

# 低温靱性に優れた商用車用高強度非調質鋼の開発

## Development of High Strength Micro-alloyed Steel for Commercial Vehicles with Excellent Low-temperature Toughness

寺本 真也\*  
Shinya TERAMOTO

島田 祐介  
Yusuke SHIMADA

兵頭 克敏  
Katsutoshi HYODO

### 抄 録

近年、地球温暖化抑制のためCO<sub>2</sub>排出量の削減は重要な課題である。自動車部品製造時のCO<sub>2</sub>排出量を削減するため、熱処理省略を可能とする鋼材へのニーズが高い。熱間鍛造用非調質鋼は熱間鍛造後の焼入焼戻し省略を可能とし、多くの自動車部品の熱処理省略を実現してきた。一方、トラックやバス等の大型商用車足回り部品の多くは未だに非調質鋼の適用に至っていない。その原因の一つに低温靱性が低い課題がある。日本製鉄(株)では、低温靱性が低くなる要因を検討し低温靱性に優れた高強度非調質鋼を開発した。本稿では非調質鋼の開発事例を紹介するとともに、低温靱性の改善に向けた基礎検討について報告する。

### Abstract

In recent years, the reduction of CO<sub>2</sub> emissions has become a critical global issue in the effort to mitigate climate change. Consequently, there is increasing demand for steel materials that eliminate the need for post-forging heat treatment, thereby reducing CO<sub>2</sub> emissions during the manufacturing of automotive components. Micro-alloyed steels for hot forging applications enable the omission of quenching and tempering processes after forging and have been widely adopted in the production of various automotive parts. However, their application to the suspension components in large commercial vehicles, such as trucks and buses, remains limited. One of the primary challenges is their insufficient toughness at low temperatures. To address this issue, Nippon Steel Corporation has investigated the factors contributing to reduced low-temperature toughness and has successfully developed a high-strength micro-alloyed steel with enhanced low-temperature properties. This paper presents previous development efforts related to micro-alloyed steels and reports on the fundamental studies aimed at improving their low-temperature toughness.

## 1. 緒 言

2015年、第21回国連気候変動枠組条約締約国会議COP21の“パリ協定”で世界の平均気温上昇を2℃未満に抑える目標が合意されて以降、自動車の燃費向上と二酸化炭素(CO<sub>2</sub>)排出量削減への対応が強く求められている。自動車走行時のCO<sub>2</sub>排出量がゼロとなることから電気自動車への注目が高まっているが、自動車の素材調達から製造、廃棄、リサイクルにおいても多くのCO<sub>2</sub>を排出しており、これらライフサイクル全体でのCO<sub>2</sub>排出量削減の重要性が増している。自動車の機械構造部品の多くは、鋼材を熱間鍛造または冷間鍛造による成形、熱処理、切削加工、さらに必要に応じて高周波焼入れや浸炭焼入れ等の表面硬化処理で

製造され、CO<sub>2</sub>を多く排出する熱処理工程が多い。部品製造時のCO<sub>2</sub>排出量を削減するため、熱処理省略を可能とする鋼材へのニーズがより一層高まっている。日本製鉄(株)では各部品の製造工程に応じた熱処理省略鋼を開発してきた。

本稿では、その一端として日本製鉄の熱間鍛造用非調質鋼を紹介する。熱間鍛造用非調質鋼は熱間鍛造後の焼入焼戻し(調質処理)省略を可能とし、適用部品拡大のため高強度化、高靱性化に取り組み、多くの自動車部品の熱処理省略を実現してきた<sup>1)8)</sup>。その一方で、トラックやバス等の大型商用車足回り部品の多くは未だに非調質化に至っていない。商用車は乗用車に比べて車両重量が重く、動的荷重や衝撃荷重が大きくなるため高い強度と靱性(衝撃値)の

\* 北日本技術研究部 上席主幹研究員 工博 北海道室蘭市仲町12 〒050-8550

両立が求められ、これに加えて高緯度にある寒帯での使用を考慮して $-50^{\circ}\text{C}$ の低温靱性(衝撃値)の確保が必要とされている。この状況を受けて、低温靱性に優れた商用車高強度非調質鋼を開発し、この取り組みについて述べる。

