(19)日本国特許庁(JP)　(12)特　許　公　報(B2)　(11)特許番号
特許第5703181号
(P5703181)
(45)発行日　平成27年4月15日(2015.4.15)　(24)登録日　平成27年2月27日(2015.2.27)

(51)Int.Cl.　F I
F04B 45/04 (2006.01)　F04B 45/04 B
F04B 45/04 A

請求項の数 1　(全 13 頁)

(21)出願番号　特願2011-205910(P2011-205910)
(22)出願日　平成23年9月21日(2011.9.21)
(62)分割の表示　特願2006-280540(P2006-280540)の分割
原出願日　平成18年10月13日(2006.10.13)
(65)公開番号　特開2012-36900(P2012-36900A)
(43)公開日　平成24年2月23日(2012.2.23)
審査請求日　平成23年9月21日(2011.9.21)
審判番号　不服2014-5642(P2014-5642/J1)
審判請求日　平成26年3月26日(2014.3.26)

(73)特許権者　500054329
原電事業株式会社
東京都千代田区神田駿河台二丁目２番地
(73)特許権者　000230940
日本原子力発電株式会社
東京都千代田区神田美土代町１番地１
(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
(74)代理人　100088052
弁理士　伊藤　文彦
(74)代理人　100189968
弁理士　山下　浩司

最終頁に続く

(54)【発明の名称】圧縮機用ダイアフラム

(57)【特許請求の範囲】
【請求項１】
オーステナイト系ステンレス鋼により形成された圧縮機用ダイアフラムであって、
前記オーステナイト系ステンレス鋼が、Ｃを０．０１～０．０８質量％、Ｓｉを０．１～２．０質量％、Ｍｎを３．０質量％以下、Ｃｒを１０．０～２０．０質量％、Ｎｉを３．０～１２．０質量％、Ｎを０．０２～０．２４質量％の各成分と、Ｎｂ、Ｔｉ、Ｖのいずれかの１種以上を合計で１．０質量％以下、及び不可避不純物からなり、
その平均結晶粒径が、０．００４ｍｍ～０．００１ｍｍであるとともに、
回復未再結晶組織と再結晶組織の混合組織からなることを特徴とする圧縮機用ダイアフラム。
【発明の詳細な説明】
【技術分野】
【０００１】
この発明は、水素圧縮機などに用いられる、圧縮機用ダイアフラムに関するものである。
【背景技術】
【０００２】
産業界では、可燃性、毒性、腐食性、放射能などを有するガスを操作する際、そのリークは大きな問題となる。このような場合、ピストン式の圧縮機などでは、精密に作られたものでも、その摺動部からの微量のリークがあるため用いることは出来ず、ダイアフラム

式の圧縮機が用いられる。

【０００３】

従来のダイアフラム式圧縮機は、図１に示すように、ガスプレート１とオリフィスプレート２及びこれらに挟まれているダイアフラム３から構成される。この２枚のプレートは、互いに向かい合っている面が、窪み４，５を持っている。オリフィスプレート側の窪み５には、通常作動油が満たされ、ガスプレート側の窪み４には、プロセスガスＧが入り、両者はダイアフラム３によって隔離されている。

【０００４】

オリフィスプレート２側の油圧を下げ（時には負圧とし）、ダイアフラム３をオリフィスプレート２内面に密着させると、ガスプレート１側の体積は増加し、該ガスＧが吸入弁６を通り、その空間に吸い込まれる。この時、吐出弁７は閉じられている。

【０００５】

次に、油圧を増加させると、ダイアフラム３は徐々にガスプレート１側に変形し、最終的には、ガスプレート１内面に密着する。この操作により、該ガスＧは吐出弁７を通過し排出される。この時、吸入弁６は閉じられている。

このように、ダイアフラム３が作動油の力によって上下に変形することによって、ガスＧを吸入、排出する。

【０００６】

この吸入・排出の効率を上げるためには、ガスプレート１及びオリフィスプレート２の窪み４，５の体積を大きくし、１サイクルでのガス吸入量及び排出量を増加させることである。それに伴いダイアフラムには、大きな変形能力が要求される。

【０００７】

ダイアフラム３が大きく変形すると、発生する応力は大きくなる。この応力は、ダイアフラム３の厚さに比例して大きくなる。また、変形させるに必要な力(油圧)も、ダイアフラム３の厚さの立方に比例して大きくなる。

【０００８】

これらの観点から、ダイアフラム３は薄いほど良いが、あまりにも薄くし過ぎると不安定変形を生じてしまう。このような事から、ダイアフラムは、止む無くかなり高い応力を発生させて使用している。

【０００９】

一方、圧縮機は数１００ｒｐｍで運転されるため、ダイアフラムが受ける応力の繰返し数は、１ヶ月程度で１，０００万回程にもなる。従って、ダイアフラムには、高サイクル疲労破壊の可能性を低めるための高い信頼性が要求される。

