

シリンダヘッドガスケット用 高疲労強度超微細粒ステンレス鋼の開発

Development of High Fatigue Strength Ultra-Fine Grained Stainless Steel for Cylinder Head Gasket

桂 井 隆*
Takashi KATSURAI

要 旨

金属製シリンダヘッドガスケットの疲労特性評価において、素材と製品の疲労特性の不一致の原因がビード成形後のステンレス鋼板表面に生成する結晶粒界割れに起因していることを突き止めた。そして結晶粒界割れを抑制できガスケットの機能を大幅に向上させる有効な手法として結晶粒の微細化に着目し、逆変態再結晶挙動を制御することにより疲労強度の高いオーステナイト系ステンレスばね鋼を開発した。

開発材は調質圧延前の焼鈍組織中にマルテンサイト組織を残留させた状態で、逆変態オーステナイト再結晶組織の平均結晶粒径を $1 \sim 2 \mu\text{m}$ に制御した複合組織結晶粒微細化材である。シリンダヘッドガスケットに本材料を適用することで燃焼ガスシール性を低下させることなく、疲労強度を 30%以上向上させることができた。

ABSTRACT

In evaluation of fatigue characteristics of metallic gaskets, it was found that discrepancy of the characteristics between material and product resulted from grain boundary crack occurring during bead forming. And grain refinement was noted for control of grain boundary crack and extreme improvement of gasket performance. And an austenitic stainless spring steel with better fatigue strength was developed by control of recrystallization with reverse transformation.

The developed steel has a composite structure consisting of grain-refined austenitic structure, which is controlled average grain diameter within $1\text{--}2 \mu\text{m}$, and martensitic structure in annealed structure before rolling with tempering. The fatigue strength of the metallic gasket can be improved by 30 % or more without any loss of combustion gas sealing performance by application of the developed steel.

1. まえがき

シリンダヘッドガスケット(以下ヘッドガスケット)はエンジン性能の向上とともに従来一般的であったグラファイトなどの無機材料を用いたものから耐久性、機能性に優れた金属製のガスケットが主流になりつつある。この金属ガスケットは Fig.1 に示すように SUS301 に代表される厚さ 0.2mm 程度の薄いステンレス鋼板にビードを成形し、ビードの反発力によって燃焼ガス、冷却水、潤滑油をシールしている。このうち燃焼室をシールするビード(以下ボアビード)は高温、高圧ガスの最も厳しい環境にさらされている。さらに近年は特に、(1)エンジンの軽量化を目的としたシリンダヘッド及びシリンダブロックの薄肉化やオールアルミニウム化に伴うエンジン剛性の低下、(2)高出力エンジンのコンパクト化を目的としたボア径拡大に伴う狭軸間化、(3)低燃費化のための高圧縮比化、という大きな三つの要因からボアビードはこれまで以上に過酷な環境で使用される傾向にある。

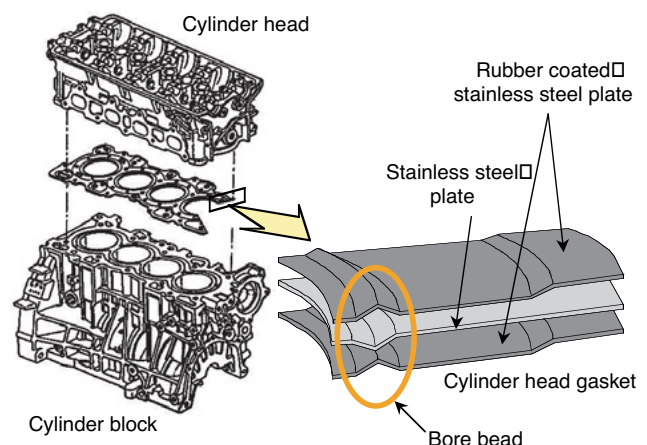


Fig.1 Illustration of cylinder head gasket

このような環境においては燃焼圧力によってシリンダヘッドが持ち上げられるリフト量(以下、口開き量)が増加するため、ボアビードは爆発ごとにシリンダヘッドによって繰り返しつぶされ、疲労寿命の低下が懸念される。しかし

*栃木研究所

ながらボアビード成形前の素材薄板の疲労試験結果とボアビード成形されたガスケットの疲労試験結果が必ずしも同一傾向を示さず、素材であるステンレス鋼板の疲労強度によってガスケット材としての適否を判断することができなかった。

そこでボアビードの疲労亀裂伝ば形態を解析することにより素材と製品の疲労特性の不一致の原因を明確にし、疲労強度を大幅に向上させることができるオーステナイト系ステンレス鋼板を開発した内容について報告する。

2. ボアビードクラックの発生原因

2.1. ボアビードの疲労強度

ヘッドガスケットは燃焼室を囲むようにボアビードが形成されており、シリンダヘッドとシリンダブロックに挟まれた状態で使用されている。運転時には Fig.2 に示すようにボアビードのすそ野部と頂部裏側表面において、局部的に高い引張応力下で応力振幅が作用する。この応力振幅に対応するものが口開き量であり、口開き量が多いエンジンほどガスケットのボアビードに発生する応力振幅が大きい。このことからガスケットの疲労強度は一般的に応力ではなく口開き量で評価される。

