

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第5591130号  
(P5591130)

(45) 発行日 平成26年9月17日(2014.9.17)

(24) 登録日 平成26年8月8日(2014.8.8)

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

請求項の数 3 (全 22 頁)

(21) 出願番号	特願2010-550389 (P2010-550389)	(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
(86) (22) 出願日	平成22年7月9日(2010.7.9)	(73) 特許権者	000252056 鈴木金属工業株式会社 東京都千代田区丸の内1丁目9番1号
(86) 国際出願番号	PCT/JP2010/062025	(73) 特許権者	000005326 本田技研工業株式会社 東京都港区南青山二丁目1番1号
(87) 国際公開番号	W02011/004913	(74) 代理人	100099759 弁理士 青木 篤
(87) 国際公開日	平成23年1月13日(2011.1.13)	(74) 代理人	100077517 弁理士 石田 敬
審査請求日	平成25年1月21日(2013.1.21)	(74) 代理人	100087413 弁理士 古賀 哲次
(31) 優先権主張番号	特願2009-162784 (P2009-162784)		
(32) 優先日	平成21年7月9日(2009.7.9)		
(33) 優先権主張国	日本国(JP)		

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高強度ばね用鋼線

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0.67%以上、0.75%未満、

Si : 2.0 ~ 2.5%、

Mn : 0.5 ~ 1.2%、

Cr : 0.8 ~ 1.3%、

V : 0.03 ~ 0.11%、

Mo : 0.05 ~ 0.25%、

W : 0.05 ~ 0.30%、及び

N : 0.003 ~ 0.007%

を含有し、Mn及びVの含有量の合計が、0.70% Mn + V 1.27%、であり、

Mo及びWの含有量の合計が、0.13% Mo + W 0.35%、であり、

P : 0.025%以下、

S : 0.025%以下、及び

Al : 0.003%以下

に制限し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなり、金属組織が体積率で6%超15%以下の残留オーステナイトと焼戻しマルテンサイトとからなり、旧オーステナイト粒度番号が10番以上であり、円相当径が0.2 ~ 0.5 μmの球状炭化物の存在密度が0.06個 / μm<sup>2</sup>以下、円相当径が0.5 μm超の球状炭化物の存在密度が0.01個 / μm<sup>2</sup>以

下であり、引張強度が 2 1 0 0 ~ 2 3 5 0 M P aであることを特徴とする高強度ばね用鋼線。

【請求項 2】

降伏強度が 1 4 7 0 ~ 1 9 8 0 M P aであることを特徴とする請求項 1 に記載の高強度ばね用鋼線。

【請求項 3】

5 0 0 で 1 時間保持する加熱処理後のピッカース硬さが 5 7 0 以上であることを特徴とする請求項 1 又は 2 に記載の高強度ばね用鋼線。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

10

【0001】

本発明は、冷間でコイルングされ、更に、熱処理、窒化処理、ショットピーニングなどを施して製造される高強度ばねの素材として用いられる高強度ばね用鋼線に関するものである。

【背景技術】

【0002】

自動車の軽量化、高性能化に伴い、自動車エンジンの弁ばね、サスペンションの懸架ばね、クラッチばね、ブレーキばね等のばねへの負荷が増大し、近年では引張強度が 2 0 0 0 M P a を超える高強度ばね用鋼線が要求されている。

高強度ばねを製造する際には、素材である高強度ばね用鋼線を冷間でコイルング（冷間コイルング）し、更に、歪取り焼鈍などの熱処理や、窒化処理が施される。そのため、高強度ばね用鋼線には、加熱による軟化の抑制、即ち、焼戻し軟化抵抗が要求される。

20

また、ばねには疲労特性が要求されるため、高強度ばね用鋼線を素材とし、更に、窒化処理やショットピーニングによって、ばねの表層の硬度を高めている。

しかし、ばねの耐久性のうち、へたり特性については表層の硬度で決まるものではなく、ばねの母材の硬度が大きく影響する。そのため、へたり特性を向上させるためにも、高強度ばね用鋼線の焼戻し軟化抵抗が重要である。

更に、冷間コイルングの場合、素材である高強度ばね用鋼線を製造する際に、急速加熱及び急速冷却が可能なオイルテンパー処理や高周波処理などを用いることができる。そのため、ばね用鋼線の旧オーステナイト粒径を小さくすることが可能であり、破壊特性に優れたばねが得られる。

30

しかし、ばね用鋼線の強度が高くなると、冷間コイルングでは、折損が発生し、ばね形状に成形できないこともある。

このような問題に対して、本発明者らの一部は、残留オーステナイト、非金属介在物、炭化物などを制御した高強度ばね用鋼線を提案している（例えば、特許文献 1 ~ 6、参照）。

特許文献 1 及び 2 で提案した高強度ばね鋼は、冷間コイルングによって加工誘起マルテンサイトに変態し、加工性を低下させる残留オーステナイトの生成や、破壊の起点となる非金属介在物を抑制したものである。

また、特許文献 3 で提案した高強度ばね鋼は、炭化物を制御し、旧オーステナイトを微細化し、強度と冷間コイルング性との両立を図ったものである。

40

更に、特許文献 4 ~ 7 で提案した高強度ばね鋼は、残留オーステナイト及び炭化物を制御し、旧オーステナイトを微細化し、強度と冷間コイルング性との両立を図ったものである。特に、破壊起点となる粗大な酸化物や炭化物の生成を抑制し、炭化物の析出状態に加えて、残留オーステナイトを制御して、高強度ばね用鋼線の疲労特性及び加工性の劣化を抑制したものである。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0003】

【特許文献 1】特開 2 0 0 0 - 1 6 9 9 3 7 号公報

50

【特許文献2】特開2003-3241号公報  
 【特許文献3】特開2002-180198号公報  
 【特許文献4】特開2002-235151号公報  
 【特許文献5】特開2006-183137号公報  
 【特許文献6】特開2006-342400号公報  
 【特許文献7】国際公開第WO2007/114491号

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0004】

しかし、近年、高強度ばねの耐久性を高めるために、窒化処理の高温化が検討されている。そのため、高強度ばね用鋼線には、焼戻し軟化抵抗の更なる向上が要求されるようになった。

10

特許文献4～7で提案した高強度ばね用鋼線は、強度と冷間コイリング性との両立については改善できたものの、焼戻し軟化抵抗と冷間コイリング性との両立については検討が十分ではなかった。

本発明は、冷間コイリング性に優れ、500 で1時間保持された後であっても引張強度及び硬度を維持する、優れた焼戻し軟化抵抗を有する高強度ばね用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】

【0005】

20

本発明者らは、C、Si、Mn、Cr、Vの含有量を厳密に制御して球状炭化物の生成を抑制し、かつ残留オーステナイトを活用することにより、ばね用鋼線の強度及び冷間コイリング性が従来よりも向上するという知見を得た。

更に、本発明者らは、従来よりも高温で焼戻しを行った際の、高強度ばね用鋼線の焼戻し軟化抵抗についても検討を行った。

その結果、高強度ばね用鋼線の焼戻し軟化抵抗を向上させるには、Mo及びWを複合添加し、Mo及びWの含有量の合計(Mo+W)を制御することが必要であるという知見を得た。

本発明はこのような知見に基づいてなされたものであり、その発明の要旨は以下のとおりである。

30

(1) 質量%で、

C : 0.67%以上、0.75%未満、

Si : 2.0～2.5%、

Mn : 0.5～1.2%、

Cr : 0.8～1.3%、

V : 0.03～0.11%、

Mo : 0.05～0.25%、

W : 0.05～0.30%、及び

N : 0.003～0.007%

を含有し、Mn及びVの含有量の合計が、0.70% Mn+V 1.27%であり、Mo及びWの含有量の合計が、0.13% Mo+W 0.35%であり、

40

P : 0.025%以下、

S : 0.025%以下、及び

Al : 0.003%以下

に制限し、残部が鉄及び不可避免的不純物からなり、金属組織が体積率で6%超15%以下の残留オーステナイトと焼戻しマルテンサイトとからなり、旧オーステナイト粒度番号が10番以上であり、円相当径が0.2～0.5 $\mu$ mの球状炭化物の存在密度が0.06個/ $\mu$ m<sup>2</sup>以下、円相当径が0.5 $\mu$ m超の球状炭化物の存在密度が0.01個/ $\mu$ m<sup>2</sup>以下であり、引張強度が2100～2350MPaであることを特徴とする高強度ばね用鋼線。

