

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 特 許 公 報(B2)

(11) 特許番号

特許第4262414号
(P4262414)

(45) 発行日 平成21年5月13日(2009.5.13)

(24) 登録日 平成21年2月20日(2009.2.20)

(51) Int.Cl.	F 1
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 2 Z
C 2 2 C 38/32 (2006.01)	C 2 2 C 38/32
C 2 2 C 38/54 (2006.01)	C 2 2 C 38/54
F 0 1 D 5/28 (2006.01)	F 0 1 D 5/28

請求項の数 5 (全 12 頁)

(21) 出願番号	特願2001-38383 (P2001-38383)	(73) 特許権者	000004215 株式会社日本製鋼所 東京都品川区大崎一丁目11番1号
(22) 出願日	平成13年2月15日(2001.2.15)	(73) 特許権者	000191652 森永 正彦 愛知県名古屋市名東区香坂1536
(65) 公開番号	特開2002-256396 (P2002-256396A)	(73) 特許権者	594114101 村田 純教 愛知県名古屋市千種区園山町2丁目22番
(43) 公開日	平成14年9月11日(2002.9.11)	(73) 特許権者	000156938 関西電力株式会社 大阪府大阪市北区中之島三丁目6番16号
審査請求日	平成17年5月2日(2005.5.2)	(74) 代理人	100091926 弁理士 横井 幸喜
(31) 優先権主張番号	特願2000-396014 (P2000-396014)		
(32) 優先日	平成12年12月26日(2000.12.26)		
(33) 優先権主張国	日本国(JP)		

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 高Crフェライト系耐熱鋼

(57) 【特許請求の範囲】

【請求項1】

質量%で、炭素(C)：0.08～0.13%、クロム(Cr)：8.5～9.8%、モリブデン(Mo)：0～1.5%、バナジウム(V)0.10～0.25%、ニオブ(Nb)：0.03～0.08%、タングステン(W)：0.2～5.0%、コバルト(Co)：1.5～6.0%、硼素(B)：0.006～0.013%、窒素(N)：0.015～0.025%を含み、残部が鉄(Fe)および不可避免的不純物からなることを特徴とする高Crフェライト系耐熱鋼。

【請求項2】

質量%で、炭素(C)：0.08～0.13%、クロム(Cr)：8.5～9.81%、モリブデン(Mo)：0～1.5%、バナジウム(V)0.10～0.25%、ニオブ(Nb)：0.03～0.08%、タングステン(W)：0.2～5.0%、コバルト(Co)：1.5～6.0%、硼素(B)：0.006～0.013%、窒素(N)：0.015～0.025%、レニウム(Re)：0.01～3.0%を含み、残部が鉄(Fe)および不可避免的不純物からなることを特徴とする高Crフェライト系耐熱鋼。

【請求項3】

含有成分として、さらに質量%で、珪素(Si)：0.1～0.50%を含み、残部が鉄(Fe)および不可避免的不純物からなることを特徴とする請求項1または2に記載の高Crフェライト系耐熱鋼。

【請求項4】

含有成分として、さらに質量%で、マンガン(Mn)：0.1～1.0%、ニッケル(Ni)：0.05～0.8%、銅(Cu)：0.1～1.3%の1種または2種以上を含み、残部が鉄(Fe)および不可避免的不純物からなることを特徴とする請求項1～3のいずれかに記載の高Crフェライト系耐熱鋼。

【請求項5】

成分含有量の関係において、 $3[\%Cr] + [\%Mo] + [\%W] - 15[\%Re] - 31.5$ で表される加速クリープ抑制パラメータ([%]は元素の質量%を示す)が0以下であることを特徴とする請求項1～4のいずれかに記載の高Crフェライト系耐熱鋼。

【発明の詳細な説明】

【0001】

10

【発明の属する技術分野】

本発明は、耐熱性が要求される用途に使用される耐熱鋼に関するものであり、特にタービンロータや、タービンプレード、タービンディスク、ボルト、配管等のタービン部材への適用に好適なものである。

【0002】

【従来の技術】

火力発電システムでは発電効率を一層高効率化させるために、スチームタービンの蒸気温度をますます上昇させる傾向にあり、その結果タービン用材料に要求される高温特性も一層厳しいものとなっている。従来からこの用途に使用できる材料として数多くの耐熱鋼が提案されている。その中でも、特開平4-147948号公報、特開平8-3697号公報で提案されている開発耐熱鋼は、比較的高温強度に優れていることが知られている。

20

【0003】

【発明が解決しようとする課題】

しかし、高Crフェライト系耐熱鋼は650で長時間使用すると、クリープ強度が著しく低下する。そこで、使用上限温度をクリープ強度の著しい低下が認められない620程度に制限しているのが現状である。そのため、650で長時間使用しても、クリープ強度の著しい低下を生じないタービン用材料の開発が望まれている。

【0004】

本発明は、上記事情を背景としてなされたものであり、650付近での長時間使用に伴う高温クリープ強さの著しい低下を抑制する事によって、長時間にわたって優れた高温特性、耐久性等が期待される新規な耐熱鋼を提供することを目的とする。

