

明 細 書

発明の名称：

材質均一性に優れた厚肉高靱性高張力鋼板およびその製造方法

技術分野

[0001] 本発明は、建築、橋梁、造船、海洋構造物、建産機、タンクおよびペンストックなどの鉄鋼構造物に用いて好適な、強度、伸び、靱性に優れ、さらには板厚方向の材質均一性にも優れた厚鋼板およびその製造方法に関するものである。

特に本発明は、板厚中心部における降伏強度が500MPa以上で、板厚中心部における板厚方向引張による絞り値が40%以上で、板厚中心部における−60℃での低温靱性が70 J以上である、板厚が100mm以上の厚肉高靱性高張力鋼板に関するものである。

本発明において、材質均一性に優れるとは、板厚方向における硬度差が小さいことをいう。

背景技術

[0002] 建築、橋梁、造船、海洋構造物、建産機、タンクおよびペンストック等の各分野で鋼材が使用される場合、これらの鉄鋼構造物の形状に対応して、溶接により所望の形状に仕上げられる。近年、鉄鋼構造物の大型化が著しく進展しており、使用される鋼材の高強度化や厚肉化が顕著に進んでいる。

[0003] 板厚が100mm以上の厚肉の鋼板は、通常、造塊法により製造された大型鋼塊を分塊圧延し、得られた分塊スラブを熱間圧延することによって製造されている。しかし、この造塊一分塊プロセスは押湯部の濃厚偏析部や、鋼塊底部の負偏析部を切り捨てる必要があるため、歩留りが上がらず、製造コストの上昇や、工期が長くなるという課題がある。

[0004] 一方、板厚が100mm以上の厚肉鋼板の製造を、連続 casting スラブを素材とするプロセスで行った場合、上記のような懸念はないものの、連続 casting スラブの厚さが造塊法で製造されたスラブに比べて小さいため、製品厚までの圧下量

が小さいという問題がある。また、近年では、一般的に鋼材の高強度化や、厚肉化を要求する傾向にあり、必要な特性を確保するために添加される合金元素量が増加し、その結果、中心偏析に起因したセンターポロシティの発生や、大型化による内質の劣化などが新たな問題として発生している。

[0005] これらの問題を解決するために、連続鋳造スラブから極厚鋼板を製造する過程で、センターポロシティを圧着して、鋼板内の中心偏析部の特性を改善することを目的に、以下のような技術が提案されている。

[0006] 例えば、非特許文献 1 には、連続鋳造スラブの熱間圧延時の圧延形状比を大きくすることによって、センターポロシティを圧着する技術が記載されている。

[0007] また、特許文献 1 および 2 には、連続鋳造スラブを製造する際に、連続鋳造機中でロールまたは平金敷を用いて加工することにより、連続鋳造スラブのセンターポロシティを圧着する技術が記載されている。

[0008] 特許文献 3 には、連続鋳造スラブから累積圧下率が 70% 以下の厚肉鋼板を製造する際に、熱間圧延前に鍛造加工することによりセンターポロシティの圧着を図る技術が記載されている。

[0009] 特許文献 4 には、全圧下率：35～67% の鍛造および厚板圧延により、連続鋳造スラブから極厚鋼板を製造するに当たり、鍛造前に素材の板厚中心部を 1200℃ 以上の温度に 20 時間以上保持し、鍛造の圧下率を 16% 以上として、センターポロシティの消滅に加え、中心偏析帯を軽減して、耐焼戻し脆化特性の改善を図る技術が記載されている。

[0010] 特許文献 5 には、連続鋳造スラブにクロス鍛造を実施したのち、熱間圧延することによって、センターポロシティと中心偏析の改善を図る技術が記載されている。

[0011] 特許文献 6 には、連続鋳造スラブを 1200℃ 以上の温度に 20 時間以上保持し、鍛造の圧下率を 17% 以上とし、厚板圧延は鍛造を含めた全圧下率が 23～50% の範囲で行い、さらに厚板圧延後に 2 回焼入れ処理を行うことで、センターポロシティの消滅に加え、中心偏析帯を軽減した引張強さ 588MPa 以上の厚

鋼板の製造方法が記載されている。

- [0012] 特許文献7には、特定の成分を有する連続鋳造スラブを、1100～1350℃に再加熱後、1000℃以上における歪速度を0.05～3/s、累積圧下量を15%以上とする熱間加工を施すことにより、溶接性と板厚方向の延性に優れる厚鋼板の製造方法が記載されている。

先行技術文献

特許文献

- [0013] 特許文献1：特開昭55－114404号公報
特許文献2：特開昭61－273201号公報
特許文献3：特許第3333619号公報
特許文献4：特開2002－194431号公報
特許文献5：特開2000－263103号公報
特許文献6：特開2006－111918号公報
特許文献7：特開2010－106298号公報

非特許文献

- [0014] 非特許文献1：鉄と鋼，66（1980），201-210頁

発明の概要

発明が解決しようとする課題

- [0015] しかしながら、非特許文献1に記載の技術では、内質の良好な鋼板を得るために圧延形状比の高い圧延を繰り返し行う必要があるが、圧延機の設備仕様の上限を超える範囲となり、製造上の課題がある。また、通常の方法で圧延すると、板厚中心部の加工が不十分となり、センターポロシティが残存し、内質の改善が達成できない懸念がある。
- [0016] また、特許文献1および2に記載された技術では、板厚が100mm以上の厚鋼板を製造するためには連続鋳造設備を大型化する必要があり、大規模な設備投資を必要とするという課題がある。
- [0017] さらに、特許文献3～7に記載された技術は、センターポロシティの低減

や、中心偏析帯の改善には有効であるものの、これらの技術を、降伏強度が500MPa以上で、合金添加量が多く、板厚が100mm以上の厚肉鋼板の製造に適用する場合には、次のような問題があった。すなわち、材料の高強度化および厚肉化に伴いトレードオフの関係で靱性が劣化するため、従来の圧延方法や鍛造方法では-60℃における板厚中心部の靱性確保は困難であった。

[0018] 本発明は、上記した諸問題を有利に解決するもので、合金元素の添加量を増やす必要がある厚肉の高強度鋼板においても、板厚中心部の強度、伸びおよび靱性に優れる厚肉高張力鋼板を、その有利な製造方法と共に提供することを目的とする。

課題を解決するための手段

[0019] さて、発明者らは、上記の課題を解決すべく、特に板厚100mm以上の厚肉鋼板を対象に、板厚中心部における強度、伸び、靱性に関して、鋼板内部のミクロ組織制御因子について鋭意研究を行い、以下の知見を得た。