50

(2) 降伏強度が1470~1980MPaであることを特徴とする上記(1)に記載の高強度ばね用鋼線。

(3) 500 で1時間保持する加熱処理後のビッカース硬さが570以上であることを特徴とする上記(1)又は(2)に記載の高強度ばね用鋼線。

【発明の効果】

【0006】

本発明によれば、冷間コイリング性に優れ、かつ、高温加熱後も引張強度及び硬度を維持する、優れた軟化抵抗に優れた高強度ばね用鋼線を提供することができ、耐久性に優れた高強度ばねを得ることができる。

【図面の簡単な説明】

10

【0007】

図1は、本発明の高強度ばね用鋼線の球状炭化物の一例を示す図である。

図2は、試験片にノッチを設けるポンチの形状を示す図である。

図3は、試験片にノッチを設ける工程を示す図である。

図4は、ノッチ曲げ試験の概要を示す図である。

図5は、ノッチ曲げ角度の測定方法を示す図である。

【発明を実施するための形態】

【0008】

本発明は、特に、冷間コイリング性及び焼戻し軟化抵抗に優れた高強度ばね用鋼線であり、本発明の鋼線を素材として製造された高強度ばねは、疲労特性及びへたり特性に優れる。

20

本発明の高強度ばね用鋼線は、従来よりも更に、破壊の起点となる粗大な球状炭化物の生成を抑制するため、C及びVの添加量を最適な範囲としている。

また、従来よりも強度を高め、かつ、冷間コイリング性を確保するために、Mn及びVの添加量を最適化し、残留オーステナイトの変態誘起塑性による延性の向上を利用している。

更には、従来よりも高温での熱処理を施した後も硬度を維持することができるように、Mo及びWの添加量を最適化して、焼戻し軟化抵抗を向上させている。

まず、本発明の高強度ばね用鋼線の成分について説明する。ここで、成分についての%は、質量%を意味する。

30

C：0.67%以上、0.75%未満

Cは、鋼材の強度に大きな影響を及ぼし、残留オーステナイトの生成にも寄与する重要な元素である。本発明では、十分な強度を得られるように、C量は0.67%以上とする。好ましくは0.70%超である。

一方、C量が0.75%以上になると、過共析となり、粗大なセメンタイトが多量に析出し、韌性が著しく低下する。また、C量が過剰であると、粗大な球状炭化物が生成し、コイリング性を損なう。したがって、C量は0.75%未満とする。

Si：2.0~2.5%

Siは、鋼の焼戻し軟化抵抗及びばねのへたり特性を向上させる重要な元素であり、2.0%以上添加することが必要である。また、Siは、セメンタイトの球状化及び微細化にも有効であり、粗大な球状炭化物の生成を抑制するために、2.1%以上のSiを添加することが好ましい。窒化処理など、表層を硬化させる処理を行った後、内部硬度を高めるためには、2.2%以上のSiを添加することが好ましい。一方、Siを過剰に添加すると、鋼線が硬化し、脆化するため、Si量の上限を2.5%とする。

40

Mn：0.5~1.2%

Mnは、焼入れ性を高め、残留オーステナイト量を安定的に確保するために重要な元素である。本発明では、鋼線の引張強度を高め、残留オーステナイトを確保するために、Mnを0.5%以上添加する。一方、Mnを過剰に添加すると、残留オーステナイトが増加し、加工時に、加工誘起マルテンサイトが生成し、冷間コイリング性を損なう。過剰なMnの添加による脆化を防止するために、Mn量の上限を1.2%以下とする。

50

また、引張強度を高めるためには、Mn量を0.65%以上にすることが好ましい。一方、冷間コイリング性を向上させる場合には、Mn量を1.1%以下にすることが好ましい。更に好ましいMn量の上限は、0.90%以下である。

V: 0.03 ~ 0.20%

Vは、窒化物、炭化物、炭窒化物を生成する元素である。円相当径が0.2μm未満である微細なVの窒化物、炭化物、炭窒化物は、旧オーステナイトの微細化に有効であり、また、窒化処理による表層の硬化にも利用することができる。

これらの効果を得るためには、Vを0.03%以上添加することが必要である。残留オーステナイト量を確保するためには、Vを0.05%以上添加することが好ましい。

一方、0.20%超のVを添加すると、粗大な球状炭化物が生成し、冷間コイリング性及びばねの疲労特性を損なう。したがって、V量の上限を0.2%とする。また、Vの添加によって、伸線加工前に、割れや伸線時の断線の原因となる過冷組織を生じ易くなる。そのため、V量の上限を0.15%にすることが好ましい。

また、Vは、Mnと同様に残留オーステナイトの生成に大きく影響する元素であるため、V量を、Mn量とともに、精密に制御することが必要である。

0.70% Mn + V 1.27%

MnとVは焼入れ性を向上させる元素であり、残留オーステナイトの生成に対する影響も大きい。そのため、本発明では、Mn及びVの含有量の合計(Mn + V)を0.7 ~ 1.27%とする。

体積率で6%超の残留オーステナイト量を確保するには、(Mn + V)の下限値を0.7%とすることが必要である。その結果、変態誘起塑性によって延性が向上し、冷間コイリング性を確保することができる。

一方、残留オーステナイトを体積率で15%以下にするには、(Mn + V)の上限値を1.27%とすることが必要である。これにより、冷間コイリング時の打ち疵による加工誘起マルテンサイトの生成が抑制され、局所的な脆化を防止することができる。降伏強度を高めるには、(Mn + V)の上限値を1.25%にすることが好ましい。

Mo: 0.05 ~ 0.25%

Moは、焼入れ性を高める元素であり、また、焼戻し軟化抵抗の向上にも極めて有効である。本発明では、特に、焼戻し軟化抵抗を高めるため、0.05%以上のMoを添加する。また、Moは、鋼中でMo系炭化物を生成する元素でもあり、Mo系炭化物が析出する温度は、V等の炭化物に比べると低い。そのため、適量のMoの添加は炭化物の粗大化の抑制にも有効であり、0.10%以上のMoを添加することが好ましい。

一方、Moの添加量が0.25%を超えると、熱間圧延や、伸線加工前のパテンティングなどで過冷組織を生じ易くなる。したがって、割れや伸線時の断線の原因となる過冷組織の生成を抑制するため、Mo量の上限を0.25%とする。また、Mo量が多いと、パテンティング処理で、パーライト変態終了までの時間が長くなるため、Mo量を0.15%以下にすることが好ましい。

W: 0.05 ~ 0.30%

Wは、Moと同様、焼入れ性及び焼戻し軟化抵抗の向上に有効な元素であり、かつ、鋼中で炭化物として析出する元素である。本発明では、特に、焼戻し軟化抵抗を高めるため、0.05%以上のWを添加する。

一方、Wを過剰に添加すると、割れや伸線時の断線の原因となる過冷組織の生成を抑制するため、W量を0.30%以下にすることが必要である。更に、熱処理の容易性などを考慮すると、W量は、0.10 ~ 0.20%が好ましく、更には0.13 ~ 0.18%が好ましい。

