

ISSN 0387-1118









■巻頭言・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
■寄稿 ・準安定オーステナイト鋼における水素拡散挙動と 組織微細化による水素脆化感受性の低減・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
・データとデジタル技術を活用したイノベーションの取り組み -山口県の企業の事例に基づく考察-・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
■技術報告 ・V、NbおよびMoを微量添加した焼戻しマルテンサイト組織を有する 高強度ばね鋼の機械的性質に及ぼす水素チャージの影響・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・ 諸岡 夏実、松下 彩、佐山 博信、佐野 正典、山岡 拓也 熊本大学 助教 郭 光植、教授 峯 洋二
・Ni基超耐熱合金Alloy718粉末試作品の積層造形体評価 ・・・・・・・・・・・・21 北川 尚美
・絶縁性,耐熱性を有する軟質磁性粉末の検討・・・・・・・・・・・・・・・・・・・26 廣川 脩祐、斉藤 晴一
・リチウムイオン二次電池用負極材料の開発・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・29 中條 伸仁
・鍛造直接焼入れに関する技術報告(第二報)・・・・・・・・・・・・・・・・・34 田中 順也
■製品紹介 ・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
■設備紹介・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・
■改善事例紹介・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・54 ・ノーコードツール導入による業務改善
■産業財産権情報・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・・57

. . . . . .

•

• •

•••••58

■編集後記・・・・

# MITSUBISHI STEEL **TECHNICAL REVIEW**

Vol. 38 (Con. No. 46) 2024

CONTENTS

■Foreword · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
<ul> <li>Contribution         <ul> <li>Hydrogen diffusion behavior and mitigation of hydrogen embrittlement by microstructure refinement in metastable austenitic steel</li> <li>····································</li></ul></li></ul>
<ul> <li>Innovation with Data and Digital Technology         <ul> <li>Consideration based on a case study of a company in Yamaguchi-</li> <li>· · · · · · · 9</li> <li>Yamaguchi University, Associate Professor Shuichi YUASA</li> </ul> </li> </ul>
<ul> <li>Technical Report         <ul> <li>Effect of hydrogen charging on tensile properties and fracture resistance in tempered martensitic high-strength spring steels with microalloying of V, Nb and Mo</li> <li>Mo</li> <li>Mox</li> <li>Mox</li> <li>Mox</li> <li>Mox</li> <li>Mox</li> <li>Mox</li> <li>Mox</li> <li>Mox</li> <li>Satsumi MOROOKA, Aya MATSUSHITA, Hironobu SAYAMA, Masanori SANO, Takuya YAMAOKA</li> <li>Kumamoto University, Assistant Professor Kwangsik KWAK, Professor Yoji MINE</li> </ul> </li> </ul>
• Evaluation of additive manufacturing of Ni-based super-heat-resistant alloy "Alloy718" powder prototype • • • • • • • • • • • • • • • • • • •
• Study on Soft Magnetic Powders with Insulating and Heat-Resistant Properties •• 26 Shusuke HIROKAWA、Seiichi SAITO
<ul> <li>Development of Anode Materials for Lithium-Ion Secondary Batteries</li> <li>···· 29</li> <li>Nobuhito CHUJO</li> </ul>
• Direct forge quenching of steel (Second report) • • • • • • • • • • • • • • • • • 34 Junya TANAKA
<ul> <li>Products · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·</li></ul>
<ul> <li>Equipment · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·</li></ul>
■Improvement case studies · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
■Industrial Property Rights · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·
■Editor's Note · · · · · · · · · · · · · · · · · · ·

## 巻頭言

技術開発センターはこれまで当社が保有している製品の製品力向上、基礎研究を中心とし た基盤技術の強化を推進して参りました。さらに近年では世の中の動きを見極めつつ、社会や 顧客ニーズを反映させた技術開発を目指しております。 この度vol.38号を発行するにあたり、熊本大学 峯教授、山口大学 湯浅准教授に寄稿執筆頂 きましたことを深く御礼申し上げます。

さて今回の技報ですが、ばね鋼や鋼材製品につきましては、改めて当社保有の既存鋼種の基 礎データ収集を行い、素材のポテンシャルを活かすアプローチで進めています。また金属粉末 製品では、今後市場の発展が期待される3D積層造形に関する開発を進めています。当社のこ れまでのアプローチは粉末目線での開発でしたが、現在では3D造形後の製品特性評価を行 うなど、製品目線からの粉末開発を行っています。将来のテーマとして、リチウムイオン二次電 池負極材の開発など新しい技術ヘチャレンジする案件も進めております。

当社を取巻く環境も目まぐるしく変わる中、研究開発のスピードアップも今まで以上に問わ れる状況です。DXツールの導入、解析ツールの活用による実験数の削減、データベースの構築 にも取組み、新たな研究所像を模索していますが、まだまだ道半ばの状況で皆様方のご協力 が必要な状況で御座います。

ご拝読頂ける皆様方に於かれましては、今後とも変わらぬご指導・ご鞭撻の程、宜しくお願 い申し上げます。



技術開発センター 副センター長 青山 俊文

# 準安定オーステナイト鋼における水素拡散挙動と 組織微細化による水素脆化感受性の低減

熊本大学 大学院先端科学研究部 教授 峯 洋二 Yoji Mine

## Hydrogen diffusion behavior and mitigation of hydrogen embrittlement by microstructure refinement in metastable austenitic steel

#### Synopsis:

For high-strength steels with a tensile strength greater than 1.2GPa, the susceptibility to hydrogen embrittlement is severely increased. Hydrogen embrittlement is caused by the interaction of hydrogen with vacancies, dislocations, grain boundaries, and precipitates. The role of lattice defects in the hydrogen embrittlement mechanism differs significantly between body-centered cubic and face-centered cubic structures. In this paper, martensitic transformation and hydrogen diffusion behaviors in metastable austenitic steels were characterized by metallographic examination and hydrogen desorption analysis of ultrafine-grained steels produced by HPT processing. It was found that microstructure refinement can improve the strength–ductility balance while reducing the susceptibility to hydrogen embrittlement.

#### 1. はじめに

引張強さが1.2GPaを超える高強度鋼では、水素脆化感 受性が著しく増大する。水素脆化は、空孔、転位、粒界、析 出物と水素との相互作用によって引き起こされる。多くの 研究者が、これらの格子欠陥と水素との相互作用を調査 し、様々な水素脆化現象について検討してきた。例えば、炭 化物のような第二相の析出を制御することで、不可逆的な 水素トラップサイトを導入し、体心立方晶(BCC)鋼の遅 れ破壊に関連する水素脆化の改善に成功している。Ti、V およびMoなどの炭化物形成元素を添加したマルテンサイ ト鋼を高温焼戻しすることで、二次硬化を生じるだけでな く、旧オーステナイト粒界への局所的な水素の集中を防ぐ ために、マルテンサイト基地へ不可逆的トラップサイトを 導入することができる1-3)。ところで、水素脆化機構におけ る格子欠陥の役割は、結晶構造の違いによって、すなわち BCC構造と面心立方晶(FCC)構造で大きく異なる<sup>4)</sup>。FCC 構造をもつオーステナイト系ステンレス鋼では、優れた延 性を犠牲にすることなく降伏応力を増大させることが、構 造材料として重要な課題であった。降伏応力を増加させる には、固溶強化、分散析出強化、転位強化、結晶粒微細化 強化の手法がとられている。しかし、窒素などの格子間原 子による固溶強化は、水素によるひずみの局在化を促進 し、耐水素脆化特性を低下させる<sup>5)</sup>。チタン含有Fe-25Ni-15Cr鋼は、微細なNi<sub>3</sub>(Al,Ti)粒子を分散させた析出硬化 型オーステナイト鋼として知られているが、この種の鋼は、 希少金属元素を多量に含むにもかかわらず、水素脆化感受 性が高い<sup>6)</sup>。一方、Macadreらは<sup>71</sup>、SUS316に化学成分が 近いFe-16Cr-10Ni鋼において、結晶粒を約1µmまで微 細化することで、水素による延性低下が緩和されることを 報告している<sup>71</sup>。さらに、著者らは<sup>8,9</sup>、高圧ねじり(HPT)加 工によって調整された超微細粒組織ステンレス鋼の引張 特性に及ぼす水素の影響を調査し、HPT加工後の焼鈍が、 転位密度を低下させ、超微細粒オーステナイト中に第二相 を混合させることによって、高強度を保持しながら、水素に よる延性低下を低減できることを実証した。

著者は、結晶粒を微細化するだけでなく、高密度の格子欠 陥を導入するHPT加工を利用して、水素脆化における格子 欠陥の役割を調査してきた<sup>10,11)</sup>。特に、HPT加工は、巨大ひ ずみ加工の中でも極めて高いひずみを定量的に制御しなが ら付与することが可能である。本稿では、HPT加工により調 整した超微細粒鋼における水素拡散挙動と水素脆化に及ぼ す格子欠陥の影響に関する解析に基づき、耐水素脆化高強 度鋼開発に向けた新たな視点を提供する。

## 2. 超微細結晶粒フェライト鋼およびオーステ ナイト鋼における水素拡散挙動

図1は、Fe-0.01CおよびSUS310Sにおいて、HPT加工 を施した組織の電子線後方散乱回折(EBSD)逆極点図 マップを示す<sup>12)</sup>。HPT加工は、直径19mm、厚さ0.8mm の円板試料を用いて、圧力1.5GPaを負荷して、回転速度 1rpmで、回転数を変化させて行った。方位差が15°以上 の大角粒界で区切られた平均粒径dは、Fe-0.01Cの場 合、1回転材で約125nmであった(図1a)。平均粒径は回 転数とともにわずかに増加し、4回転材では約134nm(図 1b)、8回転材では約141nm(図1c)であった。方位差2-5 。の範囲の小角粒界の割合は、回転数の増加とともに減少 し、8回転材では、粒界角度分布はランダム分布に近いこ とが示された<sup>12)</sup>。透過電子顕微鏡(TEM)明視野像では、 8回転材の組織の方が1回転材に比べて、粒界がより明瞭 に観察された<sup>12)</sup>。また、X線回折(XRD)測定より、転位密 度は回転数の増加とともに減少することが確認された12)。 SUS310Sでは、1回転材で、平均粒径が約85nmまで微 細化した(図1d)。10回転材でも、平均粒径の顕著な増加 は見られなかった(図1e)。方位差が2-5°の範囲にある 小角粒界の割合は、Fe-0.01CよりもSUS310Sの方が高 く、回転数の増加に伴う小角粒界の割合の減少率は、Fe-0.01CよりもSUS310Sの方が低かった<sup>12)</sup>。これらの違い は、SUS310Sが多くの合金元素を含み、積層欠陥エネル ギーが低いため、転位構造の回復とそれに続く組織の変化 が抑制されることから、合理的であると考えられる。このこ とは、HPT 加工したSUS310SのTEM観察において、1回 転材と10回転材の間で転位構造に有意差がない<sup>12)</sup>ことか らも裏付けられる。



図1 Fe-0.01CおよびSUS310SのHPT加工材のEBSD逆極点図マップ

水素トラップサイトが材料中の格子欠陥であると仮定す ると、全水素含有量C<sub>H</sub>は、格子内の平衡水素含有量C<sub>L</sub>と 格子欠陥にトラップされた水素含有量の和となり、次式で 表される。

$$C_{\rm H} = C_{\rm L} + \sum_{j} (\alpha n_{\rm T} N_{\rm T})_j \tag{1}$$

ここで、n<sub>T</sub>は水素で満たされたトラップサイトの割合、N<sub>T</sub> は単位体積当たりのトラップサイトの数、αは単位換算係 数、jはトラップサイトの種類を表す。ここで、n<sub>T</sub>は次式で表 される。

$$\frac{n_{\rm T}}{1 - n_{\rm T}} = \frac{c_{\rm L}}{1 - c_{\rm L}} \exp\left(\frac{H_{\rm B}}{RT}\right)$$
$$\cong c_{\rm L} \exp\left(\frac{H_{\rm B}}{RT}\right) \tag{2}$$

ここで、c<sub>L</sub>は水素で満たされた格子サイトの原子割合、H<sub>B</sub> はトラップサイトと水素の結合エネルギー、Rは気体定数、 Tは絶対温度である。したがって、水素のトラップは、水素 とトラップサイトとの結合エネルギーに依存する。ここで、 N<sub>T</sub>値は次式で計算される:

(転位の場合)

$$N_{\rm T} = \pi r_{\rm d}^2 \rho N_{\rm L} \tag{3}$$

(粒界の場合)

$$N_{\rm T} = L_{\rm gb} w_{\rm gb} N_{\rm L} \tag{4}$$

ここで、 $\rho$ は転位密度、 $r_d$ は転位からの有効距離、 $L_{gb}$ は単 位面積当たりの2°以上の粒界の全長、 $w_{gb}$ は粒界の幅、 $N_L$ は単位体積当たりの格子サイト数である。以下に示す $N_T$ の 計算では、 $r_d = b$ 、 $w_{gb} = b$ とし、Fe-0.01Cの四面体位置で  $dN_L = 5.2 \times 10^{29} \text{m}^{-3}$ 、SUS310Sの八面体位置で $dN_L = 2.6 \times 10^{29} \text{m}^{-3}$ を用いている。 $\rho$ の値は、XRD測定から次式 <sup>13)</sup>を用いて推定した:

(BCC金属の場合)

$$\rho = \frac{14.4\xi^2}{b^2} \tag{5}$$

(FCC金属の場合)

$$\rho = \frac{16.1\xi^2}{b^2}$$
(6)

ここで、bはバーガースベクトル、 $\xi$ は格子微小ひずみである。測定された $\alpha$  鉄ピーク(110)、(211)、(220)、または $\gamma$  鉄ピーク(111)、(200)、(220)、(311)について、 $\sin\theta \lambda^{-1}$ に対する $\beta \cos\theta \lambda^{-1}$ のプロットに対して最小二乗近似を行うことにより、 $\xi$ 値は次式<sup>13)</sup>によって決定された。

$$\frac{\beta\cos\theta}{\lambda} = \frac{0.9}{\delta} + \frac{2\xi\sin\theta}{\lambda} \tag{7}$$

ここで、 $\lambda$ はCo K $\alpha$ 線の波長、 $\beta$ は測定されたXRDピーク の線幅、 $\theta$ は回折角、 $\delta$ はコヒーレントドメインサイズであ る。L<sub>gb</sub>値は、本研究で実施したEBSD解析結果を用いた。

図2は、Fe-0.01CおよびSUS310SのHPT加工材について、上述の式(1)-(7)に基づいて求めた計算水素含有量C<sub>H,calc</sub>に対する測定水素含有量C<sub>H,meas</sub>の比較を示す<sup>12)</sup>。Fe-0.01Cでは無ひずみ材のデータを、SUS310Sでは溶体化処理材および60%冷間圧延材のデータを含む。 C<sub>H,meas</sub>は、5mm × 5mm角の板状試料について、四重極質量分析計を備えた昇温水素脱離分析装置を用いて、昇温速度0.5K s<sup>-1</sup>(Fe-0.01C)および0.33K s<sup>-1</sup>(SUS310S)で測定した。水素含有量の計算値と測定値はよく一致している(図2)。Fe-0.01C(図2a)については、転位と小角粒界 を含む粒界をトラップサイトとして $C_{H,calc}$ 値を計算した。鉄 の格子欠陥と水素の結合エネルギー $H_B$  = 26.04kJ mol<sup>-1</sup> (転位)および19.68kJ mol<sup>-1</sup>(粒界)<sup>4)</sup>を考慮すると、転位 だけでなく粒界も水素原子のトラップサイトになりうるこ とが考えられる。すなわち、BCC鉄では、粒界は強度を高 めるだけでなく、水素原子のトラップサイトにもなる。

SUS310Sでは、HPT加工材と溶体化処理材(または冷 間圧延材)で結晶粒径が大きく異なるにもかかわらず、水 素含有量と転位密度の間には直線関係が認められた<sup>12)</sup>。 このことから、SUS310Sでは、粒界が水素のトラップに ほとんど寄与していないと結論づけられる。図2bでは、式 (1)で転位のみをトラップサイトとみなして計算したC<sub>H,calc</sub> 値は、C<sub>H,meas</sub>/C<sub>H,calc</sub> = 0.94と測定値とよく一致している。 この結果は、水素の粒界との結合エネルギーが、転位との 結合エネルギー13.5kJ mol<sup>-1</sup>に比べて、0kJ mol<sup>-1</sup>と著 しく低い<sup>15)</sup>ことから解釈できる。したがって、SUS310Sの HPT 加工材では、水素トラップへの粒界の寄与は無視で きる。その結果、FCCオーステナイト鋼では、HPT加工後 の適切な焼鈍により、転位密度が減少し、水素トラップが 溶体化処理材と同程度に減少する一方、結晶粒微細化に よる強化は維持されるという重要な結論が得られた。



図2 Fe-0.01CおよびSUS310SのHPT加工材の水素吸蔵量の計算値と 測定値の比較

## 3. 準安定オーステナイト鋼における変形誘 起マルテンサイト変態と水素拡散挙動

オーステナイト系ステンレス鋼は、その優れた耐食性に より、様々な産業分野で構造材料として広く使用されてい る。その中でも準安定オーステナイト系ステンレス鋼は、変 形誘起マルテンサイト変態に起因した、高い加工硬化能と 大きな均一伸びを示す。マルテンサイト変態特性は、変態誘 起塑性(TRIP)として広く知られ、強度と延性を同時に高め るために利用されている。しかし、マルテンサイトが耐水素 脆化特性を悪化させる可能性が指摘されており、水素エネ ルギー分野での構造材料への準安定オーステナイト系ス テンレス鋼の適用をしばしば妨げてきた。本章では、準安定 オーステナイト系ステンレス鋼の水素脆化機構における変 形誘起マルテンサイト変態の役割について取り上げる。

図3は、SUS304についてHPT加工を1回転施した組織 を水素プリチャージの有無で比較したもの16)である。水素 プリチャージは、温度を508Kに保持した圧力10MPaの水 素ガス中に200時間曝露することで実施した。マルテンサ イト変態はいずれの試料でも発生し、HPT加工した試料の 板面の結晶方位が $\{111\}_{\nu}$  // ( $\{112\}_{\alpha}$ 'または $\{110\}_{\alpha}$ ') // (0001) ε に配向する傾向があった (図3bおよび3d)。 ε マルテンサイトの割合は、未チャージ材で0.3-4.0%、水素 チャージ材で0.3-15.6%であり、水素チャージ材でより多 く観察された<sup>16)</sup>。一方、HPT加工後の $\alpha$ 'マルテンサイトの 割合は、水素チャージ材の方が未チャージ材よりも低かっ た。このことは、SUS304の相当ひずみに対するα'マルテ ンサイト相の体積分率の変化について整理した図4aで確 認することができる。相当ひずみが約12-35の範囲では、 HPT 加工によって誘起されるα'マルテンサイト変態が水 素プリチャージによって抑制されることが示されている。 また、オーステナイト安定度の高いSUS316Lでは、HPT によって誘起されるα'マルテンサイトが、水素の存在下で は、著しく抑制された(図4b)。これらの結果は、SUS304 疲労試験において、水素チャージ材の方が未チャージ材 よりも疲労き裂先端での変形誘起マルテンサイトの生成 が少ないという観察<sup>17)</sup>と一致している。また、Abrahamと Altstetterは、310S型ステンレス鋼の引張試験における すべり線観察によって、水素の存在がすべり局在化を促進 することを示した<sup>18)</sup>。さらに、著者らによるSUS304および SUS316Lのナノインデンテーションによる研究において も、水素がすべりのプラナー化を促進することが示されて いる<sup>19)</sup>。水素が活動するすべり系の数を制限し、すべりのプ ラナリティを高める可能性を示唆している。したがって、水 素はα'マルテンサイトの核生成サイトとなりうるすべり系 の交差部20)を減少させると結論づけられる。



図3 SUS304未チャージ材および水素チャージ材のHPT加工後の組織



図4 SUS304およびSUS316LにおけるHPT加工後のマルテンサイト分率

昇温水素脱離分析法を用いると、水素脱離プロファイル を積分することで、試料中の水素含有量を見積もることが できる<sup>4)</sup>。高い水素拡散係数をもつ材料、例えば BCC 鉄 では、水素脱離プロファイルにおける最大水素脱離に対 応する温度は、一般にトラップサイトと水素の結合エネル ギーと関連している。一方、FCCオーステナイト鋼では、水 素脱離は水素拡散によって律速され、ピーク温度は水素拡 散の活性化エネルギーを強く反映する。言い換えれば、拡 散係数が高いほど水素脱離プロファイルのピーク温度は 低くなる。

図 5aおよび 5b は、それぞれ SUS304と SUS316L の

溶体化処理材、60%冷間圧延材およびHPT加工材の水素 脱離プロファイル<sup>16)</sup>を示す。これらの測定では、温度553K に保持した圧力94MPaの水素ガス中に200時間曝露して 水素チャージを行った。溶体化処理状態で水素チャージし た SUS304では、水素脱離プロファイルのピークは606K に現れ、水素脱離プロファイルの健算値、すなわち水素含 有量 C<sub>H</sub> は 89.4mass ppmであった。一方、HPT加工材 は冷間圧延材に比べて水素含有量が極めて少なく、ピー ク温度も低温側に移行した。冷間圧延材のα'マルテンサ イト分率が約22%であったのに対し、HPT加工材のα'マ ルテンサイト分率は約90%であった。そのため、変形誘起 マルテンサイトの増加により飽和水素濃度は低下するが、 平均水素拡散係数は増大すると考えられる。したがって、 HPT加工材と溶体化処理材の水素含有量の差が、マルテ ンサイト変態により生じる余剰水素に相当する。



図5 SUS304およびSUS316Lの溶体化処理材、60%冷間圧延材および HPT加工材の昇温水素脱離プロファイル

図6は、マルテンサイト変態によって生成した余剰水素 の挙動を解明するために、SUS304とSUS316Lの水素 プリチャージ試料をHPT加工した後に、室温、大気中で 保持し、時間を変えて水素含有量を測定した結果<sup>16)</sup>を示 す。SUS304およびSUS316L、ともに、水素プリチャー ジ材のHPT加工中の顕著な水素放出は見られなかった。 SUS304では、HPT加工後の時間経過とともに残留水素 濃度が著しく減少したが、マルテンサイト変態の影響がほ とんどないSUS316L(図4b)では、その減少はわずかで あった。このように、水素を含むオーステナイトがマルテン サイトに変態すると、両相の固溶度の差に相当する余剰水 素が発生し、高い水素拡散係数をもつマルテンサイトから 拡散する。オーステナイト中の水素拡散係数はマルテンサ イト中のそれよりも著しく低いため、余剰水素は相境界の オーステナイト側に集中すると予想される。



