

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号  
特許第7655658号  
(P7655658)

(45)発行日 令和7年4月2日(2025.4.2)

(24)登録日 令和7年3月25日(2025.3.25)

(51)国際特許分類	F I	
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 2 Z
C 2 2 C 38/48 (2006.01)	C 2 2 C 38/48	
C 2 2 C 38/54 (2006.01)	C 2 2 C 38/54	
C 2 1 D 8/08 (2006.01)	C 2 1 D 8/08	B
C 2 1 C 5/30 (2006.01)	C 2 1 C 5/30	Z
請求項の数 18 (全25頁) 最終頁に続く		

(21)出願番号	特願2023-543025(P2023-543025)	(73)特許権者	522116856 江蘇省沙鋼鉄研究院有限公司 中華人民共和国 2 1 5 6 2 5 江蘇省蘇州市張家港市錦豊鎮江蘇沙鋼集団科技大樓
(86)(22)出願日	令和3年4月12日(2021.4.12)	(73)特許権者	521514565 江蘇沙鋼集団有限公司 中華人民共和国 2 1 5 6 2 5 江蘇省蘇州市張家港市錦豊鎮
(65)公表番号	特表2024-504120(P2024-504120 A)	(74)代理人	100104226 弁理士 須原 誠
(43)公表日	令和6年1月30日(2024.1.30)	(72)発明者	麻 ハン 中華人民共和国 2 1 5 6 2 5 江蘇省蘇州市張家港市錦豊鎮
(86)国際出願番号	PCT/CN2021/086677	(72)発明者	周 雲
(87)国際公開番号	WO2022/151603		
(87)国際公開日	令和4年7月21日(2022.7.21)		
審査請求日	令和5年8月24日(2023.8.24)		
(31)優先権主張番号	202110051522.4		
(32)優先日	令和3年1月15日(2021.1.15)		
(33)優先権主張国・地域又は機関	中国(CN)		
			最終頁に続く

(54)【発明の名称】 4 0 0 M P a 級耐食鉄筋及びその生産方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項 1】

化学成分が質量パーセントで、Cr : 9 . 5 ~ 1 0 . 4 %、Mo : 1 . 0 ~ 1 . 2 %、Mn : 0 . 3 ~ 0 . 6 %、Ni : 0 . 0 1 ~ 1 . 0 0 %、Cu : 0 . 0 1 ~ 0 . 5 %、C 0 . 0 1 4 %、N 0 . 0 0 4 %、Nb : 0 . 0 1 ~ 0 . 0 5 %、Si : 0 . 2 ~ 0 . 6 %、S 0 . 0 0 4 %、O 0 . 0 0 3 %、As 0 . 0 1 %、P : 0 . 0 1 ~ 0 . 0 3 %を含み、且つCr + Mo + 0 . 5 Mn + 0 . 3 5 Ni + 0 . 2 5 Cuが11 . 1 ~ 1 2 . 2 %で、C + N + 0 . 3 Si + Mn + 1 . 8 Nbが0 . 4 ~ 0 . 8 %であり、残部がFe及び不可避免的不純物であることを特徴とする、4 0 0 M P a 級耐食鉄筋。

【請求項 2】

化学成分が質量パーセントで、V : 0 . 1 ~ 0 . 1 5 %、Ti : 0 . 0 1 ~ 0 . 0 5 %、Al : 0 . 0 1 ~ 0 . 0 3 %、B : 0 . 0 0 0 5 ~ 0 . 0 0 2 0 %のうちのいずれか1つ以上をさらに含むことを特徴とする、請求項 1 に記載の4 0 0 M P a 級耐食鉄筋。

【請求項 3】

ミクロ組織がフェライトとベイナイトであり、フェライトが占める割合が28% ~ 40%であることを特徴とする、請求項 1 に記載の4 0 0 M P a 級耐食鉄筋。

【請求項 4】

GB / T 1 0 5 6 1 標準におけるA系、B系、C系、D系介在物がいずれも 1 . 0 級である、請求項 1 に記載の4 0 0 M P a 級耐食鉄筋。

【請求項 5】

降伏強度が 420MPa で、引張強度が 540MPa で、破断伸び率が 18% で、最大力における全伸び率が 7.5% であることを特徴とする、請求項 1 に記載の 400MPa 級耐食鉄筋。

【請求項 6】

公称直径が 6 ~ 32mm であることを特徴とする、請求項 1 に記載の 400MPa 級耐食鉄筋。

【請求項 7】

公称直径が 6 ~ 10mm であるコイル状の鉄筋、又は、公称直径が 12 ~ 32mm である棒状の鉄筋であることを特徴とする、請求項 6 に記載の 400MPa 級耐食鉄筋。

【請求項 8】

周囲浸漬腐食試験において、平均重量損失による腐食速度が  $0.05 \sim 0.1 \text{ g} / (\text{m}^2 \cdot \text{h})$  であり、塩水噴霧腐食試験において、平均重量損失による腐食速度が  $0.01 \sim 0.04 \text{ g} / (\text{m}^2 \cdot \text{h})$  であり、

塩素イオン濃度が  $3 \text{ mol} / \text{L}$  の模擬コンクリート間隙水において、自己腐食電位が  $-0.1 \sim -0.15 \text{ V}$  で、分極抵抗が  $2500 \sim 3000 \text{ k} / \text{cm}^2$  で、自己腐食電流密度が  $0.13 \mu \text{ A} / \text{cm}^2$  であることを特徴とする、請求項 1 に記載の 400MPa 級耐食鉄筋。

【請求項 9】

化学成分が質量パーセントで、 $\text{Cr} : 9.5 \sim 10.4\%$ 、 $\text{Mo} : 1.0 \sim 1.2\%$ 、 $\text{Mn} : 0.3 \sim 0.6\%$ 、 $\text{Ni} : 0.01 \sim 1.00\%$ 、 $\text{Cu} : 0.01 \sim 0.5\%$ 、 $\text{C} : 0.014\%$ 、 $\text{N} : 0.004\%$ 、 $\text{Nb} : 0.01 \sim 0.05\%$ 、 $\text{Si} : 0.2 \sim 0.6\%$ 、 $\text{S} : 0.004\%$ 、 $\text{O} : 0.003\%$ 、 $\text{As} : 0.01\%$ 、 $\text{P} : 0.01 \sim 0.03\%$  を含み、且つ  $\text{Cr} + \text{Mo} + 0.5 \text{Mn} + 0.35 \text{Ni} + 0.25 \text{Cu}$  が  $11.1 \sim 12.2\%$  で、 $\text{C} + \text{N} + 0.3 \text{Si} + \text{Mn} + 1.8 \text{Nb}$  が  $0.4 \sim 0.8\%$  であり、残部が Fe 及び不可避免的不純物である 400MPa 級耐食鉄筋の生産方法であって、

プロセス経路 1 とプロセス経路 2 のいずれかを用いるものであって、

前記プロセス経路 1 は、順に行われる溶銑予備脱硫工程、転炉製錬工程、AOD 炉精錬工程、LF 炉精錬工程、角ピレット連続鑄造工程、熱間連続圧延工程、及び温度制御冷却工程を含み、

前記プロセス経路 2 は、順に行われる溶銑予備脱硫工程、転炉製錬工程、LF 炉精錬工程、RH 炉精錬工程、角ピレット連続鑄造工程、熱間連続圧延工程、及び温度制御冷却工程を含むことを特徴とする、400MPa 級耐食鉄筋の生産方法。

【請求項 10】

前記プロセス経路 1 では、

前記転炉製錬工程の出鋼温度が  $1600 \sim 1660$  であり、

前記 AOD 炉精錬工程の時、溶鋼に高炭素フェロクロム合金、モリブデン鉄合金を添加して溶鋼の初期合金化を行い、還元後に除滓してから、マンガン合金を添加し、出鋼前に出鋼用の取鍋をアルゴンで 5min 以上パージし、出鋼中に溶鋼にアルミインゴット 20kg を添加し、出鋼温度が  $1630 \sim 1670$  で、出鋼 C の含有量が 0.010% であり、

前記 LF 炉精錬工程の時、溶鋼が LF 炉の取鍋に到達した後、溶鋼 1 トンあたりに  $13 \sim 15 \text{ kg}$  の石灰、 $4.0 \sim 6.5 \text{ kg}$  の蛍石を添加する案でスラグを調整し、白色スラグ保持時間が 8min で、ソフト攪拌時間が  $8 \sim 15 \text{ min}$  で、出鋼温度が  $1600 \sim 1620$  であり、

前記角ピレット連続鑄造工程の時、無炭素モールドフラックス又は超低炭素モールドフラックスを採用し、連続鑄造の温度が  $1520 \sim 1560$  で、連続鑄造中の鑄造速度が  $1.2 \sim 1.6 \text{ m} / \text{min}$  であることを特徴とする、請求項 9 に記載の 400MPa 級耐食鉄筋の生産方法。

【請求項 11】

前記プロセス経路 2 では、

10

20

30

40

50

前記転炉製錬工程の時、出鋼中に溶鋼に微量炭素フェロクロム合金を添加して溶鋼の初期合金化を行い、出鋼温度が1700～1750 であり、

前記LF炉精錬工程の時、工程全体にわたって、LF炉の取鍋内に80～160 L/minのアルゴン流量で底吹きし、出鋼温度が1560～1600 であり、

前記RH炉精錬工程の時、RH炉を3min真空化した後、RH炉内への酸素吹き込みを開始し、酸素吹き込み総量が500～700 Nm<sup>3</sup>であり、続いて溶鋼に微量炭素フェロクロム合金を添加して溶鋼の合金化を行い、真空度が2mbarよりも小さくなると5min以上清水循環処理し、出鋼温度が1560～1600 で、出鋼Cの含有量が0.015%であり、

前記角ビレット連続鋳造工程の時、無炭素モールドフラックス又は超低炭素モールドフラックスを採用し、連続鋳造の温度が1520～1560 で、連続鋳造中の鋳造速度が2.2～2.6 m/minであることを特徴とする、請求項9に記載の400MPa級耐食鉄筋の生産方法。

10

#### 【請求項12】

前記プロセス経路1と前記プロセス経路2のいずれにおいても、

前記熱間連続圧延工程の時、連鋳ビレットを加熱炉内で加熱し、加熱温度が1100～1200 で、在炉時間が60～120minであり、続いて直径12～32mmの棒状のねじ節鉄筋に圧延し、圧延開始温度が1000～1100 で、仕上圧延温度が850～950 であり、

前記温度制御冷却工程の時、圧延してなる棒状のねじ節鉄筋を冷却床にて自然冷却し、冷却床に搬送された時の温度が860～920 であることを特徴とする、請求項9に記載の400MPa級耐食鉄筋の生産方法。

20

#### 【請求項13】

前記プロセス経路1と前記プロセス経路2のいずれにおいても、

前記熱間連続圧延工程の時、連鋳ビレットを加熱炉内で加熱し、加熱温度が1080～1130 で、在炉時間が60～120minであり、続いて直径6～10mmのコイル状のねじ節鉄筋に圧延し、圧延開始温度が980～1030 で、仕上圧延温度が850～950 で、レーング温度が830～920 であることを特徴とする、請求項9に記載の400MPa級耐食鉄筋の生産方法。

#### 【請求項14】

前記プロセス経路1と前記プロセス経路2のいずれも、前記温度制御冷却工程の後に順に行われるインライン酸洗工程、梱包工程を含み、

前記インライン酸洗工程では、鉄筋を順に酸洗槽、不動態化槽及び乾燥装置を通過させ、前記酸洗槽のガス吹出口が前記酸洗槽の中心線周りに分布することを特徴とする、請求項9に記載の400MPa級耐食鉄筋の生産方法。