30

【0005】

【課題を解決するための手段】

上記課題を解決するため第1の発明の耐熱鋼は、質量%で、炭素(C)：0.08～0.13%、クロム(Cr)：8.5～9.8%、モリブデン(Mo)：0～1.5%、バナジウム(V)0.10～0.25%、ニオブ(Nb)：0.03～0.08%、タングステン(W)：0.2～5.0%、コバルト(Co)：1.5～6.0%、硼素(B)：0.006～0.013%、窒素(N)：0.015～0.025%を含み、残部が鉄(Fe)および不可避免的不純物からなることを特徴とする。

【0006】

40

第2の発明の耐熱鋼は、質量%で、炭素(C)：0.08～0.13%、クロム(Cr)：8.5～9.81%、モリブデン(Mo)：0～1.5%、バナジウム(V)0.10～0.25%、ニオブ(Nb)：0.03～0.08%、タングステン(W)：0.2～5.0%、コバルト(Co)：1.5～6.0%、硼素(B)：0.006～0.013%、窒素(N)：0.015～0.025%、レニウム(Re)：0.01～3.0%を含み、残部が鉄(Fe)および不可避免的不純物からなることを特徴とする。

【0007】

第3の発明の耐熱鋼は、上記第1または第2の発明において、さらに質量%で、Si：0.1～0.50%を含み、残部が鉄(Fe)および不可避免的不純物からなることを特徴とする。

50

第4の発明の耐熱鋼は、上記第1～3のいずれかの発明において、さらに質量%で、Mn：0.1～1.0%、Ni：0.05～0.8%、Cu：0.1～1.3%の1種または2種以上を含み、残部が鉄(Fe)および不可避免的不純物からなることを特徴とする。

第5の発明の耐熱鋼は、上記第1～4のいずれかの発明に記載の耐熱鋼組成を有し、かつ成分含有量の関係において、 $3[\%Cr] + [\%Mo] + [\%W] - 15[\%Re] - 31.5$ で表される加速クリープ抑制パラメータ(〔%〕は元素の質量を示す)が0以下であることを特徴とする。

【0008】

以下に、本発明耐熱鋼の成分元素の作用、およびその限定理由について説明する。なお、各成分の含有量はいずれも質量%で示される。

C：0.08～0.13%

Cは、マルテンサイト変態を促進させるとともに、合金中のFe、Cr、Mo、V、Nb、Wなどと結合して炭化物を形成して高温強度を高めるために不可欠の元素であり、さらに炭化物が少ないと、(Fe, Cr)₂(Mo, W)型の金属間化合物であるLaves相の凝集・粗大化が促進され高温クリープ強さが低下する。このような観点から最低0.08%のC含有を必要とする。一方、0.13%を越えて含有させると、炭化物の粗大化が起こりやすくなり、高温クリープ強さが低下するので、その含有量を0.08～0.13%に限定した。

【0009】

Cr：8.5～9.8% (9.81%)

Crは本発明では後述するReとともに最も重要な元素の一つである。本発明者らは、650 で認められる長時間クリープ強度の著しい低下現象とその機構の解明を行い、さらに長時間クリープ強度の低下を抑制する方策について研究を実施した。その研究の結果、長時間クリープ強度の低下を抑制する重要な要素として、その詳細を後述する加速クリープ抑制パラメータ値を提案しており、望ましい形態として該パラメータ値が0以下であることを明らかにしている。

その加速クリープ抑制パラメータ式を構成する元素の係数がReに次いで大きいのがCrであり、該Crの添加量を厳しく制限することによって、本発明鋼の特徴である長時間クリープ強度の低下を抑制し、高いクリープ強度を長時間に渡って維持することが可能となる。

一般的には8～12%Crのフェライト系耐熱鋼においては、従来はCr%が高くなるに従い、室温引張強度や600以上の温度における高応力・短時間(1000～2000hr前後)のクリープ強度が高くなるため、フェライトの発生しない範囲において、高Cr側にする方が好ましいとの考え方であった。ところが今回650近傍での長時間クリープ試験を詳細に実施した結果から、Cr含有量が9.8%を越えるとクリープ強度保持のため必要なマルテンサイト鋼の微細組織がクリープ試験条件の高温と応力により著しく変化し、ミクロ組織観察からマルテンサイトの微細組織が回復し等軸なサブグレイン化しているのが認められた。また、微細析出ラーベス相が消失し、析出物の凝集粗大化の著しい進行が観察され、転位密度も著しく減少していた。このようにマルテンサイト鋼の微細組織は全体として軟化し、クリープ強度が時間経過と共に極端に低下することが判明した。このように過剰なCrは650近傍での長時間高温クリープ強さを著しく低下させるのでCr含有量の上限を9.8%とする。

一方、Crは耐酸化性および高温耐食性を高め、さらに合金中に固溶すると同時に析出炭化物、微細Laves相として析出して高温クリープ強さを向上させる元素であり、最低8.5%以上必要である。以上の観点から、Cr含有量を8.5～9.8%に限定する。なお、前記と同様の理由で上限を9.5%未満とするのが望ましい。ただし、Reを添加する場合には、Reによる高温クリープの強度低下の抑止効果が加わるので、Crの上限は9.81%とし、より望ましくは、上限を9.5%とする。

【0010】

Mo：0～1.5%

Moは、炭化物の凝集粗大化を抑制し、また合金中に固溶してマトリックスを固溶強化させ、さらにマトリックスにL a v e s相として微細分散析出して高温強さ、および高温クリープ強さを向上させるのに有効に働く元素であり、所望により含有させる。一方、過剰に含有させるとデルタフェライトを生成しやすくなり、さらにL a v e s相の凝集粗大化を促進するため、その上限を1.5%とした。なお、この効果を十分に発揮させるためには0.02%以上の含有が望ましく、同様の理由で、下限を0.1%、上限を0.5%とするのがさらに望ましい。