図6 SUS304およびSUS316Lの水素チャージ材におけるHPT加工後の 水素放出挙動

## 4. 準安定オーステナイト系ステンレス鋼の結 晶粒微細化による水素脆化の低減

SUS301やSUS304のような準安定オーステナイト系 ステンレス鋼では、通常の粒径をもつ場合、引張負荷中の 変形誘起マルテンサイト変態に起因して著しい水素脆化 を起こす<sup>21,22)</sup>。図7は、通常粒径のSUS304の変形および 破壊形態に及ぼす水素の影響<sup>10)</sup>を示す。未チャージ材で は、破面にディンプル(図7a)を伴う典型的なカップ・アン ド・コーン破壊(図7b)を呈した。破面から十分に離れた部 分でも断面減少が見られ(図7b)、大きな一様伸びを示し た。図7cは、破断した試験片の縦断面における破面近傍の 変形組織のEBSD相マップである。結晶粒は引張軸に沿っ て大きく伸長し、α'マルテンサイトが破面近傍で密に形 成されている(図7c)。これとは対照的に、水素を25mass ppm含有させた試験片では、未チャージ材と比較して、塑 性不均一性を示し、α'マルテンサイト変態が少なかった (図7d)。また、水素チャージ材では、巨視的には荷重軸に 垂直な面で破断し、多くの微小き裂が発生した(図7e)。さ らに、水素チャージ材の破面は、擬へき開と平坦ファセット で構成されていた(図7f)。著者らのグループによるマイク 口引張試験による研究では、単結晶および双晶境界試験 片を用いて、それぞれ水素による擬へき開と平坦ファセッ ト形成の特徴付けに成功している23,24)。第3章で説明した ように、準安定オーステナイト系ステンレス鋼の水素誘起 擬へき開は、引張負荷中に形成されるα'マルテンサイト とオーステナイトとの境界で発生し、両相間の水素拡散性 と固溶度の相違によって発生する余剰水素が契機となる と考えるとうまく説明できる。双晶境界分離に伴う平坦な ファセット形成は、準安定オーステナイト系ステンレス鋼 の水素脆化に関する早期破壊の主要な機構であることが 指摘されている<sup>24,25)</sup>。そのため、動的マルテンサイト変態の 生成箇所の分散が、相間および双晶境界における局所的 な水素濃度の増加の抑制に効果的であると考えられる。



図7 SUS304溶体化処理材の未チャージ材および水素チャージ材の引 張試験後の破面および表面形態、ならびに縦断面におけるEBSD相 マップ

図8は、マイクロ引張試験を用いて得られた、粒径の異な るSUS304の引張特性に及ぼす水素チャージの影響<sup>11,26)</sup> を示している。水素チャージの有無にかかわらず、降伏応 力と平均粒径の間には、ホールペッチ関係が成り立ってい る(図8a)。未チャージ材において、摩擦応力とホールペッ チ係数は、それぞれ176MPaと450MPa μm<sup>1/2</sup>と決定さ れた。また、水素チャージにより摩擦応力は40%増加し、 245MPaとなったが、ホールペッチ係数は不変であった。 これは、水素は固溶効果によって基地の変形抵抗を増加 させるが、結晶粒の微細化強化には影響しないことを示し ている。未チャージ材の絞りと引張強さの関係(図8b)を 見ると、平均粒径が約0.4µmより大きい範囲では引張強 さの増大とともに絞りが低下したが、0.4µmより小さい 粒径では絞りは変化しなかった。水素チャージ材は、粒径 が約0.4µmより小さい超微細粒組織において引張強さが 1-1.5GPaに対して、約60%の絞りが保持された。言い換 えれば、結晶粒の超微細化は強度と延性のバランスを改善 するだけでなく、準安定オーステナイト系ステンレス鋼の 水素脆化感受性を低減するのに有効である。動的α'マル テンサイト変態が、水素脆化感受性を決定する重要な因子 であると論じられてきた<sup>16,27,28)</sup>。飽和水素濃度は、α'マル テンサイトの方がオーステナイトよりも1桁低い<sup>29)</sup>。水素を 含むオーステナイトがα'マルテンサイトに変態すると、両 相の飽和水素濃度の差に相当する余剰水素が発生する。マ ルテンサイト中の水素の拡散係数はオーステナイト中の水 素の拡散係数に比べて極めて高いため、その後、余剰水素 は形成された $\alpha'$ マルテンサイトから周囲のオーステナイ トに拡散し、界面境界に蓄積される。Wangらによる有限 要素法による計算研究<sup>30)</sup>は、形成されたα'マルテンサイ トに隣接するオーステナイト領域で割れが発生することを 裏付けている。ところで、超微細粒オーステナイトは、各粒 から単一のα'マルテンサイトバリアントを形成するが、通 常粒径のオーステナイトでは、変形に好都合な方位関係を もつ複数のα'マルテンサイトバリアント形成が選択され る<sup>31)</sup>。このため、超微細粒オーステナイトから発生した余 剰水素は分散し、局所的な水素濃度が低下する結果、水素 による延性の低下が軽減される。図8bに示すように、絞り - 引張強さの関係から、準安定オーステナイト系ステンレ ス鋼では、超微細粒組織と同様にナノ双晶組織も、水素脆 化感受性を低下させながら、強化に寄与することが明らか にされている<sup>11,32)</sup>。この結果は、ナノ双晶束と再結晶粒から なる二峰性組織をもつSUS304で耐水素脆化特性が向上 する<sup>33,34)</sup>ことを裏付けている。



図8 組織微細化したSUS304の未チャージ材および水素チャージ材に おける降伏応力の粒径依存性と絞りと引張強さの関係

#### 5. まとめ

本稿では、HPT加工により製造した超微細粒組織鋼の 組織学的特徴づけと水素脱離分析により準安定オーステ ナイト鋼の相変態と水素拡散挙動を明らかにした。その上 で、組織の微細化により強度 – 延性バランスを向上させな がら、水素脆化感受性を低減できることを見出した。結論 は以下のように要約できる:

- (1) BCC鉄では、結晶粒の微細化が強度を高めるだけでな く、水素のトラップにも関与する。
- (2)FCC構造の超微細粒オーステナイト鋼では、水素ト ラップに対する粒界の寄与は無視できる。
- (3)準安定オーステナイト鋼では、水素の存在下でα'マル テンサイト変態が抑制される。これは、水素によりすべ りのプラナリティが向上することに由来すると考えられる。
- (4)水素を含むオーステナイトがα'マルテンサイトに変態 すると、両相の固溶度の差に相当する余剰水素が発生 し、水素拡散性の高いマルテンサイトからオーステナイ トへ拡散する。
- (5)準安定オーステナイト系ステンレス鋼に超微細粒およびナノ双晶を導入することは、動的α'マルテンサイト変態を制御することにより、水素による延性低下を軽減するのに有効である。準安定オーステナイト鋼の塑性変形プロセスを制御した中間温度での製造は、持続可能な材料を得るための有望な戦略である。



## データとデジタル技術を活用したイノベーションの取り組み -山口県の企業の事例に基づく考察-

山口大学教育・学生支援機構准教授、DX人材育成推進室副室長 湯浅 修一 Shuichi Yuasa

Innovation with Data and Digital Technology

-Consideration based on a case study of a company in Yamaguchi-

#### Synopsis

First, this paper positions DX (Digital Transformation) as an initiative aimed at establishing competitive advantage, based on METI (Ministry of Economy, Trade and Industry)'s definition. The paper also uses Schumpeter's definition of innovation as a "new combination". And based on the examples of Bridgestone and J-Air, a subsidiary of Japan Airlines, DX is defined as "an initiative to realize a 'new combination' that incorporates the company's strengths by utilizing data and digital technology to establish a competitive advantage.

Secondly, the paper discusses such "new combinations" in detail based on the case of a small-sized company called Chuo Shinso in Yamaguchi Prefecture. The paper points out three key issues, including the cases of Bridgestone and J-Air, that (1) not only a limited number of companies and managers can make "new combinations," (2) realization of the "new combination" does not have to be limited to the company's own resources, and (3) data and digital technology can increase the possibility of "new combinations" that utilize resources of other companies.

The paper also points out, based on author's own practical experience and the results of interviews conducted by Yamaguchi University, that DX, not limited to such "new combinations", requires human resources who have both business knowledge and digital skills, and who are willing to take on challenges in pursuit of lofty goals.

#### 1.はじめに

山口大学では、内閣府の提唱するSociety5.0に向け、 データサイエンス教育や知的財産教育にいち早く取り組 んできた。今後はこの取り組みをさらに進め、DX人材の育 成に力を入れていくこととしており、その役割を担う組織 としてDX人材育成推進室を2022年10月に学内に設置し たところである。

筆者も所属するこのDX人材育成推進室では、山口大学 の掲げる教育理念「発見し・はぐくみ・かたちにする知の 広場」を踏まえ、今後育成するDX人材像を「時代の変化、 社会の多様化を見据えるしなやかさを持ち、新たな価値を 創出するための課題を見出し、解決に向けてデータとデジ タル技術を適切に活用した方策を構想し、実装に導くこと ができるイノベーション人材」としている。

このようなDX人材像を描いた背景には、DXはデータと デジタル技術を活用したイノベーションの取り組みである との考えがある。このため、本稿においては、DXとイノベー ションの定義をそれぞれ明確にした上で、山口県の企業の 実例も踏まえ、DXをイノベーションの側面から考察する。

#### 参考文献

- 1) G.M. Pressouyre, I.M. Bernstein, A kinetic trapping model for hydrogen-induced cracking, Acta Metall. 27 (1979) 89–100.
- 2) F.G. Wei, K. Tsuzaki, Quantitative analysis on hydrogen trapping of TiC particles in steel, Metall. Mater. Trans. A 37(2006) 331–353.
- 3) T. Depover, K. Verbeken, Evaluation of the effect of V4C3precipitates on the hydrogen induced mechanical degradation in Fe-C-V alloys, Mater. Sci. Eng. A 675 (2016) 299–313.
- 4) J.Y. Lee, S.M. Lee, Hydrogen trapping phenomena in metals with B.C.C. and F.C.C. crystals structures by the desorption thermal analysis technique, Surf. Coat. Technol. 28(1986) 301–314.
- 5) M. Koyama, K. Habib, T. Masumura, T. Tsuchiyama, H. Noguchi, Gaseous hydrogen embrittlement of a Ni-free austenitic stainless steel containing 1mass% nitrogen: effects of nitrogen-enhanced dislocation planarity, Int. J. Hydrog. Energy 45 (2020) 10209–10218.
- 6) A.W. Thompson, J.A. Brooks, Hydrogen performance of precipitation-strengthened stainless steels based on A-286, Metall. Trans. A 6(1975) 1431–1442.
- 7) A. Macadre, N. Nakada, T. Tsuchiyama, S. Takaki, Critical grain size to limit the hydrogen-induced ductility drop in a metastable austenitic steel, Int. J. Hydrog. Energy 40(2015) 10697–10703.
- 8) Y. Mine, K. Tachibana, Z. Horita, Effect of hydrogen on tensile properties of ultrafine-grained type 310S austenitic stainless steel processed by high-pressure torsion, Metall. Mater. Trans. A 42(2011) 1619–1629.
- 9) Y. Mine, K. Tachibana, Z. Horita, Effect of high-pressure torsion processing and annealing on hydrogen embrittlement of type 304metastable austenitic stainless steel, Metall. Mater. Trans. A 41 (2010) 3110–3120.
- 10) Y. Mine, Z. Horita, Hydrogen effects on ultrafine-grained steel processed by high-pressure torsion, Mater. Trans. 53 (2012) 773–785.
- 11) Y. Mine, Micro-mechanical characterisation of hydrogen embrittlement and fatigue crack growth behaviours in metastable austenitic stainless steels with microstructure refinement, Mater. Trans. 64 (2023) 1474–1488.
- 12) Y. Mine, Z. Horita, Y. Murakami, Effect of high-pressure torsion on hydrogen trapping in Fe–0.01mass% C and type 310S austenitic stainless steel, Acta Mater. 58(2010) 649–657.
- 13) G.K. Williamson, R.E. Smallman, III. Dislocation densities in some annealed and cold-worked metals from measurements on the X-ray debye-scherrer spectrum, Phil. Mag. A 1(1956) 34–46.
- 14) G.K. Williamson, W.H. Hall, X-ray line broadening from filed aluminium and wolfram, Acta Metall. 1 (1953) 22–31.
- 15) G. J. Thomas: Hydrogen Effects in Metals, ed. by I. M. Bernstein and A. W. Thompson, (AIME, Warrendale, PA, 1981) pp. 7785.
- 16) Y. Mine, Z. Horita, Y. Murakami, Effect of hydrogen on martensite formation in austenitic stainless steels in high-pressure torsion, Acta Mater. 57(2009) 2993–3002.
- 17) Y. Murakami, T. Kanezaki, Y. Mine, Hydrogen Effect against Hydrogen Embrittlement, Metall. Mater. Trans. A 41 (2010) 2548–2562.
- D.P. Abraham, C.J. Altstetter, Hydrogen-enhanced localization of plasticity in an austenitic stainless steel, Metall. Mater. Trans. A 26(1995) 2859–2871.
- 19) Y. Mine, K. Doi, S. Matsuoka, Y. Murakami, The influences of hydrogen on microscopic plastic deformation behavior of SUS304and SUS316L stainless steels, J. Soc. Mat. Sci. Jpn. 57 (2008) 255–261 (in Japanese).
- 20) G.B. Olson, M. Cohen, A mechanism for the strain-induced nucleation of martensitic transformations, J. Less Common Met. 28(1972) 107–118.
- 21) D. Eliezer, D.G. Chakrapani, C.J. Altstetter, E.N. Pugh, The influence of austenite stability on the hydrogen embrittlement and stresscorrosion cracking of stainless steel, Metall. Trans. A 10(1979) 935–941.
- 22) S. Singh, C. Altstetter, Effect of hydrogen concentration on slow crack growth in stainless steels, Metall. Trans. A 13(1982) 1799–1808.
- 23) Y. Mine, K. Koga, O. Kraft, K. Takashima, Mechanical characterization of hydrogen-induced quasi-cleavage in a metastable austenitic steel using micro-tensile testing, Scr. Mater. 113(2016) 176–179.
- 24) S. Ueki, K. Koga, Y. Mine, K. Takashima, Crystallographic characterisation of hydrogen-induced twin boundary separation in type 304stainless steel using micro-tensile testing, ISIJ Int. 59(2019) 927–934.
- 25) C. San March, T. Michler, K.A. Nibur, B.P. Somerday, On the physical differences between tensile testing of type 304and 316austenitic stainless steels with internal hydrogen and in external hydrogen, Int. J. Hydrog. Energy 35(2010) 9736–9745.
- 26) Y. Mine, N. Horita, Z. Horita, K. Takashima, Effect of ultrafine grain refinement on hydrogen embrittlement of metastable austenitic stainless steel, Int. J. Hydrog. Energy 42(2017) 15415–15425.
- 27) L. Zhang, Z. Li, J. Zheng, Y. Zhao, P. Xu, C. Zhou, X. Li, Effect of strain-induced martensite on hydrogen embrittlement of austenitic stainless steels investigated by combined tension and hydrogen release methods, Int. J. Hydrog. Energy 38 (2013) 8208–8214.
- 28) Y. Mine, K. Koga, K. Takashima, Z. Horita, Mechanical characterisation of microstructural evolution in 304stainless steel subjected to highpressure torsion with and without hydrogen pre-charging, Mater. Sci. Eng. A 661 (2016) 87–95.
- 29) Y. Mine, C. Narazaki, T. Kanezaki, S. Matsuoka, Y. Murakami, Fracture of Nano and Engineering Materials and Structures, ed. by E.E. Gdoutos, (Springer, Netherlands, 2006) pp. 907–908.
- 30) Y. Wang, X. Li, D. Dou, L. Shen, J. Gong, FE analysis of hydrogen diffusion around a crack tip in an austenitic stainless steel, Int. J. Hydrog. Energy. 41 (2016) 6053–6063.
- 31) Y. Matsuoka, T. Iwasaki, N. Nakada, T. Tsuchiyama, T. Takaki, Effect of grain size on thermal and mechanical stability of austenite in metastable austenitic stainless steel, ISIJ Int. 53(2013) 1224–1230.
- 32) S. Ueki, R. Oura, Y. Mine, K. Takashima, Micro-mechanical characterisation of hydrogen embrittlement in nano-twinned metastable austenitic stainless steel, Int. J. Hydrog. Energy 45(2020) 27950–27957.
- 33) X. Chen, L. Ma, C. Zhou, Y. Hong, H. Tao, J. Zheng, L. Zhang, Improved resistance to hydrogen embrittlement of warm-deformed 304austenitic stainless steel in high-pressure hydrogen atmosphere, Corros. Sci. 148 (2019) 159–170.
- 34) Y.H. Fan, F. Cui, L. Lu, B. Zhang, A nanotwinned austenite stainless steel with high hydrogen embrittlement resistance, J Alloys Compd. 788 (2019) 1066–1075.

また、こうしたDXを推進する上で必要とされる人材像に ついても考察する。

なお、本稿においてはすべてDXをDigital Transformationの略称として表記する。

#### 2. DXとは何か

経済産業省はDXを「企業がビジネス環境の激しい変化 に対応し、データとデジタル技術を活用して、顧客や社会 のニーズを基に、製品やサービス、ビジネスモデルを変革 するとともに、業務そのものや、組織、プロセス、企業文化・ 風土を変革し、競争上の優位性を確立すること」<sup>1)</sup>と定義し ている。2010年代後半に日本でDXがさかんに提唱され始 めた当初は、DXを、デジタル技術を使ってビジネスや業務 を大きく変革することといった形で、変革に着目した取り 組みとする見方も散見された。一方で経済産業省の上の定 義はDXの最終的な目的を、変革に留まらず、それを通して 企業が競争上の優位性を確立することである旨を明示し ており、実務家としてDXの全社戦略を描き、推進してきた 筆者も大いに賛同できるものとなっている。したがって本 稿においてもこの経済産業省の定義に準拠して論を進め ることとする。

#### 3. イノベーションとは何か

シュンペーターは、イノベーションを、「新規の、もしく は、既存の知識、資源、設備などの新しい結合」<sup>2)</sup>と定義し た。シュンペーターのこの「新しい結合」、すなわち「新結 合」は、これまで存在しなかった、まったく新しいものどう しを結合させることのみならず、新規のものと既存のもの、 あるいは既存のものどうしを新しい形で結合させることと されている。

そしてこの「新結合」においては、それによって新たに 生み出される製品やサービスが、価値のあるものとして、 顧客や社会に認められ、受容される必要がある<sup>2)</sup>。たとえ ばアップルは、当時すでに存在していた携帯電話とコン ピュータを「新結合」することで、i-Phoneという新製品と それを通した様々なサービスを価値として提供している。 このような「新結合」によって創出された価値は多くの人々 に受け入れられ、アップルは今日の競争優位性を確立する に至っているのである。

なお、イノベーションについては研究者や実務家の間で 様々な定義が提示されているが、本稿においてはシュン ペーターに倣ってイノベーションを「新結合」ととらえるこ ととする。

## 4. イノベーションにおけるデータとデジタル 技術の役割

イノベーション、すなわち価値を創出するための「新結 合」において、データとデジタル技術はどのような役割を 果たすのか、この点について考えてみたい。

データは、「人が利用することができる事実、材料」<sup>3)</sup>であ る。そして情報通信技術とも称されるデジタル技術を用い てこのデータを処理することで、情報として意味のあるも のに変換することができる。さらにデジタル技術は大量の データを速く正確に処理するとともに、情報として時間や 距離の制約を受けずに、共有、伝達することを可能にする。

こうしたデータとデジタル技術の特徴を踏まえた「新結 合」のわかりやすい例として、株式会社ブリヂストン(以下、 ブリヂストンと記載)と株式会社日本航空(以下、日本航空 と記載)の子会社である株式会社ジェイエア(以下、ジェイ エアと記載)の取り組みを挙げることができる。

ブリヂストンと日本航空とが共同発表した文書<sup>4)</sup>による と、「航空機用タイヤは、機体の速度と重量を支えながら離 着陸を繰り返すという過酷な条件下で使用され、通常、航 空機が数百回離着陸する毎に新しいタイヤに交換する必要」<sup>4)</sup>がある。また、航空機の「使用環境によってタイヤの摩 耗進展速度が異なるため、これまで、突発的なタイヤ交換 や、交換時期の集中が発生」<sup>4)</sup>していたとのことである。

このため、ブリヂストンは、概ね1世紀にわたって培って きたタイヤに関する知見という自社の「強み」と、ジェイエ アの航空機とを「新結合」することによって、より精度の高 い計画的な航空機のタイヤ交換を実現している。そしてこ の「新結合」の実現に活用されているのが、ジェイエアの航 空機が有する機体データなどから得た様々なデータ、すな わち航空機の「個々のタイヤの装着時期、着陸回数、設置時 の速度、地上走行距離、ブレーキの使用頻度、着陸した空港 の気温」<sup>5)</sup>などに関する大量のデータと、ブリヂストンの有 するデジタル技術、すなわちデータ解析技術やそれに基づ くタイヤの摩耗・交換日の予測システムである。これによっ て、ブリヂストンは、顧客であるジェイエアに対して、データ に基づいて予測した「具体的な交換作業の発生日」「シを情報 として共有、伝達することで、より精度の高い計画的なタイ ヤ交換という貴重な価値を提供しており、またジェイエア では、それをタイヤ交換作業の効率化、平準化やタイヤ在 庫の削減につなげている。

この事例からは、データとデジタル技術の活用が、これ まで必ずしも容易ではなかったタイヤに関する知見と航 空機の「新結合」を可能にしていること、また、ブリヂストン が有するタイヤに関する知見が「強み」として「新結合」の 中に織り込まれていることが観察される。そしてこうした 点が、ブリヂストンにとって、顧客であるジェイエアとの継 続的な関係を築き、持続的な競争優位性を確立する源泉 となっていることもわかる。経済産業省の定義も踏まえ、こ のような取り組みをDXとするなら、筆者は、DXとは『競争 優位性の確立に向けて、データとデジタル技術を活用した 上で、自社の強みを織り込んだ「新結合」を実現する取り組 み』と言うことができるのではないかと考える。

#### 5. 中央寝装に見る「新結合」

データとデジタル技術を活用したこうした「新結合」の 取り組みは、前出のブリヂストンやジェイエアのような規 模の大きな企業に限られたものではない。むしろ規模の小 さな企業においてもデータとデジタル技術を活用すること で、知識、資源、設備などの「新結合」の範囲を拡げたり、こ れまでは難しかった「新結合」を実現することが可能とな り、それが競争優位性の確立につながっているケースが見 られる。以下では、山口県の中小企業の事例をもとにこの 点を考察する。

研究の対象とした株式会社中央寝装(以下、中央寝装と

記載)は、山口市内に立地する、従業員数5名(2023年時 点)の寝具専門店である。

#### (1) 創業期

中央寝装は、原綿を綿打ちし、綿布団を製造・販売する 打綿業を祖業とし、1957年に山口市に設立された会社で ある。市内に図1に示すような工場を有し、約20名の従業 員を雇用して作った綿布団を県内各地で販売していた。綿 布団は昭和30年代頃までは一般家庭でも作られていた が、家庭で作られている布団を自社で生産すれば一定の需 要が継続して見込まれるとの期待から会社の設立に至っ た模様である。

#### (2) 成長期

時代が下って1980年代になると、布団は綿布団ではな く、軽くて暖かい羽毛布団や低価格帯の化繊布団が主流に なった。特に1980年代後半は、日本がバブル景気に沸いた 時代であり、全国のメーカーから仕入れた羽毛布団の販売 が好調で、この時期に会社は設立以来最高の売上高を記 録している。また、1996年には羽毛布団の製造機械も同業 他社に先駆けて導入し、自社生産体制を整えた。こうして、 綿布団に始まった、布団を作って売るというビジネスモデ ルが全盛を極めたのである。



図1 綿布団の工場(株式会社中央寝装提供)

