

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第6453693号
(P6453693)

(45) 発行日 平成31年1月16日(2019. 1. 16)

(24) 登録日 平成30年12月21日(2018. 12. 21)

(51) Int.Cl.	F I
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 O 1 Y
C 2 2 C 38/34 (2006.01)	C 2 2 C 38/34
C 2 2 C 38/54 (2006.01)	C 2 2 C 38/54
F 1 6 F 1/02 (2006.01)	F 1 6 F 1/02 A
C 2 1 D 8/06 (2006.01)	C 2 1 D 8/06 A
請求項の数 4 (全 15 頁) 最終頁に続く	

(21) 出願番号	特願2015-70531 (P2015-70531)	(73) 特許権者	000001199
(22) 出願日	平成27年3月31日(2015. 3. 31)		株式会社神戸製鋼所
(65) 公開番号	特開2016-191099 (P2016-191099A)		兵庫県神戸市中央区脇浜海岸通二丁目2番4号
(43) 公開日	平成28年11月10日(2016. 11. 10)	(74) 代理人	100101454
審査請求日	平成29年9月1日(2017. 9. 1)		弁理士 山田 卓二
		(74) 代理人	100145403
			弁理士 山尾 憲人
		(74) 代理人	100206140
			弁理士 大釜 典子
		(74) 代理人	100206162
			弁理士 佐々木 正博
		(72) 発明者	大浦 宏之
			兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番 株式会社
			神戸製鋼所 神戸製鉄所内
			最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 疲労特性に優れた熱処理鋼線

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、

C : 0. 5 ~ 0. 8 %、

S i : 1. 0 ~ 2. 5 %、

M n : 0. 5 ~ 1. 5 %、

P : 0 % 超、0. 0 2 % 以下、

S : 0 % 超、0. 0 2 % 以下、

C r : 0. 3 ~ 0. 7 %、

V : 0. 0 5 ~ 0. 5 %、

A l : 0 % 超、0. 0 1 % 以下、

N : 0 % 超、0. 0 0 7 % 以下、

O : 0 % 超、0. 0 0 4 % 以下を含有し、

残部が鉄および不可避不純物からなり、

表層から深さ0. 3 mmにおける焼戻しマルテンサイト組織中に、円相当直径で、

0. 1 μm以上、0. 3 μm未満のC r系炭化物を0. 2 0 個/μm²以下、0. 3 μm以上、0. 7 μm未満のC r系炭化物を0. 0 0 2 個/μm²以下、0. 7 μm以上のC r系炭化物を0. 0 0 1 個/μm²以下含み、且つ残留オーステナイト量が体積率で5 % 超、1 5 % 以下である疲労特性に優れたオイルテンパー線。

【請求項 2】

更に、質量％で、Ni：0％超、0.3％以下を含むものである請求項1に記載のオイルテンパー線。

【請求項 3】

更に、質量％で、B：0％超、0.01％以下を含むものである請求項1または2に記載のオイルテンパー線。

【請求項 4】

請求項1～3のいずれかに記載のオイルテンパー線を用いて得られるばね。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

10

【0001】

本発明は、熱処理鋼線に関し、詳細には疲労特性に優れた熱処理鋼線に関する。

【背景技術】

【0002】

自動車の軽量化や自動車エンジンの高出力化に伴い、エンジン、クラッチ、燃料噴射装置などに使用される各種ばねには、高応力化が求められている。特にばねへの負荷応力の増大に伴って疲労特性、すなわち、内部欠陥に起因する疲労破壊が生じにくいばねが要求されている。これら弁ばねやクラッチばねにはオイルテンパー線（以下、「熱処理鋼線」ということがある）が用いられている。

【0003】

20

熱処理鋼線の組織は、焼戻しマルテンサイト組織主体であるので、高強度を確保しやすく、また疲労強度や耐へたり性に優れるという利点がある。しかし、高強度化に伴って靱延性が低下するという欠点がある。そのため鋼材中の介在物等の内部欠陥に起因して折損が生じやすくなるため、疲労特性の低下が新たに問題となる。

【0004】

そこで、このような課題に対してこれまでも以下のような技術が提案されている。

【0005】

特許文献1には、C、Si、Mn、Mo、Crを所定量含有し、引張強度1900～2350MPa、絞り35％以上、Mo炭化物析出物のサイズ0.2μm以下、残留オーステナイトの含有量5vol％以下、表面粗さRz14μm以下であることを特徴とするばね用鋼線が開示されている。この技術によれば、高温での影響を少なくして疲労限を向上し、高温での窒化処理が可能なばね用鋼線が得られる。

30

【0006】

特許文献2には、所定の化学成分組成を有し、残留オーステナイトが体積率で1～5％であることを特徴とする高靱性ばね用オイルテンパー線が開示されている。この技術によれば、ばね使用中の耐へたり性を劣化することなく、高強度でかつ高靱性を有するばね用オイルテンパー線が得られる。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0007】

40

【特許文献1】特開2001-247934号公報

【特許文献2】特開平9-71843号公報

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0008】

例えば特許文献1ではMoなど高価な元素を添加しているため、製造コストが高かった。また特許文献2で規定するオーステナイト量では、ばね加工時に発生する加工誘起マルテンサイト変態から得られる硬さ増加が小さいため、十分な硬さを確保できず、ばね強度に改善の余地があった。

