

高強度コンロッドボルトの開発

Development of High Strength Bolt for Connecting Rod

萩原 好敏* 村上 敦* 木下 豊隆*
Yoshitoshi Hagiwara Atsushi Murakami Toyotaka Kinoshita

要 旨

コンロッドボルトは、その大きさと重量がエンジン性能に影響するため、特にボルトサイズの小型化と軽量化が要求される部品である。ボルトにかかる負荷も高いため、通常は低合金鋼を熱処理し強度を高めて使用している。しかし、これらの低合金鋼では、強度が 980 MPa を超えると、強度を増すにしたがって遅れ破壊を生じやすくなるため、実用ボルトは強度区分 12.9 級を上限としている。

著者らは、ボルトの高強度化と耐遅れ破壊性向上の両立を目的に開発に着手し、その結果、合金元素を改良することで耐遅れ破壊性に優れた鋼と、それを用いた 14.9 級の高強度コンロッドボルトを開発した。本ボルトは、1990 年より二輪量産車のコンロッドボルトに採用され、ボルトの高軸力締結と小型化を可能とし、エンジン性能の向上に寄与している。

ABSTRACT

The connecting rod (conrod) bolt is required to be compact and light, since its size and weight affect the performance of the engine.

With the existing low-alloy steel, which is heat treated to make the conrod strong enough to withstand the high load, the bolt cannot be designed to exceed the strength limit of Class 12.9 because of the susceptibility of the low-alloy steel to delayed fracture which increases in proportion to its strength, especially in excess of 980 Mpa.

Thus a new steel alloy was developed by improving the alloy elements that excels the existing steel alloys in rigidity and yet helps the conrod bolts increase delayed fracture resistance and secure a higher strength at Class 14.9, thereby reducing the size of the bolt.

The new compact conrod bolt with high axial tension fastening was developed and has been used in production motorcycles since 1990.

1. ま え が き

コンロッドボルトは、エンジンの回転による慣性力で分離しようとするコンロッドのロッド部とキャップ部を締結しているボルトである。近年、二輪車エンジンでは、高回転化による出力向上を目指しているため、コンロッドボルトにかかる慣性力は増し、ボルトにはより高い締めつけ軸力が要求されている。軸力を増すためにボルトサイズを大きくすると、コンロッドだけでなくエンジンのサイズや重量の増加に繋がる。エンジンの高出力化と小型化を進める上では、高強度ボルトの開発は重要な位置付けにある。

高強度ボルトの問題の一つに遅れ破壊がある。遅れ破

壊は鉄鋼材料の中でも重要な課題であり、多くの研究報告が行われているが、いまだ未解決の部分がある。自動車においても、米国で乗用車に用いられている ISO 12.8 級のボルトが遅れ破壊を起こし、約 600 万台がリコールされた例が報告されている⁽¹⁾。

コンロッドの締結用として使用されている 12.9 級のボルトは、材料に低合金鋼を用い、品質管理の行き届いた熱処理と加工により製造されている。しかし更に高強度の 14.9 級の要求に対しては、これらの材料、品質管理をもってしても、量産の中では遅れ破壊が発生する恐れがあるため、自動車用の高強度ボルトは 12.9 級を上限としその強度以下で使用されている⁽²⁾。

* 朝霞研究所

コンロッドボルトには、高い軸力だけではなく、同時にねじ部に高い疲労強度も要求される。そのため 12.9 級のコンロッドボルトでは、熱処理した後にねじを転造加工して疲労強度を向上させている。しかし、ねじの転造加工はボルトの硬さが高くなるほど困難であり、大量生産を前提とした場合無視できない課題となる。

2. 開 発 の 狙 い

二輪車用の高強度コンロッドボルトの目標を以下に述べる。

- (1) 高軸力締結を可能とする引張り強さ 1373MPa 以上の強度を有すること。
- (2) 耐遅れ破壊特性は従来の 12.9 級ボルトと同等以上のこと。
- (3) 疲労強度は 12.9 級ボルトに対し 20% 以上向上のこと。
- (4) 従来の製造工程からの大幅な変更がなく、量産可能なこと。
- (5) 現用ボルトに対して大幅なコスト高にならないこと。

3. 合 金 設 計

遅れ破壊は、湿潤環境で使用された場合、静的負荷を受けた部材が水素の侵入拡散により突然脆性的に破壊する現象である。引張強さが 980MPa 以上ある高強度の焼戻しマルテンサイト鋼では、旧オーステナイト粒界が P、S 等の不純物の偏析や板状炭化物の析出によって脆化し、さらに使用環境から侵入した水素に起因した脆化が重なることにより、クラックが粒界に沿って発生、伝播し破壊に至る。

近年、炉外精錬等の製鋼技術の進歩により P、S の含有量を 0.005% 以下とした低 P 低 S 鋼が実用レベルで製造可能である。ボルト用材料では、低 P 低 S 化により冷間圧造性、耐遅れ破壊性の改善効果が認められている⁽³⁾。これは P、S の粒界偏析の減少によって粒界脆化が低減し、しかも低 S 化による非金属介在物の減少によって延性および靱性が向上するため、結果的に耐遅れ破壊性が向上したものと考えられている⁽⁴⁾。これらの結果の応用例もすでに報告されている⁽⁵⁾。

自動車用ねじ材料はその強度に対応する鋼種がほぼ決まっている。引張強さ 392~686MPa のボルト材料は、炭素鋼線を熱処理を行わずに使用され、785~980MPa では、

