

(19)日本国特許庁(JP)

(12)特許公報(B2)

(11)特許番号  
特許第7133705号  
(P7133705)

(45)発行日 令和4年9月8日(2022.9.8)

(24)登録日 令和4年8月31日(2022.8.31)

(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 1 Y		
C 2 2 C 38/34 (2006.01)	C 2 2 C 38/34			
C 2 2 C 38/42 (2006.01)	C 2 2 C 38/42			
C 2 1 D 8/06 (2006.01)	C 2 1 D 8/06	A		

請求項の数 10 (全15頁)

(21)出願番号	特願2021-509851(P2021-509851)	(73)特許権者	592000691
(86)(22)出願日	平成31年2月22日(2019.2.22)		ポスコ
(65)公表番号	特表2021-535278(P2021-535278 A)		P O S C O
(43)公表日	令和3年12月16日(2021.12.16)		大韓民国 キョンサンブク - ド ポハン - シ ナム - グ ドンヘアン - ロ 6 2 6 1 (コエドン - ドン)
(86)国際出願番号	PCT/KR2019/002209	(74)代理人	110000051弁理士法人共生国際特許事務所
(87)国際公開番号	WO2020/040388	(72)発明者	キム, グァン ホ
(87)国際公開日	令和2年2月27日(2020.2.27)		大韓民国 3 7 8 3 7 ギョンサンブク - ド, ポハン - シ, ナム - グ, セチョンニョン - デロ, 3 0 6 , 1 1 1 - 1 9 0 1
審査請求日	令和3年2月19日(2021.2.19)	審査官	立木 林
(31)優先権主張番号	10-2018-0097262		
(32)優先日	平成30年8月21日(2018.8.21)		
(33)優先権主張国・地域又は機関	韓国(KR)		

最終頁に続く

(54)【発明の名称】 韌性及び腐食疲労特性が向上されたスプリング用線材、鋼線及びその製造方法

(57)【特許請求の範囲】

【請求項1】

重量%で、C : 0 . 4 % ~ 0 . 7 %、S i : 1 . 2 ~ 2 . 3 %、M n : 0 . 2 ~ 0 . 8 %、C r : 0 . 2 ~ 0 . 8 %、残りは、F e 及び不可避免的な不純物からなり、

結晶粒サイズが13.2 μm以下であり、

シャルピー衝撃エネルギーが38 J / c m <sup>2</sup> 以上であることを特徴とするスプリング用線材。

【請求項2】

前記線材の微細組織は、面積分率で、フェライトを5 ~ 37%、残りは、パーライトを含む混合組織であることを特徴とする請求項1に記載のスプリング用線材。

10

【請求項3】

V : 0 . 0 1 ~ 0 . 2 %、N b : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 %、T i : 0 . 0 1 ~ 0 . 1 5 % 及びM o : 0 . 0 1 ~ 0 . 4 %のうち1種以上をさらに含むことを特徴とする請求項1に記載のスプリング用線材。

【請求項4】

C u : 0 . 0 1 ~ 0 . 4 % 及びN i : 0 . 0 1 ~ 0 . 6 %のうち1種以上をさらに含むことを特徴とする請求項1に記載のスプリング用線材。

【請求項5】

重量%で、C : 0 . 4 % ~ 0 . 7 %、S i : 1 . 2 ~ 2 . 3 %、M n : 0 . 2 ~ 0 . 8

20

%、Cr：0.2～0.8%、残りは、Fe及び不可避な不純物からなるビレットを製造するステップ、

前記ビレットを800～950 で加熱するステップ、

前記加熱されたビレットを700～1,100 で仕上げ圧延した後に巻取して線材を製造するステップ、及び

前記線材を5 / s以下の冷却速度で冷却するステップ、を含み、

結晶粒サイズが13.2 μm以下であり、

シャルピー衝撃エネルギーが38 J / cm<sup>2</sup>以上であることを特徴とするスプリング用線材の製造方法。

【請求項6】

前記ビレットは、V：0.01～0.2%、Nb：0.01～0.1%、Ti：0.01～0.15%及びMo：0.01～0.4%のうち1種以上をさらに含むことを特徴とする請求項5に記載のスプリング用線材の製造方法。

【請求項7】

前記ビレットは、Cu：0.01～0.4%及びNi：0.01～0.6%のうち1種以上をさらに含むことを特徴とする請求項5に記載のスプリング用線材の製造方法。

【請求項8】

前記線材の冷却開始温度は、820 以下であることを特徴とする請求項5に記載のスプリング用線材の製造方法。

【請求項9】

重量%で、C：0.4%～0.7%、Si：1.2～2.3%、Mn：0.2～0.8%、Cr：0.2～0.8%、残りは、Fe及び不可避な不純物からなり、

結晶粒サイズが10.3 μm以下であり、

シャルピー衝撃エネルギーが45 J / cm<sup>2</sup>以上であることを特徴とするスプリング用鋼線。

【請求項10】

重量%で、C：0.4%～0.7%、Si：1.2～2.3%、Mn：0.2～0.8%、Cr：0.2～0.8%、残りは、Fe及び不可避な不純物からなる線材を伸線して鋼線を製造するステップ、

前記鋼線を850～1,000 の範囲で加熱した後に1秒以上維持するオーステナイト化ステップ、及び

前記オーステナイト化ステップを経た鋼線を25～80 の範囲で焼き入れし、350～500 の範囲でテンパリングするステップ、を含み、

結晶粒サイズが13.2 μm以下であり、

シャルピー衝撃エネルギーが38 J / cm<sup>2</sup>以上であることを特徴とするスプリング用鋼線の製造方法。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、スプリング用線材、鋼線及びその製造方法に関し、特に、強度を確保するとともに靱性及び腐食疲労特性が向上されたスプリング用線材、鋼線及びその製造方法に関する。

