

(19) 日本国特許庁(JP)

(12) 公開特許公報(A)

(11) 特許出願公開番号

特開2011-1574

(P2011-1574A)

(43) 公開日 平成23年1月6日(2011.1.6)

(51) Int.Cl.	F I	テーマコード (参考)
C 2 2 C 38/00 (2006.01)	C 2 2 C 38/00 3 0 2 Z	3 G 0 0 2
C 2 2 C 38/54 (2006.01)	C 2 2 C 38/54	4 K 0 4 2
C 2 1 D 9/00 (2006.01)	C 2 1 D 9/00 N	
F 0 1 D 5/28 (2006.01)	F 0 1 D 5/28	
F 0 2 C 7/00 (2006.01)	F 0 2 C 7/00 C	

審査請求 未請求 請求項の数 2 O L (全 14 頁) 最終頁に続く

(21) 出願番号	特願2009-143774 (P2009-143774)	(71) 出願人	301023238
(22) 出願日	平成21年6月17日 (2009.6.17)		独立行政法人物質・材料研究機構 茨城県つくば市千現一丁目2番地1
		(72) 発明者	木村 一弘 茨城県つくば市千現一丁目2番地1 独立 行政法人物質・材料研究機構内
		(72) 発明者	戸田 佳明 茨城県つくば市千現一丁目2番地1 独立 行政法人物質・材料研究機構内
		(72) 発明者	九島 秀昭 茨城県つくば市千現一丁目2番地1 独立 行政法人物質・材料研究機構内
		(72) 発明者	澤田 浩太 茨城県つくば市千現一丁目2番地1 独立 行政法人物質・材料研究機構内

最終頁に続く

(54) 【発明の名称】 耐熱性精密部品

(57) 【要約】

【課題】

本発明は、フェライト系高Cr鋼の持つ低熱膨張性をさらに発揮させつつ、耐熱性を向上した耐熱性精密部品を提供することを目的とする。

【解決手段】

上記課題を解決するために、耐熱性精密部品は、室温から850 までの温度範囲の熱膨張係数が 1.5×10^{-6} 以下で、700 、100MPaでの最小クリープ速度が $1 \times 10^{-4} / h$ 以下であることを特徴とする。また、耐熱性精密部品の製造方法は、フェライト系高Cr鋼を所定の部品形状に熱間加工を行い、1000 以上で焼きなまし熱処理をした後、100 /min以上の急冷にて400 以下に冷却することを特徴とする手段を採用した。

【選択図】なし

【特許請求の範囲】

【請求項 1】

C r を 1 3 質量 % 以上含有するフェライト系高 C r 鋼からなる耐熱性精密部品であって、室温から 8 0 0 までの温度範囲の熱膨張係数が 1.5×10^{-6} 以下で、7 0 0 、 1 0 0 M P a での最小クリープ速度が 1×10^{-4} / h 以下であることを特徴とする耐熱性精密部品。

【請求項 2】

請求項 1 に記載の耐熱性精密部品の製造方法であって、前記フェライト系高 C r 鋼を所定の部品形状に熱間加工を行い、1 0 0 0 以上で焼きなまし熱処理をした後、1 0 0 / m i n 以上の急冷にて 4 0 0 以下に冷却することを特徴とする耐熱性精密部品の製造方法。

10

【発明の詳細な説明】

【技術分野】

【0001】

本発明は、例えば蒸気タービンやガスタービン等の高温下で使用される機械構造体であって、そのロータやディスク、あるいはブレード等の、熱膨張係数が大きいと他の部品との配置関係に狂いが生じてしまう耐熱性の精密部品に関し、より詳しくは、フェライト系高 C r 鋼からなる耐熱性精密部品に関する。

【背景技術】

【0002】

従来はこの種、耐熱性精密部品は、フェライト系高 C r 鋼より構成していたが、タービンが 6 0 0 を越える高温下での使用が要求されるに至り、特許文献 1 に示すように、N i 基合金により構成することが提案されるに至った。

20

しかし、N i 基合金の物理的性質上、熱膨張係数についてはフェライト系高 C r 鋼の値以下に抑えることは不可能であるのみならず、むしろ、耐熱性のさらなる向上は熱膨張率を大きくする傾向にある。

その結果、6 0 0 を越える高温下での使用に耐える耐熱性精密部品を実現することは極めて困難とされていた。

【発明の概要】

【発明が解決しようとする課題】

30

【0003】

本発明は、このような実情に鑑み、フェライト系高 C r 鋼の持つ低熱膨張性をさらに発揮させつつ、耐熱性を向上した耐熱性精密部品を提供することを目的とする。

【課題を解決するための手段】

【0004】

発明 1 の耐熱性精密部品は、室温から 8 5 0 までの温度範囲の熱膨張係数が 1.5×10^{-6} 以下で、7 0 0 、 1 0 0 M P a での最小クリープ速度が 1×10^{-4} / h 以下であることを特徴とする。

