

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4423254号
(P4423254)

(45) 発行日 平成22年3月3日(2010.3.3)

(24) 登録日 平成21年12月11日(2009.12.11)

(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 2 C 38/50	(2006.01)	C 2 2 C 38/50
C 2 1 D 9/02	(2006.01)	C 2 1 D 9/02 A

請求項の数 3 (全 17 頁)

(21) 出願番号	特願2005-349113 (P2005-349113)	(73) 特許権者	000001199
(22) 出願日	平成17年12月2日 (2005.12.2)		株式会社神戸製鋼所
(65) 公開番号	特開2007-154240 (P2007-154240A)		兵庫県神戸市中央区脇浜町二丁目10番26号
(43) 公開日	平成19年6月21日 (2007.6.21)	(74) 代理人	100075409
審査請求日	平成19年9月28日 (2007.9.28)		弁理士 植木 久一
		(74) 代理人	100115082
			弁理士 菅河 忠志
		(74) 代理人	100125184
			弁理士 二口 治
		(74) 代理人	100125243
			弁理士 伊藤 浩彰
		(72) 発明者	▲高▼知 琢哉
			神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会
			社神戸製鋼所 神戸総合技術研究所内
			最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 コイリング性と耐水素脆化特性に優れた高強度ばね鋼線

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0.4 ~ 0.60%、

Si : 1.7 ~ 2.5%、

Mn : 0.1 ~ 0.4%、

Cr : 0.5 ~ 2.0%、

P : 0.015%以下(0%を含まない)、

S : 0.015%以下(0%を含まない)、

N : 0.006%以下(0%を含まない)、

Al : 0.001 ~ 0.07%

を満たし、残部が鉄及び不可避不純物からなるものであって、

旧オーステナイト平均粒径：12 μm以下、

残留オーステナイト量：全組織に対する体積率で1.0 ~ 8.0%、

残留オーステナイト平均粒径：300 nm以下、及び

残留オーステナイト最大粒径：800 nm以下を満たし、

更に引張強度が1900 MPa以上であることを特徴とするコイリング性と耐水素脆化特性に優れた高強度ばね鋼線。

【請求項2】

更に、質量%で、

Ni : 1.0%以下(0%を含まない)、及び/又は
Cu : 1.0%以下(0%を含まない)
を含む請求項1に記載の高強度ばね鋼線。

【請求項3】

更に、質量%で、

Ti : 0.1%以下(0%を含まない)、

V : 0.2%以下(0%を含まない)、

Nb : 0.1%以下(0%を含まない)、及び

Mo : 1.0%以下(0%を含まない)

よりなる群から選択される1種以上を含む請求項1または2に記載の高強度ばね鋼線。

10

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、コイルリング性と耐水素脆化特性に優れた高強度ばね鋼線に関するものであり、殊に、引張強度1900MPa以上の高強度領域においてコイルリング性と耐水素脆化特性の高められたばね鋼線に関するものである。

【背景技術】

【0002】

自動車の軽量化ニーズに伴う自動車部品の小型化、薄肉化の要求を受けて、自動車の足回り部品である懸架ばね等のばね部品にも高強度化が求められている。しかし鋼材の強度を高めると、大気疲労特性は高まるが一般に腐食疲労特性は低下する傾向にあり、鋼材強度と共に大気疲労特性と腐食疲労特性を高めることは難しい。

20

【0003】

高強度領域での腐食疲労特性を高めるべく、耐食性を向上させたり水素をトラップする等の改善がなされているが、これらの方法では要求レベルの向上に伴い合金元素添加量が増加して、材料コストが高くなったり製造性が悪くなる等の問題が生じていた。

【0004】

このような背景から、合金元素量を増加させずに製造工程面から材質を改善する方法も試みられている。例えば特許文献1には、冷間巻きばねの製造工程における焼入れ焼戻し処理条件を改良して、使用鋼材の靱性や耐へたり性を改善することで、該特性を損なうことなく最終製品である懸架ばねの高強度化を実現できた旨示されている。

30

【0005】

この様に冷間巻きばねの場合、製造工程面から材質を改善しやすいといったメリットがある。下記に熱間巻きばねと冷間巻きばねの製造工程をそれぞれ示すが、冷間巻きばね製造工程では、熱間巻きばね製造工程と異なり焼入れ焼戻し後にばね巻き加工を行うため、熱間巻きばね製造工程と比べて焼入れ焼戻し処理条件の制限が少ないからである。

< 熱間巻きばね製造工程 >

ばね用鋼 酸洗 引抜き 加熱 熱間ばね巻き加工 焼入れ 焼戻し
セッチング ショットピーニング 塗装 製品

< 冷間巻きばね製造工程 >

ばね用鋼 酸洗 引抜き 加熱 焼入れ 焼戻し 冷間ばね巻き加工
歪取焼鈍 セッチング ショットピーニング 塗装 製品

40

【0006】

しかしながら冷間巻きばねの場合、熱間巻きばねの様にばね巻き加工後に焼入れ焼戻しして強度を調整するのではなく、焼入れ焼戻し後にばね巻き加工を施すため、高強度かつ加工性の低い鋼線をばね巻き加工に供することとなり、ばね巻き時に折損し易くなる。このような傾向は高強度化が進むにつれ著しくなる。よって冷間巻きばねの製造に用いられる焼入れ焼戻し後の鋼線(ばね鋼線)には、優れた延性(コイルリング性)が備わっていることが要求される。

【0007】

50

この様な要望に対し、例えば特許文献2には、Nb添加によりオーステナイトの微細化とマトリクス中のC低減を図り、コイリング性を確保しつつ高強度化する方法が開示されている。また特許文献3には、TiとNの添加量を調整することによって、TiNによりオーステナイトを微細化させ、高強度かつ優れた延性を確保できた旨示されている。しかし、両技術共に合金元素の添加を必要とするものであり、冷間巻きばねのメリットの一つである低コスト化や製造性の向上を達成することは難しい。

【0008】

合金元素量を増加させずに高強度ばね鋼線のコイリング性と遅れ破壊特性、疲労特性を高めた技術として、特許文献4には、オーステナイト粒の微細化と、炭化物の存在密度及びそのサイズを制御すればよい旨示されている。しかし上記要件を満たすよう製造するには、短時間で高温加熱する技術を別途導入する必要がある汎用的でない。

10

【0009】

ところで冷間巻きばねの製造工程では、焼入れ焼戻された鋼線がコイル状に巻き取られ、応力の負荷された状態で結束されてコイリングまで保管されるが、この間に置き割れが生じる場合がある。置き割れは、熱処理工程や環境から鋼線中に侵入した水素による一種の水素脆化現象であり、鋼線を高強度化するほど水素脆化の感受性が高くなるので発生しやすくなる。よって冷間巻きばねの製造に用いられる鋼線は、熱間巻きばねに使用される鋼線よりも水素脆化に対する耐性(耐水素脆化特性)に優れていることも要求される。

