

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号

特許第5657790号  
(P5657790)

(45) 発行日 平成27年1月21日 (2015. 1. 21)

(24) 登録日 平成26年12月5日 (2014. 12. 5)

(51) Int. Cl.

F I

C 2 2 C 38/00 (2006. 01)

C 2 2 C 38/00 3 0 1 Y

C 2 1 D 8/08 (2006. 01)

C 2 1 D 8/08 A

C 2 2 C 38/22 (2006. 01)

C 2 2 C 38/22

C 2 2 C 38/60 (2006. 01)

C 2 2 C 38/60

C 2 1 C 7/00 (2006. 01)

C 2 1 C 7/00 B

請求項の数 5 (全 16 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号 特願2013-518219 (P2013-518219)  
 (86) (22) 出願日 平成23年4月18日 (2011. 4. 18)  
 (65) 公表番号 特表2013-533384 (P2013-533384A)  
 (43) 公表日 平成25年8月22日 (2013. 8. 22)  
 (86) 国際出願番号 PCT/KR2011/002744  
 (87) 国際公開番号 W02012/002638  
 (87) 国際公開日 平成24年1月5日 (2012. 1. 5)  
 審査請求日 平成25年1月16日 (2013. 1. 16)  
 (31) 優先権主張番号 10-2010-0061259  
 (32) 優先日 平成22年6月28日 (2010. 6. 28)  
 (33) 優先権主張国 韓国 (KR)

(73) 特許権者 510307299  
 ヒュンダイ スチール カンパニー  
 大韓民国インチョン、トング、チュンボ  
 ンデロ、63 (ソンヒョンードン)  
 (74) 代理人 100117787  
 弁理士 勝沼 宏仁  
 (74) 代理人 100107582  
 弁理士 関根 毅  
 (74) 代理人 100127465  
 弁理士 堀田 幸裕  
 (72) 発明者 リー、サン-ヤン  
 大韓民国チュンチョンブクド、チョンウ  
 オン-グン、ネス-ユプ、ユンゴク-リ、  
 302、チョンイル、アパート、205-  
 1203

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 超高強度鉄筋及びその製造方法

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

C : 0 . 0 5 ~ 0 . 4 5 w t %、S i : 0 . 1 0 ~ 0 . 3 5 w t %、M n : 0 . 1 ~ 0 . 8 5 w t %、C r : 0 . 6 ~ 1 . 2 0 w t %、M o : 0 . 0 5 ~ 0 . 3 5 w t % を含有し、残部が F e 及びその他の不純物からなる鉄筋用ビレットに対して、再加熱し粗圧延する過程を 2 回行った後に中間圧延及び仕上げ圧延によって鉄筋形状に製造する熱間圧延工程を施した後、テンプレコア工程によって 4 0 0 ~ 6 0 0 まで水冷させ、冷却床で空冷させ、

前記熱間圧延工程は、

1 0 0 0 ~ 1 2 5 0 の温度で 1 ~ 3 時間加熱する 1 次再加熱段階と、

前記 1 次再加熱段階後、9 0 0 ~ 1 0 0 0 の温度で粗圧延する 1 次熱間圧延段階と、

前記 1 次熱間圧延段階後、1 1 0 0 ~ 1 2 0 0 の温度で 1 ~ 3 時間加熱する 2 次再加熱段階と、

前記 2 次再加熱段階後、粗圧延、中間圧延及び仕上げ圧延を行い、8 0 0 ~ 9 0 0 で仕上げる 2 次熱間圧延段階と、を含むことを特徴とする、超高強度鉄筋の製造方法。

【請求項 2】

前記その他の不純物は P : 0 超過 0 . 0 3 5 w t %、N i : 0 超過 0 . 2 w t % 以下、C u : 0 超過 0 . 3 w t % 以下、V : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 0 6 w t %、S : 0 超過 0 . 0 7 5 w t % 以下、A l : 0 超過 0 . 0 4 w t % 以下、S n : 0 超過 0 . 0 1 w t % 以下、N<sub>2</sub> : 0 超過 1 5 0 p p m 以下を含むことを特徴とする、請求項 1 に記載の超高強度鉄筋

10

20

の製造方法。

【請求項 3】

前記テンブコア工程は 4 ~ 6 B a r の水圧、 $400 \sim 600 \text{ m}^3 / \text{hr}$  の水量で冷却水を噴射して 400 ~ 600 まで冷却することにより行うことを特徴とする、請求項 1 又は 2 に記載の超高強度鉄筋の製造方法。

【請求項 4】

前記鉄筋用ビレットは、

電気炉、レードル及び真空精練工程を経て溶鋼を製造し、

前記溶鋼を再酸化が防止されるようにストッパーキャスティング (Stopper Casting) を適用してタンディッシュからモールドへ鋳込み、連続鋳造して製造したことを特徴とする、請求項 1 ~ 3 のいずれか一項に記載の超高強度鉄筋の製造方法。

10

【請求項 5】

前記熱間圧延工程の際に、前記鉄筋形状の直径が  $9.5 \text{ mm} \sim 10.5 \text{ mm}$  を満足するように圧延比を制御することを特徴とする、請求項 1 ~ 4 のいずれか一項に記載の超高強度鉄筋の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、超高強度鉄筋及びその製造方法に係り、さらに詳しくは、降伏強度 800 MPa 級の高強度条件を満たすようにした超高強度鉄筋及びその製造方法に関する。

20

【背景技術】

【0002】

現在は、未来社会の人口増加による人間活動の空間確保及び空間活用性のために構造物の巨大化（例えば、超高層ビル、長スパン橋梁、大空間構造物、巨大海洋構造物、巨大地下構造物）が必然的である。