炭素鋼線や SAE10B23 相当の低炭素ボロン鋼を熱処理し使用される。また、最近では非調質鋼も開発され使われ始めている。981MPa 以上では、JIS SCM435 等の低合金鋼が使用されているが、1177MPa クラスの高強度ボルトの使用量は少なく、コンロッドやシリンダーヘッドボルトの一部で使用されているだけである。

コンロッドボルトは、主にクロム合金鋼の JIS SCr440 を熱処理して使用しているが、耐遅れ破壊性の点からは、Mo の添加された Cr-Mo 鋼 (JIS SCM435 等) が適している。そのため SCM435 をベースとし、P、S、Mn の低減と Nb の添加によって、耐遅れ破壊性を改善した 1373MPa クラスの高強度ボルトが、建設機械用特殊ボルトを対象として検討、報告されている⁽⁶⁾。

我々は、高強度化はもとより、焼きもどし温度を高めて耐遅れ破壊性を一層向上させることを狙いとした。そのためベース鋼として二次硬化型の Cr-Mo-V 鋼を選び、耐熱ボルト用材料として知られている AMS6304E を用い、清浄化と合金元素の最適化を行い、材料特性の向上を図った。AMS6304E から P、S を低減した試作材 AMS6304Mod. は耐遅れ破壊性に改善が計られたが、実用コンロッドボルトとしては強度と耐遅れ破壊性ともに更に高める必要があった。そこで新たな開発鋼 (HB149) の合金設計を行った。

V は結晶粒を微細化し、焼き戻し時に十分な二次硬化を得るために有効な元素であるが、多すぎると巨大な一次炭化物が晶出し靱性を低下させる。他方 0.21% 以上 V を添加すると、炭化物が V を多量に含有することによって安定化し耐水素侵食性を改善し、さらに炭化物が微細となり水素に対するトラップサイトの増加によって水素脆化を防止する⁽⁷⁾。そのため、V は 0.25~0.35% とした。

Mo は焼入れ性の向上に寄与すると共に、結晶粒の微細化及び析出炭化物による水素侵食抵抗性の改善に効果がある元素である⁽⁸⁾。焼き戻し時に十分な二次硬化を得るためには 0.70% 以上必要とするが、多いと一次炭化物が晶出したり、加工性を困難にさせるので 0.70~1.10% とした。同時に C 量を低減してマトリックスを低炭素マルテンサイト組織とすると、粒界に沿って析出する炭化物の密度が減り、水素気泡の発生と結合による粒界分離を防止できる。しかし、熱処理によって所要の強度を得るため 0.30% 以上含有させる必要があるので 0.31~0.35% とした。

Table 1. Chemical compositions of test steels (wt%)

Material	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Sol.Al	N	Fe
HB149 SPEC.	0.31to 0.35	≤ 0.10	0.20to 0.40	≤ 0.015	≤ 0.005	≤ 0.30	≤ 0.25	1.00to 1.40	0.90to 1.10	0.25to 0.35			Bal.
Sample alloy No.													
A	0.30	0.02	0.32	0.011	0.001	< 0.01	< 0.01	0.99	0.97	0.31			Bal.
B	0.30	0.01	0.32	0.005	0.001	< 0.01	< 0.01	1.00	0.99	0.30			Bal.
C	0.30	0.02	0.33	0.004	0.002	< 0.01	< 0.01	1.00	0.99	0.30			Bal.
D Wire	0.30	0.01	0.32	0.006	0.002	< 0.01	< 0.01	1.00	0.99	0.30	0.027	0.017	Bal.
F	0.34	0.05	0.32	0.006	0.002	< 0.01	< 0.01	1.01	0.99	0.31	0.031	0.015	Bal.
J Wire	0.35	0.06	0.29	0.010	0.002	0.02	0.04	0.98	0.99	0.28	0.039	0.016	Bal.
K Wire	0.34	0.02	0.32	0.003	0.002	< 0.01	< 0.01	1.18	0.99	0.29	0.033	0.016	Bal.
L	0.33	0.03	0.21	0.004	< 0.001	< 0.01	< 0.01	1.00	0.90	0.25	0.031	0.009	Bal.
M Wire	0.35	0.08	0.30	0.012	0.002	0.02	0.04	1.21	1.02	0.32	0.037	0.016	Bal.
U	0.37	0.16	0.42	0.004	< 0.001	< 0.01	< 0.01	1.39	1.10	0.35	0.035	0.012	Bal.
SCr440	0.39	0.26	0.72	0.018	0.008	0.10	0.09	1.05	0.01	—	0.026	0.006	Bal.
SCM435	0.36	0.25	0.76	0.020	0.014	0.10	0.09	1.05	0.16	—	0.017	0.009	Bal.
SCM435 Mod.	0.35	0.25	0.03	0.001	0.002	Ti : Tr	B : Tr	1.01	0.28	Nb0.032			Bal.
AMS6304E	0.44	0.26	0.60	0.022	0.021	≤ 0.35	≤ 0.25	1.02	0.55	0.31			Bal.
AMS6304 Mod.	0.45	0.06	0.30	0.015	0.004	0.10	0.12	1.00	0.56	0.32			Bal.