0.13% Mo + W 0.35%

Mo及びWは、焼戻し軟化抵抗の向上に有効な元素であり、本発明では、両者を複合して添加する。その結果、Mo、Wを単独で添加するよりも、炭化物の成長が抑制され、焼戻し軟化抵抗を著しく高めることができる。特に、500に加熱した際の焼戻し軟化抵抗を高めるには、(Mo + W)を0.13%以上にすることが必要である。焼戻し軟化抵

10

20

30

40

50

抗を更に高めるには、(Mo+W)を0.15%以上にすることが好ましい。

一方、(Mo+W)が0.35%を超えると、熱間圧延や、伸線加工前のパテンティングなどでマルテンサイトやベイナイトなどのいわゆる過冷組織を生じる。したがって、割れや伸線時の断線の原因となる過冷組織の生成を抑制するため、(Mo+W)の上限を0.35%とする。また、後述する球状炭化物の個数をできるだけ少なくし、焼戻し軟化抵抗をより向上させ、かつ、冷間コイリング性の劣化の防止をより効果的なものとする観点から、(Mo+W)の上限は、0.24%とすることが好ましい。

Cr:0.8~1.3%

Crは、焼入れ性及び焼戻し軟化抵抗を向上させるために有効な元素であり、本発明では、0.8%以上のCrを添加する。窒化处理を行う場合には、Crの添加によって窒化による硬化層を深くすることができる。したがって、窒化での硬化と窒化温度での軟化抵抗を付与する場合には、1.0%超のCrを添加することが好ましい。

一方、Cr量が過剰であると、製造コストが高くなるだけでなく、炭化物の溶解を阻害し、未溶解炭化物が多くなりコイリング性を阻害するため、Cr量の上限を1.3%とする。また、C量が多い場合は、粗大なセメンタイトの生成を抑制するために、Cr量を1.2%以下に抑制することが好ましい。更に、強度とコイリング性とを両立させるためには、Cr量の上限を1.1%にすることが好ましい。

N:0.003~0.007%

Nは、本発明では、鋼中に含まれるVと窒化物を形成する元素である。微細な窒化物を利用し、旧オーステナイトを微細化するために、本発明では、0.003%以上のNを含有させる。

一方、N量が過剰であると、窒化物が粗大化し、冷間コイリング性や疲労特性が低下する。したがって、N量の上限を0.007%とする。また、熱処理などの容易性を考慮するとN量の上限は0.005%が好ましい。

P:0.025%以下

Pは不純物であり、鋼を硬化させ、偏析を生じ、脆化させるため、P量を0.025%以下に制限する。また、旧オーステナイト粒界に偏析したPは、靱性や耐遅れ破壊特性などを低下させるため、P量を0.015%以下に制限することが好ましい。更に、鋼線の引張強度が2150MPaを超えるような場合には、P量を0.010%未満に制限することが好ましい。

S:0.025%以下

Sも不純物であり、鋼中に存在すると鋼を脆化させるため、S量を0.025%以下に制限する。Sの影響を抑制するには、Mnの添加が有効である。しかし、MnSは介在物であり、特に高強度鋼では、MnSが破壊の起点になることがある。したがって、破壊の発生を抑制するには、S量を0.015%以下に制限することが好ましい。更に、鋼線の引張強度が2150MPaを超えるような場合には、S量を0.010%未満に制限することが好ましい。

Al:0.003%以下

Alは脱酸元素であり、酸化物の生成に影響し、硬質の酸化物を生成すると、疲労耐久性が低下する。特に、高強度ばねにおいては、Alを過剰に添加すると、疲労強度がばらついて、安定性を損なう。本発明の高強度ばね用鋼線では、Al量が0.003%を超えると、介在物に起因する破断発生率が多くなるため、Al量を0.003%以下に制限する。

次に、本発明の高強度ばね用鋼線の金属組織について説明する。本発明の高強度ばね用鋼線の金属組織は、体積率で6%超、15%以下の残留オーステナイトと、焼戻しマルテンサイトとからなる。

旧オーステナイト粒度番号:10番以上

本発明の高強度ばね用鋼線は、焼戻しマルテンサイトを主要な組織としており、旧オーステナイト粒度が特性に大きな影響を及ぼす。即ち、旧オーステナイトの粒径を微細にすると、細粒化の効果により、疲労特性やコイリング性が向上する。

10

20

30

40

50

本発明では、十分な疲労特性やコイリング性を得るため、旧オーステナイト粒度番号を10番以上とする。旧オーステナイトの微細化は、特に高強度ばね用鋼線の特性の向上に有効であり、旧オーステナイト粒度番号を11番、更には12番以上とすることが好ましい。

旧オーステナイトの粒径を微細にするには、焼入れの加熱温度の低下や、加熱時間の短縮が有効である。しかし、過剰に焼入れ時の加熱温度を低下させ、加熱時間を短縮すると、粗大な球状炭化物が残存する可能性がある。そのため、旧オーステナイト粒度番号の好ましい上限は、13.5番以下である。なお、旧オーステナイト粒度番号は、JIS G 0551に準拠して測定する。

残留オーステナイト：6%超～15%（体積率）

残留オーステナイトは、冷間コイリング性の向上に有効である。本発明では、冷間コイリング性を確保するために、残留オーステナイトの体積率を6%超とする。

一方、残留オーステナイトが体積率で15%を超えると、加工誘起変態によって生成したマルテンサイトにより、冷間コイリング特性が低下する。したがって、残留オーステナイトの体積率を15%以下とする。

残留オーステナイトの体積率は、X線回折法や、磁気測定法によって求めることができる。このうち、磁気測定法は、簡便に残留オーステナイトの体積率を測定できる好ましい測定方法である。

また、残留オーステナイトは、焼戻しマルテンサイトに比べて軟質であるため降伏強度を低下させ、また、変態誘起塑性によって延性を向上させるため、冷間コイリング性の向上に著しく寄与する。

一方、残留オーステナイトは、偏析部、旧オーステナイト粒界やサブグレインに挟まれた領域付近に残留することが多いため、加工誘起変態によって生成したマルテンサイト（加工誘起マルテンサイト）が、破壊の起点となる。

そして、残留オーステナイトが増加すると、相対的に焼戻しマルテンサイトが減少する。金属組織は、残留オーステナイトと焼き戻しマルテンサイトとからなっている。

そのため、従来は、残留オーステナイトによる強度及び冷間コイリング性の低下が問題とされていた。しかし、2000MPaを超える高強度が要求される本発明のばね用鋼線では、C、Si、Mn、Crなどの添加量が多くなるため、冷間コイリング性の向上には残留オーステナイトの変態誘起塑性の利用が極めて有効である。

また、最近では、高精度のばね加工技術により、ばね成形時に生成する加工誘起マルテンサイトによって、局部的な高硬度部が生成しても、ある程度、コイリング特性の劣化を抑制することが可能になった。

#### 球状炭化物

本発明の高強度ばね用鋼線は、強度を高めるために、Cに加えて、Mn、V、Cr、Mo、Wなど、いわゆる合金元素を添加する。

Cや、特に、V、Crなどの窒化物、炭化物、炭窒化物を形成する合金元素を多量に添加した場合、球状のセメンタイト系炭化物及び合金系炭化物が鋼中に残留し易くなる。

球状のセメンタイト系炭化物及び合金系炭化物は、熱間圧延の加熱時に鋼中に固溶しなかった、未溶解炭化物である。なお、本発明では、球状の合金系炭化物及び球状のセメンタイト系炭化物を総称して球状炭化物という。

球状炭化物は、高強度ばね用鋼線から採取した試料を鏡面研磨し、ピクラーによるエッチングや、電解エッチングなどを施すと、走査型電子顕微鏡（SEM）による観察が可能になる。また、透過型電子顕微鏡（TEM）のレプリカ法で観察することもできる。

