ボロン鋼製高強度ボルトの軸荷重疲労特性 および疲労破壊過程†

鈴木 秀 人* 大 藪 優* 国 尾 武**

Fatigue Strength and Fatigue Fracture Process of High Tension Bolts of Boron Steel Tested under Axial Cyclic Loading

by

Hideto SUZUKI*, Masaru OUYABU* and Takeshi KUNIO**

Axial loading fatigue tests were carried out on high tension bolts made of boron steel and Cr-Mo steel. The initiation and the subsequent growth of micro fatigue cracks in the bottom of thread were examined through the micro-fractography using SEM.

The results obtained were as followed:

(1) The fatigue strength of boron steel bolts was quite superior to that of Cr-Mo steel bolts. For the stress ratio of the actual stress used in the engine to the mean stress, $\sigma_a/\sigma_m=0.2$, the fatigue limit of boron steel bolts was 83 MPa, while the other was 54 MPa and 65% of the former.

(2) Both boron steel and Cr-Mo steel showed almost the same monotonic and cyclic 0.2% proof stresses.

(3) The fractography using SEM showed a remarkable difference in the initiation and subsequent growth of micro cracks in the bottom of thread between boron steel and Cr-Mo steel bolts. The fatigue fracture surface of boron steel bolt near the bottom of thread consisted of the former austenite grain boundary, while that of Cr-Mo steel bolt occurred within the grain and did not correspond to the microstructure.

(4) The former austenite grain size of boron steel was about twice as large as that of Cr-Mo steel. Based on the criterion that fatigue cracks initiate when the size of plastic zone at the bottom of thread exceeds the grain size, it was interpreted that the larger grain size of boron steel caused its higher fatigue limit.

キー・ワード：高強度ボルト，ボロン鋼，疲労強度，フラクトグラフィ

1 緒 言

機械の高性能化に伴って，ボルト締結体も苛酷な使用条件におかれ，その安全性・信頼性改善のための多くの努力にもかかわらず，ボルト一本の疲労破壊が引金となる機械事故は，依然として跡を絶たない。

一方，機械の製造コスト軽減から鋳鉄などと同様にローコスト素材として，ボロン鋼をクロム・モリブデン鋼に代えて，高強度ボルトとして使用することが検討されている。しかし，ボロン鋼については，遅れ破壊や疲労などの耐久性との関連で不明な点が多く，実際に機械部品として採用するには，かなり慎重な態度がとられている。そのうちで遅れ破壊については，鋼の焼入性を向上させるようなボロンの粒界への偏析状態では耐遅れ破壊性も劣化しないこと^{9,10)}，加えて疲労についても秀れた疲労き裂進展抵抗や機械部品への採用の成功例などが報告されている。

しかしながら，近年高強度ボルトが多用されているなかで，疲労強度が期待したほど高まらないこと，さらに強度設計に関して切欠き材として疲労強度を予測する方法には多くの問題があることなどから，ねじ底での疲労破壊過程の詳細な把握が必要とされている。例えば，切欠き材の疲労強度評価に破壊力学を適用させる試みが盛んになされているが，それをボルトの疲労強度評価へ応用するには，ねじ底での変形挙動とき裂発生・進展機構を明確にしなければならない。

以上の状況を鑑みて，本研究ではまずボロン鋼を機械用ボルトとして採用するために，その疲労強度について従来より多用しているクロム・モリブデン鋼と比較・検討し，併せて，SEMによる破面観察によってねじ底でのき裂発生・進展過程を調べた。

2 実験方法

ボロン鋼製高強度ボルトの疲労強度を，クロムモリ

† 原稿受理 昭和61年10月6日 Received Oct. 6, 1986

* 正 会 員 小山工業高等専門学校 小山市中久喜, Oyama National College of Technology, Nakakuki, Oyama

** 正 会 員 慶應義塾大学理工学部 横浜市港北区日吉, Faculty of Science and Engineering, Keio University, Hiyoshi-cho, Kohoku-ku, Yokohama

ブデン鋼製のものと比較し、加えて、繰返し応力ひずみ特性さらに光学顕微鏡および SEM によるミクロフRACTグラフィによってねじ底でのき裂発生・進展挙動を検討した。

2・1 供試ボルト

供試ボルトは、組成を Table I に示すように、B 材と称すボロン鋼および CM 材と称すクロモリブ

Table I. Chemical composition.