#### (3) 事業環境の変化

しかしながらこの頃から中央寝装を取り巻く事業環境 は厳しさを増してくる。たとえば、山口県の人口は1985年 をピークに減少に転じはじめる。1985年時点で160万人 を数えた人口は2001年には152万人となり、わずか約15 年の間に5パーセントも減少している。2023年時点ではさ らに130万人にまで減少しているのであるが、このように 人口が減ることは、布団に対する需要そのものが減少し、 市場が縮小することでもあり、ビジネス環境としては決し て望ましいものではない。また、山口市内に進出した家具 専門小売店や総合スーパーなどが低価格帯の布団を取り 扱うようになり、中央寝装のような寝具専門店の競合とし て台頭してきた。

こうしたことから、中央寝装のような山口市内の寝具専 門店は次々と撤退していったとのことである。中央寝装で も高齢化等により従業員の数は2001年時点で8名にまで 減少しており、このような状況に鑑み、2005年に当時の社 長は5年後の2010年をめどに会社を廃業することをいっ たんは決断した。布団を作って売るというビジネスモデル の行き詰まりが見えてきたのである。

#### (4) ビジネスモデルの転換

厳しい事業環境の中、ちょうど廃業を決断した2005年 に中央寝装に入社した現社長で創業者の孫にあたる山口 すみれ氏は、実家でもある中央寝装を、布団を製造・販売 する会社から、眠りをトータル・コーディネートする会社に 変えることで、10年後も存続する道を模索し始めた。この ため、当時は山口県内に取得者はいないと言われた「睡眠 環境診断士」の資格を取得すると、これを皮切りに、セラピ スト、アロマ、体操など快適で健康な睡眠、すなわち「良質 の眠り」に欠かせない様々な資格や幅広い知識を独学で 習得していった。こうした眠りに関する知識を時間をかけ て習得してきた山口氏は、今では全国で数十名と言われる 「スリープマスターエキスパート」として寝具大手の西川 株式会社(以下、西川と記載)から認定されている。

さらに山口氏は、「良質の眠り」に必要なものは、これら 睡眠の知識に加えて、高品質の寝具であると考えた。この ため、中央寝装では、これまでの事業で培ってきた布団に 関する知識も活かしながら、高品質の寝具を取り扱うこと のできる調達先を厳選するとともに、布団以外にも寝間 着、アロマといった「良質の眠り」に必要な寝具の調達先を 新たに開拓していった。また2017年には西川の販売店と なり、質の高い、適正な価格の寝具の調達力を一層高めて いる。

(5) 新しいビジネスモデル

眠れない、寝つきがよくないなど、眠りに悩みを持つ顧客は、中央寝装に来店予約を入れ、同社で眠りに関する悩みを個別相談する。このような悩みの中には、たとえば午前4時頃から気温が下がることが多いため、朝方になると足元が冷えるとか、受験期が近付くと眠れなくなるといった、山口の地域固有のものも少なくないという。

従来、こうした相談の多くは、病院の精神科や神経内科 が受けることが多く、顧客にとって敷居の高いものであっ た。一方、西川から山口市内で唯一の「ねむりの相談所」と して認定されている中央寝装では、顧客は眠りに特化した 専門的なアドバイスを気軽に受けることができる。

相談を踏まえ、顧客は活動量計と環境測定センサーを中 央寝装から貸与してもらう。活動量計は、2週間にわたって 顧客の昼間の活動量や睡眠の状態、たとえば布団に入って から寝入るまでの時間や睡眠の深さ、寝返りの回数などを 計測する。また環境測定センサーは、顧客の寝室の温度、 湿度、明るさ、音などの睡眠環境を計測する。

計測データを見た上で、中央寝装では、たとえば、マット レスの硬さや枕の高さが体形に合っていないので寝返りが 多すぎ寝つきが悪い、そもそも寝室が明るすぎるので眠れ ないといった診断を示した上で、「良質の眠り」に必要な知 識と、長年培ってきた布団の知識とによって、最適な寝具 や睡眠環境を顧客に提案している。

かつての布団の製造・販売は、「売り切り」のビジネスモ デルであり、顧客との関係は販売時点でいったん途切れて しまう。しかし現在では、眠りの質を高めたい顧客に向け て、継続的に寝具を提案する、すなわち顧客とのコンタク トを継続するビジネスモデルとなっている。たとえばはじ めに布団を購入した顧客に、その後は眠りの質を高める上 で効果のあるマットレスや枕、アロマなどを継続して提案 する。また、店舗内に除菌・消臭ルームを設置し、半年に1 回、無料で利用できるようにすることで、顧客が継続して来 店する機会を増やしている。

「良質の眠り」のための高品質の寝具は、これまで取り 扱ってきた寝具と比べて販売単価が4倍近くになることも ある。中央寝装のような寝具専門店の顧客層はもともと購 入価格帯が高く、上位約8%を占めると言われている。その 上で「良質の眠り」に向けた新しいビジネスモデルは、人口 が減少する市場において、眠りの質にこだわる高品質、高 価格帯の顧客を繰り返し継続的に取り込むことに成功し ている。さらに、新型コロナが蔓延しはじめた2020年頃か ら家で過ごす時間が増えたことで、人々の関心が眠りに向 くようになったことも、こうしたビジネスモデルの追い風 になっている。

こうして中央寝装では綿布団の製造・販売から始めた事 業を、図2に示すような店舗において「良質の眠り」をプロ デュースする事業に転換することに成功している。図1と図 2を比べると、その外観からも大きな事業転換という変革 を成し遂げたことが見て取れる。その結果、同社の提供する 「良質の眠り」という新たな価値が広く顧客に受け入れら れ、競争優位性を確立することで、人口減少が止まらない、 布団の市場が縮小する環境下でも業績を伸ばし続けてい るのである。中央寝装の顧客数は現在4千人を上回る。こ れは山口市の人口約20万人の2%に匹敵するものであり、 新しいビジネスモデルがこうした多くの顧客を獲得するこ とにつながっている。



図2 現在の店舗(株式会社中央寝装提供)

(6) データとデジタル技術の活用

中央寝装の新しいビジネスモデルの基盤となっているの が、「SLEEP TECH」、「顧客データベース」といったデータ とデジタル技術である。

「SLEEP TECH」は、西川の登録商標で、睡眠や睡眠環 境の計測データをもとに、快適な眠りのための寝具を提 案するものである。中央寝装では蓄積したデータとそれを データサイエンスを使って寝具の提案に結びつけるプラッ トフォームとして利用することで、客観的で論理的な寝具 の提案ができるようなっている。

また、「顧客データベース」は、眠りに関する相談内容や、 それに基づいて顧客に提案した寝具、顧客が購入した寝具 等の履歴をデータとして一元管理するものである。従業員 間でこうした情報の共有が効率的に行えることから、属人 化せず、質の高い接客や提案を効率的、継続的に行うこと が可能となっている。

(7) 中央寝装に見る「新結合」

これまで見てきたとおり、中央寝装は自社のビジネスモ デルを、従来の布団を作って売る、いわゆる「モノ売り」か ら、顧客一人一人に合わせた「良質の眠り」のための寝具 を提案する「コト売り」に転換している。そこでは、社長の 山口氏を中心に同社が獲得してきた、快適で健康な睡眠や 睡眠環境に関する専門知識が大きな役割を果たしている。 そうした知識に基づく寝具や睡眠環境を顧客に提案する 「提案力」が中央寝装の「強み」の一つとなっているのであ る。一方、この「提案力」を実現するためには、様々な高品質 の寝具を調達することのできる「調達力」が必要であり、中 央寝装は高品質な寝具の調達先を選別し、また開拓してき た。この「調達力」も同社の「強み」となっている。

この結果、中央寝装では、自社の強みである寝具の「提案 カ」と「調達力」とが「新結合」されることで、眠りのトータ ル・コーディネートという「コト売り」のビジネスモデルが 形成され、それが「良質の眠り」という新たな価値を顧客に 提供し、競争優位性を確立していることがわかる。

さらに、「SLEEP TECH」は顧客への寝具や睡眠環境の 「提案力」を客観性、論理性の面から補強し、また「顧客



図3 中央寝装の「新結合」によるビジネスモデル

データベース」は顧客に対してこの「提案力」を効率的、継続的に発揮することに寄与している。データとデジタル技術がもたらす質の高い提案が、顧客ニーズをより的確にと

#### 6. 事例から得られる学び

ブリヂストンとジェイエアや中央寝装の事例からは、次 の3点が「新結合」の学びとして得られる。

第一に、DXを本稿で位置付けた「新結合」の取り組みと するなら、それは決して限られた企業や経営者にしかでき ないというものではなく、また企業規模や業種も問わない という点である。ただし、規模の小さな企業においては経 営資源の制約などから「新結合」に織り込む「強み」の形成 に時間を要することがある。たとえば中央寝装では「良質 の眠り」に向けた「提案力」のための知識習得に10年近く を要している。

第二に、新たな価値の提供に向けた「新結合」において は、自社の有する経営資源のみにとらわれる必要はない 点である。たとえばブリヂストンはジェイエアが有する 航空機のデータを活用しており、また中央寝装も西川の 「SLEEP TECH」を活用して「提案力」を補強している。

そして第三に、データとデジタル技術を活用することで、 このような他社の経営資源をも活かした「新結合」の可能 性が高まる点である。同様の主張は中国企業を対象とした 先行研究においても見られ、「デジタル技術は、企業が自社 の資源や能力の不足を打破し、外部の資源や能力を活用し て、新市場への進出や新製品の開発といった戦略を実現す るのに役立つ」とされている<sup>6)</sup>。 らえた寝具の調達につながっている。

図3はこのような「新結合」によるビジネスモデルを図示 したものである。

#### 7. DX人材の不足

こうした「新結合」に限らず、DXの取り組みに際しては多 くの企業がDX人材の不足という課題に直面している。株 式会社帝国データバンク山口支店の調査によると、山口県 に本店を置く企業においてDXに取り組んでいると回答し た企業は有効回答企業109社のうちわずか9.2%とのこと である。また、これら109社のうち59社がDXに取り組む上 での課題として「対応できる人材がいない」ことを挙げて いる<sup>71</sup>。調査時期は異なるものの、独立行政法人情報処理 推進機構が全国の企業を対象に調査し、543社から得た回 答では、DXに取り組んでいる企業の割合は69.3%となっ ているが、中小企業においてはDXに取り組むに当たっての 課題として多くの企業が「DXに関わる人材が足りない」こ とを挙げている<sup>81</sup>。

#### 8. DXに求められる人材像

しかしながら、こうした調査においては、具体的にどのような人材が不足しているのかといった点が明示されていない。このため、山口大学ではDX人材育成推進室が中心となり、昨年、県内外の製造業をはじめ複数社を訪問し、各企業でDXの取り組みに必要とされる人材像についてヒアリング調査を行った。

このときの調査結果やAGC株式会社(以下、AGCと記載)でのDX人材育成の経験から、筆者は企業においてDX を推進する上では、担当している業務の知識と、デジタル スキルの両方を併せ持つ人材、すなわちAGCが「二刀流人

V、NbおよびMoを微量添加した焼戻しマルテンサイト組織を有する 高強度ばね鋼の機械的性質に及ぼす水素チャージの影響

> 三菱製鋼㈱ 技術開発センター 諸岡 夏実,松下彩,佐山 博信,佐野 正典,山岡 拓也 熊本大学大学院 郭光植,峯洋二

#### 1. 緒言

技術報告

環境汚染や資源枯渇、エネルギー不足などの問題に対し て、自動車産業分野では、車両構造の軽量化が課題となっ ている。自動車用懸架ばねについては、設計応力の増加に 伴い材料の高強度化が進み、引張強度が2GPaを超える 高強度鋼の適用が検討されている<sup>1)</sup>。一方で、引張強度が 1200MPaを超える高強度鋼では水素脆化感受性が高ま り、遅れ破壊現象が懸念される<sup>2)</sup>。これに対して、VやTiな どの炭化物形成元素(M)を微量添加して高温で焼戻しを 行い、MC炭化物を析出させることで、粒内に水素をトラッ プさせ、粒界への水素集積を抑制する対策がとられてきた <sup>3,4)</sup>。しかし、ばね鋼においては、強度と耐へたり性を確保す るために低温焼戻しが行われ、MC炭化物の利用ができな い。

本研究では、低温焼戻し状態における中炭素Si-Cr系ば ね鋼IIS-SUP12をベース鋼として、水素脆化感受性に及 ぼすV、NbおよびMoの微量元素添加の影響を調査した。

#### 2. 実験方法

供試材は、懸架用コイルばねとして使用される中炭素 Si-Cr系ばね鋼IIS-SUP12をベース鋼(以下SBと称する) として用いた。さらに、耐遅れ破壊性向上のため微量元素 (mass%)添加鋼として、0.24V添加鋼(SV)、0.022Nb 添加鋼(SNb)、0.024Nb-0.09Mo添加鋼(SNbMo)を準 備した(Table 1)。20kgの真空溶解材を、1423Kで熱間 鍛造によって直径22mmの丸棒に成形し、1198Kで焼鈍 を行った。続いて、切削加工により直径10.5mmの丸棒に 成形し、1223Kで30min溶体化処理を行った後、油焼入 れを施した。その後、663Kで30min焼戻し処理を行い、室 温まで空冷し、焼戻しマルテンサイト組織を得た。

初期組織の観察は、電子線後方散乱回折(EBSD)検出 器を搭載した走査電子顕微鏡(SEM)を用いて、加速電

Table 1 本研究で使用したばね鋼の化学組成(mass%)

	С	Si	Mn	Р	S	Ni	Cr	Мо	Cu	V	Nb
SB	0.53	1.51	0.72	0.014	0.004	0.02	0.72	0.01	0.01	-	-
SV	0.54	1.53	0.73	0.016	0.004	0.02	0.72	0.01	0.01	0.24	-
SNb	0.54	1.49	0.72	0.008	0.004	0.02	0.75	0.01	0.01	-	0.022
SNbMo	0.55	1.53	0.46	0.012	0.005	0.01	0.76	0.09	0.01	-	0.024

財」<sup>9)</sup>と呼称している人材の必要性が高いものと認識して いる。

DXは、データとデジタル技術を活用して、新しい価値を お客様や社会に提供することで競争優位性を高めること を目指し、ビジネスモデルや組織風土などを大きく変える 取り組みである。したがって、そうした取り組みにおいては 自身が担当している業務の知識や、その背後にある企業の 中長期の戦略や組織に関する理解が不可欠となる。

その上で一段高い目線から現状を認識した上で、デジタ ルの力も使って将来の変革を構想することが求められるの であるが、そのような思考プロセスにおいては、ロバート・ カッツの提唱するコンセプチュアルスキルを高いレベルで 有する人材が有効である。カッツによると、ビジネスにお いてマネジャーに必要とされるスキルは、コンセプチュア ルスキル、ヒューマンスキル、テクニカルスキルの3つに整 理される。コンセプチュアルスキルは、概念化能力と呼ば れ、組織の将来構想や戦略的計画を立てる能力であり、問 題発見、課題設定、政策立案などに役立つとされている。 ヒューマンスキルは、対人関係力で、組織において問題を 解決する際に必要となるコミュニケーションなどの非定型 的な対人関係能力や人々とともに働く際に必要とされる 能力である。そして、テクニカルスキルは業務処理技能とさ れ、特定の仕事や活動を行う上で必要とされる専門的な知 識や技能であり、仕事をする上で用いる技術や道具を適切 に選択する能力と定義される<sup>10)</sup>。

DXにおいては、得てしてプログラミングやデータ処理と いったテクニカルスキルを有する人材の必要性が高いと 認識されがちであるが、筆者はむしろ高いコンセプチュア ルスキルを有する人材がDXの成功確率を高める上で大き な役割を果たすものと考える。

さらに、ヒアリング調査からは、このようなスキルの面に 加えて、高い目標に向けて諦めずにチャレンジする意欲を持 つ人材も多くの企業が求めていることがわかった。DXの取 り組みにおいて、その成果が出ていると認識している企業 は、DXに取り組んでいる企業の58パーセントである<sup>8)</sup>。すな わちDXの成功確率は6割程度と見ることもできるわけであ るが、こうした状況では、一度の失敗であきらめているとDX の成果を創出することは難しい。前出のコンセプチュアルス キルを活かして描いた大きな構想に向けて、トライ・アンド・ エラーを繰り返し、チャレンジするマインドを持つ人材が多 くの企業で求められていると言うことができる。

#### 9. 山口大学のDX人材育成プログラム

山口大学では、2023年度からYu-DXプログラム(地域 の未来を担うDX人材育成プログラム)を開始した。このプ ログラムは、前記のDXに求められる人材像も踏まえた上 で、学生が在学中にDXに関する幅広い知識や教養を習得 しながら、それらを活かした実践まで、DXについて体系的 に学び、体験することのできるプログラムとなっている。1 年次でデータ活用の基礎や山口の地域の特徴、歴史、課題 などについて幅広く学び、2年次にDXの概念、重要性など を企業での実践事例に基づき座学で詳しく学ぶ。授業では 実際にDXに取り組んでいる企業にも登壇してもらい、そ の際には実例を交えた講義をする。さらに3年次には習得 した知識・教養を地域課題の解決に向けてPBL(Project Based Learning)の形で実践してみることとなっている。 ケーススタディやフィールドワークをできるだけ多く取り 入れることで、主にコンセプチュアルスキルの向上やチャ レンジするマインドの醸成を目指すものである。

2023年度から始めたプログラムであるが、今後も継続 することで、社会に出て地域の課題を踏まえた行政や企業 の戦略立案とその実装にデジタルの力を活かして取り組 む人材の層を厚くしていくことをねらっている。こうした人 材を数多く育成し、輩出していくことに責任をもって取り 組むことが、デジタル社会における大学の大きな使命であ ると考えるものである。

#### 【謝辞】

筆者は2023年1月に前職のAGCから本学に転じた言 わば駆け出しの研究者である。それにも関わらず、今般、三 菱製鋼株式会社の小倉潤司様、山岡拓也様、山村知己様に は、遠路ご来学賜り「三菱製鋼技報」に掲載の機会をご提 供いただいた。ここに深く感謝申し上げる次第である。

1) 経済産業省、デジタルガバナンス・コード2.0(2020)、p.1

2) ー橋大学イノベーション研究センター、イノベーション・マネジメント入門第2版(2017)、pp.2-3

- 5) 日経クロステックウェブサイト https://xtech.nikkei.com/atcl/nxt/column/18/00001/04567/(2024年5月31日閲覧)
- 6) Chen Pengyu, Kim SangKyum: The impact of digital transformation on innovation performance The mediating role of innovation factors (2023), p.2
- 7)株式会社帝国データバンク、特別企画:山口県DX推進に関する企業の意識調査(2022)、p.2
- 8) 独立行政法人情報処理推進機構、DX白書2023(2023)、pp.45-46、p.83、p.88
- 9) AGCウェブサイト https://www.agc.com/hub/pr/DX-kaihatsu.html(2024年5月31日閲覧)
- 10) 奥林康司、上林憲雄、平野光俊、入門人的資源管理(2012)、p.31

参考文献

圧20kV、ステップサイズ0.03µmで観察した。また、旧 オーステナイト粒の結晶方位は、TSL OIMソフトウェア (v.8.1.0)を用いて同定した。微細炭化物の観察、および 分析は、走査透過電子顕微鏡/エネルギー分散X線分光 法(STEM/EDS)を用いて、加速電圧200kVで行った。抽 出レプリカ法によって薄膜試料を作製し、微細炭化物の観 察および粒径の測定に用いた。機械研磨および電解研磨 により所望の厚さに調整した後、1%HNO3-99%CH3OH で腐食を施した。その後、カーボン蒸着を行い、再度1% HNO<sub>3</sub>-99%CH<sub>3</sub>OHを用いて剥離した後、洗浄して薄膜 試料とした。

水素拡散性の評価は、直径9mm、厚さ1mmの円板形 状の試料を用いて行った。水素チャージ後、室温298K、大 気中にて所望の時間保持した試料について、四重極形質 量分析計を備えた昇温脱離水素分析装置を用いて、昇温 速度0.5K s<sup>-1</sup>で水素含有量を計測した。水素チャージは、 323Kに保持した20mass% NH<sub>4</sub>SCN溶液中に100min 間浸漬して行った。

引張試験片は、放電加工により作製し、#4000までエメ リー研磨した後、コロイダルシリカスラリーを用いたバフ 研磨にて、表面を鏡面に仕上げた。引張試験片の平行部寸 法は、0.5mm × 0.5mm × 1.25mmとした。引張試験は 室温、大気中にて変位速度0.1mm min-1で実施した。変 位は、光学顕微鏡を用いて撮影した、引張試験中の試験片 平行部を記録した動画によって計測した。試験後はSEM を用いて破面観察を行った。引張試験片の水素チャージ は、試験前に、323Kに保持した20mass% NH<sub>4</sub>SCN溶液 中に40min間浸漬して行った。また、一部の水素チャージ 材については、変形組織を観察するために、放電加工機を 用いて破断試験片の縦断面を割り出し、EBSD測定を行っ た。

<sup>3)</sup> 木嶋恭一、岸真理子、経営情報学: 理論と現象をつなぐ論理(2023)、p.26

<sup>4)</sup>日本航空ウェブサイト https://press.jal.co.jp/ja/items/uploads/7b8e32c4faea0cca997699169bf1b686d043ad15.pdf(2024年5月31日閲覧)

#### 3. 実験結果

#### 3.1 初期組織

Fig. 1に、ベース鋼および微量元素添加鋼について EBSD解析によって取得した逆極点図(IPF)マップ<sup>5)</sup>を 示す。左列はマルテンサイト、右列は逆解析により再構築 された旧オーステナイトの結晶方位を示している。方位 差角15°以上の粒界で定義した場合の旧オーステナイト 粒(PAG)径は、SB鋼:23.4 $\mu$ m、SV鋼:10.9 $\mu$ m、SNb 鋼:13.2 $\mu$ m、SNbMo鋼:13.4 $\mu$ mと計測された。微量 元素添加鋼では、ベース鋼と比較して結晶粒の微細化効 果が見られた。また、Fig. 2に、薄膜試料を用いたSTEM/ EDS分析によって得られた、微細炭化物の高角散乱暗視野 (HAADF)像およびEDS元素マップ<sup>5)</sup>を示す。微量元素添 加鋼では、基地中に微細なVおよびNb系炭化物が確認さ れた。粒子径は、SV鋼:36.2± 27.7nm、SNb鋼:26.7± 19.9nm、SNbMo鋼:10.3± 4.8nmであった。SNbMo 鋼では、炭化物部にMoの濃化は認められなかった。

#### 3.2 水素拡散挙動

Fig. 3は、水素チャージ後の大気保持時間に対する(a)-(d) 各鋼の水素脱離プロファイルと(e) 残留水素濃度の 変化<sup>5)</sup>を示す。Table 2に各鋼の添加水素濃度と水素拡 散係数5)を示す。本研究では、水素チャージ後、大気保持 時間0.75hで測定した水素濃度を、水素チャージ条件(温 度323K)下の添加水素濃度として定義する。添加水素 濃度は1.30-1.89mass ppmであり、鋼種による差異は 小さい。水素脱離プロファイルの保持時間の変化(Figs. 3a-3d)を見ると、いずれの鋼も、水素チャージ直後はピー ク位置が405-417Kであった。時間の経過に伴い、SNbお よびSNbMo鋼では、水素脱離プロファイルは形状を保ち ながら低下した(Fig. 3cおよびFig. 3d)が、SBおよびSV 鋼では、ピーク形状が低温側へシフトした(Fig. 3aおよび Fig. 3b)。この結果より、水素拡散抑制機構がそれぞれで 異なることが示唆される。水素拡散係数は、室温(298K) での水素放出挙動(Fig. 3e)におけるln C<sub>H,R</sub>-t<sub>H</sub>の傾きか ら次式<sup>6,7)</sup>を用いて求めた。

$$\frac{C_{H,R}}{C_{H_0}} = \alpha \, exp\left[-\left(\frac{\pi^2}{h^2} + \frac{4\beta^2}{d^2}\right) D_{298} \, t_H\right]$$
(3)

