

(19) 日本国特許庁 (JP)

(12) 特 許 公 報 (B2)

(11) 特許番号
特許第6416708号
(P6416708)

(45) 発行日 平成30年10月31日 (2018. 10. 31)

(24) 登録日 平成30年10月12日 (2018. 10. 12)

(51) Int. Cl.

F I

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

C 2 2 C 38/54 (2006. 01)

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

C 2 2 C 38/00 3 0 1 Y

C 2 2 C 38/54

C 2 1 D 8/08 A

請求項の数 3 (全 15 頁)

(21) 出願番号	特願2015-144062 (P2015-144062)	(73) 特許権者	000006655 新日鐵住金株式会社 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号
(22) 出願日	平成27年7月21日 (2015. 7. 21)	(73) 特許権者	302061613 住友電工スチールワイヤー株式会社 兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号
(65) 公開番号	特開2017-25369 (P2017-25369A)	(74) 代理人	110002044 特許業務法人ブライタス
(43) 公開日	平成29年2月2日 (2017. 2. 2)	(72) 発明者	小此木 真 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新 日鐵住金株式会社内
審査請求日	平成30年1月11日 (2018. 1. 11)	(72) 発明者	平上 大輔 東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新 日鐵住金株式会社内
		最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 高強度 P C 鋼線

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項 1】

鋼線の化学組成が、質量 % で、
C : 0 . 9 0 ~ 1 . 1 0 %、
S i : 0 . 8 0 ~ 1 . 5 0 %、
M n : 0 . 3 0 ~ 0 . 7 0 %、
P : 0 . 0 3 0 % 以下、
S : 0 . 0 3 0 % 以下、
A l : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 7 0 %、
N : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 1 0 %、
C r : 0 ~ 0 . 5 0 %、
V : 0 ~ 0 . 1 0 %、
B : 0 ~ 0 . 0 0 5 %、
N i : 0 ~ 1 . 0 %、
C u : 0 ~ 0 . 5 0 %、ならびに、
残部 : F e および不純物であり、

前記鋼線の線径を D としたとき、前記鋼線の表面から 0 . 1 D の部位のビッカース硬さと、前記鋼線の表面から 0 . 1 D の部位より内側の領域のビッカース硬さとの比が下記 (i) 式を満足し、

前記鋼線の表面から 1 0 μ m までの領域における平均炭素濃度が、前記鋼線の炭素濃度

の 0.8 倍以下であり、

前記鋼線の表面から 10 μm の部位より内側の領域における金属組織が、面積 % で、
パーライト組織：95 % 以上であり、かつ、

引張強さが 2000 ~ 2400 MPa である、高強度 PC 鋼線。

$1.10 < H_{VS} / H_{VI} \leq 1.15 \cdots (i)$

ただし、前記 (i) 式中の各記号の意味は、以下の通りである。

H_{VS} : 鋼線の表面から 0.1 D の部位のビッカース硬さ

H_{VI} : 鋼線の表面から 0.1 D の部位より内側の領域のビッカース硬さ

【請求項 2】

前記化学組成が、質量 % で、

Cr : 0.05 ~ 0.50 %、

V : 0.01 ~ 0.10 %、および、

B : 0.0001 ~ 0.005 % から選択される 1 種以上を含有する、請求項 1 に記載の高強度 PC 鋼線。

【請求項 3】

前記化学組成が、質量 % で、

Ni : 0.1 ~ 1.0 %、および、

Cu : 0.05 ~ 0.50 % から選択される 1 種以上を含有する、請求項 1 または請求項 2 に記載の高強度 PC 鋼線。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、プレストレストコンクリートなどに用いられる PC 鋼線に関するものであり、特に、引張強さが 2000 MPa 以上であり、かつ、耐遅れ破壊特性を向上させた高強度 PC 鋼線に関する。

【背景技術】

【0002】

PC 鋼線は、主として、土木・建築構造物に用いられるプレストレストコンクリートの緊張用に用いられる。従来、PC 鋼線は、ピアノ線材をパテンティング処理してパーライト組織にした後、伸線加工および撚り線加工を行い、最終工程にて時効処理して製造されている。

【0003】

近年、施工コストの低減および構造物の軽量化を目的に、引張強さが 2000 MPa を超える高強度 PC 鋼線が求められている。しかしながら、PC 鋼線の高強度化に伴って、耐遅れ破壊特性が低下するという問題があった。

【0004】

PC 鋼線の耐遅れ破壊特性を向上させる技術として、例えば、特許文献 1 では、鋼線表層の少なくとも 1/10 d (d は鋼線半径) までの深さの領域において、パーライト中の板状セメンタイトの平均アスペクト比を 30 以下とした高強度 PC 鋼線が提案されている。また、特許文献 2 では、引張強さを 2000 MPa 以上にするため、鋼線の線径を D とした場合に、表面から 0.1 D までの領域の硬さを、表面から 0.1 D までの領域より内側の領域の硬さの 1.1 倍以下とした高強度 PC 鋼線が提案されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0005】