[0020] (A) 鋼板表面に比べて著しく冷却速度が遅い板厚中心部において、良好な強度および靱性を得るためには、鋼組成を適切に選定して、遅い冷却速度であっても、ミクロ組織をマルテンサイトおよび／またはベイナイト組織とすることが重要である。

[0021] (B) 高強度化により延性が低下しやすく、しかも延性に対する欠陥の感受性が高まる厚鋼板の板厚中心部において良好な延性を確保するためには、熱間鍛造時の金型の形状および総圧下量と、その時の歪速度を管理して、センターポロシティを圧着し無害化することが重要である。

[0022] 本発明は、上記した知見に基づき、さらに検討を加えて完成されたもので、本発明の要旨構成は次のとおりである。

1. 質量%で、C : 0.08~0.20%、Si : 0.40%以下、Mn : 0.5~5.0%、P : 0.015%以下、S : 0.0050%以下、Ni : 5.0%以下、Ti : 0.005~0.020%、Al : 0.080%以下、N : 0.0070%以下およびB : 0.0030%以下を含有し、さらにCu : 0.50%以下、Cr : 3.0%以下、Mo : 1.50%以下、V : 0.200%以下およびNb : 0.100%以下のうちから選んだ1種または2種以上を含有し、下記(1)式に

示す関係式 C_{eq}^{IIW} が $0.55 \sim 0.80$ を満たし、残部は Fe および不可避免の不純物からなる鋼板であって、板厚中心部における降伏強度が 500MPa 以上、板厚中心部における板厚方向引張による絞り値が 40% 以上、板厚中心部における -60°C での低温靱性が 70J 以上である、板厚が 100mm 以上の材質均一性に優れた厚肉高靱性高張力鋼板。

記

$$C_{eq}^{IIW} = C + \text{Mn}/6 + (\text{Cu} + \text{Ni})/15 + (\text{Cr} + \text{Mo} + \text{V})/5 \quad \cdot \cdot \cdot (1)$$

上掲式において各元素記号は鋼中の含有量（質量％）とし、含有しないものは 0 として計算する。

[0023] 2. さらに、質量％で、 $\text{Mg} : 0.0005 \sim 0.0100\%$ 、 $\text{Ta} : 0.01 \sim 0.20\%$ 、 $\text{Zr} : 0.005 \sim 0.1\%$ 、 $\text{Y} : 0.001 \sim 0.01\%$ 、 $\text{Ca} : 0.0005 \sim 0.0050\%$ および $\text{REM} : 0.0005 \sim 0.0200\%$ のうちから選んだ 1 種または 2 種以上を含有する前記 1 に記載の材質均一性に優れた厚肉高靱性高張力鋼板。

[0024] 3. 板厚方向の硬度分布について、板厚表面の平均硬さ（HVS）と板厚中心部の平均硬さ（HVC）の差 ΔHV （ $=\text{HVS} - \text{HVC}$ ）が 30 以下である前記 1 または 2 に記載の材質均一性に優れた厚肉高靱性高張力鋼板。

[0025] 4. 前記 1 ～ 3 のいずれかに記載の厚肉高靱性高張力鋼板を製造する方法であって、

前記 1 または 2 に記載の成分組成になる連続鑄造スラブを、 $1200 \sim 1350^\circ\text{C}$ に加熱後、対向する金型の短辺が異なる金型で、短辺が短い方の短辺長さを 1 とした場合、短辺が長い方の短辺長さが $1.1 \sim 3.0$ となる金型を用い、温度： 1000°C 以上、歪速度： $3/\text{s}$ 以下、累積圧下量： 15% 以上の条件で熱間鍛造を行ったのち、放冷して鋼素材とし、該鋼素材を、再度 A_{c3} 点 $\sim 1250^\circ\text{C}$ に加熱後、1 パス当たりの圧下率が 4% 以上のパスを少なくとも 2 回行う熱間圧延を行ったのち、放冷して厚肉鋼板とし、ついで該厚肉鋼板を、 A_{c3} 点 $\sim 1050^\circ\text{C}$ に再々加熱後、 350°C 以下まで急冷したのち、 $550 \sim 700^\circ\text{C}$ で焼戻す、材質均一性に優れた厚肉高靱性高張力鋼板の製造方法。

[0026] 5. 前記厚肉高靱性高張力鋼板の製造に際し、加工前の前記連続鑄造スラブ

から熱間圧延後の前記厚肉鋼板までの圧下比を3以下とする前記4に記載の材質均一性に優れた厚肉高靱性高張力鋼板の製造方法。

発明の効果

[0027] 本発明によれば、母材の強度、伸びおよび靱性に優れ、かつ材質均一性に優れた板厚が100mm以上の厚鋼板を得ることができ、鉄鋼構造物の大型化、鉄鋼構造物の安全性の向上、歩留りの向上、製造工期の短縮に大きく寄与するので、産業上極めて有用である。特に、従来十分な板厚中心部の特性が得られなかった、加工前のスラブからの圧下比が3以下の場合でも、連続鋳造設備の大型化などの対策を行わずに良好な特性を得ることができる。

図面の簡単な説明

[0028] [図1]本発明に従う、非対称金型を用いたスラブの鍛造要領を示した図である。

[図2]上下対称の従来金型と上下非対称の本発明に従う金型を用いた場合における、素材（鋼板）中の相当塑性ひずみを、比較して示した図である。

発明を実施するための最良の形態

[0029] 以下、本発明を具体的に説明する。

まず、本発明における、鋼板成分の適正範囲を説明する。なお、鋼板成分における各元素の含有量の％表示は全て、質量％である。

[0030] C : 0.08～0.20％

Cは、構造用鋼に求められる強度を安価に得るために有用な元素であり、その効果を得るためには少なくとも0.08％の添加を必要とする。一方、0.20％を超えて含有すると、母材および溶接部の靱性を顕著に劣化させるため上限は0.20％とする。より好ましいC量は0.08～0.14％の範囲である。

[0031] Si : 0.40％以下

Siは、脱酸のために添加するが、0.40％を超えて添加すると母材および溶接熱影響部の靱性が顕著に低下するため、Si量は0.40％以下とする。より好ましいSi量は0.05～0.30％の範囲、さらに好ましいSi量は0.1～0.30％の範囲である。

[0032] Mn : 0.5~5.0%

Mnは、母材強度を確保する観点から添加するが、0.5%未満の添加ではその効果が十分でなく、一方5.0%を超えてMnを添加すると、母材の靱性が劣化するだけでなく、中心偏析を助長し、スラブのポロシティを大型化するため上限は5.0%とする。より好ましいMn量は0.6~2.0%の範囲、さらに好ましいMn量は0.6~1.6%の範囲である。