ここで、 $C_{H,R}$ は鋼中の残存水素濃度、 $C_{H0}$ は飽和水素濃度、 $D_{298}$ は298Kにおける水素拡散係数、 $t_H$ は保持時間、 $\alpha$ は変換係数、 $\beta$ はベッセル係数(2.4048)を示す。dおよび hはそれぞれ円板状試験片の直径と厚さである。水素拡散 係数はSB鋼で4.63×10<sup>-12</sup>m<sup>2</sup>s<sup>-1</sup>と最も高い値を示し、SB > SV > SNb > SNbMoの順に低くなった(Table 2)。



Fig. 1 各鋼のマルテンサイトおよび旧オーステナイトの結晶方位を示す EBSD IPF マップ

Table 2 323K(C323)における添加水素濃度と298K(D298)の水素拡散係数

	$C_{323}$ (mass ppm)	$D_{298} / \mathrm{m}^2 \mathrm{s}^{-1}$
SB	1.89	$4.63 \times 10^{-12}$
SV	1.30	$2.63 \times 10^{-12}$
SNb	1.58	$2.54 \times 10^{-12}$
SNbMo	1.53	$1.46 \times 10^{-12}$



Fig. 2 STEM/EDSを用いて分析した微量元素添加鋼の微細炭化物の HAADF像およびEDS元素マップ



Fig.3水素チャージ後の大気保持時間に対する水素脱離プロファイル、および残留水素濃度の変化

#### 3.3 引張特性に及ぼす水素の影響

Fig. 4に、各鋼の未チャージ(U)および水素プリチャー ジ(H)状態において得られた代表的な応力–ひずみ曲線、 ならびに絞りと引張強度の関係<sup>5)</sup>を示す。未チャージ材で は、いずれの鋼においても、降伏後に一様ひずみをほとん ど示さず、約2GPaの引張強度を達成した(Fig. 4a)。局所 ひずみは、SB > SV > SNb ~ SNbMoの順に減少し、この 関係が絞りにも反映されている(Fig. 4b)。一方、水素プリ チャージ材では、いずれの鋼においても降伏点に達する前 に破断し、引張強度の著しい低下が見られた(Fig. 4a)。引 張強度、および絞りはSNbMo > SNb > SB > SVの順に 低下したが、これらの間には、特別な相関関係は認められ ない(Fig. 4b)。

引張試験片の破面について、未チャージ材ではすべての鋼 において、カップアンドコーン型で破断した。また、Fig.5に、 単軸引張負荷により形成された水素プリチャージ材の破面 形態<sup>5)</sup>を示す。全体の破面形態は、Figs.5a-5dに示すように、 引張分離領域と、せん断分離領域で構成されていた。Figs. 5e-5hは、それぞれFigs.5a-5dの破線で囲った領域の拡大 像を示す。引張分離領域において、自由表面近傍(写真の左 側)では、粒界破面および擬へき開破面が広がっており、せん 断分離領域側(写真の右側)では、ディンプル破面が増加して いる。したがって、水素プリチャージ材では、自由表面よりき 裂が発生し、シャーリップを伴いながら伝播した後、最終的に せん断破壊へ移行したと考えられる。





#### 4. 考察

VおよびNb添加鋼における、各元素の固溶量を算出す るために、炭化物の平衡濃度積と温度の関係式(5)およ び(6)<sup>8)</sup>を用いて、溶体化温度1223K、炭素量0.54mass% の条件で計算を行ったところ、それぞれの固溶量は、 0.17mass%、および0.0017mass%であった。

> $\log[\%V]_{\gamma}[\%C]_{\gamma} = -\frac{9500}{\pi} + 6.72$ (5)  $\log[\%Nb]_{\gamma}[\%C]_{\gamma} = -\frac{7900}{T} + 3.42$ (6)

ここで、[%V]<sub>v</sub>、[%Nb]<sub>v</sub>、[%C]<sub>v</sub>はそれぞれオーステナ イト中のV、Nb、Cの平衡濃度(mass%)であり、Tは絶対温 度を示す。低温焼戻し条件では、炭化物がほとんど析出しな いことを考慮すると、SV鋼では、添加したV(0.24mass%) の約7割が固溶、残りが未固溶V炭化物(Fig. 2a)として存 在すると考えられる。また、SNbおよびSNbMo鋼では、添加 したNb(0.022-0.024mass%)のほとんどが未固溶Nb炭 化物(Fig. 2b, c)として存在すると推定される。ただし、元 素マップで検出されなかったSNbMo鋼のMoについては、



Vol.38 2024

Fig. 5一軸引張荷重における水素プリチャージ試験片の (a-d) 破面全体 像、および (e-h) 破線部の破面拡大像

マルテンサイト基地中に固溶Moとして存在していると考え られる。したがって、SV鋼では固溶V(0.18at.% V)および 未固溶V炭化物(0.07at.% V)、SNb鋼では未固溶Nb炭化 物(0.013at.% Nb)、SNbMo鋼では固溶Mo(0.051at.% Mo)および未固溶Nb炭化物(0.014at.% Nb)が存在してい る状態であると推定される。これらの元素の存在状態を考慮 すると、SV鋼では、未固溶V炭化物によるZener効果と、固 溶Vによるドラッグ効果によって、結晶粒微細化が達成され たと考えられる。SNbおよびSNbMo鋼では、結晶粒径が同 程度であったことから、未固溶Nb炭化物によるZener効果 が結晶粒微細化に寄与していると考えられる。

水素拡散係数は、SB > SV ≈ SNb > SNbMoの順に低下 した。拡散が抑制された理由として、微量添加元素の存在状 態を考慮すると、水素と高い親和性<sup>9)</sup>をもつVが固溶するこ とで基地中の水素拡散性が低下すること、また、VおよびNb の未固溶炭化物が水素を可逆的にトラップすることで、見か けの水素拡散係数が低下すると考えられる。また、MoはFe と比較して原子半径が約1.2倍と大きく、固溶体中にひずみ 場が生じることにより、水素拡散性を低下させると考えられ る。水素チャージ後、保持時間が最も短い試験片では、すべ ての鋼で405-417Kにピークをもつ水素脱離プロファイル を示す(Figs. 3a-3d)が、保持時間の増加により、SBおよび SV鋼では、プロファイルが低温側へシフトしている(Fig. 3a およびFig. 3b)。土田の報告より、400K付近にピークをもつ 水素脱離プロファイルは2つのピークで構成されており、低 温側は転位に、高温側は粒界に可逆的にトラップされた水 素に由来するとされている<sup>10)</sup>。一方、SNbおよびSNbMo鋼 では、保持時間が増加しても高温側にピークを保ったまま、 プロファイルが低下している(Fig. 3cおよびFig. 3d)。これ は、未固溶Nb炭化物/基地の非整合界面でのトラップ効果 が、より大きく寄与していることが示唆される。





Fig. 6引張強度とせん断破面率の関係

Fig. 6は、引張強度( $\sigma_{B}$ )と、初期断面積( $A_{0}$ )に対するせ ん断破面の投影面積 $(A_s)$ の比(せん断破面率:  $A_s / A_0$ )の 関係5)を示す。未チャージ材では、せん断破面率に関係な く、引張強度は約2GPaを示した。一方、水素チャージ材で は、引張強度の上昇に伴いせん断破面率も増加しており、 両者には正の相関関係が見られた。また、水素脆化感受性 はSV > SB > SNb > SNbMoの順に低下した。このことか ら、水素誘起塑性変形の促進が、水素感受性を低下させる ことを意味しており、未固溶Nb炭化物および固溶Moは、 水素脆化の軽減に効果的であると考えられる。

各鋼における塑性変形に及ぼす水素の影響を調査する ため、せん断分離破面直下の変形組織を観察した。Fig. 7 に、Figs. 5e-5h中の赤い線分の縦断面において得られ



Fig. 7水素プリチャージ試験片のせん断破面直下の縦断面において得ら れたEBSD、IPF、およびGRODマップ

たEBSD IPFマップ、および界面方位差に基づいて作成し the terms of ter マップ<sup>5)</sup>を示す。ここで、GRODは、測定点が含まれる結晶 粒の平均方位との方位差を示しており、粒内における変 形勾配を表す指標である<sup>11)</sup>。ブロック境界の角度を10° 以上と定義すると、ブロック寸法の加重平均値は、SB鋼で 2.08µm、SV鋼で1.45µm、SNb鋼で1.37µm、SNbMo 鋼で1.35µmと算出された。SB鋼では、微量元素添加鋼と 比較してブロック寸法が粗大であるため、これに対応する 部分ではGRODが高くなっているが、変形領域は、破面近 傍を主として広い範囲にわたっており、塑性変形が顕著に 起こっていると考えられる(Fig. 7a)。一方、SV鋼では、高 GROD部が内部まで疎らに存在しており、それらはマルテ ンサイト組織中の粗大なブロックに対応していたことか ら、水素により塑性変形の不均一化を生じていると考えら れる(Fig. 7b)。V添加量に対して、約7割が固溶体として マルテンサイト基地中に存在していると計算された結果 から、この固溶Vが、水素による塑性変形の不均一化を助 長し、早期破壊をもたらすと考えられる。一方、SNb(Fig. 7c)およびSNbMo鋼(Fig. 7d)では、変形領域が破面近 傍に集中しているが、SB鋼と比較してブロック寸法も小さ く、水素によるせん断変形が助長されたと考えられる。こ のことは、比較的微細である未固溶Nb炭化物(Fig. 2b) により微小空洞の生成を促進し、水素誘起塑性変形を助 長することを示唆している。また、Fig. 2bおよびcの比較よ り、固溶Moの存在が、未固溶Nb炭化物をより微細に基地 中に残存させることが考えられるが、直接的な塑性変形へ の影響は不明である。本研究におけるSNbMo鋼のMo固 溶量は0.05at.%であり、SV鋼で見積もられるV固溶量の 0.18at.%よりも低いことから、その影響も小さいことが予 想される。今後、Moの固溶量を増して調査することで、塑 性変形への影響度を確認できると考えている。

#### 5. 結言

低温(663K)焼戻しによって作製される、引張強度 2GPa級の中炭素Si-Cr系ばね鋼における、水素脆化感受 性に及ぼすV、NbおよびMo微量添加の影響を、水素拡散 性、および引張特性について調査した。これにより得られ た結論を以下に示す。

(1)抽出レプリカ法によって作製した試料を用いた STEM/EDS解析より、SV鋼では未固溶V炭化物、 SNbおよびSNbMo鋼では未固溶Nb炭化物が観察さ れた。SNbMo鋼におけるMoは、炭化物中に観察され なかったことから、基地中に固溶していると推定され る。溶体化温度 1223Kにおける平衡濃度積に基づく 固溶量を計算すると、SV鋼では添加したVの約70% が基地格子内に固溶し、残りが未固溶V炭化物として 分散していた。一方、SNb鋼ではNbはほとんど固溶せ ず、大部分が未固溶炭化物として析出していると考え られる。

- (2)水素拡散係数は、微量元素添加によって低下し、 SNbMo鋼で最も拡散が抑制された。SV鋼では、固溶 Vによる基地中の水素拡散速度の低下が、SNb鋼で は、未固溶Nb炭化物による可逆的な水素トラップが、 拡散係数の低下の主な原因であると考えられる。ま た、SNbMo鋼では、固溶Moが基地中での水素拡散速 度を低下させることで、未固溶Nb炭化物の水素トラッ プ効果と合わせて、最も低い水素拡散係数を示したと 考えられる。
- (3) 引張強度は、いずれの鋼でも未チャージ状態で約 2GPaが達成されたが、水素チャージにより著しく低下 した。水素チャージ材の引張強度とせん断破面率には 良い相関が見られた。これは、水素助長塑性により、水 素脆化感受性が低下することを示している。SV鋼では 引張強度が最も小さくなったが、固溶Vが水素による 塑性変形の不均一化を促進させ、塑性変形が限定され ることで早期破壊に繋がると考えられる。

以上のことより、多量のMC炭化物の析出を見込めない 低温焼戻しマルテンサイト鋼では、未固溶Nb炭化物およ び固溶Moによる水素助長塑性が水素脆化感受性の低減 に効果的であると結論した。今後は、き裂進展を伴う破壊 の影響についても考察していく。

## 技術報告

## Ni基超耐熱合金Alloy718粉末試作品の積層造形体評価

#### 1. 緒言

近年注目されている3Dプリンターを使用した金属積層 造形法、またはAM(Additive Manufacturing)技術とも 呼ばれる手法は複雑形状を製造でき、ニアネットシェイプ で部品を作れることから難加工材を用いた造形が可能に なる<sup>[1,2]</sup>。主に耐食部品(鋼種:SUS630やSUS316L等の ステンレス)、金型(鋼種:マルエージング鋼)、高温部品(鋼 種:Ni基超合金)といった様々な用途で利用され、用途に 応じた鋼種が使われている<sup>[1-3]</sup>。

一方、他の造形方法に比べて冷却速度が速く、バルク材 にはなかったような析出物が現れ強度低下に繋がったり、 鋼種によっては割れが生じたりする可能性がある<sup>[4]</sup>。

本研究はNi基超耐熱合金Alloy718に注目し、装置メー カーの純正粉(以下、純正品)と当社製粉末(以下、当社品) の造形体について比較調査を行った。

#### 2. 試験方法

#### 2.1. 造形方法

積層造形には多くの手法があり、今回はその中でも最 も国内で普及しているL-PBF法(またはSLM法)を採用 した。L-PBF法は図1に示すように敷き詰めた金属粉末に レーザーを照射し焼結させ、それを繰り返すことで造形し ていく方法である<sup>[1-5]</sup>。



図1 L-PBF法造形模式図<sup>[2]</sup>

今回は粉末の差による造形体を比較するため造形条件 は同一条件に設定した。詳細は表1に示す。加えて、造形後 は溶体化時効処理を施した。熱処理条件については、純正

## 参考文献

- 1) B. Podgornik, F. Tehovnik, J. Burja and B. Senčič: Metall. Mater. Trans. A., 49(2018), 3283.
- 2) S. Matsuyama: Tetsu-to-Hagané, 80(1994), 679.
- 3) T. Depover, K. Verbeken: Mater. Sci. Eng. A., 675(2016), 299.
- 4) G.M. Pressouyre and I.M. Bernstein: Acta Metall. 27(1979), 89.
- 5) N. Morooka, A. Matsushita, M. Sano, T. Yamaoka, S. Yamaguchi, K. Kwak, Y. Mine and K. Takashima: Tetsu-to-Hagané, 110(2024), 184(in Japanese).
- 6) A. Demarez, A.G. Hock and F.A. Meunier: Acta Metall., 2(1954), 214.
- 7) Y. Mine, K. Tachibana and Z. Horita: Metall. Mater. Trans. A, 41 (2010), 3110.
- 8) K. Narita: Bull. Jpn. Inst. Met., 8(1969), 49(in Japanese).
- 9) Y. Fukai, The Metal–Hydrogen System, Springer Berlin, Heidelberg, (1993) 7.
- 10) Y. Tsuchida: J. High Press. Inst. Jpn., 53(2015), 132(in Japanese).
- 11) R. Kakimoto, M. Koyama, K. Tsuzaki: Tetsu-to-Hagané, 105 (2019), 222 (in Japanese).

北川尚美。

粉のデータシートに記載されている図2に示す通り実施した。

表1 造形パラメータ (高速度カメラの結果より計測)										
積層厚さ	レーザ゛ースホ゜ット径	レーザー走査幅	走査速度							
( µ m)	(µm)	(mm)	(mm/sec)							
40	80	10	943.6							



2.2. Alloy718

Alloy718は析出強化型Ni基超耐熱合金の一種である <sup>[2,6,7]</sup>。ジェットエンジンの圧縮機後段の動翼・静翼、タービ ンケーシングなどに用いられている。Ni基超耐熱合金は一 般的にAl含有量が高く、高強度材料のものが多く、急冷凝 固の際に割れ感受性が高く溶接割れを引き起こしやすい。 Alloy718はこのAl含有量が約0.6%と低く高温強度も比 較的低いため、溶接性の良さが知られている。しかし、熱伝 導率が鋼の約1/4と低いため加工中のひずみ硬化を生じ やすく難削材として知られている。ゆえに溶接性の良く、 難削材であるAlloy718は国内外問わず積層造形のパラ メータレシピが開発されている<sup>[2,5]</sup>。

今回使用した当社粉と装置メーカーの純正粉の化学成 分と造形後の化学成分を表2に示す。

#### 表2 Alloy718 化学成分

									Chemica	l Anlysis							
			(wt%)											(wtppm)			
		С	Si	Mn	Р	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Ti	Co	Nb	Fe	AI	0	N
純正品	粉末	0.03	0.07	0.03	0.004	0.001	0.02	54.04	18.46	3.03	1.04	0.07	5.24	17.44	0.53	117	56
	造形体	0.02	0.03	0.03	0.006	0.001	0.02	53.99	18.15	3.07	1.05	0.07	5.34	17.81	0.54	146	61
当社品	粉末	0.01	0.22	0.01	0.016	0.005	0.01	53.14	18.31	3.02	0.95	< 0.01	5.02	18.80	0.49	110	160
	造形体	0.01	0.22	0.01	0.014	0.006	0.01	53.25	18.36	3.10	0.96	< 0.01	5.19	18.54	0.50	167	155

表3 粉末の特性一覧

	Parti	cle Size Dis	stribution (	μm)	見掛密度	真密度	比表面積	円形度
	D10	D50	D90	D100	(g/cm <sup>3</sup> )	(g/cm <sup>3</sup> )	(m <sup>3</sup> /g)	
純正品	20.1	35.5	58.5	97.9	3.94	8.23	0.06	0.96
当社品	20.8	33.6	53.5	86.2	4.15	8.21	0.06	0.97

それぞれの粉末状態での組成に基づいて、熱力学計算 ソフトThermo-Calcを用いて凝固過程における晶出相 および凝固後の冷却過程における析出相の体積分率を 計算した。計算に使用した元素はC, Si, Cr, Mo, Ti, Nb, Fe, Al、残部はNiとした。このとき用いたデータベースは TCNI10である。平衡条件での凝固結果を図3に示した。 これを見るとAlloy718で共通して初晶はy相、凝固途中 で(Nb,Ti)Cが第二晶として晶出し、凝固が終了する。析出 物としてNi<sub>3</sub>Nb、y'相、Ni<sub>3</sub>(Ti,Al,Nb)、SIGMA相が形成 される。炭素濃度による炭化物の体積率に相違が生じてい るが、純正品、当社品間での違いは少ない。



#### 2.3 使用粉末

粉末はガスアトマイズ方式で製造したものを使用した。 表3に各粉末の特性一覧を示す。金属積層造形で使用さ れる粉末は真球度が高く、サテライトのない粉末が要求さ れる。さらにL-PBF方式では粒径20~45µmが要求される [3]。概ね真球度、比表面積(サテライト有無確認)、粒径とも に純正粉と相違ないパラメータであることが確認できた。

#### 2.4 調査内容

22

造形体を溶体化時効熱処理し、高温クリープ試験を実施 した。試験の条件について、試験温度は649℃、試験応力は 689MPa。試験開始23h後、8h以上の間隔を空けて、応力

を34.5MPa刻みで増やした。加重方向は積層方向。試験 片は円柱形状(φ10×L25)に造形した後、図4に示すよう なサンプル形状に加工して試験を実施した。試験数は各サ ンプルN=2。

加えて別途造形したサンプルについてSEM、STEM-EDXによる組織観察も実施した。



図4 高温クリープ試験片形状

#### 3. 試験結果と考察

#### 3.1 高温クリープ破断試験

高温クリープ破断試験結果を図5に示す。(N=2平均)破 断時間に注目すると純正品では59.6hであったが、当社品 では10.2hと早期破断であった。さらに、伸びでも純正品 では8.9%であったが、当社品では1.0%となった。



#### 3.2 組織観察

造形まま(as-built)と溶体化時効(STA)のSEM観察結 果を図6に示す。as-builtでは相違ない組織であった。一方 STAでは純正品で針状析出物、当社品で針状析出物と塊 状析出物が見られた。

各析出物を同定するため、当社品の溶体化(ST)後サン プルの組織をSTEM-EDXでマッピング、Spot分析した。 その結果を図7と表4に示す。針状析出物は母相よりNiが 高く、塊状析出物は母相よりNiが低かった。文献<sup>[8]</sup>より針



図6 造形体 SEM 反射電子像



図7 ST後当社品STEM-EDX画像(左からHAADF、Ni, Cr, Feマッピング)

表4 ST後当社品 Spot分析結果·Alloy718各相成分文献值<sup>[8]</sup>

		[at%]							
	Phase	Nb	AI	Ti	Fe	Cr	Mo	Si	Ni*
分析値	母相	5.40	1.20	1.50	21.20	24.70	3.20	0.70	38.70
PH 分析値 倍 文献値 Lε *文i	針状	38.50	0.30	4.40	3.70	2.10	-	0.30	50.20
	塊状	30.50	0.30	0.70	13.30	14.20	13.60	5.10	19.20
文献値	γ	1.97	0.74	0.52	23.80	22.00	2.41	0.64	47.92
	γ'	10.20	8.00	9.40	2.15	0.50	0.49	0.35	
	γ"	25.10	0.44	4.92	0.86	0.76	1.05	0.01	
	δ	20.40	0.80	3.00	5.30	3.40	2.20	0.10	64.80
	Laves	18.80	0.10	0.60	15.00	15.30	10.20	4.50	35.50
	MC	14.60	0.10	80.00	0.90	1.90	0.50	1.90	
	*文献値の	Niの値は他対	元素の残部						

状析出物はδ相、塊状析出物はLaves相と同定できた。純 正品では塊状Laves相のほとんどが針状δ相へと変化し、 当社品ではLaves相が塊状化して残存していることが分 かった。

#### 表5 純正品・当社品 Laves相の組成 計算結果(単位:mol%)

	温度	体積	Ni	Si	Cr	Mo	Ti	Nb	Fe	AI
純正品	1126°C	1.29%	25.5	0.053	24.0	3.81	0.76	26.3	19.6	0.15
当社品	1095°C	1.50%	24.3	0.415	23.0	4.07	0.77	26.7	20.6	0.15





#### 5. 結言

- 今回、積層造形用Alloy718粉体を試作し、造形体を比 較調査した。以下の結果が得られた。
- (1)針状δ相が連なる粒界ではクラックは進展しないが、 塊状Laves相が連なる粒界ではクラックが進展する。
- (2) 粉体中のSi量が多いとLaves相が980℃-1hの溶体化 で残存しやすい。
- (3) as-builtでのLaves相量は粉体中のSi量にそれほど左 右されない
- (4) 粉体中のSi量が多いとLaves 相中のSi 濃度が高くな り、ギブス自由エネルギーが低下、Laves相が安定化 し固溶の駆動力が低下した。
- (5) Alloy 718 において、Laves 相安定化対して添加元素 の中でSiが最も影響が大きい。

以上の結果よりSiは高温特性に大きく影響を与える元 素となり、実用上は適正な管理を行う必要が有る。

#### 参考文献

[1] 2023年版 3Dプリンタ/造形機の国内市場,マイクロジェット,(2023)