【特許文献 1】特開 2004 - 360005 号公報

【特許文献 2】特開 2009 - 280836 号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0006】

しかしながら、特許文献 1 に記載の高強度 P C 鋼線は、引張強さが 2 0 0 0 M P a に満たないため、プレストレストコンクリートなどに用いられる P C 鋼線として、引張強さが充分ではなかった。また、特許文献 2 に記載の高強度 P C 鋼線は、充分な引張強さを有するものの、表面から 0 . 1 D までの領域の硬さを、表面から 0 . 1 D までの領域より内側の領域の硬さの 1 . 1 倍以下にするため、特殊な熱処理を要する。すなわち、特許文献 2 では、線材を 9 0 0 ~ 1 1 0 0 に加熱後、6 0 0 ~ 6 5 0 の温度範囲に保定して部分的なパーライト変態処理を施した後、引き続き 5 4 0 ~ 6 0 0 未満の温度範囲に保持すること、熱間圧延により 7 0 0 ~ 9 5 0 で仕上げ圧延した後、5 0 0 ~ 6 0 0 の温度範囲に冷却すること、および、伸線加工後に 4 5 0 を超えて 6 5 0 以下の温度範囲に 2 ~ 3 0 秒保持し、引き続き 2 5 0 ~ 4 5 0 でのブルーイング処理を施す必要があり、製造方法が複雑であった。

10

【 0 0 0 7 】

本発明は、上記現状に鑑みてなされたもので、製造方法が容易であって、かつ、耐遅れ破壊特性に優れた高強度 P C 鋼線を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【 0 0 0 8 】

本発明者らは、上記の課題を解決するために鋭意検討を行った結果、下記の知見を得るに至った。

【 0 0 0 9 】

従来提案されている高強度 P C 鋼線は、耐遅れ破壊特性を向上させるために、鋼線の表面から線径の 1 / 2 0 までの深さの領域または 1 / 1 0 までの深さの領域における組織および硬さに着目するものであった。本発明者らは、引張強さが 2 0 0 0 M P a を超える高強度 P C 鋼線の硬さ分布を詳細に調べた結果、その硬度分布は鋼線の中心を対称とする M 字型を有すること、そして、鋼線の表面から 1 0 μ m までの領域（以下、最表層領域ともいう。）における金属組織を制御すれば、鋼線の線径を D としたとき、上記鋼線の表面から 0 . 1 D の部位（以下、表層部ともいう。）のビッカース硬さと、上記表層部より内側の領域（以下、内領域ともいう。）のビッカース硬さとの比が 1 . 1 倍を超える場合であっても、耐遅れ破壊特性に優れた高強度 P C 鋼線を得ることができるという結論に到達した。

20

【 0 0 1 0 】

それに加えて、本発明者らは、P C 鋼線の耐遅れ破壊特性を向上させるためには、最表層領域の平均炭素濃度を低下させることが有効であることを見出した。遅れ破壊の発生起点は表面であるため、表面の平均炭素濃度を低下させることで、表面において破壊靱性値が向上する。その結果、亀裂の発生が抑制され、耐遅れ破壊特性が向上したと推定できる。

30

【 0 0 1 1 】

しかしながら、その一方で、P C 鋼線は、表面に平均炭素濃度が低い層が形成されていると、耐遅れ破壊特性を向上させることができるものの、強度が充分ではない。そこで、鋼線の最表層領域のみに平均炭素濃度を低下させた層を形成する、すなわち、平均炭素濃度を低下させた層の厚みを薄くすることで、強度および捻回などの特性を劣化させずに、耐遅れ破壊特性を向上させることが可能となる。

40

【 0 0 1 2 】

すなわち、最表層領域の平均炭素濃度を、上記鋼線中の平均炭素濃度の 0 . 8 倍以下とし、かつ、上記最表層領域より内側の領域においてパーライト組織の面積率を 9 5 % 以上とすることで、鋼線の強度を高くしても耐遅れ破壊特性を劣化させないことが可能である。

【 0 0 1 3 】

本発明は、上記の知見を基礎としてなされたものであり、その要旨は、下記に示す高強度 P C 鋼線にある。

【 0 0 1 4 】

50

(1) 鋼線の化学組成が、質量 % で、

C : 0 . 9 0 ~ 1 . 1 0 % 、

S i : 0 . 8 0 ~ 1 . 5 0 % 、

M n : 0 . 3 0 ~ 0 . 7 0 % 、

P : 0 . 0 3 0 % 以下、

S : 0 . 0 3 0 % 以下、

A l : 0 . 0 1 0 ~ 0 . 0 7 0 % 、

N : 0 . 0 0 1 0 ~ 0 . 0 1 0 % 、

C r : 0 ~ 0 . 5 0 % 、

V : 0 ~ 0 . 1 0 % 、

B : 0 ~ 0 . 0 0 5 % 、

N i : 0 ~ 1 . 0 % 、

C u : 0 ~ 0 . 5 0 % 、ならびに、

残部 : F e および不純物であり、

上記鋼線の線径を D としたとき、上記鋼線の表面から 0 . 1 D の部位のビッカース硬さと、上記鋼線の表面から 0 . 1 D の部位より内側の領域のビッカース硬さとの比が下記 (i) 式を満足し、