【００１０】

一方、疲労特性に優れる材料としては、オーステナイト系ステンレス鋼で回復未再結晶組織を含む、微細な再結晶粒との混合組織を活用した、国際公開番号ＷＯ００／１４２９２、特開２００５－０５４２７２号でのガスケット用ステンレス鋼の提案がある。

【００１１】

しかし、同製品が極めて過酷なビード加工後に使用されるため、その素材は強度－延性バランスの改善により同加工時の微少な亀裂の発生を抑制し、優れた疲労特性を獲得している旨が報告されている。すなわち、それらを伴わないダイアフラムで優れた疲労特性を示すか否かは全く不明である。更に言えば、ガスケットが圧縮・除荷の繰り返し負荷を受けるのに対して、ダイアフラムは圧縮・引張りの繰り返し負荷を受け、負荷形式が明瞭に異なる。また、疲労破壊の進展速度に関する検討も全くなされていない。すなわち、同材がダイアフラムに適用可能か否かは全く不明なままであった。

【先行技術文献】

【特許文献】

【００１２】

【特許文献１】国際公開番号ＷＯ００／１４２９２
【特許文献２】特開２００５－０５４２７２号

【発明の概要】
【発明が解決しようとする課題】
【００１３】
しかしながら、実際のプラントにおける従来の圧縮機のダイアフラムは、早い場合には１～２週間程度で、首尾よく行っても２～３ヶ月で破損にいたっている。破損の原因は、環境の影響を伴った疲労損傷と考えられるが、必ずしも明確ではない。圧縮機の分解点検は、通常１年に１回程度であるから、このような定期検査以外に、ダイアフラムの交換のため何度も余儀なく停止されている。また、ダイアフラムは上記のように、非常にシビアな耐食特性及び耐疲労特性が要求されるため、サプライヤーも限られ、価格が高く、納期も長いことから、高価な予備品を多量に在庫する必要があった。
【００１４】
本発明は、このような状況に鑑みて、ダイアフラムの耐用年数を向上させることを目的とし、例えば、１年間程度、最低でも６ヶ月程度は破損しないダイアフラムを提供することである。
【課題を解決するための手段】
【００１５】
この発明は、オーステナイト系ステンレス鋼により形成された圧縮機用ダイアフラムであって、前記オーステナイト系ステンレス鋼が、Ｃを０．０１～０．０８質量％、Ｓｉを０．１～２．０質量％、Ｍｎを３．０質量％以下、Ｃｒを１０．０～２０.０質量％、Ｎｉを３．０～１２．０質量％、Ｎを０．０２～０．２４質量％の各成分と、Ｎｂ、Ｔｉ、Ｖのいずれかの１種以上を合計で１．０質量％以下、及び不可避不純物からなり、その平均結晶粒径が、０．００４ｍｍ～０．００１ｍｍであるとともに、回復未再結晶組織と再結晶組織の混合組織からなることを特徴とする。
【発明の効果】
【００１７】
この発明は、以上のように構成したので、ダイアフラムの素材である耐腐食性金属材料の疲労強度を改善するとともに、該材料に含まれる不純物の粒界濃度を低下させ耐食性を改善することができる。従って、従来例に比べ、ダイアフラムの耐用年数を向上させることができる。
【図面の簡単な説明】
【００１８】
【図１】ダイアフラム式圧縮機の要部縦断面図である。
【図２】繰返しひずみ軟化とエネルギ損失の説明図である。
【図３】ステンレス鋼薄板の疲労強度に及ぼす結晶粒径の影響を示す図である。
【図４】微細結晶の組織写真である。
【図５】図３における疲労データの近似曲線を示す図である。
【発明を実施するための形態】
【００１９】
本件発明者は、上記問題を解決するためには、ダイアフラムの素材である耐腐食性金属材料の疲労強度と耐腐食性の検討が必要であると考え、研究実験を重ねた。
【００２０】
疲労強度：
金属材料の高サイクル疲労強度は、材料の引張強さ或いは硬さに比例することが古くから認められている。例えば、回転曲げ疲労においては、オーステナイト系ステンレス鋼では、疲労限度：σ_w、引張強さ：σ_B、ビッカース硬さ：H_vとすると、それぞれ次の関係がある。（日本材料学界編：疲労設計便覧、養賢堂（１９９５）、ｐ３８６．参照）
【００２１】

【数１】

$$\frac{\sigma_W}{\sigma_B} = 0.38 \qquad \frac{\sigma_W}{H_V} = 1.57$$

【００２２】

従って、引張強さや硬さを上げることで、高サイクル疲労強度は改善できる。

そこで我々は、従来の高張力ステンレスばね材（ＳＵＳ３０１）について、０⇒引張応力タイプの疲労試験を行った。その結果、表１のような結果を得た。

【００２３】

【表１】

普通ばね鋼の疲労強度（実験値）

材料種別	0.2%耐力 MPa	引張強さ MPa	換算疲労限度 MPa	実験値(注1) MPa
SUS301	1246	1370	521	325

注１：実験のSN曲線より10^6サイクルの疲労強度を読み取り

【００２４】

負荷の形式（曲げ荷重か引張荷重かなど）によっても疲労強度が異なるので、一概には言えないが、換算した疲労強度より、実験の疲労強度はかなり低いことが分かった。これらのことから、単に引張強度を高くするだけでは十分な疲労特性を得られない可能性のあることが分かった。