## 2. 熱間鍛造用非調質鋼の開発レビュー

### 2.1 非調質鋼の適用メリット

自動車のエンジン部品や足回り部品、建設機械部品等の機械構造部品の多くは、古くから炭素鋼あるいは合金鋼を素材とした熱間鍛造品が使用されている。従来、これら部品は主に熱間鍛造による成形、焼入焼戻し(調質処理)による鋼組織の造り込み、切削加工による寸法出しの工程で製造される。熱間鍛造用非調質鋼(以下、非調質鋼と記す)は、熱間鍛造後の焼入焼戻しを行わずに強度等の要求特性を満足できる鋼材である。非調質鋼の適用は、熱処理省略によるコスト低減だけでなく、焼入れによる熱処理ひずみが解消されるため調質処理後の矯正工程の不要や切削加工量の低減、工程簡略化による納期短縮、生産性向上等による更なるコスト低減効果が得られる。また熱処理省略による省エネルギーや $\text{CO}_2$ 排出量の削減につながることから、現在では地球環境保全の観点で非調質鋼への期待が急速に高まっている。

### 2.2 非調質鋼の高強度化

非調質鋼は1970年代の欧州(西独)で開発された<sup>9)</sup>。初期の非調質鋼は0.45mass%以上のCを含有する炭素鋼にVやNbを微量添加して熱処理を省略したことから、欧州ではMicro-alloyed Steelと呼ばれる。この鋼材の熱間鍛造後、冷却した組織はパーライトを主体とするフェライト・パーライトである。微量添加されたVは鍛造前の $1200^{\circ}\text{C}$ 以上の高温加熱によりオーステナイト組織中に固溶し、鍛造後の冷却においてオーステナイト組織からフェライト組織またはパーライト組織への変態時に移動するオーステナイト/フェライト界面上に炭化物として析出する。この界面の移動とともに周期的な点列状の析出を相界面析出<sup>10-14)</sup>という。相界面析出した炭化物はnmオーダーの微細な析出物であり、この炭化物による析出強化により初析フェライトとパーライト組織中のフェライトが強化される。図1にパーライト組織中のフェライトに析出したV炭化物のTEM像を示す。フェライト中に周期的な点列状の析出物が相界面析出したV炭化物である。

この析出現象を利用することによって、非調質鋼を熱間鍛造後、冷却したままでも炭素鋼の焼入焼戻し材の強度と同等もしくはそれ以上に引き上げることができる。特に国内では、自動車の燃費向上を目的とした部品軽量化ニーズが高く、これに応えるため非調質鋼の高強度化が進められてきた<sup>48)</sup>。相界面析出による析出強化量を増加する方法として、析出量を増加させること、析出物のサイズを小さく

することがある<sup>15-17)</sup>。具体的な手段として、前者は鍛造前の加熱において固溶する範囲で炭化物形成元素(V, Ti, Nb, Mo等)の添加量を増加する。また後者は炭化物形成元素を複合添加すること、低温でフェライトまたはパーライト変態させることが有効である。ちなみに、相界面析出した炭化物のサイズが小さいほど強度は高くなることから、これら微細炭化物はAshby-Orowan機構によりフェライトの析出強化に寄与しているとされている。

相界面析出による析出強化の他に高強度化の方法として、具体的にはSi増量によるフェライトの固溶強化やC増量によるパーライト分率の増加(セメントイトの分散強化)、Cr増量によるパーライトラメラ間隔の微細化(組織微細化強化)がある。

これらの強化法により非調質鋼の強度は確保できるものの焼入焼戻し材と比較して靱性が劣っている。このため、適用できる部品は靱性を必要としないクランクシャフトやコネクティングロッド(コンロッド)<sup>7,8)</sup>のエンジン部品に限られ、非調質鋼の適用拡大には靱性の向上が求められた。

### 2.3 非調質鋼の高靱性化

熱間鍛造での加熱温度は $1200^{\circ}\text{C}$ 以上に達するため、粗大なオーステナイト組織に成長し、鍛造後の冷却過程で粗大なパーライト組織に変態する。パーライト組織を主体とするフェライト・パーライト組織において靱性(衝撃値)を向上させるには、組織の微細化が有効である。フェライト・パーライト組織を微細化する手段として、晶析出物によるピンニング効果を利用することで鍛造加熱時のオーステナイト組織の粗大化を防止すること、晶析出物をフェライトの変態核として利用することでオーステナイト粒内での