上記鋼線の表面から 1 0 μ m までの領域における平均炭素濃度が、上記鋼線の炭素濃度の 0 . 8 倍以下であり、

上記鋼線の表面から 1 0 μ m の部位より内側の領域における金属組織が、面積 % で、
パーライト組織 : 9 5 % 以上であり、かつ、

引張強さが 2 0 0 0 ~ 2 4 0 0 M P a である、高強度 P C 鋼線。

$1 . 1 0 < H v _ S / H v _ I \leq 1 . 1 5 \cdots (i)$

ただし、上記 (i) 式中の各記号の意味は、以下の通りである。

$H v _ S$: 鋼線の表面から 0 . 1 D の部位のビッカース硬さ

$H v _ I$: 鋼線の表面から 0 . 1 D の部位より内側の領域のビッカース硬さ

【 0 0 1 5 】

(2) 上記化学組成が、質量 % で、

C r : 0 . 0 5 ~ 0 . 5 0 % 、

V : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 0 % 、および、

B : 0 . 0 0 0 1 ~ 0 . 0 0 5 % から選択される 1 種以上を含有する、上記 (1) に記載の高強度 P C 鋼線。

【 0 0 1 6 】

(3) 上記化学組成が、質量 % で、

N i : 0 . 1 ~ 1 . 0 % 、および、

C u : 0 . 0 5 ~ 0 . 5 0 % から選択される 1 種以上を含有する、上記 (1) または上記 (2) に記載の高強度 P C 鋼線。

【発明の効果】

【 0 0 1 7 】

本発明によれば、製造方法が容易であって、かつ、耐遅れ破壊特性に優れた高強度 P C 鋼線を提供することができる。

【図面の簡単な説明】

【 0 0 1 8 】

【図 1】本実施形態に係る高強度 P C 鋼線の長さ方向に垂直な断面における硬度分布の一例を示すグラフである。

【発明を実施するための形態】

【 0 0 1 9 】

以下、本発明について詳しく説明する。なお、以下の説明において、「最表層領域」とは、鋼線の表面から 1 0 μ m までの領域をいい、「表層部」とは、鋼線の線径を D としたとき、上記鋼線の表面から 0 . 1 D の部位をいい、「内領域」とは、上記鋼線の表面から

10

20

30

40

50

0.1Dの部位より内側の領域をいう。

【0020】

(A) 化学組成

本発明の高強度PC鋼線において、化学組成を限定する理由は下記のとおりである。なお、以下の説明において含有量についての「%」は、「質量%」を意味する。

【0021】

C: 0.90 ~ 1.10 %

Cは、鋼線の引張強さを確保するため含有させる。C含有量が0.90%未満であると、所定の引張強さを確保することが困難である。一方、C含有量が1.10%を超えると、初析セメント量が増加し、伸線加工性が劣化する。そのため、C含有量を0.90 ~ 1.10%とした。高強度および伸線加工性を両立することを考慮すると、C含有量は、0.95%以上であることが好ましく、また、1.05%以下であることが好ましい。

10

【0022】

Si: 0.80 ~ 1.50 %

Siは、リラクセーション特性を高めるとともに、固溶強化により引張強さを高める効果を有する。さらに、脱炭を促進して、最表層領域の平均炭素濃度を低下させる効果がある。Si含有量が0.80%未満では、これらの効果が不十分である。一方、Si含有量が1.50%を超えると、上記効果が飽和するとともに、熱間延性が劣化して、製造性が低下する。そのため、Si含有量を0.80 ~ 1.50%とした。Si含有量は、1.0%を超えることが好ましく、また、1.40%以下であることが好ましい。

20

【0023】

Mn: 0.30 ~ 0.70 %

Mnは、パーライト変態後の鋼の引張強さを高める効果がある。Mn含有量が0.30%未満では、その効果が不十分である。一方、Mn含有量が0.70%を超えると、効果が飽和する。そのため、Mn含有量を0.30 ~ 0.70%とした。Mn含有量は、0.40%以上であることが好ましく、また、0.60%以下であることが好ましい。

【0024】

P: 0.030%以下

Pは、不純物として含有され、結晶粒界に偏析して耐遅れ破壊特性を劣化させるため、抑制したほうがよい。そこで、P含有量を0.030%以下とした。P含有量は、0.015%以下であることが好ましい。