そこでガスケットの疲労限を表す指標としてクラック限界変位量を設定した。クラック限界変位量とはボアビードに繰り返し圧縮荷重を加える振動疲労試験を 10^7 サイクルまで行なった際に、ボアビードに疲労破壊が発生しない限界の変位量のことを表す。

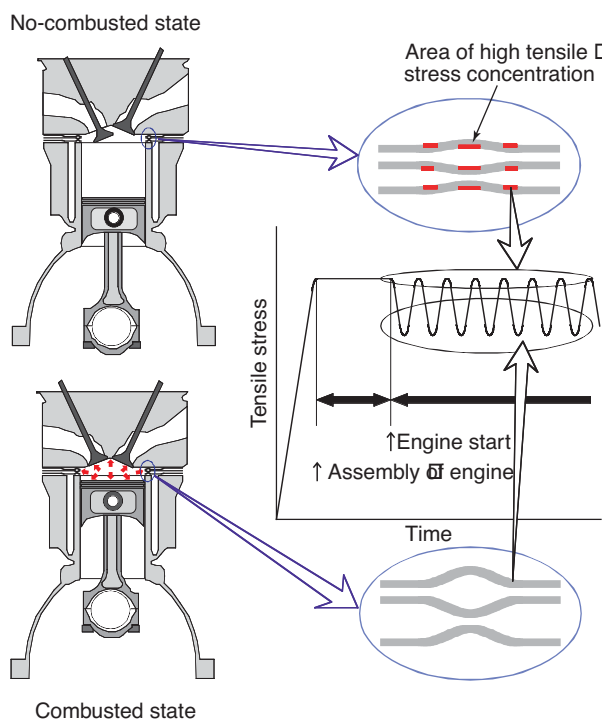


Fig.2 Tensile stress of gasket during engine running

2.2. 素材とボアビードの疲労特性の不一致

板厚 0.2mm で硬さの異なる SUS301 材について素材の垂直方向の平面曲げ疲労強度を測定した結果を Fig.3 に示す。これによると硬さが増加するほど疲労限は直線的に高くなっている。今回の試験ではクラックはいずれも表面から発生しており、高強度材で一般的に見られるような疲労限のばらつきの原因となる非金属介在物の影響^{(1)~(3)}は見られなかった。

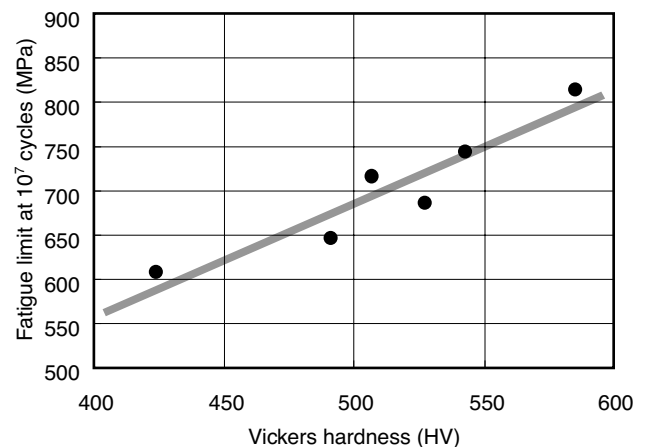


Fig.3 Relationship between fatigue limit stress and hardness for as-rolled sheet

次に同じく硬さの異なる SUS301 材を用いて製作したボアビードの疲労試験結果を Fig.4 に示す。その結果クラック限界変位量は硬さと明瞭な直線関係があるが、素材の疲労特性とは逆に硬さが増加するとクラック限界変位量が低下した。この原因がテスト条件に起因するものか確認するために、クラックが発生しているボアビードすそ野部に微小歪みゲージを貼り、Fig.4 の疲労試験結果を平均応力値と応力振幅値に置き換えた結果を Fig.5 に示す。これを見るとクラッ

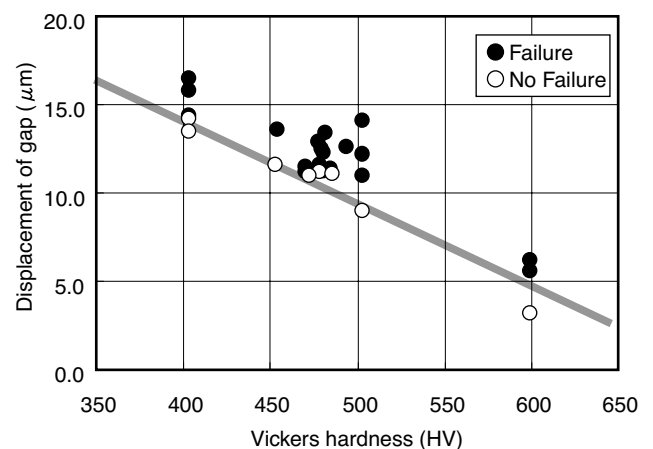


Fig.4 Relationship between displacement of gap and hardness
Solid line shows the displacement of gap against failure

