

技術資料

Technical Data

塑性域締結用1600 MPa級調質ボルトの開発

安東知洋*¹, 木村晃輔*², 井上圭介*², 浜田孝浩*³, 児玉 等*⁴, 本間友範*⁵

Development of 1600 MPa Class Heat-Treated Bolt Tightened in Plastic Region

Tomohiro ANDO, Kosuke KIMURA, Keisuke INOUE, Takahiro HAMADA, Hitoshi KODAMA and Tomonori HONMA

Synopsis

The 1600 MPa class bolt tightened in plastic region was developed to meet the needs of the new automotive engine system VCR. Quenched and tempered low-alloy steel was chosen in view of mass production and low cost. To obtain a high-strength bolt with high-resistance to grain coarsening and hydrogen embrittlement, C, Si and Mo content and heat-treatment conditions were considered. The developed bolt achieves the same level of hydrogen embrittlement resistance as a 1200 MPa tensile strength bolt. Another concern is quenching cracking due to chemical compositions, and optimized heat treatment condition is developed to resolve the concern. To produce stable products, especially prevention of quenching cracks, heat-treatment conditions are also considered.

1. はじめに

自動車においてボルトは1台当たり1000個以上使用されていると言われており、各種ユニットの省スペース化や燃費向上を目的として、小型化・軽量化すなわち高強度化のニーズが高い。

例えば、日産自動車(株) (以下、日産という) の新型エンジンであるVCR (Variable Compression Ratio) 機構のL-Link 締結用ボルトには従来のクランク・コンロッド機構におけるコンロッドボルトよりも大きな荷重がかかる。Fig. 1にコンロッドボルトとの入力および軸力の比較を示す。日産が過去に採用してきた最大軸力に対し、今回のL-Link ボルトが特に高いことがわかる。この軸

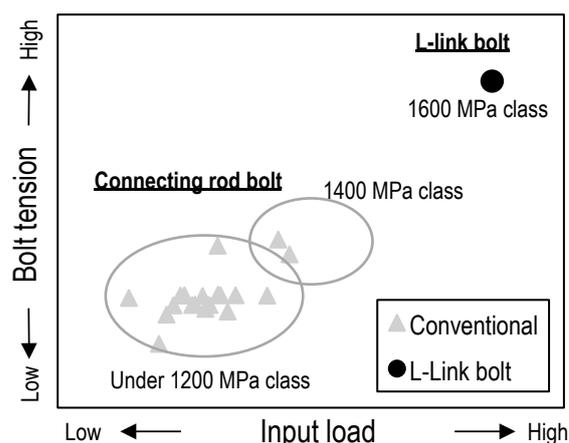


Fig. 1. Comparison graph of connecting rod bolts.

2019年10月23日 受付

- * 1 大同特殊鋼(株) 技術開発研究所, 工博(Dr. Eng., Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)
- * 2 大同特殊鋼(株) 技術開発研究所 (Corporate Research & Development Center, Daido Steel Co., Ltd.)
- * 3 日産自動車(株) カスタマーパフォーマンス & CAE・実験技術開発本部 (Customer Performance and CAE/TEST Engineering Division, Nissan Motor Co., Ltd.)
- * 4 池内精工(株) 技術部 (Technical Department, Ikeuchi Seiko Co., Ltd.)
- * 5 (株)サンノハシ 技術開発室 (Development Division, Sannohashi Corp.)

力を得るために現行の最高強度である 1400 MPa 級ボルトを使用するにはボルトサイズを大きくする必要があり、これが L-Link や周辺部品のサイズひいてはエンジン重量の著しい増加につながる。ユニットサイズの大型化を抑えるには、ボルトの高強度化を図る必要があり、小型で高い軸力を安定して付与することが可能な 1600 MPa 級塑性域締結ボルトが必要である。