- [2] 久世哲嗣:山陽特殊製鋼技報, 27 (2020), 33
- [3] 京極秀樹,池庄司敏孝:金属3D積層造形のきそ,日刊工業新聞社,(2017)
- [5] 大崎元嗣: 電気製鋼, 92(2021),1,19
- [6] 堀川将大:修士学位論文,首都大学東京大学院,(2017), https://tokyo-metro-u.repo.nii.ac.jp/records/6204, (accessed 2024-6-25)
- [7] 田中良平, ーノ瀬幸雄, 木村啓造, 根岸朗, 渡辺治: 金属材料の辞典, 朝倉書店, (1990)
- [8] G.D.Smith, S.J.Patel : "THE ROLE OF NIOBIUM IN WROUGHT PRECIPITATION-HARDENED NICKEL-BASE ALLOYS", Superalloys 718,625,706 and Derivatives 2005, (2005)135
- [9] 千葉晶彦et al.: 金属3Dプリンタ技術の現状と課題, 2021さかきモノづくり展,(2021) https://www.sakaki-tc.or.jp/messe2021/images/handouts\_c.pdf, (accessed 2024-6-25)
- [10] 安田秀幸: 凝固工学の基礎 凝固組織の成り立ちを学ぶ, 内田老鶴圃, (2022)
- [11] 中澤崇徳, 伊達新吾, 天藤雅之, 山崎政義: 鉄と鋼, 91 (2005) 8, 670, https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.91.8\_670
- [12] 伊勢田敦朗, 寺西洋志, 吉川州彦: 鉄と鋼, 76(1990) 12, 2190, https://doi.org/10.2355/tetsutohagane1955.76.12\_2190



図9 溶質トラッピング模式図[



図10 Alloy718 急速凝固(凝固速度0.91m/s)での 溶質トラッピングを考慮した各相体積分率計算結果 (左:純正品 右:当社品)

#### 4.2. Laves相の安定性

ここでは純正品、当社品では組成の違いによりLaves相 の安定性が異なったと仮定した。固相率99mol%における 溶質トラッピングを考慮した急速凝固計算でのLaves相 の組成は表5となり、当社品では純正品に比べてLaves相 中のSiの濃度が高いことが分かる。980℃におけるLaves 相と $\delta$ 相のギブス自由エネルギーをThermo-Calcで算 出した結果を図11に示す。純正品に比べて当社品では Laves相のギブス自由エネルギーが低下していた。した がって、当社品は鋼中のSi濃度が高く、Laves相中でもSi 濃度が増加したことによりLaves相が安定化し固溶の駆 動力が低下した可能性がある。これはSiによるLaves相安 定の文献とも符合する<sup>[11,12]</sup>。

Alloy718についてSi以外にもLaves相の安定性に影響 する成分がないか、当社品粉末の組成において各元素の 量を変化させ、Laves相の980℃におけるギブス自由エネ ルギーを計算した結果を図12に示す。これより、Siが多い と、C, Ni, Crは少ないとギブス自由エネルギーが低下し、 Laves相が安定化していた。これらの中で比較してもSiが Laves相安定化に対して影響が大きいことが分かる。よっ て当社品はSi量が多いため溶体化後も塊状Laves相が残 存したと考えられる。

#### 4. 考察

当社品で早期破断が見られた原因を調査するため、高 温クリープ破断試験後の当社品SEM組織を図8に示す。針 状δ相が連なる結晶粒界ではクラックが進展しておらず、 塊状Laves相の連なった結晶粒界ではクラックが進展し ていることが分かった。したがって、当社品に残存した塊状 Laves相が早期破断の原因の一つとして考えられる。





図3の先行調査では平衡状態でLaves相が存在せず、 代わりに $\delta$ -Ni<sub>3</sub>Nbや $\gamma'$ 、 $\gamma''$ が存在しているという結果 であった。よって980℃の溶体化でLaves相が分解される -Ni<sub>3</sub>Nbに置き換わっていることが考えられる。当社品で Laves相が溶体化後も残存した原因として①as-builtで のLaves 相量と②Laves相の安定性の2点考え調査した。

#### 4.1. as-builtでのLaves相量

ここでは当社品ではLaves相が純正品に比べas-built において多量に現れ残存したと仮定した。実際の積層造形 では平衡ではなく急速凝固になることを踏まえ、急速凝固 での溶質トラッピング(Solute Trapping)を考慮した計 算を実施した。急速凝固での溶質トラッピングは固液界面 が非常に速く移動するため、固相と液相の溶質の分配が間 に合わず、溶質が固相に補足される。結果的に、本来液相 に偏析する溶質が固相に取り込まれ、偏析が軽減されるこ とが考えられる<sup>[9,10]</sup>。図9は溶質トラッピング現象の模式 的に表したものである。粉末状態での組成に基づいて、凝 固過程における晶出相の体積分率を計算した結果(凝固 速度0.91m/s)を図10に示した。これを見ると、Laves相 の晶出量は純正品と当社品で1.37%と1.55%である。当社 品ではわずかにLaves相が多いことが分かった。しかし、熱 処理後の組織で見られるLaves相量とはかなり相違があ るため、as-builtでのLaves相量が原因とは考え難い。



図12 各元素量を変化させた際のLaves相ギブス自由エネルギー計算結果

#### 6. 謝辞

本論文の執筆にあたり、多くの方々にご支援いただきま した。

本研究のために調査にご協力いただいた北海道大学松 浦清隆名誉教授、坂口紀史准教授、名古屋大学齊藤元貴助 教に心から感謝いたします。

```
[4] 平田好則et al.:第10回溶接連合講演会「入門:金属3Dプリンター技術」-AMを始める人に向けて-,(2024)
```

## 絶縁性、耐熱性を有する軟質磁性粉末の検討

#### 廣川 脩祐<sup>a)</sup>, 斉藤 晴一<sup>b)</sup>

#### 1. まえがき

科学技術の進歩に伴い、コンピュータ、電子機器はより多 くの場面で用いられるようになり、その重要性が高まってい る。特に近年では自動化、IoT化が様々な分野で検討されて いる。一方、環境負荷低減の観点から人類が消費するエネル ギーの高効率化、省エネルギー化が、省スペース化の観点か ら装置の小型化が求められており、特に電子機器に関して電 磁気交換部品の果たす役割は年々増している。電磁気交換部 品は鉄心(磁心)と銅線で構成され、主にインダクタ、トランス 等で採用されている。その鉄心として広く用いられている材 料が軟質磁性材料による圧粉磁心である[1]。当社では主にイ ンダクタ向け軟質磁性粉末の製造を手掛けている。

#### 2. 試験目的

圧粉磁心用の粉末は、渦電流損失を抑制するため表面 に絶縁コーティングを施すことが一般的である。当社では りん酸を用いた絶縁処理粉末を製品ラインナップ化し、量 産対応を行っている。一方、近年は自動車の電動化に伴い、 車載用電子部品の需要が高まっている。車載用部品では耐 熱性に関する要求があり、上記のりん酸コーティングでは 対応できない。そこで絶縁性と耐熱性を両立した粉末とし て、シリカコーティングした粉末の検討を行った。

#### 3. 試験方法

検討には当社水アトマイズ製造のFe-Si-Cr合金粉末を 用いた。この粉末に対してりん酸、シリカでそれぞれ絶縁 コーティング処理を行った。処理後の粉末断面をThermo Scientific社のFE-TEMで観察し、コーティングの有無を 確かめた。粉末特性としてMalven Panalytical社のレー ザ回折式粒度分布測定装置Mastersizer 3000を用いて 粒度分布を、東北特殊鋼(株)のHcメータを用いて粉末保 磁力の測定を実施した。また、トロイダルコアを作製して Fig.3-1に示す通り巻線し、キーサイト・テクノロジー社の LCRメータE4980A、岩崎通信機社製のB-Hアナライザ SY8218を用いて成形体の磁気測定を実施した。耐電圧、 絶縁抵抗特性はディスク状のサンプルを作製し、ADC社の デジタル超高抵抗計5451を用いて測定を実施した。



Fig. 3-1 測定に用いたトロイダルコア

#### 4. 試験結果

#### 4-1. 絶縁コーティングしたサンプルの特性評価

Fig 4-1, 2に絶縁コーティングを施した粉末断面の TEM観察結果を示す。どちらの粉末も10~50[µm]程度 の被膜が観察された。また、Fig.4-3に粉末の粒度分布結 果を示す。どちらの粉末も絶縁コーティングによる凝集は 確認されなかった。Fig.4-4に粉末の保磁力を示す。絶縁 コーティング前後、コーティングの種類による保磁力の大 きな差はみられなかった。粉末に対して被膜が非常に薄い ため、保磁力の差がみられなかったと思われる。



Fig. 4-1 りん酸コーティング粉末のTEM分析結果



Fig. 4-2 シリカコーティング粉末のTEM分析結果



Fig. 4-3 対象粉末の粒度分布測定結果



Fig. 4-4 対象粉末の保磁力測定結果

次に成形体の耐電圧測定結果をFig. 4-5に示す。ここで は10~500[V]まで電圧を印加し、漏れ電流が0.1[μA] を超えたときの印加電圧を耐電圧と定義している。絶縁 コーティングの種類で比較すると、シリカコーティングを 施したサンプルの方が高い値を示した。また、100V印加時 の絶縁抵抗値をFig. 4-6に示す。絶縁コーティングの種類 で比較すると、シリカコーティングを施したサンプルの方 が高い値を示した。以上の結果から、りん酸コーティング した粉末よりもシリカコーティングした粉末の方が優れた 絶縁性能を有すると分かった。

a)技術開発センター研究第三グループ b)素形材事業部 広田製作所 製造部 粉末グループ



Fig. 4-5 成形体の耐電圧測定結果



Fig. 4-6 成形体の絶縁抵抗測定結果

Fig.4-7にトロイダルコアの1[MHz]での透磁率の測定 結果を示す。絶縁コーティング前後で比較すると、透磁率 は約97[%]と若干の悪化がみられた。これは磁気性能に おいては不純物である絶縁コーティングを施したためと考 えられる。ただし、コーティングの種類による差はほとんど みられなかった。



Fig. 4-7 成形体の透磁率測定結果



#### 4-2. 耐熱性の評価

絶縁コーティングの耐熱性を評価するため、粉末状態 での耐熱試験を実施した。試験はモトヤマ製熱風循環 式脱脂炉DC-6060を用い、大気雰囲気下、200[℃]で 100[hr]実施した。耐熱試験を実施した粉末を前章と同 様の方法で成形し、耐熱試験前後での特性の変化を比較 した。Fig.4-8に 100[V]印加時の絶縁抵抗値を示す。り ん酸コーティングを施したサンプルの絶縁抵抗値が耐熱 試験前後で大きく劣化している一方、シリカコーティング を施したサンプルの絶縁抵抗値は大きく劣化することな く、りん酸コーティングを施したサンプルに対して高い値 を維持した。以上の結果から、りん酸コーティングした粉 末よりもシリカコーティングした粉末の方が優れた絶縁性 能を有するだけでなく、耐熱性においても優れていると分 かった。

次にトロイダルコアの1[MHz]での透磁率の測定結果 をFig. 4-9に示す。耐熱試験前後で比較すると、どちらの サンプルにおいても耐熱試験前後で特性の大きな劣化は みられなかった。また、10[mT]、3[MHz]時のコアロスの 測定結果をFig. 4-10に示す。シリカコーティングを施した サンプルは耐熱試験前後で差がほとんどみられなかった 一方、りん酸コーティングを施したサンプルは耐熱試験前 後で悪化がみられた。これは耐熱試験によってりん酸コー ティングが劣化し、絶縁抵抗特性が悪化したことで粒子間 渦電流損失の増大を招いたためと考えられる。



Fig. 4-8 成形体の絶縁抵抗測定結果







Fig. 4-10 成形体のコアロス測定結果

#### 5. 今後

シリカコーティングした粉末はりん酸コーティングした 粉末と比べて絶縁性、耐熱性がともに優れた結果となった が、本検討はラボスケールでの実施である。当社では現在 りん酸コーティングのみ量産対応を行っているが、今後は シリカコーティングに関しても量産展開に向けた取り組み を検討したい。

#### 1. まえがき

三菱製鋼㈱技術開発センターでは、既存事業の製品力 強化や、新規テーマとして、将来に繋がる開発に取り組ん でいる。昨今ではカーボンニュートラル及びSDGsへの関 心が高まっている。世界で急速に自動車のEV化が進み、こ れらの動力として使用されるリチウムイオン電池の需要が 大きく見込まれている。

そこで、三菱製鋼で製造している金属粉末をリチウムイ オン二次電池用負極材料へ適用出来ないか検討した取組 み内容を以下に報告する。

#### 2. 研究背景

#### 2.1 二次電池

電池は化学反応によって得られるエネルギーを電気エ ネルギーの形で取り出す器具である。電力を得る電池は電 気化学反応が進行する。通常はこの電気化学反応が終了 すれば、それ以上の電力を得ることは出来ない。このよう なタイプの電池を一次電池と一般的には呼ばれている。こ れに比べて使いきった化学物質(以下活物質)を逆反応さ せ再生させて、活物質を再利用するものが二次電池と呼 ばれている。この二次電池の中でも特にエネルギー密度が 高いとされているのが本題のリチウムイオン二次電池であ る。

#### 2.2 リチウムイオン二次電池の構成

リチウムイオンニ次電池は図1に示すような構成となっ ている。主要部品の構成としては、①正極活物質、②負極活 物質、③電解液、④セパレータの4部品が主要部品の構成 となっている。この中で、正極活物質と負極活物質はリチウ ムイオンニ次電池の電池特性を決定づけるものであるた め、世界中で活発に研究がされている。本稿では負極活物 質へ着目した。

## リチウムイオン二次電池用負極材料の開発

中條 伸仁。



#### 2.3 リチウムイオン二次電池のニーズと課題

まえがきでも触れたが、リチウムイオン二次電池は電気 自動車やスマートフォン、EVバイクなどへ適用されている。 これらの製品では、「より航続距離を伸ばしたい」、「短時間 で充電したい」などのニーズから電気容量の高容量化や急 速充電化が望まれている。

また、自然エネルギーの太陽光、風力、水力などから発電 した再生可能エネルギーを一旦電気エネルギーの貯蔵庫 として、災害時の電力供給源や電力消費の大きい真夏・真 冬時の電力ピークシフト、停電時のバックアップとしても大 きな役割が期待されている。

リチウムイオンニ次電池の高容量化を実現するために は正極・負極活物質の性能が大きく影響する。電気容量は 材料のもつ理論容量に依存することが知られており、現行 材は正極材・負極材ともにその材料の性能を使い切ってし まっているため、材料の置き換えが望まれている。

負極活物質の現行材は黒鉛が最も多く使用されてい る。黒鉛の理論容量は372mAh/gであるが、Si負極は 4200mAh/gの理論値が得られることが知られており次 世代の負極材料として期待されている。

#### 2.4 Si合金負極材料

Si負極が黒鉛に対して理論容量が高いことが知られて いるが、寿命特性に課題がある。サイクル特性とも呼ばれ、 リチウムイオン電池は活物質を再生利用するが、完全に再 生出来るわけではない。様々な原因で当初の性能を維持す ることが出来ず、劣化する。大きな原因として、Siは充放電 に伴い膨張収縮を繰り返し劣化してしまうことが原因とさ れている。膨張収縮を起こしてしまうと電池パックのふく らみに繋がり、電解液漏れが懸念され、安全性に問題があ る。また、膨張収縮の際に電極からの剥離が起こり、導電パ スが失われ、サイクル特性が劣化すると言われている。

その改善策として、本稿ではサイクル特性の改善のため に、微粒子化、合金化を検討する。合金化はガスアトマイズ 法により実施する。微粒子化は乾式粉砕にて微粒子化を行 う。図2に代表的な負極材料の電気容量と電位の関係を示 す。本試験でのSi合金はSi単体の理論容量に比べると劣る ものの、現行の黒鉛に比べると5倍以上の高い電気容量が 期待出来る。



#### 2.5 合金粉末の製造方法

合金粉末を製造する方法としては、アトマイズ法(弊社 保有)、メカニカルアロイング法、超急冷凝固法が挙げられ る。アトマイズ法とは高周波誘導溶解炉で原料を溶かし、 注湯ノズルを通して溶湯を自由落下させた直下に高圧の ガスまたは水を噴霧し、微粉末を得る手法である。ガスア トマイズ法では真空下でガスを噴霧し、酸化反応等を抑制 することが出来るため、不純物を少なく製造することが出 来る。また、水アトマイズ法に比べ球形状の粉末が得られ ることが特徴である。

微粉末へ加工する手法として微粉砕法が一般的な手法 として使用される。これは、容器に鉄球やビーズなどと原材 料を一緒に入れて回転させることで、衝突エネルギーで粉 末を粉砕する手法である。

粉砕法は超急冷凝固法と組み合わせても使用され、超 急冷凝固法で製造された、リボン状の箔帯に微粉砕法を用 いて目的の粒径に調整する。この手法で製造した場合、ア トマイズ法に比べると粉末の形状が異形状になりやすい という点と加工に時間が掛かるというデメリットがある。

本研究では、ガスアトマイズ法で作製したSi合金系の電 池特性の評価と寿命特性における課題の解決方法を探る ことを目的とした。

#### 3. 実験結果

#### 3.1 原料粉末の製造

合金化と粉末の製造を同時に行うために弊社が保有する ガスアトマイズ製造設備を用いて合金粉末を作製した。図3 にガスアトマイズ装置の模式図と粉末のSEM像を示す。



図3 ガスアトマイズ設備と粉末SEM

#### 3.2 原料粉末の粉砕

寿命特性改善のため、微粒子化を狙い粉砕処理を行っ た。粉砕には中央化工機(株)振動ミル(Model MB-1)を 用いて乾式粉砕を行った。粉砕は粉砕後の燃焼防止のた め、適宜添加材を加え燃焼を防止する工夫を行った。粉砕 した粉末は凝集を解消するため、ジェットミル処理にて凝 集を解消した。ジェットミルとは、高圧ガスで粒子同士を 衝突させて、微細化や凝集の解消をすることが可能になる 手法である。

図4に粉砕試験結果を示す。D<sub>50</sub>=1µm程度まで粉砕し た粉末を得た。



また、粉砕の際はコンタミを防止するため、ボール材質 をSUS系ボールは使用せず、Zrボールを使用した。また、 ボール径及び振動条件を本粉末の条件に最適化を行っ た。

粉砕試験の効果を確認するため、粉末断面の観察を 行った。その結果を図5に示す。







粉砕途中粉末

粉砕後粉末

図5 粉砕工程毎の粉末断面観察

粉砕により粒界が低減していることが確認される。また、 粉砕が進むにつれて均質な組織形態になっていることが 推察される。

更に詳細な組織観察のために、EBSD(Electron BackScatter Diffraction)後方散乱電子回折をおこなっ た。EBSDはSEMに組み合わせ、電子線を操作しながら、 菊池パターンを解析することで、ミクロな結晶方位や結晶 系を測定することが出来る。そのうちの方位マッピング結 晶粒と相分布結晶相の違いを確認した。その結果を図6の PhaseマップとIPFマップにて示す。



図6 粉砕処理前後のEBSD測定結果

Phaseマップより、振動ミル後に組織が均質化されてい ることが確認された。また、IPFマップからも1粒子が同一 の方向を向いていることが確認された。

#### 3.3 電池特性評価

3.1にて試作した粉末の電気化学特性の評価を行った。 合金粉末に導電助剤としての黒鉛等のカーボン、バイン

ダーとバインダーの溶剤を混合し、混錬してスラリーを調 整し、銅箔上に塗工して乾燥した後に熱処理を施して電極 を作製した。活物質はSi合金:天然黒鉛若しくは、人造黒 鉛=10:90、5:95にて混合したものを活物質とした。バイ ンダーにはSBR/CMC(スチレンブタジェンゴム/カルボキ シメチルセルロースナトリウム塩)とアクリル系のバイン ダーを使用した。電気化学特性試験にはコイン型電池を用 い、ドライルーム内で作製した。電極の電気化学特性評価 には、上記電極を正極、銅箔に金属リチウム箔を圧着した 電極を負極(対極)にそれぞれ用いて、負極と正極の間にセ パレータとしてポリエチレンフィルムをはさみ、電解液を 注入して作製したセルを用いた。電解液にはエチレンカー ボネート(EC)、ジエチルカーボネート(DEC)、エチルメチ ルカーボネート(EMC)の体積比1:1:1の混合溶媒に、六 フッ化リン酸リチウム(LiPF<sub>6</sub>)を1mol dm<sup>-3</sup>溶解したもの を用いた。

リチウム金属箔を対極として用いた電極試験用セルの 場合には、0.1Cのレートで0.005V-1.5 V間で充放電を行 い、初期不可逆容量、電気容量とサイクル特性を評価した。 図7に各条件での初期不可逆容量の結果を示す。

![](_page_17_Figure_38.jpeg)

![](_page_17_Figure_39.jpeg)

リファレンスとして水準1水準4として天然黒鉛と人 造黒鉛の値を示しているが、SBR/CMCを使用した水準 2,3,5,6に対し、水準7のアクリル系を使用した場合の方が 初期不可逆容量値に優れている。

天然黒鉛より人造黒鉛の方がSi合金と混合した場合相 性が良いことが推察される。

図8に各条件での初回放電容量の結果を示す。

![](_page_17_Figure_43.jpeg)

図8 初回放電容量比較

Si合金を5wt%. 10wt%と添加量を上げる毎に放電容 量が増加する結果が得られた。

#### 図9に30サイクル後の放電容量を示す。

![](_page_18_Figure_5.jpeg)

図9 30サイクル後放電容量比較

Si合金を添加した場合どの鋼種においても劣化が確認 された。一方で天然黒鉛と人造黒鉛を使用した場合では 劣化率が異なり、人造黒鉛と混合した場合の方が劣化率 を改善する結果が得られた。

また、30サイクル後では、アクリル系バインダーを使用し た水準7においては、リファレンスの水準1に比べ高い放電 容量を維持している結果が得られた。

今回の試験では水準7が最も良い結果が得られた。

一方でSi系負極はSi合金だけではない。他の代表的なSi 系負極材料としてSiOxがある。SiOxは初期充電効率が低 いとされるが、Si系の中ではサイクル特性が優れていると 言われている。このSiOxとの比較を行った。図10にSiOx と比較したサイクル特性結果を示す。

![](_page_18_Figure_11.jpeg)

図10 SiOxとSi合金のサイクル特性比較

初回容量では、水準7が631mAh/g, 競合材のSiOxが 505mAh/g,比較材の人造黒鉛は401mAh/gと初回容 量は水準7が最も高い結果となった。

初回効率は水準7が89.7%, 競合材のSiOxが86.3%, 比 較材の人造黒鉛は88.2%の結果が得られ、初回効率につ いては同等レベルであると考える。

サイクル特性を50サイクル後で比較すると、水準7が 71.9%, 競合材のSiOxが76.4%, 人造黒鉛は89.0%の結 果が得られ、サイクル特性としては水準7が最も低い結果

となった。一方で放電容量としては50サイクル後において も最も高い値が得られた。

#### 4.考察

Si合金は初回放雷容量が高いものの、黒鉛に比べ寿命 特性が劣っていた。原因を探るため、50サイクル後のコイ ンセルを解体し、洗浄し、断面観察を行った。図11に初期 状態と50サイクル後の断面SEM像を示す。

