

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第3959659号  
(P3959659)

(45) 発行日 平成19年8月15日(2007.8.15)

(24) 登録日 平成19年5月25日(2007.5.25)

(51) Int. Cl.		F I		
<b>C 2 2 C</b>	<b>19/05</b>	<b>(2006.01)</b>	<b>C 2 2 C</b>	<b>19/05</b>
<b>F O 1 L</b>	<b>3/02</b>	<b>(2006.01)</b>	<b>F O 1 L</b>	<b>3/02</b>
				<b>A</b>
				<b>H</b>

請求項の数 3 (全 9 頁)

(21) 出願番号	特願平10-26971	(73) 特許権者	000005083
(22) 出願日	平成10年2月9日(1998.2.9)		日立金属株式会社
(65) 公開番号	特開平11-229059		東京都港区芝浦一丁目2番1号
(43) 公開日	平成11年8月24日(1999.8.24)	(72) 発明者	影山 景弘
審査請求日	平成17年1月13日(2005.1.13)		島根県安来市安来町2107番地2 日立金属株式会社冶金研究所内
		(72) 発明者	大野 丈博
			島根県安来市安来町2107番地2 日立金属株式会社冶金研究所内
		審査官	木村 孔一
		最終頁に続く	

(54) 【発明の名称】 エンジンバルブ用耐熱合金

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

重量%でC 0.01~0.15%、Si 1%以下、Mn 1%以下、Ni 50~60%、Cr 15~20%、Mo + 1/2Wが2~5%、Al 1.6~3%、Ti 1.5~3.5%、Nb + Taが0.3~2.0%を含有し、残部がFe及び不可避免的不純物からなり、かつ各元素が原子%で下記関係式を満たすことを特徴とするエンジンバルブ用耐熱合金。

$$5.5 \quad [Al] + [Ti] + [Nb] + [Ta] \quad 8$$

$$0.45 \quad [Al] / ([Al] + [Ti] + [Nb] + [Ta]) \quad 0.7$$

$$19 \quad [Cr] + [Mo] + [W] \quad 23$$

[ ] は原子%を表す。

【請求項2】

重量%でFeが16%以上含有することを特徴とする請求項1に記載のエンジンバルブ用耐熱合金。

【請求項3】

重量%でB 0.015%以下、Mg 0.02%以下、Ca 0.02%以下の一種または二種以上を含有することを特徴とする請求項1または2のいずれかに記載のエンジンバルブ用耐熱合金。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】

10

20

本発明は主に自動車のエンジンバルブに用いられる合金材料に関する。

#### 【0002】

##### 【従来の技術】

従来、自動車用エンジンバルブにはS U H 1 1、S U H 3 5等の耐熱鋼が広く用いられてきたが、一部使用温度の高温化に伴ってN i基超耐熱合金であるN C F 7 5 1 ( N i - 1 5 . 5 C r - 1 N b - 2 . 3 T i - 1 . 2 A l - 7 F e )が用いられるようになってきた。

しかし、N C F 7 5 1はN iを70%も含むため高価であり、N C F 7 5 1に近い高温強度と耐熱性を有する省資源型の合金開発が行われてきた。

本出願人も、上述した観点から研究を行い、N i量を50%未満と少なくした場合の長時間使用時における組織安定化に着目して、A l量を1.6~3.0%に高め、かつT i, Z r, H f, V, N b, T aとA l量比を適正化することで' (ガンマプライム)の安定化を達成することを特開平7-109539号にて提案している。

#### 【0003】

##### 【発明が解決しようとする課題】

本発明者は、本願出願人が提案した特開平7-109539号における特性を評価したところ、N iがN C F 7 5 1に比べて20%以上も低い合金では、高温強度の低下が避けられないという問題がある。