【0005】

発明 2 は、発明 1 の耐熱性精密部品の製造方法であって、前記フェライト系高 C r 鋼を所定の部品形状に熱間加工を行い、1 0 0 0 以上で焼きなまし熱処理をした後、1 0 0 / m i n 以上の急冷にて 4 0 0 以下に冷却することを特徴とする。

40

【発明の効果】

【0006】

発明 1 により、タービンを代表例とする耐熱性機械構造の部品として、最高の低熱膨張性を維持しながらも、高い耐熱性（クリープ強度）を保有するに至ったものである。

【図面の簡単な説明】

【0007】

【図 1】 6 5 0 でのクリープ破断時間に及ぼす冷却速度の影響を示すグラフ。

【図 2】 6 5 0 でのクリープ試験結果を示すグラフ。

50

【図3】本発明鋼1と比較鋼6の650でのクリープ試験結果を示すグラフ。

【図4】700、応力100MPaでのクリープ速度と時間との関係を示すグラフ。

【図5】750、応力50MPaでのクリープ速度と時間との関係を示すグラフ。

【図6】750におけるクリープ破断時間を示すグラフ。

【図7】線膨張係数の温度依存性を示すグラフ。

【発明を実施するための形態】

【0008】

この出願の発明によって、650（50単位、以下同じ）を越える高温でも優れた高温強度、耐熱性、耐酸化性、高靱性を有し、高温高圧下での長期間使用においても強度の低下が抑制できるタービン用鋼製部品が提供できる。

鋼塊の成形時の、熱間加工時の温度は900～1200とし、好ましくは950～1150、より好ましくは1000～1100とする。

この温度範囲を超えると延性の急激な低下が生じる恐れがあり、この温度範囲未満であると変形抵抗が増大して、加工により割れ等の欠陥が生じる危険性がある。

焼きなまし熱処理は、1000～1250とし、好ましくは1000～1200、より好ましくは1050～1150とする。

この範囲を超えると、結晶粒が著しく粗大化してしまい、材料の靱性、延性、溶接性等を損ねる恐れがある。

この範囲未満では、完全に溶体化することができず、十分な強度特性を発揮できなくなる恐れがある。

さらに、400以上の温度では、炭化物、窒化物、金属間化合物等の第二相が析出する速度が大きいいため、焼きなまし温度からの冷却中にこれら第二相が析出するのを抑制するため、焼きなまし後の400以下までの冷却速度は、100/min以上、好ましくは120/min以上、より好ましくは150/minとする。

この範囲未満では、焼きなまし温度からの冷却中に炭化物、窒化物、金属間化合物等の第二相が析出してしまい、強度向上に有効な第二相の析出状態を制御できず、十分な強度を発現することができなくなる恐れがある。

700、応力100MPaでの最小クリープ速度が、 $1.0 \times 10^{-4} \text{ h}^{-1}$ 以下、より好ましくは、 $1.0 \times 10^{-5} \text{ h}^{-1}$ 以下である。

これ以上であると運転中に発生する荷重によるクリープ変形量が大きく、タービン回転体である動翼（ブレード）と静置部品である静翼（ベーン）や容器（ケーシング）が接触し、損傷等の不具合を発生させてしまう。

750、応力80MPaでのクリープ破断時間が、1,000hr以上

750、応力50MPaでのクリープ破断時間が、5,000hr以上

750、応力30MPaでのクリープ破断時間が、10,000hr以上

これ未満の破断時間であると、運転中に発生する荷重によるクリープ破断寿命が短く、実用上十分なクリープ破断寿命を確保することができない。

室温から850の温度範囲において、線膨張係数の値が $15 \times 10^{-6} \text{ } ^{-1}$ 以下

これを超えると、起動および停止時の熱膨張および収縮量が大きく、高い寸法精度のタービン部材を設計製作することができない。

【0009】

本発明の部品を構成する鋼は、以下のような各成分にて調整された高クロムフェライト耐熱鋼である。（以下％は、別途断りがない限り、重量％で示す）

C： $1 \times 10^{-3} \sim 1 \times 10^{-1} \%$

クリープ強度向上のために、 $1 \times 10^{-3} \%$ 以上の添加が必要である。また、過剰添加は靱性を低下させるため、上限は $1 \times 10^{-1} \%$ とするとともに、 $1 \times 10^{-2} \%$ 以上添加する場合は、 $\text{Ni} > 10 (\text{C} + \text{N})$ を満足する必要がある。