図1に、電解エッチング後の試料をSEMによって観察した組織の一例を示す。

図1の組織写真では、鋼にはマトリックスの針状組織と球状組織の2種が認められる。このうち、針状組織は、焼入れ焼戻しによって生成した、焼戻しマルテンサイトである。

一方、球状組織は、熱間圧延の加熱によって鋼中に固溶せず、オイルテンパー処理や高周波処理による焼入れ焼戻しによって、球状化した炭化物（球状炭化物）1である。

本発明では、球状炭化物が、高強度ばね用鋼線の特性に影響を及ぼすため、サイズと密

10

20

30

40

50

度を以下のように制御する。本発明では、従来技術に比べて、更に微細な球状炭化物について規定し、より高い性能と加工性の両立を図っている。

円相当径で $0.2\ \mu\text{m}$ 未満の球状炭化物は、鋼の強度、焼戻し軟化抵抗を確保するために有効である。一方、円相当径で $0.2\ \mu\text{m}$ 以上の球状炭化物は、強度や焼戻し軟化抵抗の向上に寄与せず、冷間コイリング性を劣化させる。そのため、本発明では、円相当径で $0.2\ \mu\text{m}$ 以上の球状炭化物の存在密度を制御する。

更に、円相当径で $0.5\ \mu\text{m}$ 超の球状炭化物は、特性を著しく劣化させる。したがって、円相当径で $0.2\sim 0.5\ \mu\text{m}$ の球状炭化物の場合に比べて、円相当径で $0.5\ \mu\text{m}$ 超の球状炭化物の存在密度を、更に制限することが必要である。

円相当径が $0.2\sim 0.5\ \mu\text{m}$ の球状炭化物の存在密度： $0.06$ 個/ $\mu\text{m}^2$ 以下

10

本発明の高強度ばね用鋼線は、強度が極めて高いため、円相当径で $0.2\sim 0.5\ \mu\text{m}$ の球状炭化物も冷間コイリング性に有害であるので、少ないほうが好ましい。そのため、円相当径の平均粒径が $0.2\sim 0.5\ \mu\text{m}$ の球状炭化物の存在密度を $0.06$ 個/ $\mu\text{m}^2$ 以下に制限した。

円相当径が $0.5\ \mu\text{m}$ 超の球状炭化物の存在密度： $0.01$ 個/ $\mu\text{m}^2$ 以下

円相当径で $0.5\ \mu\text{m}$ 超の球状炭化物は、円相当径で $0.2\sim 0.5\ \mu\text{m}$ の球状炭化物に比べて、機械的性質や加工性を著しく劣化させるので、少ないほうが好ましい。そのため、円相当径で $0.5\ \mu\text{m}$ 超の球状炭化物の存在密度を $0.01$ 個/ $\mu\text{m}^2$ 以下に制限した。

ここで、球状炭化物の円相当径及び存在密度の測定方法について説明する。高強度ばね用鋼線から採取した試料を研磨し、電解エッチングする。なお、観察部位は、脱炭や中心偏析などの特殊な状況を排除できるように、熱処理線材（鋼線）の半径の中央付近、いわゆる $1/2R$ 部を無作為に観察する。なお、測定面積は $300\ \mu\text{m}^2$ 以上とする。

20

電解エッチングは、電解液（アセチルアセトン $10\ \text{mass}\%$ 、テトラメチルアンモニウムクロライド $1\ \text{mass}\%$ 、残成分メチルアルコールの混合液）中にサンプルを陽極、白金を陰極として、低電位による電流発生装置を用いて、電解作用によりサンプル表面を腐食させて行う。

電位は $-50\sim -200\ \text{mV vs SCE}$ の範囲で、それぞれのサンプルに適した電位で一定とする。本発明の鋼線に対しては、 $-100\ \text{mV vs SCE}$ で一定にすることが好ましい。

30

通電量は、試料の総表面積 $\times 0.133\ [\text{c}/\text{cm}^2]$ で求めることができる。なお、試料を樹脂に埋め込んだ場合、研磨面だけでなく、樹脂内の試料面の面積も加えて試料の総表面積を算出する。

通電を開始してから $10\ \text{s}$ 保持した後、通電を停止し、洗浄する。その後、試料をSEMで観察し、球状炭化物の組織写真を撮影する。SEMで、比較的白く観察され、長径と短径の比（アスペクト比）が2以下の組織が球状炭化物である。SEMでの撮影倍率は $1000$ 倍以上であり、 $5000\sim 20000$ 倍が好ましい。

このようにして撮影したSEM組織写真を画像処理し、円相当径を算出し、測定視野内に見られる円相当径 $0.2\sim 0.5\ \mu\text{m}$ 及び $0.5\ \mu\text{m}$ 超の球状炭化物の存在密度を測定する。

40

次に、本発明の高強度ばね用鋼線の機械特性について説明する。

ばねの小型化や軽量化を図るためには、素材であるばね用鋼線の高強度化が有効である。また、このような高強度のばね用鋼線を素材としたばねには優れた疲労強度が要求される。

本発明の高強度ばねは、素材である鋼線を曲げ加工して所望の形状とし、窒化処理、ショットピーニングなど、表面を硬化させる処理を施して製造される。

窒化処理では、 $500$ 程度に加熱されるため、ばねは、素材である鋼線よりも軟化することがある。したがって、ばねを高強度化し、疲労特性を高めるには、素材である鋼線の引張強度を確保することが必要になる。

また、高強度ばね用鋼線を所望の形状のばねに加工するためには、冷間コイリング性が

50

要求されるため、引張強度の上限を制限することが必要である。

引張強度：2100～2350MPa

ばね用鋼線の引張強度が高ければ、窒化処理などの表面を硬化する処理を施したばねの疲労特性及びへたり特性を高めることができる。

本発明では、ばねの疲労特性及びへたり特性を高めるために、ばね用鋼線の引張強度を2100MPa以上とする。また、ばね用鋼線の引張強度が高いほど、ばねの疲労特性が向上するため、ばね用鋼線の引張強度を好ましくは2200MPa以上、更に好ましくは2250MPa以上とする。

一方、ばね用鋼線の引張強度が高すぎると冷間コイリング性が低下するため、引張強度を2350MPa以下とする。

10

冷間コイリング性は、後述するノッチ曲げ試験で、より正確に評価することができる。ばね用鋼線の引張強度が過度に高く、冷間コイリング時にばね用鋼線が破損するような場合であっても、ばね用鋼線の曲げ特性が優れる場合には、冷間コイリングが可能であるためである。これは、冷間コイリングの際に鋼線に作用するのは、主として曲げ応力であることによる。ノッチ曲げ角度は28度以上であることが好ましく、30度以上であることがより好ましい。

降伏強度：1470～1980MPa

繰り返し応力によって弾性変形するばねの強度や耐へたり性を確保するためには、降伏強度を高めることが好ましい。なお、本発明において、降伏強度とは、応力-歪み曲線で、降伏点が明瞭である場合は上降伏点であり、降伏点が明瞭でない場合は0.2%耐力である。

20

ばねの降伏強度を高めるには、素材であるばね用鋼線の降伏強度を高めることが好ましい。一方、ばね用鋼線の降伏強度が過度に高くなると、冷間コイリング性を損なうことがある。

したがって、ばね用鋼線の降伏強度は、ばねの強度や耐へたり性を確保するために、1470MPa以上にすることが好ましい。

一方、降伏強度が1980MPaを超えると、冷間コイリング性を損なうことがあるため、降伏強度を1980MPa以下とすることが好ましい。

また、ばね用鋼線の降伏強度を高めるには、残留オーステナイトの体積率を低下させることが好ましい。

30

500 で1時間保持する加熱処理後のビッカース硬さ：570以上

高強度ばねは、窒化処理の際に、例えば、500 程度に加熱される。従来、加熱温度が500 になると、鋼線の軟化を抑制することが困難であった。

本発明の高強度ばね用鋼線は、焼戻し軟化抵抗に優れており、500 で加熱した後のばねの疲労特性及びへたり性を確保することができる。

なお、本発明では、焼戻し軟化抵抗の指標を、500 で1時間保持する加熱処理後のビッカース硬さとする。ビッカース硬さの測定は、焼入れの際に、鋼線の表層の温度が内部よりも高くなるため、表面から500 $\mu$ m深さ位置で行うことが好ましい。

