

# Si 添加型 1600 MPa 級省合金 高強度ボルト用鋼の開発

安居尚志<sup>1)</sup> 松本洋介<sup>1)</sup> 内田辰徳<sup>1)</sup>  
河盛 誠<sup>2)</sup> 村田祐也<sup>3)</sup>

## 1. 緒言

近年、カーボンニュートラル実現に向け、自動車分野では電動化の取組みが加速しているが、内燃機関の CO<sub>2</sub> 削減に向けた燃焼効率向上、軽量化技術開発も並行して進んでいる。内燃機関の高性能化において、高強度ボルトのニーズは絶えることなく、1600 MPa 級の高強度ボルトが実用化されている<sup>(1)(2)</sup>。

ボルトの高強度化における主要な課題は、遅れ破壊の克服と冷間鍛造性の確保である。鉄鋼各社は高強度化ニーズに応えるため、後述の成分設計に基づき各種高強度ボルト用鋼を開発してきた。一例を表 1 に示す。

一方、持続可能な社会の実現を目指し、高強度鋼に多用されてきたレアメタルの使用を制限した鋼材開発が求められる。

このような社会的背景から、我々は、省合金でありながら、耐遅れ破壊特性と冷間鍛造性を両立する、1600 MPa 級調質型高強度ボルト用鋼を開発した。本稿では、開発鋼の設計コンセプトや諸特性について述べる。

## 2. 従来開発鋼と本開発鋼の材料設計コンセプト

従来の高強度ボルト用鋼開発において、調質型ボルトの遅れ破壊では、旧オーステナイト粒界面での粒界破壊が特徴的

表 1 高強度ボルト用鋼の成分例(mass%)

強度	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	Ti	Nb	参照
1100MPa	0.41	0.20	0.72	0.013	0.010	-	1.01	0.18	-	-	-	-
1200MPa	0.34	0.28	0.37	0.008	0.005	-	1.26	0.40	-	-	0.026	(3)
1300MPa	0.42	0.06	0.53	0.007	0.004	0.54	1.00	0.97	0.07	0.05	-	(4)
1400MPa	0.40	減少	0.50	減少	減少	-	1.20	0.70	0.35	-	-	(5)
1600MPa	0.40	減少	0.50	減少	減少	-	-	2.00	0.15	-	-	(5)

\* 株式会社神戸製鋼所

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 線材条鋼開発室

2) 技術開発本部 材料研究所 表面制御研究室; 主任研究員

3) 技術開発本部 応用物理研究所 物性制御研究室; 主任研究員  
Development of Si-Added 1600MPa Class Low-alloy High-strength Steel for Bolts; Takayuki Yasui, Yosuke Matsumoto, Tatsunori Uchida, Makoto Kawamori and Yuya Murata (Kobe Steel, LTD.)

2023年11月1日受理[doi:10.2320/materia.63.63]

であることから、耐遅れ破壊特性の向上には粒界強化が基本方針であり、表 2 に示す成分設計や図 1 に示す組織コンセプトは各種開発鋼共通である。特に、Mo や V を添加して高温焼戻しを行い、板状セメンタイトを球状化することで靱性を向上し、耐遅れ破壊特性の改善を図るとともに、Mo、V 系炭化物の二次硬化を活用して、高強度化も両立している点の特徴である。しかしながら、この設計では、高強度化に伴いレアメタルである Mo の添加量を増加せざるを得ない。また、製造性や合金コストの問題も発生し、高強度化には限界があった。

他方、高強度と耐遅れ破壊特性を両立する別の手段として、非調質型ボルトが開発されている<sup>(1)(6)</sup>。非調質型ボルトは、旧オーステナイト粒界を持たないため、高強度化しても脆化しにくいことが知られている。特殊な合金を添加せずとも、伸線加工により強化できる点もメリットだが、高強度材をボルト成形する技術に課題があり、広く普及するには至っていない。

以上より、本開発ではレアメタルである Mo を使用せず、

表 2 調質型の従来開発鋼と本開発鋼の材料設計コンセプト比較。

狙い	成分設計	
	従来開発鋼	本開発鋼
粒界不純物の低減		P, S減少
結晶粒微細化		Nb, Ti, V添加
靱性向上+高強度化	Mo, V添加 550°C以上の高温焼戻しによる ・粒界上の板状炭化物の低減 ・Mo, V炭化物の析出強化	Si添加 ・450°C以下の低温焼戻しによる 粒界上のセメンタイトの減少と微細化 ・低温焼戻しによる高強度化
水素トラップサイト形成	Mo, V添加(合金微細炭化物)	Si添加(Fe系微細炭化物)
水素侵入抑制	Ni添加	Ni, Cu添加

