

(論文)

1,600 MPa級省合金高強度ボルト用鋼の開発

松本洋介*1・安居尚志*1・内田辰徳*2・千葉政道*3 (博士(理学))

Development of 1,600 MPa Class Alloy-Saving High-Strength Bolt Steel

Yosuke MATSUMOTO・Takayuki YASUI・Tatsunori UCHIDA・Dr. Masamichi CHIBA

要旨

自動車のエンジン軽量化・高効率化に伴い高強度ボルトの需要が高まっており、遅れ破壊特性の確保が課題である。本研究では、Moを使用せずSiを積極的に添加し、セメントタイトの析出・成長を抑制することで微細炭化物を安定化させ、強度・じん性の両立と遅れ破壊を抑制する省合金高強度ボルト用鋼を開発した。テストピース評価により、Si添加量の増加に伴いぜい化発生に必要な水素量が増加し、引張強度1,600 MPa級まで耐遅れ破壊性を維持できることを確認した。さらに、ボルト試作評価では成形性が良好であり、耐遅れ破壊性試験においても高強度域で優れた特性を示した。本鋼種は自動車エンジン向けボルト用として使用されており、資源節約とカーボンニュートラル推進への貢献も期待できる。

Abstract

Demand for high-strength bolts is increasing as automotive engines become lighter and more efficient. However, ensuring adequate resistance to delayed fracture remains a significant challenge. This study has yielded an alloy-saving steel for high-strength bolts that achieves an optimal balance of strength and toughness while suppressing delayed fracture, where increasing the silicon (Si) content without using molybdenum (Mo) suppresses cementite precipitation and growth, thereby stabilizing fine carbides. Test-piece evaluation confirmed that increasing the Si content raises the critical hydrogen concentration required to initiate embrittlement, enabling the steel to maintain delayed fracture resistance at tensile strengths of up to 1,600 MPa. Furthermore, prototype bolt evaluations demonstrated excellent formability, and delayed-fracture testing showed outstanding performance in the high-strength range. This steel grade is currently being used for bolts in automotive engines and is expected to contribute to resource conservation and the advancement of carbon neutrality initiatives.

検索用キーワード

高強度ボルト, 遅れ破壊, 水素ぜい化, Si添加鋼, 炭化物微細化, カーボンニュートラル, 自動車エンジン, 成分設計

まえばき = ボルトは、自動車、建築土木、産業機械など多様な分野で使用される重要な機械要素であり、特に自動車分野では、エンジンの小型軽量化・高効率化に伴い、ボルトの高強度化が求められている。近年では、1,600 MPa級の高強度ボルトが実用化されており、さらなる性能向上が期待されている^{1), 2)}。

また、カーボンニュートラル実現に向けた社会的要請により、自動車分野では電動化の取り組みが加速するいっぽうで、内燃機関のCO₂削減に向けた燃焼効率向上や軽量化技術の開発も並行して進められている。こうした背景のもと、高強度ボルトのニーズは依然として高く、環境対応と性能向上の両立が求められている。

高強度化に伴う最大の技術課題は「遅れ破壊」である。遅れ破壊は水素ぜい化に起因する破壊現象であり、引張

強度が1,200MPaを超える鋼材では遅れ破壊強度が顕著に低下することが知られている³⁾。遅れ破壊強度を向上させるため、表1に示す従来鋼⁴⁾ではMoやVを添加し、高温焼戻しによる二次硬化を活用して強度とじん性を確保してきたが、Moの多量添加は製造コスト増加の課題があり、資源制約の観点からも改善が望まれている。

当社では、Moを添加せず、Siを積極活用することで強度・じん性の確保と遅れ破壊の抑制を兼ね備えた1,600 MPa級調質型高強度ボルト用鋼を開発した⁸⁾。本稿では、開発鋼の成分設計コンセプト、テストピース評価およびボルト評価結果について報告する。

1. 開発鋼の成分設計コンセプト

1,600 MPa級高強度ボルト用鋼においては、強度とじ

表1 ボルト用鋼の成分例 (mass%)
Table 1 Chemical composition examples of steels for bolts (mass%)