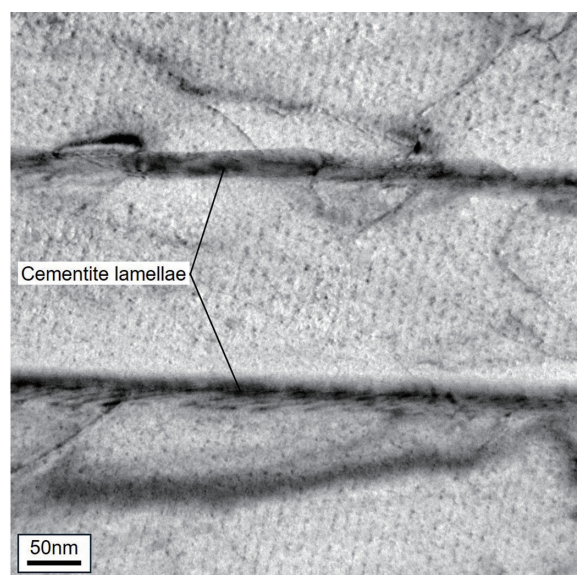


図1 パーライト組織中のフェライトに析出したV炭化物のTEM像

Transmission electron microscope image of vanadium carbides precipitated in ferrite for pearlite microstructure

フェライト変態を促進させることがある<sup>1-6, 18)</sup>。

晶析物によるピンニング効果を利用するためには、熱間鍛造における高温加熱でオーステナイト組織中に固溶せずピンニング粒子として多量かつ微細に残存することが必要である。ピンニング粒子として利用できる晶析物は MnS と TiN が一般的である。

MnS は凝固時に二次デンドライト間で晶出し、直径数  $\mu\text{m}$  から数十  $\mu\text{m}$  の比較的大きな粒子となる。これら粒子は熱間圧延で伸長され、伸長方向に対して垂直な断面直径は圧延比にもよるが  $1\mu\text{m}$  前後となる。熱間鍛造の高温加熱で  $0.5\mu\text{m}$  以下の微細な MnS は固溶するが、その量は全体積の約 2% とされ、晶析出した MnS のほとんどがピンニング粒子として利用される。ピンニング粒子の MnS は微細なほど、鍛造加熱におけるオーステナイト組織の粗大化防止効果が大きい。MnS を微細化する手段として、MnS の晶析出サイトとなる酸化物を多数分散させる。Al 脱酸鋼中の MnS の内部を観察すると、強脱酸元素の酸化物である  $\text{Al}_2\text{O}_3$  の周囲に MnO が取り囲んだ複合酸化物が存在している。これは MnS が酸化物を優先晶析出サイトとしており、晶析出しやすい酸化物を多数分散させることにより MnS を微細分散させることができる。MnO はサルファイドキャパシティを持つため Mn(O,S) を形成し、これが MnS の実質的な晶析出核として作用していると考えられている。Al を添加すると、 $\text{Al}_2\text{O}_3$ -MnO を形成し MnS の晶析出サイトが増加するため MnS は微細分散する。その一方で、Al を多量に添加した場合には、鋼中に残存する酸素量は低下し弱脱酸元素の酸化物である MnO は生成せず、MnS の晶析出核が減少するため、MnS はかえって粗大化する<sup>3-5, 18)</sup>。

これら微細分散した MnS に加えて TiN を併用することによって、鍛造加熱時におけるオーステナイト組織の大きな粗大化防止効果が得られる。特に  $1200^\circ\text{C}$  超の高温加熱を行う大型鍛造部品では、鍛造加熱時のオーステナイト組織を微細化するために MnS と TiN を併用した非調質鋼が有効である<sup>4, 5, 18)</sup>。

非調質鋼において MnS はオーステナイト組織のピンニング粒子としての役割の他に、粒内フェライトの変態核として働く。粒内フェライトはオーステナイト粒内で変態するフェライトで、多数変態させることでフェライト・パーライト組織が微細化し、靱性は大きく向上する。粒内フェライトの内部には MnS が存在し、MnS 上には VN が析出している。フェライト変態途中で焼入れ処理した試料を観察すると、粒内フェライトは MnS 上の VN を核として変態していることが明らかになっている<sup>19)</sup>。VN と粒内フェライトの間には Baker-Nutting の関係が成立し、この格子整合性の高さが MnS 上に析出した VN が粒内フェライトの変態核となる主な理由の一つと考えられている<sup>20)</sup>。