【００２５】

この一つの理由として、高強度金属材料が繰返し負荷を受けた時、繰返し軟化を受けることに注目した。下記表２は、疲労損傷のあったダイアフラムの硬さ試験結果であるが、使用前にあったと推測される硬さに比べ、ビッカース硬さで２０以上の軟化が見られる。

【００２６】

【表２】

普通ばね鋼の硬さの変化（疲労損傷あり）

使用前	使用後（損傷後）
476（*1）	451.1（*2）

*1：使用前の計測値はないので、強度レベルから推定。

*2：損傷したダイアフラムで20点計測したものの平均値

【００２７】

繰返し軟化というのは、図２に示すように、ひずみの繰返しサイクルと共に、降伏強度（または０．２％耐力）が、低下して行く現象である。繰返し軟化が生じると、疲労損傷が進む理由について図２に従って詳しく説明する。

【００２８】

最初弾性的に引張側最大ひずみに相当する点ｐ１まで変形し、その後の圧縮過程で、圧縮最大ひずみに到達する前に、点ｐ２で降伏（軟化）してしまい、塑性ひずみを伴って圧縮最大ひずみに到達する。その後、負荷の増加と共に弾性的に変形してゆくが、降伏点が更に減少し、点ｐ３で塑性変形が始まり、最大引張側ひずみまで、変形する。次の圧縮過程では、点ｐ２よりも低い応力の点ｐ４で降伏してしまい、塑性変形が進む。

【００２９】

このようなサイクルの中で、最初の始点０⇒点ｐ１⇒点ｐ２の変形は、全て弾性変形で

あり、殆ど材料の損傷は伴わない。
しかし、その後の塑性ループ点ｐ２⇒点ｐ３⇒点ｐ４の変形では、エネルギの損失を伴う。このエネルギの一部が、材料の損傷に寄与すると考えられる。
【００３０】
ダイアフラムの場合、その変形は、オリフィスプレートの窪み内壁に密着した状態（引張側最大ひずみ）から、ガスプレート窪み内面に密着する形（圧縮側最大ひずみ）までであり、負荷される全ひずみ量（塑性ひずみ＋弾性ひずみ）が一定である。ダイアフラム材料が軟化すると、降伏点が低下するから、１サイクル中の塑性ループが大きくなる。すなわち、1サイクルの負荷でダイアフラム材料に吸収（消耗）されるエネルギが大きいことになる。これが、ダイアフラム材料の疲労損傷を生じる事に寄与していると考えられる。
【００３１】
繰返しひずみ軟化は、材料の強化機構が、繰返しのひずみサイクルによって徐々に不安定化し壊れてゆくためと推測される。例えば、過飽和の転位が繰り返しひずみサイクルを受けている間に、合体/消滅し、転位密度を下げる、或いは過剰の析出物が繰り返しひずみサイクル中に合体して、析出物の数量を低下させるなどと考えられる。
【００３２】
金属の強化機構には、転位論的に、固溶硬化、析出硬化、加工硬化及び結晶微細化による強化が考えられている。
このうち、最初の３つは再結晶温度以下でも変化を生じやすい。例えば、過剰に固溶した炭素は４００℃程度で容易に炭化物を作るし、出来た炭化物は、再結晶温度以下でも時間と共に成長し、析出物の数を減少させ強化の効果を減少させる。また、転位も密度が高くなると、温度上昇と共にお互いに反応して消滅する。
【００３３】
これに比べ、結晶の粒界は、再結晶温度以下では殆ど移動や成長はせず、細粒による強化は前者より安定な強化機構であると考えられる。温度上昇は、外部から金属に与えるエネルギの一種であり、このエネルギによって上記の反応が起きるわけであるから、温度ではない外部エネルギ、ここでは繰返しひずみエネルギであっても、類似の現象を生じ、強化機構を弱めると推定される。
【００３４】
即ち、圧縮機の運転による温度上昇や、繰返しひずみサイクル（塑性ひずみループ）に伴うエネルギ（これによる温度上昇もある）が、ダイアフラムの強化機構の効果を弱め、疲労強度を低下させる可能性がある。
【００３５】
一方、結晶粒界で強化した場合は、外部からのエネルギ供給（繰返しひずみの付与）に対してもかなり安定で、繰返しひずみ軟化が起き難く、強化機構が有効に働き続けると考えられる。すなわち、疲労強度は、結晶粒度にかなり強い依存性を有すると考えられる。
【００３６】
高松らは、「ＳＵＳ３０４ステンレス鋼極薄板材の静的強度および疲労強度に与える結晶粒径と板厚の影響」（「日本機械学会第７２期通常総会講演会講演論文集（II）　１９９５－３．２９　東京　参照」）について研究し、引張強さに関し、板厚/結晶粒径の比で整理できることを示している。
【００３７】
しかし、疲労強度に関しては十分な関係を見出していない。前記高松らの文献でのデータに、本発明者らの実験データ（前記表1と下記表３）を加え、結晶粒径の平方根の逆数（１／√ｄ、ただし、ｄは結晶粒径）で整理してみると、図３のようになる。疲労強度は結晶粒径が小さくなると共に増加することが明確になる。
【００３８】
なお、結晶粒径の平方根の逆数（１/√ｄ）で整理したのは、金属材料の降伏点の結晶粒依存性が下記ペッチの式で表されることが分かっていることに鑑み、同じパラメータで疲労強度を整理したものである。