(a) Chemical composition of Boron steel bolt (S30BCH) (%).									
C	Si	Mn	P	S	B	Cu	Ni	Cr	
0.30	0.22	0.70	0.015	0.014	>0.005	0.02	0.03	0.12	
(b) Chemical composition of Cr-Mo steel bolt (SCM3H) (%).									
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo			
0.33	0.25	0.60	0.016	0.015	0.95	0.25

Fig. 1. Dimension of bolt.

(a) Former austenite grain of boron steel bolt.
Grain size $d=41\mu\text{m}$.
(b) Former austenite grain of Cr-Mo steel bolt.
Grain size $d=19\mu\text{m}$.

Fig. 2. Former austenite grain.

デン鋼を転造によって Fig. 1 に形状を示す M14 並目ねじ (ピッチ 2) に加工したヘッドボルトである。転造後 JIS B1051 の強度区分 12・9 を得るために、B、CM 両材共に 870℃ で 50 分保持後油焼入し、つぎに B 材に 390℃ で 60 分、CM 材に 475℃ で 60 分の焼もどしを施した。両材の引張試験の結果は強度区分を満足した。これら両材の金属組織を比較するために、バフ研磨後エッチングして旧 γ 粒径を現出した組織を Fig. 2 に示す。線分析の結果、平均旧 γ 粒径は、B 材で $41\mu\text{m}$ 、CM 材で $19\mu\text{m}$ と、B 材の方が 2.2 倍程度も大きい。すなわち、両材の金属組織における相異として、旧 γ 粒径の著しい違いが注目される。

つぎに、試料軸を含む縦断面をファインカッターで切断しバフ研磨後、9.8 CN の重量の微小ビッカース硬度計によりねじ底からの硬度を測定した結果を Fig. 3 に示す。本図より、転造後熱処理による脱炭層の深さは、両材共に 0.1 mm 以下で前記 JIS 規定を満足する。

Fig. 3. Micro Vickers hardness of thread groove.

2・2 試験方法

疲労試験は、電気油圧サーボ式材料試験機に Fig. 4 の治具によりボルトを取付け、正弦波の軸荷重によって行った。B 材では疲労強度に及ぼす平均応力の効果を調べるために応力比 (応力振幅 σ_a /平均応力 σ_m) を 0.5, 0.2 さらに σ_m を繰返し応力ひずみ線図における 0.2% 耐力に相当する 686 N/mm^2 として試験を行った。疲労限度は、 10^7 回の繰返し負荷に耐える σ_a で評価し、4~6 本の試験片を用いてステアケース法で決定した。応力値は、荷重/有効断面積で評価した。振幅変動法によって繰返し応力ひずみ線図を求め、これと疲労強度の関連についても検討した。

疲労き裂の発生・進展挙動を破面解析とねじ底でのき裂の観察に基づいて検討した。破面観察は、SEM によって行った。

3 結 果

疲労試験によって破断したボルトを調べた結果、それらの破断部はすべて試験治具のねじに近いボルト側

Fig. 4. Illustration of fixture and bolt tested.

Fig. 5. Example of bolt broken under cyclic loading.

Fig. 6. S-N diagram.

Fig. 7. Fatigue limit estimated with stair-case method.

