \geq 5.5 \quad \dots (1)$$

$$[C] + [Si] / 2 + [Mn] / 2 + [Cr] / 3 \geq 0.82 \quad \dots (2)$$

[式(1)、式(2)において、[]は、各元素の含有量(質量%)を意味する。]

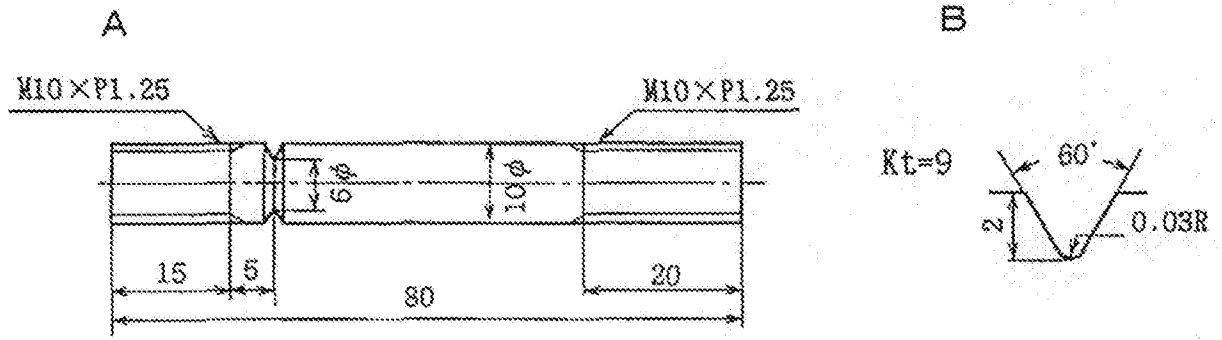
[請求項2]

請求項1に記載の鋼を用いて得られるボルトであり、

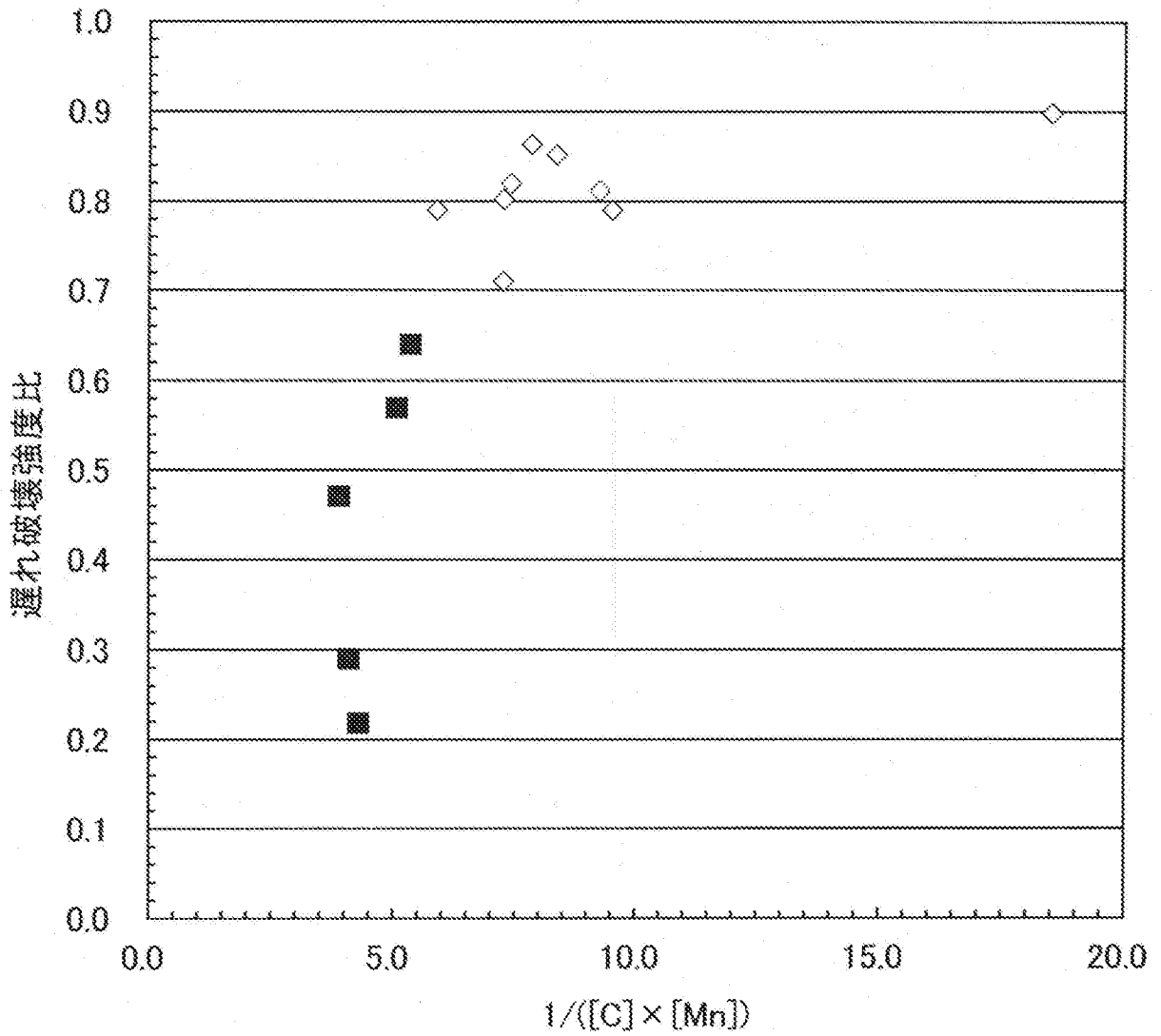
金属組織は焼戻しマルテンサイト組織で、

引張強さが1100MPa以上であることを特徴とする耐遅れ破壊性に優れた高強度ボルト。

[図1]