Cr：13～30％

Crは13％以上であることが欠かせないが、実際的にはフェライト相を70体積％以上確保するとともに、耐酸化性向上のために13.5％以上が好ましい。また、30％以

10

20

30

40

50

上では韌性の低下が著しいため、上限を30%とする。

$N : 1 \times 10^{-3} \sim 1 \times 10^{-1} \%$

クリープ強度向上のために、 $1 \times 10^{-3} \%$ 以上の添加が必要である。また、過剰添加は韌性を低下させるため、上限は $1 \times 10^{-1} \%$ とするとともに、 $1 \times 10^{-2} \%$ 以上添加する場合は、 $Ni > 10(C + N)$ を満足する必要がある。

$Ni : 1 \times 10^{-1} \sim 2.5 \%$

韌性向上のために $1 \times 10^{-1} \%$ 以上の添加が好ましい。とくに、CあるいはNの添加量が 1×10^{-2} 重量%以上である場合は、韌性確保のため、 $Ni > 10(C + N)$ の添加が必要である。また、過剰添加はフェライト相の体積率を低下させるため、上限は2.5%とする。表2から明らかなように、Niの添加量が $Ni > 10(C + N)$ 未満の比較鋼6~9は、冷却速度の違いによらずシャルピー衝撃値は小さいが、本発明鋼の水冷材は高いシャルピー衝撃値を示す。

10

フェライト相が70体積%以上を占める、焼き戻しマルテンサイト組織は、高温で不安定である。これに対してフェライト相は高温での組織安定性が高い。そのため、クリープ強度向上のためにフェライト相が70体積%以上含有されていることが望ましい。表2から明らかなように、本発明鋼3~5を炉冷するとフェライト相の体積率は70%未満となるが、水冷によりフェライト相の体積率は70%以上となり、図1から明らかなように、本発明鋼3~5の水冷材は炉冷材よりも約10倍の長いクリープ破断時間を示す。また図2から明らかなように、クロム量が13重量%未満で、フェライト相の体積率が70%未満の比較鋼10~16に対して、本発明鋼の方が長いクリープ破断時間を示す。

20

金属間化合物や炭化物および窒化物の1種以上の析出によって強化されている。クリープ強度を高めるためには、金属間化合物や炭化物および窒化物の1種以上を析出させることが有効である。図3から明らかなように、本発明鋼1はW添加量が多く、金属間化合物の析出量が多いため、W添加量が少ない比較鋼6よりも約100倍の長いクリープ破断時間を示す。

【0010】

さらに、上記成分に加え、以下のものを含有させることが望ましい。

$Mo : 5 \times 10^{-1} \sim 5 \%$

クリープ強度を高めるために必要な金属間化合物を析出させるために、 $5 \times 10^{-1} \%$ 以上含有するのが好ましい。また、過剰添加は韌性を低下させるため、上限は5%とする。

30

$W : 5 \times 10^{-1} \sim 1 \times 10 \%$

クリープ強度を高めるために必要な金属間化合物を析出させるために、 $5 \times 10^{-1} \%$ 以上含有するのが好ましい。また、過剰添加は韌性を低下させるため、上限は $1 \times 10 \%$ とする。

$V : 5 \times 10^{-2} \sim 4 \times 10^{-1} \%$

クリープ強度向上に有効な炭化物、窒化物を形成させるために、 $5 \times 10^{-2} \%$ 以上含有するのが好ましい。また、過剰添加は炭化物、窒化物の形成に有効ではないので、上限は $4 \times 10^{-1} \%$ とする。

$Nb : 1 \times 10^{-2} \sim 1 \times 10^{-1} \%$

クリープ強度向上に有効な炭化物、窒化物を形成させるために、 $1 \times 10^{-2} \%$ 以上含有するのが好ましい。また、過剰添加は炭化物、窒化物の形成に有効ではないので、上限は $1 \times 10^{-1} \%$ とする。

40

$Co : 1 \times 10^{-1} \sim 1 \times 10 \%$

炭化物、窒化物及び金属間化合物などの析出物を微細化し、クリープ強度向上に有効なため、 $1 \times 10^{-1} \%$ 以上含有するのが好ましい。また、過剰添加はフェライト相の体積率を低下させるため、上限は $1 \times 10 \%$ とする。