ばねの疲労特性及びへたり性を確保するには、500 で1時間保持する加熱処理後のビッカース硬さは、570以上であればよく、更には575以上とすることが好ましい。

40

一方、500 で1時間保持する加熱処理後のビッカース硬さの上限は、特に規定しないが、加熱処理前のビッカース硬さを超えることはないため、通常、その上限は783である。

また、本発明の高強度ばね用鋼線を素材として高強度ばねを製造する場合、ショットピーニングや窒化処理などにより、表層は硬化する。

一方、内部の硬さ、即ち、高強度ばねの表面から500 $\mu$ m深さ位置におけるビッカース硬さ(内部硬度)は、窒化処理時の加熱の影響を受ける。したがって、実際にはばねを製造する際には、窒化処理の温度によって内部硬度が変動する。

しかし、高強度ばねの場合、内部硬度の低下を避けるため、窒化処理の温度を低温に制御することが一般的である。そのため、ばねの内部硬度は、素材である鋼線を500 で

50

1時間保持する加熱処理した後のビッカース硬さに比べて、より高くなると考えられる。

したがって、本発明の高強度ばね用鋼線を素材とする高強度ばねは、内部硬度がビッカース硬さで570以上となり、極めて優れた疲労特性及びへたり性を有する。

なお、本発明の高強度ばね用鋼線を素材として、高強度ばねを製造する際には、冷間コイルリング及び窒化処理が施される。そのため、高強度ばねの、表面から500 $\mu$ m深さ位置での残留オーステナイトは、素材に比べて、若干、減少する。しかし、成分組成、球状炭化物、旧オーステナイト結晶粒度は、冷間コイルリング及び窒化処理による影響が小さいと考えられる。

したがって、本発明の高強度ばね用鋼線を素材とする高強度ばねの成分組成、球状炭化物、旧オーステナイト結晶粒度は、本発明の高強度ばね用鋼線の成分組成、球状炭化物、旧オーステナイト結晶粒度と同様である。

10

例えば、本発明の高強度ばね用鋼線を使って製作されたばねのうち、内燃機関用のバルブスプリングとして使用した際には、従来材と比べて耐久性を維持したまま線径を細くして動弁系フリクションを下げるのが可能となる。

また、バルブリフト量の増加や高回転化も可能となる他、従来のものに対して全長や外径の小型化が可能となるなど、内燃機関への寄与の優れたものである。

次に、本発明の高強度ばね用鋼線の製造方法について説明する。

本発明の高強度ばね用鋼線は、鋼片を加熱して熱間圧延し、パテンティング処理後、シェーピングを施し、更に、硬化層を軟質化するための焼鈍を行い、伸線加工して、焼入れ及び焼戻しを施して製造する。

20

パテンティング処理は、熱間圧延後の鋼線の組織をフェライト・パーライトとする熱処理であり、伸線加工前に鋼線を軟化させるために行う。

伸線加工後、オイルテンパー処理や高周波処理などの焼入れ及び焼戻しを施し、鋼線の組織及び特性を調整する。

本発明の高強度ばね用鋼線を製造する際には、球状炭化物の粗大化を防止することが必要である。一般に、鋼片を製造する際には冷却速度が遅いため、炭化物が粗大化し易い。そのため、本発明では、特に、熱間圧延の加熱温度が重要である。

熱間圧延では、鋼片を1100以上に加熱し、粗大な炭化物の固溶を促進する。粗大な球状炭化物の生成を防止するためには、鋼片に生じた粗大な炭化物を鋼中に固溶させることが必要であり、加熱温度を高めることが好ましい。そのため、熱間圧延の好ましい加熱温度は1150以上であり、更に好ましくは加熱温度を1200以上とする。

30

加熱炉から抽出した後は、温度が低下して析出物が成長する。そのため、加熱炉から抽出した後、5分以内に熱間圧延を完了させることが好ましい。

熱間圧延後、鋼線にパテンティングを施す。このパテンティングの加熱温度は、炭化物の固溶を促進するために、930以上の高温であることが好ましく、更には950以上が好ましい。

要求される線材径や精度によって伸線工程が省略される場合、伸線工程に先立つパテンティング工程も省略されることがある。その場合は、焼入れの加熱によって、炭化物の固溶を促進することが重要になる。

伸線加工後の焼入れは、鋼線をA<sub>3</sub>点以上の温度に加熱した後に行う。炭化物の固溶を促進するためには、焼入れの加熱温度を高くすることが好ましい。

40

焼入れの前の加熱では、炭化物の成長を抑制するため、加熱速度を10/s以上、保持時間を5分以下とすることが好ましい。また、オーステナイトの粒成長を抑制するために、保持時間を短くすることが好ましい。

焼入れは、マルテンサイト変態を促進するため、冷却速度を50/s以上とし、100以下まで冷却することが好ましい。

焼入れ時の冷媒は、低温である方がよく、100以下が好ましく、80以下がより好ましい。一方、冷媒温度の下限は、残留オーステナイト量を精密に制御するため、40とすることが好ましい。

冷媒は、オイル、水溶性焼入れ剤、水など、焼入れが可能な冷媒であれば、特に限定さ

50

れるものではない。

また、冷却時間は、オイルテンパー処理や高周波熱処理のように短くてもよい。残留オーステナイトを極端に少なくするためには、低温での保持時間を過度に長くすることや、冷媒温度を30以下とすることは避ける方が好ましい。即ち、焼入れは5分以内に終了させることが好ましい。

焼入れ後、焼戻しを行う。焼戻しは、炭化物の成長を抑制するため、加熱速度を10/s以上、保時時間を15分以下とすることが好ましい。

ばね用鋼線を冷間コイリングによって所望のばね形状に加工し、歪取り焼鈍を施し、更に、窒化処理及びショットピーニングを施して、ばねを製造する。

冷間コイニングされた鋼線は、歪取り焼鈍や窒化処理などにより、再加熱される。その際、従来の高強度ばね用鋼線においては、その内部は軟質化するため、ばねとしての性能が低下する。

しかしながら、本発明の高強度ばね用鋼線においては、鋼線に窒化処理を500程度の高温で施しても、窒化処理後の鋼線は、十分な硬度を保持している。

即ち、本発明の高強度ばね用鋼線を素材とすれば、高強度ばねの表層から500μm深さのピッカース硬度を、HV570以上とすることが可能である。なお、ばねの表層から500μm深さでピッカース硬度を測定するのは、窒化処理及びショットピーニングによる硬化の影響がない母材のピッカース硬度を評価するためである。

【実施例】

【0009】

次に、本発明を実施例でさらに説明するが、実施例での条件は、本発明の実施可能性及び効果を確認するために採用した一条件例であり、本発明は、この一条件例に限定されるものではない。本発明は、本発明の要旨を逸脱せず、本発明の目的を達成する限りにおいて、種々の条件を採用し得るものである。

表1及び2に示した成分を有する鋼を溶製し、鑄造して鋼片を製造した。なお、成分の値は、下位の桁数を四捨五入して求めた値である。

試料は、250tonの転炉で精錬し、連続鑄造してピレットとするか、又は、2tonの真空溶解炉で溶製し、鑄造した後、鑄片を1200に加熱して圧延し、ピレットとした。

得られた鋼片を熱間圧延し、直径8mmの圧延線材とした。伸線加工により、直径4mmの伸線材とした。その際、伸線し易い組織とするために伸線前にパテンティングした。パテンティングにおける加熱温度は十分に炭化物等が固溶するように900以上に加熱することが望ましく、発明例は930~950で加熱し、パテンティングした。