【背景技術】

【0002】

最近、自動車の燃費向上を目的で自動車用素材の軽量化が要求されており、特に、懸架スプリングの場合、軽量化要求に対応するために焼き入れ・焼き戻し後の強度が1800 MPa以上になる高強度素材を用いたスプリングが求められている。

【0003】

スプリング用鋼は、熱間圧延により所定の線材を製造した後、熱間成形スプリングの場合は、加熱した後、成形してから焼き入れ・焼き戻し処理を行い、冷間成形スプリングの

10

20

30

40

50

場合は、引抜加工後、焼き入れ・焼き戻し処理を行った後にスプリングに成形する。

【0004】

一般的に、素材の高強度化が行われると、粒界脆化などによる靱性低下とともに割れ感受性も増加する。したがって、高強度は実現されたが素材の靱性及び腐食疲労特性が落ちると、自動車の懸架スプリングのように外部に露出されている部品は、塗装が剥がれた部分に腐食ピットが形成されて、この腐食ピットを起点とする疲労割れの伝播によって部品が早期破損する恐れがある。

【0005】

特に、最近では、冬季、路面の凍結防止のために除雪剤の散布が多いため懸架スプリングの腐食環境は一層苛酷なので、強度を確保するとともに耐腐食疲労特性に優れたスプリング用鋼が要求される。

10

【0006】

懸架スプリングの腐食疲労は、路面の砂利や他の異物によりスプリング表面の塗装が剥がれると、その部分の素材が外部に露出されてピitting( p i t t i n g ) 腐食反応が起き、生成された腐食ピットがどんどん成長しながらピットを基点としてクラックが発生及び伝播されてから、ある瞬間、外部から流入された水素がクラック部に集中されて水素脆性によりスプリングが破損される現象である。

【0007】

スプリングの腐食疲労抵抗性を向上させる従来技術としては、合金元素の種類と添加量を増加させる方法が挙げられる。日本公開特許JP2008-190042では、Ni含量を0.55重量%に増加させて耐腐食性を向上させることで腐食疲労寿命を増加させる効果を得ており、日本公開特許JP2011-074431では、Si含量を増加させてテンパリング( t e m p e r i n g ) 時に析出する炭化物を微細化することで腐食疲労強度を向上させている。

20

【0008】

また、日本公開特許JP2005-023404では、強い水素とトラッピングサイト( t r a p p i n g s i t e ) であるTi析出物と、弱いサイト( s i t e ) である(V、Nb、Zr、Hf)析出物の適切な調和により、水素遅延破壊抵抗性を向上させることでスプリング腐食疲労寿命を向上させている。

【0009】

しかし、Niは、非常に高価な元素であって、多量添加する場合、素材の原価上昇という問題を引き起こし、Siは、脱炭を助長する代表的な元素であるので、添加量増加による危険が伴い、Ti、V、Nbなどの析出物形成元素は、素材の凝固時に液状から粗大な炭窒化物を晶出して却って腐食疲労寿命を低下させ得る危険がある。

30

【0010】

一方、スプリングの高強度化のための従来技術としては、合金元素を添加させる方法とテンパリング温度を下げる方法がある。合金元素を添加させて高強度化する方法には、基本的に、C、Si、Mn、Crなどを用いて小粒経度を高める方法があり、高価な合金元素であるMo、Ni、V、Ti、Nbなどを用いて急冷及びテンパリング熱処理により鋼材の強度を高めている。しかし、このような技術は原価費用が上昇する問題がある。

40

【0011】

また、合金成分の変化なしに既存の成分系で熱処理条件を変更させて鋼材の強度を増加させる方法がある。すなわち、テンパリング温度を低温で実施すると、素材の強度が上昇することになる。しかし、テンパリング温度が低くなると、素材の断面減少率が低くなるので、靱性が低下する問題が発生し、スプリングの成形及び使用中に早期破断などの問題点が発生する。したがって、強度を確保するとともに靱性及び腐食疲労特性が向上されたスプリング用鋼が要求されている。

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0012】

50

本発明の目的は、韌性を確保するとともに腐食疲労特性が向上されたスプリング用線材、鋼線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】

【0013】

本発明による韌性及び腐食疲労特性が向上されたスプリング用線材は、重量%で、C：0.4%～0.7%、Si：1.2～2.3%、Mn：0.2～0.8%、Cr：0.2～0.8%、残りは、Fe及び不可避な不純物からなり、結晶粒サイズが $13.2\mu\text{m}$ 以下であり、シャルピー衝撃エネルギーが $38\text{J}/\text{cm}^2$ 以上であることを特徴とする。

【0014】

前記線材の微細組織は、面積分率で、フェライトを5～37%、残りは、パーライトを含む混合組織であることを特徴とする。

10

【0015】

V：0.01～0.2%、Nb：0.01～0.1%、Ti：0.01～0.15%及びMo：0.01～0.4%のうち1種以上をさらに含むことを特徴とする。

【0016】

Cu：0.01～0.4%及びNi：0.01～0.6%のうち1種以上をさらに含むことを特徴とする。

【0017】

本発明による韌性及び腐食疲労特性が向上されたスプリング用線材の製造方法は、重量%で、C：0.4%～0.7%、Si：1.2～2.3%、Mn：0.2～0.8%、Cr：0.2～0.8%、残りは、Fe及び不可避な不純物からなるビレットを製造するステップ、前記ビレットを800～950で加熱するステップ、前記加熱されたビレットを700～1,100で仕上げ圧延した後に巻取して線材を製造するステップ、及び前記線材を5/s以下の冷却速度で冷却するステップ、を含むことを特徴とする。