30

【0025】

S: 0.030%以下

Sは、Pと同様に、不純物として含有され、結晶粒界に偏析して耐遅れ破壊特性を劣化させるため、抑制したほうがよい。そこで、S含有量を0.030%以下とした。S含有量は、0.015%以下であることが好ましい。

【0026】

Al: 0.010 ~ 0.070 %

Alは、脱酸元素として機能するとともに、AlNを形成し結晶粒を細粒化し延性を向上させる効果、および、固溶Nを低減して耐遅れ破壊特性を向上させる効果を有する。Al含有量が0.010%未満では、上記効果が得られない。一方、Al含有量が0.070%を超えると、上記効果が飽和するとともに製造性を劣化させる。そのため、Al含有量を0.010 ~ 0.070%とした。Al含有量は、0.020%以上であることが好ましく、また、0.060%以下であることが好ましい。

40

【0027】

N: 0.0010 ~ 0.010 %

Nは、AlまたはVと窒化物を形成し、結晶粒径を細粒化し延性を向上させる効果を有する。N含有量が0.0010%未満では、上記効果が得られない。一方、N含有量が0.010%を超えると、耐遅れ破壊特性を劣化させる。そのため、N含有量を0.0010 ~ 0.010%とした。N含有量は、0.0020%以上であることが好ましく、また

50

、0.0050%以下であることが好ましい。

【0028】

Cr: 0 ~ 0.50%

Crは、パーライト変態後の鋼の引張強さを高める効果を有するため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Cr含有量は、0.50%を超えると、合金コストが上がるだけでなく、本発明に不必要なマルテンサイト組織が生じ易くなって、伸線加工性および耐遅れ破壊特性を劣化させる。そのため、Cr含有量を0.50%以下とした。Cr含有量は、0.30%以下であることが好ましい。また、上記効果を十分に得るため、Cr含有量は、0.05%以上であることが好ましく、0.10%以上であることがより好ましい。

10

【0029】

V: 0 ~ 0.10%

Vは、炭化物VCを析出し、引張強さを高めるとともに、VCまたはVNを生成し、これらが水素トラップサイトとして機能するため、耐遅れ破壊特性を向上させる効果を有する。そのため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Vは、0.10%を超えて含有させると合金コストが高くなるため、V含有量を0.10%以下とした。V含有量は、0.08%以下であることが好ましい。また、上記効果を十分に得るため、V含有量は、0.01%以上であることが好ましく、0.03%以上であることがより好ましい。

【0030】

B: 0 ~ 0.005%

Bは、パーライト変態後の引張強さを高める効果、および、耐遅れ破壊特性を向上させる効果を有するため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Bは、0.005%を超えて含有させると、上記効果が飽和する。そのため、B含有量を0.005%以下とした。B含有量は、0.002%以下であることが好ましい。また、上記効果を十分に得るため、B含有量は、0.0001%以上であることが好ましく、0.0003%以上であることがより好ましい。

20

【0031】

Ni: 0 ~ 1.0%

Niは、水素の侵入を抑制し、耐水素脆化を防止する効果を有するため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Ni含有量が1.0%を超えると、合金コストが上がるとともに、マルテンサイト組織が生じ易くなって伸線加工性および耐遅れ破壊特性を劣化させる。そのため、Ni含有量を1.0%以下とした。Ni含有量は、0.8%以下であることが好ましい。また、上記効果を十分に得るため、Ni含有量は、0.1%以上であることが好ましく、0.2%以上であることがより好ましい。

30

【0032】

Cu: 0 ~ 0.50%

Cuは、水素の侵入を抑制し、耐水素脆化を防止する効果を有するため、必要に応じて含有させてもよい。しかしながら、Cu含有量が0.50%を超えると、熱間延性を阻害し製造性が劣化するとともに、マルテンサイト組織が生じ易くなって、伸線加工性および耐遅れ破壊特性を劣化させる。そのため、Cu含有量を0.50%以下とした。Cu含有量は、0.30%以下であることが好ましい。また、上記効果を十分に得るため、Cu含有量は、0.05%以上であることが好ましく、0.10%以上であることがより好ましい。

40

【0033】

残部: Feおよび不純物

本発明の高強度PC鋼線は、上記の元素を含有し、残部はFeおよび不純物である化学組成を有する。「不純物」とは、鋼を工業的に製造する際に、鉱石、スクラップ等の原料、製造工程の種々の要因によって混入する成分であって、本発明に悪影響を与えない範囲で許容されるものを意味する。

【0034】

50

Oは、高強度PC鋼線中に不純物として含有され、Alなどの酸化物として存在する。O含有量が高いと粗大な酸化物が形成し、伸線加工時に断線の原因となる。そのため、O含有量は、0.01%以下に抑制することが好ましい。