の第一ねじの Fig. 5 に示す谷底であった。S-N 曲線を Fig. 6 に示す。本図より、B 材の疲労強度に及ぼす平均応力 σ_m の効果については、 $\sigma_a/\sigma_m=0.2$ と 0.5 の間にほとんど相異はないが、 $\sigma_m=686 \text{ N/mm}^2$ では

疲労強度が低下する。さらに、疲労限度 σ_w を評価するために、ステークス法で整理したのが Fig. 7 である。本図より B 材の σ_w が $\sigma_a/\sigma_m=0.2$ と 0.5 では 83, 81 N/mm^2 とほぼ等しく、 σ_m が 686 N/mm^2 では $\sigma_w=59 \text{ N/mm}^2$ と前者の 71% 程度に低下する。CM 材の $\sigma_a/\sigma_m=0.2$ での σ_w は 54 N/mm^2 となり、B 材の 65% 程度になっている。これらの結果を疲労限度線図に整理したのが Fig. 8 である。本図より、B 材の疲労限度は、現在実際に使用している締付け条件に相当する平均応力まで一定値であることがわかる。しかし、平均応力をそれ以上に大きくすると、ボルト自体の疲労強度は著しく低下することがわかる。

Fig. 8. Fatigue endurance limit diagram.

4 考 察

前章で示した B, CM 両材の疲労限度の相異の要因について本章で考察を加えた。

4・1 ねじ底でのき裂発生形態

Fig. 9 に $\sigma_a/\sigma_m=0.2$, $\sigma_a=88 \text{ N/mm}^2$ ($\sigma_a/\sigma_w=106\%$) で $N=3 \times 10^5$ 回繰返し後、B 材のねじ底を発生したき裂を示す。一方、B, CM 両材それぞれ四本ずつについて、疲労限度の応力レベルで 10^7 回繰返し負荷

Boron steel bolt 0.5 mm
 $\sigma_a=89 \text{ MPa}$, $R=0.2$, $N=3 \times 10^5$

Fig. 9. Micro fatigue crack observed at the bottom of thread groove.

後、ねじ底をそのまま表面からと軸を含んで切出した縦断面でのねじ底を光学顕微鏡で詳細に観察した限りでは、疲労き裂は認められなかった。したがって、両材の疲労限度は、疲労き裂発生の下限值であると理解できよう。

4・2 繰返し応力ひずみ特性

前節で両材の疲労限度の相異は、き裂発生の下限界値の違いと関連するものと理解された。そこで、本節では切欠き底でのき裂の発生と繰返し変形特性の間の関連性について検討を加えた。両材の繰返し応力ひずみ特性について得られた結果を Fig. 10~12 に示す。すなわち、Fig. 10 は最大ひずみ $\pm 1\%$ での振幅変動

Fig. 10. Cyclic stress-strain diagram of one block.

Fig. 11. Relation of σ_a at maximum strain amplitude 1% and block number of cycles N_b .

Fig. 12. Monotonic and cyclic stress-strain diagram.

法により得たB材の一ブロックの応力ひずみ線図の一例である。これらの曲線の先端の軌跡が繰返し応力ひずみ曲線となる。最大応力振幅値は、このブロックの繰返し数 N_b と共に変化するが、Fig. 11 はその一例である。両材共にごく初期の段階 ($N_b \leq 10$) で急激に軟化し、その後ごくわずかずつ軟化し続ける。これは、一般的な調質鋼の通常¹⁵⁾の傾向と一致している。Fig. 11においてほぼ安定状態となっている $N_b = 70$ での繰返し応力ひずみ特性を、引張試験によるそれと共に Fig. 12 に示す。両材の繰返し応力ひずみ特性にも、さらに引張変形特性にも相異は認められない。なお、引張りと繰返しの0.2%耐力の比は、両材共にほぼ0.63で、これは他の低合金鋼とほぼ同じ軟化程度である。これまで切欠き材の疲労き裂発生挙動と変形特性の間に密接な関係があると指摘されている¹⁶⁾。しかしながら、Fig. 12 の事実、B, CM 両材の疲労き裂発生の下限界における相異がバカルな変形特性の違いに起因するものではないことを示している。いずれにしても従来の疲労き裂の発生と変形特性の関する研究では、微視組織因子の役割は必ずしも充分に明らかにされていない。そこで、つぎに疲労き裂の発生・進展に及ぼす微視組織因子の役割を調べその知見に基づいて両材の疲労強度の相異を検討する。