【0010】

ばね鋼線の耐水素脆化特性向上を検討した技術として、例えば特許文献5には、V、Mo、Ti、Nb、Zrを添加して、これらの析出物を水素トラップサイトとして存在させることで、耐水素疲労特性の良好な引張強度が1700MPa以上のばね鋼線が得られる旨示されている。しかしこの技術も多量の合金元素を要し、かつ前記析出物を得るには500以上の高温焼戻しが必要となることから、高強度と耐へたり性を確保することが難しい。

20

【0011】

上記の通り、低廉化と高性能化に有利な冷間巻きばねを対象に、懸架ばね等の過酷な環境下で使用されるばねの高強度化(引張強度1900MPa以上)を実現するには、冷間巻きばねの製造に用いられる高強度ばね鋼線(焼入れ焼戻し鋼)が、良好なコイリング性と耐水素脆化特性を併せ持つ必要がある。しかし従来技術では、引張強度1900MPa以上の高強度ばね鋼線のコイリング性と耐水素脆化特性を同時に高めることについて、ほとんど検討されていない。特に、低廉かつ汎用性のある冷間巻きばねの利点を損なうことなく、コイリング性と耐水素脆化特性を同時に高めた技術は皆無に等しい。

30

【特許文献1】特開昭59-96246号公報

【特許文献2】特開平7-26347号公報

【特許文献3】特開平11-29839号公報

【特許文献4】特開2002-180198号公報

【特許文献5】特開2001-288539号公報

【発明の開示】

【発明が解決しようとする課題】

40

【0012】

本発明は上記事情に鑑みてなされたものであって、その目的は、冷間巻きばね製造においてコイリングを良好に行うことができ、かつ耐水素脆化特性の高められた引張強度が1900MPa以上の高強度ばね鋼線を提供することにある。尚、本発明のばね鋼線を、冷間巻きばね鋼線よりもコイリング性等の要求特性レベルの低い熱間巻きばね鋼線に適用することも勿論可能である。

【課題を解決するための手段】

【0013】

本発明に係るコイリング性と耐水素脆化特性に優れた高強度ばね鋼線は、C:0.4~0.60%(質量%の意味、成分組成について以下同じ)、Si:1.7~2.5%、M

50

n : 0 . 1 ~ 0 . 4 %、Cr : 0 . 5 ~ 2 . 0 %、P : 0 . 0 1 5 %以下 (0 %を含まない)、S : 0 . 0 1 5 %以下 (0 %を含まない)、N : 0 . 0 0 6 %以下 (0 %を含まない)、Al : 0 . 0 0 1 ~ 0 . 0 7 %を満たし、残部が鉄及び不可避不純物からなるものであって、

旧オーステナイト平均粒径 : 1 2 μ m以下、

残留オーステナイト量 : 全組織に対する体積率で 1 . 0 ~ 8 . 0 %、

残留オーステナイト平均粒径 : 3 0 0 nm以下、及び

残留オーステナイト最大粒径 : 8 0 0 nm以下を満たし、

更に引張強度が 1 9 0 0 MPa以上であるところに特徴がある。

【 0 0 1 4 】

本発明の高強度ばね鋼線は、更に、Ni : 1 . 0 %以下 (0 %を含まない)、及び / 又はCu : 1 . 0 %以下 (0 %を含まない)を含んでいてもよい。また更に、Ti : 0 . 1 %以下 (0 %を含まない)、V : 0 . 2 %以下 (0 %を含まない)、Nb : 0 . 1 %以下 (0 %を含まない)、及びMo : 1 . 0 %以下 (0 %を含まない)よりなる群から選択される 1 種以上を含んでいてもよい。

【 発明の効果 】

【 0 0 1 5 】

本発明によれば、熱間ばね巻き工程は勿論、冷間ばね巻き工程においても良好にコイルングを行うことができ、かつ耐水素脆化特性の高められた引張強度が 1 9 0 0 MPa以上の高強度ばね鋼線が得られる。その結果、遅れ破壊等の極めて生じ難い自動車用部品として高強度の懸架ばね等を安価で供給することができる。

【 発明を実施するための最良の形態 】

【 0 0 1 6 】

本発明者らは、合金元素を多量に添加せずとも、高強度かつ耐水素脆化特性の高められた冷間巻きばねを良好に製造するためのばね鋼線を得べく鋭意研究を行なった。その結果、成分組成を規定すると共に、下記の通り組織の形態として旧オーステナイト平均粒径、残留オーステナイト量およびそのサイズを制御すればよいことを見出し、本発明に想到した。

【 0 0 1 7 】

以下、本発明を特徴付ける組織について詳述する。

【 0 0 1 8 】

旧オーステナイト平均粒径 : 1 2 μ m以下

まず本発明では旧オーステナイト平均粒径を 1 2 μ m以下とする。旧オーステナイト平均粒径を微細化すれば、旧オーステナイト粒界等に生じる応力集中を低減でき、鋼の靱延性と耐水素脆化特性を同時に向上できるからである。好ましくは 1 0 μ m以下であり、更に好ましくは 8 μ m以下である。

【 0 0 1 9 】

残留オーステナイト量 : 全組織に対する体積率で 1 . 0 % ~ 8 . 0 %

一般に炭素鋼を焼入れ処理すると、残留オーステナイトが少なからず存在するが、その後、例えば約 2 5 0 °Cで焼戻すと該残留オーステナイトは分解するといわれている。しかしながら、鋼材の高強度化に伴いC量と合金成分が増加すると、焼入れ時に存在する残留オーステナイトが増加し、焼戻し時に分解し難くなる。この様に焼戻し後の鋼材に残留オーステナイトが多量に存在すると、該残留オーステナイトがコイルングの際に加工誘起変態して、ばねが折損する場合がある (特開 2 0 0 3 - 3 2 4 1 号公報参照) 。

【 0 0 2 0 】

しかし本発明者らは、残留オーステナイトの量と形態 (サイズ) を制御すれば、残留オーステナイトが焼戻し後の靱延性向上に寄与すると共に、耐水素脆化特性の向上にも効果的であることを見出した。詳細には、残留オーステナイトが存在すると、鋼材の強度がある程度低下するため、延性が高まると共に、水素脆化に対する感受性が低減して耐水素脆化特性が向上する。また、残留オーステナイトは水素トラップサイトとしても有効に作用

10

20

30

40

50

するため、該観点からも耐水素脆化特性の向上に効果的である。

【 0 0 2 1 】

該効果は、残留オーステナイトを一定量確保することで発揮され、本発明では全組織に対する体積率で 1 . 0 % 以上存在させることとした。残留オーステナイト量が増加すると、水素トラップ効果がより高まると共に水素脆化に対する感受性が低下して耐水素脆化特性が向上する。よって残留オーステナイトは、好ましくは 1 . 2 % 以上、より好ましくは 1 . 5 % 以上存在させる。しかしながら残留オーステナイト量が多すぎると、コイリング時の残留オーステナイト分解でトラップされていた水素が多量に放出され、水素脆化を引き起こし易くなるので、残留オーステナイト量を全組織に対する体積率で 8 . 0 % 以下とした。好ましくは 7 . 5 % 以下である。