【0011】

V : 0.10 ~ 0.25%

Vは、微細炭化物、炭窒化物を形成して、高温クリープ強さを向上させるのに有効であり、最低0.10%を必要とする。一方、0.25%を越えると炭素を過度に固定し、炭化物の析出量が増加して高温強度を低下させるので、0.10~0.25%に限定する。

【0012】

Nb : 0.03 ~ 0.08%

Nbは、微細炭化物、炭窒加物を形成し、高温クリープ強さを向上させるとともに、結晶粒の微細化を促進し低温靱性を向上させる元素であり、最低0.03%必要である。しかし、0.08%を越えて含有させると、粗大な炭化物および炭窒加物が析出し延靱性を低下させるため、0.03~0.08%に限定する。

【0013】

W : 0.2 ~ 5.0%

Wは、炭化物の凝集粗大化を抑制し、また合金中に固溶してマトリックスを固溶強化させ、さらにマトリックスにL a v e s相として微細分散析出して高温強さ、および高温クリープ強さを向上させるのに有効に働く元素であり、最低0.2%必要である。一方、5.0%を越えて含有させるとデルタフェライトを生成しやすくなり、さらにL a v e s相の凝集粗大化を促進するため、0.2~5.0%に限定する。なお、同様の理由で、好ましくは下限を1.2%、上限を4.0%に限定する。より好ましくは下限を3.0%に限定する。

【0014】

Co : 1.5 ~ 6.0

Coは、デルタフェライトの生成を抑制し、高温強さ、および高温クリープ強さを向上させる。デルタフェライトの生成を有効に防止するためには1.5%以上の含有が必要であるが、一方、6.0%を越えて含有すると延性、および高温クリープ強さが低下し、さらにコストが上昇するので、1.5~6.0%に限定する。なお、同様の理由で、好ましくは下限を2.5%、上限を4.5%に限定する。

【0015】

B : 0.006 ~ 0.013%

Bは、旧オーステナイト粒界、マルテンサイトパケット、マルテンサイトブロック、およびマルテンサイトラス内の析出炭化物、析出炭窒化物および析出L a v e s相の凝集粗大化を高温長時間にわたって抑制する効果を有し、また、W、Nb等の合金元素と複合添加することによって高温クリープ強さを向上させるのに有効な元素であり、最低0.006%必要である。一方、0.013%を越えて含有すると窒素と結合して析出BN相が形成され、高温クリープ延性、靱性が低下するため、その含有量を0.006~0.013%に限定する。なお、同様の理由で、上限を0.010%とするのが望ましい。

【0016】

N : 0.015 ~ 0.025

Nは、Nb、Vなどと結合して窒化物を形成し、高温強さ、および高温クリープ強さを向上させるが、その含有量が0.015%未満では十分な高温強さ、および高温クリープ強さを得ることができず、一方、0.025%を越えて含有させると硼素と結合して、析出BN相が形成され、前記Bの有効な作用が減じられて高温クリープ延性、靱性が低下するため、その含有量を0.015~0.025%に限定する。

10

20

30

40

50

【0017】

Re : 0.01 ~ 3.0 %

Re は本発明では前述した Cr とともに重要な元素の一つである。Re は、ごく微量 (0.01 % 以上) の添加で固溶強化に著しく寄与し、高温保持によってもマトリックス中の Re の濃度変化は小さく、マトリックスの高温長時間の組織安定性を高めて、高温クリープ強さを向上させる効果を有し、同時に靱性をも向上させる効果を有し、さらに 650 近傍での長時間クリープ強度の著しい低下を抑制するので所望により含有させる。一方、Re は高価な金属であり、また過剰に含有すると加工性を低下させるためその上限を 3.0 % とした。なお、この効果を十分に発揮するためには 0.1 % 以上の含有が望ましく、同様の理由で下限を 0.2 %、上限を 1.0 % とするのがさらに望ましい。

10

【0018】

Si : 0.1 ~ 0.50 %

Si は、水蒸気酸化特性を向上させる元素であり、所望により含有させる。該作用を効果的に得るには 0.1 % 以上の含有が必要である。一方、過剰に含有すると、鋼塊内部の偏析、焼戻し脆化感受性を増加させるので、その上限を 0.50 % とした。この効果を十分に発揮させるためには、下限を 0.20 %、上限を 0.40 % にするのがさらに望ましい。

【0019】

Mn : 0.1 ~ 1.0 %

Mn は、安価なオーステナイト安定化元素であり、かつ靱性向上に寄与するので所望により含有させる。0.1 % 未満では上記の効果が十分でなく、1.0 % を越えて含有させると高温クリープ強さを低下させるとともに、焼戻し脆化感受性を増加させる。従って、Mn 含有量を 0.1 ~ 1.0 % に限定する。この範囲の中でも、下限を 0.2 %、上限を 0.7 % とするのが望ましい。

20

【0020】

Ni : 0.05 ~ 0.8 %

Ni は、Mn と同様に、オーステナイト安定化元素であり、かつ靱性向上に寄与するので所望により含有させる。ただし、0.05 % 未満では上記の効果が十分でなく、0.8 % を越えて含有させると、炭化物、Laves 相の凝集粗大化を助長し高温クリープ強さを低下させる。従って、Ni 含有量を 0.05 ~ 0.8 % に限定する。この範囲の中でも、下限を 0.1 %、上限を 0.5 % とするのが望ましく、さらに上限を 0.3 % とするのが望ましい。