【００３９】
【数２】

$$\sigma_y = \sigma_i + k\frac{1}{\sqrt{d}}$$

σ_y：降伏応力、σ_i, k：材料定数、d：結晶粒径

【００４０】
図３中、□印は本発明者らの疲労試験データで、両者の引張強度は同一レベルであるが、疲労強度にはかなりの差がある。疲労強度の低い方は、市販のＳＵＳ３０１材料（表2に示す繰返しひずみ軟化を示す材料）であり、高い方は、結晶粒径を１～２μｍに極微細化したもので、後述のように、繰返しひずみ硬化を示す材料である。
【００４１】
【表３】

微細結晶粒の疲労強度

材料	0.2%耐力 (MPa)	引張強さ (MPa)	10^6サイクル 疲労強度 (MPa)
細粒化 SUS301	1245	1346	445

【００４２】
微細粒オーステナイト系ステンレス鋼：
オーステナイト系ステンレス鋼は、化学成分としては準安定オーステナイト系ステンレス鋼をベースとし、必要に応じ、Ｎｂ，Ｔｉ，Ｖから選ばれる１種以上を含有させ微細粒を安定化させている。また、組織としては回復未再結晶組織を含む混合組織とする。この理由は、最良の強度－延性のバランスが獲得されるためである。
【００４３】
具体的には、Ｃを０．０１～０．０８質量％、Ｓｉを０．１～２．０質量％、Ｍｎを３．０質量％以下、Ｃｒを１０．０～２０．０質量％、Ｎｉを３．０～１２．０質量％、Ｎを０．０２～０．２５質量％で各成分を含有し、必要に応じて、Ｎｂ，Ｔｉ，Ｖから選ばれる１種以上を合計で、１．０質量％以下含有できる。更に、好ましい範囲は０．８質量％以下である。
【００４４】
以下、成分の限定理由について説明する。
Ｃ：
・Ｃの含有量は、０．０１～０．０８質量％とする。Ｃは安価かつ有効な侵入型固溶強化元素の一つである。０．０１質量%以上含有させると固溶強化の作用が発揮される。一方、上限値は、０．０８質量%である。これは、Ｃは強力なγ安定化元素であり、過度の添加は必要となる加工誘起マルテンサイト(α´)変態を抑制してしまうことによる。また、熱処理において$Cr_{23}C_6$化合物に代表される粒界への粗大な炭化物の析出を招き、耐食性や加工性を劣化させるからである。Ｃ含有量の更に好ましい範囲は、０．０２～０．０７質量％である。
【００４５】
・Ｓｉ：
Ｓｉの含有量は０．１～２．０質量％とする。Ｓｉは有効な固溶強化元素である。下限値を０．１質量％以上としたのは、これにより高温強度を上昇させ、本発明の特徴である上述の混合組織の獲得が容易となるからである。上限値を２．０質量％としたのは、Ｓｉはフェライト（α）安定化元素でもあり、過度の添加は焼鈍時後に同相を残存するからで

ある。Ｓｉ含有量の更に好ましい範囲は、０．２～１．８質量％である。

【００４６】

・Ｍｎ：

Ｍｎの含有量は３．０質量%以下とする。Ｍｎはγ安定化元素であり、他の元素とのバランスを考えて添加される。含有量を３．０質量％以下としたのは、過度に添加した場合、α′相が得られなくなることによる。また、介在物等を形成し、加工性や耐食性を劣化させる場合があるからである。Ｍｎ含有量の更に好ましい範囲は、２．６質量％以下である。

【００４７】

・Ｃｒ：

Ｃｒの含有量は１０．０～２０．０質量％である。Ｃｒはステンレス鋼の基本合金元素の一つである。含有量を１０．０質量％以上としたのは必要な耐食性を得るためである。上限値を２０．０質量％としたのは、Ｃｒがα安定化元素であり、過度の添加は焼鈍後に同相の残存することによる。Ｃｒ含有量の更に好ましい範囲は１３．０～１９．０質量％である。

【００４８】

・Ｎｉ：

Ｎｉの含有量は３．０～１２．０質量%である。Ｎｉもステンレス鋼の基本合金元素の一つであり、最も有効なγ安定化元素である。下限値を３．０質量％としたのは、室温で安定したγ相を得るために必要不可欠であることによる。上限値を１２．０質量％としたのは、所定の範囲でα′変態を起こす必要があるからである。Ｎｉ含有量の更に好ましい範囲は、３．５～１１．５質量％である。