【0009】

50

本発明は上記の様な事情に着目してなされたものであって、その目的は、優れた疲労特性を有する熱処理鋼線を提供することである。

【課題を解決するための手段】

【0010】

上記課題を解決し得た本発明に係る熱処理鋼線は、質量%で、C：0.5～0.8%、Si：1.0～2.5%、Mn：0.5～1.5%、P：0%超、0.02%以下、S：0%超、0.02%以下、Cr：0.3～0.7%、V：0.05～0.5%、Al：0%超、0.01%以下、N：0%超、0.007%以下、O：0%超、0.004%以下を含有し、残部が鉄および不可避不純物からなり、表層から深さ0.3mmにおける焼戻しマルテンサイト組織中に、円相当直径で、0.1μm以上、0.3μm未満のCr系炭化物を0.20個/μm²以下、0.3μm以上、0.7μm未満のCr系炭化物を0.002個/μm²以下、0.7μm以上のCr系炭化物を0.001個/μm²以下含み、且つ残留オーステナイト量が体積率で5%超、15%以下であることに要旨を有する。

10

【0011】

更に質量%で、少なくともNi：0%超、0.3%以下、またはB：0%超、0.01%以下を含むことも好ましい実施態様である。

【0012】

本発明には上記熱処理鋼線を用いて得られるばねも含まれる。

【発明の効果】

【0013】

20

本発明によれば、熱処理鋼線の成分組成、組織中の介在物、および組織を規定することで優れた疲労特性を有する熱処理鋼線を提供できる。また本発明の熱処理鋼線を用いれば優れた疲労特性を有するばねを提供できる。

【図面の簡単な説明】

【0014】

【図1】図1は実施例におけるCr系炭化物の測定箇所の概略説明図である。

【発明を実施するための形態】

【0015】

高い疲労強度が要求される熱処理鋼線には、内部欠陥、すなわち鋼材に内在し疲労破壊の起点となる介在物等を極力低減することが必要であり、該介在物を適切に制御することにより、介在物に起因する断線や疲労折損の発生を低減できることが知られている。

30

【0016】

そこで本発明者らは疲労特性に優れた熱処理鋼線を得るべく、様々な角度から検討した。その結果、内部欠陥に起因する疲労破壊を抑制するには焼戻しマルテンサイト組織中のCr炭化物を制御することが有効であることを見出した。

【0017】

マルテンサイト組織中に硬質、且つ粗大なCr系炭化物が存在すると、該Cr系炭化物と母材の界面が疲労き裂の進展経路となるため、Cr系炭化物が疲労寿命の低下原因となる。そして疲労き裂の進展抑制にはCr系炭化物のサイズと個数を制御することが有効であると考えた。

40

【0018】

更に熱処理鋼線を加工してばねを製造する場合、通常、窒化処理やショットピーニング等の表面加工処理が施されている。この点を考慮すると熱処理鋼線表層から0.3mm深さにおける介在物が疲労破壊の起点になりやすいと考え、熱処理鋼線表層から深さ0.3mmにおけるCr系炭化物を制御することを検討した。

【0019】

その結果、熱処理鋼線表層から深さ0.3mmにおけるCr系炭化物の円相当直径での析出サイズと数密度が下記条件を満たすことが重要であることを突き止めた。尚、本発明においてCr系炭化物には、Cr炭化物の他、Cr炭窒化物、およびV等の炭化物生成元素との複合合金炭化物、および複合合金炭窒化物も含む主旨である。

50

- 0.1 μm 以上、0.3 μm 未満のCr系炭化物：0.20個/ μm^2 以下
0.3 μm 以上、0.7 μm 未満のCr系炭化物：0.002個/ μm^2 以下
0.7 μm 以上のCr系炭化物：0.001個/ μm^2 以下

【0020】

更に引張強度2100MPa以上の高強度の熱処理鋼線を得るには、焼入れ焼戻し後の残留オーステナイト量も規定することが重要であることを見出し、本発明に至った。

【0021】

以下、介在物、組織、および成分組成を規定した理由について詳述する。

【0022】

尚、本発明では疲労特性として、ばねの疲労特性を高めることを最終目的とするが、これを達成させるには、ばねの製造に用いる熱処理鋼線も疲労特性に優れていることが必要となる。この様な観点から、熱処理鋼線の疲労特性の向上を図っている。本発明では、以下、ばねの疲労特性や熱処理鋼線の疲労特性を、単に「疲労特性」ということがある。

【0023】

[円相当直径で0.1 μm 以上、0.3 μm 未満のCr系炭化物：0.20個/ μm^2 以下]

円相当直径で0.1 μm 以上、0.3 μm 未満の微細なCr系炭化物は疲労き裂の進展経路となりやすく、このような微細なCr系炭化物析出量が増えると疲労強度が低下する。そのためこの範囲のCr系炭化物は少ない方がよく、0.20個/ μm^2 以下、好ましくは0.15個/ μm^2 以下、より好ましくは0.12個/ μm^2 以下である。

【0024】

[円相当直径で0.3 μm 以上、0.7 μm 未満のCr系炭化物：0.002個/ μm^2 以下]

