

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特許公報(B2)

(11) 特許番号

特許第5880795号  
(P5880795)

(45) 発行日 平成28年3月9日(2016.3.9)

(24) 登録日 平成28年2月12日(2016.2.12)

(51) Int.Cl.	F 1		
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00	3 0 1 A	
C 2 2 C 38/60 (2006.01)	C 2 2 C 38/60		
C 2 1 D 8/00 (2006.01)	C 2 1 D 8/00	B	

請求項の数 3 (全 21 頁)

(21) 出願番号	特願2015-536705 (P2015-536705)	(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26年10月1日(2014.10.1)	(74) 代理人	110002044 特許業務法人ブライタス
(86) 国際出願番号	PCT/JP2014/076260	(72) 発明者	祐谷 将人 日本国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
(87) 国際公開番号	W02015/050151	(72) 発明者	東田 真志 日本国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
(87) 国際公開日	平成27年4月9日(2015.4.9)	(72) 発明者	松本 斉 日本国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27年7月23日(2015.7.23)		
(31) 優先権主張番号	特願2013-207125 (P2013-207125)		
(32) 優先日	平成25年10月2日(2013.10.2)		
(33) 優先権主張国	日本国(JP)		
早期審査対象出願			

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 時効硬化性鋼

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、C : 0.05 ~ 0.20%、Si : 0.01%以上0.35%未満、Mn : 1.5 ~ 2.05%、S : 0.005 ~ 0.08%、Cr : 0.03 ~ 0.50%、Al : 0.005 ~ 0.05%、V : 0.25 ~ 0.50%、Mo : 0 ~ 1.0%、Cu : 0 ~ 0.3%、Ni : 0 ~ 0.3%、Ca : 0 ~ 0.005%およびBi : 0 ~ 0.4%と

残部がFeおよび不純物とからなり、

不純物中のP、TiおよびNが、P : 0.03%以下、Ti : 0.005%未満およびN : 0.0080%未満であり、

さらに、下記の、(1)式で表わされるF1が0.68以上、(2)式で表わされるF2が0.85以下、かつ(3)式で表わされるF3が0.00以上である化学組成を有し、

面積率で70%以上がベイナイトである組織を有する、時効硬化性鋼。

$$F1 = C + 0.3Mn + 0.25Cr + 0.6Mo \dots (1)$$

$$F2 = C + 0.1Si + 0.2Mn + 0.15Cr + 0.35V + 0.2Mo \dots (2)$$

$$F3 = -4.5C + Mn + Cr - 3.5V - 0.8Mo \dots (3)$$

上記の(1)~(3)式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を意味する。

【請求項2】

化学組成が、質量%で、下記の 1 ~ 3 に示される元素から選択される1種以上

を含有する、請求項 1 に記載の時効硬化性鋼。

1 Mo : 0.05 ~ 1.0 %

2 Cu : 0.1 ~ 0.3 % および Ni : 0.1 ~ 0.3 %、ならびに

3 Ca : 0.0005 ~ 0.005 % および Bi : 0.03 ~ 0.4 %

【請求項 3】

硬さが 290HV 以下である、請求項 1 または 2 に記載の時効硬化性鋼。

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、時効硬化性鋼に関する。より詳しくは、本発明は、熱間鍛造と切削加工によ  
って所定の形状に加工された後、時効硬化処理（以下、単に「時効処理」という。）が施  
され、当該時効処理によって所望の強度と靱性を確保することが行われる自動車、産業機  
械、建設機械などの機械部品を製造するための素材として極めて好適に用いることができ  
る鋼に関する。

10

【背景技術】

【0002】

エンジンの高出力化、燃費向上を目指した軽量化などの観点から、自動車、産業機械、  
建設機械などの機械部品には、高い疲労強度が要求されている。鋼に高い疲労強度を具備  
させるだけであれば、合金元素および/または熱処理を利用して鋼の硬さを上げることで  
、容易に達成できる。しかし、一般に、上記の機械部品は、熱間鍛造により成形され、そ  
の後、切削加工によって所定の製品形状に仕上げられる。このため、上記機械部品の素材  
となる鋼は高い疲労強度とともに十分な被削性を同時に備えていなければならない。一般  
的には、疲労強度は素材の硬さが高いものほど優れる。一方で、被削性のうち、切削抵抗  
と工具寿命は、素材の硬さが高いものほど劣る傾向にある。

20

【0003】

そこで、疲労強度と被削性を両立させるために、良好な被削性が要求される成形段階  
では硬さを低く抑えることができ、一方、その後、時効処理を施して強度が要求される最終  
の製品段階では硬さを高くすることができる、種々の技術が開示されている。

【0004】

例えば、特許文献 1 には次の時効硬化鋼が開示されている。

30

【0005】

すなわち、質量%で、C : 0.11 ~ 0.60 %、Si : 0.03 ~ 3.0 %、Mn :  
0.01 ~ 2.5 %、Mo : 0.3 ~ 4.0 %、V : 0.05 ~ 0.5 % および Cr :  
0.1 ~ 3.0 % を含有し、必要に応じて、Al : 0.001 ~ 0.3 %、N : 0.005  
~ 0.025 %、Nb : 0.5 % 以下、Ti : 0.5 % 以下、Zr : 0.5 % 以下、Cu  
: 1.0 % 以下、Ni : 1.0 % 以下、S : 0.01 ~ 0.20 %、Ca : 0.003 ~  
0.010 %、Pb : 0.3 % 以下および Bi : 0.3 % 以下のうちの 1 種以上を含み、  
残部が Fe と不可避的不純物から成り、各成分間では、

$4C + Mn + 0.7Cr + 0.6Mo - 0.2V \leq 2.5$ 、

$C + Mo / 16 + V / 5.7$ 、

$V + 0.15Mo \leq 0.4$

40

を満たす関係が成立しており、圧延、鍛造、または溶体化処理後に、温度 800 から 3  
00 の間は 0.05 ~ 10 / 秒の平均冷却速度で冷却され、時効処理前においては、  
ベイナイト組織の面積率が 50 % 以上で、かつ硬さは 40HRC 以下であり、時効処理に  
よって、硬さが時効処理前の硬さよりも 7HRC 以上高くなることを特徴とする「時効硬  
化鋼」が開示されている。

【0006】

特許文献 2 には次のベイナイト鋼が開示されている。

【0007】

すなわち、質量%で、C : 0.14 ~ 0.35 %、Si : 0.05 ~ 0.70 %、Mn

50

: 1.10 ~ 2.30%、S: 0.003 ~ 0.120%、Cu: 0.01 ~ 0.40%、Ni: 0.01 ~ 0.40%、Cr: 0.01 ~ 0.50%、Mo: 0.01 ~ 0.30%、および、V: 0.05 ~ 0.45%を含有し、必要に応じて、Ti: 0.001 ~ 0.100%、および、Ca: 0.0003 ~ 0.0100%から選択される1種以上を含有し、残部がFeおよび不可避的不純物からなり、

$13[C] + 8[Si] + 10[Mn] + 3[Cu] + 3[Ni] + 22[Mo] + 11[V] \leq 30$ 、

$5[C] + [Si] + 2[Mn] + 3[Cr] + 2[Mo] + 4[V] \leq 7.3$ 、

$2.4 \leq 0.3[C] + 1.1[Mn] + 0.2[Cu] + 0.2[Ni] + 1.2[Cr] + 1.1[Mo] + 0.2[V] \leq 3.1$ 、