30

#### 【請求項15】

(1) 溶銑予備脱硫工程、転炉製錬工程、AOD炉精錬工程、LF炉精錬工程を順に用いて溶鋼を製錬するか、又は溶銑予備脱硫工程、転炉製錬工程、LF炉精錬工程、RH炉精錬工程を順に用いて溶鋼を製錬し、得られた溶鋼を鋼ビレットに連続鋳造し、前記鋼ビレットの化学成分が質量パーセントで、Cr:9.5～10.4%、Mo:1.0～1.2%、Mn:0.3～0.6%、Ni:0.01～1.00%、Cu:0.01～0.5%、C:0.014%、N:0.004%、Nb:0.01～0.05%、Si:0.2～0.6%、S:0.004%、O:0.003%、As:0.01%、P:0.01～0.03%を含み、且つCr+Mo+0.5Mn+0.35Ni+0.25Cuが11.1～12.2%で、C+N+0.3Si+Mn+1.8Nbが0.4～0.8%であり、残部がFe及び不可避免的不純物である製鋼ステップと、

40

(2) 前記製鋼ステップで得られた鋼ビレットを加熱炉内で加熱し、加熱温度が1100～1200 で、在炉時間が60～120minであり、続いて直径12～32mmの棒状のねじ節鉄筋に圧延し、圧延開始温度が1000～1100 で、仕上圧延温度が850～950 であり、その後、圧延してなる棒状のねじ節鉄筋を冷却床にて自然冷却し

50

、冷却床に搬送された時の温度が860～920 であり、

又は、前記製鋼ステップで得られた鋼ビレットを加熱炉内で加熱し、加熱温度が1080～1130 で、在炉時間が60～120minであり、続いて直径6～10mmのコイル状のねじ鉄筋に圧延し、圧延開始温度が980～1030 で、仕上圧延温度が850～950 で、レイング温度が830～920 であり、その後、圧延してなるコイル状のねじ鉄筋をステルモア冷却によって冷却し、ローラコンベア下方の送風機が全てオフされる制御圧延・制御冷却ステップと、を含むことを特徴とする、400MPa級耐食鉄筋の生産方法。

【請求項16】

前記製鋼ステップでは、前記鋼ビレットの化学成分が質量パーセントで、V：0.1～0.15%、Ti：0.01～0.05%、Al：0.01～0.03%、B：0.0005～0.0020%のうちのいずれか1つ以上をさらに含むことを特徴とする、請求項15に記載の400MPa級耐食鉄筋の生産方法。

【請求項17】

前記製鋼ステップでは、溶銑予備脱硫工程、転炉製錬工程、AOD炉精錬工程、LF炉精錬工程を順に用いて溶鋼を製錬する場合、前記転炉製錬工程の出鋼温度が1600～1660 であり、前記AOD炉精錬工程の時、溶鋼に高炭素フェロクロム合金、モリブデン鉄合金を添加して溶鋼の初期合金化を行い、還元後に除滓してから、マンガン合金を添加し、出鋼前に出鋼用の取鍋をアルゴンで5min以上パージし、出鋼中に溶鋼にアルミインゴット20kgを添加し、出鋼温度が1630～1670 で、出鋼Cの含有量が0.01%であり、前記LF炉精錬工程の時、溶鋼がLF炉の取鍋に到達した後、溶鋼1トンあたりに13～15kgの石灰、4.0～6.5kgの蛍石を添加する案でスラグを調整し、白色スラグ保持時間が8minで、ソフト攪拌時間が8～15minで、出鋼温度が1600～1620 であり、角ビレット連続鑄造工程の時、無炭素モールドフラックス又は超低炭素モールドフラックスを採用し、連続鑄造の温度が1520～1560 で、連続鑄造中の鑄造速度が1.2～1.6m/minであり、

溶銑予備脱硫工程、転炉製錬工程、LF炉精錬工程、RH炉精錬工程を順に用いて溶鋼を製錬する場合、前記転炉製錬工程の時、出鋼中に溶鋼に微量炭素フェロクロム合金を添加して溶鋼の初期合金化を行い、出鋼温度が1700～1750 であり、前記LF炉精錬工程の時、工程全体にわたって、LF炉の取鍋内に80～160L/minのアルゴン流量で底吹きし、出鋼温度が1560～1600 であり、前記RH炉精錬工程の時、RH炉を3min真空化した後、RH炉内への酸素吹き込みを開始し、酸素吹き込み総量が500～700Nm<sup>3</sup>であり、続いて溶鋼に微量炭素フェロクロム合金を添加して溶鋼の合金化を行い、真空度が2mbarよりも小さくなると5min以上清水循環処理し、出鋼温度が1560～1600 で、出鋼Cの含有量が0.015%であり、角ビレット連続鑄造工程の時、無炭素モールドフラックス又は超低炭素モールドフラックスを採用し、連続鑄造の温度が1520～1560 で、連続鑄造中の鑄造速度が2.2～2.6m/minであることを特徴とする、請求項15に記載の400MPa級耐食鉄筋の生産方法。

【請求項18】

(3) 前記制御圧延・制御冷却ステップで得られた鉄筋を順に酸洗槽、不動態化槽及び乾燥装置に通過させて、インライン酸洗を行い、前記酸洗槽のガス吹出口が前記酸洗槽の中心線周りに分布し、鉄筋が前記乾燥装置を出た後に梱包されるインライン酸洗ステップをさらに含むことを特徴とする、請求項15に記載の400MPa級耐食鉄筋の生産方法。

【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、出願日2021年1月15日、出願番号202110051522.4、発明の名称「400MPa級耐食鉄筋及びその生産方法」の中国特許出願の優先権を主張し

10

20

30

40

50

、その全ての内容が参照によって本出願に組み込まれる。

【0002】

本発明は冶金の技術分野に属し、400MPa級耐食鉄筋及び400MPa級耐食鉄筋の生産方法に関する。

【背景技術】

【0003】

鉄筋コンクリート構造はインフラ建設において最も広く使われている構造形式であり、鉄筋コンクリート構造の理論耐用年数は長いが、実際の工事では、鉄筋コンクリートが時期尚早に破損するケースが多く、メンテナンスコストを増やすだけでなく、エネルギーと資源の多大な浪費をも招く。調査によると、海岸沿いの鉄筋コンクリート構造は、塩素イオン及び硫酸塩に富む環境や、高温高湿環境等の劣悪な環境の影響を受けているため、投入からわずか10～15年後に、深刻な腐食損傷が広く一般に発生し、設計上の理論耐用年数に達するのにはほど遠い。

10

【0004】

鉄筋コンクリート構造のコンクリートは強アルカリ性環境に属し、該アルカリ性環境では、鉄筋の表面が不動態化して安定した金属酸化物不動態皮膜が生成される。鉄筋コンクリート構造の実際の使用では、不動態皮膜の溶解と修復は理論的にほぼバランスのとれた状態にあるため、鉄筋の表面の各位置の電位がほぼ同じであり、鉄筋が腐食しにくく又は腐食速度が非常に低いことが保証される。しかし、鉄筋の表面の不動態皮膜が外部の浸食物質によって損傷した場合、例えば、海洋環境下で、鉄筋の表面の不動態皮膜上の活性塩素イオンが一定の濃度に達すると、不動態皮膜の溶解と修復がバランスを失い、不動態皮膜の溶解が加速して腐食ピットが形成され、結果として鉄筋躯体が浸食媒体にさらされ、最終的には鉄筋コンクリート構造の破損を招く。

20

【0005】

現在、腐食抑制剤、表面防護層、陰極保護、鉄筋塗装等の手段は、鉄筋コンクリート構造の耐用年数の延長に一定の効果があるものであるが、鉄筋コンクリート構造のコアである鉄筋そのものの躯体の耐食性を高めることは、鉄筋コンクリート構造の腐食損傷問題を解決する鍵である。

【0006】

また、耐食性のほかに、鉄筋の力学性能、溶接性能、生産製造コスト等も鉄筋の実際の生産と応用に影響を与える重要な面である。例えば、ステンレス鋼鉄筋は、耐食性に優れた一般的な鉄筋タイプであり、Cr、Ni、Mo等の合金元素を大量に添加することで、通常の炭素鋼鉄筋に比べて耐食性を大幅に向上させることができ、腐食耐性が非常に優れている。しかしながら、ステンレス鋼鉄筋に大量の合金元素が添加されているため、溶接性能が非常に低く、実際の施工において、ステンレス鋼鉄筋の溶接施工コストが非常に高く、鉄筋コンクリート構造が溶接不良で構造が不安定になるリスクもある。また、ステンレス鋼鉄筋に大量の合金元素が添加されているため、その原料コストと生産コストは通常の鉄筋に比べて倍数に増加し、結果として高価で広く応用できず、省エネルギー・消費削減の社会的要請にも合わない。また、ステンレス鋼鉄筋と通常の鉄筋を重ね継ぐ際にマクロセル腐食が発生するか否かについても、まだ議論がある。

30

40

【0007】

したがって、どのように耐食性、力学性能、溶接性能及びコストを同時に保証するかは、耐食鉄筋の研究において顕著な社会的意義と経済的效果がある重要な課題となる。

【発明の概要】

【0008】

本発明は、従来技術に存在した技術的問題を解決するために、耐食性、総合的力学性能及び溶接性能に優れ、低い材料コスト及びプロセスコストで製造することができ、海洋工事に広く使用するのに適している、400MPa級耐食鉄筋を提供することを目的とする。

【0009】

上記発明の目的を実現するために、一実施形態は、化学成分が質量パーセントで、Cr

50

: 9.5 ~ 10.4%、Mo: 1.0 ~ 1.2%、Mn: 0.3 ~ 0.6%、Ni: 0.01 ~ 1.00%、Cu: 0.01 ~ 0.5%、C 0.014%、N 0.004%、Nb: 0.01 ~ 0.05%、Si: 0.2 ~ 0.6%、S 0.004%、O 0.003%、As 0.01%、P: 0.01 ~ 0.03%を含み、且つCr + Mo + 0.5Mn + 0.35Ni + 0.25Cuが11.1 ~ 12.2%で、C + N + 0.3Si + Mn + 1.8Nbが0.4 ~ 0.8%であり、残部がFe及び不可避免的不純物である、400MPa級耐食鉄筋を提供する。

【0010】

好ましくは、前記鉄筋の化学成分は質量パーセントで、V: 0.1 ~ 0.15%、Ti: 0.01 ~ 0.05%、Al: 0.01 ~ 0.03%、B: 0.0005 ~ 0.0020%のうちいずれか1つ以上をさらに含む。

10

【0011】

さらに、前記鉄筋のミクロ組織はフェライトとベイナイトであり、フェライトが占める割合は28% ~ 40%である。

【0012】

さらに、前記鉄筋のGB/T 10561標準におけるA系、B系、C系、D系介在物がいずれも1.0級である。

【0013】

さらに、前記鉄筋の降伏強度が420MPaで、引張強度が540MPaで、破断伸び率が18%で、最大力における全伸び率が7.5%である。

20

【0014】

好ましくは、前記鉄筋の公称直径が6 ~ 32mmである。

【0015】

好ましくは、前記鉄筋の公称直径が6 ~ 10mmである場合、前記鉄筋はコイル状の鉄筋とされ、前記鉄筋の公称直径が12 ~ 32mmである場合、前記鉄筋は棒状の鉄筋とされる。

【0016】

さらに、周囲浸漬腐食試験において、前記鉄筋の平均重量損失による腐食速度が0.05 ~ 0.1g/(m<sup>2</sup>・h)であり、塩水噴霧腐食試験において、前記鉄筋の平均重量損失による腐食速度が0.01 ~ 0.04g/(m<sup>2</sup>・h)であり、

30

塩素イオン濃度が3mol/Lの模擬コンクリート間隙水において、前記鉄筋の自己腐食電位が-0.1 ~ -0.15Vで、分極抵抗が2500 ~ 3000kΩ/cm<sup>2</sup>で、自己腐食電流密度が0.13μA/cm<sup>2</sup>である。