土木・建築分野において、構造物が超高層化及び巨大化するほど、構造材料の軽量化及び高強度化は必須不可欠な要素となっている。

現在は降伏強度 400 ~ 500 MPa 級の鉄筋が商用化されて超高層構造物に用いられしており、このような趨勢は今後さらに加速化するだろうと見通されている。

【発明の概要】

30

【発明が解決しようとする課題】

【0003】

本発明の目的は、合金設計と熱間圧延及び冷却条件の調節により、800 MPa 以上の降伏強度、900 MPa 以上の引張強度、10% 以上の延伸率を有し且つ 180° 曲げ試験の際に亀裂が発生しない超高強度鉄筋及びその製造方法を提供することにある。

【課題を解決するための手段】

【0004】

上記目的を達成するための本発明の特徴によれば、C : 0.05 ~ 0.45 wt%、Si : 0.10 ~ 0.35 wt%、Mn : 0.1 ~ 0.85 wt%、Cr : 0.6 ~ 1.20 wt%、Mo : 0.05 ~ 0.35 wt% を含有し、残部が Fe 及びその他の不純物からなり、表面層と中心層を含み、表面層にマルテンサイト組織の硬化層が形成され、中心層にフェライト組織が含まれる。

40

【0005】

前記その他の不純物は、P : 0 超過 0.035 wt% 以下、Ni : 0 超過 0.2 wt% 以下、Cu : 0 超過 0.3 wt% 以下、V : 0.001 ~ 0.006 wt%、S : 0 超過 0.075 wt% 以下、Al : 0 超過 0.04 wt% 以下、Sn : 0 超過 0.01 wt% 以下、N<sub>2</sub> : 0 超過 150 ppm 以下を含む。

【0006】

前記鉄筋は、 $9.5 \text{ mm} \sim 10.5 \text{ mm}$  の直径を有する。

【0007】

50

前記フェライト組織は、粒子サイズが $5 \sim 7 \mu\text{m}$ である。

【0008】

前記硬化層は、表面から中心へ $0.8 \sim 2.3 \text{ mm}$ の深さを有する。

【0009】

C： $0.05 \sim 0.45 \text{ wt}\%$ 、Si： $0.10 \sim 0.35 \text{ wt}\%$ 、Mn： $0.1 \sim 0.85 \text{ wt}\%$ 、Cr： $0.6 \sim 1.20 \text{ wt}\%$ 、Mo： $0.05 \sim 0.35 \text{ wt}\%$ を含有し、残部がFe及びその他の不純物からなる鉄筋用ビレットに対して、再加熱し粗圧延する過程を2回行った後に中間圧延及び仕上げ圧延によって鉄筋形状に製造する熱間圧延工程を施した後、テンブコア工程を介して $400 \sim 600$  まで水冷させ、冷却床で空冷させる。

10

【0010】

前記その他の不純物は、P：0超過 $0.035 \text{ wt}\%$ 、Ni：0超過 $0.2 \text{ wt}\%$ 以下、Cu：0超過 $0.3 \text{ wt}\%$ 以下、V： $0.001 \sim 0.006 \text{ wt}\%$ 、S：0超過 $0.075 \text{ wt}\%$ 以下、Al：0超過 $0.04 \text{ wt}\%$ 以下、Sn：0超過 $0.01 \text{ wt}\%$ 以下、 $\text{N}_2$ ：0超過 $150 \text{ ppm}$ 以下を含む。

【0011】

前記熱間圧延工程は、 $1000 \sim 1250$  の温度で $1 \sim 3$ 時間加熱する1次再加熱段階と、前記1次再加熱段階後、 $900 \sim 1000$  の温度で粗圧延する1次熱間圧延段階と、前記1次熱間圧延段階後、 $1100 \sim 1200$  の温度で $1 \sim 3$ 時間加熱する2次再加熱段階と、前記2次再加熱段階後、粗圧延、中間圧延及び仕上げ圧延を行い、 $800 \sim 900$  で仕上げる2次熱間圧延段階とを含んでなる。

20

【0012】

前記テンブコア工程は、 $4 \sim 6 \text{ Bar}$ の水圧、 $400 \sim 600 \text{ m}^3 / \text{hr}$ の水量で冷却水を噴射して $400 \sim 600$  まで冷却する。

【0013】

前記鉄筋用ビレットは、電気炉、レードル、真空精練工程を経て溶鋼を製造し、前記溶鋼を再酸化が防止されるようにストップキャストイング(Stopper Casting)を適用してタンディッシュからモールドへ鑄込み、連続鑄造して製造する。

【0014】

前記熱間圧延工程の際に、前記鉄筋形状の直径が $9.5 \text{ mm} \sim 10.5 \text{ mm}$ を満足するように圧延比を制御する。

30

【発明の効果】

【0015】

本発明によれば、Cr及びMoを添加する合金設計と熱間圧延によって圧延比を制御するとともに、テンブコア工程などによって表面層と中心層の微細組織を制御することにより、降伏強度 $800 \text{ MPa}$ 以上、引張強度 $900 \text{ MPa}$ 以上、延伸率 $10\%$ 以上及び $180^\circ$ 曲げ試験を満足する超高強度鉄筋を生産することができる。

このような鉄筋は、従来のものでは満足できなかった降伏強度、引張強度、延伸率及び曲げ試験などの条件を満足するので、高強度コンクリート[ $c_k$  (コンクリート強度) =  $600 \sim 1200 \text{ kg/cm}^2$ ]と柱主根に結合して主筋及びせん断補強筋部材として

40

有用に使用できるという効果がある。

特に、本発明は、韓国の鉄鋼技術の先進性を知らせると共に、土木、建築技術の未来化に大きく寄与することができる有用な効果がある。

【図面の簡単な説明】

【0016】

【図1】本発明に係る超高強度鉄筋の製造方法を示す順序図である。

【図2】本発明に係る超高強度鉄筋の製造方法を示す熱処理工程図である。

【図3】表2の直径規格別表面層及び中心層の微細組織を示す光学顕微鏡組織写真である。

【図4】表3の規格D10の中心層の微細組織を示す走査電子顕微鏡組織写真である。

50

【図5】表2の直径別表面層と中心層の硬度値の変化(a)、及び最終鉄筋(規格D10)を切断した断面巨視組織写真(b)を示す図である。

【図6】規格D10に圧延された表2の実施例2の曲げ性能を試験した写真である。

【図7】圧延比による降伏強度の変化を直径規格別に実験した結果を示すグラフである。

【図8】テンブコア工程の温度による降伏強度の変化を実験した結果を示すグラフである。

。【発明を実施するための形態】

【0017】

以下、本発明を詳細に説明する。

【0018】

本発明は、C: 0.05~0.45wt%、Si: 0.10~0.35wt%、Mn: 0.1~0.85wt%、Cr: 0.6~1.20wt%、Mo: 0.05~0.35wt%を含有し、残部がFe及びその他の不純物からなる。