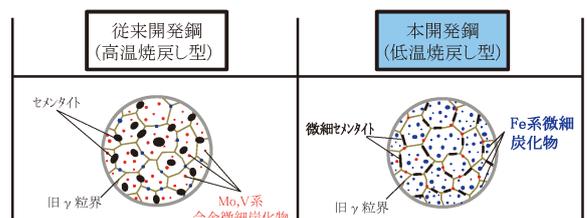


図 1 従来開発鋼と本開発鋼の組織コンセプト。

省合金でありながら、耐遅れ破壊特性と冷間鍛造性を両立する、1600 MPa 級調質型高強度ボルト用鋼の実現を目指した。

合金炭化物を活用せずに高強度化するには、焼戻し温度の低温化が考えられるが、低温化すると旧オーステナイト粒界に板状の粗大なセメンタイトが形成し、靱性が劣化する。

よって、低温焼戻し時の板状セメンタイトの生成、成長を抑制し、靱性を向上させることが重要と考えられ、我々は Si に着目した。Si は、セメンタイトの生成、成長を抑制させるため、実用鋼に広く活用されている。また、Si 添加鋼では400°C付近の焼戻しにおいて、水素トラップ効果が報告され、耐遅れ破壊特性の向上が期待できる<sup>(7)</sup>。一方、Si は冷間鍛造性や耐遅れ破壊特性を劣化させるため<sup>(4)(8)</sup>、従来の高強度ボルト用鋼では Si を低減する成分設計が一般的であったが、本開発では Si を積極活用し、省合金で強度と靱性を両立することを試みた。

また、遅れ破壊は環境からの水素侵入量が破壊限界を超えると発生すると言われている。高強度ほど限界値は低くなるため、水素侵入の抑制が重要になる。加えて、水素トラップの活用は水素侵入の促進が懸念される。本開発では、水素トラップと水素侵入を両立するため、水素侵入抑制に有効とされる Cu, Ni<sup>(9)</sup>を添加した。

本開発鋼の成分設計と組織コンセプトを表 2、図 1 に示す。

### 3. 耐遅れ破壊特性に対する成分の影響

Si 活用による強度と靱性の両立という新概念を検証するため、表 3 に示す Si 添加量を変化させた鋼材を実験材とし、比較用として 1000~1200 MPa 級実用鋼 SCM435, SCM440 とともに遅れ破壊試験を行った。

図 2 に遅れ破壊試験結果を示す。実験材は、1200 MPa 超級の強度域において 1000~1200 MPa 級 SCM 鋼と同等の耐遅れ破壊特性を示した。更に、実験材を比較すると、Si 添加量が多いほど高強度域での特性が優れる結果となった。SCM 鋼は 1200 MPa 超の強度域で急激に耐遅れ破壊特性が劣化するのに対して、1.8% Si 鋼は 1600 MPa 級強度域で 1000~1200 MPa 級 SCM 鋼と同等以上の耐遅れ破壊特性を

表 3 遅れ破壊試験に使用した供試材の成分 (mass%)

Steel	C	Si	Mn	Cu	Ni	Cr	Mo	V	Ti
SCM435	0.35	0.18	0.72	-	-	1.05	0.16	-	-
SCM440	0.39	0.19	0.79	-	-	0.97	0.17	-	-
0.1%Si	0.39	0.10	0.15	添加	添加	1.11	-	添加	添加
0.5%Si	0.39	0.51	0.15	添加	添加	1.09	-	添加	添加
1.8%Si	0.40	1.78	0.18	添加	添加	1.05	-	添加	添加

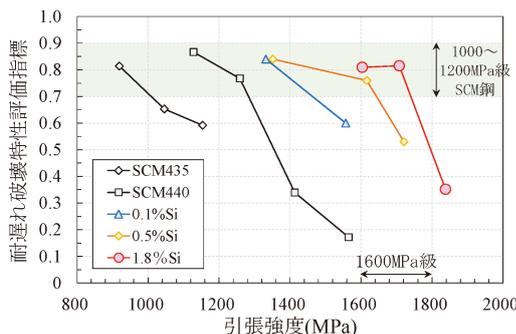


図 2 遅れ破壊試験結果。

有し、1600 MPa 級ボルト用鋼として実用可能性を示唆する結果が得られた。

次に、Si 添加による粒界破壊抑制効果を検証するため、TS1500~1600 MPa の SCM440 (1565 MPa) と 1.8% Si 鋼 (1604 MPa) の遅れ破壊試験後の破面観察を行った。結果を図 3 に示す。