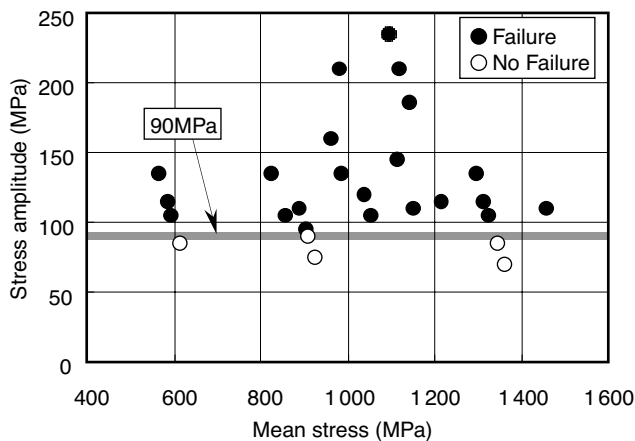


Fig.5 Effects of stress amplitude and mean stress on fatigue strength after 10^7 cycles

クの発生に対して平均応力の影響は見られず、応力振幅に大きく依存している。本実験の範囲では破損限界応力振幅は平均応力によらず、ほぼ一定の 90MPa であった。

以上のことから素材であるステンレス鋼板と製品であるガスケットの疲労特性は一致せず、素材での疲労強度が高い材料であっても必ずしもガスケットとしての優れた疲労特性を示すとは限らないことがわかった。即ちボアビードの疲労強度を向上させる手段として、素材の疲労強度向上では対処することができない⁽⁴⁾⁽⁵⁾。

2.3. ボアビードクラックの発生形態

ボアビード成形時には Fig.6 に示すようにビードすそ野部とビード頂部に局部的な応力集中部が発生する。特に疲労破壊の起点となるビードすそ野部については、ビード成形時には高い圧縮応力が加わっている。このことから製品であるヘッドガスケットの疲労強度が素材の疲労強度と逆転した傾向を示す原因として、成形時における局部的な応力集中の影響が考えられる。

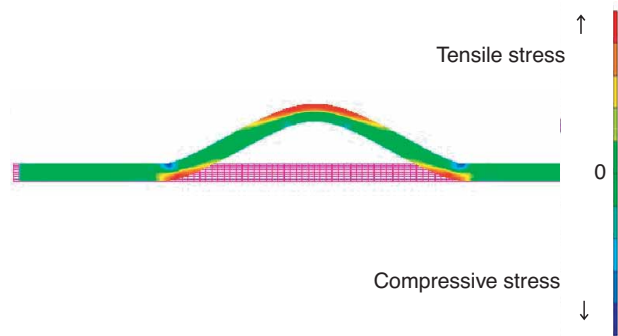


Fig.6 Distribution of stress in section of bead-formed sheet

そこでビード成形及び疲労試験中のビードすそ野表面状態を走査型電子顕微鏡で観察した結果を Fig.7 に示す。その結果、a)ビード成形前は一部に冷延鋼板焼鈍後の酸洗工程で発生した結晶粒界侵食溝が確認されるがほぼ清浄な表面である、b)ビード成形すると表面の結晶粒界にクラックが入り表面に起伏が生じる、c)疲労試験初期にはビード成形時に発生した結晶粒界のクラックを起点とした疲労亀裂が進展する、d)疲労試験後期には疲労破壊が更に進展し大きなクラックに拡大する、という疲労形態を示すことがわかる。

このようにビード成形することで素材表面の結晶粒界に疲労破壊の起点となり易い⁽⁶⁾ミクロクラックが生成していることがガスケットと素材の疲労強度特性が一致しない原因であると考えられる。そこでビード成形後にビードすそ野表面を鏡面研磨しビード成形により生成する結晶粒界割れを除去した試験片を用い、鏡面研磨しない試験片と同一負荷で疲労試験を実施したところ Fig.8 に示すようにクラック発生寿命が約 15 倍延長できることが確認された。