その他の不純物は、P: 0超過0.035wt%以下、Ni: 0超過0.2wt%以下、Cu: 0超過0.3wt%以下、V: 0.001~0.006wt%、S: 0超過0.075wt%以下、Al: 0超過0.04wt%以下、Sn: 0超過0.01wt%以下、N<sub>2</sub>: 0超過150ppm以下を含む。

このような合金組成をベースとして製造した鉄筋用ビレットを、加熱し粗圧延する過程を2回行った後、中間圧延、仕上げ圧延によって鉄筋形状に製造し、テンブコア工程によって水冷させた後、冷却床で空冷させることにより、降伏強度800MPa以上、引張強度900MPa以上、延伸率10%以上及び180°曲げ試験の物性値を満足する超高強度鉄筋を製造する。

【0019】

鉄筋は、10mmの直径に製造され、これを規格D10と表示する。ところが、製造上の誤差を考慮して規格D10の範囲を9.5mm~10.5mmに定める。

また、13mmの直径に製造された鉄筋を規格D13と表示し、16mmの直径に製造された鉄筋を規格D16と表示し、これも製造上の誤差を考慮して規格D13の範囲を12.5mm~13.5mm、規格D16の範囲を15.5~16.5mmにそれぞれ定める。

【0020】

さらに詳しく説明すると、硬化能及び焼き戻し脆性(Tempering Embrittlement)を高めるためにCrとMoを添加し、鉄筋用ビレットを加熱し粗圧延する過程を2回行うことにより、初期オーステナイト結晶粒を小さくして、テンブコア工程と冷却床における空冷によってなされる最終組織の結晶粒を微細化させる。

CrとMoの添加は、状態図上においてオーステナイト領域を広め、変態温度を低める。それだけでなく、CrとMoの添加は、TTT曲線においてマルテンサイトの限界を示すSカーブを全体的に右へ移動させてマルテンサイト生成区域を広めることにより、硬化能を高める。

【0021】

加熱し粗圧延する過程を2回行うことは、初期オーステナイト粒度を小さくする。規格D10の鉄筋形状に製造することは、オーステナイト粒子をさらに微細にして最終組織を微細化させる。

【0022】

テンブコア工程は、加速冷却を介して表面層を硬化させることにより、降伏強度及び硬度を高める。

【0023】

製造された鉄筋の最終組織は、表面層に微細且つ緻密なマルテンサイト組織が形成され、中心層に微細なフェライト組織が形成される。フェライトは、5~7μmの粒子サイズ及び0.8~2.3mmの硬化層深さを有する。鉄筋はD10の直径を有する。

【0024】

10

20

30

40

50

本発明の基本成分となる合金元素の機能及び含有量は、次のとおりである。

[ 必須添加元素 ]

C : 0 . 0 5 ~ 0 . 4 5 w t %

C は強度確保のために添加される。C は、0 . 0 5 w t % 未満であれば、目的する降伏強度 8 0 0 M P a 級以上の強度確保が難しく、0 . 4 5 w t % 超過であれば、テンブコア工程において硬化層の強度が高まり、強度は上昇するが、脆性的な性質を持つようになって曲げ性能が著しく低下する。

【 0 0 2 5 】

S i : 0 . 1 0 ~ 0 . 3 5 w t %

S i は、製鋼工程で鋼中の酸素を除去するための脱酸剤として添加されるもので、固溶強化効果も有する。S i は、0 . 1 0 w t % 未満であれば、固溶強化効果が十分でなく、0 . 3 5 w t % 超過であれば、炭素当量が高まって溶接性及び靱性を劣化させる。

【 0 0 2 6 】

M n : 0 . 1 ~ 0 . 8 5 w t %

M n は、強度及び靱性を増加させ、オーステナイトを安定化させるうえ、焼入れ性を増加させる。さらに、A r 3 の温度を低下させて本発明の圧延工程の温度範囲を拡大させることにより、圧延による結晶粒を微細化させて強度及び靱性を向上させる。

M n は、0 . 1 w t % 未満であれば、強度の向上に寄与せず、0 . 8 5 w t % 超過であれば、製造コストを上昇させ、靱性を低下させるうえ、炭素当量が高まって溶接性劣化の問題を誘発する。

【 0 0 2 7 】

C r : 0 . 6 ~ 1 . 2 0 w t %

C r は、オーステナイト領域を拡張させとともに、C と結合して脆化を起こさない炭化物を形成させる。また、本発明において、C r は降伏強度 8 0 0 M P a 級の達成のために硬化能を向上させるために添加される。

C r は、0 . 6 w t % 未満であれば、強度向上効果が微々たるものであり、1 . 2 0 w t % 超過であれば、硬化能を無駄に増加させて圧延及び冷却の際にフェライトの変態速度を低下させるうえ、溶接の際に品質欠陥を引き起こす。

【 0 0 2 8 】

M o : 0 . 0 5 ~ 0 . 3 5 w t %

M o は硬化能を向上させるために添加される。

M o は、0 . 0 5 w t % 未満であれば、強度向上効果が微々たるものであり、0 . 3 5 w t % 超過であれば、C r と同様に、硬化能を無駄に増加させて圧延及び冷却の際にフェライト変態速度を低下させるうえ、溶接の際に品質欠陥を引き起こす。