【００４９】

・Ｎ：

Ｎの含有量は、０．０２～０．２５質量％である。ＮはＣと同様に有効な侵入型固溶強化元素の一つであり、Ｃに比べてより高温まで化合物を形成すること無く固溶することができる。すなわち、本発明の主要な強化元素である。かかる観点から、下限値を０．０２質量％とした。上限値を０．２５質量％としたのは、過度に添加した場合、熱間での加工性を劣化させ、板の製造を阻害する虞があるからである。また、ＮはＣと同様に強力なγ安定化元素の一つであり、α′変態を抑制することにもよる。Ｎ含有量の更に好ましい範囲は０．０４～０．２０質量％で、更に好ましい範囲は０．０８～０．２０質量％で、最も好ましい範囲は０．１０～０．２０質量％である。

【００５０】

・Ｎｂ：

Ｎｂの含有量は０．５０質量%以下である。Ｎｂは高温でも比較的安定かつ微細分散したＮｂ化合物を析出して混合組織の獲得を容易にし、粒成長抑制により再結晶粒を微細化することができる。上限値を０．５０質量％としたのは、過度の添加は粗大な化合物を形成し、材料の延性を低下させることによる。また、高価な物質であり、コストの観点からも上限値を設けた。Ｎｂの更に好ましい範囲は、０．４５質量％以下である。

【００５１】

・Ｔｉ：

Ｔｉの含有量は、０．５０質量％以下である。ＴｉはＮｂと同様の効果を有すると考えられる。すなわち、Ｔｉ化合物の析出により混合組織の獲得を容易にし、再結晶粒を微細化することができる。更に、Ｎｂよりも容易に化合物を形成すると考えられる。上限値を０．５０質量％としたのは、過度の添加は粗大な化合物を形成し、材料の延性を低下させることによる。Ｔｉ含有量は更に好ましくは、０．４５質量％以下である。

【００５２】

・Ｖ：

Ｖの含有量は０．５０質量％以下である。ＶはＮｂ、Ｔｉと同様の効果を有する。すなわち、Ｖ化合物の析出により混合組織の獲得を容易にし、再結晶粒を微細化する。上限値

を０．５０質量％としたのは、過度の添加は粗大な化合物を形成し、材料の延性を低下させることによる。Ｖ含有量の更に好ましい範囲は、０．００１質量％以上、０．４５質量％以下である。

【００５３】

上記成分以外に工業的側面から添加される元素、例えば溶製時脱酸材として使用されるＣａ，ＡｌあるいはＲＥＭ（希土類金属）、熱間加工性の改善が見込まれるＢを必要に応じて合計量で０．３質量％以下で含有してもよい。更にスクラップを原料とする場合、不可避的となるＣｕ，Ｍｏを各々で０．４質量％以下で含有してもよい。Ｃｕ，Ｍｏは本発明においてはγ安定度の調整元素として作用する。また、通常の組成における不可避的不純物が含まれても良い。

【００５４】

微細粒オーステナイト（γ）系ステンレス鋼の製造方法は次の通りである。ただし、これに限定されるものではない。

素材は一般的な工程に従い、溶製→熱間圧延→焼鈍後、冷間圧延と焼鈍を１回以上繰り返し、所定の板厚に加工するものとする。なお、同工程での最後の焼鈍は均質なγ相組織を得るため、１０００℃以上で実施することとする。これ以降の工程は次の順序で実施する。

【００５５】

上記工程後、板厚の減少率で２０％以上の冷間圧延（最終冷間圧延という）を行う。これは同材の加工誘起変態を促進し、結晶粒微細化に必要となる充分なα´相への変態を行うためである。

【００５６】

その後６５０℃以上、１０００℃以下にて１８０秒以下の焼鈍（最終焼鈍という）を実施する。焼鈍温度を６５０℃以上としたのは同温度以下では材料が再結晶しないため、１０００℃以下としたのは再結晶粒が粒成長し、粗大化してしまうためである。また、保持時間を１８０秒としたのは工業的側面より決定した。これらの最終冷間圧延および最終焼鈍で、回復未再結晶組織と再結晶組織の混合組織が得られる。

【００５７】

回復未再結晶組織と再結晶組織の混合組織を有したステンレス鋼板は、その後ＪＩＳ規格（ＪＩＳ－Ｇ－４３１３）に指定される所定の仕様での強度を得るため、７０％以下の調質圧延が実施される。

【００５８】

更に必要に応じて、形状矯正、疲労特性に影響を及ぼす残留応力の調整を目的とする歪取焼鈍、高強度化を目的とする時効処理を６５０℃以下にて実施する場合がある。

【実施例】

【００５９】

この発明の第１実施例について説明する。

供試材の成分を表４に示す。供試材はＮＡＲ－３０１Ｌ鋼を使用し、熱間圧延、焼鈍後、冷間圧延と１１００℃での焼鈍を繰り返し、厚さ１．９ｍｍの薄板とした。

【００６０】

次いで、厚さ０．７４ｍｍへ最終冷間圧延、９００℃で最終焼鈍を施した後、製品板厚である厚さ０．４ｍｍへの調質圧延、更に板形状改善のため、テンション・レベラでの形状矯正を行った。