$2.5 \leq [C] + [Si] + 4[Mo] + 9[V]$ 、

$[C] \leq [Mo] / 16 + [V] / 3$

を満たすことを特徴とする「ベイナイト鋼」が開示されている。

【0008】

また、特許文献3および特許文献4には、所定の化学組成または組織を有する時効硬化性鋼が開示されており、特許文献5および特許文献6には、機械構造用鋼部品を得る方法として、鋼材を熱間鍛造後所定の速度で冷却し、その後所定の温度範囲で時効処理を施す方法が開示されている。

【先行技術文献】

【特許文献】

【0009】

【特許文献1】特開2006-37177号公報

【特許文献2】特開2011-236452号公報

【特許文献3】国際公開第2010/090238号

【特許文献4】国際公開第2011/145612号

【特許文献5】国際公開第2012/161321号

【特許文献6】国際公開第2012/161323号

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

【0010】

ところが、時効処理によって鋼中に微細な二次相を析出させることで高い強度を得ようとする、鋼の靱性は劣化する。

【0011】

靱性が劣化した鋼は切欠感受性が高まる。切欠感受性が高くなると、鋼の疲労強度は微細な表面傷の影響を受け易くなる。

【0012】

また、靱性が低い鋼は一旦疲労き裂が発生すると、き裂の進展が速くなり、かつ破壊も大規模なものとなる。

【0013】

さらに、熱間鍛造で生じた歪を冷間で矯正しようとした場合、鋼の靱性が低くなりすぎると、冷間でも矯正が困難になることもある。

【0014】

特許文献1で開示された鋼は、時効処理前の硬さが40HRCまで許容されており、硬さが非常に高いため、被削性の確保が困難であり、具体的には切削抵抗が高く、工具寿命が短くなるため、切削コストが高んでしまう。具体的な例として開示されている鋼には、時効処理前の硬さが40HRCを下回るものも含まれているが、それらは1.4%以上のMoを含有しているうえに、靱性が全く考慮されていない。

【0015】

特許文献2で開示された鋼は、合金元素の含有量を、特定のパラメータ式を満たすように調整することで、Moの含有量を比較的少なくしつつ、時効処理前(熱間鍛造後)の硬

10

20

30

40

50

さが300HV以下で、時効処理後の硬さが300HV以上となっている。ところが、時効処理後の靱性を高める工夫が十分にはなされていない。

【0016】

そこで、本発明の目的は、下記の<1>~<3>を満たす時効硬化性鋼を提供することにある。

【0017】

<1>切削抵抗および工具寿命と関係する熱間鍛造後の硬さが十分に低いこと。なお、以下の説明においては、熱間鍛造後の硬さを、「時効処理前の硬さ」という。

【0018】

<2>時効処理によって硬化し、機械部品に所望の疲労強度を具備させることができること。

10

【0019】

<3>時効処理後の靱性が高いこと。

【0020】

具体的には、本発明の目的は、時効処理前の硬さが290HV以下であり、時効処理によって硬さがHVで25以上硬化し、かつ後述する疲労強度が350MPa以上であり、さらにJIS Z 2242に記載の、ノッチ深さ2mmおよびノッチ底半径1mmのUノッチ付きの標準試験片を用いて実施したシャルピー衝撃試験で評価した時効処理後の20での吸収エネルギーが16J以上となる時効硬化性鋼を、鋼中のMo含有量が1.0質量%以下の化学組成で提供することである。

20

【課題を解決するための手段】

【0021】

本発明者らは、前記の課題を解決するために、まず、化学組成を種々に調整した鋼を用いて、調査を実施した。その結果、下記(a)~(c)の知見を得た。

【0022】

(a)Vは、高温からの放冷時の炭化物の析出ピークが750~700程度である。例えば、0.3質量%のVと0.1質量%のCを含む鋼においては、Vは一旦マトリックス中に固溶すると850付近までは析出しないため、熱間鍛造中の析出を抑制することが比較的容易である。

【0023】

30

(b)Vの炭化物は、オーステナイトがフェライトへ変態する際に相界面で析出しやすい。したがって、熱間鍛造後の冷却中に初析フェライトが多量に生成した場合には、Vの炭化物が相界面で析出し、固溶Vの量が減少するので、時効処理中に析出して硬化するのに必要な量の固溶Vが確保できなくなる。

【0024】

(c)したがって、時効処理前の段階で固溶Vを確保するためには、熱間鍛造後の組織において、主相をベイナイトにすることが必要である。

【0025】

そこで次に、本発明者らは、0.25質量%以上のVを含む鋼について、鋼の化学組成を種々に変化させて、組織のベイナイトの面積率が安定して高くなるための条件を調査した。さらに、それらの鋼に時効処理を施した際の時効硬化能を調査した。その結果、下記(d)~(f)の知見を得た。

40

【0026】

(d)熱間鍛造後の組織は、C、Mn、CrおよびMoの含有量と密接な相関を有する。すなわち、上記元素の含有量が、後述する焼入れ性の指標を示す(1)式で表される値が特定の範囲となるように制御されておれば、固溶Vの確保に有害な初析フェライトの多量の析出が抑制される。このため、容易に、ベイナイトを主相とする組織、つまり、面積率で70%以上がベイナイトである組織になり、十分な量の固溶Vを確保できる。

【0027】

(e)C、Mn、CrおよびMoの含有量が、上記(d)で述べた(1)式が特定の範囲

50

となるという条件を満たすだけでは、固溶強化などの作用によって、時効処理前の硬さが高くなるので切削時の切削抵抗が上昇し、工具寿命が低下することがある。

【0028】

(f) 一方、C、Si、Mn、Cr、VおよびMoの含有量が、後述する(2)式で表される値が特定の範囲となるように制御されておれば、上記時効処理前の硬さを低く保つことができる。

【0029】

そこでさらに、本発明者らは、0.25質量%以上のVを含み、C、Si、Mn、Cr、MoおよびVの含有量が上記の(d)および(f)で述べた条件をともに満たす鋼を熱間鍛造した後に時効処理を施し、ノッチ深さ2mmおよびノッチ底半径1mmのUノッチ付きの標準試験片を用いて実施したシャルピー衝撃試験で評価した時効処理後の20での吸収エネルギーが16J以上となる条件を調査した。その結果、下記の(g)~(i)の知見を得た。

【0030】

(g) 時効処理後の靱性を劣化させる元素はC、V、MoおよびTiである。このうち、Tiは、Nおよび/またはCと結合することで、TiNおよび/またはTiCを形成する。TiNおよび/またはTiCが析出すると、疲労強度は高くなることもあるが、靱性を大幅に低下させる。Tiの靱性を劣化させる作用の強さは、同じ析出強化元素であるVおよびMoと比較すると、極めて大きい。そのため、Tiは極力制限しなければならない。Cは、鋼中でセメンタイトを形成し、へき開破壊の起点となり得る。C量に対して過剰な量のVやMoを含有した鋼を時効処理した場合であっても、一部のセメンタイトは残存する。VとMoも、時効処理によってマトリックスの同一の結晶面に炭化物を析出することで、へき開破壊の進展を助長して靱性を劣化させる。したがって、靱性を高めるためには、C、VおよびMoの含有量を少なくする必要がある。

【0031】

(h) また、靱性を高めるためには、ベイナイト組織を微細化させる必要がある。ベイナイト組織を微細化するためには、オーステナイトからのベイナイトの変態温度を低くすればよい。ベイナイトの変態温度を低くするためには、ベイナイト変態開始温度を低下させるMnおよびCrの含有量を多くすればよい。