Si と Mn は、焼き入れ時の粒界酸化を助長し、耐遅れ破壊性を劣化させるため低い方が望ましいので、それぞれ 0.15%、0.40% を上限とした。

Cr は焼入れ性の向上に寄与する元素であるが、添加しすぎると Si、Mn と同様に粒界酸化を助長し耐遅れ破壊性を劣化させるので 1.00~1.40% とした。

P と S はオーステナイト化時の高温加熱によってオーステナイト粒界に偏析を生じ、粒界を脆化させて耐遅れ破壊性を低下させる。P は 0.015% 以下、S は 0.005% 以下とした。

Table 1 に試作材料の組成分析値、及び開発鋼 HB149 と従来ボルト用鋼の標準組成を示す。

4. 材料試験結果

開発鋼 HB149 の熱処理特性、機械的性質、遅れ破壊強さ、疲労強度について調査した。試験片は真空誘導炉にて溶製後鍛造、焼きなましの後各試験片に加工、熱処理後に各種の試験に供した。引張試験は縮小 JIS4号試験片を用い、シャルピー衝撃試験は JIS3号試験片を用いた。それぞれの試作材の熱処理特性についてのテスト結果を Table 2 及び Table 3 に、機械的性質についての結果を Table 4 に示す。

4.1. 熱処理特性

焼入れ温度と硬さの関係を Fig. 1 に、焼戻し温度と硬さの関係を Fig. 2 に示す。

焼入れ温度が高くなるとともに硬さは上昇するが 1213~1223K 以上では変わらない。また焼入れ保持時間の延

長に伴い焼入れ硬さは低下するが、焼戻し硬さはむしろ高くなる傾向がある。これはオーステナイト化時の炭化物の固溶状況の影響と考えられる。焼入れ温度は、強度の点からは高い方が好ましいが、ボルト製造上はできるだけ低温が望ましい。焼戻し特性としては 873K に二次硬化のピークが現れ、そのとき HRC48 の最高硬さが得られ

Table 2. Effect of quenching temperature on the hardness of HB149

2-1. Hardness in quenched condition only.

Quenching temperature K (×30min. O.Q.)	Hardness, as-quenched. HRC					
	Alloy No.					
	A	B	J	L	M	U
1173			52.2			
1183				45.0		53.0
1193						
1198		48.2	52.8	46.5	51.9	53.0
1203						
1213			54.3	49.5		53.0
1213 (60min.)			53.0			
1213 (120min.)			52.8			
1223	49.5	48.8	53.8			
1323	49.5					

2-2. Hardness in quenched and tempered condition. Tempered for 60 minutes at 873K.

Quenching temperature K (×30min. O.Q.)	Hardness, as-tempered. HRC					
	Alloy No.					
	A	B	C	J	L	U
1173			45.3			
1183			44.9		44.0	47.0
1193			45.2			
1198		44.5			44.9	45.2
1203			45.5			
1213			45.7	46.3	46.0	48.0
1213 (60min.)						
1213 (120min.)				47.2		
1223	46.2	46.3	46.9			
1323	46.7					

Table 3. Effect of tempering temperature on the hardness of HB149

Tempering temp. K (×60min. A.C.)	Hardness in quenched and tempered condition. HRC											
	Alloy No. A			B			L			M		
	Quenching temp. K 1223	1323	1198	1223	1183	1198	1213	1198	1183	1198	1213	
573				47.5	47.5							
673	46.7	46.5	45.0	46.4								
723	46.3	46.3		46.0								
773	45.5	45.5	43.0	45.2	42.0	44.5	45.0		47.5	48.0	48.0	
823	45.3	45.7	43.5	45.2	42.0	43.0	45.5	45.5	47.0	47.5	47.5	
848					41.5	43.5	44.5	45.5	47.0	47.5	47.5	
873	46.2	46.7	44.5	46.3	44.0	44.0	46.0	45.2	47.0	48.0	48.0	
898			45.0					44.7				
923	44.1	45.3	41.0	44.0	40.5	43.0	44.0		41.5	44.5	44.5	

Table 4. Typical mechanical properties in room temperature

Alloy No.	Heat treatment temp. K Quenching ×30min.O.Q. Tempering ×60min.A.C.	Tensile strength MPa	0.2% proof stress MPa	Elongation %	Reduction of area %	Charpy impact value J/cm ²	Hardness HRC
A	1023	—	1746	1177	15	52	
		873	1451	1363	19	65	
		898	1442	1334	21	67	
		923	1402	1324	21	65	
B	1198	773	1402	1344	19	61	69
		823	1397	1334	20	61	78
		873	1422	1324	20	65	82
		898	1402	1324	20.5	65	
		923	1304	1275	21	60.5	126
C	1198	823	1746	1334			
		873	1451	1331			
		898	1442	1330			
		923	1402	1276			
F	1198		1834	1255	12	41	49
		673	1564	1442	16	57	48
		773	1442	1348	17	58	47.0
		823	1432	1344	19	60.2	46.0
		873	1447	1348	19	60	46.5
		898	1427	1334	19	60	45.5
		923	1353	1304	18.5	60	43.0
		973	1010	981	23	67	33.0
L	1198	848	1422	1375	20	65.7	83
		873	1393	1383	20.5	66	96
U	1198	848	1520	1442	18	56.3	76
		873	1500	1422	18.5	58.5	86