ただし、部材への負荷応力が高くなると遅れ破壊が問題となる。遅れ破壊は、鉄鋼材料が静的荷重下である時間経過した後、ほとんど塑性変形を伴わずに脆性的に破壊する現象であり、一般的に引張強度が 1200 MPa 以上で高強度になるほど遅れ破壊感受性が高くなることが知られている¹⁾。遅れ破壊は、部品製造時（めっき工程など）あるいは使用環境下（腐食反応など）で、鋼材に進入した水素による原子結合力の低下²⁾、すべり変形の助長³⁾、格子欠陥の増加⁴⁾などが原因と考えられている。耐水素脆化特性改善には、旧オースナイト粒界における不純物元素量の低減⁵⁾や焼戻し時の板状セメント析出の抑制⁶⁾、水素トラップサイトとなる Mo、V などの合金炭窒化物の微細分散が有効とされている^{7)~10)}。

耐遅れ破壊特性に優れた高強度ボルトとしては、伸線パーライト鋼¹¹⁾、¹²⁾や調質鋼^{8)~10)}が報告されている。伸線パーライト鋼では旧オーステナイト粒界の無害化やフェライト/パーライト界面による水素のトラップ効果により耐遅れ破壊特性に優れるとされ、自動車向けに 1600 MPa 級ボルトとして実用化されている。ただし、汎用ボルトと比較して高強度状態での成型によるコストアップや特殊な製造工程ラインが必要である。一方、調質鋼では焼戻しを 550 °C 以上の高温で実施することで板状セメントの粒界析出を抑制すると同時に水素トラップサイトとなる合金炭化物を微細分散することで耐遅れ破壊特性に優れた高強度ボルトが創製可能とされており、焼戻し軟化抵抗性や 2 次硬化量の上昇、水素トラップサイトの分散の観点から、C、Si、Cr、Mo、V の添加がなされている。ただし、高 C 鋼では冷間成形性や焼割れなどの製造性の課題があり⁹⁾、一方、C 量を抑えた鋼では焼戻し強度維持のために合金添加量が増加し材料コスト上昇につながるため、乗用車向けでは 1400 MPa 級が最高強度となっている。

本開発においては、汎用の調質ボルト製造ラインの利用を前提とし、高強度調質ボルト製造に関する上記課題を解決するため、成分添加量や製造条件の適正化を行った。

2. 材料設計

2. 1 材料組成の検討

供給リスクが高い V の添加を避けた上で高温焼戻しによる板状セメントの抑制、水素トラップサイトを分散させるため、C、Si、Mo の添加量の適正化を行った。

高温焼戻しによる強度・耐遅れ破壊特性バランスの向上のためには焼入れ温度を高温化し固溶 Mo 量を十分に確保する必要があるが、高温化に伴って結晶粒の粗大化が生じやすくなる。また、調質ボルトでは冷間成型により加工歪が導入されることで加熱中に異常粒成長が促進されることが予想される。これらによって疲労強度の低下や粒界における単位面積当たりの不純物量の増加による遅れ破壊特性の低下などの懸念があるため、結晶粒粗大化防止対策が必要である。この対策として成分設計にはピン止め粒子として M_6C の体積率も考慮した。Fig. 2 に、Thermo-Calc（データベース：FE-9）で計算した種々