10

【 0 0 2 2 】

残留オーステナイト平均粒径：300 nm 以下、

残留オーステナイト最大粒径：800 nm 以下

上記量の残留オーステナイトを確保しても、コイリング等により加工誘起変態して減少すると、優れた靱延性や耐水素脆化特性を維持することができない。そこで本発明者らが検討した結果、上記残留オーステナイト粒を微細化すれば加工誘起変態し難くなり、かつ加工誘起後の局所的な応力集中も緩和でき、置き割れやコイリング破損等を防止できることがわかった。

【 0 0 2 3 】

具体的には、残留オーステナイト平均粒径が 300 nm 以下で、かつ残留オーステナイト最大粒径が 800 nm 以下となるように制御する。残留オーステナイト平均粒径が 300 nm 以下であれば、コイリング時に加工誘起変態しても極度の応力集中を招かず破損を防止できる。残留オーステナイト平均粒径は、好ましくは 280 nm 以下、より好ましくは 260 nm 以下である。併せて残留オーステナイト最大粒径を制御することも重要であり、該残留オーステナイト最大粒径を 800 nm 以下とすることで、焼入れ焼戻し後の巻取り時に加工誘起変態し難くなり、置き割れを抑制することができる。残留オーステナイト最大粒径は、好ましくは 600 nm 以下、より好ましくは 500 nm 以下である。

20

【 0 0 2 4 】

上記残留オーステナイト量は、X線回折、飽和磁化法、EBS P (Electron Back Scattering Pattern) 法等で測定できるが(神戸製鋼技報vol.52(2002)p.43で紹介)、中でも飽和磁化法が測定精度が高いので推奨される。

30

【 0 0 2 5 】

また、残留オーステナイトのサイズ(平均粒径と最大粒径)は、TEM (Transmission Electron Microscope) や SEM (Scanning Electron Microscope) / EBS P 法を用いて測定することが可能である。尚、TEM では、観察視野が狭く一定領域の観察に時間を要するため、以下の通り SEM / EBS P 法を用いて残留オーステナイトのサイズを測定することが推奨される。

【 0 0 2 6 】

即ち、試料(棒状)の圧延方向と垂直な面(横断面)における D (直径) / 4 部位(総測定面積は 10000 μm^2 以上、測定間隔は 0.03 μm) を測定対象とし、当該測定面まで研磨する際には、残留オーステナイトの変態を防ぐため電解研磨を行う。そして、SEM 観察した領域をその場で同時に EBS P 検出器によって解析することのできる「EBS P 検出器を備えた FE-SEM」を用い、SEM の鏡筒内にセットした試料に電子線を照射する。次に、スクリーン上に投影される EBS P 画像を高感度カメラ(Dage-MTI Inc. 製 VE-1000-SIT)で撮影し、コンピューターに画像として取り込み、既知の結晶系[残留オーステナイトの場合は FCC 相(面心立方格子)]を用いたシミュレーションによるパターンとの比較で決定した FCC 相をカラーマップする。この様にしてマッピングされた領域の面積を測定し、その面積の円近似から直径を求めて、測定領域における残留オーステナイト粒の平均粒径及び最大粒径を求めればよい。

40

【 0 0 2 7 】

50

本発明は、上述の通り、特に組織形態を制御する点に特徴があるが、この様な組織形態を容易に制御し、かつ規定の強度を発揮するばね鋼線を得るには、下記の通り成分組成を制御することが必要である。

【 0 0 2 8 】

C : 0 . 4 ~ 0 . 6 0 %

Cは、高強度を確保するのに必要な元素であり0.4%以上含有させる。好ましくは0.42%以上である。しかしC量が過剰になると、焼入れ焼戻し後の残留オーステナイト量が増量し、耐水素脆化特性が低下する場合がある。またCは、耐食性を劣化させる元素でもあることから、最終製品であるばね製品（懸架ばね等）の腐食疲労特性を高めるにはC量を抑える必要があり、本発明では0.60%以下とした。好ましくは0.59%以下

10

【 0 0 2 9 】

S i : 1 . 7 ~ 2 . 5 %

S iは、ばねに必要な耐へたり性の向上に有効な元素であり、本発明で対象とする強度レベルのばねに必要な耐へたり性を得るには、S i量を1.7%以上とする必要がある。好ましくは1.8%以上である。一方、S iは脱炭を促進させる元素でもあるため、過度のS iは鋼材表面の脱炭層形成を促進し、脱炭層削除のためピーリング工程が必要となり、製造コストの面で不都合である。よって、本発明ではS i量の上限を2.5%とした。好ましくは2.4%以下である。

【 0 0 3 0 】

M n : 0 . 1 ~ 0 . 4 %

M nは、脱酸元素として利用されると共に、鋼中の有害元素であるSとM n Sを形成して無害化する有益な元素である。この様な効果を有効に発揮させるにはM nを0.1%以上含有させる。好ましくは0.12%以上である。しかしM nが過剰に含まれると、偏析帯が形成されて材質のばらつきや焼き割れが生じる。また焼入れ時に偏析部で粗大残留オーステナイトが形成され、焼戻し時に分解し難いので材料特性に悪影響を及ぼす。これらの理由から、本発明ではM n量を0.4%以下とする。好ましくは0.38%以下である。

20

【 0 0 3 1 】

C r : 0 . 5 ~ 2 . 0 %

C rは、焼戻し後の強度確保や耐食性向上に有効な元素であり、特に高レベルの耐食性が要求される懸架ばねに重要な元素である。この様な効果を発揮させるにはC rを0.5%以上含有させる。好ましくは0.7%以上である。しかしC r量が過剰になると、難溶性のC rリッチな炭化物が形成され、焼入れ時に十分固溶されず却って所望の強度を確保できなくなる。よってC r量は2.0%以下とした。好ましくは1.9%以下である。

30

【 0 0 3 2 】

P : 0 . 0 1 5 % 以下 (0 % を含まない)

Pは、鋼材の靱延性を劣化させる有害元素であるため低い方が望ましく、その上限を0.015%とする。好ましくは0.01%以下、より好ましくは0.008%以下に抑える。

40

【 0 0 3 3 】

S : 0 . 0 1 5 % 以下 (0 % を含まない)

Sも、上記Pと同様に鋼材の靱延性を劣化させる有害元素であるため低い方が望ましく、その上限を0.015%とする。好ましくは0.01%以下、より好ましくは0.008%以下である。

【 0 0 3 4 】

N : 0 . 0 0 6 % 以下 (0 % を含まない)

Nは、固溶状態で存在すると鋼材の靱延性及び耐水素脆化特性を劣化させる。但し、A l、T i等が存在すると窒化物を形成して組織を微細化させる効果がある。本発明では、固溶Nを極力低減させるため、N量を0.006%以下とした。好ましくは0.005%