また円相当直径で0.3 μm 以上、0.7 μm 未満のCr系炭化物は疲労き裂進展経路となるだけでなく、疲労破壊の起点にもなり得るため疲労強度に大きな影響を及ぼす。そのためこの範囲のCr系炭化物は少ない方がよく、0.002個/ μm^2 以下、好ましくは0.0015個/ μm^2 以下、更に好ましくは0.001個/ μm^2 以下である。

【0025】

[円相当直径で0.7 μm 以上のCr系炭化物：0.001個/ μm^2 以下]

円相当直径で0.7 μm 以上のCr系炭化物は、疲労き裂進展経路や疲労破壊の起点となりやすいため疲労強度を著しく低下させる。更にばね成形時にコイリング折損を誘発する原因になり得る。そのため、この範囲のCr系炭化物は少ない方がよく、0.001個/ μm^2 以下、好ましくは0.0005個/ μm^2 以下である。

【0026】

[残留オーステナイト量が体積率で5%超、15%以下]

本発明では上記Cr系炭化物を抑制するために従来よりもCr含有量を低減させている。Cr含有量の低減に伴って軟化抵抗、すなわち耐熱性も低下するため、ばね加工後のひずみ取り焼鈍や窒化处理等の熱処理によって硬さが低下し、ばねの高強度化が難しくなる。そこで本発明では熱処理鋼線に所定量の残留オーステナイトを存在させることで、ばね加工時に残留オーステナイトを加工誘起マルテンサイトに変態させてばねを高強度化させている。このような効果を得るためには残留オーステナイト量は5%超、好ましくは7%以上、より好ましくは8%以上である。一方、残留オーステナイト量が多すぎると焼入れ時の硬さが不足することがあるため15%以下、好ましくは13%以下、より好ましくは12%以下である。

【0027】

次に、本発明に係る熱処理鋼線に用いられる鋼中の化学成分組成について説明する。

【0028】

[C：0.5~0.8%]

Cは、ばねの強度、耐へたり性の向上に有効な元素である。このような効果を有効に発揮させるには、C含有量は0.5%以上、好ましくは0.55%以上、より好ましくは0

10

20

30

40

50

． 6 %以上である。C含有量の増加に伴ってばねの強度・耐へたり性は向上するが、添加量が過剰になると粗大セメンタイトを多量に析出し、ばね加工性、ばね特性に悪影響を及ぼす。そのためC含有量は0． 8 %以下、好ましくは0． 7 5 %以下、より好ましくは0． 7 0 %以下である。

【0029】

[Si : 1． 0 ~ 2． 5 %]

Siは、鋼の脱酸、及びばねの強度向上に有効な元素である。このような効果を有効に発揮させるには、Si含有量は1． 0 %以上、好ましくは1． 2 %以上、より好ましくは1． 4 %以上である。一方、Si含有量が過剰になると、材料を硬化させるだけでなく、延性・靱性を低下させる他、表面の脱炭量が増加して疲労特性を低下させることがある。そのためSi含有量は2． 5 %以下、好ましくは2． 4 %以下、より好ましくは2． 3 %以下である。

10

【0030】

[Mn : 0． 5 ~ 1． 5 %]

Mnは、鋼の脱酸、鋼中SをMnSとして固定することに加えて、焼入れ性を高めてばね強度の向上に貢献する。このような効果を有効に発揮させるには、Mn含有量は0． 5 %以上、好ましくは0． 6 %以上、より好ましくは0． 7 %以上である。一方、Mn含有量が過剰になると、焼入れ性が過度に向上するため、マルテンサイト、ベイナイト等の過冷組織が生成しやすくなる。そのため、Mn含有量は1． 5 %以下、好ましくは1． 4 %以下、より好ましくは1． 3 %以下である。

20

【0031】

[P : 0 %超、0． 0 2 %以下]

Pは旧オーステナイト粒界に偏析し、組織を脆化させるため疲労特性が低下する。そのためP含有量は、0． 0 2 %以下、好ましくは0． 0 1 8 %以下である。P含有量は少ないほど好ましいが、ゼロとするのは製造上困難であり、0． 0 0 3 %程度は不可避不純物として含有することがある。

【0032】

[S : 0 %超、0． 0 2 %以下]

Sは旧オーステナイト粒界に偏析し、組織を脆化させるため疲労特性が低下する。そのためS含有量は、0． 0 2 %以下、好ましくは0． 0 1 5 %以下である。S含有量は少ないほど好ましいが、ゼロとするのは製造上困難であり、0． 0 0 3 %程度は不可避不純物として含有することがある。

30

【0033】

[Cr : 0． 3 ~ 0． 7 %]

Crは、焼入れ性を向上させて、ばね強度を向上させることに加え、Cの活量を低下させて圧延時や熱処理時の脱炭を防止する効果がある。このような効果を有効に発揮させるにはCr含有量は、0． 3 %以上、好ましくは0． 3 5 %以上、より好ましくは0． 4 %以上である。一方、Crが増加すると鋼中のCr系炭化物が増加するためばねの疲労特性を低下させる。そのためCr含有量は0． 7 %以下、好ましくは0． 6 5 %以下、より好ましくは0． 6 %以下である。

40

【0034】

[V : 0． 0 5 ~ 0． 5 %]