以上の結果から、素材とガスケットの疲労強度特性が一致しない原因はビード成形によってビードすそ野表面の結

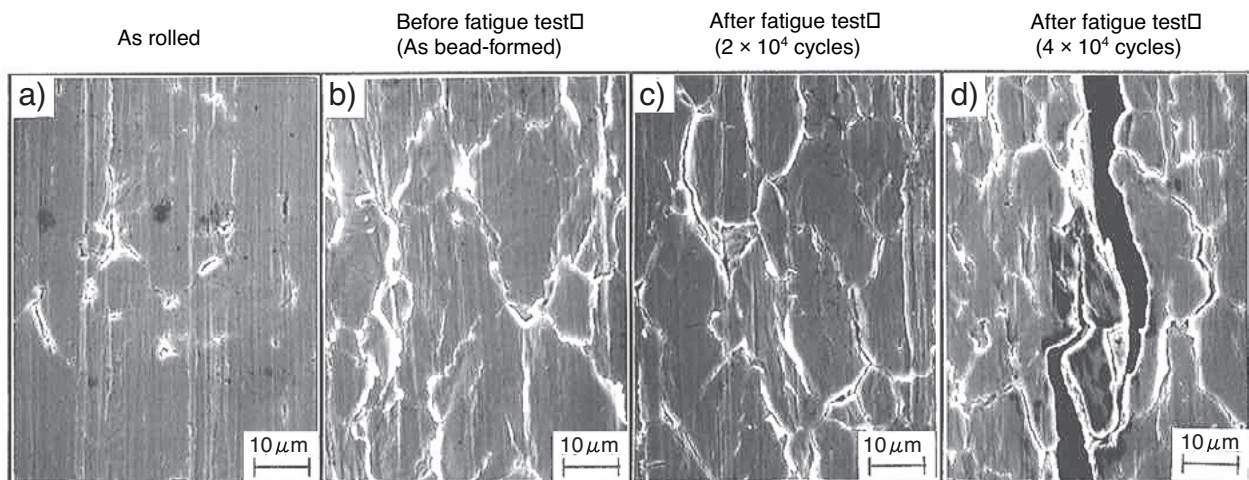


Fig.7 Surface of bead profile foot

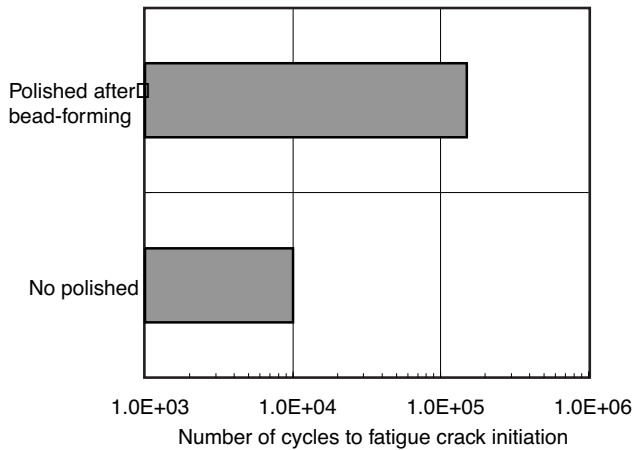


Fig.8 Effect of polish after bead-forming on fatigue crack initiation

晶粒界にマイクロクラックが生成するためであり、逆にこの結晶粒界におけるマイクロクラックの生成を抑制することで、ガスケットに加工した際に生じる疲労強度低下を抑制することが可能であると言える⁽⁷⁾。

3. 結晶粒界クラック抑制手法

3.1. 結晶粒微細化手法の検討

結晶粒界クラック抑制の手法としては変形応力の分散と粒界強度の向上が図れる結晶粒の微細化が最も有効であると考えた。SUS301材は準安定オーステナイト系ステンレス鋼であり調質圧延によりマルテンサイトを誘起させ高強度を得ている。調質圧延後の完成素材の断面組織はFig.9に示すように圧延方向に伸長した旧オーステナイト結晶粒内に加工誘起マルテンサイトが生成した組織となっている。

調質圧延により誘起されるマルテンサイト組織は変態前の旧オーステナイト粒を一つのセルとして生成するため、結晶粒微細化効果を得るには、調質圧延直前の光輝焼鈍工

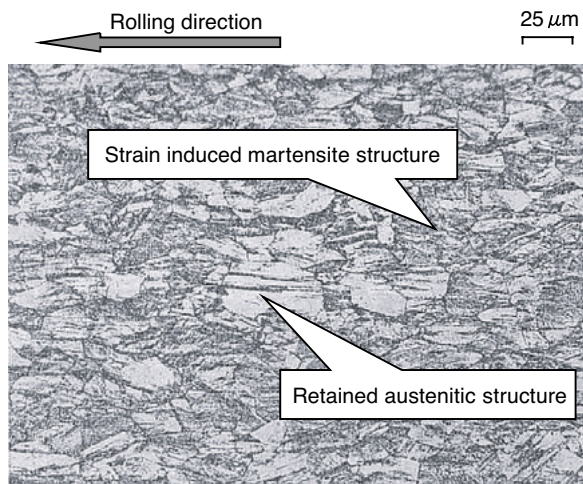


Fig.9 Microstructure of SUS301 after cold rolling

程においてマルテンサイト組織から逆変態再結晶したオーステナイト組織を微細化する必要がある。そのためには再結晶駆動力である焼鈍前の冷間圧延工程の加工ひずみエネルギーと焼鈍工程の熱エネルギーの制御が特に重要である^{(8)~(11)}。

3.2. 最適成分系の検討

結晶粒微細化に重要な製造プロセスは冷間圧延工程と焼鈍工程であるが、焼鈍工程における粒成長挙動に対しては材料成分が大きな影響を及ぼす。

Fig.10 にCを0.10%程度含有するSUS301とCを0.02%程度に低減したSUS301Lの2鋼種についての、焼鈍温度に対する逆変態オーステナイト再結晶粒径の変化を示す。C量が多いと再結晶開始温度が高くなり結晶粒成長も急激に進行するので粗粒化しやすいが、C量が少ないと比較的低温から再結晶が開始し、結晶粒成長挙動も緩やかになるため微細化に有効である。