4・3 フラクトグラフィによる検討

本節では、マクロおよびSEMによるミクロフラクトグラフィを行って、疲労き裂の発生・進展挙動を調べ、得られた知見に基づいて、B, CM 両材の疲労限度の相異を支配する要因について、微視組織学的検討を加えた。

Fig. 13 にマクロ破面の一例を示す。ここで両材共に $\sigma_a = 88 \text{ N/mm}^2$ ($\sigma_a/\sigma_m = 0.2$) の同一応力レベルで疲労試験し、B材は 4.8×10^5 回でCM材は 2×10^5 回の繰返し負荷後破断したものである。本図中に0点で示す放射状の線すなわちプラトーは疲労き裂の発生箇所を示唆するものであり、ねじ底で発生したき裂は、それぞれのプラトーの長さ ($\sim 0.5 \text{ mm}$) まで進展し合体したものと解釈できる。プラトーの数について、B材のほうがCM材より顕著に少ないが、これは同一応力レベルでB材のほうがCM材と比べ疲労き裂を発生し難いことを示すものである。

つぎに、これらの破面について、比較的低倍率でSEMにより観察した結果の一例を Fig. 14 に示す。マクロ破面の様相と同様に、CM材の破面にはき裂の進行方向に平行な線が数多く認められる。一方、B材では、逆に疲労き裂の進行方向に垂直な線が認められることと、粒状ファセットがねじ底付近の脱炭層を除いてほぼ破面全域に分布していることがCM材の破面形態と顕著に異なっている。両材の破面形態にお

Fig. 14. SEM photograph of fracture surface.

るこのような明りょうな相異は、疲労限度の違いとなんらかの関連があるものと考えられるが、つぎにさらに高倍率で SEM により観察し破面形態と組織因子を

関連させて検討する。Fig. 15, 16 はその一例であるが、高倍率の観察によって両材の破面形態の相異がもっと明りょうになっている。Fig. 15 は、B 材の脱炭層を通過して表面から 0.1 mm 程度き裂が内部へ入ったところの破面形態である。Fig. 15 (a)と(b)は、マッチング破面であり、これより疲労き裂は旧 γ 粒界に沿って形成されていることが理解できる。この段階でのき裂成長は、破面形態と顕微鏡組織とが対応する Stage II-a 領域である。一方、Fig. 16 は、CM 材のミクロ破面形態であるが、疲労き裂が組織に対応して形成されていない。

Fig. 15. Magnified photograph of Fig. 14 (a). (a) and (b) can be matched with each other. Fracture surface of B material.

これらの事実より、ねじ底付近での両材の疲労き裂発生・進展形態の相異は、微視組織因子の効果の違いによるものであり、このことが両材の疲労限度の差となって表れているものと理解できよう。すなわち、Ritchie¹⁷⁾らの破壊力学的クライテリオンに基づけば、ねじ底での塑性域の大きさが旧 γ 粒径大になると、疲

Fig. 16. Magnified photograph of Fig. 14 (b).
Fracture surface of CM material.

労き裂は発生・成長する。そこで、4・2節より両材の降伏強度の間には差がないから、旧 γ 粒径の大きいB材のほうが塑性域を大きくするために高い応力レベルの負荷が必要である。これは、B材での疲労き裂の発生のために高い応力レベルの負荷を与える必要性を意味する。そのため、B材の疲労限度がCM材のそれより高くなったと解釈し得る。

併せて、B材の旧 γ 粒界にはボロン偏析¹⁸⁾あるいは微細析出物¹⁹⁾の存在があり、これに起因して粒界での転位集積が生じ応力が高まって粒界割れが起るものと解釈される。