【0032】

(i) 以上のことから、高い強度を持つ時効硬化性鋼に十分な靱性を付与するためには、C、Mn、Cr、VおよびMoの含有量について、後述する時効処理後の靱性の指標を示す(3)式で表される値が特定の値以上となるように制御する必要があり、さらに、鋼中に靱性に有害な介在物および析出物が含まれないように、Tiの含有量を特定の値以下にする必要がある。

【0033】

本発明は、上記の知見を基にしてなされたもので、その要旨は、下記に示す時効硬化性鋼にある。

【0034】

(1) 質量%で、C: 0.05~0.20%、Si: 0.01~0.50%、Mn: 1.5~2.05%、S: 0.005~0.08%、Cr: 0.03~0.50%、Al: 0.005~0.05%、V: 0.25~0.50%、Mo: 0~1.0%、Cu: 0~0.3%、Ni: 0~0.3%、Ca: 0~0.005%およびBi: 0~0.4%と、残部がFeおよび不純物とからなり、

不純物中のP、TiおよびNが、P: 0.03%以下、Ti: 0.005%未満およびN: 0.0080%未満であり、

さらに、下記の、(1)式で表わされるF1が0.68以上、(2)式で表わされるF2が0.85以下、かつ(3)式で表わされるF3が0.00以上である化学組成を有し、面積率で70%以上がベイナイトである組織を有する、時効硬化性鋼。

$$F1 = C + 0.3Mn + 0.25Cr + 0.6Mo \dots (1)$$

10

20

30

40

50

$F2 = C + 0.1Si + 0.2Mn + 0.15Cr + 0.35V + 0.2Mo \dots (2)$

$F3 = -4.5C + Mn + Cr - 3.5V - 0.8Mo \dots (3)$

上記の(1)~(3)式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を意味する。

【0035】

(2) 化学組成が、質量%で、下記の 1 ~ 3 に示される元素から選択される 1 種以上を含有する上記(1)に記載の時効硬化性鋼。

1 Mo : 0.05 ~ 1.0%

2 Cu : 0.1 ~ 0.3% および Ni : 0.1 ~ 0.3%、ならびに

3 Ca : 0.0005 ~ 0.005% および Bi : 0.03 ~ 0.4%

10

【0037】

(3) 硬さが 290HV 以下である、上記(1)または(2)に記載の時効硬化性鋼。

【発明の効果】

【0038】

本発明の時効硬化性鋼は、時効処理前の硬さが 290HV 以下となる。しかも、本発明の時効硬化性鋼を用いれば、切削加工の後に施される時効処理によって硬さが HV で 25 以上硬化するとともに、350MPa 以上の疲労強度と、ノッチ深さ 2mm およびノッチ底半径 1mm の U ノッチ付きの標準試験片を用いて実施したシャルピー衝撃試験で評価した時効処理後の 20 での吸収エネルギーが 16J 以上という優れた靱性を確保することができる。このため、本発明の時効硬化性鋼は、自動車、産業機械、建設機械などの機械部品の素材として極めて好適に用いることができる。

20

【図面の簡単な説明】

【0039】

【図1】実施例で用いた一軸の引張圧縮型の疲労試験片の形状を示す図である。図中の数値は寸法(単位: mm)を示す。

【発明を実施するための形態】

【0040】

以下、本発明の各要件について詳しく説明する。なお、各元素の含有量の「%」は「質量%」を意味する。

【0041】

30

C : 0.05 ~ 0.20%

C は、本発明において重要な元素である。C は、V と結合して炭化物を形成し、鋼を強化する。しかしながら、C の含有量が 0.05% 未満では、V の炭化物が析出し難くなるため、所望の強化効果が得られない。一方、C の含有量が多くなりすぎると、V や Mo と結合しない C が Fe と炭化物(セメントイト)を形成する量が増えるため、靱性を劣化させてしまう。したがって、C の含有量を 0.05 ~ 0.20% とした。C の含有量は、0.08% 以上とすることが好ましく、0.10% 以上とすることが一層好ましい。また、C の含有量は 0.18% 以下とすることが好ましく、0.16% 以下とすることが一層好ましい。

【0042】

40

Si : 0.01 ~ 0.50%

Si は、製鋼時の脱酸元素として有用であると同時に、マトリックスに固溶して鋼の強度を向上させる作用を有する。これらの効果を十分に得るためには、Si は 0.01% 以上の含有量とする必要がある。しかしながら、Si の含有量が過剰になると、鋼の熱間加工性を低下させ、また時効処理前の硬さが高くなる。したがって、Si の含有量を 0.01 ~ 0.50% とした。Si の含有量は、0.06% 以上とすることが好ましい。また、Si の含有量は、0.45% 以下とすることが好ましく、0.35% を下回ることが一層好ましい。

【0043】

Mn : 1.5 ~ 2.5%

50

Mnは、焼入れ性を向上させ、組織の主相をベイナイトにする効果を持つ。さらに、ベイナイト変態温度を低下させることで、ベイナイト組織を微細化させてマトリックスの靱性を高める効果も持つ。また、Mnは、鋼中でMnSを形成して切削時の切り屑処理性を向上させる作用を有する。これらの効果を十分に得るためには、Mnは少なくとも1.5%の含有量とする必要がある。しかしながら、Mnは鋼の凝固時に偏析しやすい元素であるため、含有量が多くなりすぎると、熱間鍛造後の部品内の硬さのバラツキが大きくなることを避けられない。したがって、Mnの含有量を1.5~2.5%とした。Mnの含有量は、1.6%以上とすることが好ましく、1.7%以上とすることが一層好ましい。また、Mnの含有量は、2.3%以下とすることが好ましく、2.1%以下とすることが一層好ましい。

10

## 【0044】

S: 0.005 ~ 0.08%

Sは、鋼中でMnと結合してMnSを形成し、切削時の切り屑処理性を向上させるので、0.005%以上含有させる必要がある。しかしながら、Sの含有量が多くなると、粗大なMnSが増加して靱性と疲労強度を劣化させる。したがって、Sの含有量を0.005~0.08%とした。Sの含有量は、0.01%以上とすることが好ましい。また、Sの含有量は、0.05%以下とすることが好ましく、0.03%以下とすることが一層好ましい。

## 【0045】

Cr: 0.03 ~ 0.50%

Crは、Mnと同様に焼入れ性を高め、組織の主相をベイナイトにする効果を持つ。さらに、ベイナイト変態温度を低下させることで、ベイナイト組織を微細化させてマトリックスの靱性を高める効果も持つ。しかしながら、Crの含有量が0.50%を超えると、焼入れ性が大きくなって、部品の大きさや部位によっては時効処理前の硬さが290HVを超えることがある。したがって、Crの含有量を0.03~0.50%とした。Crの含有量は、0.05%以上とすることが好ましく、0.15%以上とすることが一層好ましい。

20

## 【0046】

Al: 0.005 ~ 0.05%

Alは脱酸作用を有する元素であり、この効果を得るために0.005%以上の含有量とする必要がある。しかし、Alを過剰に含有すると、粗大な酸化物が生成するようになり、靱性が低下する。したがって、Alの含有量を0.005~0.05%とした。Alの含有量は、0.04%以下とすることが好ましい。

