



特集記事・8

鉄鋼業を取り巻く独創的な発想に基づく
研究・技術開発

集合組織制御による鋼板の高ヤング率化

Development of High Young's Modulus Steel Sheet by Texture Control

日本製鉄(株) 杉浦夏子
技術開発本部 鉄鋼研究所 主席研究員
Natsuko Sugiura

日本製鉄(株) 吉永直樹
技術開発本部 フェロー
Naoki Yoshinaga

1 緒言

剛性は構造物や機械部品を設計する上で非常に重要な要素である。板材の剛性は材料のヤング率と部材の厚みに依存することはよく知られている。近年、特に自動車分野において燃費向上を目的としてハイテン化による薄肉化が進められているが¹⁾、鋼板を高強度化してもヤング率は向上しないことから、剛性が薄肉化のネックとなる場合も出てきている。

ヤング率は材料固有の一定値として取り扱われる場合が多く、鉄の場合は206GPa程度とされる。高ヤング率化の手法の一つとして、TiB₂やVCのようなヤング率の高い粒子を分散させる技術の検討も行われているが^{2,6)}、ヤング率を上げるために配合率を高めると材料の延性が著しく低下してしまうため、加工用途の鋼板への適用は難しい。

一方で、鉄は単結晶でみるとヤング率の異方性が非常に大きい材料である。図1の模式図と逆極点図上に示すように^{7,8)}、鉄の<111>方向では284.4GPaもの極めて高いヤング率が得られる。一方で、<100>方向のヤング率は132.1GPaと最も低く、<211>や<011>方向は220.8GPaと206GPaよりは高いヤング率を有しており、結晶方位によって大きな違いがある。したがって、板形状の多結晶体となった場合、集合組織が

ランダムであれば、板面内のいずれの方向も206GPa程度のヤング率を示すが、集合組織を発達させることによって、板面内の特定の方向のヤング率を高めることが可能となる。

2 各種鋼板の集合組織とヤング率の異方性

鋼板のヤング率を極限まで高めるためには、方向性電磁鋼板のように多結晶体でありながらほぼすべての結晶粒の方位を同一に揃える必要がある。方向性電磁鋼板は板面法線方向 (ND) に<110>、圧延方向 (RD) に<001>が揃った {110}<001>方位 (Goss方位) を有することが知られているが、この場合、RDから55°の方向に<111>が揃うことからこの方向では280GPaに迫るヤング率が期待できる。また、板材ではないが、山本らはフェライト棒鋼において、Y₂O₃をインヒビターとして活用し、異常粒成長を起こさせることで棒材の軸方向に<111>を揃えることに成功し、280GPaのヤング率を達成している⁸⁾。しかし、これらの事例のように異常粒成長を活用して粒を粗大化させる手法で結晶粒の方位を集積させると、粒径粗大化に起因した脆化や加工時の表面の肌荒れ等の課題が発生する。また、ヤング率以外に降伏強度や延性等