【0017】

好ましくは、前記鉄筋は、プロセス経路1とプロセス経路2のいずれを用いても製造可能であり、

前記プロセス経路1は、順に行われる溶銑予備脱硫工程、転炉製錬工程、AOD炉精錬工程、LF炉精錬工程、角ピレット連続鑄造工程、熱間連続圧延工程、及び温度制御冷却工程を含み、

前記プロセス経路2は、順に行われる溶銑予備脱硫工程、転炉製錬工程、LF炉精錬工程、RH炉精錬工程、角ピレット連続鑄造工程、熱間連続圧延工程、及び温度制御冷却工程を含む。

40

【0018】

好ましくは、プロセス経路1では、前記転炉製錬工程の出鋼温度が1600 ~ 1660であり、前記AOD炉精錬工程の時、溶鋼に高炭素フェロクロム合金、モリブデン鉄合金を添加して溶鋼の初期合金化を行い、還元後に除滓してから、マンガン合金を添加し、出鋼前に出鋼用の取鍋をアルゴンで5min以上パーージし、出鋼中に溶鋼にアルミインゴット20kgを添加し、出鋼温度が1630 ~ 1670で、出鋼Cの含有量が0.01%であり、前記LF炉精錬工程の時、溶鋼がLF炉の取鍋に到達した後、溶鋼1トンあたりに13 ~ 15kgの石灰、4.0 ~ 6.5kgの蛍石を添加する案でスラグを調整し

50

、白色スラグ保持時間が 8 m i nで、ソフト攪拌時間が 8 ~ 1 5 m i nで、出鋼温度が 1 6 0 0 ~ 1 6 2 0 であり、前記角ビレット連続鑄造工程の時、無炭素モールドフラックス又は超低炭素モールドフラックスを採用し、連続鑄造の温度が 1 5 2 0 ~ 1 5 6 0 で、連続鑄造中の鑄造速度が 1 . 2 ~ 1 . 6 m / m i nである。

#### 【 0 0 1 9 】

好ましくは、前記プロセス経路 2 では、前記転炉製錬工程の時、出鋼中に溶鋼に微量炭素フェロクロム合金を添加して溶鋼の初期合金化を行い、出鋼温度が 1 7 0 0 ~ 1 7 5 0 であり、前記 L F 炉精錬工程の時、工程全体にわたって、L F 炉の取鍋内に 8 0 ~ 1 6 0 L / m i n のアルゴン流量で底吹きし、出鋼温度が 1 5 6 0 ~ 1 6 0 0 であり、前記 R H 炉精錬工程の時、R H 炉を 3 m i n 真空化した後、R H 炉内への酸素吹き込みを開始し、酸素吹き込み総量が 5 0 0 ~ 7 0 0 N m<sup>3</sup>であり、続いて溶鋼に微量炭素フェロクロム合金を添加して溶鋼の合金化を行い、真空度が 2 m b a r よりも小さくなると 5 m i n 以上清水循環処理し、出鋼温度が 1 5 6 0 ~ 1 6 0 0 で、出鋼 C の含有量が 0 . 0 1 5 % であり、前記角ビレット連続鑄造工程の時、無炭素モールドフラックス又は超低炭素モールドフラックスを採用し、連続鑄造の温度が 1 5 2 0 ~ 1 5 6 0 で、連続鑄造中の鑄造速度が 2 . 2 ~ 2 . 6 m / m i n である。

10

#### 【 0 0 2 0 】

好ましくは、前記プロセス経路 1 と前記プロセス経路 2 のいずれにおいても、前記熱間連続圧延工程の時、連鑄ビレットを加熱炉内で加熱し、加熱温度が 1 1 0 0 ~ 1 2 0 0 で、在炉時間が 6 0 ~ 1 2 0 m i n であり、続いて直径 1 2 ~ 3 2 m m の棒状のねじ節鉄筋に圧延し、圧延開始温度が 1 0 0 0 ~ 1 1 0 0 で、仕上圧延温度が 8 5 0 ~ 9 5 0 であり、

20

前記温度制御冷却工程の時、圧延してなる棒状のねじ節鉄筋を冷却床にて自然冷却し、冷却床に搬送された時の温度が 8 6 0 ~ 9 2 0 である。

#### 【 0 0 2 1 】

好ましくは、前記プロセス経路 1 と前記プロセス経路 2 のいずれにおいても、前記熱間連続圧延工程の時、連鑄ビレットを加熱炉内で加熱し、加熱温度が 1 0 8 0 ~ 1 1 3 0 で、在炉時間が 6 0 ~ 1 2 0 m i n であり、続いて直径 6 ~ 1 0 m m のコイル状のねじ節鉄筋に圧延し、圧延開始温度が 9 8 0 ~ 1 0 3 0 で、仕上圧延温度が 8 5 0 ~ 9 5 0 で、レイング温度が 8 3 0 ~ 9 2 0 である。

30

#### 【 0 0 2 2 】

好ましくは、前記プロセス経路 1 と前記プロセス経路 2 のいずれも、前記温度制御冷却工程の後に順に行われるインライン酸洗工程、梱包工程を含み、前記インライン酸洗工程では、鉄筋を順に酸洗槽、不動態化槽及び乾燥装置を通過させ、前記酸洗槽のガス吹出口が前記酸洗槽の中心線周りに分布する。

#### 【 0 0 2 3 】

さらに、2 本の前記鉄筋がエレクトロスラグ圧力溶接で溶接試料として接合される場合、得られた溶接試料の引張試験における破断点が 2 本の前記鉄筋の母材に形成される。

#### 【 0 0 2 4 】

従来技術と比較して、本発明の有益な効果は以下を含む。

40

#### 【 0 0 2 5 】

( 1 ) 超低炭素の設計前提で、C r、M o、M n、N i、C u のそれぞれの含有量及び関連関係を合理的に設計するとともに、C、N、S i、M n、N b のそれぞれの含有量及び関連関係を合理的に設計することによって、鉄筋はフェライトとベイナイトの二相ミクロ組織を合理的な割合で含有し、鉄筋全体の総合性能は優れている。具体的には、鉄筋の力学性能について、降伏強度が 4 2 0 M P a で、引張強度が 5 4 0 M P a で、破断伸び率が 1 8 % で、最大力における全伸び率が 7 . 5 % である。耐食性について、周囲浸漬腐食試験及び塩水噴霧腐食試験では、耐食性は通常の H R B 4 0 0 に対して 4 5 倍以上向上し、電気化学的腐食試験では、自己腐食電位は通常の H R B 4 0 0 よりも貴化幅が 0 . 4 V を超え、分極抵抗は通常の H R B 4 0 0 よりもはるかに高く、自己腐食電流密度

50

は通常のHRB400の1/65又はそれ以下に相当する。溶接性能について、溶接がしやすく、溶接点構造が強固で破断しにくく、溶接試料の引張試験における破断点が鉄筋母材に形成される。

【0026】

(2) 上記の化学成分設計案によれば、優れた耐食性、総合的力学性能及び溶接性能を実現できるとともに、合金元素のコストが低く、省エネルギーで消費が削減され、また、複数のプロセス経路で製造することができ、生産プロセスのコストを削減し、実際の生産と加工に適し、より高い社会的意義と経済的効果を有する。

【0027】

本発明は、従来技術に存在した技術的問題を解決するために、得られた鉄筋が耐食性、総合的力学性能及び溶接性能に優れ、材料コスト及びプロセスコストが低く、海洋工事に広く使用するのに適している、400MPa級耐食鉄筋の生産方法を提供することを目的とする。

【0028】

上記発明の目的を実現するために、一実施形態は、

(1) 溶銑予備脱硫工程、転炉製錬工程、AOD炉精錬工程、LF炉精錬工程を順に用いて溶鋼を製錬するか、又は溶銑予備脱硫工程、転炉製錬工程、LF炉精錬工程、RH炉精錬工程を順に用いて溶鋼を製錬し、得られた溶鋼を鋼ビレットに連続鋳造し、前記鋼ビレットの化学成分が質量パーセントで、Cr: 9.5~10.4%、Mo: 1.0~1.2%、Mn: 0.3~0.6%、Ni: 0.01~1.00%、Cu: 0.01~0.5%、C: 0.014%、N: 0.004%、Nb: 0.01~0.05%、Si: 0.2~0.6%、S: 0.004%、O: 0.003%、As: 0.01%、P: 0.01~0.03%を含み、且つ $Cr + Mo + 0.5Mn + 0.35Ni + 0.25Cu$ が11.1~12.2%で、 $C + N + 0.3Si + Mn + 1.8Nb$ が0.4~0.8%であり、残部がFe及び不可避免的不純物である製鋼ステップと、

(2) ステップ1(製鋼ステップを意味する。以下同様)で得られた鋼ビレットを加熱炉内で加熱し、加熱温度が1100~1200で、在炉時間が60~120minであり、続いて直径12~32mmの棒状のねじ節鉄筋に圧延し、圧延開始温度が1000~1100で、仕上圧延温度が850~950であり、その後、圧延してなる棒状のねじ節鉄筋を冷却床にて自然冷却し、冷却床に搬送された時の温度が860~920であり、

又は、ステップ1で得られた鋼ビレットを加熱炉内で加熱し、加熱温度が1080~1130で、在炉時間が60~120minであり、続いて直径6~10mmのコイル状のねじ節鉄筋に圧延し、圧延開始温度が980~1030で、仕上圧延温度が850~950で、レーング温度が830~920であり、その後、圧延してなるコイル状のねじ節鉄筋を遅延型のステルモア冷却方式で冷却し、ローラコンベア下方の送風機が全てオフされる制御圧延・制御冷却ステップと、を含む400MPa級耐食鉄筋の生産方法を提供する。

【0029】

好ましくは、ステップ1では、前記鋼ビレットの化学成分が質量パーセントで、V: 0.1~0.15%、Ti: 0.01~0.05%、Al: 0.01~0.03%、B: 0.0005~0.0020%のうちのいずれか1つ以上をさらに含む。

【0030】

好ましくは、ステップ1では、溶銑予備脱硫工程、転炉製錬工程、AOD炉精錬工程、LF炉精錬工程を順に用いて溶鋼を製錬する場合、前記転炉製錬工程の出鋼温度が1600~1660であり、前記AOD炉精錬工程の時、溶鋼に高炭素フェロクロム合金、モリブデン鉄合金を添加して溶鋼の初期合金化を行い、還元後に除滓してから、マンガン合金を添加し、出鋼前に出鋼用の取鍋をアルゴンで5min以上パージし、出鋼中に溶鋼にアルミインゴット20kgを添加し、出鋼温度が1630~1670で、出鋼Cの含有量が0.01%であり、前記LF炉精錬工程の時、溶鋼がLF炉の取鍋に到達した後、

溶鋼 1 トンあたりに 13 ~ 15 kg の石灰、4.0 ~ 6.5 kg の蛍石を添加する案でスラグを調整し、白色スラグ保持時間が 8 min で、ソフト攪拌時間が 8 ~ 15 min で、出鋼温度が 1600 ~ 1620 であり、角ビレット連続鑄造工程の時、無炭素モールドフラックス又は超低炭素モールドフラックスを採用し、連続鑄造の温度が 1520 ~ 1560 で、連続鑄造中の鑄造速度が 1.2 ~ 1.6 m/min であり、

溶銑予備脱硫工程、転炉製錬工程、LF 炉精錬工程、RH 炉精錬工程を順に用いて溶鋼を製錬する場合、前記転炉製錬工程の時、出鋼中に溶鋼に微量炭素フェロクロム合金を添加して溶鋼の初期合金化を行い、出鋼温度が 1700 ~ 1750 であり、前記 LF 炉精錬工程の時、工程全体にわたって、LF 炉の取鍋内に 80 ~ 160 L/min のアルゴン流量で底吹きし、出鋼温度が 1560 ~ 1600 であり、前記 RH 炉精錬工程の時、RH 炉を 3 min 真空化した後、RH 炉内への酸素吹き込みを開始し、酸素吹き込み総量が 500 ~ 700 Nm<sup>3</sup> であり、続いて溶鋼に微量炭素フェロクロム合金を添加して溶鋼の合金化を行い、真空度が 2 mbar よりも小さくなると 5 min 以上清水循環処理し、出鋼温度が 1560 ~ 1600 で、出鋼 C の含有量が 0.015 % であり、角ビレット連続鑄造工程の時、無炭素モールドフラックス又は超低炭素モールドフラックスを採用し、連続鑄造の温度が 1520 ~ 1560 で、連続鑄造中の鑄造速度が 2.2 ~ 2.6 m/min である。