【 0 0 2 9 】

[ その他の不純物 ]

その他の不純物のうち、P、N i、C u、S は電気炉製鋼特性上添加される成分であり、V は任意に添加できる成分である。

【 0 0 3 0 】

P : 0 超過 0 . 0 3 5 w t % 以下

P は、鋼中に均一に分布する場合にはあまり問題がなく、固溶強化効果もある。ところが、通常、硫化物又は粒界偏析した状態で存在しながら加工性を低下させる。

したがって、P はその含量が低ければ低いほど良い。ところが、P は、電気炉製鋼特性上避けられない不純物であるので、その含量を 0 . 0 3 5 w t % 以下に制限する。

【 0 0 3 1 】

N i : 0 超過 0 . 2 w t % 以下

N i は、硬化能を増大させ且つ靱性を向上させる効果を有する。ところが、0 . 2 w t % 超過であれば、連铸工程がややこしくなり、高価の合金元素の添加による製造コストの上昇をもたらす。

【 0 0 3 2 】

10

20

30

40

50

Cu: 0 超過 0.3 wt % 以下

Cu は、添加の際に固溶強化による強度上昇の効果を有する。ところが、0.3 wt % 超過であれば、靱性の顕著な低下及び加工性の劣化をもたらす、溶接性を低下させる。

【0033】

V: 0.001 ~ 0.006 wt %

V は、固溶強化及び析出強化による強度確保のために、0.001 ~ 0.006 wt % の範囲で添加できる。ところが、添加されなくても構わない。

【0034】

S: 0 超過 0.075 wt % 以下

S は、Mn と結合して鋼の被削性を改善させる効果があるが、0.075 wt % 超過であれば、加工性を低下させて圧延の際に亀裂を誘発する。

10

【0035】

Al: 0 超過 0.04 wt % 以下

Al は、添加の際に溶鋼中の酸素を除去する役目をする。ところが、Al は、0.04 wt % 超過であれば、非金属介在物  $Al_2O_3$  を形成して衝撃靱性を低下させる。

【0036】

Sn: 0 超過 0.01 wt % 以下

Sn は、鉄くずを原料として用いる製鋼工程で除去することができない不純物として存在する。Sn は、固溶強化効果があるが、強度や延伸率を低下させる問題がある。

Sn は、0.01 wt % 超過であれば、延伸率と成形値を急激に低下させる悪影響を及ぼす。

20

【0037】

N<sub>2</sub>: 0 超過 150 ppm 以下

N は C、V と結合して炭化物を形成する。添加量が 10 ppm 以上であれば、圧延の際に結晶粒の成長を抑制して結晶粒を微細化させることにより強度及び靱性を向上させる。ところが、150 ppm 超過であれば、延伸率及び熱間圧延時の変形性を低下させる問題点がある。

【0038】

本発明は、これらの成分を含有し、残部が Fe であり、原料、資材、製造設備などの状況に応じて含有される元素として、不可避な不純物の微細な混入も許容される。

30

【0039】

上述した成分は、製鋼工程によって溶鋼に製造された後、連続鋳造工程を介して鉄筋用ビレットに製造され、再加熱、熱間圧延（粗圧延）、再加熱、熱間圧延（粗圧延、中間圧延、仕上げ圧延）、テンプコア工程を順次経て鉄筋に製造される。

【0040】

図 1 を参照すると、製鋼工程は電気炉工程、LF 精練工程、及び真空精練工程を含む。電気炉工程で水素（H）、酸素（O）、窒素（N）の成分量を調節して非金属介在物を低減し、LF 精練工程（Ladle Furnace）を行った後、真空精練工程で脱ガス処理を行い、鋳片の欠陥要因となる水素、酸素、窒素成分を除去する。

LF 精練工程は、溶鋼の脱硫、脱酸、非金属介在物の形状制御、並びに成分及び温度の調整などの用途として適用される。

40

【0041】

真空精練工程の後にはストッパーキャスティングを適用して溶鋼をタンディッシュからモールドへ鋳込む。ストッパーキャスティングは、タンディッシュに浸漬ノズル又はシュレッターを適用したもので、タンディッシュからモールドへの溶鋼鋳込みの際に溶鋼と大気の接触を遮断する無酸化操業を行う。

モールドへの溶鋼鋳込みの際に溶鋼と大気の接触が遮断されると、鉄筋用ビレット製造の際に鋼中の介在物による溶鋼汚染が最小化され、溶鋼再酸化が防止されて最終製品の品質が向上する。シュレッターはタンディッシュとモールドとの間に設置され、溶鋼の大気接触を遮断する一種の管と見なせばよい。

50

## 【 0 0 4 2 】

モールド内に鑄込まれた溶鋼は、連続鑄造され、鉄筋を製造するための半製品である鉄筋用ビレットに製造される。

## 【 0 0 4 3 】

連続鑄造によって製造された鉄筋用ビレットを鉄筋に製造する過程では、再加熱し粗圧延する過程が2回行われる。その後、中間圧延及び仕上げ圧延を介して鉄筋形状に製造され、テンブコア工程と冷却床を介して所望の機械的性質を持つようになる。

再加熱し粗圧延する過程を2回行った後に中間圧延及び仕上げ圧延を行うことは、初期オーステナイト結晶粒のサイズをできる限り小さくしてフェライト粒子を微細化させるためである。

10

図2は本発明に係る超高強度鉄筋の製造方法を示す熱処理工程図である。

次に、図2を参照して、製造方法について具体的に説明する。

## 【 0 0 4 4 】

## 〔加熱炉〕—1次再加熱

鉄筋用ビレット鑄造の際に、偏析した成分を再固溶させて均質なオーステナイトを形成するが、初期オーステナイト結晶粒を小さくするために1000～1250の温度で1～3時間1次再加熱する。

1次再加熱温度は、1000未満であれば、偏析した成分が再固溶せず、1250超過であれば、初期オーステナイト結晶粒を小さくすることが難しい。再加熱時間は、均質なオーステナイト形成のために1～3時間が好ましい。再加熱時間が3時間超過であれば、オーステナイト結晶粒が粗大化する。