30

## 【0047】

V: 0.25 ~ 0.50%

Vは、本発明の鋼における最も重要な元素である。Vは、時効処理の際にCと結合して微細な炭化物を形成することで、疲労強度を高める作用がある。また、鋼中にMoを含有した場合、Vには、時効処理によって、Moと複合して析出し、時効硬化能を一層高める効果もある。これらの効果を十分に得るためには、Vは0.25%以上の含有量とする必要がある。しかしながら、Vの含有量が過剰になると、熱間鍛造時の加熱においても未固溶の炭窒化物が残りやすくなって靱性の低下を招く。しかも、Vの含有量が過剰になると、時効処理前の硬さが高くなってしまう場合がある。したがって、Vの含有量を0.25~0.50%とした。Vの含有量は、0.45%を下回ることが好ましく、0.40%以下とすることが一層好ましい。また、Vの含有量は、0.27%以上とすることが好ましい。

40

## 【0048】

Mo: 0 ~ 1.0%

MoはVと同様に、炭化物の析出温度が比較的低く、時効硬化に活用しやすい元素である。Moは、焼入れ性を高め、熱間鍛造後の組織の主相をベイナイトとするとともに、その面積率を大きくする作用を有する。Moは、Vと複合的に炭化物を形成して、時効硬化

50

能を大きくする作用も有する。このため、必要に応じてM oを含有させてもよい。しかしながら、M oは非常に高価な元素であるため、含有量が多くなると鋼の製造コストが増大し、さらには靱性も低下する。したがって、M oを含有させる場合には、その量を1.0%以下とした。M oの含有量は、0.50%以下とすることが好ましく、0.40%以下とすることが一層好ましく、0.30%を下回ることがより一層好ましい。

【0049】

一方、上記のM oの効果を安定して得るためには、その含有量を0.05%以上とすることが望ましく、0.10%以上とすることが一層望ましい。

【0050】

C uおよびN iは、いずれも、疲労強度を高める作用を有する。このため、より大きな疲労強度を得たい場合には、これらの元素を以下に述べる範囲で含有させてもよい。

10

【0051】

C u：0～0.3%

C uは、疲労強度を向上させる作用を有する。このため、必要に応じてC uを含有させてもよい。しかしながら、C uの含有量が多くなると、熱間加工性が低下する。したがって、C uを含有させる場合には、その量を0.3%以下とした。C uの含有量は、0.25%以下とすることが好ましい。

【0052】

一方、上記のC uの疲労強度を高める効果を安定して得るためには、その含有量を0.1%以上とすることが望ましい。

20

【0053】

N i：0～0.3%

N iは、疲労強度を向上させる作用を有する。さらに、N iは、C uによる熱間加工性の低下を抑制する作用も有する。このため、必要に応じてN iを含有させてもよい。しかしながら、N iの含有量が多くなると、コストが嵩むことに加えて上記の効果も飽和する。したがって、N iを含有させる場合には、その量を0.3%以下とした。N iの含有量は、0.25%以下とすることが好ましい。

【0054】

一方、上記のN iの効果を安定して得るためには、その含有量を0.1%以上とすることが望ましい。

30

【0055】

上記のC uおよびN iは、そのうちのいずれか1種のみ、または、2種の複合で含有させることができる。含有させる場合の上記元素の合計含有量は、C uおよびN iの含有量がそれぞれの上限值である場合の0.6%であってもよい。

【0056】

C aおよびB iは、いずれも、切削時の工具寿命を長寿命化する作用を有する。このため、工具寿命を一層長くさせたい場合には、これらの元素を以下に述べる範囲で含有させてもよい。

【0057】

C a：0～0.005%

C aは、工具寿命を長寿命化する作用を有する。このため、必要に応じてC aを含有させてもよい。しかしながら、C aの含有量が多くなると、粗大な酸化物を形成し、靱性を劣化させる。したがって、C aを含有させる場合には、その量を0.005%以下とした。C aの含有量は、0.0035%以下とすることが好ましい。

40

【0058】

一方、上記のC aの工具寿命を長寿命化する効果を安定して得るためには、C aの含有量を0.0005%以上とすることが望ましい。

【0059】

B i：0～0.4%

B iは、切削抵抗を低下させて工具寿命を長寿命化させる作用を有する。このため、必

50

要に応じて B i を含有させてもよい。しかしながら、B i の含有量が多くなると、熱間加工性の低下をきたす。したがって、B i を含有させる場合には、その量を 0.4% 以下とした。B i の含有量は、0.3% 以下とすることが好ましい。

【0060】

一方、上記の B i の工具寿命を長寿命化する効果を安定して得るためには、B i の含有量を 0.03% 以上とすることが望ましい。

【0061】

上記の C a および B i は、そのうちのいずれか 1 種のみ、または、2 種の複合で含有させることができる。含有させる場合のこれらの元素の合計含有量は、C a および B i の含有量がそれぞれの上限值である場合の 0.405% であっても構わないが、0.3% 以下とすることが好ましい。

10

【0062】

本発明の時効硬化性鋼は、上述の元素と、残部が F e および不純物とからなり、不純物中の P、T i および N が、P : 0.03% 以下、T i : 0.005% 未満および N : 0.0080% 未満であり、さらに、前記の、(1) 式で表わされる F 1 が 0.68 以上、(2) 式で表わされる F 2 が 0.85 以下、かつ (3) 式で表わされる F 3 が 0.00 以上である化学組成を有する鋼である。

【0063】

なお、不純物とは、鉄鋼材料を工業的に製造する際に、原料としての鉱石、スクラップまたは製造環境などから混入するものを指す。

20

【0064】

P : 0.03% 以下

P は、不純物として含有され、本発明において好ましくない元素である。すなわち、P は、粒界に偏析することで靱性を低下させる。したがって、P の含有量を 0.03% 以下とした。P の含有量は、0.025% 以下とすることが好ましい。

【0065】

T i : 0.005% 未満

T i は、不純物として含有され、本発明において特に好ましくない元素である。すなわち、T i は、N および / または C と結合することで、T i N および / または T i C を形成して靱性の低下を招き、特にその含有量が 0.005% 以上になると、大きく靱性を劣化させる。したがって、T i の含有量を 0.005% 未満とした。良好な靱性を確保するためには、T i の含有量は、0.0035% 以下とすることが好ましい。

30

【0066】

N : 0.0080% 未満

N は、不純物として含有され、本発明においては、V を窒化物として固定してしまう好ましくない元素である。すなわち、窒化物として析出した V は時効硬化に寄与しなくなるため、窒化物の析出を抑制するために、N の含有量は低くしなければならない。そのためには、N の含有量は 0.0080% 未満とすることが必要である。N の含有量は、0.0070% 以下とすることが好ましく、0.0060% 未満とすることが一層好ましい。

【0067】

F 1 : 0.68 以上

本発明の時効硬化性鋼は、

$$F 1 = C + 0.3 M n + 0.25 C r + 0.6 M o \cdots \cdots (1)$$

で表される F 1 が、0.68 以上でなければならない。

【0068】

既に述べたとおり、上記の (1) 式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を意味する。

【0069】

F 1 は、焼入れ性に対する指標である。鋼に含まれる各合金元素の量が上述した範囲内であれば、F 1 が上記の条件を満たせば、熱間鍛造後の組織がベイナイトを主相とするも

40

50

のになる。

【0070】

F1が0.68未満の場合、熱間鍛造後の組織に初析フェライトが混入し、Vの炭化物が相界面で析出するため、時効処理前の硬さが上昇したり、時効硬化能が小さくなったりする。

【0071】

F1は、0.70以上であることが好ましく、0.72以上であることが一層好ましい。また、F1は、1.0以下であることが好ましく、0.98以下であることが一層好ましい。