20

【0018】

前記ビレットは、V：0.01～0.2%、Nb：0.01～0.1%、Ti：0.01～0.15%及びMo：0.01～0.4%のうち1種以上をさらに含むことを特徴とする。

【0019】

前記ビレットは、Cu：0.01～0.4%及びNi：0.01～0.6%のうち1種以上をさらに含むことを特徴とする。

30

【0020】

前記線材の冷却開始温度は、820以下であることを特徴とする。

【0021】

本発明による他の韌性及び腐食疲労特性が向上されたスプリング用鋼線は、重量%で、C：0.4%～0.7%、Si：1.2～2.3%、Mn：0.2～0.8%、Cr：0.2～0.8%、残りは、Fe及び不可避な不純物からなり、結晶粒サイズが $10.3\mu\text{m}$ 以下であり、シャルピー衝撃エネルギーが $45\text{J}/\text{cm}^2$ 以上であることを特徴とする。

【0022】

本発明による他の韌性及び腐食疲労特性が向上されたスプリング用鋼線の製造方法は、重量%で、C：0.4%～0.7%、Si：1.2～2.3%、Mn：0.2～0.8%、Cr：0.2～0.8%、残りは、Fe及び不可避な不純物からなる線材を伸線して鋼線を製造するステップ、前記鋼線を850～1,000の範囲で加熱した後に1秒以上維持するオーステナイト化ステップ、及び前記オーステナイト化ステップを経た鋼線を25～80の範囲で焼き入れし、350～500の範囲でテンパリングするステップ、を含むことを特徴とする。

40

【発明の効果】

【0023】

本発明によると、結晶粒サイズを小さくすることで韌性が向上されると同時に腐食ピットの深さが浅くなり、この腐食ピットを起点として発生したクラックが伝播される経路及

50

び外部から流入された水素がクラック部まで拡散するために移動する経路が増加されることで、腐食疲労特性に優れたスプリング用線材及び鋼線を提供することができる。

【図面の簡単な説明】

【0024】

【図1】比較例1と実施例3の線材の結晶粒サイズを測定するために電子線後方散乱回折装置で撮影した微細組織の写真である。

【図2】比較例1と実施例3の線材の結晶粒サイズを測定するために電子線後方散乱回折装置で撮影した微細組織の写真である。

【図3】比較例1と実施例3の鋼線の結晶粒サイズを測定するために電子線後方散乱回折装置で撮影した微細組織の写真である。

10

【図4】比較例1と実施例3の鋼線の結晶粒サイズを測定するために電子線後方散乱回折装置で撮影した微細組織の写真である。

【図5】本発明の一実施例によるスプリング用線材の結晶粒サイズと靱性及び相対的腐食疲労寿命の間の関係を示すグラフである。

【図6】本発明の一実施例によるスプリング用鋼線の結晶粒サイズと靱性及び相対的腐食疲労寿命の間の関係を示すグラフである。

【発明を実施するための形態】

【0025】

本発明の一実施例による靱性及び腐食疲労特性が向上されたスプリング用線材は、重量%で、C：0.4～0.7%、Si：1.2～2.3%、Mn：0.2～0.8%、Cr：0.2～0.8%、残りは、Fe及び不可避な不純物を含み、結晶粒サイズが13.2μm以下であり、シャルピー衝撃エネルギーが38J/cm<sup>2</sup>以上である。

20

【0026】

本発明は、以下の実施例に限定されず、他の形態で具体化できる。

【0027】

明細書では、ある部分がある構成要素を「含む」と記載するとき、これは特に反対される記載がない限り、他の構成要素を除くものではなく、他の構成要素をさらに含み得る。

【0028】

単数の表現は、文脈上明白に例外がない限り、複数の表現を含む。

【0029】

以下では、本発明による実施例を、図面を参照して詳しく説明する。

30

【0030】

本発明者は、スプリング用線材を提供するにあたって、スプリング用鋼の耐腐食性に及ぼす多様な影響因子を検討すると同時に、スプリングの腐食疲労は、スプリング表面の塗装が剥がれながら腐食ピットが発生し、腐食ピットを起点としてクラックが発生及び伝播する途中外部から流入された水素がクラック部に集中してスプリングが折損される現象という点に着眼して、次のような知見を得た。

【0031】

合金組成及び製造条件を最適化してスプリング用線材及び鋼線の結晶粒サイズを小さくすると、靱性が向上すると同時に腐食ピットの深さを浅くすることができ、また、この腐食ピットを基点として発生したクラックが伝播される経路及び外部から流入された水素がクラック部まで拡散するために移動する経路が増加することで、破断までかかる時間が遅延されて腐食疲労特性を向上させ得ることを確認して、本発明に至った。

40

【0032】

本発明による靱性及び腐食疲労特性が向上されたスプリング用線材は、重量%で、C：0.4%～0.7%、Si：1.2～2.3%、Mn：0.2～0.8%、Cr：0.2～0.8%、残りは、Fe及び不可避な不純物からなる。

【0033】

以下、本発明の実施例における合金成分含量の数値限定理由に対して説明する。以下では、特に言及がない限り、単位は、重量%である。

50

## 【0034】

Cの含量は、0.4～0.7%である。

## 【0035】

炭素(C)は、スプリングの強度を確保するために添加される必須な元素であって、0.4%以上添加できる。ただし、その含量が過度な場合、焼き入れ・焼き戻し熱処理時に双晶(twin)型マルテンサイト組織が形成されて素材にクラックが発生するので、疲労寿命が劣位になるだけでなく、欠陥感受性が高くなり、腐食ピットが生じるときに疲労寿命や破壊応力が低下する問題があって、その上限を0.7%に限定できる。