た。焼戻し温度は靱性と延性と耐遅れ破壊性の点から高いほど好ましい。

4.2. 機械的性質

焼戻し温度と機械的性質の関係を Fig. 3 に示す。焼戻し温度の上昇とともに強度は低下するが、898K の焼戻しまで硬さは HRC44 以上、引張強さは 1393MPa 以上を維持し、降伏比 0.9 以上が得られた。また、873K の焼戻しで伸びは 19~20.5%、絞り率は 58.5~66% ある。これは 12.9 級の材料とほぼ同等であり、この強度水準に対し極めて高い延性と言える。ボルトの強度としては 14.9 級の規格を十分満足する。

シャルピー衝撃値は、873K の焼戻しにて 82~98J/cm² あり、AMS6304 に比べても高い靱性を示している。衝撃

値向上の原因は組織が微細となったためと考える。

開発材 HB149 の、ボルト用としての強度と靱性がバランス良く確保される熱処理条件として、1198K±10K の焼入れ、873K の焼戻しにより、

- (1) 硬さ HRC44 以上、引張強さ 1373MPa 以上
- (2) 降伏比 0.9 以上
- (3) 組織は完全焼戻しマルテンサイト
- (4) 結晶粒度 9.3~10.6

が得られた。

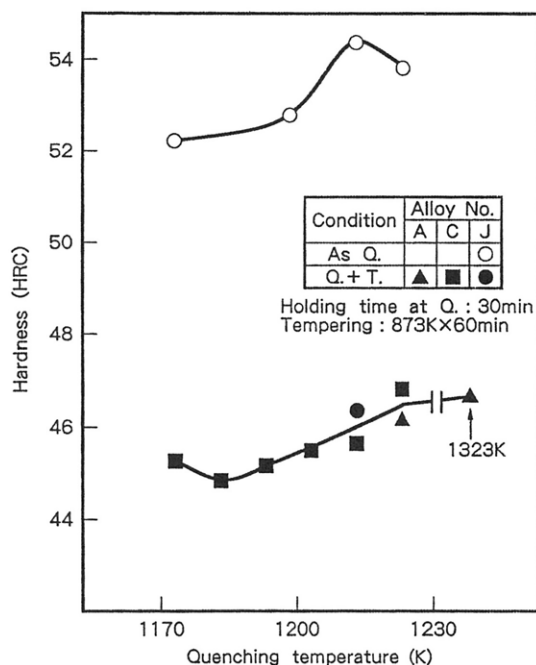


Fig. 1 Relationship between quenching temperature and hardness

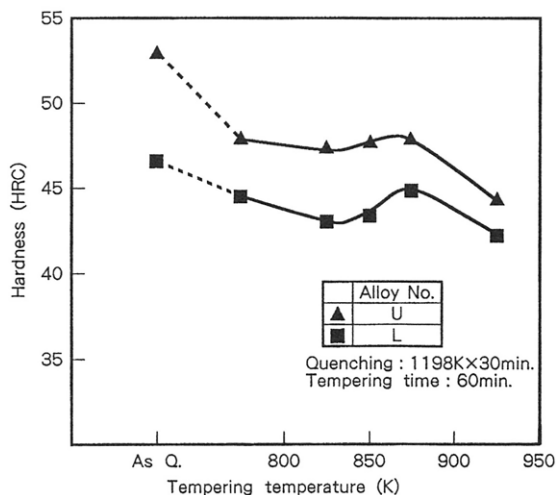


Fig. 2 Relationship between tempering temperature and hardness

4.3. 疲労強度

回転曲げ疲労試験結果を Fig. 4 に、引張強さと疲れ限度の関係を Fig. 5 に示す。通常の低合金鋼は図中の 2 本の直線の範囲で示することができる⁽⁹⁾。開発鋼 HB149 の疲労限度は同一強度の低合金鋼に比べ高い水準にある。高温焼戻しを行った析出硬化型鋼では、セメンタイトの球状化と特殊炭化物の均一分散により亀裂の発生を抑制し、高い降伏応力と高い靱性は亀裂の伝播に対して遅延

効果を有するものと推察される。また、低温焼戻し鋼での介在物感受性は強度の向上と共に高くなるので、P、S 等の低減による非金属介在物の低減は亀裂発生寿命を延ばす効果があると考えられる。

4.4. 遅れ破壊強さ

遅れ破壊試験は Fig. 6 に示すように 0.1mm R 切り欠き付き丸棒試験片を用い、0.1N の塩酸を滴下させながら、

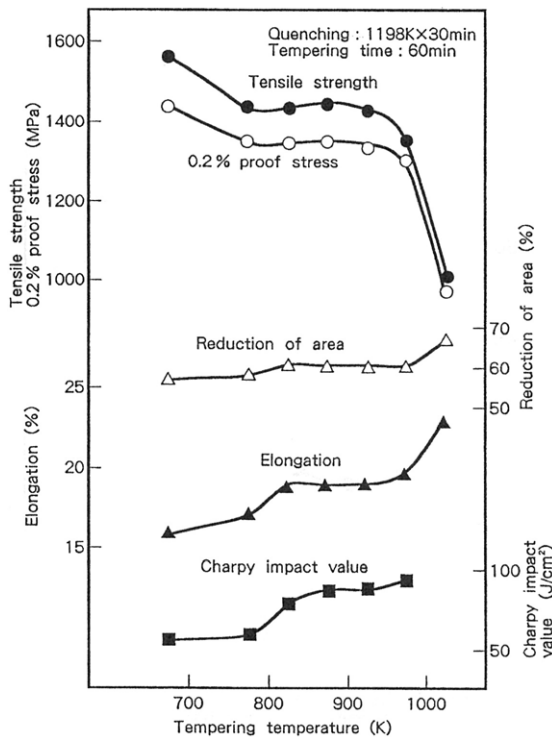


Fig. 3 Relationship between tempering temperature and mechanical properties of alloy No. F