$B : 2 \times 10^{-3} \sim 4 \times 10^{-3} \%$

析出物を微細化かつ安定化させるとともに、粒界強化に有効なため、 $2 \times 10^{-3} \%$ 以上含有するのが好ましい。また、過剰添加は窒化ボロンを生成してしまい、クリープ強度

50

の向上に有効ではないので、上限は $4 \times 10^{-3} \%$ とする。

【0011】

又さらに、上記成分に加え、以下のものを含有させることが望ましい。

クリープ強度を高めるために必要な金属間化合物の析出量を十分に確保するため、Mo および W をそれぞれ 5×10^{-1} 重量% 以上含有し、 $Mo + 0.5W \geq 3.0$ 重量% 以上含有する。図3から明らかなように、 $Mo + 0.5W$ が 3 重量% 以上の本発明鋼 1 は、 $Mo + 0.5W$ が 3.0 重量% 未満の比較鋼 6 に比べて約 100 倍のクリープ破断時間を示している。以下の実施例では、丸棒を持って部品と仮定して、各種特性を測定したが、各部品形状に成形された後のものであっても、丸棒の測定結果をもって容易に予測できるものである。

10

【実施例】

【0012】

表1に示されている1~9の組成の材料について、それぞれ10kgの鋼塊を作製し、熱間鍛造により直径15mmの丸棒に成形して、1,200℃で焼きなまし熱処理後、それぞれを、炉冷及び水冷により冷却した。また、表1に示されている10~16の組成の材料は既存のフェライト系耐熱鋼であり、比較鋼として用いた。

【表1】

試料 番号	成分(重量%)												
	C	Si	Mn	Ni	Cr	Mo	V	Nb	W	Co	N	B	
本 発 明 鋼	1	0.001	0.20	0.50	<0.01	14.91	1.01	0.19	0.045	6.03	2.96	0.002	0.0031
	2	0.051	0.20	0.50	1.99	14.94	0.99	0.20	0.051	6.05	0.01	0.041	0.0029
	3	0.049	0.20	0.51	1.21	15.02	1.00	0.20	0.051	6.04	2.96	0.042	0.0028
	4	0.048	0.21	0.51	1.60	15.00	1.00	0.20	0.050	6.03	2.95	0.044	0.0026
	5	0.048	0.23	0.51	2.00	14.96	0.99	0.20	0.050	6.07	2.98	0.036	0.0029
比 較 鋼	6	0.110	0.24	0.49	0.02	15.21	0.98	0.20	0.051	2.95	-	0.072	0.0028
	7	0.100	0.20	0.48	-	14.88	1.01	0.19	0.045	6.01	2.96	0.002	0.0028
	8	0.047	0.21	0.51	0.42	14.93	1.00	0.20	0.050	6.05	2.96	0.041	0.0029
	9	0.048	0.20	0.51	0.78	15.00	1.00	0.20	0.050	6.05	2.96	0.042	0.0029
	10	0.110	0.10	0.41	0.17	9.26	0.42	0.16	0.057	1.67	-	0.046	0.0020
	11	0.098	0.29	0.42	0.13	9.50	0.36	0.19	0.062	1.74	-	0.046	0.0020
	12	0.120	0.28	0.61	0.34	10.50	0.36	0.21	0.060	2.05	-	0.069	0.0029
	13	0.140	0.26	0.65	0.40	11.03	0.29	0.20	0.070	1.95	-	0.064	0.0030
	14	0.120	0.30	0.60	0.32	10.65	0.34	0.19	0.050	1.89	-	0.054	0.0029
	15	0.130	0.31	0.60	0.36	10.65	0.33	0.19	0.050	1.87	-	0.057	0.0024
	16	0.110	0.27	0.59	0.33	12.10	0.34	0.19	0.060	1.82	-	0.066	0.0030

20

30

【0013】

このようにして成形した試験片について、100℃でシャルピー衝撃試験を行った。その結果を示したものが表2である。Ni量が少なく、本発明鋼の範囲外である比較鋼6~9は、焼きなまし熱処理後の冷却速度の大小によらず衝撃値は小さいのに対し、本発明鋼1~5は冷却速度が小さい炉冷では衝撃値が小さいが、冷却速度が大きい水冷では衝撃値が 224 J/cm^2 以上と炉冷熱処理材および比較鋼6~9に比べて桁違いに大きい。

40

【表 2】

試料 番号	100°Cの衝撃値(J/cm ²)		フェライト相の体積率(%)		備考
	炉冷	水冷	炉冷	水冷	
1	14	224	100	100	
2	6	300	94	100	
3	6	333	56	83	
4	5	367	48	77	
5	6	366	40	72	
6	12	32	100	100	Ni 範囲外,Co 無添加
7	5	12	-	91	Ni 範囲外
8	5	26	-	87	Ni 範囲外
9	4	58	-	86	Ni 範囲外