## 【0036】

Siの含量は、1.2～2.3%である。

10

## 【0037】

シリコン(Si)は、フェライト内に固溶されて強度を強化させて変形抵抗性を向上させる元素であって、その下限を1.2%に限定できる。より好ましくは、1.4%以上添加できる。ただし、その含量が過度な場合、変形抵抗性の向上効果が飽和されるだけでなく、熱処理時に表面脱炭を起こすので、その上限を2.3%に限定できる。

## 【0038】

Mnの含量は、0.2～0.8%である。

## 【0039】

マンガン(Mn)は、鋼材の焼入性を向上させて強度を確保する役目をする元素であって、0.2%以上添加できる。ただし、その含量が過度な場合、焼入性が過度に増加して熱間圧延後の冷却時に硬組織が発生しやすいだけでなく、MnS介在物の生成が増加して腐食疲労特性を低下させ得るので、その上限を0.8%に限定できる。

20

## 【0040】

Crの含量は、0.2～0.8%である。

## 【0041】

クロム(Cr)は、耐酸化性、テンパー軟化性、表面脱炭防止及び焼入性を確保するにあたって有用な元素であって、0.2%以上添加できる。ただし、その含量が過度な場合、変形抵抗性の低下により却って強度を劣位させる問題があるので、その上限を0.8%に限定できる。

## 【0042】

また、本発明の一実施例による靱性及び腐食疲労特性が向上されたスプリング用線材は、上述した合金組成以外に炭・窒化物を形成する元素のうちV、Nb、Ti及びMoのうち1種以上をさらに含むことができる。

30

## 【0043】

Vの含量は、0.01～0.2%である。

## 【0044】

バナジウム(V)は、強度向上及び結晶粒微細化に寄与する元素である。また、炭素(C)や窒素(N)と結合して炭/窒化物を形成し、これは水素のトラップサイトとして作用するようになって、鋼材内部での水素侵入を抑制して腐食発生を減少させる元素であって、0.01%以上添加できる。ただし、その含量が過度な場合、製造原価が上昇するので、その上限を0.2%に限定できる。

40

## 【0045】

Nbの含量は、0.01～0.1%である。

## 【0046】

ニオブウム(Nb)は、炭素や窒素と炭窒化物を形成して組織微細化に寄与し、水素のトラップサイトとして作用する元素であって、0.01%以上添加できる。ただし、その含量が過度な場合、粗大炭窒化物が形成されて鋼材の軟性が低下されるので、その上限を0.1%に限定できる。

## 【0047】

Tiの含量は、0.01～0.15%である。

50

## 【0048】

チタン(Ti)は、炭素(C)や窒素(N)と結合して炭/窒化物を形成し、生成された炭/窒化物は、水素のトラップサイトとして作用するようになって、鋼材内部での水素侵入を抑制して腐食発生を減少させるだけでなく、析出硬化作用を起こしてスプリング特性を改善する。また、Tiは、粒子微細化及び析出強化を通じて強度と靱性を向上させるので、0.01%以上添加できる。

## 【0049】

ただし、その含量が過度な場合、製造コストが急激に上昇して析出物によるスプリング特性改善効果が飽和される。また、オーステナイト熱処理時に母材に溶解されない粗大な合金炭化物量が増加するようになって疲労特性及び析出強化効果が低下するので、その上限を0.15%に限定できる。

10

## 【0050】

Moの含量は、0.01~0.4%である。

## 【0051】

モリブデン(Mo)は、炭素(C)や窒素(N)と結合して炭/窒化物を形成し、生成された炭/窒化物は、組織微細化に寄与して水素のトラップサイトとして作用する。上記の効果をもたらし、Moを0.01%以上添加することが好ましい。ただし、その含量が過度な場合、熱間圧延後の冷却時に硬組織が発生する可能性が高くなり、粗大炭窒化物が形成されて鋼材の軟性が低下するので、その上限を0.4%に限定できる。

## 【0052】

また、本発明の一実施例による靱性及び腐食疲労特性が向上されたスプリング用線材は、Cu及びNiのうち1種以上をさらに含むことができる。

20

## 【0053】

Cuの含量は、0.01~0.4%である。

## 【0054】

銅(Cu)は、耐食性を向上させる元素であって、0.01%以上添加できる。ただし、その含量が過度な場合、熱間圧延中に脆性特性を低下させてクラック発生などの問題を起こすので、その上限を0.4%に限定できる。

## 【0055】

Niの含量は、0.01~0.6%である。

30

## 【0056】

ニッケル(Ni)は、焼入性及び靱性を改善するために添加される元素であって、0.01%以上添加できる。ただし、その含量が過度な場合、残留オーステナイト含量が増加して疲労寿命を減少させ、高価であるNi特性によって急激な製造コストの上昇を誘発するので、その上限を0.6%に限定できる。

## 【0057】

本発明の残り成分は、鉄(Fe)である。ただし、通常の鉄鋼製造過程では原料又は周囲環境から意図しなかった不純物が不可避に混入され得るので、これは排除できない。これら不純物は、通常の製造過程の技術者であれば、誰でも分かるものであるため、そのすべての内容を特に本明細書で言及しない。

40

## 【0058】

上述した合金組成を満足する本発明の線材の微細組織は、フェライト(Ferrite)とパーライト(Pearlite)の混合組織からなり、パーライト組織は、ふたたびセメントイト(Cementite)が一方向性を有するコロニー(Colony)に分けられる。このとき、電子線後方散乱回折(Electron Back Scatter Diffraction, EBSD)装置で線材の結晶粒サイズを測定すると、フェライトとコロニーの区分なしにサイズが平均的に測定される。