【0035】

(B) ビッカース硬さ

$$1.10 < H v_s / H v_I \leq 1.15 \quad \cdots (i)$$

本発明の高強度PC鋼線は、表層部のビッカース硬さ($H v_s$)と、内領域のビッカース硬さ($H v_I$)との比($H v_s / H v_I$)が1.10を超えても、耐遅れ破壊特性を向上させることができる。一方、 $H v_s / H v_I$ が1.15を超えると、耐遅れ破壊特性に劣る。したがって、本発明の高強度PC鋼線は、上記(i)式を満足する必要がある。

10

【0036】

図1は、本実施形態に係る高強度PC鋼線の長さ方向に垂直な断面における硬度分布の一例を示すグラフである。図1に示すように、本発明の高強度PC鋼線は、その硬度分布が、高強度PC鋼線の中心(表面からの距離0.5Dの位置)を対称とするM字型を有する。その結果、高強度PC鋼線が耐遅れ破壊特性に優れたものとなる。

【0037】

ここで、内領域のビッカース硬さ($H v_I$)とは、表面からの深さが0.25Dの部位および0.5Dの部位(中心部)における硬度の平均値をいう。

【0038】

(C) 平均炭素濃度

20

本発明の高強度PC鋼線では、最表層領域における平均炭素濃度が、上記鋼線の炭素濃度の0.8倍以下である。ここで、上記鋼線の炭素濃度とは、上記鋼線に含まれる炭素の含有量を示す。最表層領域における平均炭素濃度を、上記鋼線の炭素濃度の0.8倍以下とすると、表層部のビッカース硬さ($H v_s$)と内領域のビッカース硬さ($H v_I$)との比($H v_s / H v_I$)が1.10を超える場合であっても、耐遅れ破壊特性を向上させることができる。最表層領域における平均炭素濃度は、上記鋼線の炭素濃度の0.7倍以下であることが好ましい。

【0039】

また、高強度PC鋼線において、上記鋼線の炭素濃度の0.8倍以下となる領域が表面から10 μ mを超える、つまり、高強度PC鋼線の中心に向かって拡大すると、強度が低下する。そのため、高強度PC鋼線の表面から10 μ mまでの領域とした。なお、平均炭素濃度は、電子線マイクロアナライザ(EPMA)を用いて測定することができる。

30

【0040】

(D) 金属組織

本発明の高強度PC鋼線では、最表層領域より内側、すなわち鋼線の表面から10 μ mの部位より内側の領域におけるパーライト組織の面積率が95%以上である。最表層領域より内側の領域におけるパーライト組織の面積率が95%未満であると、強度が低下する。なお、パーライト組織の面積率は、高強度PC鋼線の光学顕微鏡または電子顕微鏡による観察から測定可能である。

【0041】

40

(E) 引張強さ

引張強さ: 2000 ~ 2400 MPa

高強度PC鋼線の引張強さが2000 MPa未満であると、撚り線加工のPCストランドの強度が不十分であるため、施工コストの低減および軽量化が難しい。一方、高強度PC鋼線の引張強さが2400 MPaを超えると、耐遅れ破壊特性が急激に劣化する。このため、高強度PC鋼線の引張強さを2000 ~ 2400 MPaとした。

【0042】

(F) 製造方法

製造方法は特に限定されないが、例えば、以下のような方法で、本発明の高強度PC鋼線を容易に、かつ、安価に製造することができる。

50

【0043】

まず、上述した組成を有する鋼片を加熱する。加熱温度は、1170 ~ 1250 であることが好ましい。最表層領域の平均炭素濃度の低減には、鋼片表面が1170 以上となる時間が10分以上であることが好ましい。

【0044】

その後、熱間圧延を行い、リング状に巻取る。巻取り温度は、高強度PC鋼線の最表層領域において、フェライトおよびオーステナイト域の滞留時間が長くなり、脱炭が促進して最表層領域の平均炭素濃度の低減を有効にすることから、700 ~ 850 であることが好ましい。

【0045】

10

巻取り後に熔融塩槽に浸漬してパーライト変態処理を行う。巻取り後から600 までの冷却速度は30 /秒以上であることが好ましく、熔融塩槽温度は500 未満であることが好ましい。また、最表層領域より内側の領域において、パーライト組織を95%以上にするためには、一旦、500 未満の熔融塩槽に浸漬後、500 ~ 600 の熔融塩槽に20秒以上保持することが好ましい。このように熔融塩槽での浸漬温度を変えるためには、2槽以上からなる熔融塩槽を利用することが効果的である。熔融塩槽への浸漬開始から浸漬終了までの総浸漬時間は50秒以上とすることが好ましい。

【0046】

次いで、パーライト変態後の線材を伸線加工して強度を付与し、その後、時効処理を行う。伸線加工は、総減面率65%以上で行うことが好ましい。また、時効処理は、350 ~ 450 で行うことが好ましい。