50

以下、より好ましくは0.004%以下である。

【0035】

Al: 0.001~0.07%

Alは、主に脱酸元素として添加される。また、NとAlNを形成して固溶Nを無害化すると共に組織の微細化にも寄与する。これらの効果を十分に発揮させるには、Al量を0.001%以上とする必要がある。特に固溶Nを固定させるには、N量(質量%)の2倍を超えるようAlを含有させることが好ましい。しかし、AlはSiと同様に脱炭を促進させる元素でもあるため、Siを多く含有するばね鋼線ではAl量を抑える必要があり、本発明では0.07%以下とした。好ましくは0.06%以下である。

【0036】

本発明で規定する含有元素は上記の通りであって、残部は鉄及び不可避不純物であり、該不可避不純物として、原料、資材、製造設備等の状況によって持ち込まれる元素の混入が許容され得る。更に、下記元素を積極的に含有させて特性を一段と高めることも有効である。

【0037】

Ni: 1.0%以下(0%を含まない)

Niは、表層脱炭を抑制したり耐食性を向上するのに有効な元素であり、この様な効果を発揮させるには、Niを0.2%以上含有させることが好ましい。しかし過度に含まれると、焼入れ後の残留オーステナイト量が極端に増え、鋼材の靱延性が劣化する場合があるので、本発明では上限を1.0%とした。特に熱間加工割れやコスト低減の観点からは0.7%以下とするのが好ましく、より好ましくは0.5%以下である。

【0038】

Cu: 1.0%以下(0%を含まない)

Cuは、上記Niと同様に表層脱炭を抑制したり耐食性を向上するのに有効な元素である。この様な効果を発揮させるには、Cuを0.2%以上含有させることが好ましい。しかし過度に含まれると、熱間加工時に割れが発生したり、焼入れ後の残留オーステナイト量が極端に増え鋼材の靱延性が劣化する場合がある。よって本発明ではCu量の上限を1.0%とした。好ましくは0.7%以下、より好ましくは0.5%以下である。尚、Cuが0.5%を超える場合には、同量もしくはそれ以上のNiを存在させる[Ni量(質量%) Cu量(質量%)]ことによってCuによる熱間脆性を抑制できる。

【0039】

Ti: 0.1%以下(0%を含まない)

Tiは、NやSと窒化物や硫化物を形成してこれらの元素を無害化する作用を有する。またTiは炭窒化物を形成して組織を微細化する効果も有する。これらの効果を発揮させるには、0.02%以上かつ[3.5×N量(質量%)]超のTiを存在させるのがよい。しかしTi量が過剰になると、粗大なTiNが形成され靱延性が劣化する場合がある。よって本発明では、Ti量の上限を0.1%とした。コスト低減の観点からは0.07%以下に抑えることが好ましい。

【0040】

V: 0.2%以下(0%を含まない)

Vは、CやNと炭窒化物を形成し、主に組織微細化に寄与する元素である。この様な効果を発揮させるには、Vを0.02%以上含有させるのが好ましく、より好ましくは0.05%以上である。しかしV量が過剰になると、焼入れ性が不必要に高まり圧延時に過冷組織が発生するため、後工程で焼鈍等の軟質化工程を要し製造性が低下する。よってV量の上限を0.2%とすることが好ましい。コスト低減の観点からは0.18%以下に抑えることがより好ましい。

【0041】

Nb: 0.1%以下(0%を含まない)

Nbも、CやNと炭窒化物を形成し、主に組織微細化に寄与する元素である。この様な効果を発揮させるには、Nb量を0.003%以上とするのが好ましく、より好ましくは

10

20

30

40

50

0.005%以上である。しかしNb量が過剰になると、粗大炭窒化物が形成されて鋼材の靱延性が劣化する。そのためNb量の上限を0.1%とすることが好ましい。コスト低減の観点からは0.07%以下に抑えることがより好ましい。

【0042】

Mo: 1.0%以下(0%を含まない)

Moも、CやNと炭窒化物を形成し組織微細化に寄与する元素である。また焼戻し後の強度確保に有効な元素でもある。この様な効果を発揮させるには、0.15%以上とするのが好ましく、より好ましくは0.3%以上である。しかしMo量が過剰になると、粗大炭窒化物が形成されて鋼材の靱延性が劣化する。よってMo量の上限を1.0%(より好ましくは0.7%)とすることが好ましい。コスト低減の観点からは0.5%以下に抑えることがより好ましい。

10

【0043】

本発明は製造条件まで規定するものではなく、本発明のばね鋼線は、例えば鋼材を溶製後、圧延して線材を得た後伸線加工し、次いで焼入れ・焼戻し処理(オイルテンパー処理等)して得ることができるが、強度と共に耐水素脆化特性とコイリング性を同時に高め得る上記組織を容易に形成するには、伸線後に下記要領で焼入れ・焼戻し処理を行うことが推奨される。

【0044】

推奨される焼入れ・焼戻し処理条件を概略図(図1)に基づき詳述する。まず、旧オーステナイト平均粒径を上記の通り $12\mu\text{m}$ 以下に制御するには、焼入れ時の加熱保持温度(図1の T_1)を 1100 以下とし、かつ加熱保持時間(図1の t_1)を 1500 秒以内にすることが推奨される。上記 T_1 が 1100 を超えると、ピン止めとして働き結晶粒の成長を抑制する炭化物や窒化物が消失するため、旧オーステナイト粒が粗大化し $12\mu\text{m}$ 以下とすることが困難となるからである。また上記 t_1 が 1500 秒を超える場合も炭化物、窒化物が粗大化し、旧オーステナイト粒の成長を抑制できない。上記 T_1 は、加熱時にセメンタイト系の炭化物を十分固溶させる狙いから 900 以上にすることが推奨される。より好ましくは上記 T_1 を 920 以上 1050 以下とするのがよい。また上記 t_1 は、1秒以上とするのが好ましく、より好ましくは2秒以上 1200 秒以下である。

20

【0045】

上記均熱後に冷却するが、該冷却時の冷却速度は残留オーステナイトの量とサイズに大きな影響を与える。残留オーステナイトの量とサイズを本発明の規定範囲内とするには、特に変態域での冷却速度を制御することが重要であり、本発明では 300 から 50 までの平均冷却速度(図1の CR_1)を 10 /秒以上 50 /秒以下とすることが推奨される。該 CR_1 が 10 /秒未満であると、残留オーステナイト量が増加すると共に該残留オーステナイトの粗大化が生じる。また CR_1 が 50 /秒を超える急冷処理を行うと、変態が促進されて所定量の残留オーステナイトを確保できない。

30

【0046】

残留オーステナイトのサイズは、上記の通り焼入れ時の冷却速度に影響を受けると共に、旧オーステナイト平均粒径の影響も受ける。本発明では、旧オーステナイト平均粒径を上記の通り $12\mu\text{m}$ 以下とした上で、上記の通り CR_1 を制御することで、残留オーステナイトサイズを均一に微細化することができる。

40

【0047】

焼戻し条件を制御することも、残留オーステナイト量を制御する上で重要である。残留オーステナイトは焼戻し時に分解するため、焼戻しを短時間とし、また加熱温度を低くする方が好ましいが、適切な加熱保持時間や加熱保持温度は強度レベルにより異なるので、要求強度に応じて適宜決定すればよい。