## 【0059】

上述した合金組成を満足する本発明の線材は、微細組織相分率は、面積比で、フェライトが5~37%であり、残りがパーライトであり、ベイナイトやマルテンサイトは存在し

50

ない。また、パーライトのコロニーサイズは、 $1.7 \sim 5.6 \mu\text{m}$ である。

上述した合金組成を満足する本発明の線材の平均結晶粒サイズは、 $13.2 \mu\text{m}$ 以下であることが好ましい。

上記のような結晶粒サイズを有する線材は、上記言及した合金組成を制御すると同時に、後述する線材の圧延工程及び冷却工程を最適化することで得られる。

#### 【0060】

スプリング用線材の結晶粒サイズを小さくするためには、圧延前に素材であるビレットの結晶粒サイズを小さくすると同時に、圧延後に冷却が始まる直前地点である仕上げ圧延温度が重要である。具体的に、ビレットの加熱温度を制御して圧延前に素材であるビレットの結晶粒サイズを微細化し、同時に仕上げ圧延温度を制御して、オーステナイト結晶粒サイズを効果的に調節することが重要である。

10

#### 【0061】

以下、本発明の他の一側面である靱性及び腐食疲労特性が向上されたスプリング用線材を製造する方法に対して詳しく説明する。

#### 【0062】

本発明のスプリング用線材は、上述した合金組成を有するビレット (Billet) を製作した後、これを再加熱 - 線材圧延 - 冷却工程を経て製造できる。

具体的に、本発明の他の一側面によるスプリング用線材の製造方法は、上述した合金組成を満足するビレットを製造するステップ、前記ビレットを  $800 \sim 950$  で加熱するステップ、前記加熱されたビレットを  $700 \sim 1,100$  で仕上げ圧延した後に巻取して線材を製造するステップ、及び前記線材を  $5 / \text{s}$  以下の冷却速度で冷却するステップを含むことができる。

20

#### 【0063】

ビレットを製造した後には、前記ビレットを均質化する加熱ステップを経ることが好ましい。前記加熱工程を通じてビレットの結晶粒サイズの粗大化を防止することができる。

そのためには、前記ビレットを  $800 \sim 950$  の温度範囲で加熱することが好ましい。もし前記加熱温度が  $800$  未満であると、圧延ロールの負荷が大きくなると同時に鑄造時に生成された粗大炭化物が全部溶解されないで、合金元素がオーステナイト内に均一に分布されず、一方、その温度が  $950$  を超過するようになると、ビレットの結晶粒が粗大に形成されて同一圧延条件で線材熱間圧延しても最終線材において目標とするレベルの結晶粒サイズを確保しにくくなる。

30

#### 【0064】

引き継ぎ、前記加熱されたビレットを  $700 \sim 850$  で仕上げ線材圧延して線材を製造する。仕上げ圧延温度は、直後にすぐ冷却が開始されるので、線材結晶粒サイズを最終的に決定できる重要な要因である。前記仕上げ圧延温度が  $700$  未満であると、圧延ロールの負荷が大きくなり、一方、その温度が  $850$  を超過するようになると、冷却開始前のオーステナイト結晶粒サイズが大きくなって最終冷却後の結晶粒サイズが粗大になるので、軟性が減少する恐れがある。

#### 【0065】

その後、前記線材を巻取した後、 $5 / \text{s}$  以下の冷却速度で冷却する。前記冷却を通じてパーライト組織を有する線材を製造することが好ましい。

40

巻取後の冷却速度は、その範囲によって、フェライトの生成後にパーライト変態が完了しないままベイナイトやマルテンサイトのような硬組織が生成され得、また、脱炭がひどく発生し得るので、重要な因子である。

もし、冷却時に硬組織が生成されると、その後、適切な線径のスプリング用鋼線を得るために線材を引抜又は伸線する過程で素材が断線されるか引抜又は伸線が不可能になるからである。また、脱炭がひどく発生すると、表面部の硬度が低くなってスプリングの腐食疲労特性が低下する問題点がある。

#### 【0066】

前記冷却速度が  $5 / \text{s}$  を超過すると、冷却時に硬組織が生成されてパーライト変態が

50

完了するのに十分な時間を確保できない問題があって、本発明では、巻取後の冷却速度を 5 / s 以下に制限した。

このとき、820 以下の温度範囲で冷却を開始することができる。冷却開始温度は、仕上げ熱間圧延後の温度を意味し、その温度が低いほど好ましい。冷却開始温度が820 を超過する場合には、十分な変形エネルギーを供給できないので、結晶粒を微細化することが困難である。

【0067】

以下、本発明による他の靱性及び腐食疲労特性が向上されたスプリング用鋼線の製造方法に対して詳しく説明する。

【0068】

本発明による他のスプリング用鋼線の製造方法は、線材を伸線して鋼線を製造するステップ、前記鋼線を850～1,000 の範囲で加熱した後に1秒以上維持するオーステナイト化ステップ、及び前記オーステナイト化ステップを経た鋼線を25～80 の範囲で焼き入れ、350～500 の範囲でテンパリングするステップ、を含むことができる。

【0069】

このように得られた線材を伸線して鋼線を得る。

その後、オーステナイト化ステップを経る。前記鋼線を850～1,000 の範囲の温度で熱処理する。このとき、熱処理維持時間は、1秒以上であることが好ましい。

【0070】

最近では、スプリング用鋼線の製造に高周波熱処理 (Induction heat treatment) 設備を活用するケースが多くなっているが、このとき、熱処理維持時間が1秒未満である場合には、フェライト及びパーライト組織が十分に加熱されないため、オーステナイトに変態されない場合がある。