30

【0021】

Cu : 0.1 ~ 1.3 %

Cu は、Mn、Ni と同様にオーステナイト安定化元素であり、かつ靱性向上に寄与するので所望により含有させる。ただし 0.1 % 未満では上記の効果が十分でなく、一方、1.3 % を越えて含有させると高温クリープ強さを低下させるとともに、熱間加工性を低下させる。従って、その含有量を 0.1 ~ 1.3 % に限定する。この範囲の中でも、下限を 0.3 %、上限を 0.8 % とするのが望ましい。

【0022】

[加速クリープ抑制パラメータ]

なお、本発明鋼は 650 近傍でのクリープ試験を行った場合、そのクリープ歪み - 時間曲線においてクリープ歪みが不連続に加速され始める時間が長時間側に移動することで、長時間クリープ強度の著しい低下を抑制できることに特徴がある。このクリープ歪みが不連続に加速される時間は材料の成分に大きく依存しており、その指標として各成分の含有量に基づき算出される以下の計算式 (発明者らにより加速クリープ抑制パラメータと称する) を用いることができることを明らかとした。この計算値が 0 を越えると、マトリックス中に析出する Laves 相の粗大化を抑制することができずにクリープ歪みが不連続に加速され始める時間が短時間側へ移行するため、該パラメータが 0 以下になる成分設計を行うのが望ましい。この設計によりクリープ歪みが不連続に加速され始める時間をおよそ

40

50

5万時間以上とすることができる。なお、より好ましくは、以下の式においてその計算値が - 2 以下である。

(加速クリープ抑制パラメータ式)

$$3 [\% Cr] + [\% Mo] + [\% W] - 15 [\% Re] - 31.5 [0023]$$

【発明の実施の形態】

本発明の耐熱鋼は、前記成分を得るべく、常法に従って溶製することができ、その溶製方法が特に限定されるものではない。

得られた耐熱鋼には、鍛造等の加工処理や所望の条件で熱処理が施される。

(焼入れ処理)

本発明耐熱鋼は、焼入れ加熱によって析出炭窒化物を固溶させ、その後の焼戻しで炭窒化物を均一微細分散析出させることで高温クリープ強さを向上させる。この耐熱鋼では、硼素の含有により析出炭化物、炭窒化物の固溶温度が高温側にシフトするため、1060 未満の焼入れ加熱温度では析出物の固溶が不十分で良好な高温クリープ強さが得られにくく、一方、1120 を越えると、結晶粒が粗大化して靱性が低下し、さらにクリープ延性が低下するため、上記温度範囲が望ましい。なお、焼入れ時の冷却は、空冷以上の冷却速度で行なえばよく、適宜の冷却速度および冷却媒を選定することができる。

【0024】

(焼戻し)

焼戻しでは、上記焼入れ時に生成した残留オーステナイトを分解し焼戻しマルテンサイト単相組織とし、炭化物、炭窒化物、Laves相をマトリックスに均一微細分散析出させ、転位を回復させることで所望の室温および高温強さ、靱性を得、高温クリープ強さを向上させる。焼戻しは2回以上で行うのが望ましく、1回目の焼戻しで、残留オーステナイトを分解するために、Ms温度以上の温度に加熱する必要がある。この焼戻し温度が500 未満であると十分に残留オーステナイトが分解せず、一方、620 を越える温度では、炭化物、炭窒化物、およびLaves相の析出がマルテンサイト組織部において優先的に進行するため、残留オーステナイト部での炭化物、炭窒化物、およびLaves相の析出が不均一となり、高温クリープ強さが低下する。このため、1回目の焼戻し温度を500 ~ 620 の範囲とするのが望ましい。さらに2回目の焼戻しで良好な延性、靱性を得、さらに析出物を安定化させ高温長時間クリープ強さを確保する。このためには、690 以上の温度で焼戻しを行なうのが望ましく、一方、740 を越える温度で焼戻しを行なうと所望の室温強さ、高温強さを得ることができないので、2回目の焼戻し温度を690 ~ 740 にするのが望ましい。

【0025】

【実施例】

以下に本発明の実施例を比較例と対比しつつ説明する。

実施例に供する試験材として、表1(本発明鋼、比較鋼)に示す組成(残部Fe及び不可避免的不純物)を有する合金を用意した。これらの合金は50kg試験鋼塊として溶製し、鍛造した後、所定の熱処理を施した。熱処理は、1070 から油冷する焼き入れ処理を行った後、570 で1回目の焼戻しを行い、さらに700 で2回目の焼戻しを行って各供試材を得た。