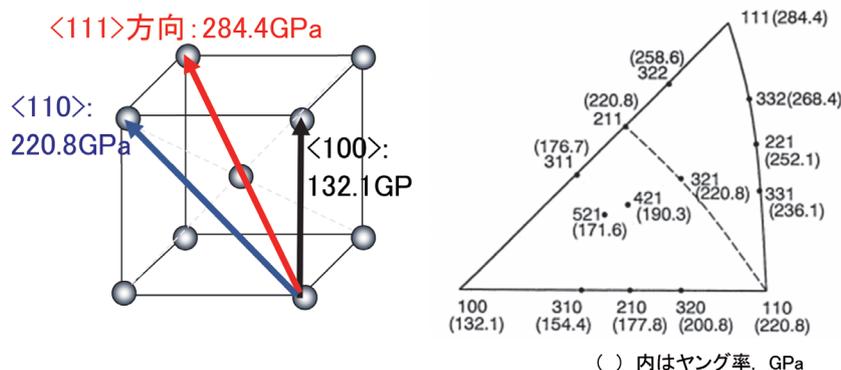


図1 b.c.c. 鉄のヤング率の結晶方位依存性⁸⁾

の機械特性の異方性も極めて大きくなるなどの問題点があり、この手法で製造した高ヤング率鋼板も加工用途の板材への適用は難しいことが予想される。

そこで、これまで主に検討が行われてきたのが $\{211\} \langle 011 \rangle$ 方位を発達させた鋼板である。この方位は、図2の模式図に示すように圧延板の幅方向 (TD) に $\langle 111 \rangle$ が平行になることから TD のヤング率向上が期待出来る。 $\{211\} \langle 011 \rangle$ は、低炭素鋼への Nb, Ti 等の添加によりオーステナイト域での再結晶を抑制し未再結晶温度域で熱間圧延を行う事で、熱延板の板厚中心部において強く発達することが知られている⁹⁻¹³⁾。伊丹らは図3に示すように、Ti, Nb 添加鋼を用いて熱延温度を低下させると TD (図3中では Ec) のヤング率が向上し、240GPa を超えるヤング率が得られることを報告している¹⁴⁾。ただし RD (図3中では L) のヤング率は 210GPa 前後とランダム集合組織の場合と同等程度の値となる。 $\{211\} \langle 011 \rangle$ は冷間圧延で発達する α -fiber ($\langle 110 \rangle // RD$) と呼ばれる結晶方位群にも含まれている。IF 鋼等の軟鋼においては α -fiber 方位の加工粒は冷間圧延後の焼鈍中に生じる再結晶中に γ -fiber ($\langle 111 \rangle // ND$) に蚕食されることで低減してしまうが、冷延ハイテンにおいては再結晶後もこの方位が残存することで、TD で 230GPa 程度のヤング率が得られる場合も報告されている¹⁵⁾。また、IF 鋼の主方位であり再結晶によって発達する

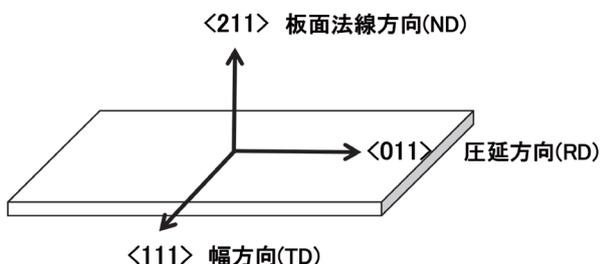


図2 $\{211\} \langle 011 \rangle$ 方位と圧延板材料軸の関係

γ -fiber は板面法線方向に $\langle 111 \rangle$ が平行で、板面内に $\langle 110 \rangle \sim \langle 112 \rangle$ が平行となるが、図1にも示した通り、これらの方向はいずれも 220GPa 程度のヤング率を有していることから、 γ -fiber が均等に発達している鋼板では集合組織がランダムな鋼板と比較すると板面内に高いヤング率を異方性なく得ることができる。

3 圧延方向高ヤング率鋼板

以上述べてきた通り、これまで鋼板の高ヤング率化という観点からは $\{211\} \langle 011 \rangle$ を発達させることで圧延板の TD のヤング率を高めるという取り組みが主として行われてきた。しかし、TD の高ヤング率化が達成できても板幅よりも長い大型部材への適用は困難である。そこで長さ制約を受けない RD の高ヤング率化を検討した。RD のヤング率を高めるためには RD に $\langle 111 \rangle$ が平行な結晶方位を集積させる必要がある。図4には $\phi_2 = 45^\circ$ 断面の ODF 上の主な結晶方位と

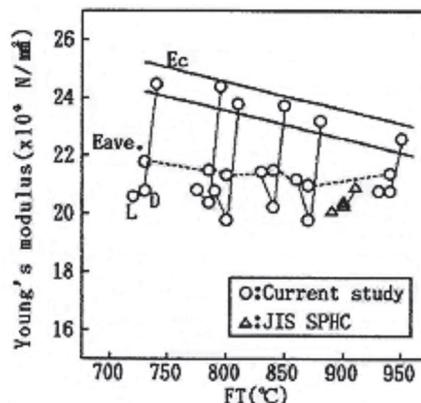


図3 Nb,Ti 添加低炭素鋼のヤング率の異方性に及ぼす FT (熱延仕上げ温度) の影響¹⁴⁾。図中 L が圧延方向 (RD), D が 45° 方向, Ec が幅方向 (TD) のヤング率