![](_page_18_Figure_19.jpeg)

図11 充放電後の電極断面SEM像

SEM像から、初期状態では電極の厚さ17µmであった のに対し50サイクル後では25µmと1.5倍の膨張している ことが確認された。

この膨張により電極から剥離が進んでしまったことが 原因の一つとして推察される。また、黒鉛とSi合金の隙 間に電解液が入り込み、新たな被膜であるSEI(Solid Electrolyte Interphase)が形成されてしまい、膨張が進 んだと考えられる。更に、電解液との界面に生成するSEI は連鎖的に生成され続けたと考える。

図12にイメージ図を示す。

![](_page_18_Figure_24.jpeg)

図12 膨張メカニズムのイメージ図

SEM像から粉末粒子の崩壊が起こっていると考えられ る。これは、Liの挿入脱離に伴うコンバージョン反応により 粒子の崩壊を引き起こしたと推察する。粒子の崩壊により 新たな新生面が生成しSEIが生成することで更に膨張が 加速したと考える。

図13にSi合金の充放電曲線を示す。充電曲線から多段 的な反応を示していることが確認された。低電圧域の反応 は黒鉛の反応であると推察される。300mAh/g以降の反 応はSi合金による反応であると推察される。初回の放電に おいては放電プラトーが確認されたが、15<sup>th</sup>においてはSi 合金の反応と見られる、なだらかな反応が確認された。

![](_page_18_Figure_28.jpeg)

図13 Si合金の充放電曲線

以上の反応からSi合金が徐々に膨張する反応が生じて いると推察する。今後はこの膨張に寄与する反応を抑える 対策を検討していく。

#### 5. 結言

今回、弊社保有のガスアトマイズ設備で試作したSi合金 をリチウムイオン二次電池に使用した際の電池特性をに ついて、検討を行い以下の結果が得られた。

- 1. 乾式粉砕の手法を組み合わせて平均径1µmの粉末を 試作することが出来た。
- 2. 現行材の黒鉛と混合することで、1.5倍の放電容量が得 られることが確認出来た。
- 3. 寿命特性は電極の構成を工夫することで、50サイクル 後で71.9%まで改善したものの、現行材には劣る特性 であったことが分かった。
- 4. 劣化の原因は断面SEM観察の結果から、Si合金の膨張 によるものであると推察された。今後は膨張させないよ うに反応を抑える対策試験を検討する。

核生成·成長型

再結晶

10

1235°C

- 1

1155°C

鍛造直接焼入れに関する技術報告(第二報)

田中順也。

#### I. 緒言

昨今、世界的にカーボンニュートラルの推進が図られて いる中、熱処理工程の省略、短縮技術の確立を目指してい る。そのような取組みの一例として図1に示す熱間鍛造後 の余熱で焼入れを行う直接鍛造焼入れが検討されている。 鍛造品は打上げ時点の温度が変態点以上となっており、そ のまま焼入れを行うことで、再加熱(焼ならし、焼入れ等) を省略出来る。しかし、本処理工程では逆変態を利用した 結晶粒微細化が出来ない為、所定の結晶粒度を得る事が 難しい。熱間鍛造温度域で安定な析出物を利用して動的再 結晶で得られる結晶粒の粗大化抑制を図る為の取組みに ついて報告する。

![](_page_19_Figure_6.jpeg)

#### 図1直接鍛造焼入れの熱履歴

#### II. 試験方法

本研究では高温下でピン止め効果を発揮し、結晶粒の 成長を抑制するとされるNb系析出物に着目し、ベース鋼 に対してNbを添加した場合の平衡状態図を計算ソフト ウェアThermo-Calcを用いて算出した。図2に示す平衡 状態図からNbの添加量に応じて析出物の体積分率が増加 し、固溶温度が高くなる事が判っており加熱温度、鍛造温 度に合わせて3パターン(表1)の添加量を設定した。

![](_page_19_Figure_10.jpeg)

素材は20kg高周波真空溶解炉で鋳込んだ後、エアド ロップハンマーにて鍛造を行った。焼ならしを行った鍛造 材より切り出した直径8mm、長さ12mmの円柱状試験片を製 作し、加エフォーマスター試験機を用いて熱間鍛造工程を 模擬した試験を行った。結晶粒の観察は試験片断面をピク リン酸溶液により、粒界を腐食して旧オーステナイト粒界 の測定を行った。

#### Ⅲ. 第一報の試験結果

#### 1. 鍛造条件の影響

切出した円柱状試験片を1250℃、1170℃に加熱して真 歪み速度を0.01~6.2s<sup>-1</sup>と振り、Heガスで急冷を行った。 Nb添加鋼では試験片を1250℃、1170℃の温度に加熱し て、6.2s<sup>-1</sup>の真歪み速度で加工率75%の圧縮変形を与えた 後、Heガスにより、急冷した(試験パラメータの詳細は表2 に示す)。

表2 試験パラメータ(金み速度
-----------------

鋼種	加熱温度(鍛造温度)	加工率	歪速度
~~~ 7	1250°C(1235°C)	75%	$0.01 \sim 6.16 \mathrm{s}^{-1}$
~~~	1170°C(1155°C)	75%	$0.01 \sim 6.16 \mathrm{s}^{-1}$
ND-4回	1250°C(1235°C)	75%	6. 16s <sup>-1</sup>
IND到叫	1170°C(1155°C)	75%	6. 16s <sup>-1</sup>

#### 表1供試材の化学成分(mass%)

鋼種	С	Si	Mn	Р	S	Cr	Al	Ti	В	Nb	N
ボロン鋼(ベース)	0.38	0.27	1.03	0.017	0.021	0.98	0.033	0.033	0.002	0.00	0.006
ベース+Nb0.02	0.38	0.28	1.03	0.013	0.019	0.99	0.032	0.022	0.002	0.02	0.010
ベース+Nb0.05	0.38	0.28	1.03	0.014	0.021	1.00	0.045	0.024	0.002	0.05	0.010
ベース+Nb0.10	0.38	0.27	1.03	0.014	0.021	1.00	0.028	0.025	0.002	0.10	0.008

a)技術開発センター研究第二グループ

# り、低温で圧縮した試験片は、より結晶粒径は細かくなっている。一方で、1235℃で圧縮した試験片は、歪み速度 0.1s-1より低くなると粒径が著しく粗大化し、動的再結晶

歪速度 (s<sup>1</sup>)

図4 結晶粒径と歪み速度の関係

図4より、歪速度が高いほど結晶粒径は小さくなってお

0.1

によって細粒を得るには一定以上の歪み速度が必要であ る事が判った。これらの結果は動的再結晶における温度と 歪みの関係を示すZener-Hollomon因子Zの式と傾向が 一致しており、低温圧縮、高歪み速度による高Z値加工で 結晶粒が微細化する事を確認出来た。

#### 2.Nb添加量について

180 160

140

100

80

60

40

20

0

0.01

粒界移動型

再結晶

(mm) Q

粒径

1235°C

![](_page_19_Figure_23.jpeg)

図5 Nb添加量と鍛造温度の影響

図5より、結晶粒径はNb添加量が増すと減少したが、 0.05%を超えるとその効果は飽和する傾向が見られた。こ の事から本試験におけるNb添加による微細化効果には上 限がある事が推測される。

#### IV. 大型TPでの効果確認

#### 1.TPの製作と試験方法

加エフォーマスター試験と同様に加熱温度を振り、鍛 造・焼入れを行った。また、高周波加熱時に粗大な炭窒化 物を溶体化した後に再析出によってピン止めを狙った鍛 造直前に放冷を行う条件を追加して試験を行った。歪み速 度についてはハンマーの速度制御が困難である為、出来な りとした(図6、表4)。

![](_page_19_Figure_31.jpeg)

図6 大型TPの鍛造パターン

条件	加熱温度	加熱時間	鍛造前 放冷時間	鍛造時間	鍛造後 搬送時間
	[°C]	[sec]	[sec]	[sec]	[sec]
А	1250	220	55	5	45
Н	1250	220	0	5	35
М	1170	220	0	5	35

表4 大型TPの鍛造条件

#### V. 試験結果

#### 1. 評価方法

結晶粒の観察は焼戻しを実施したのちに鍛造品の中心 断面より表層部と中央部を切り出し、ピクリン酸溶液によ り粒界を腐食して旧オーステナイト粒界の測定を行った。

#### 2.温度の影響

図7より、加熱温度を下げたサンプルでは若干ながら中 央部で結晶粒径の微細化が確認されており、鍛造温度の 低下が有効である事が確認出来た。

![](_page_20_Figure_8.jpeg)

#### 3. Nbの影響

図7の測定値から試作品における結晶粒度はベース鋼 と大きな違いは認められなかった。この結果は加工フォー マスター試験と異なる傾向を示しており、素材の大型化に よって様々な要因に影響されているものと推測される。

この理由として鍛造中の温度が想定よりも低下せず再 析出開始温度に到達しなかった為、ピン止め粒子が少ない 状態となり、鍛造工程中に結晶粒成長を抑制する事が出来 なかったのではないかと推測する。

この点については後述の調査にて析出物粒子のTEM観 察を行っているので、そちらにて報告する。

#### 4. 微細析出物粒子の測定

STEM-EDSを用いて析出物の分布状態の観察を行った。各工程のTEM写真の一例を図8~10に示す。

ベース鋼、Nb添加鋼ともに加工フォーマスターで見られ たような微細なTi(C,N)粒子はほとんど確認されなかっ た。また、Nb添加鋼におけるNbCの粒子数も極めて少な い状態となっており、ピン止め力に影響するほどの差異は 認められなかった事が、結晶粒径に明確な差が見られな かった要因の一つと考える。

![](_page_20_Picture_16.jpeg)

図8 フォーマスター試験片の析出粒子

![](_page_20_Figure_18.jpeg)

図10 鍛造品中央部の析出粒子

現時点では大型TPの析出物現時点では詳細な調査が 出来ていないが、以前調査した加工フォーマスターとは異 なる結果で素材の製造工程(凝固過程、圧延・鍛伸等)の影 響により、低Z値になる傾向が見られたものと考えており、 これらについては鍛造前素材をより細かく解析する事で 原因の究明を行いたい。

これまでの調査では同じ連続鋳造材でも加工フォーマ スターと鍛造品で異なる析出物形態を示しており、鍛造品 ではTi(C,N)の粗大化と個数の減少が認められた。この事 から素材の凝固過程だけではなく、圧延・鍛伸工程でも変 化している可能性が推測される。

#### 5. 次回鍛造に向けた検討

Nb0.02%材ではベース鋼と析出物分布に大きな差が無かった事が微細化効果を得られない要因と考え、次回鍛造はNb0.05%、0.10%材での実施を検討した。

平衡状態図におけるNb(C,N)の析出物体積分率は前回 のNb0.02%材に対して大幅な増加が見込まれる(図11)。 また、当成分系では加熱温度、鍛造温度が溶体化・再析出 温度域にマッチしており、鍛造中の動的再結晶で生成され た微細な結晶粒の成長を抑制する事が期待される。

![](_page_20_Figure_25.jpeg)

## VI. 結言

#### 1.大型TPでの結晶粒微細化について

今回のNb0.02%材では加工フォーマスターと同様の結 微細化効果は得られなかった。形状や質量に起因した鍛造 品内部の歪みや歪み速度の低下によってZ値の低下が起 きているものと推測される。今後は鍛造工程のシミュレー ション解析を用いて、これらの改善策について検討してい く必要がある。現在大学殿と共同研究に取り組んでおり、 その際の解析例を紹介する(図12、図13)。

![](_page_20_Figure_30.jpeg)

図13 鍛造後の相当塑性歪み分布

このように自由鍛造と型鍛造では内部の歪み分布に差 があり、型の形状や材料の置き方でも変化する事が解析で 判明している。解析データとこれまで得られた知見を組み 合わせて実鍛造に反映させる事で、析出物や結晶粒制御 に上手く活用していきたい。

#### 2.まとめ

試験片ベースで得られた知見は、概ね結晶粒微細化に有 効である事が判った。しかしながら大型TPでの質量効果 や形状による様々な要素が影響する事から結晶粒成長を 抑制するうえで考慮する必要がある。

昨年に引き続き、鍛造熱処理を始めとした工程省略技術 のニーズは、より高まって来ており、本技術のメカニズム解 明によって早期の製品化を目指したい。

## 3D積層造形用金属粉末

#### 1. 緒言

金属粉末は、粉末冶金・導電材・溶射等の原料として使 用されてきたが、近年では3D積層造形用の原料としても 使用される様になり需要が拡大されている。当社では3D 積層造形用金属粉末としてガスアトマイズ粉末及び水アト マイズ粉末の製造・販売を行っている。以下に当社金属粉 末の特徴について紹介を行う。

#### 2.3D積層造形における金属粉末

金属用3D積層造形の造形方式は、パウダーベッド (Powder Bed Fusion:PBF)方式やデポジション (Directed Energy Deposition:DED)方式、バイン ダージェッティング(Binder Jetting:BJT)方式などがあ り、3D積層造形における粉末の供給方法は主にパウダー ベッド方式とデポジション方式の2種類に分類される。パ ウダーベッド方式では粉末を板などで薄く一定厚に敷き 詰め(リコート)、デポジション方式は原料粉末を粉末供給 タンクから配管を経由してノズルに供給を行い使用されて いる。

#### 3.3D 積層造形用粉末に求められる特性

3D 積層造形に使用される粉末としては流動性が重要と 考えており、流動性に影響する特性としては粒度分布と粉 末形状、表面の状態である。[1]

#### (1)粒度分布

3D積層造形では造形方式により使用される粉末の粒度 が異なる。(表1参照)

PBF方式ではリコート時の流動性やレーザー照射時の フューム発生の懸念を考慮し10µm以下の粉末は除去さ れることが多い。DED方式では45µm以上の粉末が使用 され、BIT方式はパウダーベッドに樹脂を噴霧して成形体 を作製した後に、乾燥・脱脂・焼結を行うため10μm以下 の粉末も使用可能である。

表1 造形方式別の粉末粒度

![](_page_21_Figure_13.jpeg)

#### (2) 粉末形状と表面の状態

3D積層造形用金属粉末の粒子形状は球形が流動性に 対しては最適である。粒子形状が不規則な場合や粉末粒子 に微小な粉末粒子(サテライト粉末)が付着している場合 は流動性へ悪影響を及ぼす。

#### 4. 当社金属粉末の特徴

#### (1)2種類の粉末製造方法

当社では不活性ガス及び水を用いたアトマイズ法によ る粉末製造を行っている。アトマイズ法とは、溶解炉で溶か した金属をタンディッシュと呼ばれる小さな坩堝に注ぎ、 坩堝底の穴から流れ出る溶融金属を不活性ガスまたは水 を噴霧する事で微粒化して、アトマイズタワー内で落下す る間に冷却して固化する製法である。[2] (図1参照)

![](_page_21_Figure_19.jpeg)

#### 図1 製法概略図[3]

#### (2)当社ガスアトマイズ粉末の特徴

当社ではガスアトマイズ粉末の製造装置として最大250 kgの量産炉と最大20kgの試作炉の2基の装置を保有して いる。いずれも真空溶解、不活性ガス噴霧となっており、低 酸素で球形状な粉末が得ることができる。球形状な粉末は 流動性に優れ、充填密度も高くなることから高密度な造形 体を成形する事が可能となる。

当社のガスアトマイズ装置は噴霧された不活性ガスの 一部をアトマイズタワーに戻すことでアトマイズタワー内 に微小粒子が滞留するのを低減し粉末同士が付着する現 象を抑制している。(サテライト粉末発生の抑制)[4]

3D積層造形で一般的に使用されているNi基超合金な どのAlやTiを添加元素として用いる合金については、真空 溶解、不活性ガス噴霧により、溶湯と酸素の反応を最小限 に抑制する事ができ、安定した成分での粉末製造が可能で ある。

![](_page_21_Picture_25.jpeg)

図2 当社ガスアトマイズ粉末

#### (3)当社水アトマイズ粉末の特徴

当社では水アトマイズ粉末の製造装置として最大500kg の量産炉を2基と最大100kgの試作炉の装置を保有してお り、全て大気溶解、高圧水噴霧となっている。当社水アトマ イズ微粉末は粉末形状を異形状から球形状にコントロー ルすることが可能でガスアトマイズ粉末に近しい球形状粉 末の製造が可能となっている。製造条件の選定によりアズ アトマイズで平均粒径10~12µmの粉末を製造できるた めBIT方式への適用が期待できる。

![](_page_21_Figure_29.jpeg)

図3 当社水アトマイズ粉末

#### (4)当社の粉末特性検査

当社で測定可能な金属粉末の特性項目と測定装置を表 2に示す。粉末の基礎特性調査は社内で完結する事ができ、 製造した粉末を迅速に評価・解析する事が可能である。

表2 当社で可能な測定項目		
測定項目	測定装置	
些嵌入大	ロータップ式篩振動機	
型度万印	レーザー回析式粒度分布測定器	
	ICP分析装置	
小学知己	蛍光X線分析装置	
化子祖风	炭素硫黄同時分析装置	
	酸素・窒素分析装置	
流動度	オリフィス式流動度測定器	
円形度・アスペクト比	画像解析装置	
見掛け密度	見掛密度測定器	
タップ密度	充填密度測定装置	
比表面積	比表面積計	
金属組織	光学顕微鏡	
粉末表面・断面	電子顕微鏡 (SEM、FE-SEM)、EPMA	
結晶構造	X線回析装置	

#### 5. 適用事例

#### (1) ガスアトマイズ粉末

当社では合金系として鉄基やニッケル基等、各種合金 粉末の製造が可能であり3D積層造形で使用されている。 Alloy718(ニッケル基)相当材を用いて、当社のガスアト マイズ粉末(MGA粉末: Mirex Gas Atomized Powder) と装置メーカーの純正ガスアトマイズ粉末(純正粉末)を オリフィス式流動度測定器(IIS Z 2502)にて比較したと ころ、MGA粉末の方が純正粉末より流動度が良好である ことが確認できた。

	MGA粉末	純正粉末
流動度	16.2  sec/50g	18.4 sec/50g

**耒**3 流動度比較

MGA-718を使用した造形例を図4に示す。造形物につ いては装置メーカーの純正パラメーター(造形条件)を用 いて造形を行い良好な結果が得られている。

![](_page_21_Picture_41.jpeg)

図4 MGA-718粉末を用いた造形例 (レーザーPBF法)

#### (2)水アトマイズ粉末

3D積層造形ではガスアトマイズ粉末が使用されること が多いが、近年ではガスアトマイズ粉末と比較して安価な 水アトマイズ粉末の適用検討が進められてきている。そこ で、装置メーカー推奨ガスアトマイズ粉末と当社水アトマ イズ粉末についてSUS-316L材を用いてBJT方式で比較 を行った。

装置メーカー推奨ガスアトマイズ粉末を図5に示し、当 社水アトマイズ粉末を図6に示す。

![](_page_22_Figure_3.jpeg)

![](_page_22_Picture_4.jpeg)

図5 装置メーカー推奨ガスアトマイズ粉末 (SUS-316L)

	粒度分布	
D10	D50	D90
3.7µm	9.6µm	24.9µm

![](_page_22_Picture_7.jpeg)

図6 当社水アトマイズ粉末 (SUS-316L)

本試験では、粉末の流動性と造形体の密度測定により比 較を行った。

流動性についてBJT方式で使用される粉末はD50=10 μmの微粉末であり粒子間の凝集力が支配的になる等の 影響により、表2で示したオリフィス式流動度測定器で測 定ができない。そのため粉末の流動性を予測する為に一 般的な方法となっているHausner比(タップ密度/かさ密 度)を用いて粉末の流動性評価を行った。測定結果を表4 に示す。Hausner比では1.00に近いと流動性が良いと判 断される。当社水アトマイズ粉末は装置メーカー推奨ガス アトマイズ粉末より流動性が良い結果であった。

表4 Hausner比による流動性比較

	推奨ガスアト粉末	当社水アト粉末
Hausner比	1.35	1.30

次に各粉末をBJT方式の3D積層造形装置にて、立方体 (10mm角)を各15個造形して、グリーン体密度(質量/ 体積)、焼結体密度(アルキメデス法)の測定行い平均値で 比較評価を実施した。造形体の乾燥・硬化は、200℃・2時 間の加熱で実施。造形体の脱脂・焼結は、Ar雰囲気で12時 間昇温、900℃で30分間真空保持を行い、1370℃のAr雰 囲気で焼結を行った。これらの測定結果を表5に示す。当社 の水アトマイズ粉末はグリーン体・焼結体共に推奨ガスア トマイズ粉末と同等の密度が得られ、BJT方式において良 好な造形性を有している事が確認できた。[5]

今回の結果から当社水アトマイズ粉末がBJT方式の3D 積層造形に適用できるレベルであり、今後、需要先ニーズ への対応が期待できる。

表5 BIT法での造形体密度測定結果

	推奨ガスアト粉末	当社水アト粉末
グリーン体	$4.43~\mathrm{g/cm}^3$	$4.39~\mathrm{g/cm}^3$
焼結体	93.1%	92.4%

#### 6. 結言

ここまで当社の3D積層造形用金属粉末の特徴について 紹介を行ったが、その内容を以下の通りまとめる。 (1)当社ガスアトマイズ粉末は低酸素で球形状、サテライ

- ト粉末が抑制された粉末製造が可能である。純正粉末 より流動性が良く、純正条件での造形が可能であり3D 積層造形用金属粉末として問題なく使用できている。
- (2)当社水アトマイズ粉末は装置メーカー推奨ガスアト マイズ粉末より流動性に優れており、BJT方式での造 形では、装置メーカー推奨ガスアトマイズ粉末と同等 の密度が得られ造形性も良好だったため、今後は装置 メーカー推奨ガスアトマイズ粉末からの切り替えが期 待される。
- (3)当社は、ガスアトマイズ・水アトマイズ両製法の装置を 保有しており、3D積層造形の方式に応じた化学組成や 粒度分布をカスタマイズして提供するなど需要先ニー ズの対応が可能となっている。

現在、日本国内における3D積層造形の取組みは世界的 に観て大きな遅れをとっているが、材料メーカーとして3D 積層造形の発展と拡大に寄与すべく今後も開発を進めて いく予定である。

(技術開発センター研究第三グループ松下祐基)

[1] TRAFAM:金属積層造形技術入門(2016)、p42 [2] 萩原垣夫:3Dプリンタ用新規材料開発(2021)、p66

[4] 石井友也:ガスアトマイズ量産装置、三菱製鋼技報第37巻2023年、p64

[5] 木内雄太 et al:パインダジェット方式3Dプリンティングでの水アトマイズ粉末を用いた造形、一般社団法人粉体粉末冶金協会 2021年秋季大会(第128回講演大会)

#### 参考文献

[3] 三菱製鋼ホームページ https://www.mitsubishisteel.co.jp/product/formed-fabricated/special-alloy-powders/ (参照2024-07-10)

## 非調質鋼の紹介

#### 1.まえがき

近年, カーボンニュートラルの観点からCO2発生工程で ある熱処理の短縮や省略のニーズが高まっている。また, 熱処理業者の統廃合が進んでおり,熱処理のコスト上昇や 納期の負荷も進んでいる。このように熱処理の短縮・省略 は鋼材ユーザー全体の課題となっているため,当社では熱 処理工程不要の非調質鋼の製造を行っている.本稿では当 社の非調質鋼について紹介する.