20

【0047】

以上の方法で、本発明の高強度PC鋼線を製造することができる。

得られた鋼線の線径は、3.0mm以上であることが好ましく、4.0mm以上であることがより好ましい。また、8.0mm以下であることが好ましく、7.0mm以下であることがより好ましい。

【0048】

以下、実施例によって本発明をより具体的に説明するが、本発明はこれらの実施例に限定されるものではない。

【実施例】

30

【0049】

表1に示す化学組成を有する鋼種a ~ mを、表2に示す条件で加熱し熱間圧延を行い、リング状に巻取り、熱間圧延ライン後方の熔融塩槽に浸漬してパテンティング処理を行い、線材を製造した。その後、得られた線材を表2に示す線径まで伸線加工を行い、伸線後に加熱して時効処理を行い、試験番号1 ~ 28に示す高強度PC鋼線を製造した。そして、これらの鋼線に対して、以下の試験を行った。

【0050】

【表 1】

表 1

鋼種	化学組成(質量%、残部:Feおよび不純物)												
	C	Si	Mn	P	S	Al	N	Cr	V	B	Ni	Cu	O
a	0.92	0.81	0.44	0.012	0.009	0.025	0.0026	-	-	-	-	-	0.001
b	0.93	1.22	0.46	0.009	0.011	0.032	0.0033	0.22	-	-	-	-	0.002
c	0.93	0.91	0.68	0.007	0.007	0.034	0.0036	-	-	-	-	-	0.002
d	0.95	1.07	0.42	0.009	0.012	0.032	0.0045	-	-	-	-	-	0.003
e	0.96	0.89	0.45	0.007	0.006	0.061	0.0041	0.16	-	0.0012	-	-	0.002
f	0.96	1.25	0.40	0.012	0.009	0.032	0.0034	0.18	0.04	-	-	-	0.002
g	0.96	0.89	0.45	0.013	0.015	0.030	0.0042	-	-	-	-	-	0.002
h	0.98	0.91	0.45	0.009	0.009	0.031	0.0031	0.19	-	0.0009	-	-	0.001
i	0.98	1.20	0.30	0.010	0.005	0.031	0.0034	0.19	-	-	-	-	0.001
j	0.99	0.88	0.41	0.005	0.004	0.029	0.0025	0.22	0.06	-	-	-	0.002
k	1.08	0.91	0.52	0.013	0.015	0.019	0.0024	-	-	-	0.23	0.13	0.002
l	1.09	1.41	0.64	0.008	0.005	0.042	0.0027	-	-	-	0.70	-	0.001
m	0.92	0.56 [*]	0.45	0.009	0.007	0.033	0.0035	-	-	-	-	-	0.002

* 本発明で規定される範囲を外れることを意味する。

【 表 2 】

表2

試験番号	銅種	加熱温度 (°C)	銅片表面が 1170°C以上となる 加熱時間(分)	巻取り温度 (°C)	巻取り後 600°Cまでの 冷却速度(°C/秒)	溶融塩槽温度		2槽目の 溶融塩槽中の 滞留時間(秒)	鋼線の線径 (mm)	伸線減面率 (%)	伸線後の 熱処理温度 (°C)
						1槽目 (°C)	2槽目 (°C)				
1	a	1200	13	800	42	490	540	40	5.5	82.1	400
2	b	1210	14	780	41	480	540	43	5.0	85.2	400
3	c	1200	14	800	43	480	550	43	4.0	89.8	400
4	d	1180	12	820	44	480	550	37	4.5	87.0	400
5	e	1190	13	800	42	490	560	39	5.0	84.0	400
6	f	1180	13	830	42	490	560	42	5.0	86.3	400
7	g	1180	13	820	43	490	550	42	5.0	82.6	400
8	h	1180	12	830	45	480	540	40	5.0	82.6	400
9	i	1190	13	790	43	490	540	38	4.2	85.3	400
10	j	1180	12	810	42	490	560	44	5.0	83.9	400
11	k	1200	14	800	46	470	550	39	5.0	84.0	400
12	l	1200	14	800	44	490	540	31	5.2	82.7	400
13	a	1080	-	850	38	530	560	34	5.5	82.1	410
14	b	1080	-	850	38	530	550	37	5.0	85.2	410
15	c	1080	-	850	37	540	550	33	4.0	89.8	420
16	d	1080	-	850	32	550	550	36	4.5	87.0	410
17	e	1080	-	850	34	540	540	45	5.0	84.0	400
18	f	1080	-	850	30	560	560	32	5.0	86.3	410
19	g	1080	-	850	31	550	550	39	5.0	82.6	410
20	h	1080	-	850	33	530	540	38	5.0	82.6	410
21	i	1080	-	850	34	540	550	39	4.2	85.3	420
22	j	1080	-	850	31	550	550	43	5.0	83.9	400
23	k	1080	-	850	29	560	560	36	5.0	84.0	410
24	l	1080	-	850	31	550	560	36	5.2	82.7	400
25	k	1200	14	820	45	480	540	40	4.9	89.3	380
26	l	1200	14	820	46	480	540	42	4.8	87.4	370
27	m [*]	1200	14	830	45	480	550	30	5.3	80.5	400
28	g	1120	-	830	38	520	550	33	5.0	84.0	400