10

【0031】

好ましくは、前記生産方法は、

(3) ステップ 2 (制御圧延・制御冷却ステップを意味する。以下同様) で得られた鉄筋を順に酸洗槽、不動態化槽及び乾燥装置に通過させて、インライン酸洗を行い、前記酸洗槽のガス吹出口が前記酸洗槽の中心線周りに分布し、鉄筋が前記乾燥装置を出た後に梱包されるインライン酸洗ステップをさらに含む。

20

【0032】

さらに、前記生産方法で製造された 2 本の鉄筋がエレクトロスラグ圧力溶接で溶接試料として接合される場合、得られた溶接試料の引張試験における破断点が 2 本の前記鉄筋の母材に形成される。

【0033】

さらに、前記生産方法で製造された鉄筋のミクロ組織はフェライトとベイナイトであり、フェライトが占める割合は 28 % ~ 40 % である。

30

【0034】

さらに、前記生産方法で製造された鉄筋の GB/T 10561 標準における A 系、B 系、C 系、D 系介在物がいずれも 1.0 級である。

【0035】

さらに、前記生産方法で製造された鉄筋の降伏強度が 420 MPa で、引張強度が 540 MPa で、破断伸び率が 18 % で、最大力における全伸び率が 7.5 % である。

【0036】

さらに、前記生産方法で製造された鉄筋は、周囲浸漬腐食試験において、前記鉄筋の平均重量損失による腐食速度が 0.05 ~ 0.1 g / (m<sup>2</sup> · h) であり、塩水噴霧腐食試験において、前記鉄筋の平均重量損失による腐食速度が 0.01 ~ 0.04 g / (m<sup>2</sup> · h) であり、

40

塩素イオン濃度が 3 mol / L の模擬コンクリート間隙水において、前記鉄筋の自己腐食電位が -0.1 ~ -0.15 V で、分極抵抗が 2500 ~ 3000 k / cm<sup>2</sup> で、自己腐食電流密度が 0.13 μA / cm<sup>2</sup> である。

【0037】

従来技術と比較して、本発明の有益な効果は以下を含む。

【0038】

(1) 超低炭素の設計前提で、Cr、Mo、Mn、Ni、Cu のそれぞれの含有量及び関連関係を合理的に設計するとともに、C、N、Si、Mn、Nb のそれぞれの含有量及び関連関係を合理的に設計することによって、鉄筋はフェライトとベイナイトの二相ミク

50

口組織を合理的な割合で含有し、鉄筋全体の総合性能は優れている。具体的には、鉄筋の力学性能について、降伏強度が 420 MPa で、引張強度が 540 MPa で、破断伸び率が 18% で、最大力における全伸び率が 7.5% である。耐食性について、周囲浸漬腐食試験及び塩水噴霧腐食試験では、耐食性は通常の HRB 400 に対して 4.5 倍以上向上し、電気化学的腐食試験では、自己腐食電位は通常の HRB 400 よりも貴化幅が 0.4 V を超え、分極抵抗は通常の HRB 400 よりもはるかに高く、自己腐食電流密度は通常の HRB 400 の 1/65 又はそれ以下に相当する。溶接性能について、溶接がしやすく、溶接点構造が強固で破断しにくく、溶接試料の引張試験における破断点が鉄筋母材に形成される。

【0039】

(2) 上記の化学成分設計案によれば、優れた耐食性、総合的力学性能及び溶接性能を実現できるとともに、合金元素のコストが低く、省エネルギーで消費が削減され、また、複数のプロセス経路で製造することができ、生産プロセスのコストを削減し、実際の生産と加工に適し、より高い社会的意義と経済的効果を有する。

【0040】

(3) また、上記の化学成分設計案を前提に、制御圧延・制御冷却におけるプロセス制御を組み合わせることで、鉄筋の組織、力学性能、耐食性及び溶接性能をさらに最適化して、鉄筋の総合性能をさらに改善することができるとともに、熱間連続圧延過程におけるプロセス操作が簡単に制御しやすく、実際の生産における作業状況の円滑な進行を保証することができる。

【発明を実施するための形態】

【0041】

以下、本発明の技術的解決手段を具体的な実施形態によりさらに説明するが、保護を請求する範囲は明細書の記載によって限定されるものではない。

< 第1実施形態 >

【0042】

本実施形態は、耐食鉄筋、特に熱間圧延異形鉄筋を提供し、その化学成分は質量パーセントで、Cr: 9.5 ~ 10.4%、Mo: 1.0 ~ 1.2%、Mn: 0.3 ~ 0.6%、Ni: 0.01 ~ 1.00%、Cu: 0.01 ~ 0.50%、C 0.014%、N 0.004%、Nb: 0.01 ~ 0.05%、Si: 0.2 ~ 0.6%、S 0.004%、O 0.003%、As 0.01%、P: 0.01 ~ 0.03% を含み、残部が Fe 及び不可避免的不純物である。

【0043】

また、前記鉄筋の化学成分中の Cr、Mo、Mn、Ni 及び Cu の質量パーセントはさらに、 $11.1\% \text{ Cr} + \text{Mo} + 0.5 \text{ Mn} + 0.35 \text{ Ni} + 0.25 \text{ Cu} \geq 12.2\%$  を満たし、C、N、Si、Mn 及び Nb の質量パーセントはさらに、 $0.4\% \text{ C} + \text{N} + 0.3 \text{ Si} + \text{Mn} + 1.8 \text{ Nb} \leq 0.8\%$  を満たす。

【0044】

ここで、前記鉄筋中の各化学成分の役割を以下に説明する。

【0045】

Cr は、重要な耐食元素であり、鉄筋の表面に酸化物不動態皮膜を形成して、鉄筋の酸化を効果的に阻止し、鉄筋躯体の耐食能力を高めることができる。特に Mo、Ni 等の元素と共存する場合、鉄筋はより優れた耐食性を得ることができ、孔食の発生を避けることができる。また、Cr 元素は鉄筋の焼入れ性を高めることもできる。本発明の化学成分設計では、Cr の含有量は 9.5 ~ 10.4% に制御される。

【0046】

Mo は、重要な耐食元素であり、還元性酸の環境でも、強酸化性の塩溶液の環境でも、Mo 元素の添加によって鉄筋の表面を不動態化させることができるとともに、塩化物溶液中での鉄筋の孔食を防止することもでき、鉄筋の様々な環境での耐食性を全体的に高める。また、Mo 元素のパライト変態抑制の効果は非常に顕著であり、同時に炭化物形成元

10

20

30

40

50

素であるCrと組み合わせると、ベイナイトの生成を促進することができる。また、Mo元素は結晶粒の微細化を促進し、鉄筋の焼入れ性と耐熱性を高めることができるが、Moの含有量が高すぎると、鉄筋の耐酸化性が悪化する。本発明の化学成分設計では、Moの含有量は1.0~1.2%に制御される。

**【0047】**

Mnは、固溶強化元素であり、荒引線の強度を高めることができるとともに、有害元素Sと組み合わせて鉄筋の熱間脆性を下げることができる。また、Mnは、脱酸素剤、脱硫剤、オーステナイト形成元素としても重要である。しかしながら、Mnの含有量が高すぎると、鉄筋の塑性、衝撃靱性、溶接性能等がいずれも低下する。本発明の化学成分設計では、Mnの含有量は0.3~0.6%に制御される。

10

**【0048】**

Niは、重要な耐食元素であり、Niによって鉄筋は酸性やアルカリ性環境に対して高い耐食能力を有するとともに、高温下での高い防錆能力、耐熱能力を有するようになる。また、Ni元素は、オーステナイト形成元素であり、鋼材に均一なオーステナイト組織を持たせて耐食性を改善することができる。本発明の化学成分設計では、Niの含有量は0.01~1.00%に制御される。

**【0049】**

Cuは、重要な耐食元素であり、鉄筋耐食性の向上に寄与するが、Cuの含有量が高すぎると、鋼材の塑性が低下し、熱間圧延割れを招くことがある。本発明の化学成分設計では、Cuの含有量は0.01~0.50%に制御される。

20

**【0050】**

Cは、オーステナイト形成元素であり、炭素の含有量をフェライトの溶解限界以下に維持するように制御することで、鋼組織構造と成分分布の均一性を高め、鉄筋内部各領域間の電位差を減らし、腐食速度を下げるができる。本発明の化学成分設計では、Cの含有量は0.014%以下に制御される。

**【0051】**

Nは、オーステナイト形成元素であり、Nの含有量が高いと、鉄筋の塑性が低下し、鉄筋組織中のフェライトとベイナイトの割合制御にも不利である。本発明の化学成分設計では、Nの含有量は0.004%以下に制御される。

**【0052】**

Nbは、マイクロ合金を強化する元素であり、圧延の過程（例えば後述する熱間連続圧延工程）で析出強化と結晶粒微細化強化の役割を果たすことができるが、Nbの含有量が高すぎると、鉄筋の塑性が低下し、コストが増加する。本発明の化学成分設計では、Nbの含有量は0.01~0.05%に制御される。

30

**【0053】**

Siは固溶強化元素であり、Siは、フェライトに固溶し、オーステナイト中でのC元素の拡散を抑制し、フェライト及びパーライト変態を遅延させ、鉄筋の降伏強度と引張強度を高めることができるが、Siの含有量が高すぎると、鋼材の塑性が低下し、鉄筋の溶接性能が劣化する。本発明の化学成分設計では、Siの含有量は0.2~0.6%に制御される。

40

**【0054】**

Pは、鉄筋の強度と耐食性を高めることができるが、鋼中に偏析しやすく、また、Pの含有量が高すぎると、低温時の力学性能が低くなる。本発明の化学成分設計では、Pの含有量は0.01~0.03%に制御される。

**【0055】**

$Cr + Mo + 0.5Mn + 0.35Ni + 0.25Cu$ は、鉄筋の耐食性、塑性、及びコストの総合的な制御に非常に重要である。一方では、鉄筋表面の酸化膜に十分な緻密性を持たせ、鉄筋躯体の耐食・修復能力を高め、鉄筋酸化膜及び鉄筋躯体の耐食性を保証する。他方では、鉄筋組織中のフェライトの割合が低いことを回避し、鉄筋のミクロ組織及びその割合の制御に有利であり、これにより、鉄筋の塑性を高め、破断伸び率及び最大力

50

における全伸び率を増加させる。さらに別の面において、貴重な合金元素の添加を低減し、コストを削減し、工事の一般化、設計及び使用を促進する。本発明の化学成分設計では、 $C r + M o + 0 . 5 M n + 0 . 3 5 N i + 0 . 2 5 C u$ は11.1～12.2%を満たす。

【0056】

$C + N + 0 . 3 S i + M n + 1 . 8 N b$ は、鉄筋の強度、塑性等の力学性能の総合的な制御に非常に重要である。一方では、合金元素が固溶強化、析出強化、組織強化等のそれぞれの効果を十分に発揮できることを保証し、鉄筋の強度を高める。他方では、鉄筋組織中のフェライトの割合が低いことを回避し、鉄筋組織中のベイナイトの割合が高いことを回避し、つまり、鉄筋組織中のフェライトとベイナイトのそれぞれの割合を最適化し、鉄筋の塑性を高め、破断伸び率及び最大力における全伸び率を増加させる。本発明の化学成分設計では、 $C + N + 0 . 3 S i + M n + 1 . 8 N b$ は0.4～0.8%を満たす。