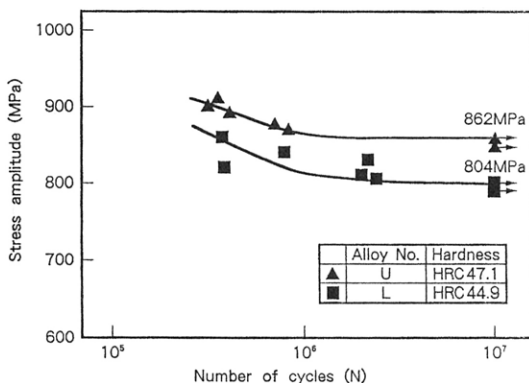


Fig. 4 Results of rotating bending fatigue test

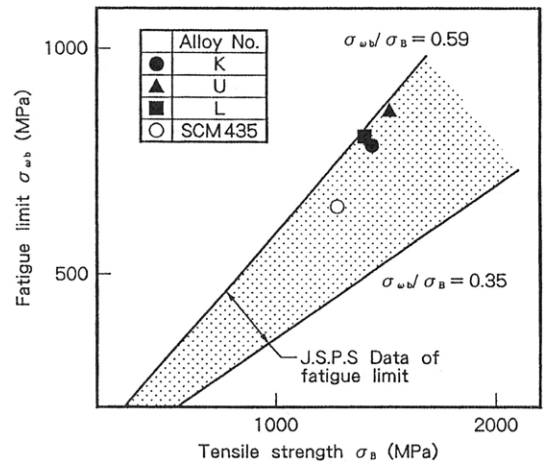


Fig. 5 Relationship between tensile strength and fatigue limit

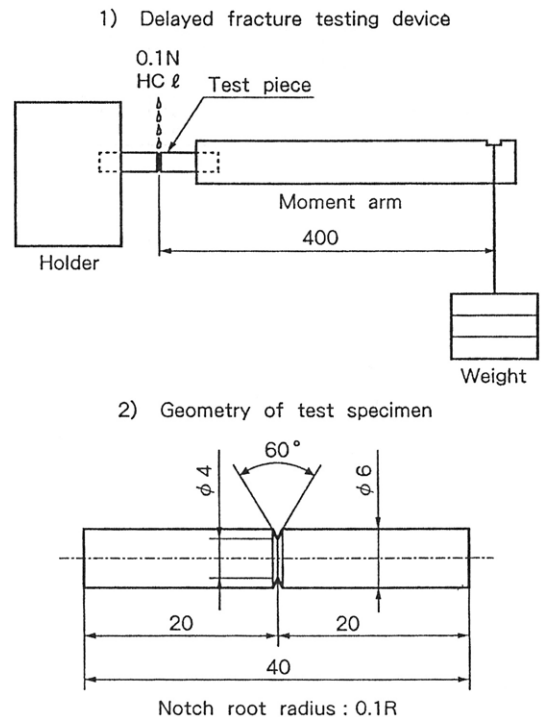


Fig. 6 Schematic diagram of constant loading method

曲げ応力を負荷して行った。耐遅れ破壊性は、破断時間、及び遅れ破壊強度比 (30 時間後遅れ破壊強度/静的曲げ強度) を用いて評価した⁽¹⁰⁾。テスト結果の一例を Fig. 7 に、遅れ破壊強度比と焼戻し温度、硬さの関係を Fig. 8 及び Fig. 9 に示す。

873~898K まで焼戻し温度を高めると、二次硬化により強度が高くなるにもかかわらず遅れ破壊強度比は上昇する。析出硬化型合金により焼戻し温度を高めた効果が認められた。また HB149 は、14.9 級の硬さ HRC45 でも、SCr440 の 12.9 級の硬さ HRC40 と同等以上の耐遅れ破壊性が得られている。P、S の低減に加えて、V、Mo の添加による高温焼戻しと C 量の低減が効果を上げていると言える。

5. コンロッドボルトへの適用結果

開発材料 HB149 銅を用い実際にボルトを製造し、製造上の対応とボルト実体での試験を行った。

5.1. 適用ボルト

試作したボルトは M7 の二輪車用のコンロッドボルトで、形状を Fig. 10 に示す。製造での課題は、量産炉での熱処理仕様の確認、高硬度でのねじ転造の対応、及びボルト実体での疲労強度と遅れ破壊性能の確認である。

5.2. 製造工程

14.9 級ボルトの製造工程を Fig. 11 に示す。製造工程は、基本的には従来の 12.9 級ボルトとほぼ同じであるが、熱処理条件と転造加工に違いがある。ねじ部の疲労強度を必要とする場合には、1 回転造を、その必要のない時は、2 回転造工程を採用する。

5.3. 熱処理

本開発ボルトは 12.9 級ボルトと同様バッチ炉にて熱処理される。焼入れ温度は 1198K、90 分加熱後油中に冷却、焼戻しは 873K で 120 分加熱後空冷する。熱処理時にボルトの表面が浸炭されると、遅れ破壊強度が低下する。逆に極端な脱炭はボルト実体の疲労強度を低下させる。通常は、炉の雰囲気は浸炭しないことを第一に、弱脱炭となるよう制御管理している。