引き継ぎ、前記オーステナイト化ステップを経た鋼線を25～80 の範囲で焼き入れ、350～500 の範囲で熱処理 (テンパリング) する。前記熱処理は、本発明が所望する機械的物性を確保するためのステップであって、靱性及び強度を確保するために必要である。

【0071】

前記テンパリング温度が350 未満である場合には、靱性が確保されないため、成形及び製品状態で破損される危険があり、500 を超過する場合には、強度が急激に減少して高強度を確保しにくい。

【0072】

以下、実施例を通じて本発明をより詳細に説明する。ただし、下記の実施例は、本発明を例示してより詳細に説明するためのものである。

【0073】

下記表1に示した合金組成を有する主片を準備した後、一連の鋳造過程を経て、下記表2に示した条件で再加熱 - 線材熱間圧延 - 冷却工程を経てそれぞれの線材を製造した。

その後、線材を975 で15分間加熱するオーステナイト化ステップを経た後、70 の油に浸して急冷 (焼き入れ) した。その後、390 で30分間維持するテンパリング処理を行って鋼線を製造した。

【0074】

以下、実施例を通じて本発明をより詳細に説明する。ただし、下記の実施例は、本発明を例示してより詳細に説明するためのものである。

下記表1に示した合金組成を有する主片を準備した後、一連の鋳造過程を経て、下記表2に示した条件で再加熱 - 線材熱間圧延 - 冷却工程を経てそれぞれの線材を製造した。

その後、線材を975 で15分間加熱するオーステナイト化ステップを経た後、70 の油に浸して急冷 (焼き入れ) した。その後、390 で30分間維持するテンパリング処理を行って鋼線を製造した。

【0075】

10

20

30

40

50

【表 1】

区分	C	Si	Mn	Cr	V	Ti	Nb	Mo	Cu	Ni
実施例1	0.55	1.51	0.67	0.69	—	—	—	—	—	—
実施例2	0.52	1.49	0.68	0.62	0.10	—	—	—	—	0.27
実施例3	0.61	1.65	0.56	0.58	—	0.03	0.02	0.12	0.17	0.21
実施例4	0.53	1.50	0.69	0.63	—	—	—	—	—	—
実施例5	0.51	1.52	0.40	0.31	0.09	—	0.02	0.11	0.21	0.22
比較例1	0.61	1.48	0.43	0.33	0.11	—	0.03	—	0.18	0.43
比較例2	0.52	1.64	0.55	0.51	—	0.02	0.02	—	0.20	0.26
比較例3	0.53	2.25	0.52	0.29	0.12	—	0.02	0.12	—	0.28

10

【0076】

【表 2】

区分	再加熱温度 (°C)	仕上げ熱間 圧延温度(°C)	冷却開始温度 (°C)	冷却速度 (°C/s)
実施例1	941	774	751	0.8
実施例2	918	840	819	2.0
実施例3	885	829	804	4.8
実施例4	832	712	706	0.7
実施例5	859	803	778	3.3
比較例1	1025	841	835	1.5
比較例2	940	874	860	3.2
比較例3	924	836	828	5.8

20

30

【0077】

線材の結晶粒サイズ、硬組織生成の有無、シャルピー衝撃エネルギー（Charpy U-notch energy）と鋼線の結晶粒サイズ、シャルピー衝撃エネルギー、焼き入れ・焼き戻し熱処理後の引張強度及び相対的腐食疲労寿命は、下記表3に示した。

【0078】

結晶粒サイズは、電子線後方散乱回折（Electron Backscatter Diffraction、EBSD）装置を用いて測定した。

シャルピー衝撃エネルギーは、ASTM E23規格に合わせて衝撃試片を加工して測定した。

引張強度は、熱間圧延された線材をASTM E8規格に合わせて引張試片を加工した後、上述した鋼線製造方法に従った後に引張試験を行って測定した。

【0079】

相対的腐食疲労寿命は、焼き戻し処理された鋼線試片を塩水噴霧試験機に入れ、35 雰囲気中で5%塩水を4時間の間噴霧し、温度25 /湿度50%雰囲気中で4時間乾燥し、40 雰囲気中で湿度100%になるように16時間の間湿潤する過程を14回繰り返した

40

50

後、回転曲げ疲労試験を行って測定した。このとき、疲労試験速度は、3,000rpmであり、試片に加えられた荷重は、引張強度の40%であり、それぞれ10個ずつ試験を行い疲労寿命が最大であるものと最小であるものを除外した残り8個の疲労寿命を平均してその試片の腐食疲労寿命と定義した。下記表3では、比較例1の腐食疲労寿命を1にしたとき、残り試片の相対的腐食疲労寿命を示した。

【0080】

【表3】

区分	線材						鋼線			
	結晶粒サイズ( $\mu\text{m}$ )	Charpy U-notch energy ( $\text{J}/\text{cm}^2$ )	相分率(%)			パーライトコロニーサイズ( $\mu\text{m}$ )	結晶粒サイズ( $\mu\text{m}$ )	Charpy U-notch energy ( $\text{J}/\text{cm}^2$ )	焼入れ・焼き戻し熱処理後の引張強度(MPa)	相対的腐食疲労寿命
フェライト			パーライト	ベイナイト+マルテンサイト						
実施例1	13.2	38	10	90	0	5.6	10.3	45	1,979	2.38
実施例2	12.0	39	5	95	0	3.8	9.4	58	1,997	2.75
実施例3	8.2	44	18	82	0	2.8	6.8	61	2,008	5.18
実施例4	5.1	56	7	93	0	1.7	3.1	68	1,983	11.4
実施例5	6.4	51	37	63	0	2.2	4.5	67	2,051	7.30
比較例1	20.2	18	4	96	0	9.7	15.0	23	1,988	1.00
比較例2	19.1	29	3	97	0	9.4	13.4	28	1,994	0.96
比較例3	18.4	14	20	67	13	8.9	12.8	14	1,987	0.99