Fig.11 に焼鈍したSUS301Lのオーステナイト結晶粒の回折X線半価幅を示す。800°C近傍で再結晶による半価幅の急激な低下が見られ、逆変態再結晶開始温度がこの温度領

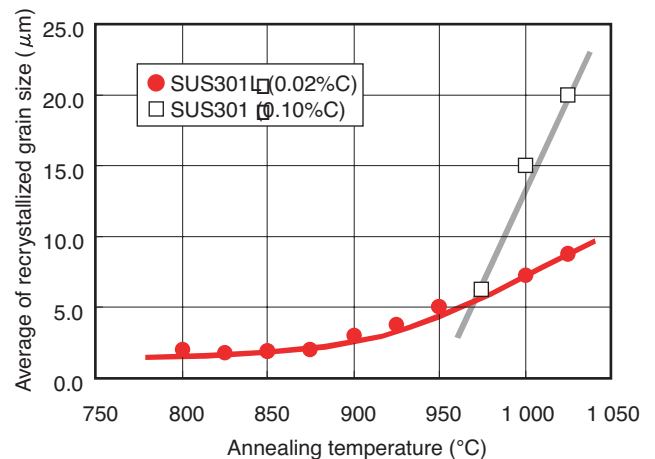


Fig.10 Effect of carbon on recrystallized grain size

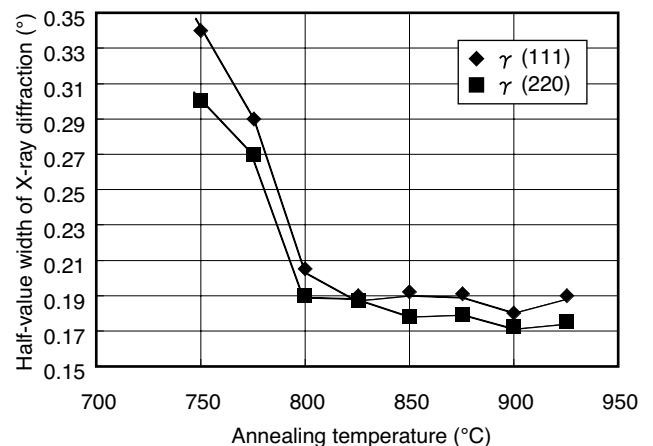


Fig.11 Relationship between half-value width of X-ray diffraction and annealing temperature

域に存在することがわかる。また 800℃以上では半価幅に変化がほとんど見られず、再結晶が完了し粒成長が起きていることが示唆される。

このように結晶粒微細化をコントロールするためには低C化が有効であるがヘッドガスケット用材料として使用される場合にはボアビードのばね性を確保する必要がある。よって開発材には低C化によるマトリクス硬度低下を補てんするためにNを適量添加した。

3.3. 細粒化限界

Fig.12 に開発材の焼鈍後の平均結晶粒径と硬さの関係を示す。平均結晶粒径が2.0μm以下になると逆変態オーステナイトの再結晶組織は Fig.13 に示すような加工誘起マルテンサイト組織が逆変態再結晶オーステナイト組織に囲まれて

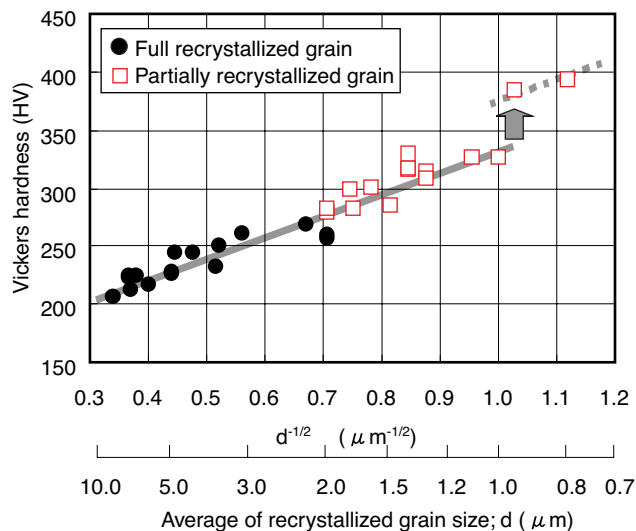


Fig.12 Relationship between hardness and average of recrystallized grain size

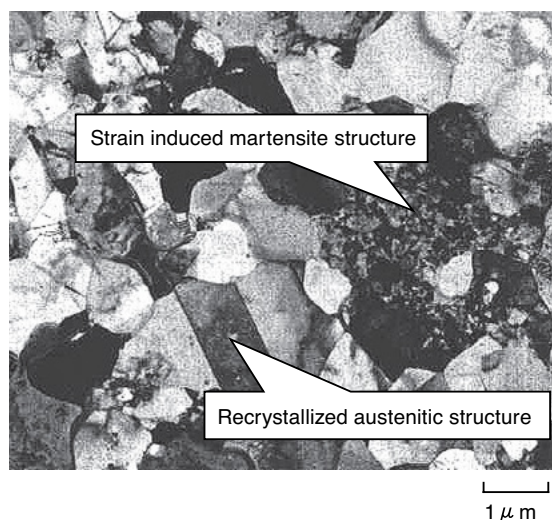


Fig.13 Transmission electron micrograph of after bright annealing (Average of grain size: 1.0~2.0μm)