#### 2.非調質鋼について

図1に鋼材から製品までの製造フローを示す。一般的な 構造用鋼(調質鋼)は、素材を熱間圧延・熱間鍛造して所望 の形状を得た後に、焼入れ・焼き戻しの熱処理を行って強 度や靭性などの特性を得る、それに対して、非調質鋼は熱 間鍛造・熱間圧延のままで熱処理を行うことなく所定の特 性を得ることができる、そのため、非調質鋼は、熱処理時に 発生するCOっを抑制してカーボンニュートラルに貢献でき るほか、リードタイムやコスト削減にも貢献することがで きる.

![](_page_23_Figure_7.jpeg)

図1 製造フロー

図2に非調質鋼の分類を示す.当社の非調質鋼は用途に 応じて熱間鍛造用非調質鋼と直接切削用非調質鋼に分類 される.また,ミクロ組織によってフェライト+パーライト 型とベイナイト型に細分化することができる.

![](_page_23_Figure_10.jpeg)

表1に当社の熱間鍛造用非調質鋼のラインナップを示 す.当社ではIISの基本的な調質鋼の強度レベルと用途に 応じた非調質鋼を取り揃えている。当社の非調質鋼はバナ

ジウム(V)を添加することで、組織中にVの炭窒化物を微 細分散して析出させており,熱処理なしでも所定の特性を 担保することができる。また、V添加により強度を担保して いるため, ||Sの基本的な調質鋼と比較して, 同じ強度レベ ルでもC量を一段階低く抑えることができる.

図2に非調質鋼の使用部品例を示す、当社の非調質鋼は 主に建設機械やトラックの部品として使用されている.熱 間鍛造用非調質鋼のフェライト+パーライト型はコンロッ ド, ヨーク, クランクシャフトなどに使用されており, ベイナ イト型はトラックの足回り部品やロッドヘッドなどに使用 されている. 直接切削用非調質鋼はピストンロッド, ピン, シャフトなどに使用されている.

			当社非調質鋼	
強度	JIS基本鋼 調質	熱間,,,造用*1 フェライト+パーライト	熱間鍛造用 ベイナイト	直接切削用 フェライト+パーライト
≥690MPa級	S40C	-	-	-
≧740MPa級	S43C S45C	S40CV S43CV	VMC15	SMT75
≧780MPa級	S48C S50C	S45CV S48CV	-	-
≥830MPa級	S53C S55C	SMN45V	-	-
≥880MPa級	S58C SMn443	1-1	VMC25 VMC35	SMT90

表1 当社非調質鋼のラインナップ

#### 3. 熱間鍛造用非調質鋼

表2に当社の熱間鍛造用非調質鋼の化学成分を示す. ミ クロ組織によってフェライト+パーライト型とベイナイト型 に分類することができる。

非調質鋼のミクロ組織の様子を図3に示す.フェライト+ パーライト型は白色で柔らかいフェライト相と黒色でフェ ライトとセメンタイトが交互に層状になったパーライト相 の二相から成る、炭素(C)量が高いため、高周波焼入れを 行う部品の材料として使用できる.

ベイナイト型については微細な板状構造の組織である ベイナイト単相であり、Mn, Cr, Vの添加によって,熱間鍛 造のままでも安定してベイナイト組織を得ることができて いる、フェライト+パーライト型と比較して靭性に優れてお り,伸びや絞りにおいても有利になっている. VMC15にお いてはC量が少ないため,溶接性に優れている, VMC25, VMC35は高C化することで高強度化しており、C量から高 周波焼入れを行うことも可能である.

これらの非調質鋼は熱間鍛造・熱間圧延のままで使用 可能だが,所定の特性を得るためには,組織の制御を行う 必要がある、熱間圧延・熱間鍛造後に製品をファン等によ

#### り速やかに600℃以下まで冷却することで所定の特性を 得ることができる.

![](_page_23_Picture_22.jpeg)

図2 当社非調質鋼の使用部品例

表2 熱間鍛造用非調質鋼の化学成分

◆フェライト+バ	ーライト型				mass%	
強度	鋼種名		Mn	Cr		
>740MD=#8	S40CV	0.40				
≥ /40MPa級	S43CV	0.43	0.70	0.10	0.08	
>700MD-#8	S45CV	0.45	1.20			
≥ /80MPa板	S48CV	0.48	0.30	0.14		
≥830MPa級	SMN45V	0.45	1.10 ~1.40			

◆ベイナイト型					mass%
強度	鋼種名	С	Mn	Cr	V.
≥740MPa級	VMC15	0.15	1.70	0.30	0.10
≥880MPa級	VMC25	0.25	~	~	~
	VMC35	0.35	2.00	0.50	0.30

![](_page_23_Picture_27.jpeg)

フェライト+パーライト組織 ベイナイト組織 図3 非調質鋼のミクロ組織

#### 4. 直切削用非調質鋼

表3に当社の熱間鍛造用非調質鋼の化学成分を示す。 当社では使用頻度の高い強度レベルに合わせて、2種類の 直接切削用非調質鋼を取り揃えている. 切削性を付与す るために快削元素の硫黄(S)を添加しており,素材を切削 加工するだけで製品として使用可能となっている。また、C 量が高いため,高周波焼入れを行う部品にも適用可能と なっている。

◆フェライト+バ				mass%	
強度	鋼種名	С	Mn	Cr	V
≧740MPa級	SMT75	0.32	1.00	0.15	0.08
≥880MPa級	SMT90	~ 0.46	~ 1.80	0.50	~ 0.20

表3 直接切削用非調質鋼の化学成分

#### 5. あとがき

非調質鋼は熱処理不要という性質上,カーボンニュート ラルに貢献でき,さらなる需要が見込まれる.当社では鋼 材ユーザーの非調質鋼への切り替えを促進しており,技術 的な支援や共同での製品調査にも取り組んでいる. カーボ ンニュートラル達成に向けて,非調質鋼を通して貢献して いきたい、

(技術開発センター研究第二グループ 杉本 悠希)

## 鋼材カタログの発行について

#### 1. はじめに

これまで特殊鋼鋼材製品に関するカタログは、室蘭移転 時に作成されたものをベースに都度改定を行い、お客さま への紹介に使用してきた。製品群毎にA4版1枚の紹介で あることに加えて、製造工程や製造可能サイズなどの記載 もなく、使い勝手が悪かった。この度、「三菱製鋼 特殊鋼 鋼材のご案内」として、全面改定を行ったので、その内容に ついて報告する。

図1に新鋼材カタログの表裏表紙を、図2に旧鋼材カタ ログの一例を示す。

![](_page_24_Figure_6.jpeg)

図1 新鋼材カタログの表裏表紙

![](_page_24_Figure_8.jpeg)

図2 旧鋼材カタログ(A4版1枚での紹介)

#### 2. 紹介内容

「三菱製鋼 特殊鋼鋼材のご案内」は、A4版見開き全18 頁で以下の構成から成り立っている。

#### ◆ご挨拶

- ◆三菱製鋼/三菱製鋼室蘭特殊鋼 鋼材の特徴
- ◆製造工程
- ◆製造鋼種と用途例
- ◆特色ある鋼種のご紹介 ①非調質鋼について ②熱間鍛造用非調質鋼 ③直接切削用非調質鋼 ④直接切削用プリハードン鋼 ⑤高温浸炭用鋼 ⑥窒化用鋼 ⑦非鉛快削鋼 ⑧高清浄度軸受鋼 ⑨ばね鋼 ◆おわりに

それぞれの章についての概要を以下に示す。

◆ご挨拶

◆三菱製鋼/三菱製鋼室蘭特殊鋼 鋼材の特徴

当社の歴史は、ばねをつくることから始まり、ばねの材 料である特殊鋼の生産を手掛けるようになったこと、素 材から製品までをつくる一貫メーカーであることを紹介。 高炉溶銑を主原料として、品質向上、省エネルギー、生産 性向上に取り組み、地球にやさしい特殊鋼造りを目指して いる。

#### ◆製造工程

特殊鋼鋼材ができるまでの工程を図や写真で紹介。三 菱製鋼室蘭特殊鋼(株)は、最新技術による設備で高い生 産性を実現し、低コストで高い品質レベルの特殊鋼棒鋼を 製造している。

#### ◆製造鋼種と用途例

製造鋼種は、IISおよび海外規格鋼に加えて、当社オリジ ナル鋼を表示。また、製造可能寸法についても記載してい る。用途例は、図3のように自動車分野、建設機械分野での 製品例を紹介している。

# 用途例 自動車分野製品 建設機械分野製品

図3 自動車・建設機械分野での用途例

アイドラー

#### ◆特色ある鋼種の紹介

①~③は、非調質鋼に関する内容である。非調質鋼は、 1980年代初めにオイルショックを契機に省エネルギーの ニーズが高まり、自動車用クランクシャフトやコンロッドな どで実用化が開始された。すなわち歴史のある技術と言え るが、カーボンニュートラルで再度注目される存在になる と考え、多くの頁を割いている。

④の直接切削用プリハードン鋼は、あらかじめ焼入焼戻 の熱処理が施された材料で、そのまま機械加工が可能であ る。当社では後工程の熱処理も行う、いわゆる「メーカー熱 処理」材料を取り扱っていることも特徴のひとつである。バ レル炉による「曲がらない熱処理」はお客さまから好評を 得ている。

⑤は、建設機械向け大型歯車を想定した高温浸炭用鋼 である。乗用車向けの高温浸炭用鋼は、当社でも過去に開 発済みであるが、乗用車向けの材料では、大型歯車におけ る高温・長時間の浸炭処理には耐えられない場合が出てく る。浸炭時間の大幅短縮が可能となり、カーボンニュート ラルに貢献する材料である。

⑥の窒化用鋼は、処理温度がA1変態点以下と低いため、 今後適用拡大の可能性が考えられる。当社は、軽負荷から 重負荷部品まで対応可能な鋼種を揃えており、お客さまの ニーズに幅広く対応可能である。

⑦の非鉛快削鋼は、2000年代前半に有害物質による 健康・環境への悪影響を抑制するために施行されたEUの RoHS指令を背景として各社開発が進められた。当社の材 料は硫黄(S)の添加量を高めるとともに、ニオブ(Nb)を 微量添加することにより、硫化物系介在物(MnS)の微細 分散を達成し、被削性と強度・疲労特性の両立を図ってい る。

⑧の高清浄度軸受鋼は、各種装置による評価結果を フィードバックし、絶え間ない品質改善を進めていく生産 技術向上の取り組みである。製造プロセスを最適化し、厳 しく管理することにより、優れた品質の軸受鋼が安定して 供給可能となる。図4に介在物評価・解析装置を示す。

⑨のばね鋼は、国内唯一の素材から製品までの一貫した ばねメーカーである当社の特徴を現したものである。

![](_page_24_Picture_38.jpeg)

図4 介在物評価·解析装置

◆おわりに

三菱製鋼グループは、これからも持続可能な社会の実現 に貢献していきたい。自社のCO2排出量削減とお客さまの 工場や社会全体のCO<sub>2</sub>排出量削減の取り組みを進めてい く。規格鋼、開発鋼と豊富な品揃えを展開している。

#### 3. あとがき

当該カタログは、発行と同時に当社ホームページに掲載 されている。また、冊子でも配布が可能となっている。お客 さまの反応・要望や新しい材料開発などにより、今後改定 を進め、より充実した内容にしていきたい。ぜひ様々なご 意見を頂戴したいと考えます。

(技術開発センター シニアマネージャー 山岡 拓也)

## 特殊鋼棒鋼生産プロセスでのUSBコントローラの活用

#### 1.諸 言

三菱製鋼室蘭特殊鋼(株)(以下,当社)では特殊鋼棒鋼を2 次精錬、連続鋳造、圧延、検査などの多数の工程を経て製造 している。

直面する課題として、従来にも増して国内の少子高齢化等に よる労働力不足や原材料費高騰によるコスト改善が必要であ ることを背景に、製造プロセスでの省力化が求められている。

過去の自動化の取り組みにより少人数でのオペレータで の操業が可能となっているラインもあるが、従来通りオペ レータの目視・判断・操業操作を行うラインも未だ存在する。 今回はその中でも、圧延工程の分塊圧延機(表1,図1)におい てコントローラを置換えることで省力化した具体事例を紹介 する。コントローラにはUSB(Universal Serial Bus)で接続 するタイプの物を用いた。これには下記の優位点がある。

①操作に腕を用いた大きな動作を必要としない

②安価

③交換作業が容易

④若年層では馴染みのある操作方法である

⑤1つのコントローラでの入力点数が大きく、操作対象を 広げられる

#### 表1 分塊圧延機仕様

項目	仕様
圧延機仕様	2Hi Reverse圧延機
ロール径	1100mm
主ロール駆動モータ	4500kW

![](_page_25_Picture_14.jpeg)

図1 分塊圧延機レイアウト

## 2.システム構成

図2に今回開発した、USBコントローラを工場制御機器 に接続するシステムの構成を示す。USBコントローラをシ ングルボードコンピュータであるRaspberry Pi<sup>\*1</sup>に接続 し、更にEthernet<sup>\*2</sup>対応のPLC(Programmable Logic Controller)と接続した。このシステムによりPLCの構成 を変えることで多種の伝送方式にも対応でき、また設備か らの信号を取り込むことでオペレータを補助する機能の 追加が可能となる。

加えてRaspberry Pi上にコントローラからの入力信号 の状況をリアルタイムで表示するアプリケーションを作成 した。これによりオペレータが入力している信号をリアル タイムで表示させ、従来のコントローラからの置き換え時 の調整が容易となる。(図3)

![](_page_25_Figure_20.jpeg)

図2 USBコントローラ制御機器システム構成

![](_page_25_Figure_22.jpeg)

図3 USBコントローラモニタ画面

## 3. 分塊圧延機への導入例と効果

これまで分塊圧延機は図4のシステムで制御されてお り、従来より使用されているメカニカルコントローラから の接点信号をドライブ装置とTOSLINE<sup>\*3</sup>-S20で接続され たPLCに入力し、入力信号に応じた電圧や周波数をドライ ブ装置からモータに電源を供給することで圧延機器の可 変速制御を行っていた。このシステムでは下記の項目が問 題となっていた。

- ①コントローラの老朽化
- ②1台の圧延機の操業に対して常時2名のオペレータが 必要となる
- ③従来コントローラの改造による省力化は、コントロー ラの配置が固定であり、大幅な設備レイアウト変更を 含めた工事が必要となる

④自動化を行うにあたり、汎用ではないPLCを制御に用いている為、改造費用が大きくかかる

これらの問題を解決するためにUSBコントローラシステ ムを分塊圧延機に導入した。そのシステム構成を図5に示 す。実操業ラインでの導入に際しては、故障時のリスクも 補償する必要がある為、2台の並列接続とし、コントローラ やRaspberry Piの故障発生時にも操業を止めることなく 切り替わるシステムとした。

加えて汎用PLC内で制御プログラムを構築することで、 一部操作の自動化を行った。

これにより、コントローラの更新ができるだけでなく、1 名での常時操業が可能となった。

![](_page_25_Figure_33.jpeg)

図4 これまでの分塊圧延機操作システム

![](_page_25_Figure_35.jpeg)

図5 分塊圧延機操作システムでのUSBコントローラ導入構成

#### 4.結 言

今回のシステムは、Ethernet対応の汎用PLCを有すれ ば容易に他の設備に転用が可能な為、同様の効果が見込 める箇所への展開に取り組んでいく。

当該設備への本システムの導入は当初の見込み以上に 短い期間でUSBコントローラでの操作に慣れている若手 社員から順次習熟させることが出来た。また、デジタル化 により操作ノウハウの収集が可能となるため、データ解析 により技術伝承向上や更なる省力化に繋げていく。

本技術は、特許第7097561号を取得済み。

- \*1Raspberry Pi:ラズベリーパイ エルティーディーの商 標または登録商標
- \*2Ethernet:富士フィルムビジネスイノベーション株式会 社の商標または登録商標
- \*3TOSLINE:東芝インフラシステムズ株式会社の商標ま たは登録商標

(三菱製鋼室蘭特殊鋼㈱) 設備部 設備グループ 佐藤 諒)

## 室蘭分室からの設備移設について

#### 1. はじめに

2016年4月、各事業部門(鋼材事業部、ばね事業部、素 形材事業部)にて実施していた研究開発のより一層のス ピードアップを目指し、技術開発センター(千葉)、および 室蘭分室が設立された。室蘭分室は、三菱製鋼室蘭特殊鋼 ㈱と連携を図り、鋼材事業部門の研究開発を行う目的を有 していた。2024年1月室蘭分室廃止に伴い、技術開発セン ター(千葉)に集約を実施した。

今回は、通常業務を行いながらの移設であること、集約 箇所の作業スペースは限られていることなど苦労があっ た。技術開発センター(千葉)で保有する設備と照らし合わ せ、重複する設備の移設判断から始まり、その装置に付帯 する備品類、および関連する試験データ、報告書、書籍につ いても整理を行った。過去の報告書は、紙保管で電子化さ れておらず、電子化作業も必要となった。

設備の搬出は、2023年12月13日~15日の3日間に及ん だ。各日トラック台数での搬出スケジュールが確定した時 点で、使用頻度の低い装置から順次立下げを実施、最終ぎ りぎりまでユーザー関連設備を稼働させる様に努め、他部 署への影響を最小限にする様に配慮した。技術開発セン ター(千葉)からの応援もあり、搬出日当日梱包、移設作業 を実施した。搬出作業を写真1、2に示す。

![](_page_26_Picture_7.jpeg)

写真1. 地下からの搬出作業

![](_page_26_Picture_9.jpeg)

写真2. 1階からの搬出作業

室蘭分室地下室に設置していた設備は、クレーン車を用 い地上に荷揚げ積み込み作業を行った。1階に設置の電 子顕微鏡等の精密装置は、階段部分に仮デッキを設置し フォークリフトを活用しながら、細心の注意を払い、作業 を進めた。冬期間の実施で有ったがスケジュール通り、安 全に搬出作業を終える事が出来た。室蘭分室からの主要 移設設備を表1に示す。

技術開発センター(千葉)での受け入れは、2023年12月 15日~18日にかけて行った。室蘭分室とは違い、トラックか らの荷降ろし後は、階段等の段差はほぼ無くフラットで横 移動のみであった。業務を実施しながらの搬入作業で有っ たが、大きな支障も無く搬入作業を終える事が出来た。

順次、装置メーカーおよび社内にて立ち上げを行った。 ユーザー関連設備を最優先で立ち上げ、2月初めには、ほ ぼ全ての装置の立ち上げを終える事が出来た。

現在、脱炭素など社会ニーズに対応した研究開発を強化 しており、「省エネルギー」「高品質」「高機能・高付加価値」 の三つの方向性と、産学官連携により、製品力向上および 新製品開発に繋がる基礎研究に注力し活動を行ってる。

今回の集約により、三菱製鋼室蘭特殊鋼㈱から遠方に なってしまい、意思疎通がつきにくい環境にはなったが、鉄 鋼材料の基礎知識と経験を基に、室蘭からの移設設備を 活用し、基礎から応用まで幅広くデータ採取を図る事によ り、今まで以上に各事業部の垣根を超えた、より一層の連 携を図っていきたい。「素材から製品まで一貫したモノづく りで付加価値を提供」出来る様に集約利点を最大限に発 揮していく所存である。

2項では、室蘭分室からの代表移設設備として、「高周波 超音波探傷器」について紹介する。

最後に、今回の移設は、安全も含め大きな問題が発生す る事無く、無事に終える事が出来た。当移設に際し御協力 頂いた、輸送メーカー、各装置メーカー及び、当社関係部 門の担当の方々へ御礼を申し上げます。

#### 2. 高周波超音波探傷器

鉄鋼材料における非金属介在物の低減については、絶え 間なく品質改善が進められている。

鋼中に存在する非金属介在物の品質評価は、主に顕微 鏡視野内での介在物の合計長さや厚さを、標準図と比較す る方法や、顕微鏡内縦横の格子線が介在物によって占めら れた格子点中心数をカウントする方法が広く用いられてい る。しかし、測定視野面積が極微小である事から測定結果 の信頼性においては、不十分な部分も見られる。

より大きな測定面積が得られる高周波超音波探傷器は、 軸受、自動車メーカーや同業他社において導入されてお り、品質確認や品質改善の評価において必要な装置の一 つとなっている。当社でも2021年に室蘭分室に導入され た。以下に高周波超音波探傷器(図1)について、装置仕様、 装置原理を紹介する。

![](_page_26_Picture_23.jpeg)

図1 高周波超音波探傷器

#### 2-1. 装置仕様

メーカー	KJTD
型式	SDSIII 6500R
走査範囲	X軸500mm、Y軸400mm、Z軸300mm
走査速度	Max300mm/sec
探傷ピッチ	0.005mm
探触子周波数	25~50MHz

#### 2-2. 装置原理

測定材を切り出し熱処理後、外削研削等の加工試料調 整を行い、水槽内に測定材を水浸させる。試料の測定視野 面積を自動稼働し、得られた反射エコーの大きさを記録、 映像化し、内部欠陥を可視化する装置である。

![](_page_26_Picture_29.jpeg)

図2 測定状況

![](_page_26_Figure_32.jpeg)

図3 超音波によるデータ採取の原理

![](_page_26_Picture_34.jpeg)

図4 検出された欠陥イメージ

シンロン

![](_page_27_Picture_2.jpeg)

#### 1.はじめに

当社では、主力製品であるばねの高応力化・軽量化を実 現させるために、ショットピーニング工法による圧縮残留 応力の付与を行っている。これは、き裂の進展を抑制し、ば ねの寿命向上に大きく関与している。特に、大気耐久性、腐 食耐久性、遅れ破壊の各性能を効率よく向上させるため には、表面及び内部の圧縮残留応力付与が必要不可欠と なってくる。そこで、実際に品質保証や性能評価をする上 で、この残留応力がばねのどの深さにどれだけ付与されて いるのか、調査する必要がでてくる。

とりわけ、取引先であるカーメーカーでは、軽くて耐久 力があり破損しない安全なばねを強く要望している。この 要望に応えるため、当社では正確なデータを期日に合わせ て迅速に調査する必要がある。この目的を遂行するための 手段として残留応力測定装置がある。本稿では特に、当社 に新規導入された残留応力測定装置のcosα法に重点を 置いて紹介していく。

![](_page_27_Picture_7.jpeg)

図1. 従来型(sin<sup>2</sup>ψ法)の外観

#### 表1. 従来型(sin<sup>2</sup>ψ法)及び新型(cosα法)の特徴

	従来型 (sin <sup>2</sup> ψ法)	新型 (α
メーカー	リガク社製	パルステック社
装置名	AutoMATE II	µX360s
X線入射法	複数 (5点以上)	単一
寸法	W 1200 × H 1910 × D 1320 mm	W 213 × H 107
最大試料空間	W 720 × H 335 × D 560 mm	制限なし
測定時間	約10分	約1分
測定精度	1回の入射X線で回折される X線360度の一部のみ使用可 (データ数:1点)	回折X線全体を (データ数:50
X線管球 ターゲット	Cr	
管電圧・管電流	$20\sim 50 \text{kV} \cdot 2\sim 50 \text{mA}$	30kV •1.5mA
センサ	高速1次元検出器	2次元検出器
測定対象物	鉄(フェライ	'ト)、他
コリメータ径	1mm	1mm
X線照射範囲	約1mm	約2mm