10

【0057】

総じて言えば、従来技術に比べて、本発明の化学成分の設計では、(1)超低炭素の設計前提で、 $C r$ 、 $M o$ 、 $M n$ 、 $N i$ 、 $C u$ のそれぞれの含有量及び関連関係を合理的に設計するとともに、 $C$ 、 $N$ 、 $S i$ 、 $M n$ 、 $N b$ のそれぞれの含有量及び関連関係を合理的に設計することによって、鉄筋のミクロ組織はフェライトとベイナイトであり、そのうち、フェライトが占める割合は28%～40%であり、ベイナイトが占める割合は60%～72%である。また、鉄筋は耐食性、総合的力学性能及び溶接性能に優れ、全体的な総合性能が優れており、海洋工事の使用ニーズに適している。(2)上記の化学成分設計案によれば、優れた耐食性、総合的力学性能及び溶接性能を実現できるとともに、合金元素のコストが低く、省エネルギーで消費が削減され、また、複数のプロセス経路で製造することができ、生産プロセスのコストを削減し、実際の生産と加工に適し、より高い社会的意義と経済的効果を有する。

20

【0058】

ここで、前記したように、前記鉄筋のミクロ組織はフェライトとベイナイトであり、そのうち、フェライトが占める割合は28%～40%である、ベイナイトが占める割合は60%～72%である。このように、前記鉄筋に対するミクロ組織及びそのフェライトとベイナイトの割合の影響は、具体的には以下の2つの面に反映される。1つは力学性能に対する影響であり、本実施形態におけるフェライトとベイナイトの割合制御によって、破断伸び率及び最大力における全伸び率を含めて、適切な降伏強度と良好な伸び率を保証することができ、良好な総合的力学性能を保証する。もう1つは耐食性に対する影響であり、一定の割合のベイナイト組織を保証することで、鉄筋の耐食性を高めることができる。

30

【0059】

具体的には、力学性能の面において、前記鉄筋は400MPa級以上の鉄筋であり、その降伏強度が420MPaで、引張強度が540MPaで、破断伸び率が18%で、最大力における全伸び率が7.5%である。

【0060】

また、前記鉄筋の介在物も非常に良好に制御されている。具体的には、前記鉄筋のGB/T10561標準におけるA系、B系、C系、D系介在物がいずれも1.0級であり、このように、鉄筋の低温条件下での靱性を高めることができ、前記鉄筋の力学性能を保証するのに有利である。

40

【0061】

さらに、耐食性の面において、前記鉄筋の周囲浸漬腐食試験及び塩水噴霧腐食試験では、耐食性は通常のHRB400に対して45倍以上向上する。具体的には、周囲浸漬腐食試験において、前記鉄筋の平均重量損失による腐食速度が0.05～0.1g/(m<sup>2</sup>·h)であり、塩水噴霧腐食試験において、前記鉄筋の平均重量損失による腐食速度が0.01～0.04g/(m<sup>2</sup>·h)であり、

塩素イオン濃度が3mol/Lの模擬コンクリート間隙水において、前記鉄筋の自己腐食電位が-0.1～-0.15Vで、分極抵抗が2500～3000kΩ/cm<sup>2</sup>で、

50

自己腐食電流密度が  $0.13 \mu\text{A}/\text{cm}^2$  である。

【0062】

ここで、用いられた周囲浸漬腐食試験の具体的な方法は次のとおりである。処理された試料を周囲浸漬試験箱に入れ、試験は、Y B / T 4 3 6 7 鉄筋の塩素イオン環境での腐食試験方法に準拠して行われ、溶液は  $2.0 \pm 0.05$  (wt%) NaCl で、pH は 6.5 ~ 7.2 で、溶液温度は  $45 \pm 2$  で、乾燥温度は  $70 \pm 10$  であり、連続試験して 168 h における平均重量損失による腐食速度を得る。

【0063】

用いられた塩水噴霧腐食試験の具体的な方法は次のとおりである。処理された試料を塩水噴霧試験箱に入れ、試験は、G B / T 1 0 1 2 5 人工雰囲気における腐食試験 - 塩水噴霧腐食試験に準拠して行われ、溶液は  $2.0 \pm 0.05$  (wt%) NaCl で、pH は 6.5 ~ 7.2 で、溶液温度は  $35 \pm 2$  であり、連続試験して 168 h における平均重量損失による腐食速度を得る。

10

【0064】

電気化学的腐食試験では、塩素イオン濃度が  $3 \text{mol}/\text{L}$  の模擬コンクリート間隙水の腐食試験条件下で、前記鉄筋の自己腐食電位は  $-0.1 \sim -0.15 \text{V}$  であり、通常の HRB 400 よりも貴化幅が  $0.4 \text{V}$  を超える。前記鉄筋の分極抵抗は  $2500 \sim 3000 \text{k}\Omega/\text{cm}^2$  であり、通常の HRB 400 よりもはるかに高い。前記鉄筋の自己腐食電流密度は  $0.13 \mu\text{A}/\text{cm}^2$  であり、通常の HRB 400 の  $1/65$  又はそれ以下に相当する。

20

【0065】

ここで、用いられた電気化学的腐食試験の具体的な方法は次のとおりである。電気化学試験は、G B / T 2 4 1 9 6 - 2 0 0 9 『金属及び合金の腐食 / 電気化学試験方法 / 静電位分極及び動電位分極測定の実施の指針』に準拠して行われ、3 電極システムを使用し、参照電極は飽和カロメル電極で、補助電極は Pt シートであり、試験溶液は塩素イオン濃度が  $3 \text{mol}/\text{L}$  の模擬コンクリート間隙水である。分極曲線試験の走査範囲は、試料自己腐食電位に対して  $-300 \sim 600 \text{mV}$  で、走査速度は  $1 \text{mV}/\text{s}$  である。電気化学的インピーダンス試験の走査周波数範囲は  $10^{-2} \sim 10^5 \text{Hz}$  で、交流励起信号振幅は  $\pm 5 \text{mV}$  である。

【0066】

上記したことから、耐食性について、前記鉄筋は優れた耐食性を有し、模擬海水溶液において腐食性能試験を行ったところ、各指標は全て同じ等級の通常のねじ鋼よりもはるかに優れている。

30

【0067】

溶接性能について、前記鉄筋は溶接がしやすく、2 本の前記鉄筋がエレクトロスラグ圧力溶接で溶接試料として接合される場合、溶接点構造が強固で破断しにくく、溶接試料の引張試験における破断点が、溶接点の位置ではなく、鉄筋母材に形成される。

【0068】

好ましくは、本実施形態において、前記鉄筋の公称直径が  $6 \sim 32 \text{mm}$  である。

【0069】

ここで、前記鉄筋の公称直径が  $6 \sim 10 \text{mm}$  である場合、前記鉄筋はコイル状の鉄筋とされ、前記鉄筋の公称直径が  $12 \sim 32 \text{mm}$  である場合、前記鉄筋は棒状の鉄筋とされる。このように、海洋工事における鉄筋に対する要求を満たすことができ、また、直径を設計することによって、鉄筋構造の総合的力学性能及び耐食性を高めることもできる。

40

< 第 2 実施形態 >

【0070】

本実施形態は、耐食鉄筋を提供し、具体的には海洋工事に適する熱間圧延異形鉄筋を提供する。前記第 1 実施形態との相違点は主に、化学成分に V :  $0.1 \sim 0.15\%$ 、Ti :  $0.01 \sim 0.05\%$ 、Al :  $0.01 \sim 0.03\%$ 、B :  $0.0005 \sim 0.0020\%$  のうちのいずれか 1 つ以上をさらに追加することで、鉄筋の性能をさらに向上させる

50

点にある。

【0071】

具体的には、本実施形態において、前記鉄筋の化学成分が質量パーセントで、Cr：9.5～10.4%、Mo：1.0～1.2%、Mn：0.3～0.6%、Ni：0.01～1.00%、Cu：0.01～0.50%、C 0.014%、N 0.004%、Nb：0.01～0.05%、Si：0.2～0.6%、S 0.004%、O 0.003%、As 0.01%、P：0.01～0.03%、及びV：0.1～0.15%、Ti：0.01～0.05%、Al：0.01～0.03%、B：0.0005～0.0020%の四者のうちのいずれか1つ以上を含み、残部がFe及び不可避免的不純物である。

【0072】

また第1実施形態と同様に、前記鉄筋の化学成分中のCr、Mo、Mn、Ni及びCuの質量パーセントはさらに、 $11.1\% \text{ Cr} + 0.5 \text{ Mn} + 0.35 \text{ Ni} + 0.25 \text{ Cu} \geq 12.2\%$ を満たし、C、N、Si、Mn及びNbの質量パーセントはさらに、 $0.4\% \text{ C} + 0.3 \text{ Si} + \text{Mn} + 1.8 \text{ Nb} \leq 0.8\%$ を満たす。

【0073】

ここで、前記鉄筋中のCr、Mo、Mn、Ni、Cu、C、N、Nb、Si、P等の元素の役割、及び $\text{Cr} + \text{Mo} + 0.5 \text{ Mn} + 0.35 \text{ Ni} + 0.25 \text{ Cu}$ と $\text{C} + \text{N} + 0.3 \text{ Si} + \text{Mn} + 1.8 \text{ Nb}$ の設計効果については、前記第1実施形態と同様であり、詳細な説明を省略する。以下、本実施形態における選択的な元素V、Ti、Al及びBの役割を説明する。

【0074】

Vは、マイクロ合金を強化する元素であり、圧延の過程（例えば後述する熱間連続圧延工程）でV（C，N）化合物を析出させることができ、一定の析出強化作用を有するとともに、オーステナイトとフェライト結晶粒の成長を阻止し、結晶粒微細化強化作用を有するが、Vの含有量が高すぎると、鉄筋の塑性が低下し、コストが増加する。本発明の化学成分設計では、Vの含有量は0.1～0.15%に制御される。

【0075】

Tiは、C元素との親和力がCrよりも大きいので、炭化クロムが析出して粒界のクロム欠乏が発生することを回避して、粒間腐食を効果的に防止することができる。また、Tiを適量添加すると、鋼板中に拡散分布する微細なTiO<sub>x</sub>及びTiNを形成することができる。しかしながら、Tiの含有量が高すぎると、溶鋼の粘度が増加し、溶鋼の製錬に不利になるとともに、形成されたTiO<sub>x</sub>のサイズが粗大になり、鋼板の靱性が悪化する。本発明の化学成分設計では、Tiの含有量は0.01～0.05%に制御される。

【0076】

Alは、一般的に使用される脱酸素剤であり、鉄筋躯体の電極電位を高めて、耐食性を高めることができるとともに、オーステナイト結晶粒の成長を阻止して、鉄筋の強度を高めることができるが、Alの含有量が多すぎると、鋼中の酸化物が増加して、鉄筋の溶接性が損なわれる恐れがある。本発明の化学成分設計では、Alの含有量は0.01～0.03%に制御される。

【0077】

Bは、強化元素であり、鉄筋強度の向上に顕著な役割があるが、Bの含有量が高すぎると、粒間耐食性の向上に不利になる。本発明の化学成分設計では、Bの含有量は0.0005～0.0020%に制御される。

【0078】

本実施形態において、V、Ti、Al及びBのいずれか1つ又はそれ以上を選択的に添加することによって、前記鉄筋の性能は、第1実施形態の上でさらに改善することができ、該鉄筋は、より優れた耐食性、力学強度、塑性、及び溶接性能を有し、工事施工が容易になるとともに、海洋工事に使用した場合にはより長い理論耐用年数を持つことができる。  
<第3実施形態>

【0079】

10

20

30

40

50

本実施形態は耐食鉄筋の生産方法を提供し、該生産方法は、前記第1実施形態の耐食鉄筋の生産・製造と前記第2実施形態の耐食鉄筋の生産・製造の両方にも使用することができる。