* 本発明で規定される範囲を外れることを意味する。

【 0 0 5 2 】

10

20

30

40

50

引張強さ試験は、J I S Z 2241に準拠し、9A号試験片を用いて行った。結果を表3に示す。

【0053】

ビッカース硬さ試験は、J I S Z 2244に準拠して行った。ビッカース硬さの比(Hv_S / Hv_I)を算出するに際し、まず、表層部のビッカース硬さ(Hv_S)は、鋼線の長さ方向に垂直な断面において45°おきに8箇所の角度で、かつ、それぞれの表面からの深さが0.1Dの部位において、試験力0.98Nで測定し、得られた8箇所の測定値を平均して求めた。また、内領域のビッカース硬さ(Hv_I)は、 Hv_S を測定した8箇所の角度で、かつ、それぞれの表面からの深さが0.25Dの部位および0.5Dの部位(中心部)の合計9箇所において、試験力0.98Nで測定し、得られた9箇所の測定値を平均して求めた。算出したビッカース硬さの比(Hv_S / Hv_I)を表3に示す。

10

【0054】

最表層領域における平均炭素濃度は、鋼線の長さ方向に垂直な断面において45°おきに8箇所の角度で、かつ、それぞれの表面から10μmまでの領域を、電子線マイクロアナライザ(E P M A)を用いて線分析を行い、濃度分布を平均して求めた。

【0055】

最表層領域より内側、すなわち鋼線の表面から10μmの部位より内側の領域における金属組織の面積率は、鋼線の長さ方向に垂直な断面において、パーライト組織の面積率が最小の位置を起点に45°おきに8箇所の角度で、かつ、それぞれの表面からの深さが0.1Dの部位、0.25Dの部位および0.5Dの部位(中心部)の合計17箇所を中心とする125μm×95μmの範囲を、走査型電子顕微鏡(S E M)を用いて、1000倍の倍率で写真撮影し、画像解析により面積値を測定した後、得られた17箇所の測定値を平均して求めた。結果を表3に示す。

20

【0056】

耐遅れ破壊特性は、F I P試験により評価した。具体的には、試験番号1～28の高強度P C鋼線を、50の20% NH_4SCN 溶液中に浸漬して、破断荷重0.8倍の荷重を負荷し、破断時間を評価した。なお、比液量は12cc/cm²とした。F I P試験は、各高強度P C鋼線につき12本ずつ評価し、その平均値を遅れ破壊破断時間として、表3に示す。耐遅れ破壊特性は高強度P C鋼線の引張強さに依存する。そのため、試験番号1～24においては、試験番号1～12と、同一の鋼種を用いた試験番号13～24とをそれぞれ比較し、一方の遅れ破壊破断時間に対して2倍以上の遅れ破壊破断時間であり、かつ、遅れ破壊破断時間が4時間以上となるものを、耐遅れ破壊特性が「良」と判定した。上記条件に該当しないものは、耐遅れ破壊特性が「不良」と判定した。また、試験番号25～28においては、遅れ破壊破断時間が4時間未満であることから、耐遅れ破壊特性が「不良」と判定した。結果を表3に示す。