また、従来のN C F 7 5 1においては、高温強度は高いものの、硫黄を含む腐食環境での耐食性が劣化するという新たな問題があることを知見した。

ガソリンや軽油等の化石原料を精製した燃料においては、硫黄は低減はされるものの含有されており、硫黄存在化での耐食性(耐硫化性と称する)の低下は問題である。

本発明の目的は上記問題点に鑑み、耐硫化性および高温強度に優れ、かつ高温長時間加熱後において強度の低下が少なく、さらには製造性の良好なエンジンバルブ用合金を提供することにある。

#### 【0004】

##### 【課題を解決するための手段】

本発明者は、N C F 7 5 1の耐硫化性の向上とともに、高温強度および疲労強度の確保を兼ね備えた合金を検討し、N i量を50~60%と従来の省資源型合金よりも高めに設定し、かつA l量を1.6~3.0%に高め、かつT i, Z r, H f, V, N b, T aとA l量比を適正化、M o, Wの適正化することで' (ガンマプライム)の安定化を達成した合金が、N C F 7 5 1の耐硫化性を大幅に向上でき、耐硫化性を確保した上で、高温強度に優れ、かつ高温長時間加熱後において強度の低下が少なく、さらには製造性を向上できることを見だし本発明に到達した。

#### 【0005】

すなわち本発明は、本発明は重量%でC 0.01~0.15%、S i 1%以下、M n 1%以下、N i 50~60%、C r 15~20%、M o + 1/2 Wが2~5%、A l 1.6~3%、T i 1.5~3.5%、N b + T aが0.3~2.0%を含有し、残部がF e及び不可避的不純物からなり、かつ各元素が原子%で下記関係式を満たすエンジンバルブ用耐熱合金。

$$\begin{aligned} & 5.5 \quad [A l] + [T i] + [N b] + [T a] \quad 8 \\ & 0.45 \quad [A l] / ([A l] + [T i] + [N b] + [T a]) \quad 0.7 \\ & 1.9 \quad [C r] + [M o] + [W] \quad 2.3 \end{aligned}$$

[ ]は原子%を表す。

#### 【0006】

本発明においては、F eは重量%で16%以上含有することが望ましく、また重量%でB 0.015%以下、M g 0.02%以下、C a 0.02%以下の一種または二種以上を含有することができる。

#### 【0007】

##### 【発明の実施の形態】

本発明においてCはTiやNbと結びついてMC炭化物を形成し、結晶粒の粗大化防止やクリープ破断強度の改善に効果があり、少量添加する必要がある。しかし、0.15%を超える添加は高温長時間加熱後にMC炭化物から $M_{23}C_6$ 炭化物への分解反応が生じて結晶粒界の延性を低下させ、さらに被研削性も低下するためにCは0.15%以下とする。好適なCの範囲は0.08%以下である。

【0008】

SiとMnは脱酸元素として添加されるが、いずれも過度の添加は高温強度の低下を招くためにSi、Mnは各々1%以下とする。好適にはSi、Mn共に0.5%以下であり、さらに望ましくは0.2%以下である。

【0009】

Niはオーステナイト相を安定化させ、高温強度を高める。さらに'相の構成元素でもある。50%未満では高温強度が低下し、60%を超えると耐硫化性が低下し、さらにNCF751の低価格材としてのコストメリットがなくなるためにNi量は重量%で、50~60%の範囲に限定する。より望ましいNiの範囲は50.5~54%である。

【0010】

Crは合金の耐食性を向上させる元素であり、不可欠な元素である。エンジン内での腐食劣化を抑制するためには重量%で15%以上必要であるが、20%を超えると高温長時間加熱後に有害析出物の'相が析出して延性を低下させるのでCrは15~20%とする。より好適なCr量は16.5~19%である。

【0011】

本発明ではMoおよびWの含有量も重要となる。MoおよびWはオーステナイト基地を固溶強化し、高温疲労強度および高温クリープ強度を著しく高める元素であり、従って、MoおよびWは高く含有した方が高温強度に有利である。WはMoより比重が2倍近いために含有量は $Mo + 1/2 W$ で規定する(以下Mo当量という)ことが必要であり、Mo当量は高温強度を高めるために最低2%以上必要である。