【0081】

比較例1～3は、合金組成は、本発明で提案することを満足するが、製造工程条件が本発明を脱するので、比較例で表記した。具体的に、比較例1は、ピレットの加熱温度が1,025として800～950の範囲を脱しており、比較例2は、仕上げ圧延温度が874として700～850の範囲を脱しており、比較例3は、圧延後の冷却速度が5.8/sとして5/sを超過する。

【0082】

図1と図2は、それぞれ比較例1と実施例3の線材の結晶粒サイズを測定するために電子線後方散乱回折装置で撮影した微細組織の写真である。

【0083】

図1及び図2を参照すると、比較例1の場合、結晶粒サイズが粗大である一方、実施例3では、平均結晶粒サイズが微細であることが確認できる。

また、表3を参照すると、熱間圧延された線材における結晶粒サイズは、比較例の場合、18.4～20.2 $\mu\text{m}$ の範囲であったが、実施例の場合には、5.1～13.2 $\mu\text{m}$ であって、比較例に比べて微細であり、シャルピー衝撃エネルギー値は、比較例の場合、

14 ~ 29 J / cm<sup>2</sup> レベルであったが、実施例の場合には、38 ~ 56 J / cm<sup>2</sup> の高い値を示したので、韌性が向上されたことが確認できる。

したがって、本発明で提案する合金組成及び製造条件によって得られた線材は、韌性に優れ、スプリング用として適切に用いられるものである。

【0084】

一方、比較例3の場合には、線材の微細組織分析の結果、フェライト生成後にパーライト変態が完了せずベイナイトやマルテンサイトの様な硬組織が生成されたことが確認できる。これは、冷却速度が5 / s を超過してパーライト変態が完了するのに十分な時間を確保できなかったからである。

【0085】

図3と図4は、それぞれ比較例1と実施例3鋼線の結晶粒サイズを測定するために電子線後方散乱回折装置で撮影した微細組織の写真である。

図3及び図4を参照すると、熱処理された鋼線での結晶粒は、比較例1に比べて実施例3で微細に形成されたことが確認できる。

【0086】

また、表3を参照すると、熱処理された鋼線は、比較例と実施例で全て2,000 MPa 付近の引張強度を示した。結晶粒サイズは、比較例の場合、12.8 ~ 15.0 μm の範囲であったが、実施例の場合には、3.1 ~ 10.3 μm であって、比較例に比べて顕著に微細に導出されることが確認できる。

【0087】

図5は、本発明の一実施例によるスプリング用線材の結晶粒サイズと韌性及び相対的腐食疲労寿命の間の関係を示すグラフである。

【0088】

図6は、本発明の一実施例によるスプリング用鋼線の結晶粒サイズと韌性及び相対的腐食疲労寿命の間の関係を示すグラフである。

【0089】

図5及び図6を参照すると、熱間圧延された線材とスプリング用鋼線の平均結晶粒サイズが小さいほどシャルピー衝撃エネルギー値が大きくなり、相対的腐食疲労寿命が向上することが確認できる。

具体的に、表3によると、シャルピー衝撃エネルギー値は、比較例の場合、14 ~ 28 J / cm<sup>2</sup> レベルであったが、実施例の場合には、45 ~ 68 J / cm<sup>2</sup> の高い値を示したので、韌性が向上されたことが確認できる。また、相対的腐食疲労寿命は、比較例の場合、0.96 ~ 1.00 レベルである一方、実施例の場合、2.38 ~ 11.4 であって、比較例に比べて腐食疲労特性が顕著に向上されたことが確認できる。