Vは、熱間圧延、および焼入れ焼戻し処理において結晶粒を微細化する作用があり、延性、靱性を向上させる。また、ばね成形後の歪取焼鈍時に2次析出硬化を起こしてばねの強度の向上に寄与する。これらの効果を発揮させるためには、V含有量は0． 0 5 %以上、好ましくは0． 1 0 %以上、より好ましくは0． 1 5 %以上である。一方、V含有量が多いと、CrとVの複合金炭化物が増加してばねの疲労強度が低下する。そのためV含有量は0． 5 %以下、好ましくは0． 4 0 %以下、より好ましくは0． 3 5 %以下である。

【0035】

50

[Al: 0%超、0.01%以下]

Alは鋼中で Al_2O_3 やAlNの介在物を形成する。これらの介在物はばねの疲労寿命を著しく低下させる。そのためAl含有量は0.01%以下、好ましくは0.005%以下である。

【0036】

[N: 0%超、0.007%以下]

NはAlと結合してAlNの介在物を形成する。AlN介在物はばねの疲労寿命を著しく低下させる。またNは伸線加工中の時効脆化を促進するため、二次加工を難しくする。そのためN含有量は0.007%以下、好ましくは0.005%以下である。

【0037】

[O: 0%超、0.004%以下]

Oを過剰に含有すると粗大な非金属介在物を生成して疲労強度を低下させる。そのためO含有量は0.004%以下、好ましくは0.003%以下である。

【0038】

本発明の熱処理鋼線の基本成分は上記の通りであり、残部は実質的に鉄である。但し、鉄原料（スクラップを含む）、副原料などの資材、製造設備などの状況によって不可避免的に混入するCa、Naなどの不可避不純物が鋼中に含まれることは当然に許容される。

【0039】

本発明の鋼材には、必要に応じて更に少なくともNi、またはBを含有させてもよく、含有させる元素の種類、含有量に応じて熱処理鋼線の特性を更に改善できる。これらの元素を含有させるときの好ましい範囲設定理由は下記の通りである。

【0040】

[Ni: 0%超、0.3%以下]

Niは、熱間圧延時の脱炭を抑制する他、耐腐食性を向上させる効果がある。このような効果を有効に発揮させるにはNi含有量は、好ましくは0.05%以上、より好ましくは0.1%以上である。一方、Ni含有量が多いとコスト面で劣るだけでなく、焼入れ性が過度に向上するため、マルテンサイト、ベイナイト等の過冷組織が生成しやすくなり、ばねの耐へたり性を著しく低下させる。そのため、Ni含有量は好ましくは0.3%以下、より好ましくは0.25%以下、更に好ましくは0.2%以下である。

【0041】

[B: 0%超、0.01%以下]

Bは、焼入れ性の向上とオーステナイト結晶粒界の清浄化作用があり、靱延性を向上させる。このような効果を有効に発揮させるには、B含有量は好ましくは0.001%以上、より好ましくは0.0015%以上、更に好ましくは0.002%以上である。一方、Bを過剰に含有させるとFeとBの複合化合物が析出し、熱間圧延時の割れを引き起こす危険がある。また、焼入れ性が過度に向上するため、マルテンサイト、ベイナイト等の過冷組織が生成しやすくなる。そのため、B含有量は好ましくは0.01%以下、より好ましくは0.008%以下、更に好ましくは0.006%以下である。

【0042】

本発明の熱処理鋼線の製造方法は特に限定されず、公知の製造条件を採用できる。例えば上記化学成分組成を有する鋼を溶製、分塊圧延した鋼片を熱間圧延で直径5.0~8.0mm程度の線材に加工し、コイル状に巻き取って冷却する。その後、鋼線材（以下、「圧延線材」ということがある）の表層の疵や脱炭部を除去する皮削り処理を実施する。更にその後、高周波等で軟化焼鈍処理、またはパテンティング処理を行った後、所望の線径、例えば弁ばね用の場合は直径3~4mm程度まで伸線加工する。得られた伸線加工線材はその後、オイルテンパーと呼ばれる焼入れ、焼戻し処理を実施して熱処理鋼線が得られる。弁ばねやクラッチばねなどの各種ばねは、このようにして得られた熱処理鋼線をばね形状に加工することで得られる。

【0043】

本発明では焼戻しマルテンサイト組織中のCr系炭化物の析出サイズ、個数を制御する

10

20

30

40

50

ために、分塊圧延時の加熱温度、および圧延温度制御に加えて、二次加工におけるパテンティンク処理条件、および伸線処理後の焼入れ焼戻し処理の熱処理条件を制御する必要がある。

【0044】

例えば上記所定の化学成分組成を満足する銅塊を溶鉱炉で溶製した後、この鋳塊を分塊圧延して所定サイズのビレットを作製する。分塊圧延工程ではC r系炭化物を十分に固溶させるため、分塊圧延前にビレットを1200℃以上、より好ましくは1220℃以上、更に好ましくは1230℃以上に加熱する必要がある。ビレットを高温に加熱する程、C r系炭化物を固溶できるため、加熱温度の上限は特に限定されないが、加熱炉の耐熱温度を考慮すると、加熱温度の上限は1250℃以下、好ましくは1240℃以下である。

10

【0045】

圧延工程では所望の圧下率で熱間圧延し、所望の線径の線材とすればよい。圧延工程では、C r系炭化物の生成、成長を抑制するために低温で圧延することが望ましい。圧延温度は好ましくは950℃以下、より好ましくは900℃以下であって、好ましくは750℃以上、より好ましくは800℃以上である。