【0048】

尚、上記熱処理に使用される加熱炉として、電気炉、ソルト炉、高周波加熱炉の順に短時間加熱処理が可能となる。そのため旧オーステナイト粒の微細化には、高周波加熱が最

50

も有利である。

【 0 0 4 9 】

前記伸線前には、一般的に行なわれている通り、軟化焼鈍や皮削り、鉛パテニング処理等を行ってもよい。またばね成形後には、一般的に行なわれている通り、歪取焼鈍やダブルショットピーニング、低温焼鈍、冷間セッチング等を施してもよい。

【 0 0 5 0 】

上記の様にして得られる本発明のばね鋼線は、引張強度 1 9 0 0 M P a 以上の高強度領域においてコイリング性と耐水素脆化特性に優れているため、例えば自動車分野、産業機械分野等で用いられるばねの製造に有用である。特に、サスペンションの懸架ばね、自動車エンジンの弁ばね、クラッチばね、ブレーキばね等のような機械の復元機構に使用するばね等に最適である。尚、強度が高すぎるとコイリングが困難となるため、ばね鋼線の引張強度は約 2 3 0 0 M P a が上限となる。

【 0 0 5 1 】

以下、実施例を挙げて本発明をより具体的に説明するが、本発明はもとより下記実施例によって制限を受けるものではなく、前・後記の趣旨に適合し得る範囲で適当に変更を加えて実施することも可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に含まれる。

【実施例】

【 0 0 5 2 】

表 1 に記載の成分組成からなる鋼種 A 1 ~ A 3 3 の鋼材を溶製した後、熱間圧延により 1 4 m m の線材を得た。そして特性評価のために 2 0 0 m m 長さに切断し、表 2 , 3 に示す条件 (表 2 , 3 における T 1 , t 1 , C R 1 , T 2 , t 2 , C R 2 は前記図 1 の記号を示している) で焼入れ焼戻しを行った。焼入れ焼戻しには、電気炉、ソルト炉又は高周波加熱炉を使用した。

【 0 0 5 3 】

本実施例では、焼入れ処理条件を調整して旧オーステナイト平均粒径を調整すると共に焼入れ時の冷却速度を管理して、残留オーステナイトの量とサイズをほぼ制御するようにした。そして焼戻し条件は、残留オーステナイト量と要求強度の両方が本規定を満足するようにコントロールした。しかし、たとえ焼戻しを短時間で行っても、焼戻し後の冷却が緩やかであると残留オーステナイトが分解する場合があるため、焼戻し後の冷却速度 (C R 2) は全て 3 0 / 秒以上とした。

【 0 0 5 4 】

この様にして得られた試料を用いて金属組織の観察、引張試験及び水素脆化試験を行なった。

【 0 0 5 5 】

まず組織の観察であるが、旧オーステナイト平均粒径は、線材の横断面 D / 4 位置が観察面となるように試料採取して測定した。具体的には、採取した試料を樹脂に埋め込み、研磨後にピクリン酸系の腐食液を用いて旧オーステナイト粒界を現出させ、J I S G 0 5 5 1 に規定する方法で旧オーステナイト粒度番号を測定した後、該粒度番号から結晶粒径に換算した。

【 0 0 5 6 】

次に、残留オーステナイト量は、飽和磁化法で測定した [R & D 神戸製鋼技報 / Vol. 52 , No. 3 (Dec. 2002) p. 43 参照] 。また、残留オーステナイトのサイズ (平均粒径及び最大粒径) は、前述の通り S E M / E B S P 法を用いて測定した。図 2 に S E M / E B S P 法で残留オーステナイトを検出した結果の一例を示す。この図 2 の通り残留オーステナイトを検出した後、上述した様に画像解析ソフト「ImagePro」を用いて画像解析を行い、残留オーステナイト粒径を測定した。具体的には、上記検出された残留オーステナイトの面積を測定し、その面積の円近似から直径を求めて残留オーステナイトの平均粒径と最大粒径をそれぞれ求めた。上記 S E M / E B S P での測定は、総測定面積が 1 0 0 0 0 μm^2 以上となるように実施した。尚、ばね鋼線の母相組織は、マルテンサイト主体であり、微量のベイナイト及びフェライトを含む場合もある。

10

20

30

40

50

【0057】

引張試験は、ワイヤカットにより作成した図3に示す引張試験片を用いて、万能試験機にてクロスヘッドスピード10mm/minの条件で行い、強度とコイリング性(延性)の指標として引張強度と全伸びを測定した。本実施例では、引張強度が1900MPa以上であって全伸びが10%以上のものをコイリング性(延性)に優れると評価した。

【0058】

また水素脆化試験は、ワイヤカットにより作成した図4に示す水素脆化試験片を用い、陰極チャージ-4点曲げ試験を行って破断寿命を求め、該破断寿命により耐水素脆化特性を評価した。本実施例では、引張強度が1900MPa以上であって破断寿命が1000秒以上のものを耐水素脆化特性に優れると評価した。