20

## 【 0 0 4 5 】

## 〔熱間圧延〕—1次粗圧延

均質化されたオーステナイト組織の微細化のために900～1000の温度で1次粗圧延する。1次粗圧延は、オーステナイト再結晶域の圧延であって、1次再加熱時のオーステナイト結晶粒よりサイズが大きく減少してフェライト核生成場所としてのオーステナイト粒界を増加させる。

1次粗圧延温度は、二相域(two phase region)圧延を回避するために900以上とし、1次再加熱温度を考慮して上限を1000に定める。

本実施例の場合、1次粗圧延は孔型ロールを通過して行われる。

30

## 【 0 0 4 6 】

## 〔再加熱〕—2次再加熱

硬化能、強度及び圧延性を高めるために、1100～1200の温度で1～3時間2次再加熱する。

2次再加熱は、圧延性を高めるために、1100以上の温度で行い、1次再加熱と1次粗圧延によって微細化したオーステナイト結晶粒が粗大化しないように1200を超過しない。2次再加熱時間は、圧延性の向上のために1～3時間が好ましく、3時間超過であれば、オーステナイト結晶粒が粗大化して強度の確保が難しい。

## 【 0 0 4 7 】

## 〔熱間圧延〕—2次粗圧延、中間圧延、仕上げ圧延

2次再加熱された鉄筋用ビレットに対して、2次粗圧延、中間圧延及び仕上げ圧延からなる熱間圧延を行い、鉄筋形状に製造する。

40

2次粗圧延の際に、1次粗圧延によって微細化したオーステナイト結晶粒がさらに小さくなって初期オーステナイト結晶粒が微細化し、中間圧延、仕上げ圧延を経て延伸され、さらに微細なオーステナイトになる。

仕上げ圧延の仕上げ温度、すなわち、2次熱間圧延の仕上げ温度は熱間圧延後に微細な組織を得るように800～900とする。

熱間圧延の仕上げ温度が800未満であれば、圧延速度の問題及び生産性の低下が発生し、曲げの際に亀裂が発生するおそれがあり、900超過であれば、オーステナイト粒子が成長して結晶粒の微細化が難しいおそれがあり、強度上昇の効果が微々たるもので

50

ある。

熱間圧延はD 1 6 ~ D 1 0 の規格範囲で行う。D 1 6 からD 1 0 へ行くほど圧延比を増加させた場合に該当する。圧延比が大きいほど変形量が増加し、これによりオーステナイト組織が微細化して降伏強度値が上昇する。D 1 6 ~ D 1 0 は鉄筋の厚さ、すなわち直径を示す。

#### 【 0 0 4 8 】

##### [ テンプコア工程 ]

テンプロコア(Tempcore)工程は、鉄筋の所望の最終組織を得るために、熱間圧延後に高圧の冷却水を鉄筋の表層に噴射する段階であって、4 ~ 6 B a r の水圧、4 2 0 ~ 5 0 0 m<sup>3</sup> / h r の水量で噴射して4 0 0 ~ 6 0 0 まで冷却する。

10

テンプロコア工程中に、鉄筋の表面に、冷却水の噴射を直接受けて急冷したマルテンサイト変態組織の硬化層が形成される。

冷却温度は、4 0 0 未満であれば脆性が増加するおそれがあり、6 0 0 超過であれば、マルテンサイト変態組織である硬化層の確保が難しく、降伏強度8 0 0 M P a 以上の確保が難しい。ここで、水圧と噴射量も上述の範囲を満足しなければ、硬化層の確保及び降伏強度の確保が難しい。

このようなテンプロコア工程は、鉄筋の表面層を高強度組織のマルテンサイトに変態させた後、鉄筋内部の熱で硬化組織を焼き鈍し処理する熱処理工程である。テンプロコア工程後、中心層は、オーステナイト組織を有し、冷却床で微細なフェライト組織に変態する。

テンプロコア工程の際に好ましい冷却温度は4 6 3 である。これは、後述する図8から確認されるように、4 6 3 で高い降伏強度値を示すためである。

20

#### 【 0 0 4 9 】

##### [ 冷却床 ]

テンプロコア工程の後に空冷して内部応力を除去することにより、硬化層の組織を安定化させる。テンプロコア工程後、冷却済みの鉄筋の最終組織は、表面層がマルテンサイト変態組織を有し、中心層が微細なフェライト組織を有する。フェライト組織にはパーライトが一部含まれてもよい。

中心層をなすフェライト結晶粒のサイズは5 ~ 7 μ m であり、降伏強度は8 0 0 M P a 以上である。表面層の硬度は3 4 0 ~ 4 2 0 H v であり、その厚さ(硬化層の深さ)は0 . 8 ~ 2 . 3 m m であり、中心層の硬度は2 5 0 ~ 3 5 0 H v である。表面層と中心層の硬度は、規格D 1 0 に圧延された場合に約5 0 H v 程度の差が生ずる。

30

フェライト結晶粒の大きさは、微細であるほど良いが、5 μ m 未満であれば確保が難しく、7 μ m 超過であれば中心層の硬度値の低下をもたらして表面層と中心層の硬度差が大きくなり、強度上昇効果が低下して降伏強度8 0 0 M P a 以上を満足することが難しいおそれがある。

#### 【 0 0 5 0 】

上述したように、C r 、M o を添加し、加熱し粗圧延する過程を2 回繰り返し行った後、中間圧延及び仕上げ圧延を行い、テンプロコア工程と冷却床を経る方法によって、降伏強度8 0 0 M P a 以上、引張強度9 0 0 M P a 以上、延伸率1 0 % 以上、及び1 8 0 ° 曲げ試験の物性値を満足する超高強度鉄筋を製造することができる。