#### 【0080】

本実施形態において、前記生産方法のプロセス経路は、順に行われる溶銑予備脱硫工程、転炉製錬工程、AOD炉精錬工程、LF炉精錬工程、角ビレット連続鑄造工程、熱間連続圧延工程、温度制御冷却工程、及び梱包工程を含む。以下、前記生産方法をステップの順に詳しく説明する。

#### 【0081】

##### (1) 製鋼ステップ

該ステップでは、溶銑予備脱硫工程、転炉製錬工程、AOD炉精錬工程、LF炉精錬工程を順に用いて溶鋼を製錬し、得られた溶鋼は、前記角ビレット連続鑄造工程で鋼ビレットに連続鑄造される。

#### 【0082】

前記生産方法を前記第1実施形態の耐食鉄筋の製造に使用する場合、該ステップで得られた鋼ビレットの化学成分は第1実施形態の鉄筋の化学成分と一致することが理解可能であり、つまり、得られた鋼ビレットの化学成分は質量パーセントで、Cr: 9.5~10.4%、Mo: 1.0~1.2%、Mn: 0.3~0.6%、Ni: 0.01~1.00%、Cu: 0.01~0.50%、C 0.014%、N 0.004%、Nb: 0.01~0.05%、Si: 0.2~0.6%、S 0.004%、O 0.003%、As 0.01%、P: 0.01~0.03%を含み、且つ $Cr + Mo + 0.5Mn + 0.35Ni + 0.25Cu$ が11.1~12.2%で、 $C + N + 0.3Si + Mn + 1.8Nb$ が0.4~0.8%であり、残部がFe及び不可避的不純物である。同様に、前記生産方法を前記第2実施形態の耐食鉄筋の製造に使用する場合、該ステップで得られた鋼ビレットの化学成分は第2実施形態の鉄筋の化学成分と一致し、つまり、得られた鋼ビレットの化学成分は質量パーセントで、Cr: 9.5~10.4%、Mo: 1.0~1.2%、Mn: 0.3~0.6%、Ni: 0.01~1.00%、Cu: 0.01~0.50%、C 0.014%、N 0.004%、Nb: 0.01~0.05%、Si: 0.2~0.6%、S 0.004%、O 0.003%、As 0.01%、P: 0.01~0.03%であって、V: 0.1~0.15%、Ti: 0.01~0.05%、Al: 0.01~0.03%、B: 0.0005~0.0020%の四者のうちのいずれか1つ以上を含み、且つ $Cr + Mo + 0.5Mn + 0.35Ni + 0.25Cu$ が11.1~12.2%で、 $C + N + 0.3Si + Mn + 1.8Nb$ が0.4~0.8%であり、残部がFe及び不可避的不純物である。

#### 【0083】

さらに、前記転炉製錬工程の出鋼温度が1600~1660 であることで、脱C及び脱Pの効果が保証され、後続の合金化に有利である。

#### 【0084】

前記AOD炉精錬工程の時、総合的に考慮した上で、溶鋼にコストの低い高炭素フェロクロム合金、モリブデン鉄合金を添加して溶鋼の初期合金化を行い、還元後に除滓し、P等の不純物元素の含有量を低下させ、その後、マンガン合金を添加し、脱酸素と同時に初期合金化を完了し、出鋼前に出鋼用の取鍋をアルゴンで5min以上パージし、溶鋼の2次酸化を減少させ、出鋼中に溶鋼にアルミインゴット20kgを添加し、出鋼温度が1630~1670 であり、出鋼Cの含有量が0.01%であり、これにより溶鋼の脱炭素効果及び生産タクトを保証する。

#### 【0085】

前記LF炉精錬工程の時、溶鋼がLF炉の取鍋に到達した後、溶鋼1トンあたりに13~15kgの石灰、4.0~6.5kgの蛍石を添加する案でスラグを調整し、白色スラグ保持時間が8minで、ソフト攪拌時間が8~15minで、出鋼温度が1600~1620 であり、溶鋼の脱酸素と脱硫を段階的に完了する。

10

20

30

40

50

## 【 0 0 8 6 】

前記角ビレット連続鋳造工程の時、前記LF炉精錬工程で出鋼した溶鋼をビレットに連続鋳造し、ここで無炭素モールドフラックス又は超低炭素モールドフラックスを採用して、溶鋼の炭素増加を防止し、連続鋳造の温度が1520～1560で、連続鋳造中の鋳造速度が1.2～1.6m/minであり、連続鋳造を保证する。

## 【 0 0 8 7 】

## ( 2 ) 制御圧延・制御冷却

該ステップでは、ステップ1で得られた鋼ビレットを熱間連続圧延工程によって公称直径6～32mmの鉄筋に圧延し、その後、温度制御冷却工程を行う。鉄筋の公称直径によって、該ステップの具体的なプロセス案は異なる。

## 【 0 0 8 8 】

具体的には、公称直径12～32mmの鉄筋の場合、該ステップでは、前記熱間連続圧延工程の時、ステップ1で得られた鋼ビレットを加熱炉内で加熱し、加熱温度が1100～1200で、在炉時間が60～120minであり、合金元素をその強化効果の発揮に有利であるように十分に再固溶させる。続いて、直径12～32mmの棒状のねじ節鉄筋に圧延し、圧延開始温度が1000～1100で、仕上圧延温度が850～950であり、オーステナイト結晶粒を一定のサイズに維持させる。その後、前記温度制御冷却工程の時、圧延してなる棒状のねじ節鉄筋を冷却床にて自然冷却し、冷却床に搬送された時の温度が860～920であり、後続のフェライトとパーライトのサイズ及び割合制御を保证する。

## 【 0 0 8 9 】

公称直径6～10mmの鉄筋の場合、該ステップでは、前記熱間連続圧延工程の時、ステップ1で得られた鋼ビレットを加熱炉内で加熱し、加熱温度が、合金元素の十分な再固溶に有利であるように1080～1130であり、在炉時間が60～120minである。続いて、直径6～10mmのコイル状のねじ節鉄筋に圧延し、圧延開始温度が980～1030で、仕上圧延温度が850～950で、レイング温度が830～920であり、オーステナイト結晶粒を一定のサイズに維持させる。その後、前記温度制御冷却工程の時、圧延してなるコイル状のねじ節鉄筋を遅延型のステルモア方式で冷却し、ローラコンベア下方の送風機が全てオフされ、フェライト及びパーライト変態はローラコンベア上で完了する。

## 【 0 0 9 0 】

## ( 3 ) 梱包

ステップ2で冷却された鉄筋を、輸送と工事への投入・使用のために梱包する。

## 【 0 0 9 1 】

これにより、従来技術に比べて、本実施形態の生産方法の有益な効果は以下のとおりである。

## 【 0 0 9 2 】

( 1 ) その化学成分の設計は、超低炭素の設計前提で、Cr、Mo、Mn、Ni、Cuのそれぞれの含有量及び関連関係を合理的に設計するとともに、C、N、Si、Mn、Nbのそれぞれの含有量及び関連関係を合理的に設計することによって、製造された鉄筋のミクロ組織はフェライトとベイナイトであり、そのうち、フェライトが占める割合は28%～40%である、ベイナイトが占める割合は60%～72%である。また、鉄筋は耐食性、総合的力学性能及び溶接性能に優れ、全体的な総合性能が優れており、海洋工事の使用ニーズに適している。

## 【 0 0 9 3 】

( 2 ) 上記の化学成分設計案によれば、プロセス経路は合理的であり、特に制御圧延・制御冷却におけるプロセス制御は合理的であり、得られた鉄筋全体の総合性能がさらに最適化され、圧延中に割れ欠陥がなく、また、合金元素のコストが低く、省エネルギーで消費が削減され、生産プロセスのコストが削減され、実際の生産と加工に適し、プロセス操作が簡単で制御しやすく、実際の生産における作業状況の円滑な進行が保証され、より高

10

20

30

40

50

い社会的意義と経済的効果を有する。

< 第4実施形態 >

【0094】

本実施形態は耐食鉄筋の生産方法を提供し、該生産方法は、前記第1実施形態の耐食鉄筋の生産・製造と前記第2実施形態の耐食鉄筋の生産・製造の両方にも使用することができる。

【0095】

本実施形態において、前記生産方法のプロセス経路は、順に行われる溶銑予備脱硫工程、転炉製錬工程、LF炉精錬工程、RH炉精錬工程、角ビレット連続鑄造工程、熱間連続圧延工程、温度制御冷却工程、及び梱包工程を含む。つまり、前記第3実施形態に対する本実施形態の相違点は、溶銑予備脱硫工程、転炉製錬工程、LF炉精錬工程、RH炉精錬工程、及び角ビレット連続鑄造工程のみ、即ち、製鋼ステップのみにある。以下、本実施形態の前記生産方法を、該製鋼ステップについてのみ詳しく説明する。

10

【0096】

(1) 製鋼ステップ

該ステップでは、溶銑予備脱硫工程、転炉製錬工程、LF炉精錬工程、RH炉精錬工程を順に用いて溶鋼を製錬し、得られた溶鋼は、前記角ビレット連続鑄造工程で鋼ビレットに連続鑄造される。

【0097】

前記生産方法を前記第1実施形態の耐食鉄筋の製造に使用する場合、該ステップで得られた鋼ビレットの化学成分は第1実施形態の鉄筋の化学成分と一致することが理解可能であり、つまり、得られた鋼ビレットの化学成分は質量パーセントで、Cr: 9.5~10.4%、Mo: 1.0~1.2%、Mn: 0.3~0.6%、Ni: 0.01~1.00%、Cu: 0.01~0.50%、C 0.014%、N 0.004%、Nb: 0.01~0.05%、Si: 0.2~0.6%、S 0.004%、O 0.003%、As 0.01%、P: 0.01~0.03%を含み、且つ $Cr + Mo + 0.5Mn + 0.35Ni + 0.25Cu$ が11.1~12.2%で、 $C + N + 0.3Si + Mn + 1.8Nb$ が0.4~0.8%であり、残部がFe及び不可避免的不純物である。同様に、前記生産方法を前記第2実施形態の耐食鉄筋の製造に使用する場合、該ステップで得られた鋼ビレットの化学成分は第2実施形態の鉄筋の化学成分と一致し、つまり、得られた鋼ビレットの化学成分は質量パーセントで、Cr: 9.5~10.4%、Mo: 1.0~1.2%、Mn: 0.3~0.6%、Ni: 0.01~1.00%、Cu: 0.01~0.50%、C 0.014%、N 0.004%、Nb: 0.01~0.05%、Si: 0.2~0.6%、S 0.004%、O 0.003%、As 0.01%、P: 0.01~0.03%であって、V: 0.1~0.15%、Ti: 0.01~0.05%、Al: 0.01~0.03%、B: 0.0005~0.0020%の四者のうちのいずれか1つ以上を含み、且つ $Cr + Mo + 0.5Mn + 0.35Ni + 0.25Cu$ が11.1~12.2%で、 $C + N + 0.3Si + Mn + 1.8Nb$ が0.4~0.8%であり、残部がFe及び不可避免的不純物である。

20

30

【0098】

さらに、前記転炉製錬工程の時、出鋼中に溶鋼に微量炭素フェロクロム合金を添加して溶鋼の初期合金化を行い、できるだけ合金添加の面から溶鋼中のCの含有量を制御し、効率を高め、出鋼温度が1700~1750であり、これにより脱リン効果を保証し、後続の製錬に備える。

40

【0099】

前記LF炉精錬工程の時、工程全体にわたって、LF炉の取鍋内に80~160L/minのアルゴン流量で底吹きし、出鋼温度が1560~1600であり、これにより取鍋内の合金の溶解と均一化を保証し、生産タクトの制御に有利である。