Class	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Nb	Ref.
1,100 MPa	0.41	0.20	0.72	0.013	0.010	-	1.01	0.18	-	-	-	*
1,200 MPa	0.34	0.28	0.37	0.008	0.005	-	1.26	0.40	-	-	0.026	5)
1,300 MPa	0.42	0.06	0.53	0.007	0.004	0.54	1.00	0.97	0.07	0.05	-	6)
1,400 MPa	0.40	Reduce	0.50	Reduce	Reduce	-	1.20	0.70	0.35	-	-	7)
1,600 MPa	0.40	Reduce	0.50	Reduce	Reduce	-	-	2.00	0.15	-	-	7)

*JIS G 4053 : SCM440

*1 鉄鋼アルミ事業部門 技術開発センター 線材条鋼開発部 *2 鉄鋼アルミ事業部門 線材条鋼ユニット 線材条鋼商品技術部
*3 鉄鋼アルミ事業部門 線材条鋼ユニット

表2 成分設計コンセプト
Table 2 Concept of alloy design

Alloy design	Previous concept	Developed concept
P,S reduction	Reduction of grain boundary embrittlement elements	Reduction of grain boundary embrittlement elements
Ti,V,Nb addition	Refinement of prior austenite grain	Refinement of prior austenite grain
Mo,V addition	High-temperature tempering above 550°C reduces the grain boundary plate-like cementite and induces hardening by precipitation of alloy carbides	-
Si increase	-	Suppression and refinement of cementite on grain boundary by low temperature tempering under 450°C

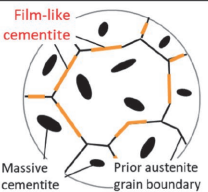
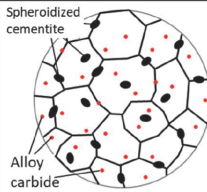
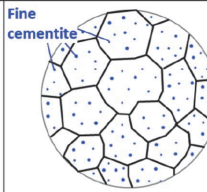
	Standard alloy steel(SCM, SCR)	Mo-added steel	Developed steel
Microstructural image			
Precipitate	Cementite(Fe ₃ C)	Alloy carbide(VC)	Refined cementite

図1 従来鋼と本開発鋼の組織コンセプト
Fig.1 Microstructural concept of conventional steel and developed steel

ん性の両立に加え、遅れ破壊の抑制が不可欠である。本開発鋼の成分設計の概要を表2に示す。従来は板状セメントタイトの球状化と二次硬化を活用して強度とじん性を確保してきたが、Moの添加量増加は熱間延性の低下に伴う鋼材製造性の悪化や資源制約の問題を伴う。本開発鋼では、Moを添加せず、Siを1.75 mass%まで積極添加する思想を採用した。Siは焼戻し過程においてセメントタイトの析出を抑制し、炭化物の粗大化を防ぐことで、微細な炭化物分散を形成する^{9),10)}。この微細化効果により、じん性を維持しつつ高強度化が可能となる。加えて、粒界への粗大析出物形成を抑制することで水素ぜい化の起点となるぜい弱部位を減少させ、遅れ破壊を抑制することを意図した。さらに、腐食環境下での水素侵入を抑制するため、CuおよびNiを適量添加した。Cuは表面での腐食反応を抑え、Niは水素の侵入速度を低減する役割を果たす。これにより、腐食環境下での遅れ破壊リスクを低減し、実使用条件での信頼性向上を狙った。図1に示すとおり、本開発鋼では焼戻し後の炭化物を微細セメントタイト主体とし、粒界析出物を抑制することで遅れ破壊特性を向上させる組織コンセプトを採用している。

2. 開発鋼の遅れ破壊特性

2.1 供試材と実験条件

遅れ破壊特性に及ぼすSi添加量の影響を調査するため、Siを0.11 mass%から本開発鋼の添加量である1.75 mass%まで変化させた4種の供試材を用いた。供試材の化学成分を表3に示す。なお、本検討範囲を大幅に超えてSiを添加すると、熱間圧延後の線材の強度が上がり、後の加工性に悪影響が生じるため上限を1.75%とした。