しかし、Mo当量を高くすると高温で長時間加熱後に有害析出物の'相が析出して常温での延性を低下させるのでMo当量は5%以下とする必要がある。一般にエンジンバルブでは高温疲労強度が最も重要視される。本発明に示す合金の特徴はNCF751より高強度であることであり、このように高いMoおよびW量は本発明の特徴と言える。

【0012】

さらに長時間加熱後に'相の析出を防いで高温延性を有するためには原子%で換算した場合のCr、Mo、Wの総量を規定することが必要である。この総量は19~23%の範囲にあることにより有害な'相の析出を抑制することができる。上述した範囲に規定することにより長時間加熱後に特性の劣化を抑制し、高い高温疲労強度を有することができることも大きな特徴である。より好適にはCr、Mo、Wの総量は原子%で20~22%である。

【0013】

Alは安定な'相を析出させて所要の高温強度を得るのに不可欠な元素であり、高温長時間加熱後の強度低下を防ぐためには重量%で最低1.6%必要である。しかし、3%を超えると熱間加工性が低下するために1.6~3%に限定する。より好適な範囲は1.7~2.2%である。

【0014】

TiはNbと同様にCと結びついてMC炭化物を生成する一方、Al、Nb、Taと共にNiと結びついて'相を形成し、高温強度を向上させる効果があり、重量%で最低1.5%必要である。しかし、Tiを3.5%を越えて添加すると、高温において'相から相への変態が起こりやすくなって、高温強度を低下させる。さらにTiの過度の添加は'量を増加させて熱間加工性を低下させる。従って、Tiは1.5~3.5%に限定する。より好適な範囲は2.0~3.0%である。

【0015】

NbおよびTaは、MC炭化物を生成する一方で'相を形成して高温強度を向上させる

10

20

30

40

50

効果があるが、Tiと比較して高温における $\delta$ 相をより安定化させる効果があるために高温長時間加熱後において高温強度の低下を抑制する。従って、重量%の合計で最低0.3%以上添加することが必要であるが、過度の添加は高温において $\delta$ 相から $\gamma$ 相への変態を起こし易くなるためにNbとTaは合計で0.3~2.0%に限定する。より好適な範囲は0.5~1.5%である。

#### 【0016】

本発明では高温強度および長時間加熱後の強度低下の抑制のために $\delta$ 相の生成元素であるAl、Ti、Nb、Taにおいて各々の組成を単独に規定する以外にこれらの総量および総量に対するAlの比率を規定する必要がある。即ち、 $\delta$ 相生成元素であるAl、Ti、Nb、Taは高温強度を向上させるためには原子%の総量が5.5%以上である必要があり、その総量が8%を超えると熱間加工性を低下させるために5.5~8%に限定する。より好適な範囲は6.5~7.5%である。

10

#### 【0017】

また、原子%で $[Al]/([Al]+[Ti]+[Nb]+[Ta])$ で表される総量に対するAlの比は高温長時間加熱後において $\delta$ 相が $\gamma$ 相や $\beta$ 相へ変態するのを抑制して高温強度低下を防ぐには0.45以上であることが必要であり、0.7を超えると高温長時間加熱後の特性劣化は抑制できるものの高温強度そのものが低下し、さらにAlが高くなることにより熱間加工性が低下するために上記Alの比は0.45~0.7に限定する必要がある。より好適な範囲は0.5~0.6である。

#### 【0018】

20

従来においても特開平7-109539号にて $\delta$ 相の生成元素であるAl、Ti、Nb、Taにおいて総量および総量に対するAlの比率の規定を行っており、ほぼ同様な範囲にある。しかし、特開平7-109539号に示されるFe-Ni-Cr基超合金はNi量が50%未満と低い範囲にある。Ni量が特開平7-109539号に示される範囲では、Al比率を高くして高温長時間加熱後に高温強度の低下を抑制が可能であるとしても、Al比率を高く規定した分だけTi、NbおよびTaの比率が低下し、短時間での高温強度が低下してNCF751より若干値が劣ってくるため、NCF751を使用した時よりさらにエンジンを高性能化させることができない。