【0046】

熱間圧延後は制御冷却を行う必要がある。熱間圧延後の冷却過程でC r系炭化物の生成、成長を抑制すると共に、ベイナイトやマルテンサイト等の過冷却組織の発生や過度の脱炭を抑制するためには圧延線材を適切に冷却する必要がある。具体的には圧延線材を巻取った後の冷却コンベアに載置する際の載置温度、すなわち、圧延巻取り温度を750℃以上、好ましくは780℃以上、より好ましくは800℃以上であって、950℃以下、好ましくは920℃以下、より好ましくは900℃以下にすることが望ましい。

20

【0047】

またコンベア載置後の冷却開始からパーライト変態終了温度域、すなわち600℃までの平均冷却速度を1.0℃/秒以上、好ましくは2℃/秒以上であって、6℃/秒以下、好ましくは5℃/秒以下、より好ましくは4℃/秒以下とする。その後、300℃までの平均冷却速度を4℃/秒以上、好ましくは5℃/秒以上であって、10℃/秒以下、好ましくは9℃/秒以下とする。このように冷却速度を制御することでC r系炭化物の生成、成長を抑制できると共に、二次加工処理に適したパーライト組織にできる。

【0048】

上記冷却速度制御は、例えば圧延線速、コンベア速度、ブローア冷却、カバー冷却等を適宜組み合わせることによって制御可能である。なお、上記温度は、コンベア上の複数個所に設けた放射温度計によって測定することができる。

30

【0049】

その後、圧延線材表層の脱炭層、疵等を取除く皮削り処理、パーライト組織とするためのパテンティンク処理を行った後、所望の線径に伸線加工する。パテンティンク時の加熱条件を制御することでパーライト組織にできる。また特に粗大な未溶解C r系炭化物を抑制するためにはパテンティンク時の加熱温度を850℃以上、好ましくは870℃以上、より好ましくは890℃以上であって、好ましくは950℃以下、より好ましくは930℃以下とする。また該加熱温度での保持時間は10秒以上、好ましくは15秒以上、より好ましくは20秒以上であって、60秒以下、好ましくは55秒以下、より好ましくは50秒以下である。平均冷却速度は1.0秒℃/秒以上、好ましくは2.0秒/℃以上、6℃/秒以下、好ましくは5℃/秒以下である。このような制御冷却をおこなうことで、後工程に適したパーライト組織が得られる。

40

【0050】

伸線加工線材には焼入れ焼戻し処理を施す。焼入れ時の加熱温度は加熱不足による粗大な未溶解C r系炭化物を抑制するため、850℃以上、好ましくは870℃以上、より好ましくは890℃以上である。一方、残留オーステナイト結晶粒が例えばGS#10以下に粗大化すると靱延性が低下するため、残留オーステナイト結晶粒粗大化を抑制する観点から加熱温度は、950℃以下、好ましくは930℃以下、より好ましくは910℃以下

50

である。上記加熱温度での保持時間を10秒以上、好ましくは15秒以上、より好ましくは20秒以上であって、60秒以下、好ましくは55秒以下、より好ましくは50秒以下である。所定時間保持した後に加熱した油、例えば概ね50～60℃程度の油で焼入れを行った後、焼戻しは2100MPa以上の引張強度となるように適宜調整すればよい。例えば焼戻しは加熱温度350℃以上、450℃以下、加熱温度での保持時間を30秒以上、150秒以下とする。このような処理をすることで所望の引張強度を有し、且つ5%超、15%以下の残留オーステナイトを含んだ熱処理鋼線が得られる。

【0051】

本発明の熱処理鋼線は、後記実施例に示すように疲労特性に優れた特性を示す。本発明の熱処理鋼線は所望のコイル径、自由高さ、巻き数に加工して弁ばねやクラッチばね、エンジンばね、トランスミッションばねなど各種ばねを製造できる。熱処理鋼線には加工する際に必要に応じて窒化処理や真空浸炭処理などの公知の各種処理を施してもよい。

【実施例】

【0052】

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勿論可能であり、それらはいずれも本発明の技術的範囲に包含される。

【0053】

表1に示す化学成分組成の鋼塊150kgを小型真空溶解炉で溶製した後、分塊温度を模擬した表2に示す温度で加熱した後、鍛伸加工して□155mmの鋼片を作製した。この鋼片を熱間圧延した後、載置温度、および巻取り後600℃までの冷却速度（表中、「冷却速度I」と記載）、およびその後300℃までの冷却速度（表中、「冷却速度II」と記載）を表2に示すように制御して線径φ8.0mmの圧延線材を製造した。この圧延線材を皮削り処理して表層の脱炭層、疵等を除去した後、表2に示す条件でパテンティング処理してパーライト組織とした後、線径φ4.0mmになるように冷間伸線加工した。

【0054】

続いて表2に示す条件で焼入れ焼戻し処理を行った。その際、焼戻し処理は引張強度が2100～2150MPaとなるように実施し、熱処理鋼線を製造した。

【0055】

引張強度、絞り、Cr系炭化物、残留γ、疲労強度は次のように測定して表3に記載した。

【0056】

〔引張強度、絞り〕

オートグラフ（島津製作所製）にて評価間距離を200mm、ひずみ速度20mm/minとして引張り試験を行い引張強度、および破面形状から絞りを測定した。絞りが45%以上であれば靱延性に優れると判定した。