【0026】

【表1】

10

20

30

40

供試材 No.	供試材化学成分(質量%)																	加速クリープ 抑制パラメータ
	合金成分							選択成分							Cu			
	C	Cr	Mo	V	Nb	W	Co	B	N	Re	Si	Mn	Ni					
1	0.11	8.57	0.10	0.16	0.07	3.46	2.89	0.008	0.021	—	—	—	0.21	—	—	—	-2.23	
2	0.12	8.96	0.11	0.16	0.06	3.46	2.88	0.008	0.020	—	—	—	0.21	—	—	—	-1.05	
3	0.11	9.34	0.04	0.16	0.06	3.41	2.86	0.009	0.020	—	—	—	0.21	—	—	—	-0.03	
4	0.11	9.77	0.10	0.16	0.06	3.88	2.88	0.008	0.020	—	—	—	0.20	—	—	—	1.79	
5	0.12	9.02	0.08	0.16	0.06	3.91	2.82	0.008	0.021	0.23	—	—	0.20	—	—	—	-3.90	
6	0.12	9.72	0.15	0.19	0.07	3.62	2.59	0.007	0.024	0.18	0.16	—	0.21	—	—	—	-1.27	
7	0.12	8.97	0.14	0.18	0.06	3.60	2.60	0.007	0.017	0.20	—	—	0.05	0.43	—	—	-3.85	
8	0.09	9.35	0.15	0.19	0.06	3.63	3.50	0.006	0.019	1.23	0.37	0.56	0.36	—	—	—	-18.12	
9	0.09	9.81	0.15	0.18	0.06	3.70	5.26	0.008	0.019	2.24	—	—	0.14	—	—	—	-31.82	
10	0.11	9.40	0.49	0.20	0.06	4.02	4.04	0.009	0.022	—	—	—	0.20	—	—	—	1.21	
11	0.13	9.75	0.10	0.19	0.05	4.27	2.61	0.013	0.018	—	—	—	0.01	—	—	—	2.12	
12	0.12	9.74	0.70	0.20	0.06	1.80	3.00	0.007	0.016	0.20	—	—	0.25	—	—	—	-2.78	
13	0.12	9.78	0.16	0.20	0.06	2.77	2.66	0.007	0.017	0.21	—	—	0.25	—	—	—	-2.38	
21	0.12	10.53	0.10	0.15	0.06	3.46	3.00	0.008	0.019	—	—	—	0.20	—	—	—	3.65	
22	0.12	11.37	0.10	0.15	0.06	3.40	3.05	0.010	0.020	—	—	—	0.22	—	—	—	6.11	
23	0.11	10.55	0.12	0.20	0.06	5.40	5.49	0.008	0.018	—	—	—	0.18	—	—	—	5.67	
24	0.10	11.99	0.10	0.15	0.06	3.50	9.02	0.009	0.017	—	—	—	0.20	—	—	—	8.07	
25	0.06	10.06	0.48	0.15	0.04	3.84	3.03	0.008	0.021	—	—	—	1.11	—	—	—	3.00	
26	0.06	10.33	0.81	0.15	0.04	4.26	4.96	0.008	0.018	—	—	—	0.55	—	—	—	4.56	
27	0.11	7.58	0.10	0.16	0.06	3.45	2.85	0.007	0.023	—	—	—	0.20	—	—	—	-5.21	
28	0.11	8.01	0.69	0.16	0.06	1.88	2.85	0.003	0.053	—	—	—	0.20	—	—	—	-4.90	

加速クリープ抑制パラメータ: 3[%Cr] + [%Mo] + [%W] -15 [%Re] -31.5

【0027】

上記により得られた供試材に対して、試験温度: 650 でクリープ試験およびクリープ破断試験を行い、クリープ強度を評価した。その結果を図1、2に示した。

図1、2から明らかのように、本発明鋼は、特に長時間クリープ試験後に高いクリープ強度を有し、かつ、クリープ応力 - 破断時間曲線の傾きも小さく、長時間に渡って高いクリ

ープ強度を維持できることが可能である。

加速クリープ抑制パラメータにおいて、係数と添加量の多いCrの制御が特に重要である。図3にCr変動材のクリープ応力-時間曲線を示すが、Cr含有量が低すぎると(比較鋼27)クリープ強度が低く、Cr含有量が高すぎると(比較鋼21, 22)短時間クリープ強度は高くても長時間側のクリープ強度が低くなる。

【0028】

また、上記の本発明鋼のうち、鋼種No. 1、2、3、4、6および上記の比較鋼のうち、鋼種No. 21、22、27の650でのクリープ歪み速度-時間曲線を図4に示した。比較鋼21、22では、クリープ変形途中に不連続なクリープ歪み速度の加速が認められるが、本発明鋼1、2、3、6はクリープ初期からクリープ破断まで、連続したクリープ歪み速度の変化を示す。本発明鋼4で9500時間位置に不連続なクリープ速度の加速が認められるが、比較鋼よりも著しく長時間側といえる。図4は650、130MPaのクリープ条件の試験結果であるが、さらに低い応力条件でクリープ試験を行うと、本発明鋼においてもクリープ歪み速度の不連続な加速が見られるようになる。この不連続な加速が現れ始める時間が短時間側にある鋼種(比較鋼)は、長時間側で現れ始める鋼種(本発明鋼)と比較して著しく短時間でクリープ破断している。また、比較鋼27、28は、加速クリープ抑制パラメータが低く、不連続な加速は認められないが、本発明鋼と比較して全体にクリープ強度が低い。

10

【0029】

上記のようにクリープ歪み速度の不連続な加速が認められ難く、長時間まで高いクリープ強度を維持することのできる鋼種を規定するために加速クリープ抑制パラメータを提案した。図5に、650のクリープ試験温度において加速クリープ抑制パラメータと不連続なクリープ歪みの加速が認められる時間との関係を示した。加速クリープ抑制パラメータが大きいほど不連続なクリープ歪み速度の加速が短時間側から認められ、長時間側まで高いクリープ強度を維持することができない。逆に加速クリープ抑制パラメータを小さくするほど不連続なクリープ歪み速度の加速が長時間側まで認められず、長時間側でも高いクリープ強度を得ることができる。