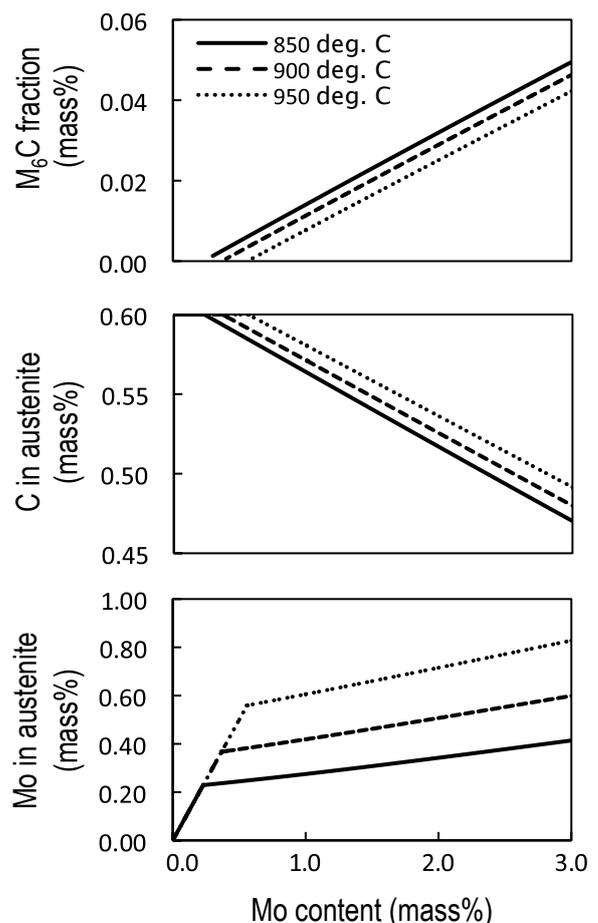


Fig. 2. Calculated contents at quenching temperature as a function of Mo content.

の加熱温度における Mo 添加量とオーステナイト中の固溶 C, Mo 量, M_6C 量の関係を示す. 同じ加熱温度でも Mo 添加量が増加すると M_6C が増加するため結晶粒粗大化が抑制されるのと同時に, 固溶 Mo 量が増加するため焼戻し時の 2 次硬化量の増加すなわち焼戻し温度の高温化や水素トラップサイトの増加を図ることができる. 一方で固溶 C 量の減少による焼戻し強度低下も生じるため, これを考慮し, C, Si, Mo バランスを適正化した (Table 1).

Table 1. Chemical composition of steels.

Steel	C	Si	Mn	Cr	Mo	V
SCM420 (1.2 GPa bolt)	0.38 -0.43	0.15 -0.35	0.60 -0.85	0.90 -1.20	0.15 -0.30	-
CrMoV steel (1.4 GPa bolt)	0.31 -0.35	≤ 0.10	0.20 -0.40	1.00 -1.40	0.90 -1.10	0.25 -0.35
Developed steel	0.58	Increase	0.30	1.20	Increase	-

3. ボルトの量産性検討

3. 1 製造条件の検討

一般的に, 自動車用調質ボルトは軟質で成形性が高い熱処理前に冷間圧造による頭部成形と, 冷間転造によるねじ部成形した後, 高温でオーステナイト化し, 油焼入れによりマルテンサイト変態させ, 焼戻しによって韌性を回復させている. しかし, 高 C 材では油焼入れの際に焼割れが生じやすい課題がある⁹⁾. Fig. 3 に示すように汎用鋼ボルトの焼入れと近い条件で開発鋼ボルトを処理すると焼割れが生じる (いずれも磁粉探傷検査によって検出したものである). 開発鋼における焼割れの主な原因としては, 変態時に低韌性であることや部品表面での引張残留応力の発生が考えられる.

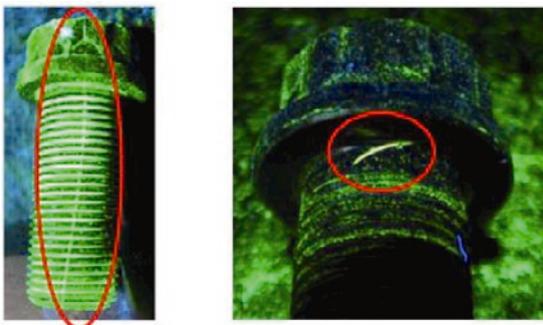


Fig. 3. Photos of bolts with quenching cracks.

高 C 化すると強度上昇に伴う韌性低下が生じることに加え, M_s 点が低くなるため韌性がより低い状態で変

態しなければならない. そのため, 焼入れ中の部品内温度バラつきが極力小さくなることが望ましく, 詳細は割愛するが焼入れ前温度や焼入れ油温度などを適切に管理することによりこの影響を抑制した.