[0033] P : 0.015%以下

Pは、0.015%を超えて含有すると、母材および溶接熱影響部の靱性を著しく低下させるため0.015%以下に制限する。なお、P量の下限値は特に限定されず0%であっても良い。

[0034] S : 0.0050%以下

Sは、0.0050%を超えて含有すると、母材および溶接熱影響部の靱性を顕著に低下させるため、0.0050%以下に制限する。なお、S量の下限値は特に限定されず0%であっても良い。

[0035] Ni : 5.0%以下

Niは、鋼の強度および溶接熱影響部の靱性を向上させる有益な元素であるが、5.0%を超えて添加すると、経済性が著しく低下するため、Ni量の上限は5.0%とする。より好ましいNi量は0.5~4.0%の範囲である。

[0036] Ti : 0.005~0.020%

Tiは、加熱時にTiNを生成し、オーステナイトの粗大化を効果的に抑制し、母材および溶接熱影響部の靱性を向上させるので、0.005%以上含有させる。しかし、0.020%を超えてTiを添加すると、Ti窒化物が粗大化し母材の靱性を低下させるので、Ti量は0.005~0.020%の範囲とする。より好ましいTi量は0.008~0.015%の範囲である。

[0037] Al : 0.080%以下

Alは、溶鋼を十分に脱酸するために添加されるが、0.080%を超えて添加すると母材中に固溶するAl量が多くなり、母材靱性を低下させるので、Al量は0.080%以下とする。より好ましいAl量は0.030~0.080%の範囲、さらに好ま

しいAl量は0.030～0.060%の範囲である。

[0038] N : 0.0070%以下

Nは、Tiなどと窒化物を形成することによって組織を微細化し、母材および溶接熱影響部の靱性を向上させる効果を有するが、0.0070%を超えて添加すると、母材中に固溶するN量が増大し、母材靱性が著しく低下し、さらに溶接熱影響部においても粗大な炭窒化物を形成し靱性を低下させるので、N量は0.0070%以下とする。より好ましいN量は0.0050%以下、さらに好ましいN量は0.0040%以下である。なお、N量の下限値は特に限定されず0%であっても良い。

[0039] B : 0.0030%以下

Bは、オーステナイト粒界に偏析することで粒界からのフェライト変態を抑制し、焼入性を高める効果を有するが、0.0030%を超えて添加すると、炭窒化物として析出し焼入性を低下させ、靱性が低下するので、B量は0.0030%以下とする。より好ましいB量は0.0003～0.0030%の範囲、さらに好ましいB量は0.0005～0.0020%の範囲である。なお、B量の下限値は特に限定されず0%であっても良い。

[0040] また、本発明では、上記した元素に加え、さらに強度・靱性を高める目的で、Cu、Cr、Mo、VおよびNbのうちから選んだ1種または2種以上を含有させる。

Cu : 0.50%以下

Cuは、靱性を損なうことなく鋼の強度の向上が図れるが、0.50%より多く添加すると熱間加工時に鋼板表面に割れを生じるので0.50%以下とする。なお、Cu量の下限値は特に限定されず0%であっても良い。

[0041] Cr : 3.0%以下

Crは、母材の高強度化に有効な元素であるが、多量に添加すると溶接性を低下させるので、3.0%以下とする。製造コストの観点からより好ましいCr量は0.1～2.0%の範囲である。

[0042] Mo : 1.50%以下

Moは、母材の高強度化に有効な元素であるが、1.50%を超えて添加すると硬質の合金炭化物の析出による強度の上昇を引き起こして靱性を低下させるので、上限を1.50%とする。より好ましいMn量は0.02~0.80%の範囲である。

[0043] V : 0.200%以下

Vは、母材の強度・靱性の向上に効果があり、またVNとして析出することで、固溶Nの低減に有効であるが、0.200%を超えて添加すると、硬質なVCの析出によって鋼の靱性が低下するので、V量は0.200%以下とする。より好ましいV量は0.005~0.100%の範囲である

[0044] Nb : 0.100%以下

Nbは、母材の強度の向上に効果があるため有効であるが、0.100%を超える添加は母材の靱性を顕著に低下させるため上限を0.100%とする。より好ましいNb量は0.025%以下である。

[0045] 以上、基本成分について説明したが、本発明では、上記の成分に加えて、さらに材質を改善する目的で、Mg、Ta、Zr、Y、CaおよびREMのうちから選んだ1種または2種以上を含有させることができる。

Mg : 0.0005~0.0100%

Mgは、高温で安定な酸化物を形成し、溶接熱影響部の旧 γ （オーステナイト）粒の粗大化を効果的に抑制し、溶接部の靱性を向上させるのに有効な元素であるので、0.0005%以上含有させることが好ましい。しかし、0.0100%を超えてMgを添加すると、介在物量が増加し靱性が低下するので、Mgを添加する場合は、0.0100%以下とするのが好ましい。より好ましいMg量は0.0005~0.0050%の範囲である。

[0046] Ta : 0.01~0.20%

Taは、適正量添加すると、強度向上に有効である。しかし、Taの添加量が0.01%未満の場合は明瞭な効果が得られず、一方0.20%を超える場合は析出物生成によって靱性が低下するため、Ta量は0.01~0.20%とするのが好ましい。

[0047] Zr : 0.005~0.1%

Zrは、強度上昇に有効な元素であるが、添加量が0.005%未満の場合は顕著な効果が得られず、一方0.1%を超えるZr添加の場合は粗大な析出物を生成して、靱性の低下を来すため、Zr量は0.005~0.1%とするのが好ましい。

[0048] Y : 0.001~0.01%

Yは、高温で安定な酸化物を形成し、溶接熱影響部の旧 γ 粒の粗大化を効果的に抑制し、溶接部の靱性を向上させるのに有効な元素である。しかし、0.001%未満のY添加では効果が得られず、一方0.01%を超えてYを添加すると介在物量が増加し靱性が低下するので、Y量は0.001~0.01%とするのが好ましい。

[0049] Ca : 0.0005~0.0050%

Caは、硫化物系介在物の形態制御に有用な元素であり、その効果を発揮させるためには、0.0005%以上添加することが好ましい。しかし、0.0050%を超えてCaを添加すると、清浄度の低下を招き靱性を劣化させるので、Caを添加する場合は、0.0005~0.0050%とするのが好ましい。より好ましいCa量は0.0005~0.0025%の範囲である。

[0050] REM : 0.0005~0.0200%

REMも、Caと同様、鋼中で酸化物および硫化物を形成して材質を改善する効果があり、その効果を得るためには0.0005%以上の添加が必要である。一方、0.0200%を超えてREMを添加しても、その効果が飽和するため、REMを添加する場合は、0.0200%以下とするのが好ましい。より好ましいREM量は0.0005~0.0100%の範囲である。