パテンティング及び伸線した鋼線の引張強度を調整するため、焼入れ焼戻し処理を施し、ばね用鋼線を製造した。

なお、伸線加工で断線が生じた試料(No.30、32、36)には、焼入れ焼戻し処理を施していない。

10

20

30

【 表 1 】

No.	化学成分(質量%)													Mn+V	Mo+WV	備考
	C		Si	Mn	P	S	Cr	V	Mo	W	Al	N				
1	0.73	2.08	0.67	0.008	0.005	0.91	0.10	0.08	0.11	0.002	0.004	0.77	0.20	本発明例		
2	0.69	2.00	0.64	0.003	0.005	0.94	0.07	0.14	0.12	0.002	0.003	0.71	0.26	本発明例		
3	0.74	2.23	0.67	0.005	0.006	1.16	0.10	0.14	0.06	0.002	0.003	0.77	0.20	本発明例		
4	0.69	2.42	0.72	0.005	0.006	1.08	0.20	0.13	0.06	0.001	0.004	0.91	0.19	参考例		
5	0.68	2.42	0.79	0.009	0.005	1.19	0.11	0.13	0.09	0.003	0.003	0.90	0.22	本発明例		
6	0.73	2.40	0.63	0.003	0.004	1.08	0.18	0.11	0.16	0.001	0.005	0.81	0.26	参考例		
8	0.68	2.49	0.73	0.006	0.006	1.05	0.10	0.13	0.08	0.003	0.005	0.83	0.20	本発明例		
9	0.74	2.10	0.74	0.005	0.007	1.03	0.14	0.12	0.15	0.001	0.003	0.88	0.26	参考例		
11	0.67	2.20	0.64	0.008	0.008	0.95	0.10	0.15	0.12	0.002	0.004	0.74	0.27	本発明例		
12	0.74	2.25	0.70	0.006	0.004	1.12	0.05	0.10	0.09	0.001	0.003	0.76	0.19	本発明例		
13	0.71	2.05	0.72	0.005	0.005	1.16	0.10	0.08	0.05	0.001	0.003	0.82	0.13	本発明例		
14	0.68	2.46	0.78	0.009	0.006	1.17	0.19	0.06	0.24	0.002	0.004	0.96	0.30	参考例		
15	0.72	2.25	0.90	0.009	0.004	1.13	0.19	0.14	0.09	0.002	0.006	1.09	0.22	参考例		
16	0.72	2.10	0.72	0.007	0.004	1.19	0.05	0.06	0.29	0.002	0.005	0.78	0.35	本発明例		
17	0.67	2.06	0.75	0.003	0.005	1.09	0.15	0.13	0.10	0.002	0.004	0.90	0.23	本発明例		
18	0.69	2.42	0.73	0.005	0.007	1.17	0.17	0.07	0.14	0.002	0.005	0.90	0.21	本発明例		

表 1

10

20

30

40

【表 2】

No.	化学成分(質量%)													Mn+V	Mo+W	備考
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Mo	W	Al	N					
19	0.64	2.12	0.67	0.004	0.007	1.02	0.08	0.09	0.11	0.001	0.005	0.75	0.20	比較例		
20	0.79	2.14	0.82	0.008	0.006	1.00	0.15	0.09	0.18	0.002	0.005	0.96	0.27	比較例		
21	0.70	1.75	0.96	0.006	0.007	1.00	0.15	0.06	0.19	0.001	0.003	1.11	0.25	比較例		
22	0.68	2.52	0.78	0.007	0.005	1.03	0.14	0.06	0.15	0.001	0.006	0.93	0.21	比較例		
23	0.70	2.39	0.42	0.007	0.007	1.14	0.06	0.11	0.17	0.001	0.005	0.48	0.28	比較例		
24	0.74	2.15	1.21	0.006	0.006	0.97	0.05	0.13	0.20	0.001	0.003	1.26	0.33	比較例		
25	0.72	2.09	0.78	0.008	0.007	0.75	0.06	0.09	0.08	0.003	0.006	0.84	0.17	比較例		
26	0.74	2.09	0.86	0.005	0.007	1.95	0.11	0.29	0.06	0.001	0.007	0.97	0.35	比較例		
27	0.70	2.12	0.71	0.008	0.003	1.15	0.01	0.12	0.13	0.001	0.004	0.72	0.25	比較例		
28	0.74	2.05	0.98	0.008	0.008	1.17	0.25	0.05	0.12	0.002	0.005	1.23	0.17	比較例		
29	0.69	2.33	0.77	0.008	0.009	0.91	0.14	0.01	0.13	0.001	0.005	0.91	0.14	比較例		
30	0.67	2.40	0.84	0.006	0.005	0.98	0.07	0.31	0.14	0.002	0.003	0.91	0.45	比較例		
31	0.74	2.16	0.89	0.007	0.007	0.93	0.13	0.12	0.01	0.002	0.003	1.02	0.12	比較例		
32	0.72	2.21	0.90	0.008	0.003	0.91	0.10	0.12	0.31	0.002	0.003	1.00	0.42	比較例		
33	0.70	2.24	0.52	0.008	0.005	0.97	0.05	0.09	0.10	0.003	0.005	0.57	0.18	比較例		
34	0.74	2.08	1.17	0.006	0.005	0.93	0.14	0.12	0.15	0.003	0.004	1.31	0.27	比較例		
35	0.71	2.34	1.01	0.005	0.007	1.02	0.08	0.05	0.07	0.002	0.004	1.09	0.12	比較例		
36	0.71	2.18	1.04	0.005	0.005	1.10	0.15	0.15	0.27	0.002	0.004	1.19	0.42	比較例		

下線は本発明の範囲外であることを意味する。

表 3 及び 4 に製造条件を示す。一部の伸線材には、連続的に伸線材を加熱炉(輻射炉)で加熱し、オイル槽内を通線して焼入れし、加熱した鉛槽などを通貨させて焼戻しを行う、いわゆるオイルテンパー処理(OT処理)で焼入れ焼戻し処理を行った。この場合は、伸線材を通線する加熱炉の温度は950、加熱時間は150秒、オイル槽の温度は50とした。

また、伸線材を高周波加熱し、水中に焼入れ、連続的に再度高周波加熱して焼戻す、高

10

20

30

40

50

周波焼入れ焼戻し（IQT処理）では、加熱温度を1000、加熱時間を15秒とした。焼入れ後の伸線材を、400～500で、1分加熱して焼戻し、引張強度を調整した。

なお、表4の焼入れ加熱温度及び熱処理方法の欄の「-」は、伸線加工で断線が生じ、焼入れ焼戻し処理を行っていないことを意味する（No. 30、32、36）。

【表3】

表3

No.	圧延	パテンティング	焼入れ	熱処理方法
	加熱温度 (°C)	加熱温度 (°C)	加熱温度 (°C)	
1	1200	930	1010	IQT処理
2	1200	930	950	OT処理
3	1200	930	950	OT処理
4	1200	930	950	OT処理
5	1200	930	1010	IQT処理
6	1200	930	1010	IQT処理
8	1200	930	1010	IQT処理
9	1200	930	950	OT処理
11	1200	930	950	OT処理
12	1200	930	950	OT処理
13	1200	930	950	OT処理
14	1200	930	950	OT処理
15	1200	930	950	OT処理
16	1200	930	950	OT処理
17	1200	930	950	OT処理
18	1200	930	950	OT処理

10

20

【表 4】

表 4

No.	圧延	パテンティング	焼入れ	熱処理方法
	加熱温度 (°C)	加熱温度 (°C)	加熱温度 (°C)	
19	1200	950	950	OT処理
20	1200	950	950	OT処理
21	1200	950	950	OT処理
22	1200	950	950	OT処理
23	1200	950	950	OT処理
24	1200	950	950	OT処理
25	1200	950	950	OT処理
26	1200	950	950	OT処理
27	1200	950	950	OT処理
28	1200	950	950	OT処理
29	1200	950	950	OT処理
30	1200	950	—	—
31	1200	950	950	OT処理
32	1200	950	—	—
33	1200	950	950	OT処理
34	1200	950	950	OT処理
35	1200	950	950	OT処理
36	1200	950	—	—