小型溶解炉にて溶製し、均質化処理した後、910°C×30 min加熱後に焼入れを行い、300~450°Cの範囲で50°C

表3 供試材の化学成分 (mass%)
Table 3 Chemical composition of test steels (mass%)

	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	V	Ti
0.11%Si	0.39	0.11	0.15	added	added	1.06	added	added
0.98%Si	0.37	0.98	0.16	added	added	1.06	added	added
1.45%Si	0.37	1.49	0.16	added	added	1.09	added	added
1.75%Si	0.39	1.75	0.15	added	added	1.04	added	added

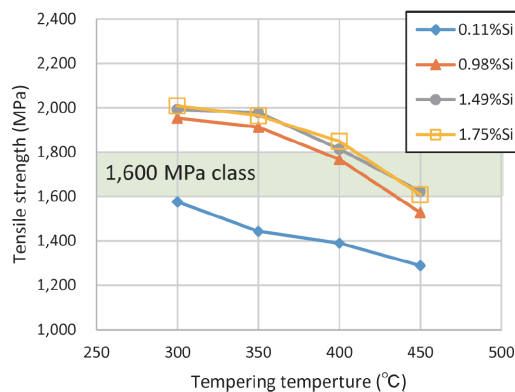


図2 供試材の焼戻し温度と引張強度の関係
Fig.2 Relationship between tempering temperature and tensile strength of test steels

刻みで60 min焼戻しを行った。図2に平滑試験片を用いた引張試験結果を示す。なお、0.11%Si鋼は目標とする1,600 MPaの引張強度を得られなかったが、Si添加に伴う炭化物生成挙動や遅れ破壊特性への影響を調査するため各種実験に供した。

これら供試材について、平滑部φ6 mmの切欠き試験片を用いた遅れ破壊試験を実施した。切欠き部を含んだ平滑部に陰極電解法を用いて定電流密度で48Hrのプレチャージを行った後、陰極チャージ中で低ひずみ速度引張試験 (Slow Strain Rate Test, 以下、SSRTという。) を実施した。破断後、破面近傍から水素分析用の試料を

採取し、昇温脱離分析法にて室温から300℃までに放出された水素量を測定した。同様に、腐食環境下での侵入水素量を評価するため36% HClに30 min浸漬し、同様の水素分析を実施した。また、炭化物の析出挙動調査のため示差熱分析、および試験片の表面状態調査のためTEM観察を実施した。

2.2 遅れ破壊試験結果

結果の代表例として、図3に1.75%Si鋼の各焼戻し温度におけるSSRT結果と水素分析結果を示す。縦軸の破断荷重比はSSRTで得られた破断荷重を通常の切欠引張試験での破断荷重で除した値である。水素量が多くなるほど小さい応力比で破断が生じていることが分かる。ここで、各焼戻し温度における水素量と破断応力比を直線近似し、破断応力比が0.5となる水素量を、鋼材に顕著なぜい化が生じる水素量として捉え、ぜい化水素量(Embrittling hydrogen content)と定義した。

図4に平滑試験片での引張強度とぜい化水素量の関係を示す。0.11%Si鋼は引張強度1,400 MPaを超えるとぜい化水素量が顕著に低下しているが、Siを0.98%以上添加した鋼種では引張強度1,800 MPa程度までぜい化水素量の低下が認められない。また、ぜい化水素量の絶対値はSi添加量が多くなるほど増加する傾向があり、Si添加に伴うセメントタイトの微細化もしくは遷移炭化物の安定化による効果と考えられる。

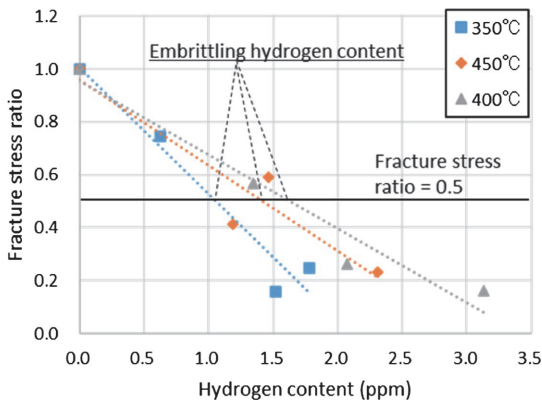


図3 1.75%Si鋼の各焼戻し温度におけるSSRT-水素分析結果
Fig.3 SSRT and hydrogen analysis results for 1.75%Si steel at various tempering temperature