[0051] 以上、基本成分および選択成分について説明したが、本発明では、 Ceq^{IIW} で示される炭素当量を適正範囲に調整することも重要である。

Ceq^{IIW} (%) : 0.55~0.80

本発明では、板厚中心部において降伏強度500MPa以上の強度と、 -60°C における良好な低温靱性を確保するために、適切な成分の添加が必要であり、次式(1)式で定義する Ceq^{IIW} (%) が 0.55~0.80の関係を満たすように成分

を調整する必要がある。

$$Ceq^{IIW} = C + Mn/6 + (Cu + Ni) / 15 + (Cr + Mo + V) / 5 \quad \cdot \cdot \cdot (1)$$

なお、式中の各元素記号はそれぞれの元素の含有量（質量％）を示す。

[0052] 本発明は、上述したような成分組成になる板厚が100mm以上の厚肉鋼板に対し、後述する鍛造プロセスを適用することにより、厚肉鋼板の板厚中心部のセンターポロシティを圧着して、実質的に無害化することが可能となる。

また、その後、後述する熱間加工プロセスを適用することにより、板厚中心部における強度、延性および靱性を向上させることができ、板厚中心部における降伏強度を500MPa以上、板厚中心部における板厚方向引張による絞り値を40%以上、板厚中心部における−60℃での低温靱性を70 J以上とすることができる。

[0053] また、降伏強度500MPa以上で板厚が100mm以上の厚肉鋼板において、一般的には板厚方向の硬度分布は、鋼板表面が高く、板厚中心部になるほど低下していくが、鋼板成分が不適切で、焼入性が不十分な場合は、フェライトおよび上部ベイナイト主体の組織となり、板厚方向の硬度分布の変化（表面近傍と板厚中心部の硬度差）が大きくなり、材質均一性が劣化する。

本発明においては、前述したとおり鋼板成分を適切に調整して、焼入性を確保することにより、ミクロ組織を、マルテンサイトおよび／またはベイナイト組織とすることが可能である。

特に、板厚方向の硬度分布において、板厚表面の平均硬さ（HVS）と板厚中心部の平均硬さ（HVC）の差 $\Delta HV (=HVS-HVC)$ を30以下とすることにより、材質均一性の一層の向上を図ることができる。

なお、板厚表面の平均硬さ（HVS）および板厚中心部の平均硬さ（HVC）は、例えば、鋼板長手方向に平行な断面において、鋼板表面から2 mm中心側の位置および板厚中心位置でそれぞれ数点硬さを測定し、これらを平均することと求めることができる。

[0054] 次に、本発明の製造条件について説明する。

以下の説明において、温度「℃」は、板厚中心部における温度を意味する

ものとする。特に、本発明における厚鋼板の製造方法では、鋼素材中のセンターポロシティなどの鑄造欠陥を無害化させるため、以下に述べる条件で鋼素材に熱間鍛造を施すことを必須とする。

[0055] I 鋼素材の熱間鍛造条件

加熱温度：1200～1350℃

上述の組成を有する鋳片または鋼片の鋼素材を、転炉、電気炉、真空溶解炉等、通常公知の方法で溶製し、連続鑄造したのち、1200～1350℃に加熱する。加熱温度が1200℃未満では、熱間鍛造における所定の累積圧下量と温度下限を確保できず、また熱間鍛造時の変形抵抗が高く、1パスあたりの十分な圧下量を確保できない。その結果、必要パス数が増加することで、製造能率の低下を招くだけでなく、鋼素材中のセンターポロシティなどの鑄造欠陥を圧着して無害化することができないため、スラブ加熱温度は1200℃以上とする。一方、加熱温度が1350℃を超えると、多大なエネルギーを消費し、加熱時のスケールにより表面疵が生じやすくなり、熱間鍛造後の手入れ負荷が増大するため、上限は1350℃とする。

[0056] 本発明における熱間鍛造は、連鑄スラブの幅方向に長辺を持ち、連鑄スラブの進行方向に短辺を有する対向する1対の金型によって行われるが、図1に示すように、この対向する金型の短辺同士が異なる長さを有しているところに、本発明の熱間鍛造の特徴がある。

図1中、符号1が上金型、2が下金型、3がスラブである。

[0057] そして、この対向する上下一対の金型のうち、短辺が短い方の金型（図1中では上金型）の短辺長さを1とした場合、これに対向する短辺が長い方の金型（図1中では下金型）の短辺長さを、短い方の短辺長さに比して1.1から3.0倍とすることで、鋼材内部における歪分布を非対称にすることができるのみならず、鍛造時に加えられる歪が最小となる位置と、連続鑄造スラブのセンターポロシティの発生位置とを合致させないようにすることが可能となる結果、センターポロシティをより確実に無害化できるのである。

[0058] 短辺が短い方と長い方の短辺長さ比が1.1未満の場合には、十分な無害化効

果が得られず、一方3.0を超える場合には、熱間鍛造の著しい能率の低下を招く。従って、本発明における熱間鍛造に用いる金型は、対向する1対の金型の短辺長さについて、短い方の短辺長さを1とすると、長い方の短辺長さは1.1から3.0とすることが肝要である。なお、短辺長さが短い方の金型は、連続鑄造スラブの上方であっても下方であっても構わず、対向する金型の短辺長さが上記の比を満足していれば良い。すなわち、図1において、下金型が短辺長さが短い方の金型であっても良い。

[0059] 次に、図2に、上下金型の短辺長さが等しい金型（図中、白丸で表す従来金型）と、短辺が短い方と長い方の短辺長さ比を2.5とした金型（図中、黒丸で表す本発明に従う金型）を用いて熱間鍛造を行った場合における、スラブ中の相当塑性ひずみを、スラブの板厚方向に計算した結果を、比較して示す。なお、上記金型を用いた熱間鍛造の条件は、金型形状以外は同じとし、加熱温度：1250℃、加工開始温度：1215℃、加工終了温度：1050℃、累積圧下量：16%、歪速度：0.1/s、最大1パス圧下量：8%、幅方向加工無し、とした。

図2より明らかなように、本発明に従う金型を用いた熱間鍛造の方が、スラブ中心まで、十分な歪を付与できていることが分かる。

[0060] 熱間鍛造温度：1000℃以上

熱間鍛造の鍛造温度が1000℃未満の場合、熱間鍛造時の変形抵抗が高くなるため、鍛造機への負荷が大きくなり、センターポロシティを確実に無害化することができなくなるため1000℃以上とする。なお、鍛造温度の上限に特に限定はないが、製造コストの観点から1350℃程度が好ましい。