40

#### 【 0 0 5 1 】

以下、上述した超高強度鉄筋及びその製造方法を実施例によって説明する。

#### 【 0 0 5 2 】

下記表1 は本発明の実施例の合金設計を示す。



【表 1】

(残部：Fe、単位：wt%)

区分	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	V	Al	Sn	N <sub>2</sub> (ppm)
含量	0.21	0.21	0.78	0.019	0.07	0.008	1.2	0.16	0.07	0.005	0.008	0.009	50

表 1 の合金組成を有する鋼を、図 1 に示すように、電気炉、レードル、真空精練工程を経て溶鋼に製造した後、ストッパーキャスティング(Stopper Casting)を適用してタンデ

ィッシュからモールドへ鑄込み、連続鑄造して鉄筋用ビレットを製造する。  
製造された鉄筋用ビレットは、1070 で再加熱した後、950 で 1 次粗圧延する。その後、1 次粗圧延した鉄筋用ビレットをさらに再加熱し、2 次粗圧延、中間圧延及び仕上げ圧延した後、テンプコア工程を行って鉄筋に製造する。1 次粗圧延は 4 つの孔型ロール(4pass)を通過して行う。

## 【0053】

下記表 2 は 1 次粗圧延後、2 次再加熱、熱間圧延及びテンプコア工程の条件とそれによる機械的性質を示す。

下記表 2 は 1 次粗圧延後、2 次再加熱、熱間圧延及びテンプコア工程の条件とそれによる機械的性質を示す。[ 区分 1 を実施例 1、区分 2 を実施例 2 として説明する。 ]

10

20

【表 2】

区分	直径	圧延比	加熱炉抽出温度(℃)	最終圧延温度(℃)	圧延速度(m/sec)	テンブコア温度(℃)	水圧(Bar)	数量(m <sup>3</sup> /hr)	引張強度(MPa)	降伏強度(MPa)	延伸率(%)	曲げ試験(3d)	曲げ試験(5d)	備考
1	D10	248S	1170	890	16	610	5.0	430	876	648	10.3	良好	良好	比較例
2	D10	248S	1170	890	15	463	5.0	430	1100	1060	12.6	良好	良好	発明例
3	D13	140S	1170	890	15	561	5.0	420	910	723	13.5	良好	良好	比較例
4	D13	140S	1170	890	15	546	5.0	460	888	701	13.5	良好	良好	比較例
5	D13	140S	1170	890	14	528	5.0	420	896	718	13.5	良好	良好	比較例
6	D16	89S	1170	890	11	536	5.0	470	914	722	10.2	良好	良好	比較例
7	D16	89S	1170	890	11	523	5.0	500	927	737	10.9	良好	良好	比較例
8	D19	-	1170	947	8.5	520	5.0	950	893	825	9.3	良好	良好	比較例
9	D19	-	1170	910	7.5	410	5.0	950	906	856	7.6	良好	良好	比較例
10	D19	-	1170	870	6.5	390	5.0	950	1077	890	8.2	良好	良好	比較例

## 【0054】

表 2 によれば、規格 D 1 0 に圧延した場合、引張強度 9 0 0 M P a 以上、降伏強度 8 0 0 M P a 以上、及び延伸率 1 0 % 以上を満足する。

実施例 1 の場合は、規格 D 1 0 に圧延したが、テンブコア工程の温度が高いため、引張強度及び降伏強度が要求される機械的性質を満足していない。全体的にみて、テンブコア工程の温度が低いほど降伏強度値は高まったが、あまり低い場合には延伸率も低下した。

比較例 3 ~ 比較例 1 0 の場合は、圧延比が低いか或いはテンブコアの温度が高いため、降伏強度 8 0 0 M P a 以上を満足していない。

曲げ性能試験は実施例 1 ~ 実施例 1 0 のいずれにおいても良好であった。

## 【0055】

図 3 は表 2 の直径規格別微細組織を示す光学顕微鏡組織写真である。

( 図 3 において、D 1 6 は表 2 の実施例 6 ( 区分 6 ) の顕微鏡組織写真であり、D 1 3 は表 2 の実施例 3 ( 区分 3 ) の顕微鏡組織写真であり、D 1 0 は表 2 の実施例 2 ( 区分 2 ) の組織写真である。 ) 図 3 の顕微鏡組織写真に表示された 6 0 μ m は粒子サイズを示すためのスケールバー(scale bar)である。

## 【0056】

10

20

30

40

50

図 3 によれば、表面層に存在する粒子が緻密に構成され、マルテンサイト組織が観察される。特に、直径が D 1 6 から D 1 0 になるほど、マルテンサイト組織が確然に観察される。これは、テンブコア工程中に鉄筋の表面に冷却水が直接触れて瞬間温度が急速に下がることにより、マルテンサイト変態組織が発生するのである。

規格 D 1 0 に圧延された中心層に 5 ~ 7  $\mu\text{m}$  サイズ程度のフェライト粒子が構成されており、フェライト粒子が島のように構成されている。

【 0 0 5 7 】

図 4 は表 3 の規格 D 1 0 の中心層の微細組織を示す走査電子顕微鏡組織写真である。走査電子顕微鏡は中心層の微細組織を精密に分析するためのものである。

図 4 によれば、中心層の微細組織に長尺状かつ多角形のフェライト粒子が観察される。フェライト粒子のサイズは 5 ~ 6  $\mu\text{m}$  程度である。

【 0 0 5 8 】

図 5 は表 2 の直径別表面層と中心層の硬度値の変化 ( a )、及び最終鉄筋 ( 規格 D 1 0 ) を切断した断面巨視組織写真 ( b ) を示す図である。

( 図 5 の ( a ) において、D 1 6 は表 2 の実施例 6 ( 区分 6 )、D 1 3 は表 2 の実施例 3 ( 区分 3 )、D 1 0 は表 2 の実施例 2 ( 区分 2 ) に相当する。 )