【0057】

〔Cr系炭化物〕

電界放射型走査電子顕微鏡（FE-SEM：Field Emission Scanning Electron Microscope）、およびエネルギー分散型蛍光X線分析装置（EDX：Energy Dispersive X-ray）を用いて焼戻しマルテンサイト組織中のCr系炭化物の測定を行った。鋼線の軸に対して垂直な断面（以下、「横断面」という）を切断し、その横断面において鋼線表層から深さ0.3mmの位置を観察倍率10,000倍で図1に示すように45°間隔で各275μm²、合計2,200μm²を観察した。Cr系炭化物の測定は画像解析ソフト（Media Cybernetics社製 Image Pro Plus）を用いて円相当直径が0.1μm以上のCr系炭化物の定性分析を行い、0.1μm以上0.3μm未満のCr系炭化物、0.3μm以上0.7μm未満のCr系炭化物、0.7μm以上のCr系炭化物の夫々の個数を算出し、1μm²当たりのCr系合金炭化物の個数および平均値を算出した。

【0058】

[残留 γ]

2次元微小部X線回折装置を用いて、表4に記載の分析条件にて残留 γ 量の測定を行って体積率を算出した。なお、残留 γ の効果は自径巻前後の硬さ上昇の測定値 ΔHV によって評価した。 ΔHV が50以上であればコイリング時の硬さ上昇によって高強度ばねが得られた。

【0059】

[疲労強度]

疲労強度は中村式回転曲げ疲労試験を行って評価した。焼入れ焼戻し処理後の熱処理鋼線に対してショットピーニングを行って鋼線表層に圧縮の残留応力を付与した後、220℃で20分間のひずみ取り焼鈍を行って試験片を作製した。回転曲げ試験は負荷応力1000MPaから開始し、試験片5本全てが破断することなく回転数が5,000万回に達した応力を疲労強度とした。介在物での折損が発生した場合には950MPa、900MPaと徐々に負荷応力を低下させて回転曲げ試験を実施した。900MPa以上を合格と評価した。

【0060】

【表 1】

試験No	鋼種	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Al	N	O	Ni	B
1	A	0.62	1.88	0.66	0.015	0.005	0.34	0.12	0.003	0.0033	0.0025	0.22	0.0033
2	B	0.54	2.10	0.56	0.012	0.008	0.64	0.26	0.002	0.0041	0.0033		
3	C	0.55	2.25	0.70	0.009	0.007	0.53	0.44	0.003	0.0032	0.0016	0.17	
4	D	0.67	1.72	0.94	0.013	0.010	0.38	0.18	0.003	0.0051	0.0030		
5	E	0.71	1.65	0.93	0.019	0.008	0.68	0.22	0.007	0.0045	0.0027	0.20	0.0048
6	F	0.63	1.91	1.07	0.018	0.007	0.47	0.26	0.003	0.0037	0.0022		
7	G	0.66	1.80	0.73	0.010	0.007	0.58	0.28	0.001	0.0041	0.0025		
8	H	0.59	2.41	1.39	0.015	0.009	0.43	0.37	0.000	0.0038	0.0015	0.25	
9	I	0.75	1.59	0.82	0.013	0.011	0.65	0.26	0.002	0.0042	0.0031		0.0027
10	J	0.66	1.84	1.27	0.015	0.007	0.58	0.31	0.004	0.0027	0.0028	0.11	0.0033
11	A	0.62	1.88	0.66	0.015	0.005	0.34	0.12	0.003	0.0033	0.0025	0.22	0.0033
12	B	0.54	2.10	0.56	0.012	0.008	0.64	0.26	0.002	0.0041	0.0033		
13	B	0.54	2.10	0.56	0.012	0.008	0.64	0.26	0.002	0.0041	0.0033		
14	B	0.54	2.10	0.56	0.012	0.008	0.64	0.26	0.002	0.0041	0.0033		
15	B	0.54	2.10	0.56	0.012	0.008	0.64	0.26	0.002	0.0041	0.0033		
16	C	0.55	2.25	0.70	0.009	0.007	0.53	0.44	0.003	0.0032	0.0016	0.17	
17	C	0.55	2.25	0.70	0.009	0.007	0.53	0.44	0.003	0.0032	0.0016	0.17	
18	C	0.55	2.25	0.70	0.009	0.007	0.53	0.44	0.003	0.0032	0.0016	0.17	
19	C	0.55	2.25	0.70	0.009	0.007	0.53	0.44	0.003	0.0032	0.0016	0.17	
20	C	0.55	2.25	0.70	0.009	0.007	0.53	0.44	0.003	0.0032	0.0016	0.17	
21	D	0.67	1.72	0.94	0.013	0.010	0.38	0.18	0.003	0.0051	0.0030		
22	D	0.67	1.72	0.94	0.013	0.010	0.38	0.18	0.003	0.0051	0.0030		
23	D	0.67	1.72	0.94	0.013	0.010	0.38	0.18	0.003	0.0051	0.0030		
24	K	0.87	1.80	0.93	0.015	0.009	0.62	0.15	0.003	0.0038	0.0013		
25	L	0.77	2.54	0.89	0.011	0.010	0.38	0.11	0.003	0.0039	0.0018	0.25	
26	M	0.62	1.98	0.88	0.011	0.007	0.75	0.26	0.003	0.0038	0.0016	0.18	0.0028
27	N	0.61	2.03	0.92	0.012	0.009	0.58	0.56	0.003	0.0038	0.0022		