[0061] 熱間鍛造の累積圧下量：15%以上

熱間鍛造の累積圧下量が15%未満の場合、鋼素材中のセンターポロシティなどの鑄造欠陥を圧着して無害化することができないため、15%以上とする。累積圧下量は大きいほど鑄造欠陥の無害化に有効であるが、製造性の観点からこの累積圧下量の上限値は30%程度とする。なお、連続鑄造スラブの幅方向を熱間鍛造することで厚みを増した場合は、その厚みからの累積圧下量

とする。

また、特に板厚が120mm以上の厚肉鋼板を製造する場合は、センターポロシティを確実に無害化するため、熱間鍛造時の1パスあたりの圧下率が5%以上となるパスを1パス以上確保することが好ましい。より好ましくは、1パスあたりの圧下率が7%以上である。

[0062] 熱間鍛造の歪速度：3/s以下

熱間鍛造の歪速度が3/sを超えると、熱間鍛造時の変形抵抗が高くなり、鍛造機への負荷が増大し、センターポロシティを無害化することができなくなるため3/s以下とする。

なお、歪速度が0.01/s未満になると、熱間鍛造時間が長くなって生産性の低下を招くため、0.01/s以上とすることが好ましい。より好ましい歪速度は0.05/s～1/sの範囲である。

[0063] なお、本発明では、上記の熱間鍛造後に熱間加工を施して、所望の板厚の鋼板にすると共に、板厚中心部における強度および靱性の向上を図る。

[0064] II 鍛造後の熱間加工条件

熱間鍛造後の鋼素材の再加熱温度： A_{c3} 点～1250℃

熱間鍛造後の鋼素材を A_{c3} 変態点以上に再加熱するのは、鋼をオーステナイト組織一相に均一化するためであり、加熱温度としては A_{c3} 点以上1250℃以下とする必要がある。

ここで、本発明では、 A_{c3} 変態点を、次式(2)により計算される値とする。

$$A_{c3} (^\circ\text{C}) = 937.2 - 476.5C + 56Si - 19.7Mn - 16.3Cu - 26.6Ni - 4.9Cr + 38.1Mo + 124.8V + 136.3Ti + 198.4Al + 3315B \quad \dots (2)$$

なお、(2)式中での各元素記号はそれぞれの合金元素の鋼中含有量（質量%）を示す。

[0065] 1パスあたりの圧下率が4%以上のパスを少なくとも2回行う熱間圧延

本発明では、 A_{c3} 点以上1250℃以下に再加熱後、1パスあたりの圧下率が4%以上のパスを少なくとも2回行う熱間圧延を行う。このような圧延を行うことで、板厚中心部に十分な加工を加えることが可能となり、再結晶の促進

により組織が微細化し、機械的特性の向上を図ることができる。なお、この熱間圧延におけるパス回数が少ないほど機械的特性が向上するため、パス回数は10パス以下とするのが好適である。

[0066] 熱間圧延後の熱処理条件

板厚中心部での強度と靱性を向上させるために、本発明では熱間圧延後、放冷し、 A_{c3} 点 $\sim 1050^{\circ}\text{C}$ に再々加熱したのち、少なくとも A_{r3} 点の温度から 350°C 以下まで急冷する。再々加熱温度を 1050°C 以下とするのは、 1050°C を超える高温の再加熱ではオーステナイト粒の粗大化による母材靱性の低下が著しいためである。

ここで、本発明では、 A_{r3} 変態点を、次式(3)により計算される値とする。

$$A_{r3} (^{\circ}\text{C}) = 910 - 310\text{C} - 80\text{Mn} - 20\text{Cu} - 15\text{Cr} - 55\text{Ni} - 80\text{Mo} \quad \dots$$

(3)

なお、(3)式中での各元素記号はそれぞれの合金元素の鋼中含有量（質量％）を示す。

[0067] 板厚中心部の温度は、板厚、表面温度および冷却条件等から、シミュレーション計算等により求めることができる。例えば、差分法を用い、板厚方向の温度分布を計算することにより、板厚中心温度が求められる。

急冷の方法は、工業的には水冷とすることが一般的であるが、冷却速度は可能な限り速いほうが望ましいため、冷却方法は水冷以外でも良く、例えばガス冷却などの方法もある。

[0068] 焼戻し温度： $550\sim 700^{\circ}\text{C}$

急冷後、 $550\sim 700^{\circ}\text{C}$ で焼戻すのは、 550°C 未満では残留応力の除去効果が少なく、一方 700°C を超える温度では、種々の炭化物が析出するとともに、母材の組織が粗大化し、強度、靱性が大幅に低下するためである。特に、焼戻し過程において、降伏強度を調整して、低温靱性を向上させるには、好ましくは 600°C 以上、より好ましくは 650°C 以上の温度での焼戻しが適している。

[0069] 工業的には、鋼の強靱化を目的に繰返し焼入れする場合がありますが、本発明においても繰返し焼入れをしても良いが、最終の焼入れの際には、 A_{c3} 点 ~ 10

50℃に加熱後、350℃以下まで急冷し、その後550～700℃で焼戻す必要がある。

[0070] さらに、本発明によれば、上記した優れた特性を得るには従来技術では困難とされた、加工前のスラブからの圧下比が3以下の範囲でも、所望の特性を得ることができる。

[0071] 以上説明したように、本発明の鋼板の製造では、焼入れ焼戻しを行うことによって、強度および靱性に優れる鋼板を製造することが可能となる。

実施例

[0072] 表1に示す鋼番1～32の鋼を溶製し、連続鑄造スラブとしたのち、表2に示す条件で、熱間鍛造および熱間圧延を施した。熱間圧延のパス回数は10回以下とした。その際、板厚は100～240mmの範囲とした。その後、表3に示す条件で焼入れ、焼戻し処理を行って、表2、3に試料No.1～44として示した鋼板を製造した。ついで、これらの鋼板を以下の試験に供した。

[0073] (1) 引張試験

各鋼板の板厚中心部から、圧延方向と直角方向に丸棒引張試験片(Φ:12.5mm、GL:50mm)を採取し、降伏強度(YS)、引張強度(TS)を測定した。

[0074] (2) 板厚方向引張試験

各鋼板について板厚方向に丸棒引張試験片(φ10mm)を3本採取し、破断後の絞りを測定し、その最小値で評価した。

[0075] (3) シャルピー衝撃試験

各鋼板の板厚中心部から、圧延方向を長手方向とする2mmVノッチシャルピー試験片を各3本ずつ採取し、各試験片について-60℃でシャルピー衝撃試験により吸収エネルギー(vE_{-60})を測定し、それぞれ3本の平均値を求めた。