下線は本発明の範囲外であることを意味する。

得られたばね用鋼線から試料を採取し、旧オーステナイト粒度、残留オーステナイトの体積率、炭化物の評価、引張試験、ノッチ曲げ試験、ピッカース硬さ試験に供した。

疲労特性は、ばねの製造を模擬した処理（以下、ばね製造処理という。）として、加工後のばねに施す窒化処理を模した熱処理（500、60分）、ショットピーニング（カットワイヤーの直径0.6mm、20分）及び低温歪取り処理（180、20分）を施して評価した。

旧オーステナイト粒度番号は、JIS G 0551に準拠して測定した。炭化物の円相当径及び存在密度は、電解エッチングを施した試料を用いて、SEM組織写真を撮影し、画像処理して測定した。

残留オーステナイトの体積率は、磁気測定法によって測定した。

ピッカース硬さは、JIS Z 2244に準拠して測定した。また、高温での窒化処理を模擬した熱処理として、500で1時間保持する加熱処理を行った試料のピッカース硬さも、同様にして測定した。JIS Z 2201の9号試験片を用いて、JIS Z 2241に準拠して測定した。

疲労試験は中村式回転曲げ疲労試験であり、10本のサンプルが50%以上の確率で $10^7$ サイクル以上の寿命を示す最大負荷応力を平均疲労強度とした。

ノッチ曲げ試験は、冷間コイリング性を評価する試験であり、以下のようにして行った。図2に示す、先端の角度が120°であるポンチ2を用いて、試験片に最大深さ30μmの溝（ノッチ）を設けた。なお、図3に示すように、ノッチは、試験片3の長手方向の中央部に、長手方向と直角に設けた。

次に、図4に示すように、ノッチ4の反対側から、押金具5により最大引張応力の荷重Pを負荷し、3点曲げ変形を加えた。なお、押金具の先端の曲率半径rは4.0mmとし、支え間の距離Lは、 $L = 2r + 3D$ とした。ここで、Dは試験片の直径である。

ノッチ部から破断するまで曲げ変形を加え続け、破断時の曲げ角度（ノッチ曲げ角度）を図5に示したようにして測定した。

なお、試験片が分離した場合は、破断部を付き合わせて、ノッチ曲げ角度を測定した。本発明では、ノッチ曲げ角度が $28^{\circ}$ 以上のものを、冷間コイリング性が良好であると判断した。

表5及び6に、旧オーステナイト粒度番号、残留オーステナイト量（体積％）、炭化物の円相当径と存在密度、引張強度、ノッチ曲げ角度、平均疲労強度及び焼鈍前後のビッカース硬さを示す。

【 表 5 】

表 5

No.	金属組織		球状炭化物		引張特性		冷間コイルゲ性		疲労強度		焼戻し軟化特性		備考
	旧 オーステナイト 結晶粒度番号	残留 オーステナイト %	0.2~0.5 $\mu\text{m}^{*1}$	>0.5 $\mu\text{m}^{*2}$	引張 強度 MPa	0.2% 耐力 MPa	ノッチ曲げ	中村式 回転曲げ MPa	熱処理 前	熱処理 後	HV		
			個/ $\mu\text{m}^2$	個/ $\mu\text{m}^2$									
1	10	11.6	0.02	0.01	2205	1562	32	814	607	584	HV	本発明例	
2	11	9.6	0.05		2185	1472	36	806	604	585		本発明例	
3	11	10.6	0.03	0.01	2175	1610	33	817	605	592		本発明例	
4	11	6.1	0.04		2161	1575	34	801	599	579		参考例	
5	11	12.5	0.05		2243	1611	33	816	624	604		本発明例	
6	12	7.0	0.05	0.01	2163	1792	34	806	599	585		参考例	
8	11	7.3	0.02		2272	1794	34	794	625	595		本発明例	
9	10	6.2	0.03	0.01	2277	1616	34	808	627	597		参考例	
11	13	10.9	0.04		2210	1586	34	797	610	592		本発明例	
12	10	11.4	0.05	0.01	2187	1500	32	813	608	589		本発明例	
13	12	12.1	0.03		2254	1791	35	801	627	584		本発明例	
14	12	8.0	0.05		2108	1571	38	799	588	575		参考例	
15	11	11.1	0.04	0.01	2160	1539	37	818	601	589		参考例	
16	13	9.2	0.04	0.01	2223	1767	35	818	604	593		本発明例	
17	11	11.9	0.06		2141	1484	38	800	593	576		本発明例	
18	10	6.8	0.03		2280	1824	31	807	631	602		本発明例	

\*1 : 円相当径0.2~0.5 $\mu\text{m}$ の球状炭化物の存在密度である。\*2 : 円相当径0.5 $\mu\text{m}$ 超の球状炭化物の存在密度であり、空欄は、存在密度が0.01個/ $\mu\text{m}^2$ 未満であることを意味する。

【表6】

表6

No.	金属組織		球状炭化物		引張特性		冷間コイリング性		疲労強度 中村式 回転曲げ MPa	焼戻し軟化特性		備考
	旧 オーステナイト 結晶粒度番号	残留 オーステナイト %	0.2~0.5 $\mu\text{m}^*$ 個/ $\mu\text{m}^2$	>0.5 $\mu\text{m}^{*2}$ 個/ $\mu\text{m}^2$	引張 強度 MPa	0.2% 耐力 MPa	ノッチ曲げ deg	熱処理 前 HV		熱処理 後 HV		
19	13	2.1	0.06		2089	1337	35	776	550	513	比較例	
20	13	16.0	0.08	0.02	2234	1866	28	788	616	595	比較例	
21	13	11.6	0.03		2234	1301	32	777	605	527	比較例	
22	13	9.9	0.03		2219	1498	27	774	612	590	比較例	
23	11	2.3	0.03		2296	2208	27	797	632	556	比較例	
24	11	16.0	0.02	0.01	2108	1831	27	803	621	598	比較例	
25	12	8.8	0.02		2089	1570	34	779	545	513	比較例	
26	10	11.3	0.12		2288	1811	22	801	605	593	比較例	
27	9	3.2	0.06		2191	1548	32	773	592	529	比較例	
28	12	17.1	0.09	0.01	2244	1859	25	775	611	561	比較例	
29	13	7.1	0.03		2226	1796	32	774	601	567	比較例	
30					-						比較例	
31	11	9.6	0.05	0.01	2209	1666	36	771	590	548	比較例	
32					-						比較例	
33	11	3.1	0.04		2292	2086	26	809	630	590	比較例	
34	10	18.2	0.02	0.01	2254	1082	27	783	598	556	比較例	
35	10	12.3	0.04		2139	1520	34	776	573	549	比較例	
36					-						比較例	

下線は本発明の範囲外であることを意味する。

\*1：円相当径0.2~0.5 $\mu\text{m}$ の球状炭化物の存在密度である。

\*2：円相当径0.5 $\mu\text{m}$ 超の球状炭化物の存在密度であり、空欄は、存在密度が0.01個/ $\mu\text{m}^2$ 未満であることを意味する。

表5に示したように、本発明の高強度ばね用鋼線は、引張強度が高く、冷間コイリング性が良好であり、焼戻し軟化特性が良好であり、また、ばね製造処理後の疲労特性（以下、ばね疲労特性という。）にも優れている。したがって、本発明の高強度ばね用鋼線を素材とすれば、疲労特性に優れた高強度ばねを製造することができることを確認できた。