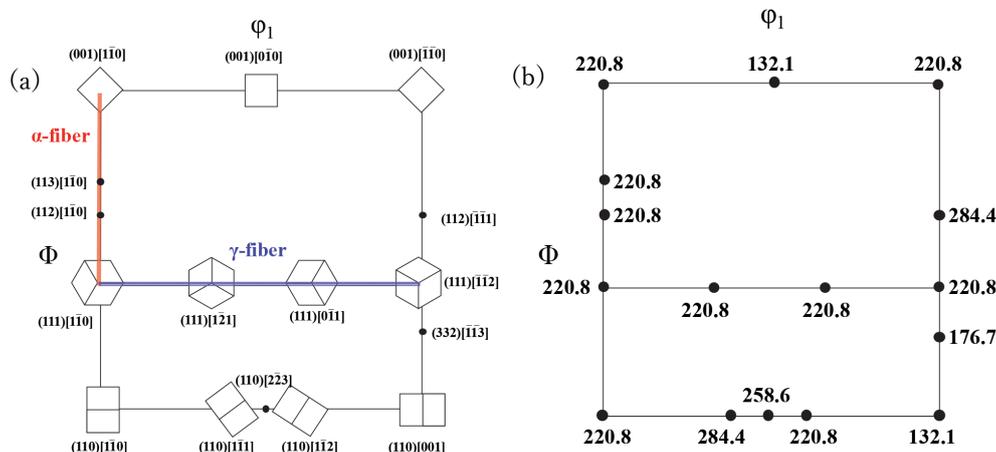


図4 ODF $\phi_2 = 45^\circ$ 断面上の (a) 主な結晶方位と (b) 圧延方向 (RD) ヤング率 (GPa)

その方位が有するRDのヤング率を示す。先に述べたように熱延板の板厚中心部や冷延鋼板で発達しやすい方位は主に α -fiberおよび γ -fiberであるが、これらの方位群にはRDに $\langle 111 \rangle$ が平行な結晶方位は含まれていない。

そこで注目したのが熱延板の剪断層の集合組織である。図5の模式図に示したように、冷間圧延に比べてロールと鋼板の潤滑が低い熱間圧延では圧延の際に、ロールと鋼板の間に摩擦による剪断力が発生し、表層から1/4厚程度の深さまでは板厚中心部の圧延変形とは異なる変形が生じる。低炭素鋼は通常オーステナイト域で熱間圧延を施され、熱間圧延後オーステナイトからフェライトへの相変態を生じるが、得られる変態集合組織はオーステナイト相での変形集合組織を引き継ぐことから、変態後も板厚中心部と剪断層では異なる集合組織、すなわちTD軸周りに約30°回転した方位^{13,17)}、が発

達する。以下、剪断層の集合組織を活用した圧延方向高ヤング率鋼板の特徴について述べる¹⁶⁾。

鋼Aは低炭素鋼(0.07% C-0.01% Si-1% Mn-0.03% Al-0.001% N)を熱延終了温度890°Cで熱間圧延を実施した典型的な低炭素鋼板の集合組織を有する比較鋼である。鋼Bは再結晶を抑制するためにNb,Tiを添加し、更に低温での γ 域熱延を可能にするためにMn, Mo等を添加した鋼(0.05% C-0.01% Si-2.97% Mn-0.04% Al-0.031% Ti-0.041% Nb-0.0019% B-0.002% N)であり、熱延終了温度703°Cというオーステナイト域低温熱延を実施した。図6にはこれらの熱延鋼板のマイクロ組織を示す。鋼Aは板厚中心において比較的等軸なベイナイト組織、表層は等軸フェライト組織を有している。一方、鋼Bは板厚中心部ではRDに延びた旧オーステナイト粒界が明確に見えるオースフォームドベイナイトと思

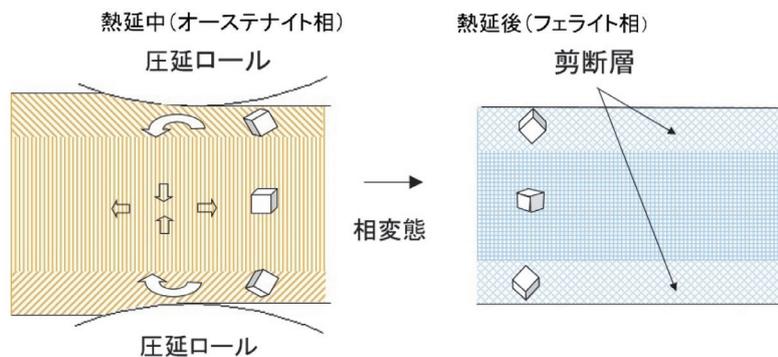


図5 熱間圧延時の変形と結晶方位変化 (模式図)