#### 【0019】

本発明の最大の特徴はNi量が低くて低価格であるにもかかわらず、NCF751より耐硫化性を大幅に向上させ、高温強度に優れ、かつ高温長時間加熱後において強度の低下が少ないことにあり、そのためにはNiが50~60%含有される範囲において $\delta$ 生成量およびAl比率を規定することにより始めて達成することが可能となる。Ni量が50%未満では耐硫化性、高温長時間加熱後の強度低下抑制が可能であるものの短時間高温強度に劣り、Ni量が60%を超えてしまうと短時間高温強度、高温長時間加熱後の強度抑制が可能となるものの耐硫化性に劣る。また、Ni量が50~60%含有されたとしても $\delta$ 量に対する上記Al比率が0.45未満では高温長時間加熱後に高温強度が低下する。然るにNi量および $\delta$ 生成量に対するAl比率は上記の範囲にあることが必要不可欠となる。

30

#### 【0020】

40

FeはNiと共にオーステナイト基地を形成する元素であるが、Niと比較して安価であるためにNCF751より低価格材とするためにはより多く含有することが望まれる。また、FeはNiより高温領域で基地を軟化させるので上記の添加元素を含有しても熱間加工性が向上する。従って、Feは16%以上であることが望ましい。

#### 【0021】

Bは粒界強化作用により高温強度および高温延性を高めるのに有効であり、適量添加することで本発明合金の高温強度をより向上させることができる。しかし、添加量が重量%で0.015%を超えると粒界の初期溶融温度が低下して熱間加工性が低下するので0.015%以下添加するのが良い。MgとCaは脱酸、脱硫元素として合金の清浄度を高めると共にMgSおよびCaSとして粒界に存在し、低融点のNiSの生成を抑制するため

50

にクリープ延性の改善および熱間加工性の改善に効果がある。しかし、各々過度の添加は粒界の初期溶融温度を低下させるために重量%で0.02%以下の添加とするのが良い。

また、Zrも、Bと同様の効果<sup>1)</sup>を有しており、重量%で0.1%までなら熱間加工性を低下させないので添加しても良い。

#### 【0022】

Coはオーステナイト基地に固溶して、熱間加工域では $\gamma$ 相の固溶を促進させ加工性を良好にする一方、実温度領域では $\gamma$ 相の析出量を増加させるので必要に応じて添加することが可能である。しかし、CoはNiと比較して高価であるためにその添加量は5%以下とするのが良い。

#### 【0023】

さらに本発明合金の高温での耐酸化性を向上させるためにYおよびREMを添加することもできる。その効果は少量添加することより始まるがその合計が0.1%を超えると初期溶融温度を低下させて熱間加工性を低下させるために0.1%以下添加するのが良い。また、不純物のうち、下記元素については以下に示す範囲であれば本発明合金に含まれても良い。

P 0.04%、S 0.02%、O 0.02%、N 0.05%

より望ましくは以下の範囲である。

P 0.02%、S 0.005%、O 0.01%、N 0.01%

#### 【0024】

##### 【実施例】

表1に示す組成の合金を真空誘導溶解炉にて10kgのインゴットにした後に熱間加工によって30mm角の棒材を作製した。これに1050℃×30分保持後水冷の固溶化処理と750℃×4時間保持後の空冷の時効処理を行い、この標準処理ままおよびさらにこの状態から800℃×400時間保持した後の常温硬さ、常温および800℃の引張試験、800℃-343MPaの条件下で回転曲げ疲労試験を実施した。さらに標準処理後において耐硫化性試験を行った。