残留した複合組織となる。このような複合組織も完全に再結晶したオーステナイト単相組織の場合と同様に、平均結晶粒径と硬度の関係は Hall-Petch の式に良く従い明瞭な直線関係を示す^{(12)~(13)}。更に細粒化を図り1.0μm以下の超微細組織を得ようとする、Fig.14 に示すように加工誘起マルテンサイト組織の残留率が高まり、逆変態再結晶オーステナイト組織に囲まれなくなる。その結果 Hall-Petch の式にも従わなくなった。これらの結果から本材料の細粒化効果の限界は 1.0μm程度までと思われる。

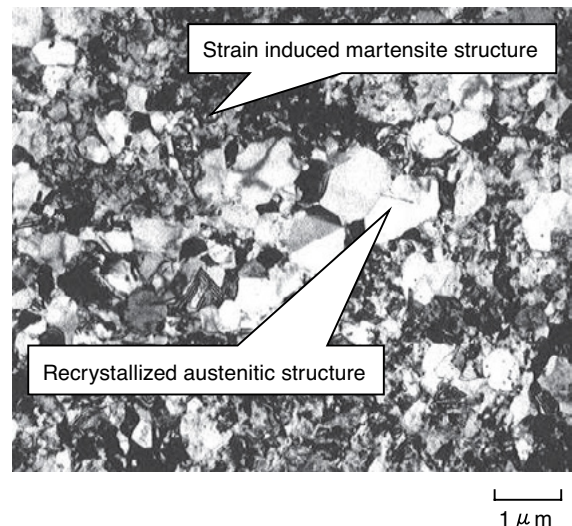


Fig.14 Transmission electron micrograph of after bright annealing (Average of grain size: less than 1.0μm)

3.4. 複合組織の有効性

開発材は逆変態再結晶組織の微細化をコントロールするために SUS301 材に対して C を低減し N を添加しているので、調質圧延後の加工硬化挙動が異なる。Fig.15 では調質圧延率48%実施後の硬さを比較する。まず加工組織が完

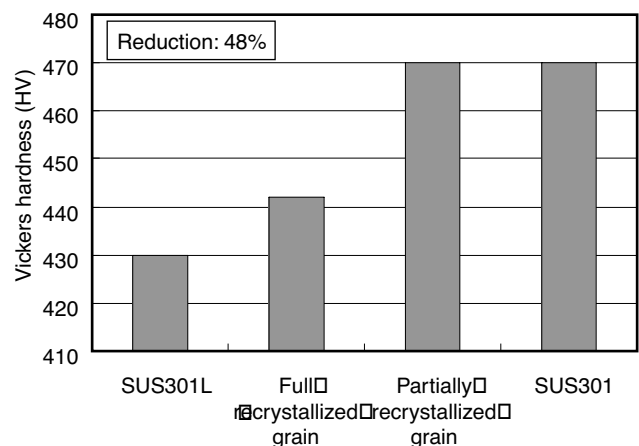


Fig.15 Comparison with hardness after 48% cold rolling

全に再結晶した平均結晶粒径が $2.0\mu\text{m}$ 程度の完全オーステナイト組織の場合、結晶粒微細化による粒界強化により開発材と同様の低C系材料である SUS301L に対し 10HV 程度硬さが増加している。しかし目標とする SUS301 材の硬さ(HV470)に対しては約 30HV 不足している。

硬さを上げるにはまず第一に調質圧延率を高める方法が考えられるが、必要以上に圧延率を高めると加工誘起マルテンサイトの生成量が増加し、加工性が大幅に低下するため適当ではない。

次にN添加量を増量し固溶強化能を高める方法があるが通常のAOD(Argon Oxygen Decarburization)精練法の場合、窒素分圧(pN_2)を上げることができないためNをC並に大量添加することは困難である。Crの増量もNの固溶量を高めるがコストの増加を招く。またNを大量に添加すると窒化物の固溶処理温度が著しく上昇するため、結晶粒微細化の量産プロセスを成立させることが困難になる。また時効処理によって硬さを上げる方法も同様にコストの増加を招くため適当ではない。

そこで加工誘起マルテンサイト組織と逆変態オーステナイト再結晶組織の混在した平均結晶粒径 $2.0\mu\text{m}$ 以下の超微細複合組織にすると、マトリクス強化と更なる結晶粒微細化の相乗効果により同一圧延率で SUS301 材と同等の硬さを得ることが可能になる。

3.5. ボアビード疲労強度改善効果

光輝焼鈍後の逆変態再結晶組織の平均結晶粒径に対し、それをHV470の硬さまで調質圧延しボアビード加工を成形したガスケットの疲労強度の関係を Fig.16 に示す。これによると結晶粒が微細なほど疲労強度は向上し、完全再結晶組織材だけでなくマルテンサイト組織が混在した部分再結晶複合組織材についても同様の傾向を示す。今回の試験に