一方、表6には、本発明の範囲外である比較例を示した。

No. 19はC量が不足し、強度が低下した例であり、ばね疲労特性及び焼戻し軟化抵

10

20

30

40

50

抗が低下している。なお、No. 19は、引張強度が低いため、残留オーステナイトは少ないが、冷間コイリング性は良好である。一方、No. 20は、C量が過剰であり、強度は高いものの、球状炭化物の増加及び粗大化や、残留オーステナイト量が増加し、冷間コイリング性及びばね疲労特性が低下している。

No. 21は、Si量が少ない例であり、焼戻し軟化抵抗が低下している。一方、No. 22は、Si量が過剰であり、冷間コイリング性が低下した例である。

また、No. 23は、Mn量が少なく、残留オーステナイトが不足して、冷間コイリング性が低下した例である。一方、No. 24は、Mn量が過剰であり、残留オーステナイトが増加し、加工誘起マルテンサイトの生成によって冷間コイリング性が低下した例である。

10

No. 25はCr量が少なく、強度が低下した例である。一方、No. 26はCr量が過剰であるため、比較的微細な球状炭化物が増加して、冷間コイリング性及びばね疲労特性が低下した例である。

また、No. 27はV量が少なく、旧オーステナイトの粒径が大きくなり、残留オーステナイトが不足した例である。この場合、コイリング性などは良好であるが、ばね疲労特性が十分ではなく、また、焼鈍後の硬さも十分ではなかった。No. 28は、Vが多く、残留オーステナイトが過剰に発生し、比較的微細な球状炭化物が増加して、冷間コイリング性が低下した例である。また焼鈍後のばね疲労特性も発明例に劣った。未溶解炭化物中に多くのVが消費されていたため、焼鈍時の硬さも十分ではない。

No. 29はMo量が少なく、No. 31はW量が少なく、焼戻し軟化抵抗が劣化した例である。一方、No. 30はMo量が多く、No. 32はW量が多く、伸線時に断線し、高強度ばね用鋼線が得られなかった例である。No. 35は、Mo及びWの含有量の合計が少なく、焼戻し軟化抵抗が劣化した例であり、疲労強度も不十分である。一方、No. 36は、Mo及びWの含有量の合計が多く、伸線時に断線し、高強度ばね用鋼線が得られなかった例である。

20

No. 33は、Mn及びVの含有量の合計が少なく、残留オーステナイト量が不足し、冷間コイリング性が低下した例である。一方、No. 34は、Mn及びVの含有量の合計が多く、残留オーステナイト量が増加し、加工誘起マルテンサイトに起因して冷間コイリング性が低下した例である。

#### 【産業上の利用可能性】

30

#### 【0010】

前述したように、本発明によれば、冷間コイリング性に優れ、かつ、優れた軟化抵抗に優れた高強度ばね用鋼線を提供することができるため、耐久性に優れた高強度ばねを得ることができ、ばねを使用した機械部品の小型化に寄与する。本発明は、工業上、利用価値の高いものである。

#### 【符号の説明】

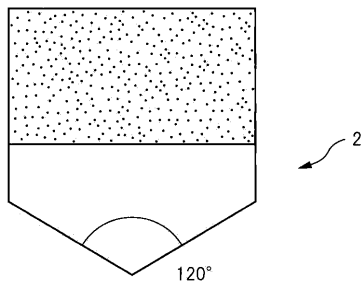
#### 【0011】

- 1 球状炭化物
- 2 ポンチ
- 3 試験片
- 4 ノッチ
- 5 押金具
- P 荷重
- L 支え間の距離
- ノッチ曲げ角度

40

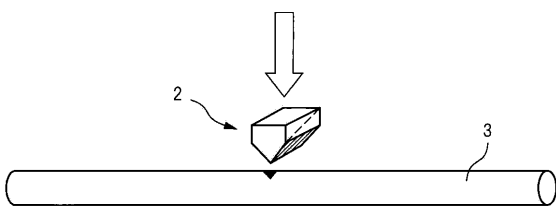
【 図 2 】

Fig.2



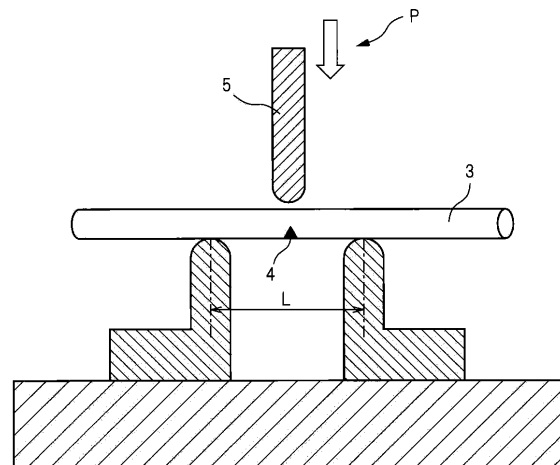
【 図 3 】

Fig.3



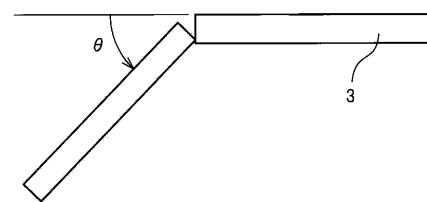
【 図 4 】

Fig.4



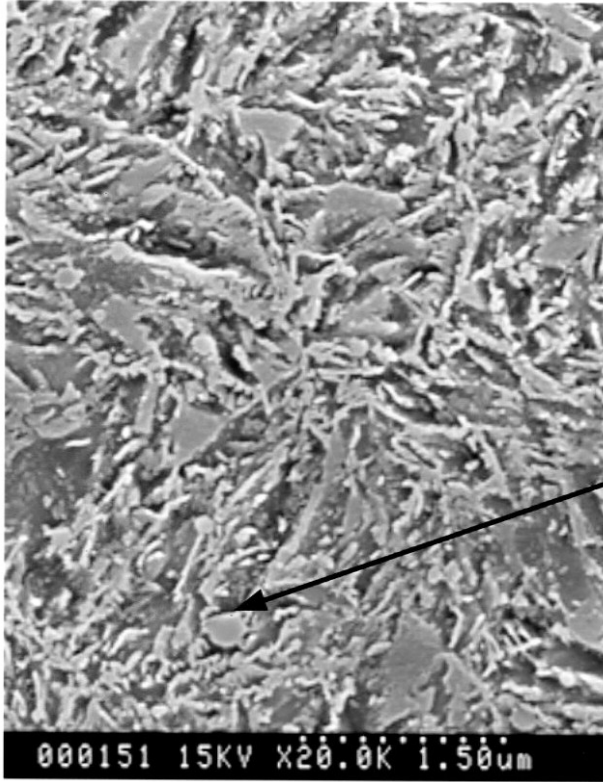
【 図 5 】

Fig.5



【図 1】

Fig.1



## フロントページの続き

- (74)代理人 100113918  
弁理士 亀松 宏
- (74)代理人 100140121  
弁理士 中村 朝幸
- (74)代理人 100111903  
弁理士 永坂 友康
- (72)発明者 橋村 雅之  
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内
- (72)発明者 出町 仁  
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内
- (72)発明者 金須 貴之  
東京都千代田区丸の内二丁目6番1号 新日本製鐵株式会社内
- (72)発明者 鈴木 章一  
千葉県習志野市東習志野7-5-1 鈴木金属工業株式会社内
- (72)発明者 末廣 智信  
千葉県習志野市東習志野7-5-1 鈴木金属工業株式会社内
- (72)発明者 川口 純  
千葉県習志野市東習志野7-5-1 鈴木金属工業株式会社内
- (72)発明者 前川 恵一  
埼玉県和光市中央1丁目4番1号 株式会社本田技術研究所内
- (72)発明者 村上 敦  
埼玉県和光市中央1丁目4番1号 株式会社本田技術研究所内

審査官 佐藤 陽一

(56)参考文献 国際公開第2007/114491(WO, A1)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00 - 38/60