残部：鉄、および不可避不純物 単位：質量%

【表 2】

試験 No	分塊(模擬) 加熱温度 [°C]	圧延			バテンディング			焼入れ		焼き戻し	
		載置 温度 [°C]	冷却速度I [°C/sec]	冷却速度II [°C/sec]	加熱温度 [°C]	保持時間 [sec]	冷却速度 [°C/sec]	加熱温度 [°C]	保持時間 [sec]	加熱温度 [°C]	保持時間 [sec]
1	1220	850	2.7	5.3	910	20	2.0	880	30	420	60
2	1230	910	3.3	6.4	890	40	3.0	900	40	390	70
3	1240	880	2.8	4.8	880	50	3.0	890	40	390	40
4	1230	790	1.8	7.2	950	10	2.0	920	20	430	120
5	1240	870	2.8	5.5	900	40	4.0	930	50	430	110
6	1230	880	5.3	6.4	910	30	3.0	900	30	420	70
7	1230	930	3.5	8.4	910	30	2.0	870	40	420	80
8	1210	890	4.1	7.7	860	40	5.0	880	30	400	140
9	1240	910	2.6	5.7	890	50	2.0	900	30	430	120
10	1230	870	2.8	6.5	900	30	3.0	890	40	430	80
11	1180	850	3.5	4.8	880	30	2.0	860	20	420	90
12	1190	810	3.3	5.2	880	40	3.0	880	30	410	80
13	1210	970	2.5	5.3	—	—	—	—	—	—	—
14	1220	900	0.7	4.8	930	50	3.0	920	20	390	50
15	1210	890	2.8	3.3	900	30	4.0	900	30	380	30
16	1240	900	1.9	6.3	830	30	2.0	910	40	420	40
17	1230	920	4.1	7.1	890	5	4.0	—	—	—	—
18	1240	850	3.8	4.8	920	30	0.8	880	50	400	50
19	1220	900	4.4	5.6	900	30	3.0	840	40	410	60
20	1230	880	4.3	5.7	880	20	2.0	920	5	420	90
21	1230	880	3.3	5.1	850	40	4.0	930	30	470	30
22	1210	890	4.2	6.2	920	40	3.0	920	40	460	100
23	1220	830	3.7	5.1	890	40	3.0	880	40	430	180
24	1240	890	2.8	5.8	860	50	2.0	940	40	450	90
25	1240	840	3.7	6.8	900	30	3.0	890	30	450	110
26	1230	820	3.2	7.0	910	30	4.0	940	40	430	100
27	1240	880	3.6	5.1	890	40	3.0	890	50	440	120

【 0 0 6 2 】

10

20

【表 3】

試験 No	引張強度 [MPa]	絞り [%]	Cr系炭化物 0.1-0.3um [個/um ²]	Cr系炭化物 0.3-0.7um [個/um ²]	Cr系炭化物 0.7um以上 [個/um ²]	中村式 疲労強度 [MPa]	残留γ量 [%]	自径巻前 後 [ΔHV]
1	2113	50.8	0.11	0.0005	0.0005	950	8.3	81
2	2111	48.3	0.08	0.0000	0.0000	950	10.3	120
3	2130	49.8	0.09	0.0000	0.0000	1000	9.4	83
4	2146	51.7	0.07	0.0005	0.0000	950	11.5	119
5	2144	50.3	0.14	0.0014	0.0005	900	13.2	124
6	2109	50.7	0.08	0.0005	0.0000	950	10.1	95
7	2115	48.3	0.16	0.0005	0.0000	900	7.1	91
8	2124	48.8	0.13	0.0000	0.0000	950	13.8	121
9	2148	50.8	0.18	0.0000	0.0000	950	11.1	117
10	2138	52.9	0.08	0.0005	0.0005	1000	12.8	130
11	2128	51.5	0.17	0.0018	0.0018	750	9.1	108
12	2108	53.8	0.15	0.0014	0.0014	800	11.5	110
13	-	-	-	-	-	-	-	-
14	2108	49.8	0.16	0.0028	0.0023	850	8.9	81
15	2118	46.2	0.24	0.0018	0.0005	800	10.5	92
16	2138	47.8	0.22	0.0014	0.0009	850	9.2	81
17	-	-	-	-	-	-	-	-
18	2123	52.4	0.18	0.0060	0.0041	750	11.5	92
19	2110	49.2	0.22	0.0028	0.0005	750	12.8	107
20	2103	50.7	0.43	0.0083	0.0009	700	9.0	89
21	2114	48.5	0.32	0.0018	0.0005	800	4.2	33
22	2121	50.1	0.19	0.0014	0.0009	700	4.5	38
23	2115	52.9	0.24	0.0041	0.0005	800	3.8	25
24	2316	37.1	0.54	0.0147	0.0005	700	13.4	131
25	2207	35.1	0.19	0.0014	0.0009	750	8.5	89
26	2125	49.5	0.27	0.0064	0.0037	800	12.1	107
27	2133	48.2	0.37	0.0083	0.0028	750	10.9	102