[図2]



INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.
PCT/JP2015/053763

A. CLASSIFICATION OF SUBJECT MATTER
C22C38/00(2006.01)i, C22C38/32(2006.01)i, F16B35/00(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, C22C38/32, F16B35/00

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	1996-2015
Kokai Jitsuyo Shinan Koho	1971-2015	Toroku Jitsuyo Shinan Koho	1994-2015

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.
A	JP 2012-162798 A (Kobe Steel, Ltd.), 30 August 2012 (30.08.2012), tables 1 to 2 & WO 2012/098938 A1	1, 2
A	JP 2013-82963 A (Kobe Steel, Ltd.), 09 May 2013 (09.05.2013), tables 1 to 4 & US 2014/0241829 A1 & EP 2765213 A1 & WO 2013/051513 A1 & TW 201329253 A & CN 103842546 A & KR 10-2014-0064929 A & CA 2861997 A1	1, 2

Further documents are listed in the continuation of Box C. See patent family annex.

* Special categories of cited documents:	"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
"A" document defining the general state of the art which is not considered to be of particular relevance	"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
"E" earlier application or patent but published on or after the international filing date	"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
"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)	"&" document member of the same patent family
"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	

Date of the actual completion of the international search 27 April 2015 (27.04.15)	Date of mailing of the international search report 12 May 2015 (12.05.15)
---	--

Name and mailing address of the ISA/ Japan Patent Office 3-4-3, Kasumigaseki, Chiyoda-ku, Tokyo 100-8915, Japan	Authorized officer Telephone No.
--	---

INTERNATIONAL SEARCH REPORT

International application No.

PCT/JP2015/053763

C (Continuation). DOCUMENTS CONSIDERED TO BE RELEVANT

Category*	Citation of document, with indication, where appropriate, of the relevant passages	Relevant to claim No.
A	JP 2012-41587 A (Nippon Steel Corp.), 01 March 2012 (01.03.2012), table 1 & US 2013/0133789 A1 & WO 2012/023483 A1 & CN 103080353 A & KR 10-2013-0034045 A & MX 2013001724 A	1, 2
A	JP 2011-1599 A (Kobe Steel, Ltd.), 06 January 2011 (06.01.2011), tables 1 to 3 (Family: none)	1, 2
A	JP 2014-15664 A (Kobe Steel, Ltd.), 30 January 2014 (30.01.2014), tables 1 to 2 (Family: none)	1, 2

A. 発明の属する分野の分類（国際特許分類（IPC）） Int.Cl. C22C38/00(2006.01)i, C22C38/32(2006.01)i, F16B35/00(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（IPC）） Int.Cl. C22C38/00, C22C38/32, F16B35/00		
最小限資料以外の資料で調査を行った分野に含まれるもの 日本国実用新案公報 1922-1996年 日本国公開実用新案公報 1971-2015年 日本国実用新案登録公報 1996-2015年 日本国登録実用新案公報 1994-2015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
A	JP 2012-162798 A (株式会社神戸製鋼所) 2012.08.30, 表1-2 & WO 2012/098938 A1	1, 2
A	JP 2013-82963 A (株式会社神戸製鋼所) 2013.05.09, 表1-4 & US 2014/0241829 A1 & EP 2765213 A1 & WO 2013/051513 A1 & TW 201329253 A & CN 103842546 A & KR 10-2014-0064929 A & CA 2861997 A1	1, 2
<input checked="" type="checkbox"/> C欄の続きにも文献が列挙されている。 <input type="checkbox"/> パテントファミリーに関する別紙を参照。		
* 引用文献のカテゴリー 「A」特に関連のある文献ではなく、一般的技術水準を示すもの 「E」国際出願日前の出願または特許であるが、国際出願日以後に公表されたもの 「L」優先権主張に疑義を提起する文献又は他の文献の発行日若しくは他の特別な理由を確立するために引用する文献（理由を付す） 「O」口頭による開示、使用、展示等に言及する文献 「P」国際出願日前で、かつ優先権の主張の基礎となる出願日の後に公表された文献 「T」国際出願日又は優先日後に公表された文献であって出願と矛盾するものではなく、発明の原理又は理論の理解のために引用するもの 「X」特に関連のある文献であって、当該文献のみで発明の新規性又は進歩性がないと考えられるもの 「Y」特に関連のある文献であって、当該文献と他の1以上の文献との、当業者にとって自明である組合せによって進歩性がないと考えられるもの 「&」同一パテントファミリー文献		
国際調査を完了した日 27.04.2015	国際調査報告の発送日 12.05.2015	
国際調査機関の名称及びあて先 日本国特許庁（ISA/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） 坂巻 佳世 電話番号 03-3581-1101 内線 3435	4 K 4426

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 2012-41587 A (新日本製鐵株式会社) 2012.03.01, 表 1 & US 2013/0133789 A1 & WO 2012/023483 A1 & CN 103080353 A & KR 10-2013-0034045 A & MX 2013001724 A	1, 2
A	JP 2011-1599 A (株式会社神戸製鋼所) 2011.01.06, 表 1 - 3 (ファミリーなし)	1, 2
A	JP 2014-15664 A (株式会社神戸製鋼所) 2014.01.30, 表 1 - 2 (ファミリーなし)	1, 2