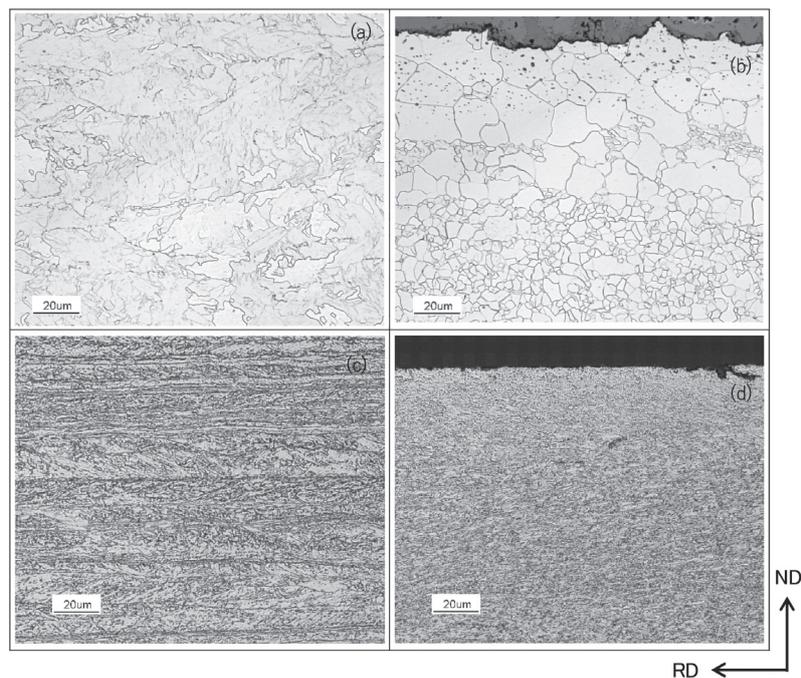


図6 熱延板の光学顕微鏡組織
(a) 鋼Aの板厚中心部, (b) 鋼Aの表層部, (c) 鋼Bの板厚中心部, (d) 鋼Bの表層部

われる組織を有している。表層は極めて細かい組織になっており組織の判別は難しいが、板厚中心部と同様にRDに伸びた組織が観察される。図7には熱延板の各板厚位置での集合組織を示す。いずれの鋼も図7 (a)、(c) に示した板厚中心部

の集合組織は α -fiberや γ -fiberに近い $\{332\} \langle 113 \rangle$ 方位が発達しており、RDのヤング率を高める方位は発現していない。剪断層 (1/8厚) の集合組織については、比較鋼である鋼Aにおいても $\{211\} \langle 111 \rangle$ や $\{110\} \langle 111 \rangle$ のようにRDに $\langle 111 \rangle$ が揃った方位が発達しているのがわかる。ただし、 $\{100\} \langle 001 \rangle$ に近い方位や $\{110\} \langle 001 \rangle$ のようにRDのヤング率が最も低くなる方位も同時に発達している。一方、低温圧延を実施した鋼Bでは鋼Aで見られた $\{100\} \langle 001 \rangle$ に近い方位や $\{110\} \langle 001 \rangle$ への集積がなくなり、RDのヤング率が高くなる $\{211\} \langle 111 \rangle$ と $\{110\} \langle 111 \rangle$ に近い方位のみに極めて強い集積が得られる。

このように鋼種によって剪断層の集合組織が大きく変化することは、図6にも示したように両鋼種では相変態後のマイクロ組織も大きく異なっていることから、相変態挙動の違いに伴うバリエーション選択の違いが主要因と考えている。

これらの集合組織から計算^{18,19)} で求めたヤング率を図8に示す。剪断変形により特異な集合組織が強く発達する鋼Bの表層 (1/8厚) では図8 (d) に示すようにRDで250GPaを超える極めて高いヤング率が得られる。またTDでも240GPaという高いヤング率が得られているが、これはTDが $\langle 111 \rangle$ となる $\{110\} \langle 112 \rangle$ への集積が高いことによる。