得られたステンレス鋼板は、平均粒径が２μｍで、面積率で１０％の未再結晶組織を有していた。

同材をダイアフラムに適用し、以降での調査に供した。

【００６１】

【表４】

供試材の成分

供試材		成分						(wt%)
	鋼種	C	Si	Mn	Cr	Ni	N	Nb
発明材	301L	0.02	0.5	1.4	17.3	6.7	0.11	0.05

【００６２】

この発明の第２実施例について説明する。

回転数：３３０ｒｐｍの水素圧縮機のダイアフラム（直径４１５ｍｍ、板厚０．４ｍｍ）は、従来、ＳＵＳ３１６Ｌ（冷間仕上げ薄板）、ＳＵＳ３０１（ステンレス鋼ばね材）などで作られていたが、殆どの場合１～数週間で、割れが発生し、リークに至っていた。なお、このダイアフラムの平均結晶粒径は約０．００８㎜（８μｍ）である。

【００６３】

この従来のダイアフラムを、細粒化ＳＵＳ３０１で製作したダイアフラムに変更、試運転したところ、下記表５のように、繰返し数が１．２×１０^{8}回を越えた現在でも、割れは発生していない。また、このダイアフラムは、運転（繰返しひずみの負荷）によって、下記表６に示すように、繰返しひずみ硬化を示す。

なお、このダイアフラムの平均結晶粒径は、０．００１２２ｍｍ（１．２２μｍ）であり、前記結晶粒径の平方根の逆数（１／√ｄ）は、２８．６である。

【００６４】

【表５】

細粒化 SUS301 ダイアフラムの運転状況

種別	材質	運転期間	繰返し数	運転状況
ダイアフラムＡ	細粒化 301	8.2ヶ月	1.2×10^{8}	無故障
ダイアフラムＢ	細粒化 301	1.5ヶ月	2.1×10^{7}	無故障*1

*1：ダイアフラムＢは無故障であるが、材料調査のため 2.1×10^{7} 回で試験を終了。

【００６５】

【表６】

細粒化ダイアフラムの硬さの変化

運転前硬さ	運転後硬さ 2.1×10^{7} 回
476	492

注：硬さは、20点計測の平均値（試験荷重 4.9N）

【００６６】

この発明の第３実施例について説明する。

図３（疲労強度とステンレス薄板の疲労強度に及ぼす結晶粒径の影響）における疲労データの近似曲線を書いてみると、図５の鎖線で示す様になった。

【００６７】

図５に於いて、平均結晶粒径の平方根の逆数（１／√ｄ）の値が、１５（横軸中央部に直交する縦細線参照）を境に疲労強度が大きく変化している。即ち、１/√ｄが１５と等しいか又はそれより大きい場合（前記縦細線の右側）には、疲労強度が漸増し、例えば、平均結晶粒径が０．００４㎜（４μｍ）の場合には、１／√ｄは１５．８となり、疲労強度も４００Mpaとなる。

【００６８】

一方、平均結晶粒径の平方根の逆数（１／√ｄ）の値が、１５より小さい場合（前記縦細線の左側）には、疲労強度が激減し、例えば、平均結晶粒径が０．００８ｍｍ（８μｍ）の場合には、１／√ｄは１１．２となり、疲労強度は３００ＭＰａに減少してしまう。

【００６９】

このことから、前記（１）式で表される値が１５を下回ると、疲労強度が低下し、ダイアフラム用途としては不適であることがわかる。なお、上限は限定されるものではないが、（１）式で表される値が、３２を超えると、コストアップとなるので、３２以下が望ましい。

【００７０】

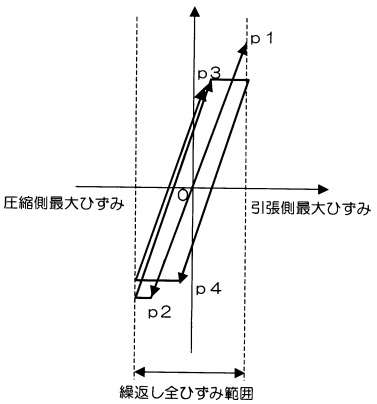
なお、前記式（１）を満たす平均結晶粒径ｄは、０．００４４ｍｍ（４．４μｍ）以下であるが、０．００４ｍｍ（４μｍ）～０．００１ｍｍ（１μｍ）が好適である。