5 結 言

ローコスト素材であるボロン鋼製の高強度ボルトに対して、Cr-Mo鋼製のものと比較しつつ軸荷重疲労試験を行った。ねじ底での微小疲労き裂の発生とそれに続く成長をSEMによるミクロフラクトグラフィによって調べた。得られた結論は以下の通りである。

(1) ボロン鋼製ボルトの疲労強度はCr-Mo鋼製ボルトのそれより秀れていた。応力振幅/平均応力、 $\sigma_a/\sigma_m=0.2$ に対して、ボロン鋼製ボルトの疲労限度は83 MPaであり、一方Cr-Mo鋼製ボルトのそれは54 MPaでボロン鋼の65%であった。

(2) 単調および繰返しの0.2%耐力について、ボロン鋼製ボルトおよびCr-Mo鋼製ボルトは互いに等しかった。

(3) SEMを用いたフラクトグラフィによって、ボ

ロン鋼製ボルトとCr-Mo鋼製ボルトの間に、ねじ底での微小き裂の発生とそれに続く成長に顕著な相違が明らかになった。ねじ底近くのボロン鋼製ボルトの疲労破面は旧オーステナイト粒界から成り、一方、Cr-Mo鋼製ボルトの破面は、粒内で形成され微視組織とは対応していなかった。

(4) ボロン鋼の旧オーステナイト粒径は、Cr-Mo鋼製ボルトのその約二倍であった。疲労き裂の発生と成長のクライテリアが、ねじ底の塑性域が粒径を越えるということに基づけば、粒径の相違がボロン鋼製ボルトの疲労限度がCr-Mo鋼製ボルトのそれより秀れている原因となる。

参 考 文 献

- 1) 鈴木秀人, 国尾 武, 材料, **31**, 730 (1982).
- 2) H. Suzuki and M. Ouyabu, Proc. of 1982 Joint Conf. Exp. Mech., Hawaii, Part II, p. 623 (1982).
- 3) 鈴木秀人, 国尾 武, 日本機械学会論文集, A-53, 1012 (1987).
- 4) 高強度ボルトの締結性能に関する標準化のための調査研究, 第1~4報 (1978~1981).
- 5) 鈴木秀人, 大藪 優, 植木忠司, 国尾 武, 日本機械学会論文集, A-50, 520 (1984).
- 6) 鈴木秀人, 大藪 優, 植木忠司, 国尾 武, 日本機械学会論文集, A-51, 1224 (1985).
- 7) 鈴木秀人, 国尾 武, 日本機械学会論文集, A-53, 1000 (1987).
- 8) 上原紀典, 磯川憲二, 田中良治, 金属学会会報, **20**, 417 (1981).
- 9) T. Inoue, Supple to Trans. JIM, **21**, 433 (1980).
- 10) 中里福和, 金属学会会報, **6**, 441 (1982).
- 11) 村上理一, 小林英男, 小峰厚友, 中沢 一, 日本機械学会論文集, **43**, 799 (1977).
- 12) 金沢 孝, 第15回疲労シンポジウム予稿集 (1981).
- 13) 脇山広三, 平井敬二, 288, 21 (1980).
- 14) A. D. Cameron and R. A. Smith, Int. J. Fatigue, **3**, 9 (1981).
- 15) 西島 敏, 田中紘一, 松岡三郎, 阿部孝行, 神津文夫, 日本機械学会論文集, **46**, 1314 (1980).
- 16) 鈴木秀人, 大藪 優, 植木忠司, 国尾 武, 材料, **34**, 1455 (1985).
- 17) R. O. Ritchie, J. F. Knott and J. R. Rice, Acta Met., **21**, 639 (1973).
- 18) J. E. Morral and T. B. Cameron, Met. Trans., **8**, 1817 (1977).
- 19) R. C. Sharma and G. R. Purdy, Met. Trans., **5**, 939 (1974).
- 20) 渡辺征一, 金属学会会報, **19**, 804 (1980).