以上のように、これら技術を組み合わせることにより非調質鋼の高強度高靱性化が進み、非調質鋼が自動車足回り

部品の材料として使用されるまでに至っている。しかしながら、冒頭で述べたように、商用車足回り部品の多くは大きな動的荷重や衝撃荷重に耐えうる高い強度と靱性（衝撃値）が求められ、その中でも低温靱性（衝撃値）が要求を満足できないため非調質鋼の適用に至っていない場合が多い。この状況を受けて、商用車足回り部品の非調質化のために低温靱性に優れた高強度非調質鋼を開発した。

### 3. 低温靱性に優れた高強度非調質鋼の開発

#### 3.1 非調質鋼の靱性に及ぼす Ti 添加の影響調査

非調質鋼では、高靱性化あるいは低靱性化のために Ti を添加する場合がある。例えば、前者は前章でも述べたようにピンニング粒子として TiN を晶析出させ、フェライト・パーライト組織を微細化することで自動車足回り部品を高靱性化する<sup>1, 3-5)</sup>。また後者は TiC や (V,Ti)C を析出させ、初析フェライトやパーライト組織のフェライトを析出強化させることでクラッキングコンロッドを破断分割させるため低靱性化する<sup>7, 8, 21)</sup>。クラッキングコンロッドとは、クランクシャフトに締結するコンロッドのキャップ部とロッド部を一体で鍛造した後、それらを破断分割（クラッキング）する工法で製造されるコンロッドのことである。クラッキングコンロッドは破断面の凹凸を利用してクランクシャフトに締結するため脆性破面である必要があり、鋼材の特性として低靱性が求められる。そこで、これら相反する事象を理解するために、Ti 添加が非調質鋼の靱性に及ぼす影響について調査した。

供試鋼として、 $0.36\text{mass}\%\text{C}-0.14\%\text{V}$  非調質鋼に対して Ti を添加していない Ti 未添加材と Ti を 0.01% と 0.02% 添加した 2 水準の Ti 添加材を準備した。真空溶解で溶製した後、直径 68mm の丸棒を作製した。丸棒を  $1200^\circ\text{C}$  で加熱し 15min 保持した後、炉から出し丸棒を直径方向の厚さ 20mm に熱間鍛造し、金網上で放冷した。図 2 に鍛造材中心部のマイクロ組織を示す。いずれもパーライト組織を主体とするフェライト・パーライト組織で、Ti 添加により組織が微細化している。鍛造材の中心部近傍から長手方向に沿うようにシャルピー衝撃試験片を作製した。JIS Z 2242 に応じて、試験片の高さは 10mm、幅を 5mm のサブサイズとし、ノッチ形状は深さ 5mm の U ノッチ、ノッチ底半径を 1mm とした。計装化シャルピー衝撃試験は  $-80^\circ\text{C}$  ~  $100^\circ\text{C}$  で衝撃値を測定した。試験片の破壊に要したエネルギー（吸収エネルギー）を試験片の断面積で割った値を衝撃値といい、この値を靱性の指標とした。

図 3 に衝撃試験温度に対する衝撃値の変化を示す。いずれも試験温度の低下とともに衝撃値は低下し、Ti 添加材は顕著に低下する。試験温度  $0^\circ\text{C}$  を境に高温側では Ti を添加することにより衝撃値が高くなるのに対して、低温側では Ti を添加することにより衝撃値が顕著に低下することが明らかになった。