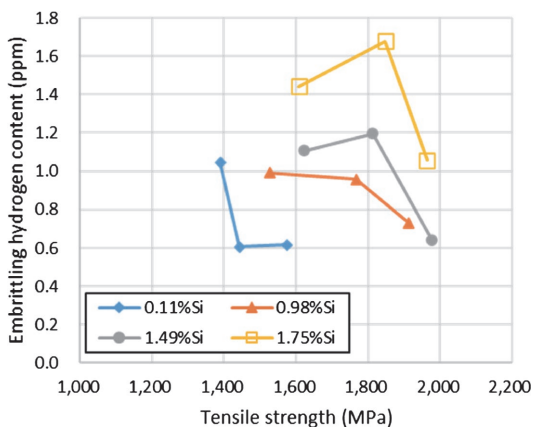


図4 引張強度とぜい化水素量
Fig.4 Relationship between tensile strength and embrittling hydrogen content

図5に0.11%Si鋼と1.75%Si鋼の示差熱分析結果を示す。0.11%Si鋼はセメントタイト析出と考えられる発熱反応が300℃付近に認められるが、1.75%Si鋼では発熱反応が450℃程度まで高温化されている。Si添加によりセメントタイトの析出・成長が抑制された結果、鋼中に微細セメントタイトもしくは遷移炭化物が分散し、旧 γ 結晶粒界のじん延性が向上した結果、遅れ破壊特性が向上したと考えられる。

定電流密度での陰極電解は鋼材表面に一定量の水素を発生させるため、鋼材の耐食性は考慮されない。そこで、塩酸浸漬を用いた鋼材の耐食性評価を実施した。図6に引張強度と36% HClに30 min浸漬した際の侵入水素量を示す。

0.11%Si鋼は侵入水素量が多く、Siを1.49%以上添加すると低位で安定化する傾向が認められる。0.11%Si鋼は引張強度の上昇、すなわち焼戻し温度の低下に伴い水素量が顕著に増加しており、焼入れ時に生じたひずみに起因するものと推察される。いっぽう、Siを0.99%以上添加した鋼種では引張強度が変化しても侵入水素量に大きな変化が認められない。1.75%Si鋼の表層観察結果を図7に示す。1.75%Si鋼は鋼材表面にSiが濃化した酸化被膜が形成されていた。SiO₂は酸性溶解に対して高い抵抗性を持つことが知られており¹¹⁾、鋼材表層での水素発生を低減することで水素侵入の抑制に寄与したと考えられる。また、前述した炭化物の微細化により、1.75%Si