20

なお、グラフの左上に本発明鋼8鋼種のデータを記してあるが、それらの鋼種では、3万3千時間までのクリープ試験で、不連続にクリープ速度が加速される時間が認められなかった鋼種である。

30

【0030】

また、本発明鋼No. 3と比較鋼No. 22を650、150MPa条件でクリープ試験を行なった後の平行部の透過型電子顕微鏡による組織観察写真を調質ままの組織観察写真とともに添付図(図6、7)に示した。図6の写真1(a)は本発明鋼No. 3のクリープ前のミクロ組織であるが、微細なマルテンサイトラス組織および微細な析出物(M₂₃C₆、ラーベス相、MX)が観察された。図6の写真1(b)は本発明鋼No. 3のクリープ破断後(6674時間)の試験片平行部のミクロ組織を示したものであるが、マルテンサイトの微細組織が維持され、ラス内の微細析出ラーベス相も残存しており、転位の減少量が少なく観察された。

一方、図7の写真2(a)は比較鋼No. 22のクリープ前のミクロ組織であるが、本発明鋼No. 3と同様に微細なマルテンサイトラス組織が観察された。図7の写真2(b)は比較鋼No. 22のクリープ破断後(2402時間)のミクロ組織を示したものである。本発明鋼No. 3と比較して同一クリープ条件でクリープ試験を行なったにもかかわらず、比較鋼No. 22の破断時間は2402時間と非常に短時間で破断した試験片のミクロ組織であるが、そのミクロ組織観察から、マルテンサイトの微細組織が回復し等軸なサブグレイン化しているのが認められた。また、微細析出ラーベス相が消失し、析出物の凝集粗大化の著しい進行が観察され、転位密度も著しく減少していた。

40

【0031】

図8に本発明鋼No. 3と比較鋼No. 22の650保持に伴う硬さ低下挙動を示した。硬さ測定はクリープ試験片のネジ部で実施したものであるが、本発明鋼No. 3の硬さ

50

の低下挙動と比較して、比較鋼 No. 22 の硬さの低下が著しいことが明らかであり、この挙動は上記のミクロ組織観察から説明される。さらに、この硬さの低下に及ぼすミクロ組織の変化は、長時間のクリープ強度にも同様に影響しており、図 3 に認められたクリープ挙動に及ぼす Cr 含有量の影響と同様には、Cr 含有量を高くしすぎた場合に長時間クリープ強度の低下が認められたものである。

【0032】

【発明の効果】

以上説明したように、本発明の耐熱鋼によれば、炭素 (C) : 0.08 ~ 0.13 %、クロム (Cr) : 8.5 ~ 9.8 % (Re 含有の場合 : 8.5 ~ 9.81 %)、モリブデン (Mo) : 0 ~ 1.5 %、バナジウム (V) 0.10 ~ 0.25 %、ニオブ (Nb) : 0.03 ~ 0.08 %、タンゲステン (W) : 0.2 ~ 5.0 %、コバルト (Co) : 1.5 ~ 6.0 %、硼素 (B) : 0.006 ~ 0.013 %、窒素 (N) : 0.015 ~ 0.025 % を含み、所望により、レニウム (Re) : 0.01 ~ 3.0 % または / および珪素 (Si) : 0.1 ~ 0.50 % を含み、さらに所望により、マンガン (Mn) : 0.1 ~ 1.0 %、ニッケル (Ni) : 0.05 ~ 0.8 %、銅 (Cu) : 0.1 ~ 1.3 % の 1 種または 2 種以上を含み、残部が鉄 (Fe) および不可避免的な不純物からなるので、長時間クリープ強度が向上し、タービンロータやタービン部材に使用する材料に適用することにより、蒸気温度の高温化が可能となり、発電効率向上に寄与する。また、タービン部材以外の用途に対しても、高温特性に優れ、かつ耐久性に優れた材料として提供することができる。

【0033】

また、上記成分範囲において、 $3 [\% Cr] + [\% Mo] + [\% W] - 15 [\% Re] - 31.5$ で表される加速クリープ抑制パラメータを 0 以下にすることによって、より長時間側まで高いクリープ強度を維持することができる。