【 0 0 5 9 】

図 5 によれば、断面を観察した結果、表面から中心へ硬化層の深さが 2 . 3 mm であった。硬化層はマルテンサイト変態組織が生成された区間である。このような硬化層は Mo と Cr の影響によるものである。D 1 6 から D 1 0 に行くほど表面層の硬度値は増加する傾向を示し、マルテンサイト変態組織区間を経てからは一定の硬度値を示した。

特に、規格 D 1 0 で表面層の硬度値が 4 0 0 H v を示し、中心層の硬度値が 3 5 0 H v を示した。これは中心層に微細なフェライト組織が形成されたことを意味する。

このように規格が小さいほど硬度値が高いことは、圧延比が大きいほど変形量が多くなり、表面層と中心層に多くの電位が分布しているためである。それにより、降伏強度が上昇した傾向を示している。

【 0 0 6 0 】

図 6 は規格 D 1 0 に圧延された表 2 の実施例 2 の 1 8 0 ° 曲げ性能を試験した写真である。

図 6 によれば、1 8 0 ° 曲げ試験の際に亀裂が発生しなかった。また、表 2 を参照すると、規格 D 1 0 に圧延された実施例 2 では降伏強度 8 0 0 M P a 以上の値を示し、それ以上の規格では降伏強度 8 0 0 M P a 以下の値を示した。これにより、超高強度と軟性を同時に確保することができることが分かる。

【 0 0 6 1 】

図 7 は圧延比による降伏強度の変化を直径規格別に実験した結果を示すグラフである。( 図 7 において、D 1 6 は表 2 の実施例 6 ( 区分 6 )、D 1 3 は表 2 の実施例 3 ( 区分 3 )、D 1 0 は表 2 の実施例 2 ( 区分 2 ) に相当する。 )

圧延条件のうち、降伏強度の変化に最も重要な影響を及ぼす因子を調べるために、規格別に圧延速度と冷却水量は一定にして、圧延比による降伏強度値の推移を調べた。

図 7 によれば、圧延比 2 4 8 S ( 規格 D 1 0 ) で降伏強度 8 0 0 M P a 以上を示した。規格 D 1 0 の降伏強度が規格 D 1 3 ~ D 1 6 に比べて高いことは、フェライト粒度が微細であり、表面層にマルテンサイト変態組織が構成されたためである。

【 0 0 6 2 】

図 8 はテンブコア工程の温度による降伏強度の変化を実験した結果を示すグラフである。

図 8 によれば、テンブコア工程の温度が低いほど、降伏強度は高い値を示した。4 6 3 でテンブコア工程を通過した場合、他の温度区域より高い降伏強度を示した。これは、高温で圧延された鉄筋を強制冷却させながら表面にマルテンサイト変態を伴い、規格が小さいほどその影響が中心の微細組織にまで及んでフェライト粒子を微細化させ、かつマルテンサイト変態を伴ったためである。

10

20

30

40

50

## 【 0 0 6 3 】

これにより、Cr、Moを添加する合金設計、熱処理工程、圧延比の制御及びテンブコアなどを介して表面層と中心層の微細組織を制御することにより、降伏強度800MPa以上、引張強度900MPa以上、延伸率10%以上及び180°曲げ試験を満足する超高強度鉄筋を生産することができることが分かる。

## 【 0 0 6 4 】

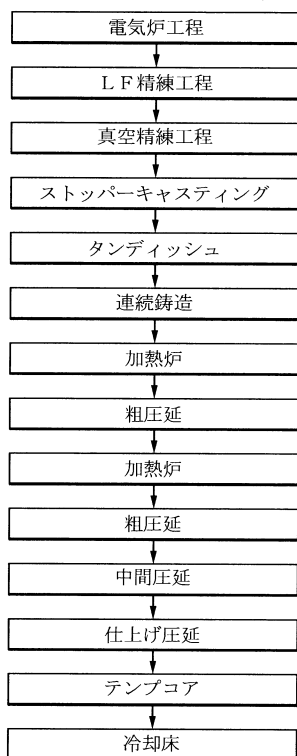
このような超高強度鉄筋の生産は、構造物施工の際に材料費及び工事費を節減させ、構造物の容積率を極大化させるうえ、部材のスリム化を満たす。また、高強度鉄筋の使用により配筋比が減少して円滑なコンクリート打設による品質の確保が可能であるという効果がある。

10

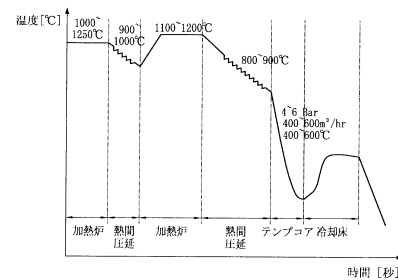
## 【 0 0 6 5 】

このような本発明の基本的な技術的思想の範疇内において、当業界における通常の知識を有する者であれば様々な変形を加え得るのはもとより、本発明の権利範囲は特許請求の範囲に基づいて解釈されるべきであろう。

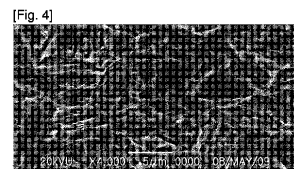
【 図 1 】



【 図 2 】



【 図 4 】

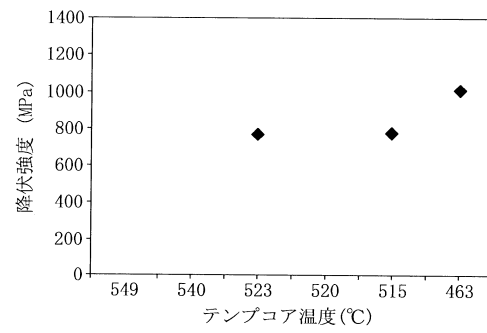


【図 6】

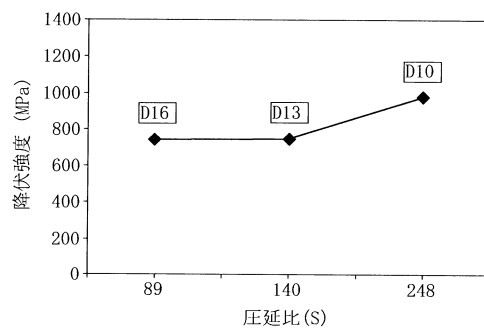
[Fig. 6]