【0059】

これらの結果を表2, 3に示す。

【0060】

【表1】

鋼種 記号	化学成分組成* (mass%)													
	C	Si	Mn	Cr	P	S	N	Al	Ni	Cu	Ti	V	Nb	Mo
A1	0.40	1.91	0.21	1.89	0.006	0.007	0.0030	0.0320	0.21	0.02	-	0.123	-	-
A2	0.42	1.72	0.33	1.88	0.010	0.012	0.0042	0.0351	0.02	-	-	-	-	0.21
A3	0.45	2.21	0.21	0.81	0.009	0.010	0.0045	0.0288	0.54	0.31	0.054	0.072	-	-
A4	0.46	1.92	0.18	1.22	0.008	0.005	0.0051	0.0333	0.21	0.22	0.051	-	-	-
A5	0.46	2.41	0.32	1.89	0.007	0.008	0.0050	0.0499	0.73	0.57	0.055	-	-	-
A6	0.47	2.03	0.33	1.78	0.013	0.012	0.0045	0.0522	0.32	0.29	0.022	-	0.011	-
A7	0.47	1.71	0.37	1.80	0.008	0.008	0.0033	0.0314	-	-	-	-	-	-
A8	0.50	1.98	0.20	1.21	0.007	0.008	0.0052	0.0344	0.20	-	-	0.082	0.007	-
A9	0.52	2.01	0.22	0.62	0.005	0.003	0.0037	0.0210	0.22	0.22	-	-	0.072	-
A10	0.51	2.45	0.39	1.77	0.009	0.011	0.0048	0.0012	0.81	0.62	0.078	0.171	0.007	-
A11	0.51	2.30	0.37	0.80	0.014	0.013	0.0036	0.0327	0.22	0.24	-	-	0.022	0.22
A12	0.54	2.02	0.22	0.99	0.008	0.007	0.0033	0.0271	0.11	0.13	-	-	-	0.52
A13	0.55	2.31	0.21	1.02	0.009	0.010	0.0035	0.0319	0.32	0.21	-	-	0.021	0.55
A14	0.54	1.72	0.22	1.21	0.007	0.006	0.0041	0.0582	0.22	-	0.081	0.082	-	-
A15	0.56	1.71	0.19	1.22	0.008	0.005	0.0039	0.0652	0.21	0.20	0.024	-	-	-
A16	0.55	1.84	0.20	0.74	0.012	0.011	0.0032	0.0316	0.33	0.21	0.025	-	-	0.30
A17	0.57	2.40	0.34	1.05	0.010	0.008	0.0052	0.0358	0.32	0.24	0.012	0.047	0.022	-
A18	0.57	1.94	0.33	1.03	0.009	0.007	0.0055	0.0364	0.33	0.25	0.025	-	-	0.31
A19	0.60	2.48	0.22	0.72	0.006	0.007	0.0032	0.0341	0.20	0.27	0.052	-	-	-
A20	0.33	2.48	0.49	1.21	0.010	0.012	0.0049	0.0422	0.78	0.53	0.078	-	-	-
A21	0.34	2.79	0.51	1.88	0.011	0.014	0.0038	0.0385	0.22	0.21	0.077	0.078	-	-
A22	0.45	2.22	0.82	1.89	0.010	0.010	0.0043	0.0398	0.31	0.22	0.021	-	-	0.22
A23	0.47	1.77	0.20	1.78	0.018	0.022	0.0051	0.0352	-	-	-	-	-	-
A24	0.46	1.45	0.77	0.21	0.012	0.014	0.0048	0.0318	-	-	0.022	-	0.026	-
A25	0.45	1.44	0.21	0.72	0.011	0.012	0.0045	0.0311	0.21	0.20	0.025	0.140	-	-
A26	0.50	1.82	0.38	0.98	0.012	0.014	0.0088	0.0289	0.41	0.22	-	0.071	-	-
A27	0.52	2.57	0.39	1.02	0.011	0.013	0.0051	0.0327	1.10	0.30	0.051	0.055	-	-
A28	0.55	2.12	0.34	1.24	0.009	0.008	0.0058	0.1020	0.24	0.22	0.110	0.122	-	-
A29	0.57	2.01	0.38	1.88	0.017	0.014	0.0055	0.0348	0.21	0.18	0.079	-	-	1.22
A30	0.56	2.00	0.80	1.51	0.010	0.009	0.0034	0.0316	0.72	0.54	0.051	0.221	-	-
A31	0.61	1.79	0.55	1.04	0.009	0.007	0.0032	0.0302	0.57	0.21	0.048	-	-	-
A32	0.67	2.10	0.32	1.23	0.012	0.013	0.0033	0.0324	0.52	0.23	0.053	0.140	-	-
A33	0.68	2.51	0.29	1.87	0.008	0.009	0.0051	0.0352	0.50	0.79	0.050	0.127	-	-

※ 残留鉄および不可避不純物

10

20

30

40

50

【 0 0 6 1 】

【 表 2 】

No.	鋼種	焼入れ			焼戻し			旧γ粒径 μm	残留γ量 体積%	残留γ平均粒径 nm	残留γ最大粒径 nm	TS MPa	EL %	水素脆化 寿命 秒	
		加熱炉	T1 °C	t1 秒	CR1 °C/秒	加熱炉	T2 °C								t2 秒
1	A1	電気炉	952	600	32	ソルト炉	402	240	54	1.8	135	178	1932	21	1345
2	A1	電気炉	928	900	31	電気炉	373	3600	52	1.6	136	164	1915	20	1117
3	A1	電気炉	955	2400	37	電気炉	371	3600	55	1.9	178	201	1933	9	578
4	A2	ソルト炉	931	900	35	ソルト炉	391	240	53	1.4	118	154	1922	20	1089
5	A3	高周波炉	1012	5	31	高周波炉	452	2	54	3.1	153	198	2054	18	1236
6	A3	高周波炉	1008	5	29	電気炉	381	3600	52	2.9	148	184	2061	17	1355
7	A4	高周波炉	981	10	29	高周波炉	451	2	57	2.4	163	225	2013	17	1174
8	A5	ソルト炉	1002	600	32	高周波炉	461	2	51	6.5	217	470	2061	16	1035
9	A6	ソルト炉	1004	600	31	高周波炉	458	2	54	4.7	206	341	2035	19	1175
10	A7	高周波炉	952	10	27	高周波炉	447	2	55	4.2	197	278	1943	16	1109
11	A7	高周波炉	948	10	79	高周波炉	452	2	52	0.6	82	101	1921	14	875
12	A8	ソルト炉	934	600	21	ソルト炉	422	240	56	2.4	134	186	2078	15	1176
13	A9	ソルト炉	924	600	22	ソルト炉	405	240	53	4.5	146	195	2049	17	1237
14	A10	電気炉	951	1200	24	ソルト炉	482	240	52	3.7	164	182	2011	17	1304
15	A10	電気炉	951	1200	25	高周波炉	522	2	51	6.6	195	417	2156	15	1124
16	A10	ソルト炉	1022	60	26	高周波炉	476	2	54	7.8	206	434	2207	15	1195
17	A10	ソルト炉	1075	60	24	高周波炉	474	2	56	7.5	241	579	2215	15	1084
18	A10	高周波炉	1120	5	24	高周波炉	480	2	56	7.9	288	811	2137	7	1017
19	A11	ソルト炉	952	600	22	高周波炉	482	2	58	2.7	138	172	2055	16	1255
20	A12	ソルト炉	924	600	14	ソルト炉	449	240	54	1.9	124	168	2044	16	1302
21	A13	ソルト炉	921	600	17	ソルト炉	450	240	54	3.9	145	207	2106	15	1254
22	A14	高周波炉	943	5	16	高周波炉	491	2	55	4.2	136	182	1987	18	1372