【図面の簡単な説明】

【図 1】 本発明の実施例 (本発明鋼におけるクリープ応力と破断時間との関係を示すグラフである。

【図 2】 本発明の実施例 (比較鋼) におけるクリープ応力と破断時間との関係を示すグラフである。

【図 3】 同じく Cr 変動に基づくクリープ応力と破断時間との関係を示すグラフである。

【図 4】 同じくクリープ歪み速度と試験時間との関係を示すグラフである。

【図 5】 同じく加速クリープ抑制パラメータと不連続にクリープ速度が加速され始める時間との関係を示すグラフである。

【図 6】 同じく一部供試材における調質ままとクリープ試験を行なった後の組織を透過型電子顕微鏡で観察した図面代用写真である。

【図 7】 同じく他の一部供試材における調質ままとクリープ試験を行なった後の組織を透過型電子顕微鏡で観察した図面代用写真である。

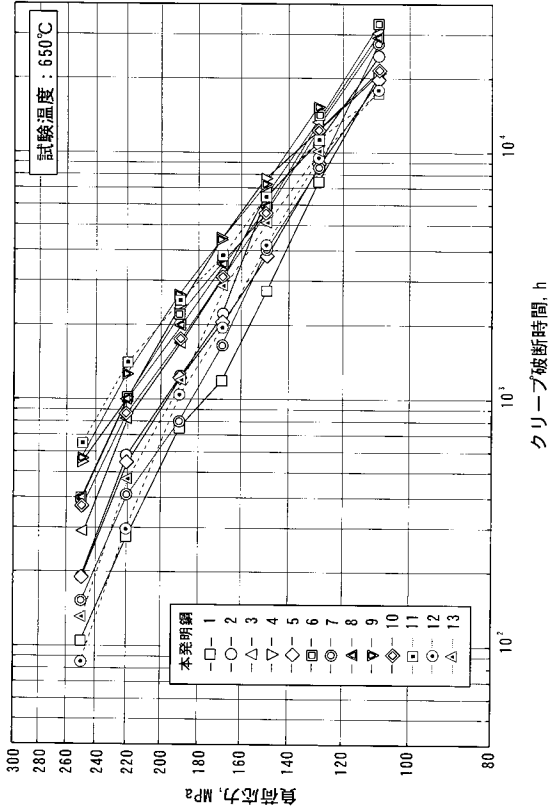
【図 8】 同じく一部供試材における 650 保持に伴う硬さ変化を示すグラフである。