【0072】

F2: 0.85以下

本発明の時効硬化性鋼は、

$F2 = C + 0.1Si + 0.2Mn + 0.15Cr + 0.35V + 0.2Mo \cdots \cdots (2)$

で表されるF2が、0.85以下でなければならない。

【0073】

既に述べたとおり、上記の(2)式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を意味する。

【0074】

F2は、時効処理前の硬さを示す指標である。本発明の時効硬化性鋼が、上記のF1の条件を満たすだけでは、時効処理前の硬さが高くなりすぎて、切削加工時の切削抵抗が大きくなり、工具寿命も短寿命化する場合がある。

【0075】

すなわち、F2が0.85を超えると時効処理前の硬さが高くなりすぎる。時効処理前の硬さを290HV以下とするためには、上記した各合金元素の含有量を規定した範囲内とし、かつ、F1の条件を満たした上で、F2の条件を満たす必要がある。

【0076】

F2は、0.82以下であることが好ましく、0.80以下であることが一層好ましい。また、F2は、0.55以上であることが好ましく、0.60以上であれば一層好ましい。

【0077】

F3: 0.00以上

本発明の時効硬化性鋼は、

$F3 = -4.5C + Mn + Cr - 3.5V - 0.8Mo \cdots \cdots (3)$

で表されるF3が、0.00以上でなければならない。

【0078】

既に述べたとおり、上記の(3)式中の元素記号は、その元素の質量%での含有量を意味する。

【0079】

F3は、時効処理後の靱性を示す指標である。すなわち、F1およびF2の条件を満たすだけでは、時効処理後の靱性が低下して目標とする靱性を確保できない場合がある。

【0080】

すなわち、F3が0.00未満の場合、時効処理後の靱性が低下する。目標とする靱性を確保するためには、上記した各合金元素の含有量を規定した範囲内とし、かつ、F1の条件、および、F2の条件を満たした上で、F3の条件を満たす必要がある。

【0081】

F3は、0.01以上であることが好ましい。

【0082】

なお、F1が0.68以上、かつF2が0.85以下であれば、F3の上限について特に限定を設ける必要はない。

10

20

30

40

50

## 【0083】

本発明の時効硬化性鋼は、ベイナイトの平均ブロックサイズが15～60 μmであることが好ましい。本発明でベイナイトの「ブロック」とは、EBSD (Electron Back Scatter Diffraction) 法により、組織の方位解析を実施した場合に、方位差が15°以上の境界で囲まれた領域をいう。ベイナイトの平均ブロックサイズが大きいほど、時効前の硬さが低いため、良好な被削性が得られる。一方、平均ブロックサイズが大きすぎると、靱性が低くなる。平均ブロックサイズは、20 μm以上がより好ましい。また、平均ブロックサイズは、45 μm以下がより好ましく、30 μm以下がより一層好ましい。

## 【0084】

本発明の時効硬化性鋼の製造方法は特に限定するものではなく、一般的な方法で溶製して化学組成を調整すればよい。

## 【0085】

以下に、上記のようにして製造した本発明の時効硬化性鋼を素材として、自動車、産業機械、建設機械などの機械部品を製造する方法の一例を示す。

## 【0086】

まず、化学組成を前述の範囲に調整した鋼から、熱間鍛造に供する材料(以下、「熱間鍛造用素材」という。)を作製する。

## 【0087】

上記の熱間鍛造用素材としては、インゴットを分塊圧延したビレット、連続鍛造材を分塊圧延したビレット、あるいはこれらのビレットを熱間圧延または熱間鍛造した棒鋼など、どのようなものでも構わない。

## 【0088】

次いで、上記の熱間鍛造用素材を熱間鍛造し、さらに切削加工して所定の部品形状に仕上げる。

## 【0089】

なお、上記の熱間鍛造は、例えば、熱間鍛造用素材を1100～1350 で0.1～300分加熱した後、仕上げ鍛造後の表面温度が900 以上となるようにして鍛造を行い、その後、800～400 の温度領域の平均冷却速度を10～90 /分(0.2～1.5 /秒)として室温まで冷却する。このようにして冷却した後、さらに切削加工して、所定の部品形状に仕上げる。

## 【0090】

800～400 の温度領域の平均冷却速度は、速いほどベイナイトの平均ブロックサイズが小さくなる。この平均冷却速度の下限は20 /分が好ましく、上限は80 /分が好ましい。

## 【0091】

最後に、時効処理を施して、所望の特性を具備する自動車、産業機械、建設機械などの機械部品を得る。

## 【0092】

なお、上記の時効処理は、例えば、540～700 の温度域、好ましくは560～680 の温度域で行う。この時効処理の保持時間は、例えば、30～1000分とするなど、機械部品のサイズ(質量)によって適宜調整する。

## 【0093】

以下、実施例により本発明をさらに詳しく説明する。

## 【実施例1】

## 【0094】

表1および表2に示す化学組成の鋼A～AGを50kg真空溶解炉によって溶製した。

## 【0095】

表1および表2における鋼A～MおよびO～Wは、化学組成が本発明で規定する範囲内にある鋼である。一方、表1における鋼Nおよび表2における鋼X～AGは、化学組成が

10

20

30

40

50

本発明で規定する条件から外れた鋼である。

【 0 0 9 6 】

なお、T i の欄における「 < 0 . 0 0 1 」は、不純物としての T i の含有量が 0 . 0 0 1 % を下回るものであったことを示す。

【 0 0 9 7 】

【表 1】

表 1

鋼	化学組成										残部：Feおよび不純物						
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Ti	V	N	Mo	Cu	Ni	Ca	Bi	F1	F2
A	0.10	0.19	1.79	0.008	0.019	0.20	0.025	<0.001	0.30	0.0048	-	-	-	-	0.69	0.61	0.49
B	0.10	0.05	1.80	0.013	0.019	0.25	0.022	0.001	0.29	0.0046	0.01	0.01	-	-	0.71	0.61	0.58
C	0.10	0.19	1.80	0.008	0.018	0.31	0.025	<0.001	0.31	0.0041	0.20	-	-	-	0.84	0.67	0.42
D	0.11	0.20	1.80	0.020	0.020	0.29	0.020	<0.001	0.41	0.0044	0.02	-	-	-	0.73	0.68	0.14
E	0.13	0.20	1.80	0.018	0.022	0.30	0.019	<0.001	0.33	0.0043	-	-	-	-	0.75	0.67	0.36
F	0.13	0.21	1.92	0.022	0.022	0.05	0.019	<0.001	0.31	0.0045	0.01	0.01	-	-	0.72	0.65	0.29
G	0.13	0.19	1.94	0.009	0.011	0.25	0.022	<0.001	0.33	0.0049	0.15	0.25	0.28	-	0.86	0.72	0.33
H	0.13	0.14	1.78	0.015	0.010	0.05	0.011	<0.001	0.25	0.0079	0.22	-	-	-	0.81	0.64	0.19
I	0.13	0.21	1.82	0.011	0.014	0.39	0.026	<0.001	0.40	0.0041	0.20	-	-	-	0.89	0.75	0.06
J	0.13	0.20	1.82	0.005	0.005	0.39	0.032	<0.001	0.33	0.0040	0.01	0.01	-	-	0.78	0.69	0.46
K	0.13	0.03	2.05	0.015	0.021	0.39	0.020	<0.001	0.49	0.0039	-	-	-	-	0.84	0.77	0.14
L	0.13	0.45	1.83	0.014	0.019	0.20	0.022	<0.001	0.33	0.0041	0.28	-	-	-	0.90	0.74	0.07
M	0.13	0.20	1.82	0.015	0.049	0.21	0.006	<0.001	0.31	0.0042	-	-	-	-	0.73	0.65	0.36
N	0.15	0.20	*2.42	0.010	0.021	0.05	0.015	<0.001	0.31	0.0048	-	-	-	-	0.89	0.77	0.71
O	0.14	0.02	1.95	0.008	0.019	0.47	0.013	<0.001	0.41	0.0078	0.01	-	-	0.015	0.85	0.75	0.35
P	0.15	0.19	1.80	0.009	0.019	0.08	0.026	<0.001	0.30	0.0068	-	-	-	-	0.71	0.65	0.16
F1=C+O. 3Mn+O. 25Cr+O. 6Mo F2=C+O. 1Si+O. 2Mn+O. 15Cr+O. 35V+O. 2Mo F3=-4. 5C+Mn+Cr-3. 5V-O. 8Mo *印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。																	