図9にはこれらの鋼板の実測ヤング率を示す。ヤング率は自由共振法にて求めた共振周波数より算出した。実測のヤング率は剪断層と板厚中心層、両方の集合組織の影響を受けるが、鋼Bでは実測においてもRDで235GPa程度の高いヤン

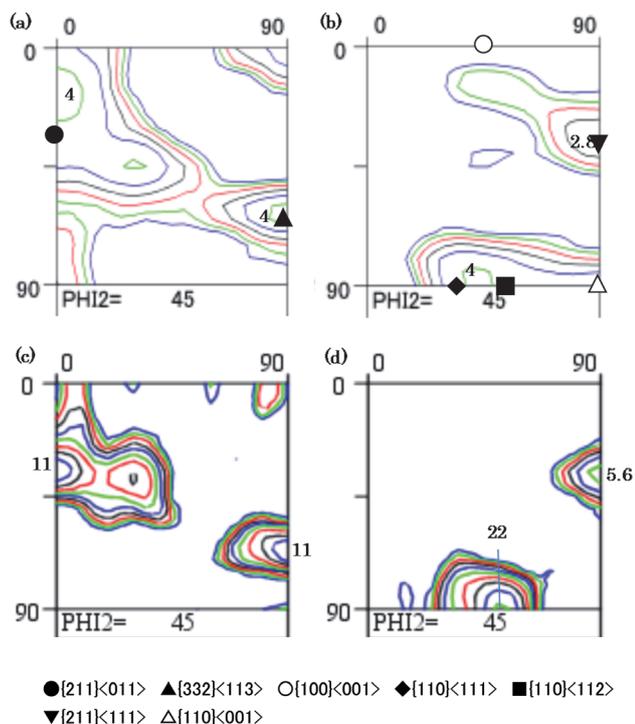


図7 熱延板の各板厚位置でのODF ($\phi_2 = 45^\circ$)¹⁶⁾
 (a) 鋼Aの板厚中心部, (b) 鋼Aの板厚1/8部, (c) 鋼Bの板厚中心部, (d) 鋼Bの板厚1/8部

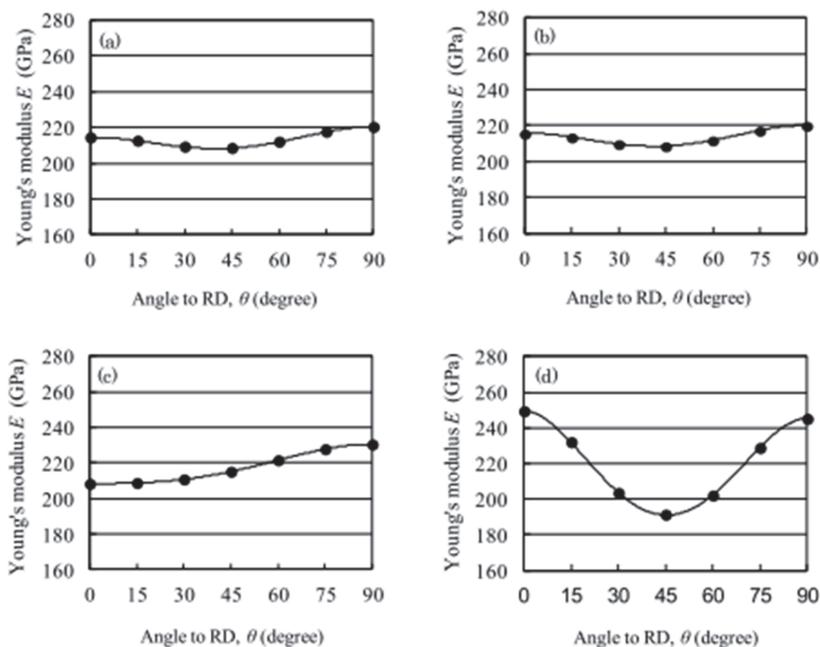


図8 図7のODFから求めた計算ヤング率¹⁶⁾
 (a) 鋼Aの板厚中心部, (b) 鋼Aの板厚1/8部, (c) 鋼Bの板厚中心部, (d) 鋼Bの板厚1/8部