【符号の説明】

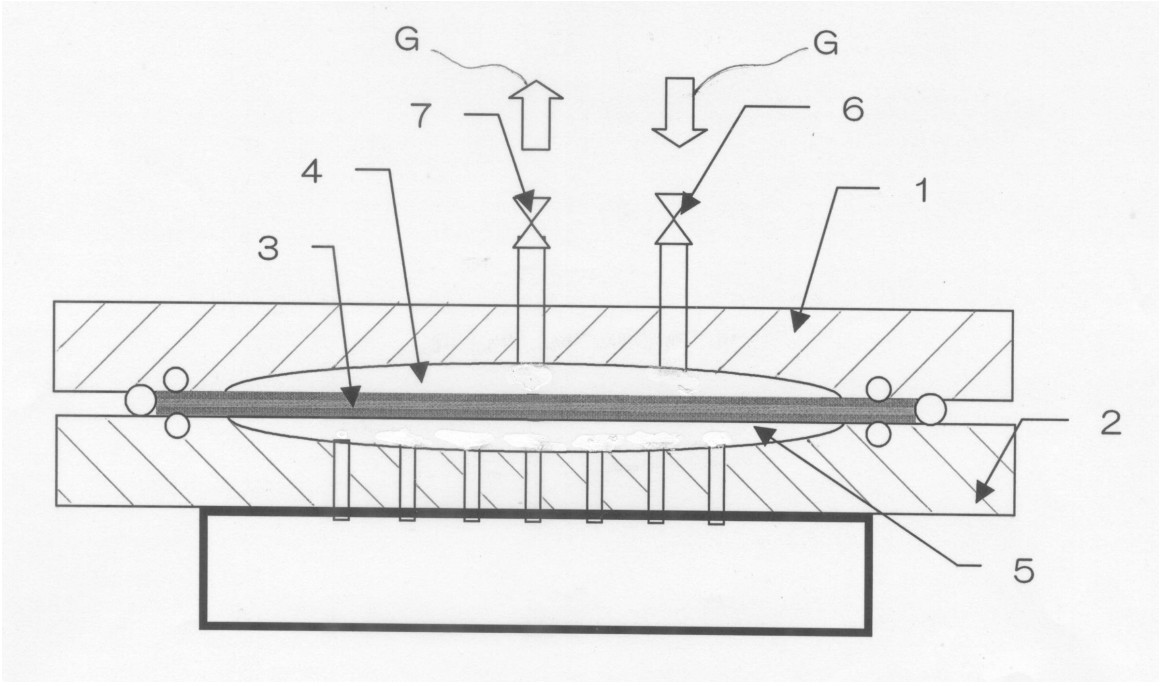
【００７１】

１　ガスプレート
２　オリフイスプレート
３　ダイアフラム
４　ガスプレート側窪み
５　オリフイスプレート側窪み

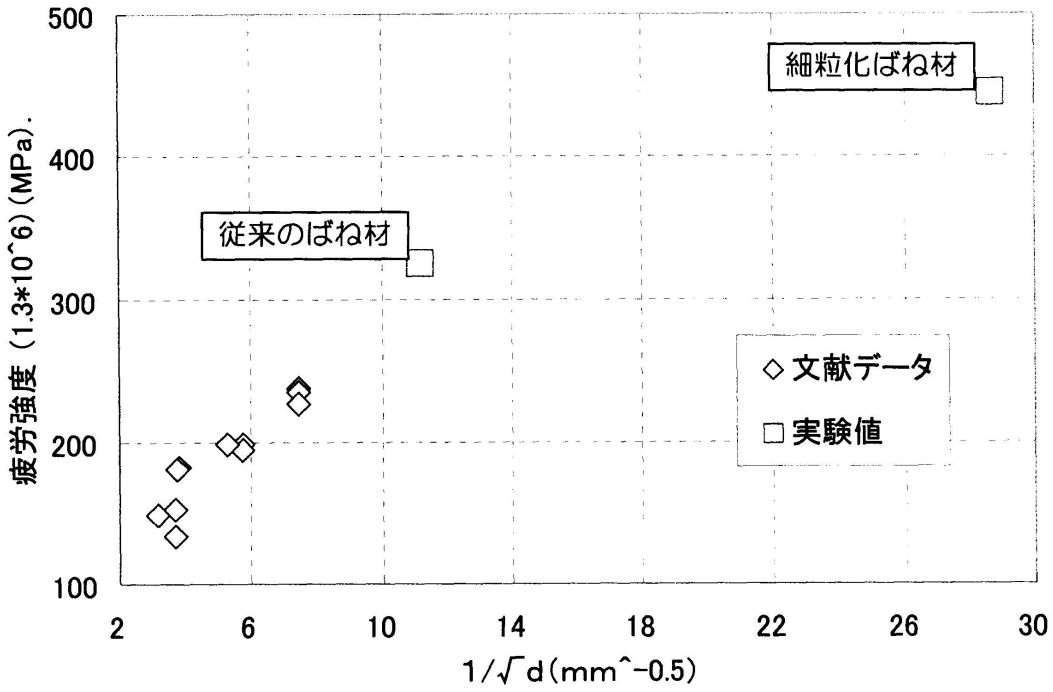
【図２】



【図１】

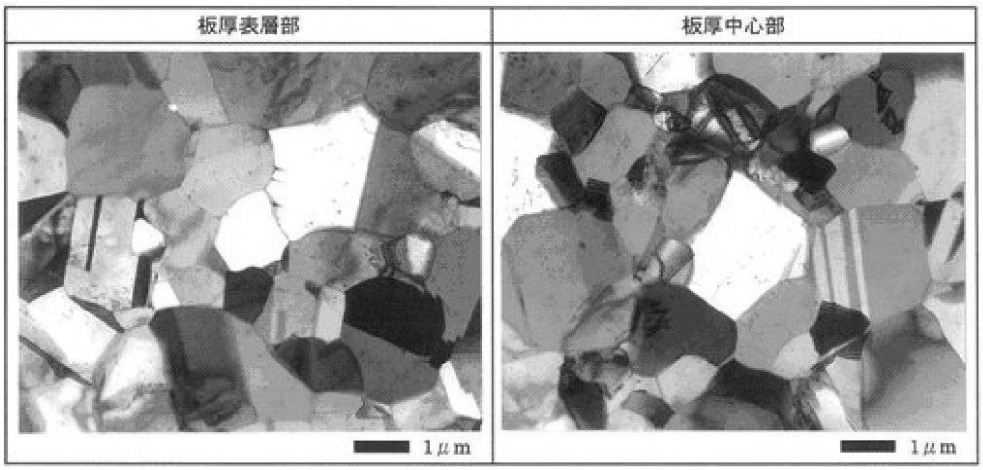


【図３】



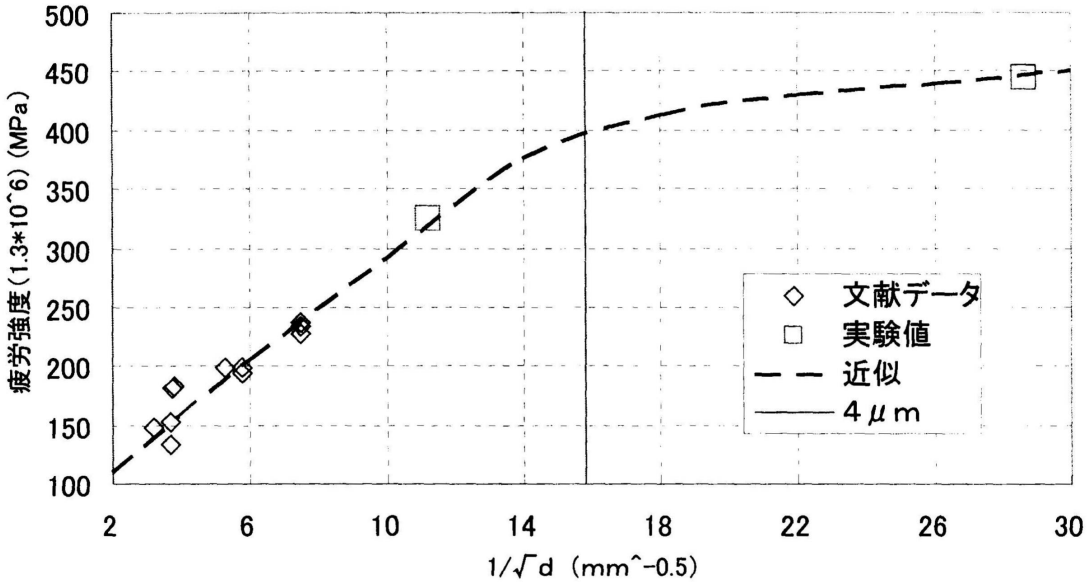
ステンレス薄板の疲労強度に及ぼす結晶粒径の影響

【図４】



透過型電子顕微鏡写真

【図５】



ステンレス薄板の疲労強度に及ぼす結晶粒径の影響

フロントページの続き

(72)発明者　梅本　忠宏
東京都千代田区神田駿河台二丁目２番地　原電事業株式会社内
(72)発明者　大内　淳司
東京都千代田区神田駿河台二丁目２番地　原電事業株式会社内
(72)発明者　富澤　則雄
東京都千代田区神田美土代町１番地１　日本原子力発電株式会社内
(72)発明者　宮川　高行
東京都千代田区神田美土代町１番地１　日本原子力発電株式会社内
(72)発明者　中間　昌平
東京都千代田区神田美土代町１番地１　日本原子力発電株式会社内
(72)発明者　安達　和彦
大阪府大阪市中央区北浜４丁目５番３３号　住友金属工業株式会社内

合議体
審判長　新海　岳
審判官　藤井　昇
審判官　小柳　健悟

(56)参考文献　特開平５－２７９８０２（ＪＰ，Ａ）
特開２００５－３２５７８０（ＪＰ，Ａ）
特開２００６－１６１０７７（ＪＰ，Ａ）
国際公開第００／１４２９２（WO，Ａ１）

(58)調査した分野(Int.Cl.，ＤＢ名)
F04B45/04