10

20

30

40

【表 2】

表 2

鋼	化学組成										残部：Feおよび不純物							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	Al	Ti	V	N	Mo	Cu	Ni	Ca	Bi	F1	F2	F3
Q	0.15	0.28	1.88	0.014	0.021	0.28	0.025	0.003	0.27	0.0041	0.46	0.10	0.10	-	-	1.06	0.78	0.17
R	0.15	0.25	1.90	0.015	0.019	0.07	0.025	<0.001	0.30	0.0051	0.18	0.10	0.10	-	-	0.85	0.71	0.10
S	0.19	0.22	1.80	0.016	0.010	0.11	0.024	<0.001	0.30	0.0046	-	-	-	-	-	0.76	0.69	0.01
T	0.20	0.15	2.00	0.009	0.016	0.31	0.020	<0.001	0.32	0.0068	-	-	-	-	-	0.88	0.77	0.29
U	0.15	0.29	1.52	0.013	0.021	0.39	0.008	<0.001	0.30	0.0042	-	-	-	-	-	0.70	0.65	0.19
V	0.15	0.20	1.85	0.011	0.020	0.48	0.023	<0.001	0.32	0.0046	0.01	0.01	0.01	0.0005	-	0.83	0.73	0.53
W	0.13	0.08	1.95	0.007	0.011	0.45	0.015	<0.001	0.33	0.0072	0.62	0.01	-	-	-	1.20	0.84	0.16
X	0.12	0.20	1.55	0.011	0.018	0.06	0.018	<0.001	0.29	0.0042	-	-	-	-	*	0.60	0.56	0.06
Y	0.20	0.39	*2.20	0.010	0.015	0.35	0.022	<0.001	0.35	0.0040	0.49	0.10	0.10	-	-	1.24	* 0.95	0.03
Z	0.19	0.35	1.75	0.016	0.022	0.20	0.022	<0.001	0.31	0.0078	0.10	0.10	0.10	-	-	0.83	0.73	* -0.07
AA	*0.23	0.05	1.88	0.014	0.020	0.35	0.022	<0.001	0.30	0.0044	0.13	0.10	0.10	-	-	0.96	0.79	0.04
AB	0.19	0.21	*1.44	0.015	0.012	0.48	0.022	<0.001	0.28	0.0054	0.05	-	-	-	-	0.77	0.68	0.04
AC	0.13	0.20	1.80	0.015	*0.095	0.30	0.025	<0.001	0.33	0.0050	-	-	-	-	-	0.75	0.67	0.36
AD	0.14	0.10	*2.25	0.013	0.022	0.29	0.019	<0.001	*0.23	0.0066	0.10	-	-	-	-	0.95	0.74	1.03
AE	0.13	0.20	1.80	0.015	0.020	0.30	0.025	* 0.014	0.33	0.0050	-	-	-	-	-	0.75	0.67	0.36
AF	0.11	0.20	1.78	0.015	0.025	0.44	0.029	<0.001	0.26	*0.0188	-	-	-	-	-	0.75	0.64	0.82
AG	0.10	0.25	1.74	0.015	0.029	0.26	0.029	0.001	0.25	*0.0122	-	-	-	-	-	0.69	0.60	0.68

F1=C+O. 3Mn+O. 25Cr+O. 6Mo  
 F2=C+O. 1Si+O. 2Mn+O. 15Cr+O. 35V+O. 2Mo  
 F3=-4. 5C+Mn+Cr-3. 5V-O. 8Mo  
 \*印は本発明で規定する条件から外れていることを示す。

10

20

30

40

【0099】

試験のインゴットは、1250 で加熱した後、直径60mmの棒鋼に熱間鍛造した。

50

熱間鍛造した各棒鋼は、一旦大気中で放冷して室温まで冷却した。その後、さらに、1250 に30分加熱し、部品形状への鍛造を想定し、仕上げ時の鍛造材の表面温度を950～1100 として、直径35mmの棒鋼に熱間鍛造した。熱間鍛造後は、いずれも大気中で放冷して室温まで冷却した。大気中で放冷した際の冷却速度は、上記の条件で熱間鍛造した棒鋼のR/2付近(「R」は棒鋼の半径を表す。)に熱電対を埋め込んで、再度熱間鍛造の仕上げ温度付近の温度まで昇温してから、大気中で放冷して測定した。このようにして測定した鍛造後の800～400 の温度領域の平均冷却速度は約40 /分(0.7 /秒)であった。

#### 【0100】

各試験番号について、熱間鍛造で上記の直径35mmに仕上げた後に室温まで冷却した棒鋼のうちの一部は、時効処理を施さない状態(すなわち、冷却ままの状態)で、棒鋼の両端部を100mmずつ切り落とした後、残る中央部から試験片を切り出し、時効処理前の硬さと組織のベイナイトの面積率の調査を行った。

10

#### 【0101】

一方、各試験番号について、熱間鍛造した棒鋼の残りは、610～630 で60～180分保持する時効処理を施し、棒鋼の両端部を100mmずつ切り落とした後、残る中央部から試験片を切り出し、時効処理後の硬さの調査を行った。また、各試験番号について、棒鋼から試験片を切り出し、時効処理後のシャルピー衝撃試験における吸収エネルギーと疲労強度の調査を行った。

#### 【0102】

硬さ測定は、次のようにして実施した。まず、棒鋼を横断し、切断面が被検面となるように樹脂埋めして鏡面研磨して試験片を準備した。次いで、JIS Z 2244(2009)における「ピッカース硬さ試験 - 試験方法」に準拠して、被検面のR/2部(「R」は半径を表す。)付近10点について、試験力を9.8Nとして硬さ測定を実施した。上記10点の値を算術平均してピッカース硬さとした。時効処理前の硬さは290HV以下の場合に、十分に低いと判断し、これを目標とした。また、時効処理後の硬さと時効処理前のHVでの硬さの差(以下、「HV」という。)が25以上となった場合に、硬化量が十分に高いと判断し、これを目標とした。

20

#### 【0103】

組織のベイナイトの面積率の測定は、次のようにして実施した。硬さ測定に用いた樹脂埋めして鏡面研磨した試験片を、ナイタルにてエッチングした。エッチング後の試験片に対して、光学顕微鏡を用いて、倍率200倍で組織を撮影した。撮影した写真から画像解析により、ベイナイトの面積率を測定した。ベイナイトの面積率が70%以上である場合に、組織が十分にベイナイト化したと判断し、これを目標とした。

30

#### 【0104】

靱性は、ノッチ深さ2mmおよびノッチ底半径1mmのUノッチ付きの標準試験片を用いて実施したシャルピー衝撃試験で評価した時効処理後の20 での吸収エネルギーが16J以上の場合に、十分に高いと判断し、これを目標とした。