10

【0014】

図 1 は本発明鋼 3 ~ 5 の、650 °C でのクリーブ破断時間に及ぼす冷却速度の影響を示したものであり、冷却速度の小さな炉冷材に比べて、冷却速度の大きな水冷材は約 10 倍の長いクリーブ破断時間を示すことがわかる。

表 3 は図 1 を作成した測定データである。

【表 3】

応力 (MPa)	650°Cでのクリーブ破断時間 (hr)					
	本発明鋼 3		本発明鋼 4		本発明鋼 5	
	水冷	炉冷	水冷	炉冷	水冷	炉冷
240	2,405	-	2,222	-	2,008	-
200	5,789	-	4,620	-	3,911	-
140	25,776	1,507	20,074	1,478	13,211	1,810
120	49,380	2,883	43,299	3,063	25,076	3,508

20

【0015】

図 2 は 650 °C でのクリーブ試験結果を例示した図である。クロム量が 13 重量%未満で、フェライト相の体積率が 70%未満の比較鋼 10 ~ 16 に対して、本発明鋼 2 ~ 5 の方が高いクリーブ強度を有することがわかる。

30

冷却速度の要求条件：

1×10^3 以上で焼きなまし熱処理をした後、金属間化合物や炭化物および窒化物等が実質的に析出しない低温度である 400 °C になるまで、その析出が生じない高速度、具体的には 1×10^2 /min 以上で冷却する。

表 4 は図 2 を作成した測定データである。

【表 4】

応力 (MPa)	650°Cでのクリーブ破断時間 (hr)										
	本発明鋼					比較鋼					
	2	3	4	5	10	11	12	13	14	15	16
240	-	2405	2222	2008	-	-	-	-	-	-	-
200	3834	5789	4620	3911	-	-	-	-	-	-	-
180	-	-	-	-	-	6	-	-	-	-	-
160	-	-	-	-	11	20	-	-	-	-	-
140	36418	25776	20074	13211	66	171	122	127	157	289	241
130	-	-	-	-	194	564	-	-	-	-	-
120	-	49380	43299	25076	-	-	804	670	985	1004	1008
110	-	-	-	-	1689	2589	1670	1478	2171	1934	1615
100	-	-	-	-	3739	4831	-	-	-	-	-
90	-	-	-	-	10002	11219	6473	4853	7249	5721	3412
80	-	-	-	-	21717	21505	11283	6966	14462	10713	4783
70	-	-	-	-	50871	46437	16377	12802	25632	18158	6909
60	-	-	-	-	-	65959	27733	25438	40713	34223	9734

10

【 0 0 1 6 】

図 3 は 6 5 0 でのクリーブ試験結果を例示した図である。Mo + 0.5W が 3 重量% 以上の本発明鋼 1 は、Mo + 0.5W が 3.0 重量% 未満の比較鋼 6 に比べて約 100 倍のクリーブ破断時間を示すことがわかる。

20

表 5 は図 3 を作成した測定データである。

【表 5】

応力 (MPa)	クリーブ破断時間 (hr)	
	本発明鋼 1	比較鋼 6
140	58	
120	942.4	8
100	6665.4	36
80		495
70		3347
60		12925

30

【 0 0 1 7 】

図 4 は 7 0 0、応力 100 MPa でのクリーブ速度と時間との関係を例示した図である。本発明鋼 3 および 5 は、比較鋼 10 ~ 12 に比べて約 1000 分の 1 の小さなクリーブ速度を示し、約 100 倍以上の長いクリーブ破断時間を示すことがわかる。

【表 6】

700°C、応力 100MPa	
供試材	最小クリーブ速度 (h ⁻¹)
本開発鋼 3	2.0×10 ⁻⁶
本開発鋼 5	1.9×10 ⁻⁶
比較鋼 10	2.1×10 ⁻³
比較鋼 11	1.1×10 ⁻³
比較鋼 12	2.5×10 ⁻³

40

【 0 0 1 8 】

図 5 は 7 5 0、応力 50 MPa でのクリーブ速度と時間との関係を例示した図である。本発明鋼 5 は未破断であり、試験進行中であるが、本発明鋼 3 および 5 は比較鋼 10 および 14 に比べて 100 分の 1 以下の小さなクリーブ速度を示し、約 100 倍以上の長いクリーブ破断時間を示すことがわかる。