30

【0057】

【 表 3 】

表 3

試験番号	鋼種	引張強さ (MPa)	Hv _s /Hv _i	平均炭素濃度		最表層領域より内側の領域 パーライト組織の 面積率(%)	耐遅れ破壊特性		備考
				最表層領域の 平均炭素濃度(%)	最表層領域の 平均炭素濃度／鋼線炭素濃度		遅れ破壊破断時間 (時間)	評価	
1	a	2073	1.11	0.63	0.68	96	94	良	本発明例
2	b	2254	1.11	0.59	0.63	98	36	良	本発明例
3	c	2287	1.13	0.61	0.66	97	31	良	本発明例
4	d	2246	1.13	0.73	0.77	98	22	良	本発明例
5	e	2245	1.11	0.67	0.70	98	41	良	本発明例
6	f	2277	1.11	0.72	0.75	99	27	良	本発明例
7	g	2235	1.13	0.73	0.76	98	16	良	本発明例
8	h	2254	1.12	0.77	0.79	98	9.7	良	本発明例
9	i	2318	1.11	0.69	0.70	99	14	良	本発明例
10	j	2329	1.12	0.75	0.76	99	8.9	良	本発明例
11	k	2351	1.11	0.68	0.63	99	8.4	良	本発明例
12	l	2390	1.11	0.69	0.63	99	8.5	良	本発明例
13	a	2075	1.11	0.81	0.88 *	97	3.7	不良	比較例
14	b	2251	1.11	0.84	0.90 *	98	2.1	不良	比較例
15	c	2284	1.12	0.82	0.88 *	97	1.9	不良	比較例
16	d	2248	1.11	0.85	0.89 *	98	2.5	不良	比較例
17	e	2247	1.10 *	0.89	0.93 *	98	2.4	不良	比較例
18	f	2273	1.12	0.88	0.92 *	99	2.0	不良	比較例
19	g	2233	1.13	0.92	0.96 *	98	2.3	不良	比較例
20	h	2258	1.11	0.92	0.94 *	99	2.2	不良	比較例
21	i	2320	1.11	0.91	0.93 *	99	1.5	不良	比較例
22	j	2321	1.12	0.94	0.95 *	98	1.4	不良	比較例
23	k	2353	1.12	0.95	0.88 *	99	1.4	不良	比較例
24	l	2394 *	1.12	1.05	0.96 *	99	0.7	不良	比較例
25	k	2424 *	1.12	0.85	0.79	99	3.7	不良	比較例
26	l	2472 *	1.12	0.83	0.76	99	3.1	不良	比較例
27	m *	1990 *	1.11	0.82	0.89 *	97	3.8	不良	比較例
28	g	2249	1.27 *	0.76	0.79	99	4.2	不良	比較例

* 本発明で規定される範囲を外れることを意味する。

【 0 0 5 8 】

10

20

30

40

50

本発明で規定する要件をすべて満たす試験番号 1 ~ 12 の高強度 P C 鋼線は、本発明で規定される範囲を外れる試験番号 13 ~ 24 の高強度 P C 鋼線と比較して遅れ破壊破断時間が著しく長く、耐遅れ破壊特性が良好である。

【 0 0 5 9 】

S i 含有量が本発明で規定される範囲を下回る鋼種 m から製造された試験番号 27 の高強度 P C 鋼線は、比較例の鋼線である。S i 含有量が本発明で規定される範囲を下回る場合、高強度 P C 鋼線の引張強さが本発明で規定される範囲を下回り、かつ、最表層領域における平均炭素濃度が、本発明で規定される範囲を外れる。そのため、試験番号 27 の高強度 P C 鋼線は、耐遅れ破壊特性が不良である。

【 0 0 6 0 】

また、表 3 に示す試験番号 13 ~ 24 の高強度 P C 鋼線は、最表層領域における平均炭素濃度が、本発明で規定される範囲を外れることから、比較例の鋼線である。そのため、試験番号 13 ~ 24 の高強度 P C 鋼線は、耐遅れ破壊特性が不良である。

【 0 0 6 1 】

試験番号 25 および 26 の高強度 P C 鋼線は、引張強さが本発明で規定される範囲を超えることから、比較例の鋼線である。そのため、試験番号 25 および 26 の高強度 P C 鋼線は、耐遅れ破壊特性が不良である。

【 0 0 6 2 】

試験番号 28 の高強度 P C 鋼線は、表層部のビッカース硬さ (Hv_s) と内領域のビッカース硬さ (Hv_I) との比 (Hv_s / Hv_I) が上記 (i) 式を満足しないことから、比較例の鋼線である。そのため、試験番号 28 の高強度 P C 鋼線は、耐遅れ破壊特性が不良である。

【 産業上の利用可能性 】

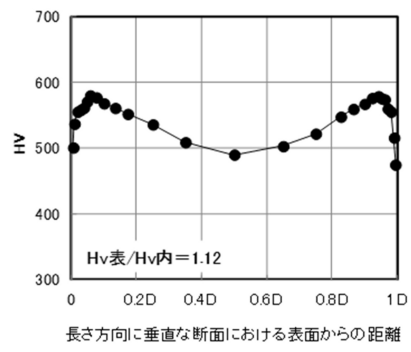
【 0 0 6 3 】

本発明によれば、製造方法が容易であって、かつ、耐遅れ破壊特性に優れた高強度 P C 鋼線を提供することができる。したがって、本発明の高強度 P C 鋼線は、プレストレストコンクリートなどに好適に用いることができる。

10

20

【図 1】



フロントページの続き

- (72)発明者 山田 真人
兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友電工スチールワイヤー株式会社内
- (72)発明者 大島 克仁
兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友電工スチールワイヤー株式会社内
- (72)発明者 田中 秀一
兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友電工スチールワイヤー株式会社内

審査官 鈴木 葉子

- (56)参考文献 特開2014-136823(JP,A)
特開2014-136822(JP,A)
特開2009-280836(JP,A)
特開2003-129177(JP,A)
特開2007-039799(JP,A)
特開平07-268546(JP,A)
国際公開第2011/089782(WO,A1)

- (58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
C22C 38/00 - 38/60
C21D 8/00 - 8/10