SCM440 は明瞭な粒界破壊を呈しているが、1.8% Si 鋼には粒界破壊は認められず、擬へき開破面とディンプルが混在した破面であった。破面観察から、1.8% Si 鋼では 1600 MPa 級強度域において、粒界破壊が抑制されていることを確認した。

続いて炭化物析出への Si の影響を確認するため、実験材と SCM440 の金属組織観察と実験材の DSC 示差熱分析を行った。結果を図 4、5 に示す。図 4(a)~(c) より、Si 量の増大と共に炭化物が微細化しており、旧オーステナイト粒界上の炭化物も微細化していた。また、1.8% Si 鋼と SCM440 を

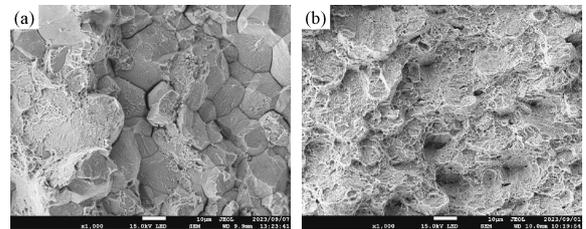


図 3 破面観察 (a) SCM440 (1565 MPa), (b) 1.8% Si 鋼 (1604 MPa)。

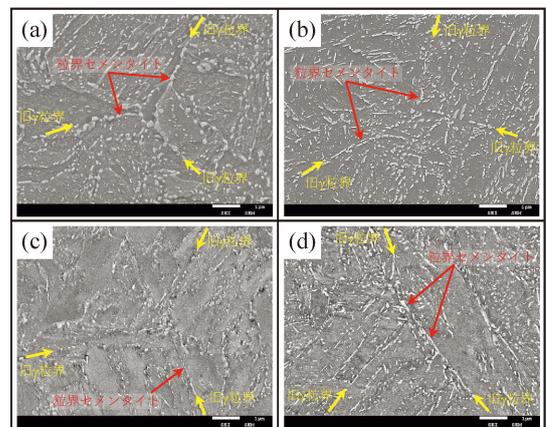


図 4 組織観察 (a) 0.1% Si 鋼, (b) 0.5% Si 鋼, (c) 1.8% Si 鋼, (d) SCM440。

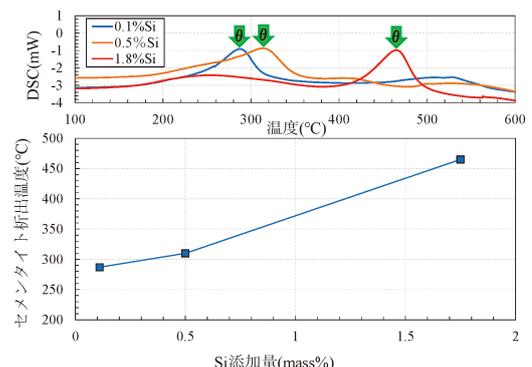


図 5 セメンタイト析出温度への Si 添加量の影響。

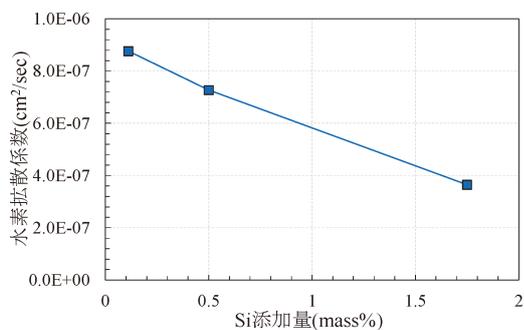


図6 水素拡散係数へのSi添加量の影響.

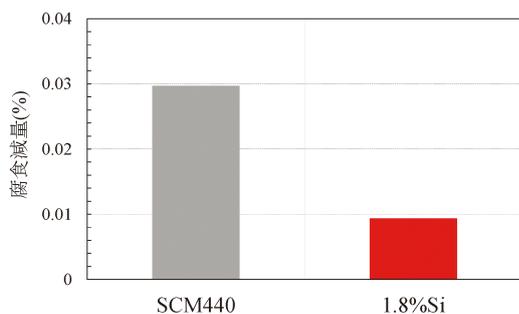


図7 耐食性評価結果.