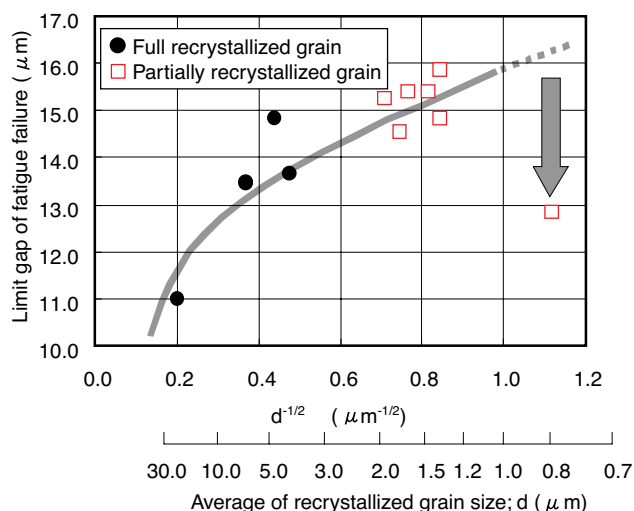


Fig.16 Relationship between limit gap of fatigue failure and average of recrystallized grain size

おいては平均結晶粒径が約 $20 \sim 25\mu\text{m}$ の一般的な SUS301 材に対して約 1/15 の $2.0\mu\text{m}$ 程度の複合組織状態まで結晶粒を微細化することにより、ビードのクラック限界変位量は約 35% 向上した。

但しこの傾向が成立するのは、結晶粒径と硬さの関係が Hall-Petch の式に従う平均結晶粒径 $1.0\mu\text{m}$ 以上の領域までである。この結果から焼鈍後にマルテンサイト組織が残留していても、そのほとんどが逆変態再結晶オーステナイト組織に囲まれており Hall-Petch の式に従う範囲であれば、細粒化による疲労強度向上効果が得られる。

以上に述べたようにヘッドガスケット用材料として、逆変態再結晶オーステナイト組織にマルテンサイト組織が混在した複合組織を有し、かつ平均結晶粒径が $1 \sim 2\mu\text{m}$ に制御された準安定オーステナイト系ステンレス鋼を開発し、高圧の燃焼ガスシールに必要な硬さを SUS301 同等まで確保しつつ、ガスケットの疲労強度を飛躍的に向上させることができた。なお本開発材の名称は NAR301L-HS1 とした。

4. 実機への適用効果

テストピースを用いて 10^7 回まで行なったボアビード疲労試験の結果を Fig.17 に示す。SUS301 と比較すると複合組織結晶粒微細化材は硬さや結晶粒径による疲労強度ばらつきを考慮しても、SUS301 に対し約 30% 以上もクラック限界変位量が向上していることがわかる。

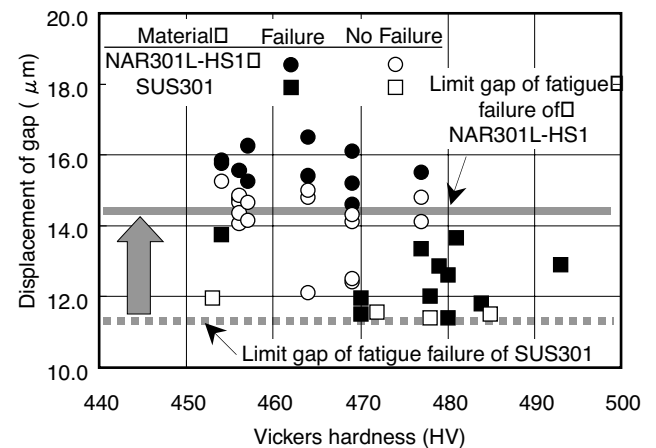


Fig.17 Relationship between displacement of gap and hardness after cold rolling

Fig.18 に複合組織結晶粒微細化材を新開発エンジンのヘッドガスケットに適用した結果を示す。本エンジンは既に市販されている同一ボアピッチのエンジン(A~D)の基本骨格を流用しつつ更なる高出力化を図っており、最大燃焼ガス圧力(P_{max})が従来エンジンに対し高く、最大口開き量も約 50% 程度増加している。