常温硬度はピッカース硬度計により測定した。引張試験はASTM法により、平行部直径6.35mm、伸び4Dにて測定した。回転曲げ疲労試験はJIS Z2274号に従い、平行部直径8mmの試験片を用いて、回転数3300rpmで試験片が破断するまでの回転数を求めた。耐硫化試験はCaSO<sub>4</sub>55%、BaSO<sub>4</sub>30%、NaSO<sub>4</sub>10%、C5%の割合で混合した試薬中に870℃×80時間浸漬した後に腐食減量を評価した。各種試験結果を表2に示す。

#### 【0025】

##### 【表1】

10

20

30

化学組成(wt%)																			原子%での計算値		
No.	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	W	Al	Ti	Nb	Ta	Fe	B	Zr	Mg	Ca	A値	B値	C値		
1	0.04	0.10	0.10	51.55	17.74	2.96	-	1.79	2.42	0.59	-	22.71	0.004	-	0.001	-	6.89	0.54	20.8		
2	0.03	0.11	0.12	51.40	17.69	2.95	-	1.78	2.11	1.17	-	22.63	0.004	-	0.002	-	6.88	0.54	20.8		
3	0.03	0.12	0.11	52.76	17.04	2.84	-	1.99	2.69	0.65	-	21.78	0.003	-	0.001	-	7.64	0.54	19.9		
4	0.04	0.11	0.13	50.74	17.04	4.45	-	1.78	2.41	0.58	-	22.72	0.004	-	0.001	-	6.89	0.54	21.0		
5	0.05	0.09	0.12	50.73	17.79	2.22	1.48	1.78	2.41	0.58	-	22.74	0.005	-	0.001	-	6.89	0.54	21.0		
6	0.03	0.13	0.11	51.48	17.72	2.95	-	1.62	2.71	0.58	-	22.66	0.005	-	0.002	-	6.88	0.49	20.8		
7	0.03	0.11	0.10	51.40	17.69	2.95	-	1.78	2.42	0.29	0.57	22.66	0.004	-	0.001	-	6.88	0.54	20.8		
8	0.04	0.10	0.10	51.61	17.77	2.96	-	1.95	2.14	0.59	-	22.74	0.004	-	-	0.001	6.88	0.59	20.8		
9	0.04	0.12	0.11	51.65	17.78	2.96	-	2.05	1.96	0.60	-	22.73	0.003	-	0.001	-	6.88	0.62	20.8		
10	0.03	0.10	0.11	50.61	17.86	-	4.47	1.76	2.38	0.58	-	22.09	0.004	-	0.002	-	6.90	0.54	21.0		
11	0.03	0.10	0.12	51.26	17.65	2.94	-	1.78	2.41	-	1.14	22.57	0.004	-	0.001	-	6.89	0.54	20.8		
12	0.04	0.13	0.10	50.75	18.21	3.04	-	1.66	2.25	0.55	-	23.26	0.005	-	-	0.001	6.40	0.54	21.4		
13	0.03	0.11	0.10	53.02	18.97	3.04	-	1.65	2.25	0.55	-	20.28	0.003	-	0.001	-	6.39	0.54	22.2		
14	0.03	0.10	0.12	52.22	18.20	3.03	-	1.56	2.41	0.54	-	21.78	0.004	-	0.002	-	6.39	0.51	21.4		
15	0.04	0.10	0.11	58.76	17.64	2.85	-	1.81	2.38	0.55	-	15.77	0.003	-	0.001	-	6.88	0.55	20.7		
16	0.03	0.09	0.09	51.45	17.69	2.95	-	1.77	2.39	0.60	-	22.93	0.004	-	0.001	0.001	6.82	0.54	20.7		
17	0.04	0.09	0.10	51.59	17.81	2.98	-	1.77	2.42	0.61	-	22.59	-	-	-	-	6.86	0.53	20.9		
18	0.03	0.10	0.11	51.65	17.65	2.88	-	1.75	2.45	0.62	-	22.76	-	-	0.001	-	6.86	0.53	20.7		
19	0.04	0.10	0.09	51.49	17.71	2.95	-	1.78	2.46	0.58	-	22.80	-	-	-	0.001	6.91	0.53	20.8		
21	0.03	0.10	0.12	51.57	20.68	2.95	-	1.79	2.43	0.59	-	19.73	0.004	-	0.002	-	6.89	0.54	23.9		
22	0.03	0.11	0.13	51.35	17.68	2.95	-	1.30	3.28	0.58	-	22.59	0.004	-	0.001	-	6.90	0.39	20.8		
23	0.04	0.11	0.10	52.35	18.44	1.48	-	1.80	2.44	0.59	-	22.64	0.005	-	0.001	-	6.89	0.54	20.5		
24	0.04	0.12	0.11	48.76	19.37	3.23	-	1.32	1.82	0.44	-	24.79	0.003	-	0.001	-	5.14	0.53	22.8		
25	0.03	0.13	0.12	51.80	17.83	2.97	-	2.45	1.26	0.61	-	22.80	0.004	-	0.001	-	6.88	0.73	20.8		
31	0.05	0.10	0.12	bal	15.61	-	-	1.28	2.35	0.89	-	7.31	-	0.07	0.001	-	5.97	0.45	16.9		
32	0.04	0.08	0.15	41.11	15.15	0.74	-	1.94	2.4	1.33	-	37.06	0.004	-	0.001	-	7.54	0.53	16.5		
本 発 明 合 金																					
比 較 合 金																					
従来合金																					