【0100】

前記RH炉精錬工程の時、RH炉を3min真空化した後、RH炉内への酸素吹き込み

50

を開始し、酸素吹き込み総量が500～700Nm<sup>3</sup>であり、続いて溶鋼に微量炭素フェロクロム合金を添加して溶鋼の合金化を行い、Cr合金化が段階的に完了されるとともに、溶鋼の炭素増加が減少し、真空度が2mbarよりも小さくなると5min以上清水循環処理し、出鋼温度が1560～1600で、出鋼Cの含有量が0.015%であり、脱炭素効果を保証する。

【0101】

前記角ピレット連続鑄造工程の時、前記LF炉精錬工程で出鋼した溶鋼をピレットに連続鑄造し、ここで無炭素モールドフラックス又は超低炭素モールドフラックスを採用し、溶鋼の炭素増加を防止し、連続鑄造の温度が1520～1560で、連続鑄造中の鑄造速度が2.2～2.6m/minであり、連続鑄造に有利である。

10

【0102】

前記したように、ステップ2の制御圧延・制御冷却ステップ、ステップ3の梱包工程はいずれも前記第3実施形態と同様であるため、詳細な説明を省略する。

【0103】

これにより、従来技術に比べて、本実施形態の生産方法の有益な効果は以下のとおりである。

【0104】

(1)その化学成分の設計は、超低炭素の設計前提で、Cr、Mo、Mn、Ni、Cuのそれぞれの含有量及び関連関係を合理的に設計するとともに、C、N、Si、Mn、Nbのそれぞれの含有量及び関連関係を合理的に設計することによって、製造された鉄筋のミクロ組織はフェライトとベイナイトであり、そのうち、フェライトが占める割合は28%～40%であり、ベイナイトが占める割合は60%～72%である。また、鉄筋は耐食性、総合的力学性能及び溶接性能に優れ、全体的な総合性能が優れており、海洋工事の使用ニーズに適している。

20

【0105】

(2)上記の化学成分設計案によれば、プロセス経路は合理的であり、特に制御圧延・制御冷却におけるプロセス制御は合理的であり、得られた鉄筋全体の総合性能がさらに最適化され、圧延中に割れ欠陥がなく、また、合金元素のコストが低く、省エネルギーで消費が削減され、生産プロセスのコストが削減され、実際の生産と加工に適し、プロセス操作が簡単で制御しやすく、実際の生産における作業状況の円滑な進行が保証され、より高い社会的意義と経済的効果を有する。

30

<第5実施形態>

【0106】

本実施形態は、耐食鉄筋の生産方法を提供し、そのプロセス経路は、順に行われる溶銑予備脱硫工程、転炉製錬工程、LF炉精錬工程、RH炉精錬工程、角ピレット連続鑄造工程、熱間連続圧延工程、温度制御冷却工程、インライン酸洗工程、及び梱包工程を含む。

【0107】

本実施形態において、前記溶銑予備脱硫工程から前記温度制御冷却工程までは、具体的には前記第3実施形態で実施してもよいし、前記第4実施形態で実施してもよく、つまり、本実施形態は、前記第3実施形態又は第4実施形態を基に、梱包工程の前にインライン酸洗工程を追加したものであり、以下では、該インライン酸洗工程のみについて説明し、その他の詳細な説明を省略する。

40

【0108】

具体的には、前記インライン酸洗工程に、つまり、温度制御冷却工程の後且つ梱包工程の前に、鉄筋に順に酸洗槽、不動態化槽及び乾燥装置を通過させて、鉄筋のインライン酸洗を実現する。ここで、酸洗の効果を高めるために、前記酸洗槽のガス吹出口が前記酸洗槽の中心線周りに分布する。

【0109】

以下において、本発明の実施例1～16を提供して本発明をさらに説明する。以下は本発明の好ましい実施例の一部に過ぎず、本発明の全ての実施態様ではないことが理解可能

50

であり、前記実施形態の基に行われた他の実施例は、本発明の技術要旨を逸脱するものではない。

【0110】

まず、実施例1～16及び比較例1～4はいずれも鉄筋を提供し、前記鉄筋の化学成分は表1に示すとおりである。そのうち、実施例12は、本発明に記載の第1実施形態で実施され、その他の実施例は本発明に記載の第2実施形態で実施され、比較例1～4は本発明の実施形態のいずれをも満たさない。

【0111】

【表1】

	化学成分が質量パーセントで(wt,%)																
	Cr	Mo	Mn	Ni	Cu	C	N	Nb	Si	S	O	As	P	V	Ti	Al	B
実施例1	9.53	1.02	0.44	0.92	0.08	0.013	0.0039	0.017	0.59	0.002	0.003	0.006	0.015	0.15	0.05	0.03	0.0020
実施例2	9.52	1.02	0.32	0.06	0.29	0.014	0.0020	0.014	0.20	0.004	0.001	0.005	0.012	0.13	0.01	0.04	0.0005
実施例3	9.50	1.20	0.36	0.97	0.13	0.014	0.0020	0.010	0.42	0.002	0.001	0.005	0.017	0.15	-	0.03	-
実施例4	9.61	1.19	0.38	0.74	0.19	0.013	0.0033	0.017	0.24	0.003	0.003	0.008	0.010	0.14	0.02	0.03	0.0017
実施例5	10.17	1.00	0.33	0.75	0.09	0.010	0.0035	0.050	0.55	0.002	0.003	0.008	0.024	0.12	-	-	-
実施例6	9.56	1.06	0.55	0.45	0.31	0.014	0.0040	0.049	0.31	0.003	0.002	0.008	0.029	-	-	0.02	-
実施例7	9.68	1.20	0.49	0.27	0.29	0.012	0.0034	0.036	0.28	0.004	0.002	0.009	0.021	-	0.02	-	0.0007
実施例8	10.30	1.13	0.48	0.01	0.11	0.014	0.0022	0.013	0.23	0.003	0.002	0.008	0.019	0.14	-	0.02	-
実施例9	10.40	1.17	0.30	0.60	0.04	0.010	0.0039	0.011	0.22	0.001	0.001	0.004	0.023	-	0.04	-	0.0013
実施例10	9.67	1.02	0.57	0.95	0.29	0.013	0.0021	0.019	0.60	0.003	0.002	0.006	0.010	0.11	-	0.04	-
実施例11	9.64	1.05	0.39	0.53	0.49	0.012	0.0023	0.025	0.52	0.003	0.002	0.008	0.024	-	0.03	-	0.0008
実施例12	10.05	1.14	0.57	0.46	0.29	0.011	0.0031	0.033	0.29	0.003	0.002	0.008	0.015	-	-	-	-
実施例13	9.69	1.05	0.59	0.89	0.50	0.012	0.0036	0.020	0.29	0.002	0.002	0.004	0.030	0.15	0.05	0.02	0.0013
実施例14	10.03	1.17	0.60	0.54	0.50	0.012	0.0025	0.021	0.47	0.003	0.002	0.007	0.020	-	0.01	-	-
実施例15	10.15	1.20	0.31	1.00	0.49	0.011	0.0037	0.039	0.46	0.004	0.001	0.004	0.011	-	-	-	0.0008
実施例16	10.25	1.18	0.49	0.99	0.47	0.014	0.0024	0.012	0.52	0.003	0.001	0.004	0.020	0.10	0.03	0.01	0.0008
比較例1	-	-	1.37	-	-	0.024	0.0070	0.002	0.47	0.007	0.006	0.010	0.009	0.01	-	0.01	-
比較例2	-	-	1.42	-	-	0.022	0.0064	0.003	0.54	0.006	0.005	0.012	0.009	-	0.02	-	0.0005
比較例3	-	-	1.35	-	-	0.023	0.0065	0.004	0.55	0.005	0.004	0.011	0.013	0.03	-	0.01	-
比較例4	-	-	1.40	-	-	0.025	0.0051	0.003	0.51	0.005	0.006	0.011	0.013	-	0.01	-	0.0004

【0112】

実施例1～8の生産方法は、順に行われる溶銑予備脱硫工程、転炉製錬工程、AOD炉精錬工程、LF炉精錬工程、角ビレット連続鑄造工程、熱間連続圧延工程、温度制御冷却工程、及びインライン酸洗工程を含むプロセス経路を採用し、以下では、各工程を説明する。

【0113】

(1) 溶銑予備脱硫工程では、溶銑を予備脱硫する。

【0114】

(2) 転炉製錬工程では、出鋼温度が1600～1660である。

【0115】

(3) AOD炉精錬工程では、溶鋼に高炭素フェロクロム合金、モリブデン鉄合金を添加して溶鋼の初期合金化を行い、還元後に除滓してから、マンガン合金を添加し、出鋼前に出鋼用の取鍋をアルゴンで5min以上パージし、出鋼中に溶鋼にアルミインゴット20kgを添加し、出鋼温度が1630～1670で、出鋼Cの含有量が0.010%である。

【0116】

(4) LF炉精錬工程では、溶鋼がLF炉の取鍋に到達した後、溶鋼1トンあたりに13～15kgの石灰、4.0～6.5kgの蛍石を添加する案でスラグを調整し、白色スラグ保持時間が8minで、ソフト攪拌時間が8～15minで、出鋼温度が1600～1620である。

【0117】

(5) 角ビレット連続鑄造工程では、前記LF炉精錬工程で出鋼した溶鋼をビレットに連続鑄造し、ここで無炭素モールドフラックス又は超低炭素モールドフラックスを採用し

、連続鑄造の温度が1520～1560 で、連続鑄造中の鑄造速度が1.2～1.6 m/minである。

【0118】

(6) 熱間連続圧延工程では、実施例1～4において、ピレットを加熱炉内で加熱し、加熱温度が1100～1200 で、在炉時間が60～120minであり、続いて直径12～32mmの棒状のねじ節鉄筋に圧延し、圧延開始温度が1000～1100 で、仕上圧延温度が850～950 である。実施例5～8において、ピレットを加熱炉内で加熱し、加熱温度が1080～1130 で、在炉時間が60～120minであり、続いて直径6～10mmのコイル状のねじ節鉄筋に圧延し、圧延開始温度が980～1030 で、仕上圧延温度が850～950 で、レイング温度が830～920 である。

10

【0119】

(7) 温度制御冷却工程では、実施例1～4において、圧延してなる棒状のねじ節鉄筋を冷却床にて自然冷却し、冷却床に搬送された時の温度が860～920 であり、実施例5～8において、圧延してなるコイル状のねじ節鉄筋を遅延型のステルモア方式で冷却し、ローラコンベア下方の送風機が全てオフされる。

【0120】

(8) インライン酸洗工程では、鉄筋に順に酸洗槽、不動態化槽及び乾燥装置を通過させて、鉄筋のインライン酸洗を実現し、ここで、前記酸洗槽のガス吹出口が前記酸洗槽の中心線周りに分布し、その後、梱包する。

【0121】

実施例9～16の生産方法は、順に行われる溶銑予備脱硫工程、転炉製錬工程、LF炉精錬工程、RH炉精錬工程、角ピレット連続鑄造工程、熱間連続圧延工程、温度制御冷却工程、及びインライン酸洗工程を含むプロセス経路を採用し、以下では、各工程を説明する。

20

【0122】

(1) 溶銑予備脱硫工程では、溶銑を予備脱硫し、脱硫後、Sが0.001%で、除滓率が95%である。

【0123】

(2) 転炉製錬工程では、出鋼中に溶鋼に微量炭素フェロクロム合金を添加して溶鋼の初期合金化を行い、出鋼温度が1700～1750 である。

30

【0124】

(3) LF炉精錬工程では、工程全体にわたって、LF炉の取鍋内に80～160 L/minのアルゴン流量で底吹きし、出鋼温度が1560～1600 である。

【0125】

(4) RH炉精錬工程では、RH炉を3min真空化した後、RH炉内への酸素吹き込みを開始し、酸素吹き込み総量が500～700 Nm<sup>3</sup>であり、続いて溶鋼に微量炭素フェロクロム合金を添加して溶鋼の合金化を行い、真空度が2mbarよりも小さくなると5min以上清水循環処理し、出鋼温度が1560～1600 で、出鋼Cの含有量が0.015%である。