表 7 は図 5 を作成した測定データである。

50

【表 7】

750℃、応力 50MPa	
供試材	最小クリープ速度 (h ⁻¹)
本開発鋼 3	1.1×10 ⁻⁶
本開発鋼 5	7.4×10 ⁻⁷
比較鋼 10	5.3×10 ⁻⁴
比較鋼 14	5.2×10 ⁻⁴

10

【0019】

図 6 は 750℃ におけるクリープ破断時間を例示した図である。本発明鋼 3 および 5 は、応力 50 および 30 MPa での試験は未破断であり、進行中のクリープ試験時間である。応力 80 および 50 MPa では、本発明鋼 3 および 5 のクリープ破断時間は、比較鋼 10 ~ 16 の約 100 倍以上も長く、オーステナイト耐熱鋼である SUS 316 よりも長いクリープ破断時間を示す。また、応力 30 MPa でも本発明鋼 3 および 5 は、オーステナイト耐熱鋼である SUS 316 と同等以上のクリープ破断時間を示すことがわかる。

表 8 は図 6 を作成した測定データである。

【表 9】

温度 °C	線膨張係数 (x10 ⁻⁶)							
	本発明鋼		比較鋼					
	3	5	フェライト鋼		オーステナイト鋼		Ni 基超合金	
			9Cr-1Mo	12Cr, 13Cr	18Cr-8Ni	25Cr-20Ni	NCF600	NCF800
50	8.8	10.9	10.8	11.1	15.9	15.2	12.8	14.9
150	9.3	11.1	11.7	11.9	17.7	16.6	13.9	16.4
250	9.9	11.4	12.4	12.2	18.8	17.2	14.9	17.0
350	10.4	11.6	13.0	12.5	19.3	17.9	15.5	17.5
450	11.0	11.8	13.5	12.9	19.8	18.5		18.0
550	11.6	12.0	14.1	13.2	20.7	19.2		18.6
650	12.1	12.2	15.1	13.3	21.6	20.0		19.4
750	12.7	12.4		13.4	21.1	20.9		20.7
850	13.2	12.6						23.7