コンロッドボルトでは高い疲労強度を要求される為、熱処理後にネジ部の転造を行う工程を採用した。熱処理後の硬さが HRC40 を越えるねじを転造すると、転造ダイスの寿命は短くなる。しかし熱処理時に表面に硬さの低

い脱炭層を作ると、ダイス寿命は延びるが疲労強度は低下する。相反する疲労強度と遅れ破壊、ダイス寿命とを両立させる条件を見出すことは、高強度ボルトでは大切

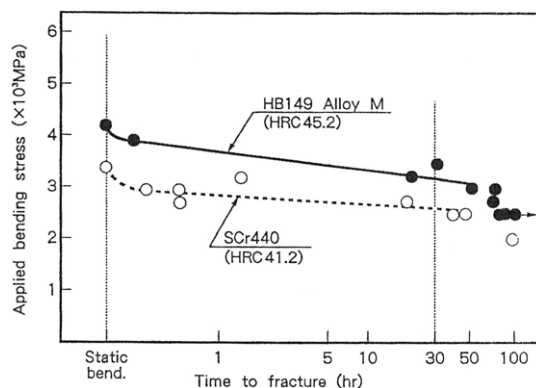


Fig. 7 Results of delayed fracture test

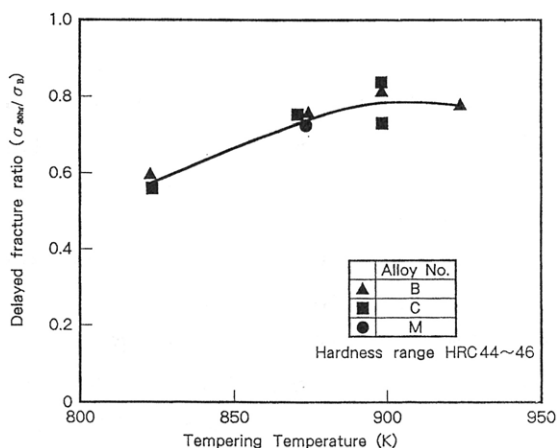


Fig. 8 Relationship between tempering temperature and delayed fracture ratio

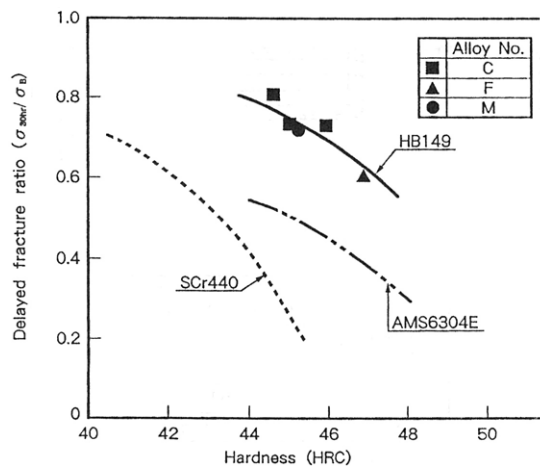


Fig. 9 Relationship between hardness and delayed fracture ratio

なポイントである。本開発において、熱処理炉の雰囲気を変えた幾つかの試験の後、両立できる点を見つけた。脱炭層の深さは 0.03mm 以下とし、焼入れ後の表面硬さが Hv420~590 で、かつ焼き戻し後の表面硬さと内部硬さの差を Hv30 以内にコントロールすることで目的を達成できた。

Fig. 12 に熱処理後と転造後の断面硬さの測定結果の一例を示す。

5.4. 転造加工

HRC40 を超える硬い材料を 1 回で転造すると、転造ダイスの寿命は短くなるが、熱処理前と熱処理後の 2 回に分けて転造するとダイス寿命は向上する。

Fig. 12 に 1 回転造と 2 回転造を行った場合の断面硬度勾配を示す。ねじ底の表面硬さは 1 回転造ボルトの方が 2 回転造よりも Hv で約 30 高くなっている。1 回転造は、熱処理後の加工度が大きい分加工硬化が大きいため、表面硬さは 2 回転造より高くなる。ボルト疲労試験の結果を Fig. 13 に示すが、1 回転造は 2 回転造に比べ応力振幅で約 20~30MPa 疲労限が上がる結果を得た。従って、疲労強度を要求するコンロッドボルトには 1 回転造を行い、単に最大締めつけ軸力だけで疲労強度の向上を要求しないボルトには 2 回転造工程を採用、要求に応じて転造方法を使い分けている。コストは、材料費、加工費共に増加するが、特に 1 回転造加工はダイスの寿命が低下するのでコストアップは大きく、従来材のボルトに対し、約 7 割程度高い。

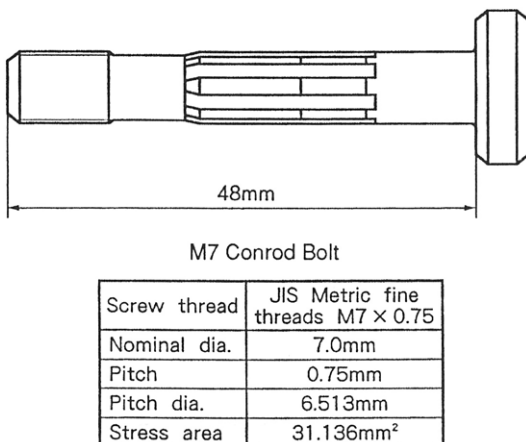


Fig. 10 Geometry of conrod bolt used in the application tests

5.4. ボルト単体試験結果

5.4.1. 引張特性

ボルト実体引張試験結果を Table 5 と Fig. 14 に示す。降伏応力は 1370MPa 以上、引張強さも 1470MPa 以上を得た。強度が高いにもかかわらず、伸びが 3.5% あり 12.9 級ボルトを上回った結果が得られた。このような高い延性