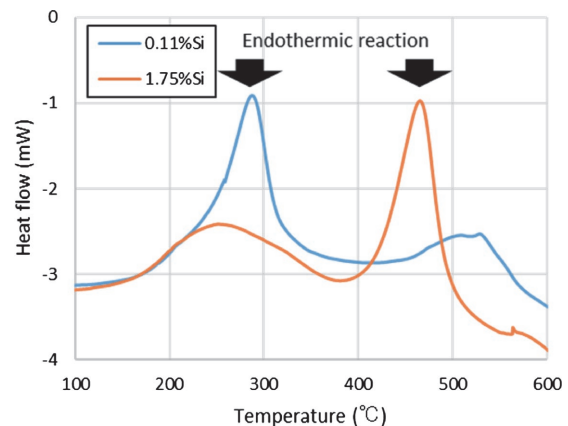


図5 示差熱分析結果
Fig.5 Differential thermal analysis results

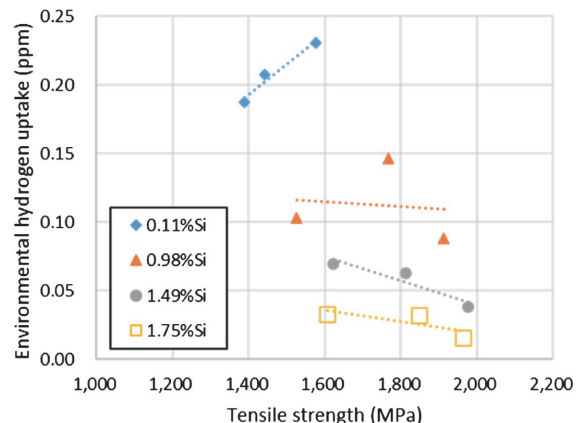


図6 腐食環境下での侵入水素量(36%塩酸に30分浸漬)
Fig.6 Hydrogen content after immersion in 36% HCl for 30 minutes

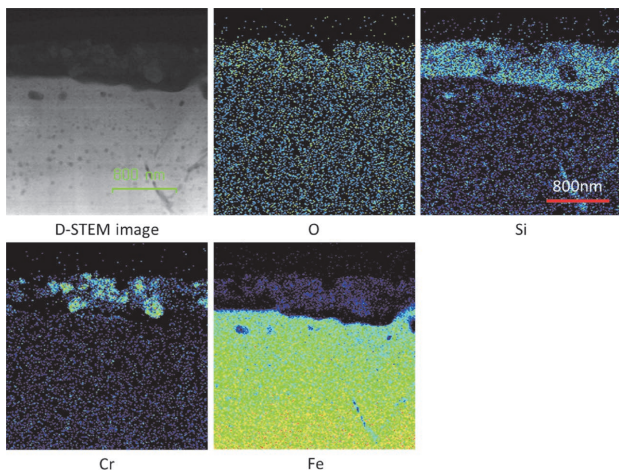


図7 本開発鋼の表層観察結果
Fig.7 Surface observation results of developed steel

鋼は鋼中の水素拡散係数が低下しているため⁷⁾、鋼材最表層で飽和状態にある水素が鋼材内部へ拡散しにくく、トータルの水素量が低下した可能性も考えられる。

以上から、1.75%Si鋼はSi添加による微細炭化物の安定化およびSi酸化被膜での耐食性向上によって遅れ破壊特性が向上したと推察される。

3. ボルト特性

1,600 MPa級調質型ボルト用鋼開発の最終評価として、ボルト試作を行い、ボルト成形性、ボルトでの遅れ破壊特性を評価した。本開発鋼である1.75%Si鋼の熱間圧延線材に焼なましと伸線加工を繰り返し、6.9 mmφの鋼線を試作した。続いて、試作鋼線を用いてパーツフォーマでM8ボルトを3段階で圧造試作した。図8に圧造過程のボルト外観を示す。試作したボルトに割れ等の外観品質の問題はなかった。また、ボルト頭部を縦断面で切断しメタルフローを観察した結果、フランジ、首下部に異常はなく、成形性は良好であった。

図9にボルト成形時の圧造荷重を示す。本開発鋼の圧造荷重は、自動車用ボルトとして広く用いられているSCM435に対して高い傾向にあるが、荷重の増加率は最も荷重が高い3段階で8%程度であった。連続して3,000本のボルト圧造を行い、金型に顕著な摩耗や欠けが生じていないことを確認した。

次に、圧造試作したボルトにねじ転造、調質処理を施して、ボルトの遅れ破壊試験を行った。遅れ破壊試験では、ボルトを36%HClに30 min浸漬した後、大気中でSSRTを行って破断伸びを測定し、酸浸漬しない場合の破断伸びとの比をもって、遅れ破壊特性を評価した。図10の横軸はボルトの引張強度、縦軸は破断伸び比である。SCM435は引張強度1,200 MPa前後で0.8程度の破断伸び比が得られているが、引張強度が1,400 MPa付近になると破断伸び比が0.6程度まで低下している。いっぽう、本開発鋼は引張強度が1,300~1,700 MPaの範囲で0.9程度の破断伸び比を有しており、ボルトの遅れ破壊試験においても高強度域で優れた特性を有することが確認された。