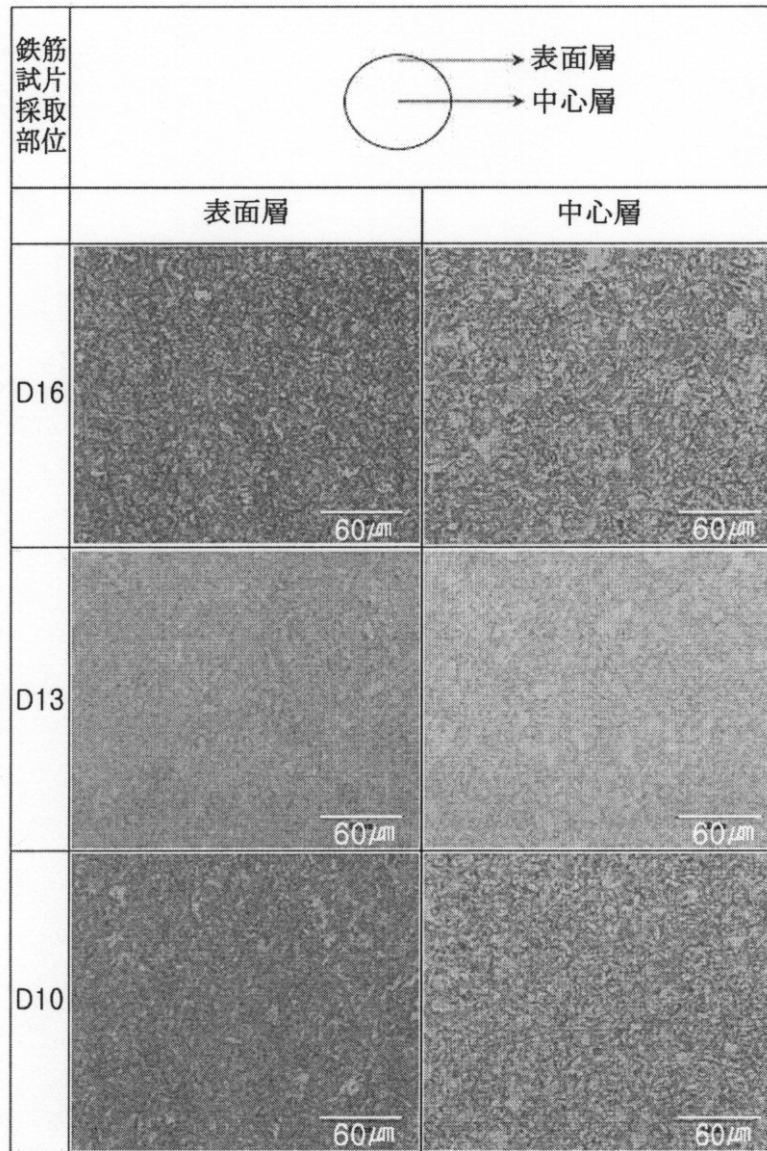
【図 8】



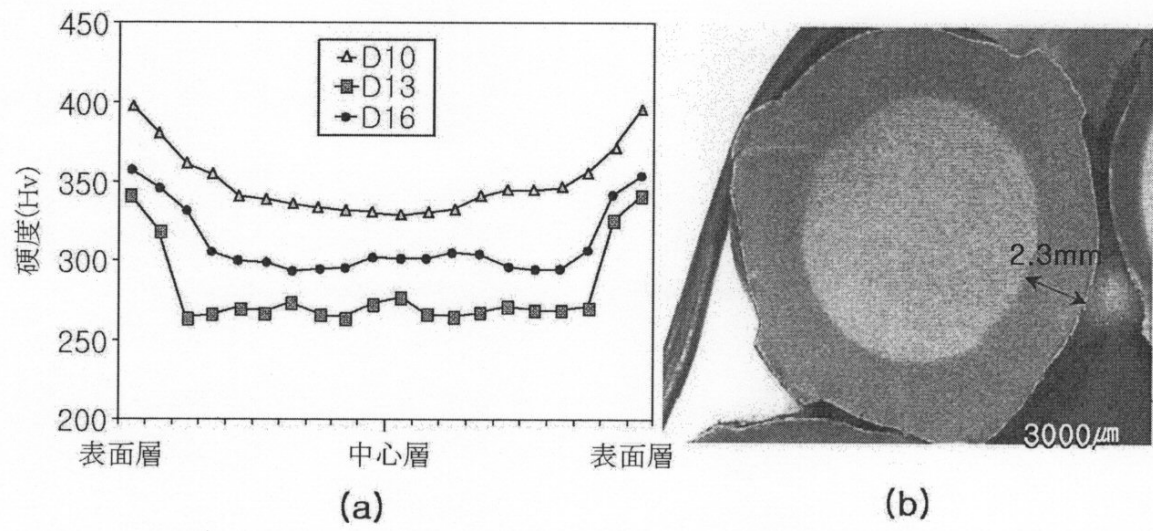
【図 7】



【図 3】



【図 5】



---

フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I  
B 2 2 D 11/00 (2006.01) B 2 2 D 11/00 A

(72)発明者 リー、ヒャン チュル  
大韓民国インチョン、ヨンス グ、ヨンス ドン、テウー、1 チャ、アパート、102-110  
3

(72)発明者 クウォン、ヨン ジュン  
大韓民国キョンサンブク ド、ボハン シ、ブク グ、ドゥホ ドン、ヒュンダイ、スチール、エ  
ンプロイー、アパート、506

審査官 守安 太郎

(56)参考文献 特開昭62-086125(JP,A)  
特開昭51-099619(JP,A)  
特開2000-119807(JP,A)  
特開平06-122921(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)  
C 2 2 C 38/00-38/60