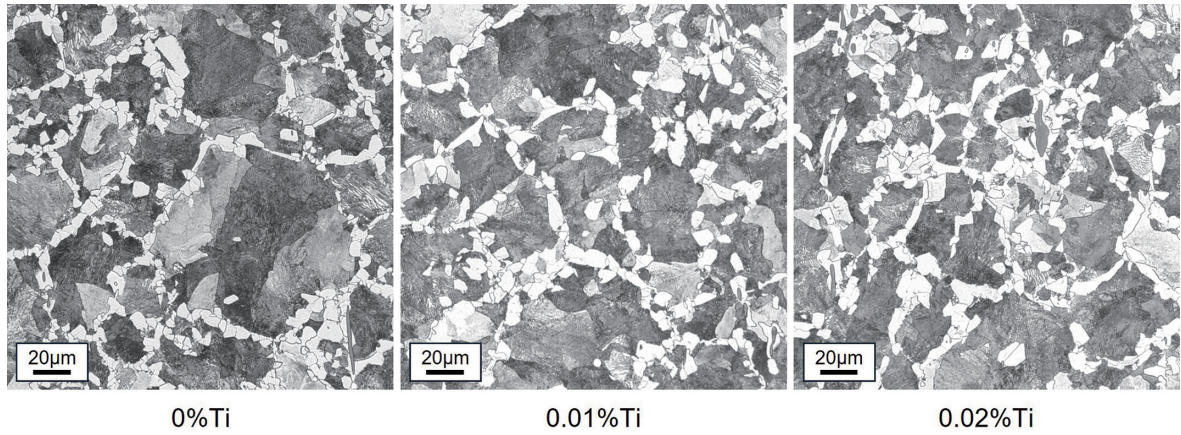


図2 熱間鍛造放冷後のマイクロ組織  
Microstructures after hot forging and cooling

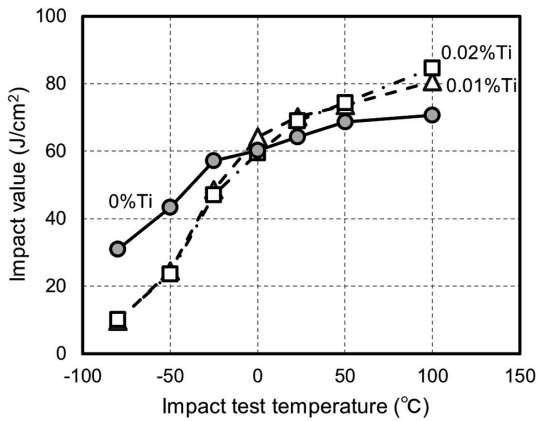


図3 衝撃試験温度に対する衝撃値の変化  
Change in impact values with impact test temperature

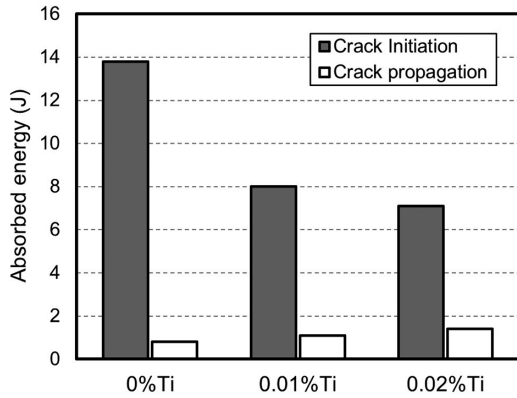


図4 -50°Cでの衝撃試験におけるき裂発生およびき裂伝播エネルギー  
Crack initiation and propagation energy in impact tested at -50°C

### 3.2 Ti添加による低温靱性低下の要因検討

非調質鋼にTiを添加することにより低温靱性が低下した要因を検討するため、計装化シャルピー衝撃試験で得られた荷重-時間曲線から吸収エネルギーをき裂発生とき裂伝播のエネルギーに分離した。図4に-50°Cでの衝撃試験におけるき裂発生およびき裂伝播エネルギーを示す。いずれも全吸収エネルギーのうち、き裂発生エネルギーの占め

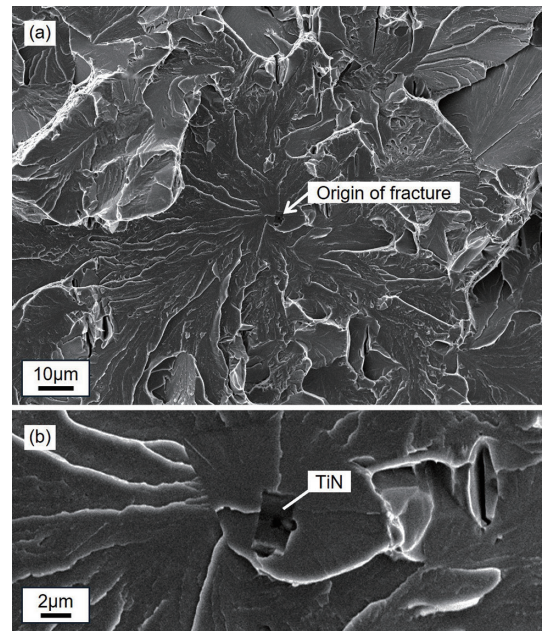


図5 Ti添加材における(a)破壊起点周辺と(b)破壊起点の破面形態

Fracture surface morphology of titanium-containing materials, (a) around the fracture origin, (b) origin of fracture