【0126】

(5) 角ピレット連続鑄造工程では、前記LF炉精錬工程で出鋼した溶鋼をピレットに連続鑄造し、ここで無炭素モールドフラックス又は超低炭素モールドフラックスを採用し、連続鑄造の温度が1520～1560 で、連続鑄造中の鑄造速度が2.2～2.6 m/minである。

40

【0127】

(6) 熱間連続圧延工程では、実施例9～12において、ピレットを加熱炉内で加熱し、加熱温度が1100～1200 で、在炉時間が60～120minであり、続いて直径12～32mmの棒状のねじ節鉄筋に圧延し、圧延開始温度が1000～1100 で、仕上圧延温度が850～950 であり、実施例13～16において、ピレットを加熱炉内で加熱し、加熱温度が1080～1130 で、在炉時間が60～120minであ

50

り、続いて直径6～10mmのコイル状のねじ鉄筋に圧延し、圧延開始温度が980～1030で、仕上圧延温度が850～950で、リング温度が830～920である。

【0128】

(7) 温度制御冷却工程では、実施例9～12において、圧延してなる棒状のねじ鉄筋を冷却床にて自然冷却し、冷却床に搬送された時の温度が860～920であり、実施例13～16において、圧延してなるコイル状のねじ鉄筋を遅延型のステルモア方式で冷却し、ローラコンベア下方の送風機が全てオフされる。

【0129】

(8) インライン酸洗工程では、鉄筋を順に酸洗槽、不動態化槽及び乾燥装置を通過させて、鉄筋のインライン酸洗を実現し、ここで、前記酸洗槽のガス吹出口が前記酸洗槽の中心線周りに分布し、その後、梱包する。

【0130】

比較例1～4に使用される生産方法は、従来の転炉製錬、角ピレット連続鑄造、熱間連続圧延、冷却床冷却のプロセス経路であり、そのうち、熱間連続圧延工程の時、加熱炉内での加熱温度が1210～1290で、圧延開始温度が1090～1170で、冷却床に搬送された時の温度が1100であり、冷却床にて自然冷却する。

【0131】

実施例1～16及び比較例1～4の鉄筋に対して、同じ試験方法でサンプリングして力学性能を検出したところ、各実施例及び比較例の力学性能は表2に示すとおりである。

【0132】

表2から分かるように、実施例1～16は力学性能に関して比較例1～4よりも明らかに優れ、400MPa級耐震鉄筋の要求を満たしており、また、降伏強度が420MPaで、引張強度が540MPaで、破断伸び率が18%で、最大力における全伸び率が7.5%である。

【0133】

【表2】

番号	降伏強度 (MPa)	引張強度 (MPa)	破断伸び率 A (%)	最大力における全伸び率 A <sub>gt</sub> (%)
実施例1	474	638	25	8.1
実施例2	467	604	20	11.1
実施例3	459	596	20	10.6
実施例4	450	584	21	10.5
実施例5	445	582	21	10.1
実施例6	445	579	20	9.9
実施例7	445	575	20	9.6
実施例8	441	564	21	8.2
実施例9	420	555	18	7.6
実施例10	492	627	24	15.9
実施例11	480	626	24	14.8
実施例12	478	621	22	14.2
実施例13	466	615	22	13.9
実施例14	463	613	22	12.6
実施例15	461	612	20	12.1
実施例16	455	610	20	11.3
比較例1	427	567	19	7.1
比較例2	451	555	15	6.9
比較例3	448	578	15	8.9
比較例4	469	594	18	12.3

10

20

30

40

50

## 【0134】

実施例1～16及び比較例1～4の鉄筋に対して、同じ方法で周囲浸漬腐食試験、塩水噴霧腐食試験及び電気化学的腐食試験を行ったところ、試験結果は表3に示すとおりである。

## 【0135】

そのうち、用いられた周囲浸漬腐食試験の具体的な方法は次のとおりである。処理された試料を周囲浸漬試験箱に入れ、試験は、YB/T4367鉄筋の塩素イオン環境での腐食試験方法に準拠して行われ、溶液は $2.0 \pm 0.05$  (wt%) NaClで、pHは6.5～7.2で、溶液温度は $45 \pm 2$  で、乾燥温度は $70 \pm 10$  であり、連続試験して168hにおける平均重量損失による腐食速度を得る。

10

## 【0136】

用いられた塩水噴霧腐食試験の具体的な方法は次のとおりである。処理された試料を塩水噴霧試験箱に入れ、試験は、GB/T10125人工雰囲気における腐食試験 - 塩水噴霧腐食試験に準拠して行われ、溶液は $2.0 \pm 0.05$  (wt%) NaClで、pHは6.5～7.2で、溶液温度は $35 \pm 2$  であり、連続試験して168hにおける平均重量損失による腐食速度を得る。

## 【0137】

用いられた電気化学的腐食試験の具体的な方法は次のとおりである。電気化学試験は、GB/T24196-2009『金属及び合金の腐食 / 電気化学試験方法 / 静電位分極及び動電位分極測定の実施の指針』に準拠して行われ、3電極システムを使用し、参照電極は飽和カロメル電極で、補助電極はPtシートであり、試験溶液は塩素イオン濃度が $3 \text{ mol/L}$ の模擬コンクリート間隙水である。分極曲線試験の走査範囲は、試料自己腐食電位に対して $-300 \sim 600 \text{ mV}$ で、走査速度は $1 \text{ mV/s}$ である。電気化学的インピーダンス試験の走査周波数範囲は $10^{-2} \sim 10^5 \text{ Hz}$ で、交流励起信号振幅は $\pm 5 \text{ mV}$ である。

20

## 【0138】

30

40

50

【表 3】

	周囲浸漬 168h における平均重量 損失による腐 食速度(g/(m <sup>2</sup> ·h))	塩水噴霧 168h における平均重量 損失による腐 食速度(g/(m <sup>2</sup> ·h))	塩素イオン濃度が≧3mol/L		
			自己腐食電位 (V)	分極抵抗 (kΩ/cm <sup>2</sup> )	自己腐食電流密度 (μA/cm <sup>2</sup> )
実施例 1	0.100	0.033	-0.100	2977	0.128
実施例 2	0.095	0.033	-0.109	2954	0.127
実施例 3	0.095	0.030	-0.111	2876	0.127
実施例 4	0.090	0.029	-0.116	2862	0.126
実施例 5	0.090	0.028	-0.119	2832	0.125
実施例 6	0.085	0.027	-0.124	2829	0.124
実施例 7	0.085	0.027	-0.125	2814	0.123
実施例 8	0.085	0.026	-0.127	2788	0.123
実施例 9	0.080	0.025	-0.128	2764	0.123
実施例 10	0.075	0.024	-0.137	2763	0.122
実施例 11	0.075	0.023	-0.139	2671	0.122
実施例 12	0.075	0.020	-0.139	2660	0.120
実施例 13	0.070	0.020	-0.143	2605	0.120
実施例 14	0.065	0.019	-0.145	2565	0.119
実施例 15	0.060	0.018	-0.150	2546	0.119
実施例 16	0.055	0.018	-0.150	2534	0.119
比較例 1	4.512	1.690	-0.552	0	9.440
比較例 2	4.730	1.700	-0.641	0	8.850
比較例 3	4.654	1.790	-0.855	0	8.850
比較例 4	4.689	1.620	-0.757	0	8.420

## 【0139】

表 3 から分かるように、実施例 1 ~ 16 は耐食性に関して比較例 1 ~ 4 よりも大幅に優れている。周囲浸漬腐食試験において、前記鉄筋の平均重量損失による腐食速度が 0.05 ~ 0.1 g / (m<sup>2</sup> · h) であり、塩水噴霧腐食試験において、前記鉄筋の平均重量損失による腐食速度が 0.01 ~ 0.04 g / (m<sup>2</sup> · h)、耐食性は通常の HRB400 に対して 4.5 倍以上向上する。電気化学的腐食試験では、塩素イオン濃度が 3 mol / L の模擬コンクリート間隙水において、前記鉄筋の自己腐食電位は -0.1 ~ -0.15 V であり、通常の HRB400 よりも貴化幅が 0.4 V を超える。前記鉄筋の分極抵抗は 2500 ~ 3000 k / cm<sup>2</sup> であり、通常の HRB400 よりもはるかに高い。前記鉄筋の自己腐食電流密度は 0.13 μA / cm<sup>2</sup> であり、通常の HRB400 の 1 / 6.5 又はそれ以下に相当する。

## 【0140】

なお、実施例 1 ~ 16 の鉄筋をサンプリングして介在物検出とミクロ組織検出を行った結果、GB / T 10561 標準における A 系、B 系、C 系、D 系介在物はいずれも 1.0 級であり、ミクロ組織はフェライトとベイナイトであり、そのうち、フェライトが占める割合は 28% ~ 40% であり、ベイナイトが占める割合は 60% ~ 72% である。

## 【 0 1 4 1 】

また、実施例 1 ~ 1 6 の鉄筋をそれぞれサンプリングして、エレクトロスラグ圧力溶接で溶接試験を行い、溶接試料に対して、G B T 2 2 8 . 1 - 2 0 1 0 金属材料引張試験第 1 部分の室温試験方法標準に準拠して引張試験を行った結果、溶接試料の引張試験における破断点が、溶接点の位置ではなく、鉄筋母材に形成され、得られた鉄筋の溶接性能が優れていることが分かる。

10

20

30

40

50

## フロントページの続き

- |            |                |                        |                |                       |
|------------|----------------|------------------------|----------------|-----------------------|
| (51)国際特許分類 |                | F I                    |                |                       |
|            | <i>C 2 1 C</i> | <i>7/072(2006.01)</i>  | <i>C 2 1 C</i> | <i>7/072</i> <i>Z</i> |
|            | <i>C 2 1 C</i> | <i>7/076(2006.01)</i>  | <i>C 2 1 C</i> | <i>7/076</i> <i>A</i> |
|            | <i>B 2 2 D</i> | <i>11/00 (2006.01)</i> | <i>B 2 2 D</i> | <i>11/00</i> <i>A</i> |
|            | <i>B 2 1 B</i> | <i>1/16 (2006.01)</i>  | <i>B 2 1 B</i> | <i>1/16</i> <i>B</i>  |
|            | <i>B 2 3 K</i> | <i>25/00 (2006.01)</i> | <i>B 2 3 K</i> | <i>25/00</i> <i>J</i> |
- 中華人民共和国 2 1 5 6 2 5 江蘇省蘇州市張家港市錦豐鎮
- (72)発明者 趙 家七
- 中華人民共和国 2 1 5 6 2 5 江蘇省蘇州市張家港市錦豐鎮
- (72)発明者 張 宇
- 中華人民共和国 2 1 5 6 2 5 江蘇省蘇州市張家港市錦豐鎮
- (72)発明者 陳 煥徳
- 中華人民共和国 2 1 5 6 2 5 江蘇省蘇州市張家港市錦豐鎮
- 審査官 河野 一夫
- (56)参考文献 特開2 0 0 7 - 1 9 7 7 8 6 ( J P , A )
- 中国特許出願公開第 1 1 3 5 2 8 9 6 2 ( C N , A )
- 中国特許出願公開第 1 0 7 6 4 1 7 5 7 ( C N , A )
- 米国特許出願公開第 2 0 1 4 / 0 2 3 7 9 3 5 ( U S , A 1 )
- (58)調査した分野 (Int.Cl. , D B 名)
- C 2 2 C*    *3 8 / 0 0*
- C 2 2 C*    *3 8 / 4 8*
- C 2 2 C*    *3 8 / 5 4*
- C 2 1 D*    *8 / 0 8*
- C 2 1 C*    *5 / 3 0*
- C 2 1 C*    *7 / 0 7 2*
- C 2 1 C*    *7 / 0 7 6*
- B 2 2 D*    *1 1 / 0 0*
- B 2 1 B*    *1 / 1 6*
- B 2 3 K*    *2 5 / 0 0*