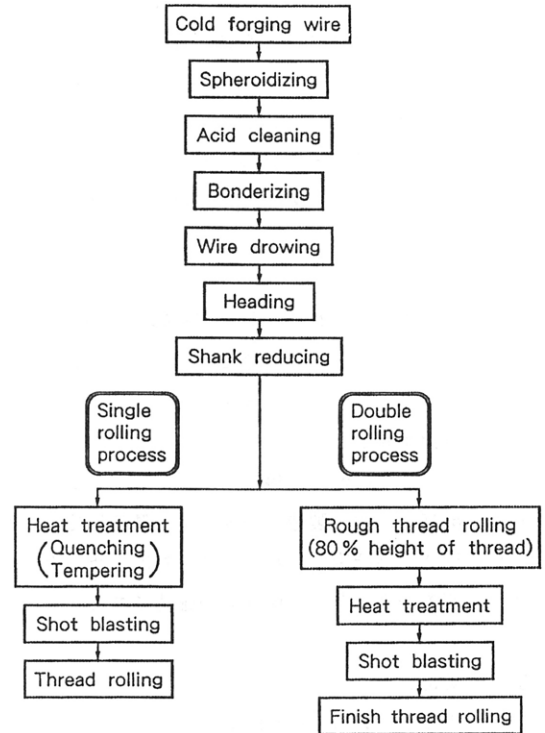


Fig. 11 Manufacturing process of conrod bolts

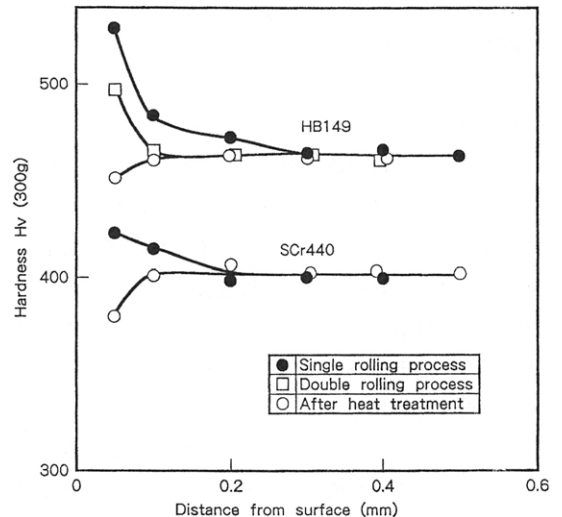


Fig. 12 Effect of rolling processes on thread root hardness curves

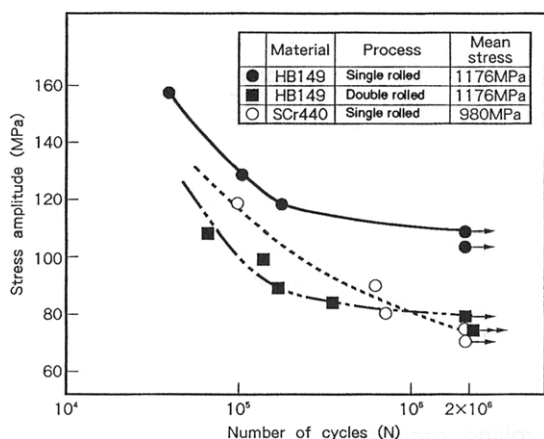


Fig. 13 Comparison of fatigue strength for M7 bolts made of HB149 and SCr440

は材料を低炭素としたことと高温焼戻しにより得られた結果と考えられる。

5.4.2. 疲労特性

1回転造、2回転造の各々で製造した14.9級ボルトについて、油圧疲労試験機を用いて、繰り返し速度30Hzで引張疲労試験を行った。平均応力は490MPaと1176MPaの2点とし、各々応力振幅を変えて 2×10^6 回まで繰り返し試験を行い疲労限を求めた。その結果を耐久限度線図としてFig. 15に示す。1回転造の14.9級ボルトは、SCr440の1回転造の12.9級ボルトに比べ、20%以上の疲労強度の向上を得た。また2回転造品でも、12.9級の1回転造ボルトより疲労強度が上回る結果を得た。

材料を高温焼戻しの析出硬化型合金としたことによる素材自体の疲労強度向上に加え、転造によりネジ谷部の圧縮残留応力が増し、さらにネジ底の硬さが大きく上がったことが、ボルト実体の疲労強度の向上に寄与したと言える。

5.4.3. 耐遅れ破壊性の確認結果

コンロッドボルトでの遅れ破壊試験は、ボルトを治具に締めつけ、それを0.1Nの塩酸に200時間浸漬した後、割れの発生率を求める方法をとった。締めつけ軸力は、ボルト実体での締めつけの荷重-伸び線図より求めた0.2%耐力を負荷応力としている。その結果をTable 6に示す。開発ボルトは0.2%耐力以上の締めつけでも割れの発生は無く、12.9級ボルトや清浄度を改善したAMS6304Mod.よりも優れた耐遅れ破壊性が得られた。Fig. 12に示すように、1回転造ボルトのねじ底の表面硬さは2回転造ボルトの硬さよりも高いため、耐遅れ破壊性の違いが予想された