#### 【0105】

疲労強度は、一軸の引張圧縮型の疲労試験片を採取して調査した。すなわち、図1に示す平行部の直径と長さがそれぞれ、3.4mmと12.7mmの形状の平滑疲労試験片を、棒鋼のR/2部から鍛造方向に平行(棒鋼の長手方向)に採取し、室温、大気中、応力比0.05、試験速度10Hzの条件で疲労試験を行った。上記の条件下で、応力付加繰返し数 $10^7$ 回において破断しない最大の応力を疲労強度とした。疲労強度が350MPa以上の場合に、疲労強度が十分に高いと判断し、これを目標とした。

40

#### 【0106】

表3に、上記の各調査結果を示す。なお、ベイナイトの面積率が70%以上で目標を達成したことおよび70%未満で目標に未達であったことをそれぞれ、「ベイナイト化」欄において「○」および「×」で示した。また、表3では「シャルピー衝撃試験における吸収エネルギー」を「シャルピー吸収エネルギー」と表記した。

50

【 0 1 0 7 】

【 表 3 】

表 3

試験 番号	鋼	時効処理前		時効処理後			硬化量 [ΔHV]	備考
		硬さ [HV]	ハット化	硬さ [HV]	疲労強度 (MPa)	シャルピー-吸収エネルギー (J)		
A 1	A	249	○	286	360	64	37	本発明例
A 2	B	245	○	287	365	70	42	
A 3	C	247	○	295	375	58	48	
A 4	D	263	○	306	380	46	43	
A 5	E	262	○	295	365	53	33	
A 6	F	260	○	299	370	46	39	
A 7	G	277	○	315	400	41	38	
A 8	H	245	○	286	355	38	41	
A 9	I	281	○	337	420	30	56	
A 1 0	J	260	○	299	370	50	39	
A 1 1	K	285	○	339	415	31	54	
A 1 2	L	279	○	323	405	36	44	
A 1 3	M	250	○	287	360	55	37	
A 1 4	* N	281	○	316	390	48	35	参考例
A 1 5	O	283	○	325	395	38	42	本発明例
A 1 6	P	252	○	287	355	48	35	
A 1 7	Q	285	○	341	415	22	56	
A 1 8	R	265	○	310	390	36	45	
A 1 9	S	259	○	297	360	36	38	
A 2 0	T	285	○	326	395	36	41	
A 2 1	U	260	○	295	365	41	35	
A 2 2	V	283	○	321	395	46	38	
A 2 3	W	290	○	352	420	16	62	
B 1	* X	256	# ×	274	# 340	43	# 18	比較例
B 2	* Y	# 311	○	359	430	# 10	48	
B 3	* Z	284	○	322	395	# 14	38	
B 4	* A A	285	○	328	405	# 13	43	
B 5	* A B	266	# ×	289	350	# 15	# 23	
B 6	* A C	248	○	286	# 335	# 12	38	
B 7	* A D	261	○	280	# 340	72	# 19	
B 8	* A E	252	○	290	355	# 10	38	
B 9	* A F	250	○	273	# 340	88	# 23	
B 1 0	* A G	241	○	272	# 340	89	31	
*印は、本発明で規定する化学組成条件から外れていることを示す。 #印は、目標に達していないことを示す。								

【 0 1 0 8 】

表 3 から明らかなように、本発明で規定する化学組成を有する試験番号 A 1 ~ A 1 3 および A 1 5 ~ A 2 3 の「本発明例」の場合、時効処理前の硬さが 2 9 0 H V 以下で、時効処理によって硬さが H V で 2 5 以上硬化し、かつ疲労強度が 3 5 0 M P a 以上、さらにシャルピー衝撃試験における吸収エネルギーも 1 6 J 以上になって目標を達成しており、時

10

20

30

40

50

効処理後の強度および靱性が両立できている。さらに時効処理前の硬さが低いことから、切削抵抗の低下および工具寿命の長寿命化が期待できることがわかる。

【 0 1 0 9 】

これに対して、本発明の規定から外れた試験番号 B 1 ~ B 1 0 の「比較例」の場合には、目標とする性能が得られていない。

【 0 1 1 0 】

試験番号 B 1 は、用いた鋼 X の F 1 が本発明の規定から外れて小さいため、焼入れ性が小さく、面積率が 3 0 % を超える初析フェライトが生成しており、ベイナイトの面積率は 7 0 % 未満であった。そのため、時効硬化しにくく、時効処理後の疲労強度が低い。

10

【 0 1 1 1 】

試験番号 B 2 は、用いた鋼 Y の F 2 が本発明の規定から外れて大きいため、時効処理前の硬さが 3 1 1 H V となって、硬い。

【 0 1 1 2 】

試験番号 B 3 は、用いた鋼 Z の F 3 が本発明の規定から外れて小さいため、時効処理後のシャルピー衝撃試験における吸収エネルギーが小さく、靱性が劣る。

【 0 1 1 3 】

試験番号 B 4 は、用いた鋼 A A の F 3 が本発明の規定を満たしているものの、C 量が本発明の規定から外れて多すぎるため、靱性劣化が著しい。そのため、時効処理後のシャルピー衝撃試験における吸収エネルギーが小さく、靱性が劣る。

20

【 0 1 1 4 】

試験番号 B 5 は、用いた鋼 A B の M n 量が本発明の規定から外れて低すぎるため、初析フェライトが析出しており、組織のベイナイト部も十分に微細化していない。そのため、時効硬化しにくく、時効処理後の疲労強度が低い。また、シャルピー衝撃試験における吸収エネルギーが小さく、靱性が劣る。

【 0 1 1 5 】

試験番号 B 6 は、用いた鋼 A C の S 量が本発明の規定から外れて多すぎるため、粗大な M n S が増加し、靱性の劣化が著しい。そのため、時効処理後の、シャルピー衝撃試験における吸収エネルギーが小さく、靱性が劣る。また、疲労強度も低い。

【 0 1 1 6 】

試験番号 B 7 は、用いた鋼 A D の V 量が本発明の規定から外れて低すぎるため、時効処理により析出する V 炭化物量が少ない。そのため、時効硬化しにくく、時効処理後の疲労強度も低い。

30

【 0 1 1 7 】

試験番号 B 8 は、用いた鋼 A E の T i 量が本発明の規定から外れて高すぎるため、粗大な T i N が増加し、靱性劣化が著しい。そのため、時効処理後の、シャルピー衝撃試験における吸収エネルギーが小さく、靱性が劣る。

【 0 1 1 8 】

試験番号 B 9 は、用いた鋼 A F の N 量が本発明の規定から外れて高すぎるため、熱間鍛造中に V の窒化物が析出してしまう。そのため、時効硬化しにくく、時効処理後の疲労強度も低い。

40

【 0 1 1 9 】

試験番号 B 1 0 は、用いた鋼 A G の N 量が本発明の規定から外れて高いため、熱間鍛造中に V の窒化物が析出してしまう。そのため、時効処理後の疲労強度が低い。ただし、鋼 A F と比べて N 量が少ないため、熱間鍛造中に析出する V の窒化物が少なく、鋼 A F よりも時効硬化は進行している。

【実施例 2】

【 0 1 2 0 】

実施例 1 で熱間鍛造し、室温まで冷却することにより作製した鋼 P および鋼 Y の直径 6 0 m m の棒鋼の一部を切り出した。切り出した棒鋼は、さらに、1 2 5 0 に 3 0 分加熱