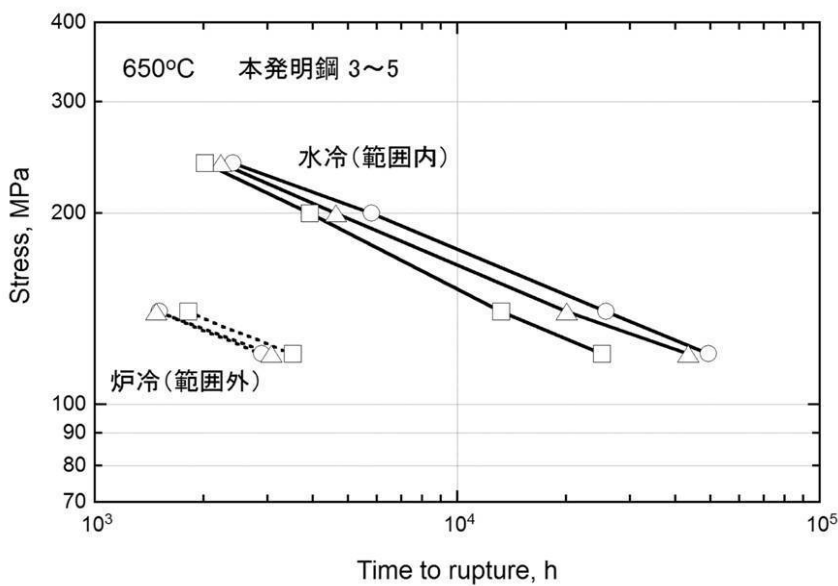
【先行技術文献】

【特許文献】

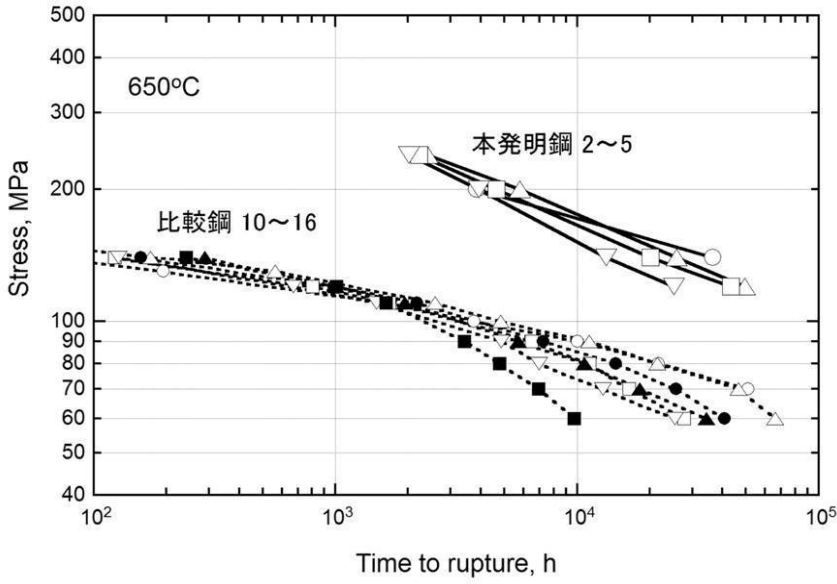
【0021】

【特許文献1】特開2007-332412号公報

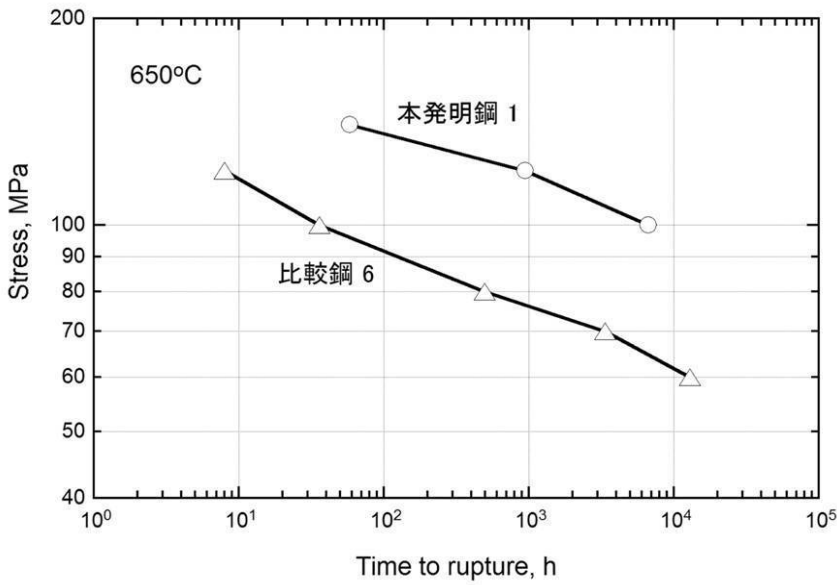
【図 1】



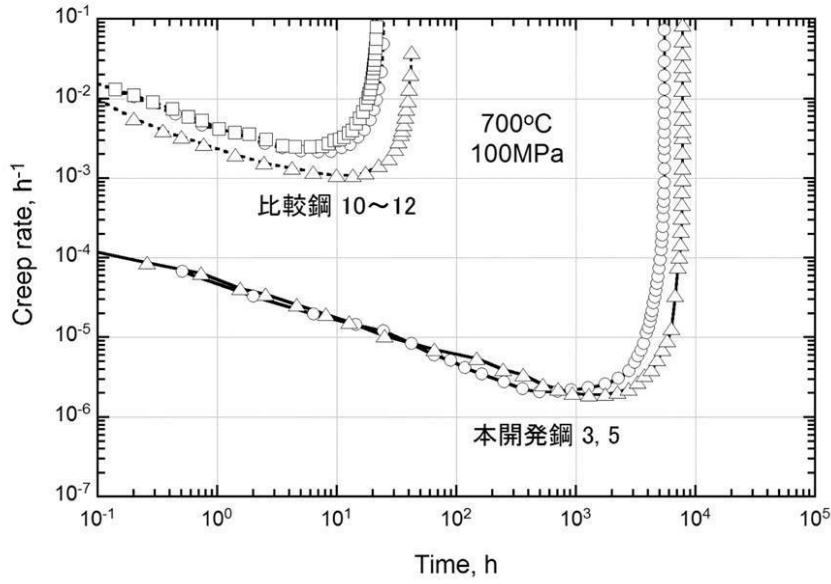
【 図 2 】



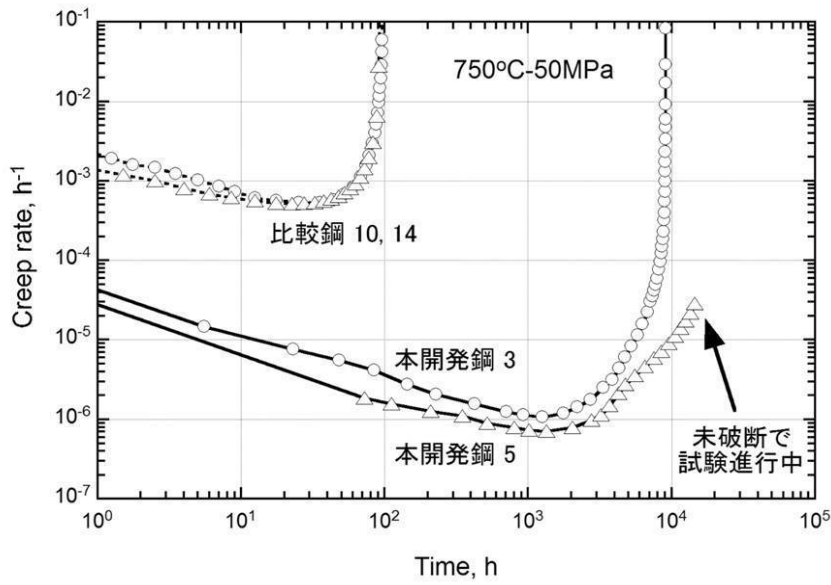
【 図 3 】



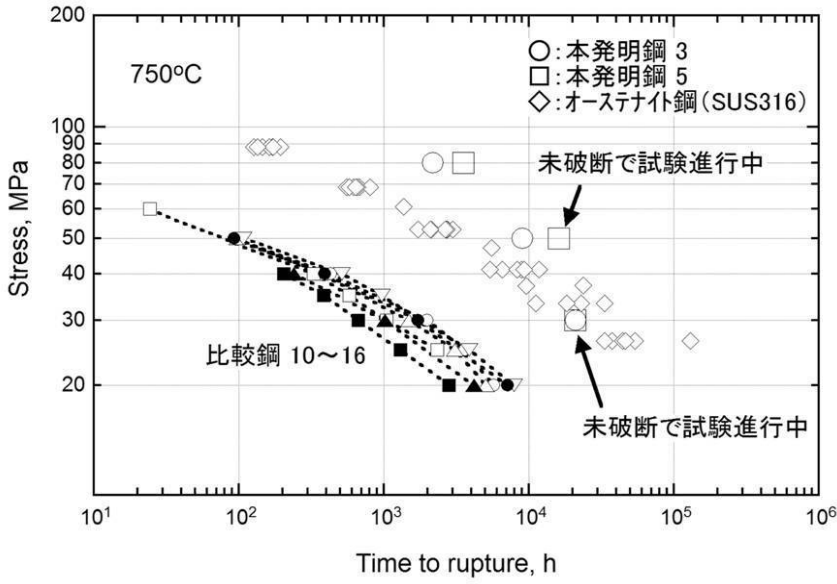