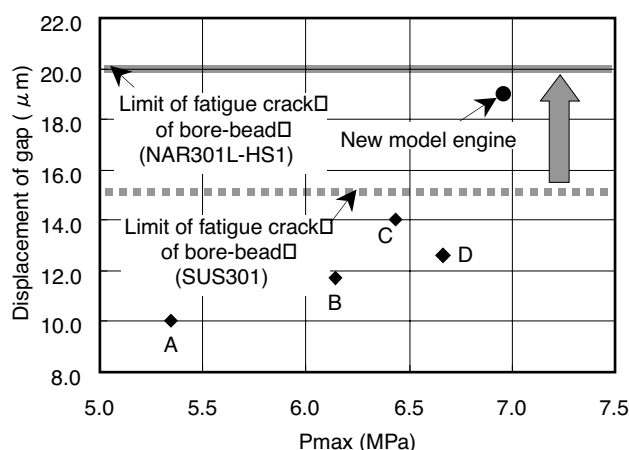


Fig.18 Effect of application of cylinder head gasket for new model engine

このため従来のエンジンに使用していた SUS301 材の 3 枚積層構造のヘッドガスケットではクラック限界変位量を大幅に超えてしまうことになるので、本エンジンに対しては更に疲労特性に優れたヘッドガスケットが必要とされる。このような場合には通常、ボアビードの積層枚数を増やして 1 枚あたりの口開き量の負担を軽減することでクラック限界変位量を高めたり、ボアに荷重を集中させる段差型ガスケットを採用して口開き量そのものを低減させる対策が行われるが、いずれの場合も部品の専用化やコストアップを伴う。しかし今回は新開発の複合組織結晶粒微細化材を採用することで、低コストで耐久性に優れたヘッドガスケットを開発することができた。

5. まとめ

シリンダヘッドガスケットのボアビードの疲労破壊メカニズムを解析し、疲労強度向上手法として複合組織での結晶粒微細化を提案し材料の開発を行った結果、以下の結論が得られた。

- (1) 素材の疲労強度特性とヘッドガスケットの疲労強度特性が一致しない原因は、ボアビード成形によって結晶粒界に割れが生じているためであり、この結晶粒界割れを起点に疲労破壊は進行する。
- (2) 結晶粒界割れを抑制するためには結晶粒の微細化が有効である。
- (3) 逆変態再結晶挙動を制御することにより、平均結晶粒径 $1.0 \mu\text{m}$ 程度まで細粒化が可能である。この場合 $2.0 \mu\text{m}$ 以下では、加工誘起マルテンサイト組織が逆変態再結晶オーステナイト組織に囲まれて残留した複合組織となっている。また結晶粒径と硬さの関係は Hall-Petch の式に良く従う。
- (4) ヘッドガスケット用材料として逆変態再結晶組織にマルテンサイト組織が混在した複合組織を有し、かつ平

均結晶粒径が $1 \sim 2 \mu\text{m}$ に制御された準安定オーステナイト系ステンレス鋼を開発した。その結果、高圧の燃焼ガスシールに必要な硬さを SUS301 同等まで確保しつつ、ガスケットの疲労強度を 30% 以上向上させることができた。

謝 辞

最後に本材料について共同開発を行なった住友金属工業(株)及びシリンダヘッドガスケットの製造を行なった日本リークレス工業(株)の関係者の皆様に、深く感謝の意を表します。

参考文献

- (1) 村上, 児玉, 小沼: 高強度鋼の疲労破壊に及ぼす介在物の影響の定量的評価法, 日本機械学会論文集(A編), 54-500, p.688-693(1988)
- (2) 大小森, 北川, 篠塚, 鳥山, 松田, 村上: 硬さを変えた高強度鋼の疲労破壊に及ぼす介在物及び微小表面ピットの影響, 鉄と鋼, 77, p.438-445(1991)
- (3) 村上, 小林, 牧野, 鳥山, 栗原, 高崎, 江原: ばね鋼の疲労強度に影響を及ぼす諸因子の定量的評価, 日本機械学会論文集(A編), 57-542, p.2305-2313(1991)
- (4) 桂井, 杜澤, 加藤, 高山: ビード成形したオーステナイト系ステンレス鋼薄板の疲労破壊, CAMP-ISIJ, Vol.6, p.1763-1763(1993)
- (5) 桂井, 杜澤, 加藤, 高山: ビード成形したオーステナイト系ステンレス鋼薄板の疲労破壊, 鉄と鋼, 80, p.54-59(1994)
- (6) 田中, 中井, 秋庭: 鉄鋼材料の疲労破壊の機構と力学, 鉄と鋼, 79, p.12-23(1993)
- (7) 桂井, 杜澤, 加藤, 高山: ビード成形した SUS301 鋼薄板の疲労破壊に及ぼす表面性状の影響, CAMP-ISIJ, Vol.8, p.1682-1682(1994)
- (8) 富村, 川内, 高木, 徳永: 準安定オーステナイト系ステンレス鋼におけるせん断型逆変態オーステナイトの細粒化機構に及ぼす前加工の影響, 鉄と鋼, 77, p.139-146(1991)
- (9) 森谷, 松木, 青山: 結晶粒微細化を利用した高強度 SUS304 の開発, CAMP-ISIJ, Vol.12, p.514-514(1999)
- (10) 高木: 加工誘起マルテンサイトのオーステナイトへの逆変態と結晶粒超微細化機構, 鉄と鋼, 80, N.529-535(1994)
- (11) 高木: 鉄鋼の結晶粒超微細化, 熱処理, 34-5, p.260-264(1994)
- (12) Kurzydlowski K. J., Bucki J. J.: Flow Stress Dependence on the Distribution of Grain Size in

Polycrystals, Acta Metall. Mater., Vol.41, p.3141-3146
(1993)

- (13) 高木：超微細粒鋼の結晶粒評価法に関する提言，
CAMP-ISIJ, Vol.12, p.1150-1152(1999)

■ 著 者 ■



桂 井 隆