本発明合金

比較合金

従来合金

A値: [Al]+[Ti]+[Nb]+[Ta]      B値: [Al]/([Al]+[Ti]+[Nb]+[Ta])      C値: [Cr]+[Mo]+[W]

【 0 0 2 6 】

【 表 2 】

10

20

30

40

No.	硬さ (HV)		常温引張強さ (MPa)		常温引張伸び (%)		800℃引張強さ (MPa)		800℃引張伸び (%)		800℃-343MPa疲労 破断回数 (×10 <sup>5</sup> )	耐硫化試験結果 腐食減量 (mg/cm <sup>2</sup> )	
	標準時効	過時効	標準時効	過時効	標準時効	過時効	標準時効	過時効	標準時効	過時効	標準時効	過時効	
1	356	346	1186	1161	59.8	27.9	652	505	9.2	44.6	22.2	8.6	15.8
2	353	356	1225	1196	57.8	18.8	655	501	12.2	47.2	8.3	12.2	23.8
3	364	363	1158	1195	52.5	18.4	684	556	12.9	41.4	17.0	12.4	10.2
4	353	356	1192	1172	61.2	28.6	664	525	9.8	45.6	38.9	18.9	9.8
5	358	345	1195	1169	58.5	26.2	660	515	8.9	43.8	23.5	10.8	12.8
6	361	348	1191	1165	56.2	21.2	658	515	8.2	41.2	26.5	9.6	25.2
7	354	357	1228	1201	56.8	18.5	661	509	11.8	45.8	10.5	13.8	24.5
8	350	345	1183	1165	60.8	29.5	648	501	9.5	45.8	19.2	8.7	13.2
9	344	342	1178	1160	61.2	31.2	642	495	9.8	48.2	18.5	8.1	11.0
10	357	346	1200	1171	56.2	26.3	665	521	9.2	41.2	26.8	12.2	15.2
11	356	359	1235	1208	56.2	18.9	658	512	12.1	43.8	12.3	14.6	22.2
12	353	335	1211	1151	63.2	30.2	631	475	8.9	48.5	24.2	7.5	25.8
13	354	338	1222	1161	58.8	29.2	640	489	9.1	45.2	26.2	10.5	30.2
14	354	341	1209	1162	57.9	27.5	645	485	9.6	44.2	21.9	12.9	31.5
15	365	358	1275	1205	52.9	44.5	700	565	5.8	38.9	30.2	10.9	32.9
16	354	342	1182	1159	55.8	28.2	642	500	8.8	43.8	19.2	8.1	10.8
17	350	344	1180	1155	58.4	26.9	647	498	9.2	42.8	18.7	7.9	11.5
18	355	345	1183	1158	57.9	26.9	640	496	8.5	43.2	17.9	8.2	11.4
19	350	342	1184	1156	58.5	25.9	643	494	9.1	45.6	19.2	8.3	12.8
21	358	374	1195	930	56.2	4.8	652	524	7.6	65.2	5.8	16.2	14.5
22	369	332	1208	1139	52.8	12.8	665	465	8.1	41.2	31.3	5.9	25.8
23	359	332	1216	1150	52.6	44.2	647	480	14.3	32.1	7.0	3.6	28.9
24	348	327	1210	1138	64.2	31.2	619	451	10.2	49.8	21.5	4.9	41.2
25	328	341	1124	1118	62.2	32.1	588	459	10.2	49.9	6.2	5.9	10.2
31	376	328	1257	1166	53.1	46.1	704	433	7.5	23.6	6.8	3.2	682.0
32	363	327	1213	1160	53.0	45.3	606	415	8.6	38.0	6.8	6.7	0.2
本 発 明 合 金													
比 較 合 金													
従 来 合 金													