が、今回の試験では、1回転造と2回転造での差は認められなかった。

6. まとめ

Fe-0.33C-1.2Cr-1.0Mo-0.3Vを基本組成に、P、Sの低減と高温焼き戻しにより、高強度で耐遅れ破壊性に優れた低炭素析出硬化型の高強度ボルト用合金鋼(HB149)が開発できた。

Table 5. Results of Tensile Test on Bolts

Material	Hardness (HRC)	0.2 % proof stress	Tensile strength	Elongation
HB149	45.5	1401MPa (142.9kg/mm ²)	1512MPa (154.3kg/mm ²)	3.5 %
SCr440	40.5	1218MPa (124.3kg/mm ²)	1284MPa (131.0kg/mm ²)	3.1 %
SCr440	41.9	1278MPa (130.4kg/mm ²)	1357MPa (138.5kg/mm ²)	2.7 %

Specimen : M7 Conrod bolt
Stress area : 31.136mm²
Gauge length : 41.5mm

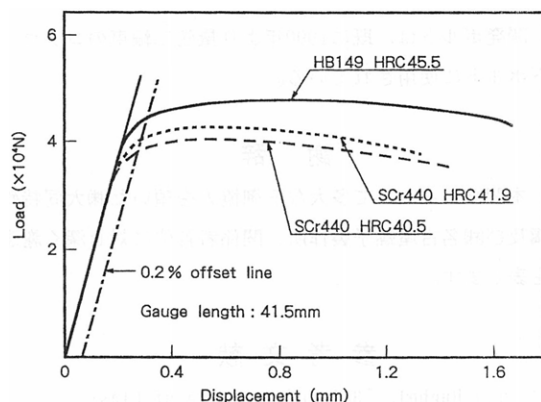


Fig. 14 Comparison of tensile curves for M7 bolts made of HB149 and SCr440

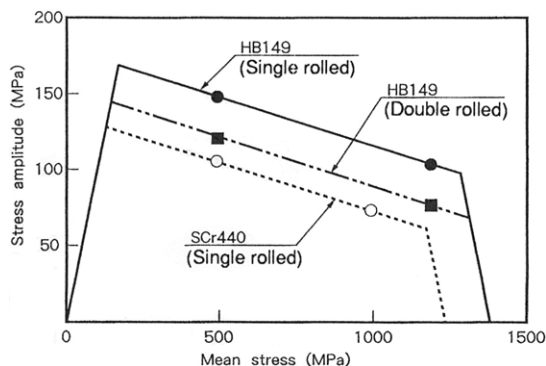


Fig. 15 Fatigue limit diagram of Haigh method for conrod bolts

Table 6. Results of exposure test on M7 bolts dipping in 0.1N hydrochloric acid for 200hr

Material	Hardness (HRC)	Plastic strain	Stress (MPa)	Number of fractured Bolts	Non fracture ratio	Fractured portion
HB149	45.6	0.2 %	1259	0/14	100 %	————
	※45.2	0.2 %	1252	0/10	100 %	————
	45.5	1.3 %	1447	0/8	100 %	————
	45.5	2.3 %	1384	0/8	100 %	————
SCr440	40.5	0.2 %	1101	0/7	100 %	————
	41.9	1.6 %	1051	1/8	88 %	Incomplete thread
	41.9	1.9 %	995	2/8	75 %	Body (2)
AMS6304Mod	※45.5	0.2 %	1293	2/16	88 %	Thread (1)・Body (1)

※ Bolts adopted double rolling process

本開発鋼を用いたコンロッドボルトは、従来の最高強度である 12.9 級ボルトに対し、優れた耐遅れ破壊性を持ち、かつ 20% 以上疲れ強さの向上した強度区分 14.9 級ボルトである。

開発ボルトは、既に 1990 年より量産二輪車のコンロッドボルトに使用されている。

謝 辞

本開発にあたって多大なる御協力を頂いた㈱大同特殊鋼及び㈱名古屋螺子製作所、関係者各位に対し深く謝意を表します。

参 考 文 献

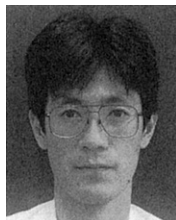
- (1) T. J. Hughel, "Delayed Fracture of Class 12.8 Bolts in Automotive Rear Suspensions", SAE paper 820122 (1982).
- (2) 中町:自動車用ねじ、特殊鋼、P.30-32, Vol.35, No.11 (1986).

- (3) 古沢、加藤:ねじ材料の進歩動向一炭素鋼、合金鋼等、特殊鋼、P.12-15, Vol.35, No.11 (1986).
- (4) S. K. Banerji et. al., Metal. Trans. A, 9A (1979), 237.
- (5) K. Namiki et. al., "High Strength Steel for Cylinder Head Bolt", SAE paper 840573 (1984).
- (6) 大谷 他:鉄と鋼、P.233 ('86-S1517), Vol.72, No.13 (1986).
- (7) 酒井 他:鉄と鋼、P.140, Vol.73, No.1 (1987).
- (8) 岡田、鉄と鋼、P.167, Vol.73, No.1, (1987).
- (9) 日本学術振興会、金属材料疲れ強さ資料、P.12, Dec., 1969.
- (10) 磯川、並木:電気製鋼、Vol.55(1984), 101.

■ 著 者 ■



萩原 好敏



村上 敦



木下 豊隆