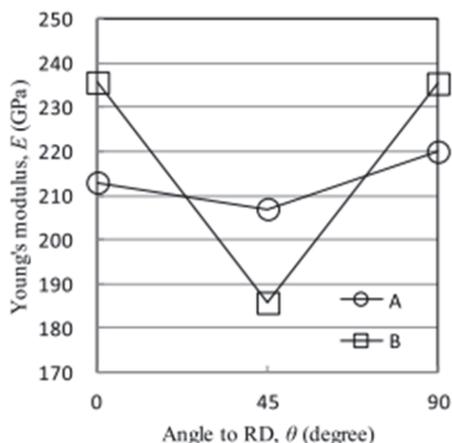


図9 共振法で測定した鋼A(比較鋼)と鋼B(高ヤング率鋼板)のヤング率の面内異方性¹⁶⁾

グ率を得ることが出来る。また、TDにおいてもRDと同等のヤング率が得られており、このタイプの鋼板においては2方向での高ヤング率化が達成され、幅広い形状の部材への適用が期待できる。

4 結言

通常206GPaという平均的な値で取り扱われることが多い鉄のヤング率は、集合組織を制御することによって特定の方向には240GPa超まで高めることが可能である。発達させる結晶方位によって、ヤング率が高くなる方向も変化するが、熱延板の剪断層の集合組織を活用することで、これまで困難と考えられていた圧延方向のヤング率向上にも道が拓けた。

集合組織制御型の高ヤング率鋼板の多くは面内にヤング率の異方性を有することから、部材に適用する際には弾性異方性を考慮したFEM解析等を活用し、部材の形状や剛性モードに応じた最適な高ヤング率鋼板および板取方向を提案するソリューション技術^{20,21)}も重要となる。これらの技術を組み合わせることで今後さらに高まるであろう部材軽量化のニーズに応えていきたい。

参考文献

- 1) K.Takakura, K.Takagi and N.Yoshinaga : SAE Technical Paper No. 2006-01-1586, SAE International, Warrendale, (2006) .
- 2) 田中浩司, 斎藤卓 : CAMP-ISIJ, 7 (1994), 1562.
- 3) 井上幸一郎, 紅林豊 : 電気製鋼, 73 (2002), 45.
- 4) 伊藤大輔, 杉浦夏子, 岡本力 : CAMP-ISIJ, 30 (2017), 312, CD-ROM.
- 5) H.Springer, R.Aparicio Fernanderz, M.J.Duarte, A.Kostka and D.Raabe : Acta Mater., 96 (2015), 47.
- 6) H.Zhang, H.Springer, R.Aparicio-Fernandez and D.Raabe : Acta Mater., 118 (2016), 187.
- 7) 多結晶の結晶方位分布の制御と材料特性, 日本金属学会編, (1992), 41.
- 8) 山本祐義, 阿佐部和孝, 西口勝, 前原泰裕 : 鉄と鋼, 82 (1996), 53.
- 9) R.K.Ray and J.J.Jonas : Int. Mater. Rev., 35 (1990), 691.
- 10) H.Inagaki : Trans. Iron Steel Inst. Jpn., 17 (1977), 166.
- 11) G.J. Davies, J.S.Kallend and P.P.Morris : Acta Metall., 24 (1976), 159.
- 12) A.Jones and B.Walker : Meter. Sci., 8 (1974), 397.
- 13) 伊丹淳, 小山一夫 : CAMP-ISIJ, 3 (1990), 1894.
- 14) 伊丹淳, 小山一夫 : CAMP-ISIJ, 5 (1992), 865.
- 15) T.Kizu, K.Okuda, Y.Nagataki, T.Urabe and K.Seto : ISIJ Int., 55 (2015), 1502.
- 16) N.Yoshinaga, N.Sugiura and S.Hiwatashi : ISIJ Int., 57 (2017), 2263.
- 17) A.Jones and B.Walker : Met. Sci., 8 (1974), 397.
- 18) R.Hill : Proc. Phys. Soc. A, 65 (1952), 349.
- 19) P.V.Houtte : The MTM-FHM Software System Version 2, Users manual, Katholieke Universiteit Leuven, (1995), 1.
- 20) S.Hiwatashi, T.Hatakeyama, K.Ushioda and M.Usuda : Mater. Sci. Forum. 157-162 (1994), 1585.
- 21) 米村繁, 河内毅, 杉浦夏子, 樋渡俊二, 丹羽俊之, 吉田亨 : 日本機械学会論文集, 83 (2017), 1.

(2021年8月24日受付)