※耐硫化試験条件：55%CaSO<sub>4</sub>+30%BaSO<sub>4</sub>+10%NaSO<sub>4</sub>+5°C試験に870℃×80hr浸漬後、減量を測定

#### 【0027】

表1のNo. 1～19は本発明合金、No. 21～25は比較合金、No. 31はNCF751、No. 32は特開平7-109539号に開示された合金である。表1より本発明合金はNCF751と比較して標準時効後の引張特性は劣るものの標準時効後の疲労強度、過時効後の引張特性、疲労強度において大きく上回っており、また、耐硫化特性においても大きく向上していることが分かる。エンジンバルブには一般に機械的特性では疲労強度が重要であり、また、ディーゼルエンジンに使用される場合には耐硫化性が重要とされることから、本発明合金はエンジンバルブ材としてNCF751より大きく性能が向上していることが分かる。また、本発明合金はNo. 32と比較すると高温強度において大幅に高い値を示しており、高い性能を有していることが分かる。

#### 【0028】

一方、比較合金の内、No. 21はCr量が20.68%と高く、[Cr]+[Mo]+

[W]量が23.9%と高い値を示していることから過時効後において $\gamma'$ 相が析出し、過時効後での常温の引張延性が低く、エンジンバルブ用合金には適さない。No.22はAl量が1.30%と低く、かつ $[Al]/([Al]+[Ti]+[Nb]+[Ta])$ 量が0.39と低いので過時効後に $\gamma'$ 相が析出して引張強度、疲労強度が低くなり、好ましくない。No.23はMoが低いために標準時効後、過時効後での疲労強度が低く、好ましくない。No.24はAl量が1.32%と低く、 $[Al]+[Ti]+[Nb]+[Ta]$ 量が5.14%と低いために機械的特性が低く、好ましくない。No.25はTi量が1.26%と低く、かつ $[Al]/([Al]+[Ti]+[Nb]+[Ta])$ 量が0.73と高いために標準時効後での機械的特性が低く、高温長時間過時効後でも機械的特性が低いために好ましくない。

10

**【0029】****【発明の効果】**

以上のように、本発明によれば、エンジンバルブ用耐熱合金として70%以上Niを含むNCF751よりも標準時効後での疲労強度および長時間過時効後での機械的特性に優れ、耐食性においてもNCF751より大幅に良好な特性を有し、かつ省資源で安価なエンジンバルブ用耐熱合金が得られ、自動車エンジンのエンジンバルブに使用することによりエンジンの性能を大幅に向上させることができる。



---

フロントページの続き

- (56)参考文献 特開昭55-085647(JP,A)  
特開昭60-070155(JP,A)  
特開昭61-119640(JP,A)  
特開昭61-202743(JP,A)  
特開平07-109539(JP,A)  
特開平07-216482(JP,A)

(58)調査した分野(Int.Cl., DB名)

C22C 19/05

F01L 3/02