【0090】

以上、本発明の例示的な実施例を説明したが、本発明はこれに限定されず、多様に変更及び変形が可能である。

【産業上の利用可能性】

【0091】

本発明による線材及び鋼線は、腐食疲労特性及び韌性が向上されて懸架スプリング、トーションバー、スタビライザーなどの素材として好適である。

10

20

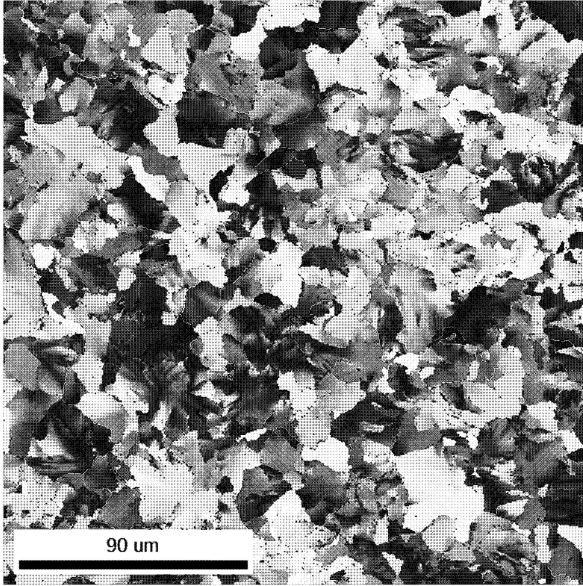
30

40

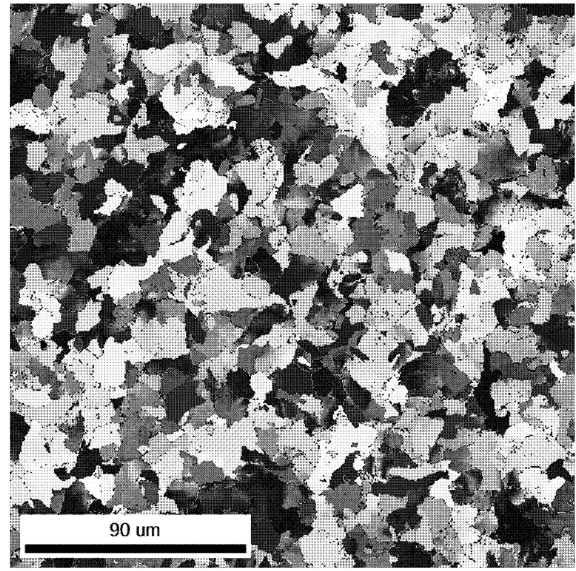
50

【 図面 】

【 図 1 】



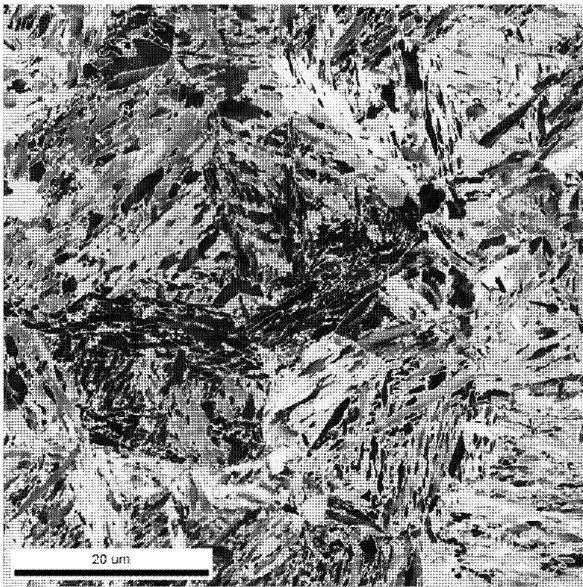
【 図 2 】



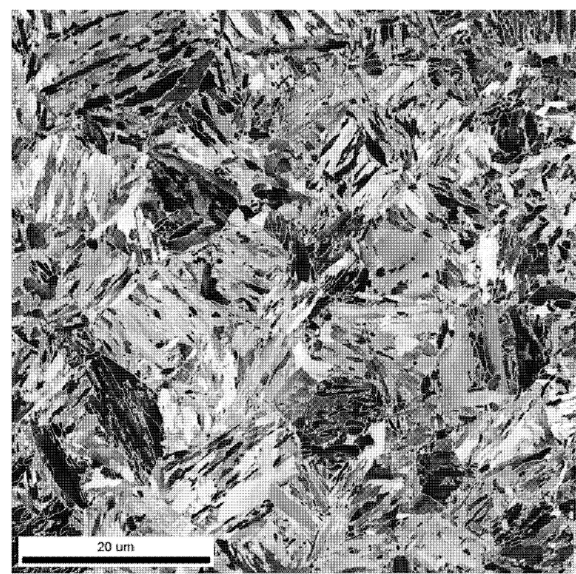
10

20

【 図 3 】



【 図 4 】

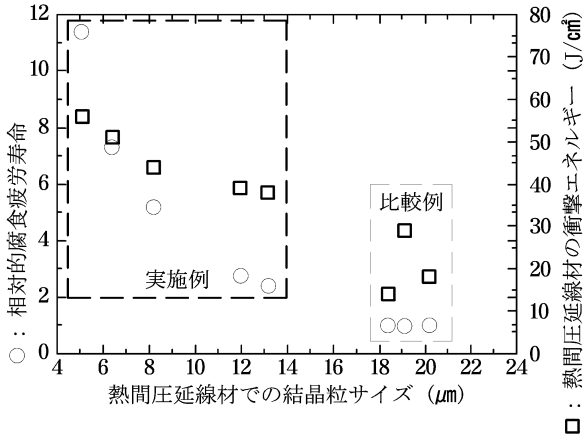


30

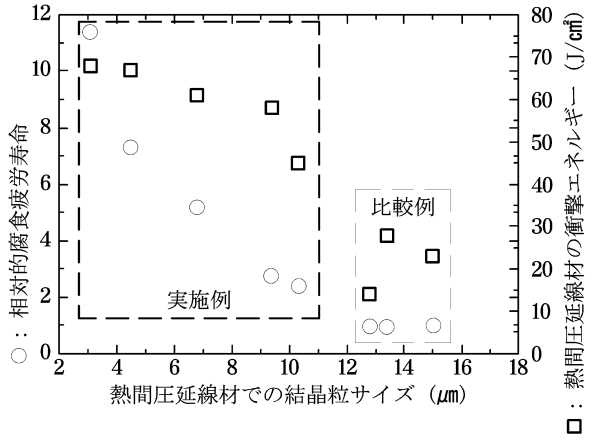
40

50

【図5】



【図6】



10

20

30

40

50

---

フロントページの続き

- (56)参考文献 特開平11-080895(JP,A)  
特開平07-173577(JP,A)  
国際公開第2013/122261(WO,A1)  
特開2009-046763(JP,A)
- (58)調査した分野 (Int.Cl., DB名)
- |         |           |
|---------|-----------|
| C 2 2 C | 3 8 / 0 0 |
| C 2 2 C | 3 8 / 1 8 |
| C 2 2 C | 3 8 / 5 0 |
| C 2 1 D | 8 / 0 6   |