10

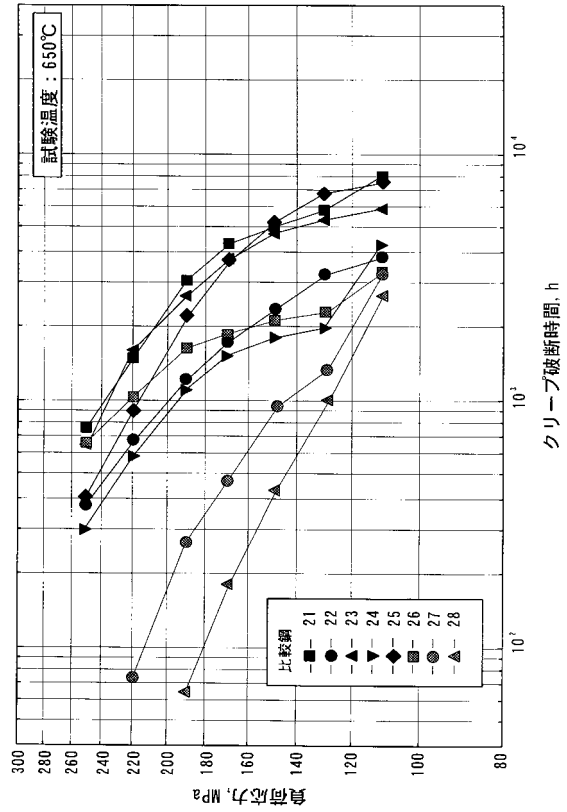
20

30

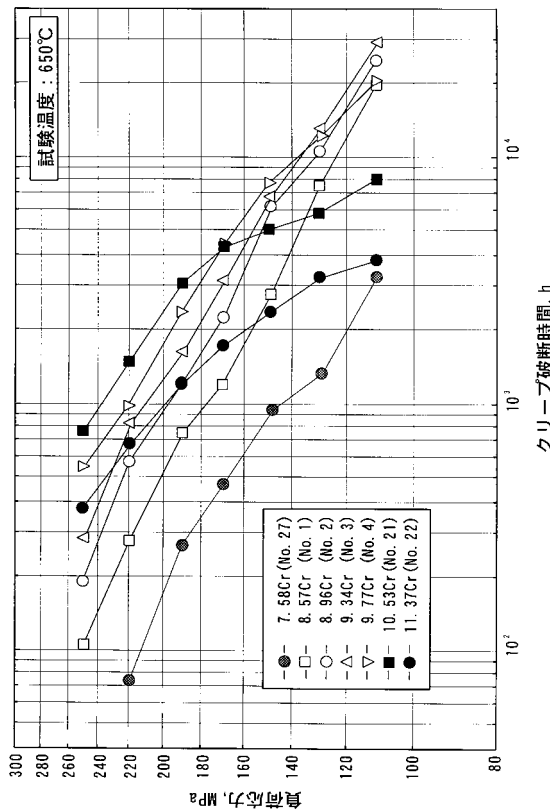
【図 1】



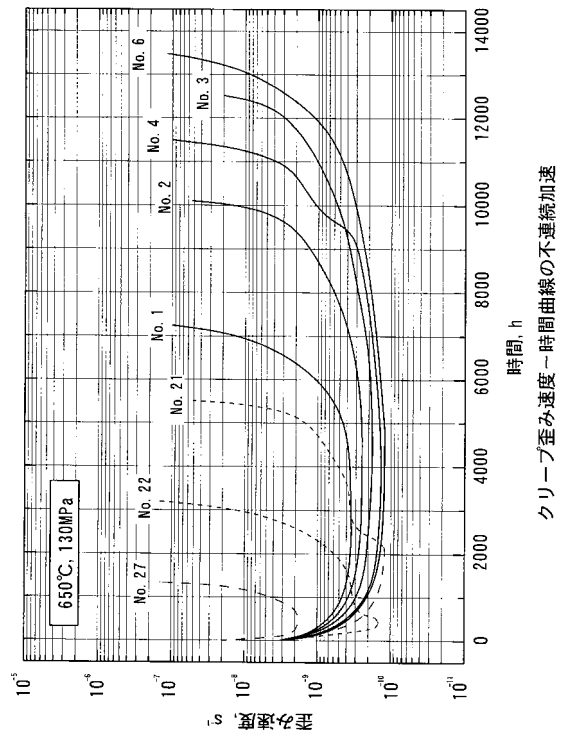
【図 2】



【図 3】

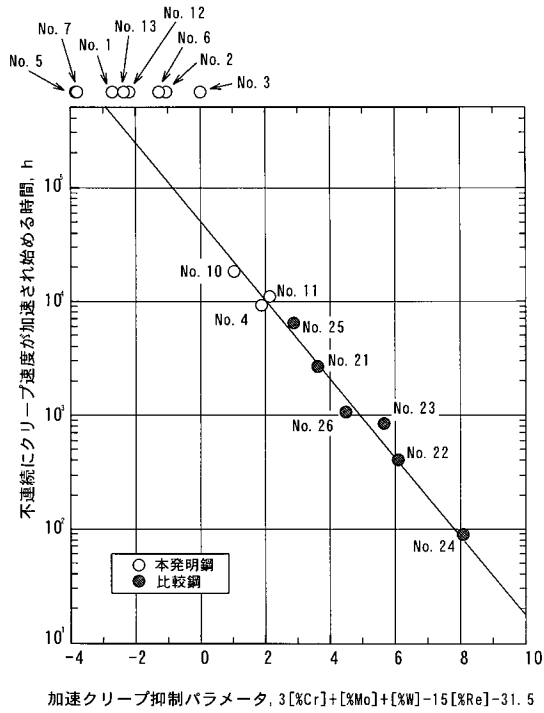


【図 4】



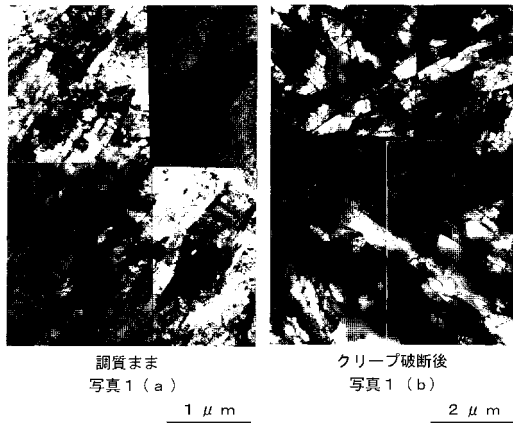
クリープ歪み速度-時間曲線の不連続加速

【 図 5 】



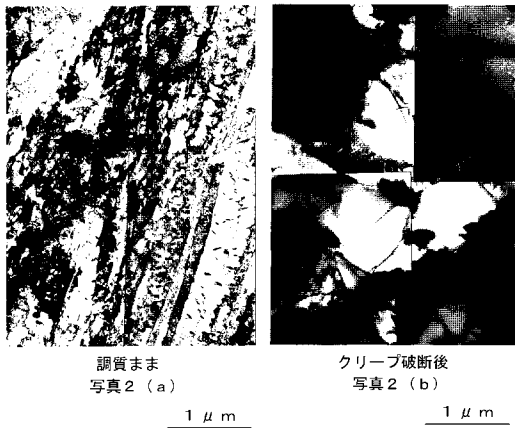
【 図 6 】

図面代用写真

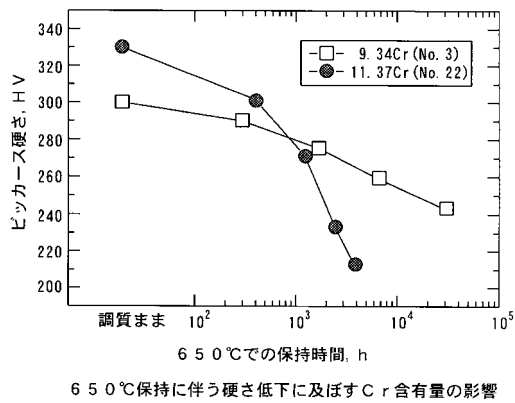


【 図 7 】

図面代用写真



【 図 8 】



フロントページの続き

- (72)発明者 東 司
北海道室蘭市茶津町4番地 株式会社日本製鋼所内
- (72)発明者 三木 一宏
北海道室蘭市茶津町4番地 株式会社日本製鋼所内
- (72)発明者 石黒 徹
北海道室蘭市茶津町4番地 株式会社日本製鋼所内
- (72)発明者 森永 正彦
愛知県名古屋市中区丸の内2丁目10番28
- (72)発明者 村田 純教
愛知県名古屋市千種区園山町2丁目22番
- (72)発明者 橋詰 良吉
大阪府大阪市北区中之島3丁目3番22号 関西電力株式会社内

審査官 井上 猛

- (56)参考文献 国際公開第96/001334(WO, A1)
特開2000-248337(JP, A)
特開平08-296003(JP, A)
特開平02-290950(JP, A)
特開平08-333657(JP, A)
特開平05-311342(JP, A)
特開平10-088291(JP, A)
特開昭60-165359(JP, A)
特開平09-059747(JP, A)

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