【 図 4 】



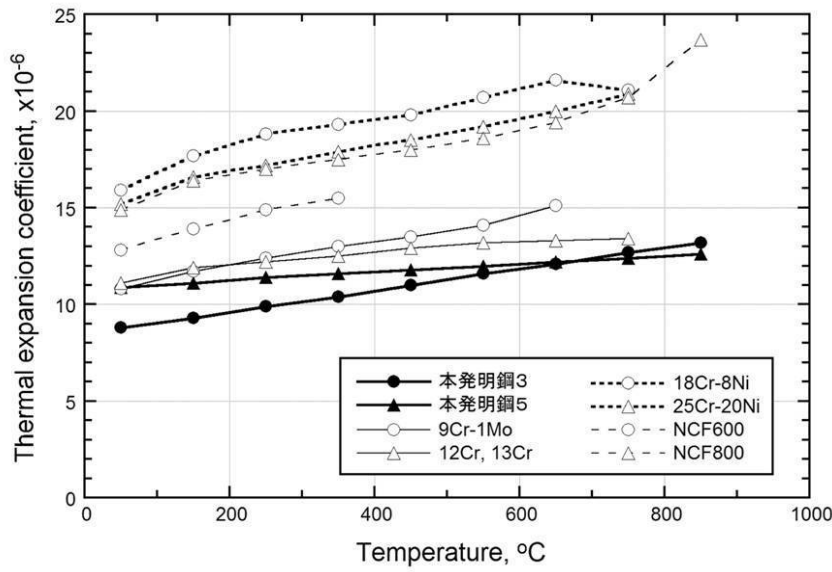
【 図 5 】



【 図 6 】



【 図 7 】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.		F I		テーマコード(参考)
F 0 1 D 25/00	(2006.01)	F 0 2 C 7/00	D	
		F 0 1 D 25/00	L	

Fターム(参考) 3G002 EA06
4K042 AA25 BA01 BA14 CA02 CA04 CA07 CA08 CA09 CA10 CA13
DA03 DC02 DE02 DE05