[0076] (4) 硬度の測定

各鋼板の鋼板長手方向に平行な断面の硬度が測定できるように、表面および板厚中心から硬度測定用試験片を採取した。これらの試験片を、埋め込み研磨した後、表面位置は表面から2mm中心側の位置を、また板厚中心はまさ

に板厚中心位置をビッカース硬度計を用いて荷重98 N（10kgf）でそれぞれ3点ずつ測定し、その平均値を各位置の平均硬さとした。そして、（板厚表面の平均硬さ－板厚中心部の平均硬さ）を硬度差 Δ HVとした。

上記の試験結果を表3に併記する。

[0077]

[表1]

成分組成 (mass%)																									
鋼番	C	Si	Mn	P	S	Ni	Ti	Al	N	B	Cu	Cr	Mo	V	Nb	Mg	Ta	Zr	Y	Ca	REM	Ceq ^W	Ac ₃ °C	Ar ₃ °C	備考
1	0.081	0.15	1.6	0.008	0.0009	0.6	0.010	0.043	0.0035	0.0012	0.26	0.8	0.25	0.020	—	—	—	—	—	—	0.0020	—	0.62	877	687 適合鋼
2	0.087	0.10	1.3	0.004	0.0011	0.9	0.009	0.049	0.0030	0.0011	0.22	1.0	0.31	0.025	—	—	—	—	—	—	0.0110	0.65	873	685 適合鋼	
3	0.105	0.15	1.1	0.007	0.001	1.0	0.007	0.045	0.0033	0.0011	0.24	0.7	0.43	0.041	—	—	—	—	—	—	0.0014	—	0.60	875	686 適合鋼
4	0.115	0.21	1.2	0.006	0.0007	1.5	0.010	0.035	0.0029	0.0010	0.11	0.9	0.35	0.034	—	—	—	—	—	—	0.0015	—	0.68	854	652 適合鋼
5	0.119	0.17	1.2	0.005	0.0009	1.9	0.012	0.041	0.0030	0.0012	0.20	1.0	0.48	0.025	0.012	—	—	—	—	—	0.0021	—	0.75	843	616 適合鋼
6	0.123	0.21	1.1	0.005	0.0007	2.1	0.010	0.045	0.0027	0.0010	0.19	0.8	0.44	0.042	—	—	—	—	—	—	0.0013	—	0.72	841	617 適合鋼
7	0.120	0.16	1.1	0.004	0.0006	3.4	0.005	0.066	0.0042	0.0012	0.20	0.4	0.45	0.021	—	—	—	—	—	0.0022	—	0.72	809	552 適合鋼	
8	0.122	0.19	1.2	0.003	0.0004	2.2	0.011	0.044	0.0031	0.0012	0.15	0.9	0.46	0.035	—	—	—	—	—	0.0019	—	0.75	838	606 適合鋼	
9	0.125	0.20	1.2	0.005	0.0006	2.1	0.012	0.060	0.0040	0.0010	—	1.0	0.55	0.045	—	—	—	—	—	0.0017	—	0.78	849	605 適合鋼	
10	0.115	0.17	1.1	0.005	0.0006	2.4	0.010	0.055	0.0032	0.0012	0.20	0.8	0.50	0.040	—	—	—	—	—	—	0.0051	0.74	840	598 適合鋼	
11	0.160	0.23	1.5	0.004	0.0005	2.0	0.008	0.048	0.0029	0.0009	0.20	0.8	—	—	—	—	—	—	—	0.0023	—	0.72	798	614 適合鋼	
12	0.179	0.11	0.6	0.003	0.0003	4.2	0.009	0.053	0.0025	0.0008	—	—	0.50	—	—	—	—	—	—	—	—	0.66	768	536 適合鋼	
13	0.193	0.21	0.9	0.004	0.0009	2.2	0.011	0.050	0.0028	0.0012	—	1.0	—	0.015	—	—	—	—	—	0.0018	—	0.69	793	642 適合鋼	
14	0.125	0.22	1.2	0.006	0.0005	2.0	0.009	0.045	0.0024	—	0.15	0.7	0.42	0.043	—	—	—	—	—	0.0016	—	0.69	839	619 適合鋼	
15	0.119	0.24	1.1	0.005	0.0008	1.9	0.012	0.005	0.0025	0.0011	0.21	0.9	0.50	0.045	—	—	—	—	—	0.0015	—	0.73	845	623 適合鋼	
16	0.120	0.04	0.6	0.003	0.0006	0.1	0.010	0.027	0.0039	0.0009	—	1.8	0.87	0.090	—	—	—	—	—	—	—	0.78	913	723 適合鋼	
17	0.123	0.13	1.1	0.003	0.0004	1.8	0.011	0.035	0.0028	0.0012	0.20	0.9	0.50	0.045	—	0.0020	—	—	—	0.0017	—	0.73	846	627 適合鋼	
18	0.129	0.24	1.2	0.005	0.0012	0.9	0.008	0.004	0.0022	0.0006	0.25	1.0	0.45	—	—	—	0.055	—	—	—	—	0.70	854	669 適合鋼	
19	0.139	0.17	1.3	0.006	0.0009	1.5	0.009	0.004	0.0028	0.0009	0.30	0.6	0.50	0.004	—	—	—	0.007	—	0.0020	—	0.70	832	625 適合鋼	
20	0.110	0.28	1.1	0.006	0.001	0.5	0.010	0.040	0.0030	0.0010	0.21	0.7	0.44	0.150	—	—	—	—	0.004	0.0010	—	0.60	907	711 適合鋼	
21	0.122	0.21	0.7	0.005	0.0008	1.0	0.009	0.035	0.0028	0.0006	0.25	0.9	0.45	0.060	0.009	—	—	—	—	—	—	0.60	877	707 適合鋼	
22	0.228	0.25	1.3	0.005	0.0009	0.6	0.009	0.043	0.0030	0.0012	0.35	1.1	0.44	0.038	—	—	—	—	—	—	—	0.82	825	644 比較鋼	
23	0.152	0.56	1.0	0.006	0.0006	0.9	0.010	0.044	0.0032	0.0015	0.17	0.9	0.52	—	—	—	—	—	—	—	—	0.67	880	675 比較鋼	
24	0.105	0.40	0.3	0.009	0.0015	1.1	0.009	0.050	0.0030	0.0012	0.22	1.3	0.58	0.035	—	—	—	—	—	0.0021	—	0.63	906	723 比較鋼	
25	0.136	0.35	1.2	0.019	0.0012	0.5	0.011	0.045	0.0038	0.0009	0.26	1.0	0.52	0.045	—	—	—	—	—	—	0.0097	0.70	885	683 比較鋼	
26	0.144	0.15	1.3	0.011	0.007	1.2	0.011	0.025	0.0055	0.0006	0.13	1.1	0.44	0.039	—	—	—	—	—	0.0011	—	0.77	842	641 比較鋼	
27	0.082	0.26	1.6	0.006	0.0005	1.6	0.003	0.050	0.0040	0.0005	—	0.6	0.35	—	—	—	—	—	—	0.0023	—	0.65	861	632 比較鋼	
28	0.093	0.29	1.0	0.005	0.0007	1.5	0.024	0.035	0.0041	0.0008	—	0.9	0.41	0.010	—	—	—	—	—	0.0023	—	0.62	875	672 比較鋼	
29	0.122	0.26	1.1	0.006	0.0009	1.5	0.011	0.095	0.0039	0.0006	0.44	1.0	0.44	—	—	—	—	—	—	0.0023	—	0.72	859	643 比較鋼	
30	0.120	0.26	1.1	0.007	0.001	2.0	0.006	0.040	0.0085	0.0005	0.33	0.7	0.60	—	—	—	—	—	—	—	—	0.72	844	610 比較鋼	
31	0.130	0.26	1.1	0.008	0.0011	2.1	0.008	0.044	0.0030	0.0040	0.26	0.8	0.50	—	—	—	—	—	—	0.0023	—	0.73	846	609 比較鋼	
32	0.105	0.17	0.8	0.014	0.0015	1.2	0.012	0.035	0.0030	0.0009	0.17	0.5	0.35	0.020	—	—	—	—	—	0.0016	—	0.50	871	709 比較鋼	