図8 ボルト外観
Fig.8 Appearance of trial-produced bolts

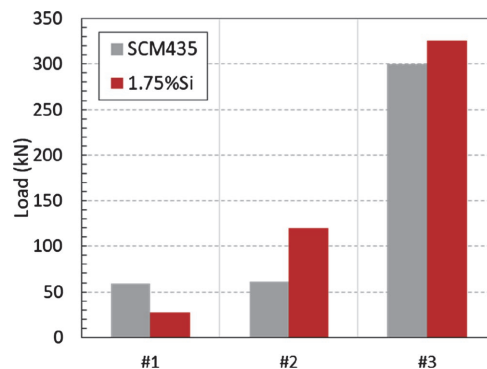


図9 ボルト圧造荷重
Fig.9 Heading load during bolt forming

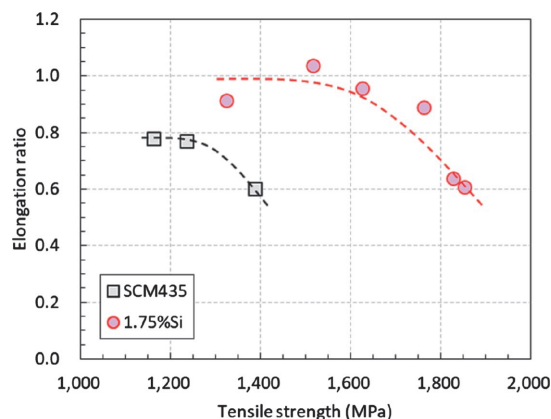


図10 ボルトでのSSRT結果
Fig.10 SSRT results for bolts

むすび=本研究では、Moを添加せず、Siを積極的に活用することで、1,600 MPa級省合金高強度ボルト用鋼を開発した。Si添加により焼戻し時のセメントイトの析出・成長が抑制され、微細炭化物の安定化と粒界析出物の低減を実現した結果、強度・じん性・耐遅れ破壊性のバランスが大幅に改善された。また、Si添加に伴い表層にSi酸化被膜が形成され、腐食環境下での水素侵入量が低減した。

テストピース評価では、Si添加量の増加に伴いぜい化水素量が増加し、1.75%Si鋼では引張強度1,700 MPa程度まで耐遅れ破壊性を維持できることを確認した。さらに、ボルト試作評価においても、成形性は良好であり、耐遅れ破壊性試験において高強度域で優れた特性を示した。

本研究で開発した1,600 MPa級調質型高強度ボルト用鋼は自動車のエンジン用ボルトとして商品化しており、軽量化と高信頼性を支える重要な材料として貢献している。また、Moを使用しない成分設計による資源制約への対応、および内燃機関の小型化・高効率化によるカーボンニュートラルの推進にも寄与することが期待される。

参 考 文 献

- 1) 並村裕一ほか. R&D神戸製鋼技報. 2004, Vol.54, No.3, p.16-20.
- 2) 浜田孝浩ほか. 日産技報. 2019, No.85, p.30-37.
- 3) 松山晋作. 遅れ破壊. 日刊工業新聞社, 1989, p.67-83.
- 4) 松本洋介ほか. 自動車技術会 学術講演会予稿集(秋). 2023, No.116-23
- 5) 松本 齊ほか. 住友金属. 1996, Vol.48, No.4, p.207-209.
- 6) 並村裕一ほか. R&D神戸製鋼技報. 2000, Vol.50, No.1, p.41-44.
- 7) 真鍋敏之ほか. 日本製鉄技報. 2019, No.412, p.122-127.
- 8) 安居尚志ほか. まてりあ. 2024, Vol.63, No.1, p.63-65
- 9) 長尾 護ほか. 材料とプロセス. 2004, Vol.17, No.3, p.359-362
- 10) 鈴木崇久ほか. ばね論文集. 2019, Vol.64, p.1-7.
- 11) 安田敬司ほか. 日本金属学会誌. 2007, Vol.71, No.6, p.528-533.