もう一つの焼割れ原因である引張残留応力発生には主に脱炭が影響していると考えられる¹³⁾. 開発鋼は汎用高強度ボルトと比較して高 C であることやその他の合金元素の影響により, 焼入れ時に同じ CP (Carbon Potential) 設定値では内部に対する表面の C 濃度が低くなる. Fig. 4 に脱炭したボルトを焼入れた際に生じる残留応力分布を熱処理シミュレーションした結果の一例を示す. 部品表面に高い引張残留応力が発生することがわかる. Fig. 5 に CP 値 (合金成分により補正) と表面残留応力の関係を示す. CP 値が低いほどボルト内部に対して表面の炭素濃度が低くなる, つまり脱炭することを示しており, これに伴ってボルト表面に高い引張残留応力が発生することがわかる. 脱炭が生じると, 部品表面では内部と比較して変態膨張量が小さくなることや M_s 点が高くなり変態開始が早く (高温側) なることで表面に引張残留応力が生じやすくなるためと考えられる.



Fig. 4. Residual stress distribution of decarburized bolt after quenching, calculated by FEM.

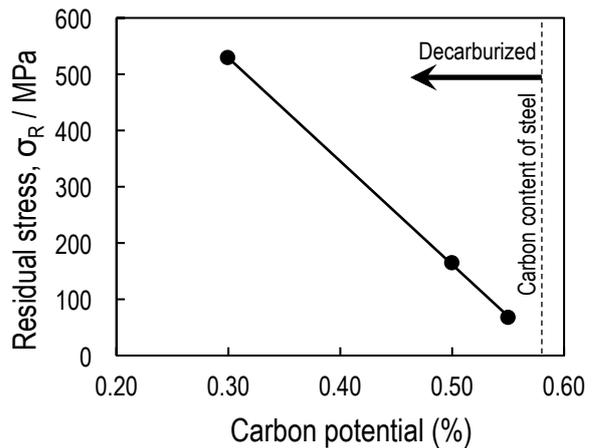


Fig. 5. Relationship between residual stress and carbon potential at the surface of the bolt.

Fig. 6 は, 焼割れが生じる条件 (CP=0.35) と焼割れが生じない条件 (CP=0.55) における焼入れままボルト表面の残留応力を比較した結果を示す. 残留応力の測定には X 線回折法を用いた. ただし, 割れが生じると残

留応力が解放してしまうため、CP=0.35では、割れが生じていないもののみを測定した。CP=0.35では、ボルト表面での脱炭が大きいため、表面引張残留応力が高い値(Ave=327 MPa)となった(焼割れが起きたボルトはさらに高い数値と推定される)。それに対して、CP値=0.55の場合はボルト表面の脱炭が小さくなることから、焼入れ時に発生する表面引張残留応力を低く(Ave=127 MPa)抑えることができている、この値は汎用ボルトの引張残留応力に対して遜色ないことを確認している。

浸炭することで更なる引張応力の低減や圧縮残留応力の付与が可能となるが、ボルトに浸炭すると遅れ破壊特性が低下する懸念がある¹⁴⁾ため、焼割れが生じず機械特性を満足する範囲で微脱炭となるようにCP設定値を決定した。

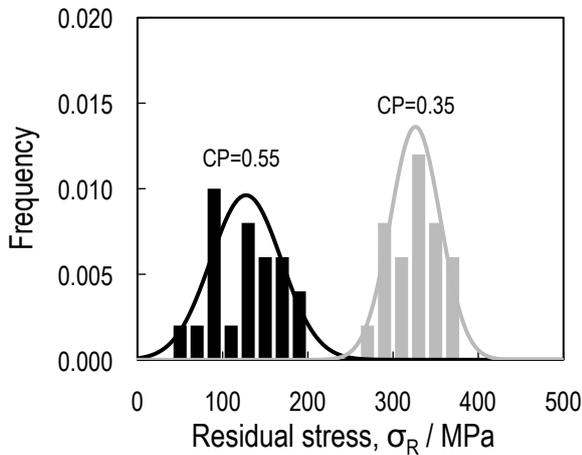


Fig. 6. Residual stress at the surface of as-quenched bolts.