Ceq^W、Ar₃の値はそれぞれ本文(1)～(3)式より計算したものである。

下線部は本発明の範囲外であることを示す。

[0078] [表2]

表2

試料 No.	銅番 (mm)	熱間鍛造					熱間圧延			圧延条件 (注1)	板厚 (mm)	スラブ からの 圧下比
		加熱温度 (°C)	加工開始温度 (°C)	加工終了温度 (°C)	累積圧下量 (%)	歪速度 (%/s)	最大1パス 圧下量(%)	幅方向加工 の有無	金型 形状比			
1	1	250	1200	1155	20	0.1	10	有	1.1	○	100	2.5
2	2	250	1270	1160	15	0.1	7	無	1.1	○	130	1.9
3	3	310	1200	1170	15	0.1	5	無	1.5	○	130	2.4
4	4	450	1250	1235	15	0.1	10	有	1.5	○	210	2.1
5	5	310	1270	1245	20	0.1	10	有	1.5	○	150	2.1
6	6	310	1270	1240	20	0.1	10	有	1.5	○	180	1.7
7	7	310	1270	1245	20	0.1	10	有	1.5	○	210	1.5
8	8	310	1200	1165	20	0.1	5	無	1.5	○	180	1.7
9	9	450	1270	1250	15	0.1	10	有	2.5	○	240	1.9
10	10	310	1250	1220	20	0.1	7	無	1.5	○	180	1.7
11	11	310	1250	1215	20	0.1	7	無	1.5	○	150	2.1
12	12	310	1270	1245	20	0.1	10	有	2.0	○	180	1.7
13	13	310	1300	1270	20	0.1	10	有	2.0	○	150	2.1
14	14	250	1200	1160	15	0.1	5	無	1.5	○	100	2.5
15	15	310	1270	1235	20	0.1	10	有	1.5	○	150	2.1
16	16	450	1270	1255	15	0.1	10	有	1.5	○	210	2.1
17	17	310	1200	1165	20	0.1	5	無	1.5	○	150	2.1
18	18	310	1270	1235	15	0.1	10	有	1.5	○	130	2.4
19	19	310	1270	1245	20	0.1	10	有	1.5	○	130	2.4
20	20	250	1200	1135	15	0.1	5	無	1.5	○	100	2.5
21	21	250	1270	1150	20	0.1	10	無	1.5	○	100	2.5
22	22	310	1200	1165	15	0.1	5	無	1.5	○	180	1.7
23	23	250	1200	1145	15	0.1	10	有	1.1	○	100	2.5
24	24	250	1200	1150	15	0.1	10	有	1.1	○	100	2.5
25	25	310	1270	1235	20	0.1	10	有	1.5	○	150	2.1
26	26	310	1270	1240	20	0.1	10	有	1.5	○	150	2.1
27	27	310	1270	1250	20	0.1	10	有	1.5	○	150	2.1
28	28	310	1270	1250	20	0.1	10	有	1.5	○	150	2.1
29	29	310	1270	1245	20	0.1	10	有	1.5	○	150	2.1
30	30	310	1270	1235	20	0.1	10	有	1.5	○	150	2.1
31	31	310	1270	1235	20	0.1	10	有	1.5	○	180	1.7
32	32	310	1270	1250	20	0.1	10	有	1.5	○	180	1.7
33	5	310	1050	850	15	0.1	3	無	1.5	○	150	2.1
34	5	310	1200	1165	15	0.1	4	有	1.5	○	150	2.1
35	5	310	1200	1165	7	0.1	4	無	1.5	○	150	2.1
36	5	310	1200	1170	15	10	8	無	1.5	○	150	2.1
37	6	310	1250	1215	15	0.1	8	有	1.5	○	150	2.1
38	6	310	1270	1250	20	0.1	10	有	1.5	○	180	1.7
39	6	310	1270	1235	20	0.1	5	有	1.5	○	180	1.7
40	6	310	1270	1260	20	0.1	5	有	1.5	○	180	1.7
41	6	310	1270	1245	20	0.1	10	有	1.5	○	180	1.7
42	6	310	1270	1240	20	0.1	5	有	1.5	○	180	1.7
43	6	310	1270	1235	20	0.1	10	無	1.0	○	180	1.7
44	6	310	1270	1245	20	0.1	10	有	1.5	×	180	1.7

(注1) 1パス当たりの圧下率が4%以上のパスを2回以上行ったものを○とした。
下線部は本発明の範囲外であることを示す。

[0079]

[表3]