50

し、部品形状への鍛造を想定し、仕上げ時の鍛造材の表面温度を950～1100として、直径35mmの棒鋼に熱間鍛造した。熱間鍛造後は、大気中での放冷により、または送風機およびミストを用いて、種々の冷却速度で400以下の温度まで冷却した。

【0121】

各試験番号について、熱間鍛造で上記の直径35mmに仕上げた後、送風機およびミストを用いて400以下の温度まで冷却し、さらに室温まで冷却した棒鋼のうちの一部を用いて、時効処理前の硬さを測定した。

【0122】

一方、各試験番号について、熱間鍛造した棒鋼の残りは、630で60分保持する時効処理を施した。時効処理を施した棒鋼から採取した試験片を用いて、時効処理後の硬さ、シャルピー衝撃試験における吸収エネルギー、疲労強度、およびベイナイト組織のブロックサイズの調査を行った。

10

【0123】

時効処理前の硬さ、ならびに時効処理後の硬さ、シャルピー衝撃試験における吸収エネルギー、および疲労強度の調査は、実施例1と同様の条件で実施した。また、これらの目標値は実施例1と同様とした。

【0124】

ベイナイト組織のブロックサイズの測定は、次のようにして実施した。硬さ測定に用いた樹脂埋めした試験片を、コロイダルシリカを用いて再度研磨した。研磨した試験片について、EBSD法により、組織の方位解析を実施した。方位差が15°以上の境界で囲まれた領域を「ブロック」と定義し、各ブロックの面積を画像解析によって求めた。

20

【0125】

ブロック同士の界面は、凹凸のある複雑な形状である。そのため、ブロックの凹凸端部付近を切り取るように組織の観察面が作成された場合には、あたかも一つのブロックに内包された別のブロックがあるように観察されることがある。この場合、ブロックの面積の測定精度が低下する。このような、影響を除くため、断面像上において、あるブロックが別のブロックに完全に内包されている場合には、単一のブロックとみなし、内包されている小さい方のブロックは無視し、大きい方のブロックのみで面積を求めた。

【0126】

このようにして面積を測定した各ブロックについて、同じ面積を持つ円の直径をそのブロックのサイズと定義した。EBSD法によって解析した30000 $\mu\text{m}^2$ の領域中の各ブロックのサイズから、平均ブロックサイズを算出した。

30

【0127】

平均ブロックサイズを算出する際には、各ブロックのサイズに対して、そのブロックの面積による重み付けを行った。すなわち、解析領域中のn個のブロック1～nに対して、それぞれのサイズをD1、D2、…、Dn( $\mu\text{m}$ )、それぞれの面積をS1、S2、…、Sn( $\mu\text{m}^2$ )とした場合、平均ブロックサイズは $(D1 \times S1 + D2 \times S2 + \dots + Dn \times Sn) / 30000$ とした。平均ブロックサイズは、15～60 $\mu\text{m}$ を目標とした。

【0128】

表4に、上記の各調査結果を示す。試験番号C1は、表3の試験番号A16である。表4に示す冷却速度は、直径35mmの棒鋼に熱間鍛造した後の冷却時の800～400の温度領域における平均冷却速度である。この平均冷却速度の測定方法は、実施例1と同様とした。

40

【0129】

【表 4】

表 4

試験 番号	鋼	平均 冷却 速度 (°C/s)	時効処理前	時効処理後				硬化量 [ΔHV]	備考
			硬さ [HV]	硬さ [HV]	疲労 強度 (MPa)	シャルピー-吸収 エネルギー (J)	ベイナイト平均 ブロックサイズ (μm)		
C 1	P	0.7	252	287	355	48	37.4	35	本発明例
C 2	P	0.8	253	288	355	49	32.5	35	
C 3	P	1.0	255	288	355	51	27.7	33	
C 4	P	1.5	256	290	360	52	24.2	34	
C 5	P	2.0	264	295	365	55	18.6	31	
C 6	P	3.0	276	301	370	55	16.5	25	
D 1	*Y	1.5	# 320	364	440	# 12	# 9.9	44	比較例

\*印は、本発明で規定する化学組成条件から外れていることを示す。  
#印は、目標に達していないことを示す。

## 【 0 1 3 0 】

表 4 から明らかなように、本発明で規定する化学組成を有する試験番号 C 1 ~ C 6 の「本発明例」の場合、ベイナイトの平均ブロックサイズが 15 ~ 60 μm の目標範囲内であり、時効処理前の硬さが 290 HV 以下であった。そのため、良好な被削性が期待できる。時効処理によって硬さが HV で 25 以上硬化し、かつ疲労強度が 350 MPa 以上、さらにシャルピー衝撃試験における吸収エネルギーも 16 J 以上になって目標を達成しており、時効処理後の強度および靱性が両立できている。なお、試験番号 C 1 ~ C 6 では、時効処理前におけるベイナイトの面積率が 70 % 以上であり、目標を達成していた。

## 【 0 1 3 1 】

本発明例のうち、試験番号 C 1 ~ C 4 は、平均冷却速度が上述した本発明の時効硬化性鋼の製造方法の一例として示した平均冷却速度 (10 ~ 90 /分、すなわち 0.2 ~ 1.5 /秒) を満たしていた。試験番号 C 5 および C 6 は、この平均冷却速度の一例よりも平均冷却速度が速かった。試験番号 C 1 ~ C 6 を比較すると、平均冷却速度が遅いほど、ベイナイトの平均ブロックサイズが大きいことがわかる。また、ベイナイトの平均ブロックサイズが大きいほど、時効処理前の硬さが低く、良好な被削性が期待できることがわかる。

## 【 0 1 3 2 】

これに対して、本発明の規定から外れた試験番号 D 1 の「比較例」の場合には、目標とする性能が得られていない。すなわち、試験番号 D 1 は、用いた鋼 Y の F 2 が本発明の規定から外れて大きかった。そのため、ベイナイトの平均ブロックサイズが 9.9 μm と小さく、時効処理前の硬さが 320 HV となって、硬い。そのため、被削性が劣ると考えられる。また、シャルピー衝撃試験における吸収エネルギーが 12 J と小さく、靱性が劣る。

## 【 産業上の利用可能性 】

## 【 0 1 3 3 】

本発明の時効硬化性鋼は、時効処理前の硬さが 290 HV 以下であり、切削抵抗の低下と工具寿命の長寿命化が期待できる。しかも、本発明の時効硬化性鋼を用いれば、切削加工の後に施される時効処理によって硬さが HV で 25 以上硬化するとともに、350 MPa 以上の疲労強度と、ノッチ深さ 2 mm およびノッチ底半径 1 mm の U ノッチ付きの標準試験片を用いて実施したシャルピー衝撃試験で評価した時効処理後の 20 での吸収エネルギーが 16 J 以上という優れた靱性を確保することができる。このため、本発明の時効硬化性鋼は、自動車、産業機械、建設機械などの機械部品の素材として極めて好適に用いることができる。

10

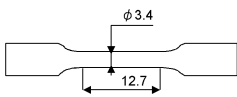
20

30

40

50

【 図 1 】



---

フロントページの続き

- (72)発明者 長谷川 達也  
日本国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
- (72)発明者 根石 豊  
日本国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
- (72)発明者 牧野 泰三  
日本国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

審査官 鈴木 葉子

- (56)参考文献 特開2012-246527(JP,A)  
国際公開第2012/161323(WO,A1)  
特開2012-193416(JP,A)  
特開2011-236452(JP,A)  
特開2006-037177(JP,A)  
特開2004-169055(JP,A)

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