る割合が高く、Tiを添加することによりき裂発生エネルギーが大きく低下することがわかった。き裂発生エネルギーが低下した要因を検討するため、-50°Cで衝撃試験を行った後の破面を走査型電子顕微鏡で観察し破壊の起点を同定した。図5にTi添加材の破面起点周辺と破壊起点の破面形態を示す。Ti添加有無に関わらず、破面起点周辺の破面はリバーパターンが観察されべき開破面で、Ti添加材のみ破壊の起点に $\mu\text{m}$ オーダーのTiNが観察された。これら結果から、Ti添加材の破壊起点は粗大なTiNで、TiNがパーライト組織のへき開応力より低い応力で先に割れたためき裂発生エネルギーが顕著に低下したと考えられた。

これら知見を基に低温靱性に優れた高強度非調質鋼を開発し、大型商用車足回り部品の非調質化を実現した。

## 4. 結 言

日本製鉄の熱間鍛造用非調質鋼について過去の開発事例を紹介するとともに、開発した低温靱性に優れた高強度非調質鋼の基礎検討について述べた。本開発鋼は大型商用車足回り部品の鋼材として量産採用されており、熱処理省略による CO<sub>2</sub> 排出量の削減に貢献している。

### 参考文献

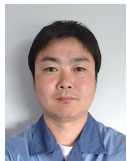
- 1) 子安善郎, 高田啓督, 高橋稔彦, 竹田秀俊, 石井伸幸: 製鉄研究. (337), 41 (1990)
- 2) 子安善郎, 蟹澤秀雄, 越智達朗, 柳瀬雅人, 高田啓督, 内藤賢一郎, 石川房男: 新日鉄技報. (343), 30 (1992)
- 3) 高田啓督, 越智達朗, 石川房男, 安田茂, 前田千芳利: 日本金属学会会報. 32 (6), 429 (1993)
- 4) 高田啓督, 子安善郎: 新日鉄技報. (354), 6 (1994)
- 5) 高田啓督, 子安善郎: 金属. 65 (3), 199 (1995)
- 6) 蟹澤秀雄, 越智達朗: 新日鉄技報. (371), 23 (1999)
- 7) 佐野直幸, 長谷川達也, 飯田善次, 高田健太郎: まてりあ. 46 (1), 28 (2007)
- 8) 長谷川達也, 佐野直幸: 熱処理. 47, 343 (2007)
- 9) Frodl, C., Randak, A., Vetter, K.: Härtereitechnische Mitteilungen. 29 (3), 169 (1974)
- 10) Morrison, W.B.: Journal of the Iron and Steel Institute. 201, 317 (1963)
- 11) Davenport, A. T., Honeycombe, R. W. K.: Proceedings of the Royal Society of London. Series A. 322, 191 (1971)
- 12) Edmonds, D. V.: Metallurgical Transactions. 4, 2527 (1973)
- 13) Freeman, S., Honeycombe, R. W. K.: Metal Science. 11, 59 (1977)
- 14) Honeycombe, R. W. K.: Metal Science.
- 15) Funakawa, Y., Shiozaki, T., Tomita, T., Yamamoto, T., Maeda, E.: ISIJ International. 44, 1945 (2004)
- 16) 大藤善弘, 鳥塚史郎, 花村年裕: 鉄と鋼. 97 (9), 480 (2011)
- 17) Kamikawa, N., Abe, Y., Miyamoto, G., Funakawa, Y., Furuhashi, T.: ISIJ International. 54, 212 (2014)
- 18) 高田啓督: 北海道大学大学院工学院博士論文. (2002)
- 19) Ochi, T., Takahashi, T., Takada, H.: Iron and Steel Maker. February, 21 (1989)
- 20) Ishikawa, F., Takahashi, T., Ochi, T.: Metallurgical and Materials Transactions. 25A, 929 (1994)
- 21) 相原一石, 山田雄一, 近藤隆明, 源島文彦, 山下大介, 江平淳, 松ヶ迫亮廣: 自動車技術会 2015 年春季大会学術講演会講演予稿集. S368, 1943 (2015)



寺本真也 Shinya TERAMOTO  
北日本技術研究部  
上席主幹研究員 工博  
北海道室蘭市仲町12 〒050-8550



兵頭克敏 Katsutoshi HYODO  
鉄鋼研究所 鋼材ソリューション研究第二部  
主任研究員 工博



島田祐介 Yusuke SHIMADA  
鉄鋼研究所 研究企画室  
主幹 工博