4. ボルトの特性

4. 1 焼戻し強度および組織

Fig. 7に、開発鋼および汎用1200 MPa級ボルト用鋼SCM440、1400 MPa級ボルト用CrMoV鋼の焼戻し温度と引張強度の関係を示す。開発鋼はSCM440、CrMoV鋼と比較して強度が高く、550℃以上の焼戻し温度で引張強度1600 MPaを達成した。

Fig. 8に開発鋼の高温焼戻し後のSEM組織写真を示す。CrMoV鋼で1600 MPaを得るには焼戻し温度を400℃にする必要があるが、この場合、粒界に板状セメンタイトが生じ十分な遅れ破壊特性が得られない¹⁰⁾。一方、開発鋼では、400℃で焼戻しを実施した場合には同様に粒界板状セメンタイトが見られるが、600℃の高温焼戻しを行うことによって、狙い通りにセメンタイトが球状分散できており、粒界上のセメンタイトも分断できていることが確認された。

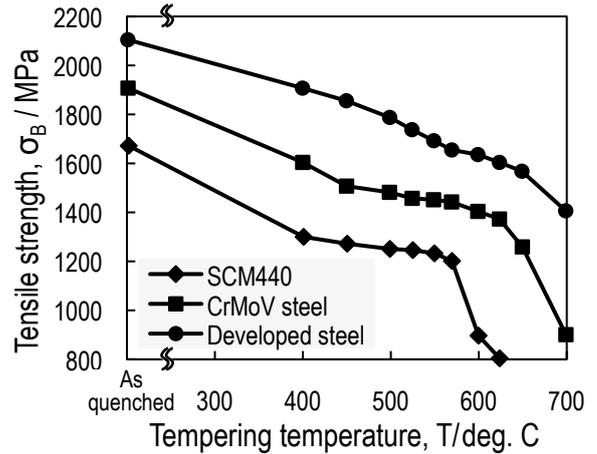


Fig. 7. Effect of tempering temperature on tensile strength of bolts.

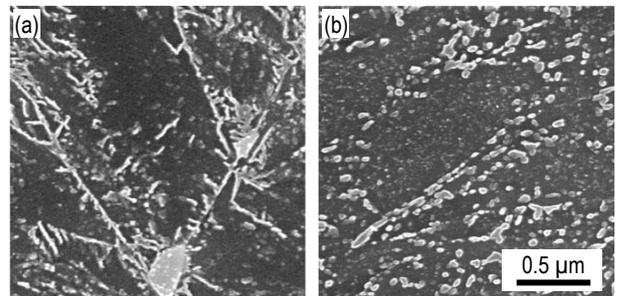


Fig. 8. Carbide morphology of developed steel tempered at (a) 400 deg. C and (b) 600 deg. C.

4. 2 遅れ破壊特性

開発鋼の水素トラップ状態を調査するため、ボルトを治具にナット締結(降伏点締結)した後0.3% HCl溶液に24 h浸漬させ、回収した後の水素量を測定した。水素量測定にはガスクロマトグラフを使用し、測定時の昇温度速度は100℃/hとした。Fig. 9に、水素放出曲線を示す。SCM440と比較して、開発鋼の水素放出ピークが高温側に位置しており、これは時効によって微細分散したMo₂Cによって水素が強くトラップされていることを示している。

遅れ破壊特性の評価は、環境侵入水素量(H_E)と限界水素量(H_C)の比較により行った⁸⁾。H_Eに対してH_Cが十分に高いほど水素に対する抵抗力が高く、耐遅れ破壊性に優れたボルトであると考えられている。H_Eは所定の溶液・条件で浸漬したボルトを昇温脱離分析し300℃までの積算水素量で評価した。H_Cは水素チャージ量を変えたボルトを所定の応力を負荷し、100 h以上破断しない最大拡散性水素量を用いた。Fig. 10に、H_E、H_Cの調査結果を示す。開発鋼は、SCM440やCrMoV鋼よりも強度レベルは高いにも関わらずH_Eは低く、H_Cは高く、水素に対する抵抗力が高いと言える。また、別途