【 0 0 6 2 】

10

20

30

40

【 表 3 】

No.	鋼種	焼入れ			焼戻し			旧γ 粒径 μm	残留γ量 体積%	残留γ 平均粒径 nm	残留γ 最大粒径 nm	TS MPa	EL %	水素脆化 寿命 秒
		加熱炉	T1 °C	t1 秒	CR1 °C/秒	加熱炉	T2 °C							
23	A14	高周波炉	940	5	72	高周波炉	497	2	56	63	99	2011	16	941
24	A15	高周波炉	941	5	38	高周波炉	484	2	53	147	172	1944	18	1169
25	A15	高周波炉	952	5	8	高周波炉	482	2	51	318	602	1918	8	1054
26	A16	高周波炉	935	5	39	高周波炉	488	2	52	182	218	1964	18	1278
27	A17	ソルト炉	927	600	45	ソルト炉	432	240	52	165	207	1998	18	1214
28	A18	ソルト炉	954	600	48	ソルト炉	433	240	55	188	243	2078	16	1105
29	A19	ソルト炉	975	600	47	高周波炉	482	2	54	246	398	2101	14	1098
30	A19	ソルト炉	978	600	5	高周波炉	461	2	56	313	804	2240	7	1023
31	A19	高周波炉	1102	5	28	高周波炉	497	2	52	255	465	2096	8	312
32	A20	電気炉	955	900	29	高周波炉	442	3600	51	40	72	1823	25	904
33	A21	電気炉	953	900	27	高周波炉	451	3600	58	33	62	1854	27	964
34	A22	ソルト炉	931	600	25	高周波炉	451	2	57	287	814	2085	8	713
35	A23	高周波炉	950	10	24	高周波炉	449	2	55	204	321	2041	7	502
36	A24	高周波炉	948	5	28	高周波炉	452	2	54	234	798	1834	13	1123
37	A25	ソルト炉	934	600	27	高周波炉	452	2	53	164	195	1866	20	1324
38	A26	ソルト炉	935	600	32	高周波炉	451	2	52	162	185	2031	8	1034
39	A27	ソルト炉	933	600	34	高周波炉	455	2	54	356	895	2015	9	824
40	A28	ソルト炉	927	600	38	高周波炉	454	2	51	188	236	2054	9	1033
41	A29	ソルト炉	925	600	37	高周波炉	449	2	52	189	234	2096	8	632
42	A30	ソルト炉	923	600	39	高周波炉	432	2	51	304	811	2130	8	774
43	A31	ソルト炉	934	600	35	高周波炉	440	2	53	245	546	2034	8	514
44	A32	ソルト炉	928	600	8	高周波炉	437	2	54	365	862	2264	6	422
45	A33	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—	—

【 0 0 6 3 】

表1～3から次の様に考察することができる(尚、下記No.は、表2,3中の実験No.を示す)。

【 0 0 6 4 】

本発明で規定する要件を満たすNo.1,2,4～10,12～17,19～22,2

10

20

30

40

50

4、26～29は、1900MPa以上の高強度を示し、全伸びに優れて良好なコイリング性を示すと共に過酷な環境下での耐水素脆化特性に優れている。

【0065】

これに対し、本発明の規定を満足しないNo.3、11、18、23、25、30～45は、夫々、以下の不具合を有している。

【0066】

即ち、No.3、11、18、23、25、30、31は、規定する成分組成を満たす鋼材を用いているが、推奨される条件で焼入れ処理を行わなかったため、旧オーステナイト粒の粗大化や残留オーステナイト量の増加、残留オーステナイト粒の粗大化が生じており、その結果、延性や耐水素脆化特性が劣化するという不具合を有している。具体的にNo.3は、焼入れ処理時の加熱保持時間が長すぎたため、旧オーステナイト粒が粗大になった。No.11、23は焼入れ処理時の冷却速度が速すぎたため、残留オーステナイト量を十分確保できなかった。No.18は、組織微細化に有効なTi、V、Nbが多く含まれるため旧オーステナイト粒は小さいが、焼入れ処理時の加熱温度が高すぎたため、残留オーステナイトの最大粒径が規定の上限を超えた。またNo.25は、焼入れ処理時の冷却速度が遅いため、残留オーステナイトの平均粒径が規定の上限を超えた。No.30は、焼入れ処理時の冷却速度が著しく遅いため、粗大な残留オーステナイトが過剰に生成した。更にNo.31は、焼入れ処理時の加熱温度が高すぎたため旧オーステナイト粒が粗大になった。

【0067】

No.32～45は、それぞれ成分組成が規定範囲外であるため満足する特性が得られていない。No.32及び33は、C量の少ない鋼種A20及びA21を用いているため、所望の強度が得られず、また残留オーステナイト量も確保できていない。また上記No.33で用いた鋼種No.A21は、Si量が過剰であるため、圧延時に脱炭が発生した。

【0068】

No.34、36、42及び43は、いずれもMn量が過剰である鋼種A22、A24、A30及びA31を用いているため、残留オーステナイト量およびサイズが共に増加している。

【0069】

No.35、41は、P及び/又はSが過剰である鋼種A23、A29を用いているため、旧オーステナイト平均粒径、残留オーステナイトの量及びサイズは規定を満たしているが延性や耐水素脆化特性に劣っている。

【0070】

No.37は、Si量が不足している鋼種A25を用いているため、所望の強度が得られていない。

【0071】

No.38は、N量が過剰である鋼種A26を用いているため、組織は規定を満たしているが延性に劣っている。

【0072】

No.39は、高SiであるがNiを多量に含む鋼種A27を用いているため、脱炭は発生していないが、残留オーステナイトの量とサイズが規定範囲を超えている。

【0073】

No.40は、Al量が過剰であるため脱炭が生じており、更にTi量も過剰であるため延性が低下している。

【0074】

No.44は、C量が過剰である鋼種A32を用いており、かつ焼入れ時の冷却速度も推奨範囲を下回っているため、残留オーステナイトの量とサイズが増加している。またNo.45は、Cuを過度に添加した鋼種A33を用いたため、ばね用鋼に割れが生じその後の処理を行えなかった。

10

20

30

40

50

【 0 0 7 5 】

尚、図5は、上記実施例を整理して得た引張強度と全伸びの関係を示すグラフであるが、この図5から、本発明のばね鋼線は高強度領域において優れたコイリング性を発揮することがわかる。また図6は、上記実施例を整理して得た引張強度と水素脆化試験での破断寿命との関係を示すグラフであるが、この図6から、本発明のばね鋼線は高強度領域において優れた耐水素脆化特性を示すことがわかる。