比較すると、1.8%Si鋼の炭化物は、顕著に微細化していることを確認した。

図5より、Si量の増加と共にセメンタイトの析出温度は高温側にシフトし、1.8%Si鋼では400℃を超えることを確認した。1.8%Si鋼ではセメンタイトの析出が顕著に抑制され、炭化物が微細化したと考えられる。

図4で確認された炭化物微細化により、水素トラップ効果が発揮されている可能性を検証するため、水素拡散係数を測定した。結果を図6に示す。Si量増加と共に水素拡散係数が低下することから、炭化物微細化により水素トラップ効果が向上し、鋼中の水素拡散が顕著に抑制されたと考えられる。

更に、環境からの侵入水素量低減を狙ったCu、Niによる耐食性の向上を検証した。結果を図7に示す。1.8%Si鋼の腐食減量はSCM440の約1/3まで低減することを確認した。耐食性向上により、腐食に伴う水素侵入低減にも効果がある。

以上より1.8%Si鋼は、炭化物微細化による粒界炭化物の減少と水素トラップ効果の向上、またCu、Ni添加による耐食性向上に伴い水素侵入量が抑制されたことにより、耐遅れ破壊特性が向上したと推察される。

#### 4. ボルト試作評価

最終評価として、ボルト試作を行い、ボルト成形性と圧造荷重、ボルトでの耐遅れ破壊特性を評価した。

高Si添加による変態温度の変化を考慮して球状化焼鈍を施した上で、パーツフォーマでM8ボルトを3段打ちで圧造試作した。図8に試作ボルトの外観を示す。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、メタルフロームフランジ、首下部に異常はなく、成形性は良好であった。

図9に試作ボルトの圧造荷重を示す。1.8%Si鋼の圧造荷重はSCM435より高い傾向だが、最も高い3段目で8%程



図8 試作ボルトの外観写真.

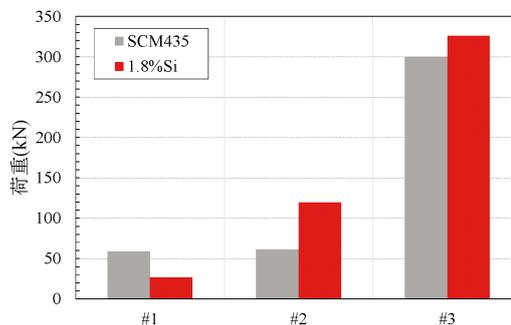


図9 試作ボルトの圧造荷重結果.

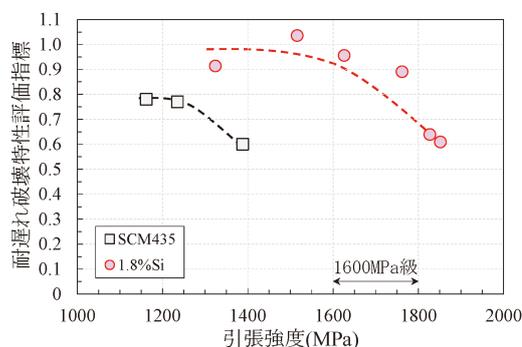


図10 試作ボルトの遅れ破壊試験結果.

度であり、問題なく成型できた。高Si添加鋼であっても球状化焼鈍条件の適正化により、実用上問題ない鍛造性を確保できる。

次に、試作ボルトの遅れ破壊試験を行った。結果を図10に示す。1.8%Si鋼は、1600MPa級強度域で1200MPa級SCM435以上の耐遅れ破壊特性を有し、ボルトの遅れ破壊試験においても、1600MPa級として実用可能性があることが検証された。

#### 5. まとめ

Siの積極活用により、省合金且つ耐遅れ破壊特性と冷間鍛造性を両立する、1600MPa級調質型高強度ボルト用鋼を開発した。本鋼種は量産を開始し、今後、カーボンニュートラル対応により高強度化が推進される分野での拡大が期待される。

尚、Si添加型1600MPa級省合金鋼に関する特許は、特許第5600502号、特許第6088252号の2件が登録されている。

#### 文 献

- (1) 高島光男ら：Honda R&D Technical Review, **15**(2003), 183-188.
- (2) 浜田孝浩ら：日産技報, **85**(2019), 30-37.
- (3) 松本斉ら：住友金属, **48**(1996), 207-209.
- (4) 並村裕一ら：R&D 神戸製鋼技報, **50**(2000), 41-44.
- (5) 真鍋敏之ら：日本製鉄技報, **412**(2019), 122-127.
- (6) 並村裕一ら：R&D 神戸製鋼技報, **54**(2004), 16-20.
- (7) 山崎真吾ら：新日鉄住金技報, **406**(2016), 37-42.
- (8) 星野俊幸ら：川崎製鉄技報, **23**(1991), 105-111.
- (9) 大村朋彦ら：材料と環境, **65**(2016), 467-475.