【0063】

【表 4】

分析条件 (反射法)	項目	条件
	コリメータ	φ 300um
	ω角	25° ~35° 揺動(2° /sec)
	φ角	-20° ~+20° 揺動(2° /sec)
	測定時間(露光)	30min

【0064】

これらの結果から、次のように考察できる。試験No. 1~10は本発明で規定する要件を満足する発明例である。これらはいずれも優れた疲労特性を有していた。

【0065】

試験No. 11、12は、分塊温度が低い例である。これらの例では0.7μm以上の粗大な炭化物が多くなり、疲労強度が低下した。

【0066】

試験No. 13は、載置温度が高い例である。この例は圧延材に過冷組織が生じ圧延線材の皮削り処理時に断線したため、試験を中止した。

【0067】

試験No. 14は、載置温度から600℃までの冷却速度が遅い例である。この例では0.3μm以上、0.7μm未満のCr系炭化物、および0.7μm以上のCr系炭化物が多くなり、疲労強度が低下した。

【0068】

試験No. 15は、圧延後300℃までの冷却速度（表中、「冷却速度II」）が遅かった例である。この例では0.1μm以上、0.3μm未満のCr系炭化物が多くなり、疲労強度が低下した。

【0069】

試験No. 16は、パテンティング時の加熱温度が低い例である。この例では0.1μm以上、0.3μm未満のCr系炭化物が多くなり、疲労強度が低下した。

【0070】

試験No. 17は、パテンティング時の加熱保持時間が短い例である。この例は不完全組織となり伸線工程で断線が生じたため、試験を中止した。

【0071】

10

試験No. 18は、パテンティング時の冷却速度が遅い例である。この例では0.3μm以上、0.7μm未満のCr系炭化物、および0.7μm以上のCr系炭化物が多くなり、疲労強度が低下した。

【0072】

試験No. 19は、焼入れ時の加熱温度が低い例である。この例では0.1μm以上、0.3μm未満のCr系炭化物、0.3μm以上、0.7μm未満のCr系炭化物が多くなり、疲労強度が低下した。

【0073】

試験No. 20は、焼入れ時の保持時間が短い例である。この例では0.1μm以上、0.3μm未満のCr系炭化物、0.3μm以上、0.7μm未満のCr系炭化物が多くなり、疲労強度が低下した。

20

【0074】

試験No. 21は、焼戻し温度が高い例である。この例では0.1μm以上、0.3μm未満のCr系炭化物が多くなり、疲労強度が低下した。また、残留γ量も少なかった。

【0075】

試験No. 22は、焼戻し温度が高い例である。この例では残留γ量が少なくコイリング後の硬さ上昇が少ないため高強度ばねが得られない。

【0076】

試験No. 23は、焼戻しの保持時間が長かった。この例は0.1μm以上、0.3μm未満のCr系炭化物、0.3μm以上、0.7μm未満のCr系炭化物が多くなり、疲労強度が低下した。また、残留γ量も少なかった。

30

【0077】

試験No. 24は、C含有量が多い例である。この例は引張強度が高く、絞りが低かった。また0.1μm以上、0.3μm未満のCr系炭化物、および0.3μm以上、0.7μm未満のCr系炭化物が多くなり、疲労強度が低下した。

【0078】

試験No. 25は、Si含有量が多い例である。この例は引張強度が高く、絞りが低かった。また韌延性に乏しく疲労強度が低下した。

【0079】

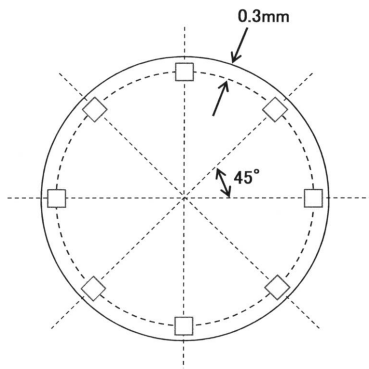
試験No. 26は、Cr含有量が多い例である。この例ではCr系炭化物が多くなり、疲労強度が低下した。

40

【0080】

試験No. 27は、V含有量が多い例である。この例ではCrとVの複合合金炭化物が多くなり、疲労強度が低下した。

【図 1】



Cr系炭化物、残留γ量、自径巻前後のHV測定箇所

フロントページの続き

(51)Int.Cl. F I
C 2 1 D 9/52 (2006.01) C 2 1 D 9/52 1 0 3 Z
C 2 1 D 1/06 (2006.01) C 2 1 D 1/06 A

(72)発明者 増田 智一
兵庫県神戸市灘区灘浜東町2番 株式会社神戸製鋼所 神戸製鉄所内

審査官 鈴木 葉子

(56)参考文献 特開2013-213238 (JP, A)
国際公開第2007/114491 (WO, A1)
特開2006-183137 (JP, A)
特開2002-180198 (JP, A)
特開平05-320827 (JP, A)
特開平04-006211 (JP, A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)
C 2 2 C 38/00-38/60
C 2 1 D 8/00- 8/10
C 2 1 D 9/00- 9/44, 9/50
C 2 1 D 9/52- 9/66