【 図面の簡単な説明 】

【 0 0 7 6 】

【 図 1 】 代表的な熱処理工程を説明した概略図である。

【 図 2 】 S E M / E B S P法で残留オーステナイトを検出した一例を示す写真である。

10

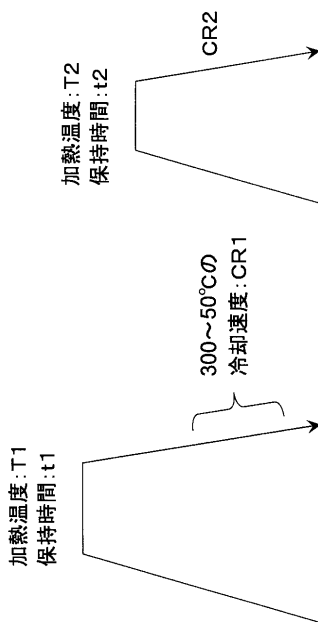
【 図 3 】 実施例で用いた引張試験片の側面図である。

【 図 4 】 実施例で用いた水素脆化試験片の側面図である。

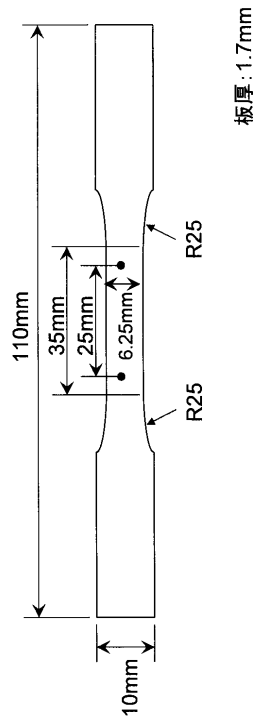
【 図 5 】 実施例における引張強度と全伸びの関係を示したグラフである。

【 図 6 】 実施例における引張強度と水素脆化試験での破断寿命との関係を示したグラフである。

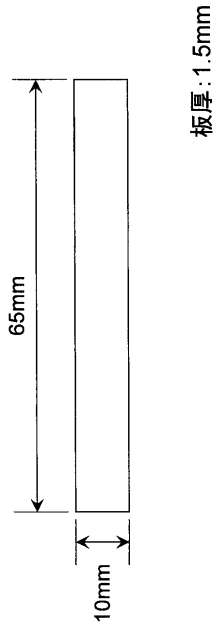
【 図 1 】



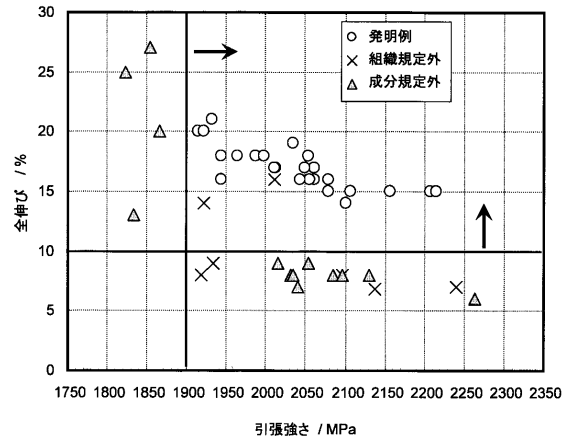
【 図 3 】



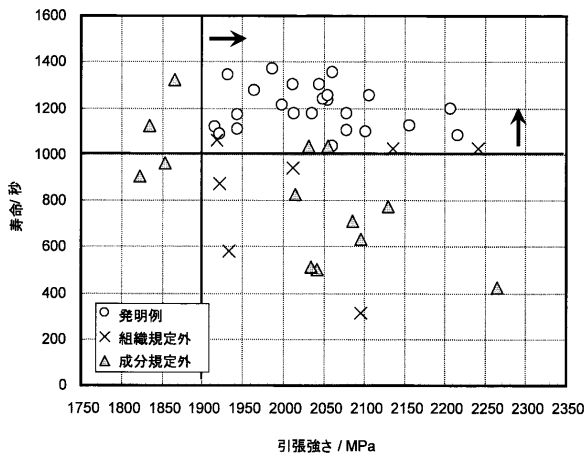
【 図 4 】



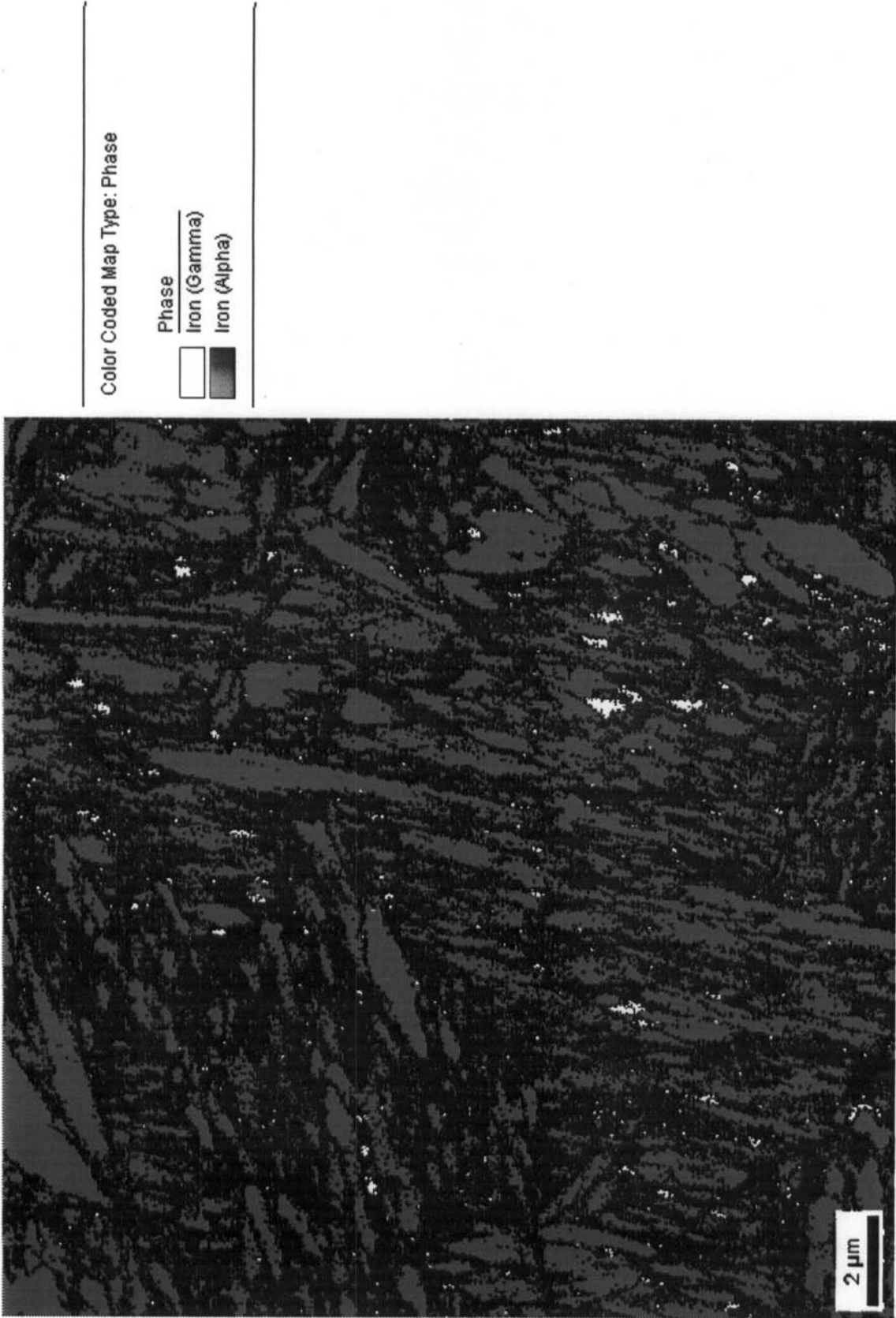
【 図 5 】



【 図 6 】



【 2 】



フロントページの続き

(72)発明者 家口 浩

神戸市西区高塚台1丁目5番5号 株式会社神戸製鋼所 神戸総合技術研究所内

審査官 鈴木 毅

(56)参考文献 特開2003-003241(JP,A)

特開2000-169937(JP,A)

特開平09-324219(JP,A)

特開平10-110247(JP,A)

特開2005-029870(JP,A)

特開2004-315968(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 38/00 - 38/60

C21D 9/02