表3 試料 No.	鋼 番	最終熱処理時の熱処理条件					母材特性					備考
		再々加熱温度 (°C)	保持時間 (min.)	冷却停止温度 (°C)	焼戻し温度 (°C)	焼戻し時間 (min)	YS (MPa)	TS (MPa)	vE_{60} (J)	板厚方向 引張絞り(%)	硬度差 ΔHV (-)	
1	1	1000	10	150	670	30	517	738	126	60	25	発明例
2	2	900	30	100	670	40	539	653	164	70	21	発明例
3	3	900	30	100	645	90	542	634	155	75	23	発明例
4	4	900	30	100	660	30	535	654	136	65	24	発明例
5	5	900	30	150	645	80	547	670	167	70	25	発明例
6	6	900	30	100	670	40	613	694	168	70	26	発明例
7	7	900	30	100	655	50	608	669	154	60	24	発明例
8	8	850	30	100	660	50	567	697	133	60	26	発明例
9	9	900	60	100	660	60	576	657	126	70	27	発明例
10	10	900	30	200	660	50	571	664	146	75	28	発明例
11	11	900	30	100	650	60	556	697	156	60	26	発明例
12	12	900	30	100	660	60	568	664	136	75	24	発明例
13	13	900	30	150	660	60	550	710	135	65	26	発明例
14	14	900	10	100	670	40	572	694	178	65	26	発明例
15	15	900	30	150	670	40	565	633	163	65	25	発明例
16	16	950	60	100	670	30	590	655	145	55	26	発明例
17	17	900	30	150	670	30	525	625	167	55	27	発明例
18	18	900	30	100	650	60	568	663	142	60	21	発明例
19	19	950	30	100	650	60	557	669	146	65	24	発明例
20	20	900	30	150	650	60	552	662	156	60	23	発明例
21	21	900	30	100	650	60	614	634	146	65	21	発明例
22	22	900	30	100	660	50	621	765	37	45	29	比較例
23	23	900	30	150	650	60	602	669	36	75	24	比較例
24	24	900	10	150	670	30	462	607	36	70	23	比較例
25	25	900	30	150	670	30	527	633	35	65	24	比較例
26	26	900	30	150	670	30	561	680	25	70	26	比較例
27	27	900	30	150	670	30	536	681	26	65	34	比較例
28	28	900	30	150	670	30	555	699	24	65	36	比較例
29	29	900	30	150	650	60	539	704	25	65	24	比較例
30	30	900	30	150	660	60	532	694	32	65	26	比較例
31	31	900	30	100	660	50	526	661	33	60	24	比較例
32	32	900	30	100	660	60	454	542	45	65	45	比較例
33	33	900	30	150	650	60	517	679	105	20	26	比較例
34	34	900	30	150	650	60	539	621	88	15	25	比較例
35	35	900	30	100	660	50	552	681	83	25	24	比較例
36	36	900	30	150	660	50	572	665	91	20	24	比較例
37	37	900	30	100	670	30	579	616	22	45	26	比較例
38	38	1100	10	150	650	60	625	722	32	65	24	比較例
39	39	750	30	100	650	60	463	533	146	60	20	比較例
40	40	900	30	450	650	60	378	576	28	55	24	比較例
41	41	900	30	150	730	30	462	560	170	60	26	比較例
42	42	900	30	150	400	60	596	759	65	55	35	比較例
43	43	900	30	150	650	60	537	702	175	25	26	比較例
44	44	900	30	150	660	60	512	636	26	45	28	比較例

下線部は本発明の範囲外であることを示す。

[0080] 表3に示したとおり、本発明に従い得られた鋼板（試料No.1～21）はいずれも、YSが500MPa以上、TSが610MPa以上、母材の靱性（ vE_{60} ）が70J以上であり、さらに板厚方向引張試験時の絞りが40%以上で、しかも硬度差 ΔHV が30以下であり、母材の強度、靱性、板厚方向引張特性および材質均一性に優れていることが分かる。

これに対し、試料No. 22～44は、成分、製造条件が好適範囲から外れているため、上記のいずれかの特性が劣っていた。

符号の説明

- [0081]
- 1 上金型
 - 2 下金型
 - 3 スラブ

請求の範囲

[請求項1] 質量%で、C : 0.08~0.20%、Si : 0.40%以下、Mn : 0.5~5.0%、P : 0.015%以下、S : 0.0050%以下、Ni : 5.0%以下、Ti : 0.005~0.020%、Al : 0.080%以下、N : 0.0070%以下およびB : 0.0030%以下を含有し、さらにCu : 0.50%以下、Cr : 3.0%以下、Mo : 1.50%以下、V : 0.200%以下およびNb : 0.100%以下のうちから選んだ1種または2種以上を含有し、下記(1)式に示す関係式 C_{eq}^{IIW} が0.55~0.80を満たし、残部はFeおよび不可避免的不純物からなる鋼板であって、板厚中心部における降伏強度が500MPa以上、板厚中心部における板厚方向引張による絞り値が40%以上、板厚中心部における-60℃での低温靱性が70 J以上である、板厚が100mm以上の材質均一性に優れた厚肉高靱性高張力鋼板。

記

$$C_{eq}^{IIW} = C + Mn/6 + (Cu + Ni)/15 + (Cr + Mo + V)/5 \quad \dots$$

(1)

上掲式において各元素記号は鋼中の含有量（質量%）とし、含有しないものは0として計算する。

[請求項2] さらに、質量%で、Mg : 0.0005~0.0100%、Ta : 0.01~0.20%、Zr : 0.005~0.1%、Y : 0.001~0.01%、Ca : 0.0005~0.0050%およびREM : 0.0005~0.0200%のうちから選んだ1種または2種以上を含有する請求項1に記載の材質均一性に優れた厚肉高靱性高張力鋼板。

[請求項3] 板厚方向の硬度分布について、板厚表面の平均硬さ（HVS）と板厚中心部の平均硬さ（HVC）の差 $\Delta HV (=HVS - HVC)$ が30以下である請求項1または2に記載の材質均一性に優れた厚肉高靱性高張力鋼板。

[請求項4] 請求項1~3のいずれかに記載の厚肉高靱性高張力鋼板を製造する方法であって、

請求項1または2に記載の成分組成になる連続鑄造スラブを、1200~1350℃に加熱後、対向する金型の短辺が異なる金型で、短辺が短い

方の短辺長さを1とした場合、短辺が長い方の短辺長さが1.1～3.0となる金型を用い、温度：1000℃以上、歪速度：3/s以下、累積圧下量：15%以上の条件で熱間鍛造を行ったのち、放冷して鋼素材とし、該鋼素材を、再度 A_{c_3} 点～1250℃に加熱後、1パス当たりの圧下率が4%以上のパスを少なくとも2回行う熱間圧延を行ったのち、放冷して厚肉鋼板とし、ついで該厚肉鋼板を、 A_{c_3} 点～1050℃に再々加熱後、350℃以下まで急冷したのち、550～700℃で焼戻す、材質均一性に優れた厚肉高靱性高張力鋼板の製造方法。

[請求項5] 前記厚肉高靱性高張力鋼板の製造に際し、加工前の前記連続鑄造スラブから熱間圧延後の前記厚肉鋼板までの圧下比を3以下とする請求項4に記載の材質均一性に優れた厚肉高靱性高張力鋼板の製造方法。