実施した締付け試験（降伏点締付け，酸浸漬）の破断時間による評価においても開発鋼は SCM440（1200 MPa 級）と同等であることを確認している。

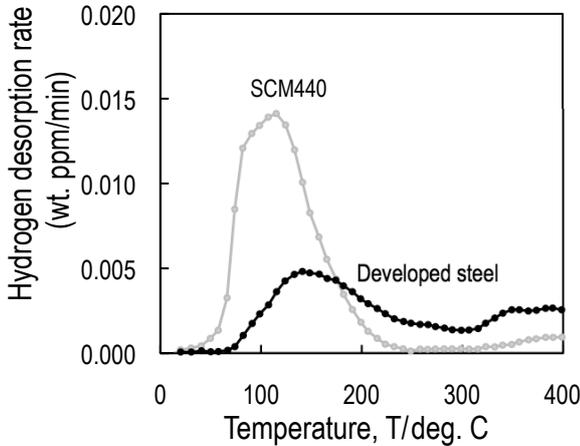


Fig. 9. The hydrogen desorption rate curves.

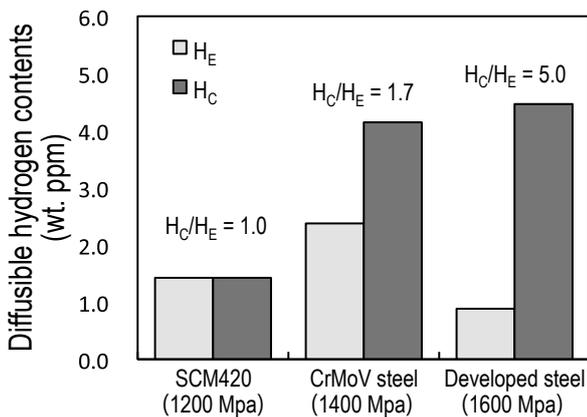


Fig. 10. Comparison of H_E and H_C of the steels.

5. まとめ

1600 MPa 級塑性域締結が可能な調質ボルトを開発，量産化するため材料成分，製造条件の検討を行った。

- (1) C, Si, Cr, Moの添加量を適正化することで焼入時の結晶粒粗大化特性，耐遅れ破壊特性に優れたボルト用鋼を開発した。
- (2) 熱処理時の CP値などの条件を適正化することで，高C調質ボルトの課題である焼割れを防ぎ，安定した量産品質を確保することができた。

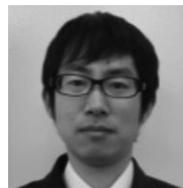
なお，本件で開発された 1600 MPa 級塑性域締結ボルトは冒頭でふれた日産の新型エンジンである VCR 機構の L-Link 締結用ボルトとして量産化された。

(謝 辞)

最後に，本開発ボルト用鋼のベース材成分設計⁹⁾に多大なご苦勞とご尽力頂いた NIMS（物質・材料研究機構）の関係者の皆様に感謝の意を表します。

(文 献)

- 1) 山本俊二，藤田達：R&D神戸製鋼技報，18(1968)，93.
- 2) A. R. Toriano: Trans. ASM, 47(1955), 54.
- 3) C. D. Beachem: Metall. Trans., 3(1972), 437.
- 4) M. Nagumo: Mat. Sci. Tech., 19(2013), 940.
- 5) 南雲道彦：日本鉄鋼協会編，(1979)，284.
- 6) 福井彰一：鉄と鋼，55(1969)，151.
- 7) 土田武広，原徹，津崎兼彰：鉄と鋼，88(2002)，771.
- 8) 山崎真吾，高橋稔彦：鉄と鋼，83(1997)，454.
- 9) 木村勇次，秋山英二，津崎兼彰：鋼構造論文集，14(2007)，121.
- 10) 木村利光，中村貞行：電気製鋼，65(1994)，31.
- 11) 高島光男，飯田善次，高田健太郎，森誠治：Honda R&D Technical Review, 15(2003)，183.
- 12) 並村裕一，藤田学，茨木信彦，隠岐保博：R&D神戸製鋼技報，54(2004)，16.
- 13) 下田秀夫：熱処理，7(1965)，170.
- 14) 清水秀治，船見国男，江藤元大：材料，38(1989)，117.



安東知洋



木村晃輔



井上圭介



本間友範