	表1.	室蘭分室加	からの主要移設設備	
h			刑士	仕样

INO.	石仦	メーカー	尘式	11.1家	土な用述
1	EPMA	日本電子	JXA-8230	倍率 × 15~200,000	表面観察、WDS
2	ショットキー走査電子顕微鏡 (FE-SEM)	日立ハイテクノロジーズ	SU5000	倍率 × 10~600,000、 ビーム電流200nA	表面観察、EDS
3	イオンミリング	日立ハイテクノロジーズ	IM4000	電圧 0~6、 放電電圧1.5	表面研磨
4	介在物自動解析裝置	FEI	Explorer4 Analyzer	倍率 × 5~100,000	異物検出、形状、寸法、 EDS、組成分類
5	高周波超音波探傷器	KJTD	SDSIII 6500R	走查範囲 X:500mm × Y:400mm、Z:300mm	異物検出、寸法、位置
6	ビッカース硬さ試験機	マツザワ	Via	試験荷重 0.1~50Kgf	硬度
7	ロックウェル硬さ試験機	マツザワ	Ria	試験荷重 15、30、45、60、100、 150Kgf	硬度
8	倒立型顕微鏡	ニコン	MA-200	倍率 × 10~1000	組織観察、結晶粒度測定、 寸法測定
9	正立型顕微鏡	ニコン	LV100DA-U	倍率 × 10~1000	組織観察、結晶粒度測定、 寸法測定
10	デジタルマイクロスコープ	キーエンス	VHX-5000	倍率 × 0~2000	外観撮影、形状寸法測定
11	全自動変態記録測定装置	富士電波工機	formastor-F	0-1600°C 最大加熱速度100°C/s 最大冷却速度300°C/s	変態点、連続冷却変態曲 線 (CCT)
12	六球式転動疲労試験機	森試験機製作所	No.6960~6964、 7049~7052	負荷容量 10-1000kgf	疲労試験機
13	小野式回転曲げ疲労試験機	東京衡機試験機	ORB-10B	最大秤重 100Nm 3000rpm	疲労試験機
14	サーボパルサー疲労試験機	島津製作所	EHF-EV200k2- 040-0A	動的最大試験力 ± 200kN、 静的最大試験力 ± 240kN	疲労試験機
15	高温熱処理炉	ビーエフエム	1013	1000~1250°C (max1350°C)、 開口部 250×200 奥行 800	熱処理炉

(技術開発センター 研究第二グループ 岩渕 道昭)

NT HIL

# 残留応力測定装置 (cos α 法) について

## 2.従来型( $sin^2\psi$ 法)及び新型( $cos\alpha$ 法)の概要

まず、概要として、従来使用されていたsin<sup>2</sup>ψ法の外観を 図1に示し、新型であるcosα法の外観を図2に示す。また、 両者の特徴を表1に示し比較を行う。

sin<sup>2</sup> ψ法は、1960年に日本製の機器が市販化され、以前 から現在に至るまで当社でも使用されている<sup>(1)</sup>。cosα法 は2013年より市販化され、2018年より当社に装置導入さ れた経緯がある。

![](_page_27_Picture_19.jpeg)

図2.新型(cosα法)の外観

osα法)
製
× D 114 mm
検出可能 0点)
max

以上よりまとめると、cosα法は従来型 と比較し下記のような応用をすることが 可能になる。

- (1) 調査時間の短縮により、測定数を大幅 に増加可能である
- (2) 持ち運びが容易であり非破壊でばね を測定できるため、製造ラインに組み 込むといったインライン化の可能性 が見込める。
- (3)回折X線全体を検出可能のため、応力 値以外の情報量が多岐にわたる。例え ば、回折環の幅で、塑性変形や転位密 度が推定でき、回折環の強度で、集合 組織や粒径も推定できる。

## 3. 残留応力測定装置(cosα法)の具体的な 原理<sup>(1)</sup>

続いて、cosα法の応力測定原理について記載する。ま ず、機器周辺の模式図を図3に示す。

![](_page_28_Figure_5.jpeg)

図3より、試料に対し単一入射X線を照射し、回折した

X線を2次元検出器にて検出し、その情報を使用して応力

を算出している。結晶を持った金属にX線を照射すると、

Braggの条件を満たした結晶粒から回折X線がリング状に

発生し、デバイ環が発生する。このデバイ環の3次元検出図

を図4に示す。

図5より、ひずみを $\varepsilon$ 、デバイ環の中心角を $\alpha$ とし、円状の 各座標のひずみを  $\varepsilon_{\alpha}$ 、 $\varepsilon_{-\alpha}$ 、 $\varepsilon_{\pi-\alpha}$ 、 $\varepsilon_{\pi+\alpha}$ 、とそれぞれおく と、全周のひずみパラメーターa₁は

$$a_1 = \frac{1}{2} [(\varepsilon_{\alpha} - \varepsilon_{\pi+\alpha}) + (\varepsilon_{-\alpha} - \varepsilon_{\pi-\alpha})]$$

…式(1)

と表される。この全周のひずみa1をcos αにプロットして いくと、例えば、図6のように表される。

![](_page_28_Figure_10.jpeg)

図6より、各プロットに対し、近似直線を引くと、応力有 りのサンプルには傾きが生じ、応力0のサンプルでは、この 傾きが0となる。ここで、X線応力測定において以下の(a) ~(c)の基礎的仮定が成立していることを前提にする<sup>(2)</sup>。

(a) 力学的に等方で均質なサンプル (b)平面応力状態 (c)応力勾配なし

すると、ばねの主軸応力σ、は、

と表され、この式(2)を具体化すると、

$$\sigma_{x} = -\frac{E}{(1+\nu)} \frac{1}{\sin 2\psi_{0} \sin 2\eta} \left(\frac{\partial a_{1}}{\partial \cos \alpha}\right) \quad [MPa]$$

(E:ヤング率, ν:ポアソン比)

この式(3)となり、応力値の算出が可能となる。

![](_page_28_Figure_20.jpeg)

ここで、実際の測定時間を表2に示し、cosα法の測定効 率について確認してみる。

表2. 従来型(sin<sup>2</sup>ψ法) 及び新型(cosα法)の測定時間比較

	従来型 (sin <sup>2</sup> ψ法)	新型 (cosα法)
鋼種	ばね鋼	• SUP9
応力値	- 889 MPa	- 871 MPa
l回の測定時間	約8分	約1分
電解研磨及び セッティング	約4	4分
測定作業時間(合計)	約12分	約5分
1日の測定可能数	35測定	84測定

表2より通常のばね鋼を用いて施行したところ、応力値 はほぼ同一であるが、一日の測定数には約2.4倍の差があ ることがわかる。

深さ方向を測定するための作業である電解研磨やセッ ティングの時間は基本的には変えられないため、この測定 効率の向上は大きなメリットとなっている。

![](_page_28_Figure_26.jpeg)

(1) 佐々木, 他、新X線技術による自動車関連の残留応力・材質検査、機械の研究 第69巻 第8号、2017, P639. (2)一般社団法人 日本非破壊検査協会、NDIS4404 cos α法によるX線応力測定通則、2020, P8. (3) 佐々木, 幸田、一般社団法人 日本非破壊検査協会、非破壊検査 2020, Vol.69 No.12, P612. (4) 佐々木. 他、一般社団法人 日本非破壊検査協会、非破壊検査 2023. Vol.72 No.1. P33.

図4. デバイ環(3D)

この回折環は応力によって形状が変化し、真円の場合は 無応力、応力の度合いによって歪み方に差が生じてくる。こ こで、デバイ環を模式的に表したものを図5に示す。

![](_page_28_Figure_31.jpeg)

図5. デバイ環の模式図

#### 5. あとがき

近年この装置の手法により、多種多様な鋼材サンプルが 調査されている<sup>(3)</sup>。例えば、溶接部の狭いスペースの測定 や鉄道レールのき裂発生部の予測といった保守点検等に 活用されている<sup>(4)</sup>。回折環の形状の変化により、金属組織 や硬度等を視覚的に推測することも可能であり、まだまだ 活用の領域が広いことも魅力である。それ故、装置の知識 をはじめ、有効な活用方法を日々模索している。

(技術開発センター 研究第一グループ 鈴木 雄大)

## ノーコードツール導入による業務改善

## I. ノーコードツールの導入の背景・目的

近年、デジタル化が急速に進行する中、IT技術を活用 し、業務の効率化、プロセスの最適化、新たな顧客価値の 創出への取組みが必要不可欠となっている。しかし、IT専 門スタッフの不足やプログラミング教育にかかるコスト、 開発期間の長さなど、従来のソフトウェア開発には多くの 課題が存在する。これらの問題を解決するために注目され ているのが、ノーコードツールの導入である。

ノーコードツールとは、プログラミングの専門知識がな くとも、直感的な操作でアプリケーションの開発が可能な プラットフォームのことを指し、従業員は自らが抱える業 務上の課題を迅速かつ効果的に解決することが可能とな る。ノーコードツールの導入の主な目的は、開発期間とコ ストの削減、IT部門への依存度低減、そして業務効率化に よる生産性の向上である。

#### ▶ 開発期間とコスト削減

従業員はプログラミングの知識がなくても、自分自身の 業務に適したツールやアプリケーションを短期間で作成 することができ、従来の開発プロセスに比べて時間を短縮 し、コストを削減することができる。

#### ➤ IT部門への依存度低減

これまでは、業務上の問題やニーズを解決するために は、IT部門に依頼してシステムの開発やカスタマイズを 行ってもらう必要があった。しかし、ノーコードツールを使 えば、従業員自身が必要なツールやアプリケーションを作 成し、迅速に利用することが可能となり、IT部門の負荷が 軽減され、業務効率化が図られる。

#### >> 業務効率化による生産性の向上

自身の業務に関連するツールやアプリケーションを作成 することで、煩雑な業務プロセスを効率化し、時間と労力 を節約することが可能となり、生産性が向上する。

また、ノーコードツールの導入は社内のイノベーション を促進し、従業員の創造性と主体性を引き出すことも期待 される。このように、ノーコードツールの導入は、単にITコ ストを削減するだけでなく、企業のデジタル化推進とイノ ベーション促進の両輪として機能することで、企業は変化 し続ける市場環境に柔軟に対応し、持続的な成長を遂げ ることが可能となる。

## II. ノーコードツールの特徴とメリット/デメ リット

1章で軽く述べたが、ノーコードツールは、プログラミ ング知識がないユーザーでも直感的な操作でアプリケー ションやウェブサイトを開発できるプラットフォームを提 供するものである。このツールの台頭は、企業のデジタル 化を加速させると同時に、ITリソースの制約に悩む多くの 組織に新たな可能性をもたらしている。ノーコードツール の特徴、メリット/デメリットについて下記に述べる。

#### >> ノーコードツールの特徴

1) 直感的なユーザーインターフェース ドラッグアンドドロップ式のインターフェイスやビジュア ルプログラミングにより、非技術者でも簡単に扱える。 2)迅速な開発

コーディングを必要としないため、アイデアからプロト タイプ、最終的な製品までの開発時間が大幅に短縮さ れる。

- 3) コスト削減 専門的なプログラミングスキルが不要なため、開発に 関する教育費用や高額な開発者の雇用コストが削減さ れる。
- 4) 柔軟性と拡張性
  - ユーザーのニーズに応じてカスタマイズが可能で、多く のノーコードツールはサードパーティのアプリやサー ビスとの統合が容易。

> メリット

- 1)業務効率化の促進 業務プロセスをデジタル化、自動化することで作業時 間の短縮と効率化が図れる。
- 2) イノベーションの加速 アイデアを迅速に形にできるため、イノベーションの機 会が増える。
- 3) ビジネスの機動性の向上 市場や顧客のニーズの変化に素早く対応し、適応する ことが可能。
- 4) デジタルスキルの普及 非技術者でもアプリケーション開発の経験を積むこと で、デジタルスキルの社内普及が進む。

#### > デメリット

- 1)機能性と複雑性の限界 高度な機能やカスタマイズを求める場合には、ノー コードツールの限界に直面することがある。
- 2) セキュリティとプライバシーの懸念 第三者が提供するプラットフォームを使用するため、 データ管理やセキュリティに関する懸念が生じる。
- 3) パフォーマンスの問題

生成されたアプリケーションが最適化されていない場 合、パフォーマンスの低下を招くことがある。

4) 依存性

特定のノーコードプラットフォームに依存することで、 将来的に柔軟性が損なわれるリスクがある。

ノーコードツールは、現代の企業が直面するデジタル 化の課題に対して、実に効果的な解決策を提供する可能 性を秘めている。しかし、その一方でノーコードツールの 導入には考慮すべきいくつかの重要なメリット/デメリッ トが存在する。これらメリット/デメリットを総合的に検討 し、自社のビジネスモデルや目指すべき方向性との適合性 を正確に評価することが、ノーコードツール導入における 鍵となる。

#### |||. 社内導入時のアプローチの仕方と留意事項

ノーコードツールの社内導入における成功は、社内で の内部的要因に大きく依存する。ここでは、導入時のアプ ローチの仕方と内部的要因に焦点を当てた留意事項につ いて詳述する。

#### >> 導入時のアプローチ方法

1) ニーズ分析

最初に社内で改善の余地のある業務プロセスを特定す る。この過程では、各部門からのフィードバックを得る ことで、ノーコードツールの導入によって、解決可能な 課題を明確にする。

2) 選択基準の設定

社内ニーズに合致するノーコードツールを選択するた めの基準を設定する。これには、使いやすさ、拡張性、イ ンテグレーション能力などが含まれる。

3) パイロットプロジェクト 選定したツールを用いて小規模なパイロットプロジェ クトを実施する。これにより、実際の業務適用可能性を 評価し、初期の調整を行う。

4) 内部トレーニング

社内ユーザーに対してノーコードツールの使用方法の 教育を行う。トレーニングでは、従業員が日常業務で ノーコードツールを適切に活用できるように支援する。

5) 段階的な展開

パイロットプロジェクトの成功を受けて、ツールの段階 的な展開を行う。これにより、徐々に社内の複数の業務 プロセスにノーコードソリューションの適用を進める。

6) 継続的な評価と改善

ノーコードツールの導入後も、継続的なパフォーマン ス評価とフィードバック収集を行い、継続的な改善を 行う。このプロセスを通じて、ツールの効率性と有効性 を維持し、業務プロセスの持続的な最適化を図ること ができる。

#### >> 導入時の留意事項

1) 組織文化の適応

ノーコードツールの成功は、その技術だけではなく、社 内の組織文化との適合に大きく依存する。開放的でイ ノベーションを奨励する文化を持つ組織では、導入が スムーズに進む傾向がある。一方で、変化に対し抵抗感 が強い組織では、導入が難航することがあり、このよう な環境では導入前に組織文化の変革や従業員の意識 改革に取り組むことが必要になる。

- 2) 従業員のスキルと意欲
- ノーコードツールを効果的に活用するためには、従業 員が適切なトレーニングを受け、新しいツールへの意 欲を持っていることが重要となる。
- 3) 内部リソースの配分の最適化 ノーコードツールを導入し、長期にわたってその価値 を維持するには、十分な時間とリソースの確保が不可 欠である。適切な人材を配置と、予算の配分が成功の 鍵となる。
- 4) 内部コミュニケーション

導入プロセス全体を通じて、進捗状況や成果、課題に ついて社内コミュニケーションを行うことが重要にな る。これにより、社内の関心とサポートを得やすくなる。

ノーコードツールの社内導入は、従業員の能力、組織文 化、そして適切なリソース配分を考慮に入れることで、ス ムーズな導入と効果的な利用が可能となる。導入過程での 社内コミュニケーションと期待管理も重要であり、新しい ツールの目的と利点を理解し、変化に対しオープンな文化 を育成することが、企業の成長を確実なものとする。

![](_page_30_Figure_3.jpeg)

当社は2021年にDX推進室を立ち上げ、デジタル化を 通じた業務改革と効率化を企業全体で推進している。こ の取り組みの一環として業務プロセスの改善を目的と して、ノーコードツールの導入を実施した。導入したノー コードツールには、製造業に特有の複雑な業務プロセス に柔軟に対応できること、また迅速な改修が可能である という点を重視し、この要件を満たす、ダイキン工業製 の「SpaceFinder」と「Smart Innovator」を選択した。 「SpaceFinder」には、「ワークフロー」「電子帳票」「ファ イラー(文書管理)」が統合されているため、業務プロセス と業務情報(進捗・成果物など)を一元管理が可能であり、 承認・決裁を伴う業務プロセスの管理に適したツールであ る。「Smart Innovator」には、情報を体系的に蓄積し、継 続的に更新される膨大なデータを管理・操作できるため、 日々変化するデータを扱う業務管理に適したツールであ る。この2つのツールを当社技術開発センターに導入し、そ れぞれのパイロットプロジェクトについて後述する。

#### ➤「SpaceFinder」でのプロジェクト

技術開発センターでは、大きな効果が期待できると判断 した部署内や各事業部から年間約千件近く発行される試 験や調査依頼書の電子帳票化を推進した。これまで、試験 や調査業務は紙の帳票で運用されていたが、台帳への再 入力、紙の回覧、過去の依頼情報の検索、依頼の進捗状況 の管理など、紙ベースの管理によって多くの無駄や非効率 が生じていた。さらに、蓄積されたデータの分析や改善活 動への活用も難しい状況であった。このような状況を背景 に、試験・調査業務プロセスのIT化は業務管理の水準と生 産性の向上を目指す重要な施策となった。具体的な手順と しては、依頼書の電子帳票化を行うにあたり、まず現状の 問題点の洗い出し、プロセスワークフローの整理を行い、 以下の手順で運用に至った。

①プロトタイプ作成 ➡ ②αテスト(十人以下) ➡ ③ヒアリング&改修 ➡ ④βテスト(数十人規模) ➡ ⑤ヒアリング&改修 → ⑥運用開始

2回にわたるテストを実施した際、ヒアリングでユー ザーからは多様な要望が寄せられた。「SpaceFinder」に は多くの機能が備わっており、これらの要望に対応するこ とは可能だが、ユーザビリティと改修の容易さを重視し、 全ての要望に応えるのではなく、より実用性の高い改善に 絞り込んで反映した。

#### ➤「Smart Innovator」でのプロジェクト

技術開発センターでは、真空誘導溶解炉(VIM: Vacuum Induction Melting)を使用して開発材料の試 験溶解を実施している。この開発材料の詳細なデータとな る合金成分、熱処理方法、およびそれらに紐づけられた物 理的および化学的特性は、「Smart Innovator」を使用し て体系的にデータを蓄積している。このデータベース化の 主な目的は、膨大なデータの中から必要な情報を迅速に検 索し、取り出す作業の効率化を図り、データ探索時の過程 で生じる時間のロスは、無くすこと。さらに、これらの蓄積 されたデータは、将来的な材料開発の方向性を定める際 に重要な基礎情報として機能する。特に、将来的なマテリ アルインフォマティクスへの適応を見据えた際には、蓄積 された広範なデータが、効率的な材料開発を実現する要 素となる。

こちらはプロトタイプが完成し、テストを実施している 最中となる。今後、ユーザーからの要望を受け、改修を実施 していく。

#### V. まとめ

当社では、ノーコードツールの導入を一つの部署で始 め、その運用テストを通じて実際の業務適応性と効果を評 価しています。この初期段階での成功体験を基に、今後は このツールを他部署にも順次展開していく計画にしてい る。この段階的なアプローチにより、各部署の特性に合わ せたカスタマイズや改善を行いながら、全社的なデジタル 化と効率化を推進していくことを目指している。この計画 を通じて、社内の業務プロセスを見直し、よりスムーズで 生産性の高い業務ワークフローの構築を目指す。

> (技術開発センター管理・知財グループ マネージャー 宮田 将晴)

![](_page_30_Figure_15.jpeg)

![](_page_30_Figure_16.jpeg)

発明の名称	発明者	概要
の製造方法	佐山 博信 広兼 徹	中空部材の外面から、圧子を用い たプレス工程によって、周方向に圧 縮力を印加して、菅の内面に圧縮 残留応力を付与する事により、疲 労寿命を向上させる、中空ばね(中 空スタビライザ等)の製造方法。
金粉末及びその製	志関 鉄二 相原 遺孝 久米 晴一	高周波化及び大電流化に対応でき るように、圧粉磁心に用いられる 軟磁性合金粉末の損失を低減した 粉末、及び、その製造方法。 対象の軟磁性合金粉末は、Siの 含有量が3~6.5重量%の範囲、C rの含有量が1~5重量%の範囲 で、Mn、P、S及びOの少なくとも 一つ含有し、含有されたCrの重 量比(Cr酸化物/金属Crの重量 比)が、合金粉末の表面から深い位 置になるにしたがって、次第に減 少するという特徴を持った、Fe- Cr-Si系軟磁性合金粉末。
ムパッド及びその取	小柳 幸久 ほか (昭和ゴム化学 との共同出願)	履帯の取付板に接する装着面を構 成する第1ゴム材を含む第1材料 層と、第1材料層を越えて踏面まで を構成する第2ゴム材(第2ゴム材 の硬度は、第1ゴム材よりも低い) を含む第2材料層、というゴム材の 硬さを変えた2層構成にすること によって、使用後のリサイクルを可 能にした履帯用ゴムパッド及びそ の取り付け方法。

<b>丘に係る物品</b>	創作者	概要
ホイールディスク	嶋田 唯幸 東 龍一郎 岳 強雅	2ピースもしくは3ピース構造と なっている(リムに取り付ける)自 動車用ホイールのディスクの意 匠。

(技術開発センター 管理・知財グループ 鈴木 謙太郎)

## 編集後記

「三菱製鋼技報」をご愛読いただき、誠にありがとうございます。

昨今はカーボンニュートラル、デジタル化の進展など、様々な社会の環境は目まぐるしく変わってお りビジネス環境においても適応力の高さが不可欠となります。研究開発部門においては、この変化に即 応するため更なる研究開発の高速化、新しい技術の挑戦および製品化、事業化への貢献を期待されてい ます。

本号では、カーボンニュートラルに関連したテーマ、DX、金属粉末製品関連では新たな市場と将来 テーマを取り上げました。従来製品をベースに製品力を高める技術、これまで保有していない技術への 取り組みを紹介しました。DXの活用ではノーコードツール導入を紹介しました。こちらは自前アプリ作 成のため作成者により完成度ばらつきの恐れがありますが、導入迅速化と改善し易いメリットがありま す。多様、高度化する研究開発に対しデータベース構築および検索効率化の方法を模索しています。

また、2024年1月に技術開発センター室蘭分室を千葉へ移設し、人と設備が集約され素材開発の高速 化も期待できます。

巻頭言でもありましたが今後とも状況に合わせて変化、適用に努め新たな研究所の形を模索してまい ります。ご指導、ご助言の程、よろしくお願い申し上げます。

最後になりますが、今回の「三菱製鋼技報」の発行にあたり、執筆者、編集委員、関係者の皆様に心 からの感謝を申し上げます。今後も皆様との協力と連携を深めながら、より良い情報を提供できるよう 努めてまいります。

技術開発センター シニアマネージャー 兼 管理・知財グループ長 佐野 正典

三菱製鋼技報	発 行 人	技術開発センター長 小 倉 潤 司
第 38 巻 (通巻第 46 号)	編集責任者	山 岡 拓 也
第36 <sup>2</sup> (通過第4647) 2024年9月25日発行	編集委員	青山     俊文     木下     侑尋       佐野     正典     横田     雅博       宮田     将晴     寺本     友理者       鈴木     謙太郎     田中     絢
(非売品)	発 行 所	東京都中央区月島 4-16-13 Daiwa 月島ビル 三 菱 製 鋼 株 式 会 社 電話 03(3536)3118(広報・IR部)
本書掲載の記事, 与具等の無断転載を禁じます。 ©MITSUBISHI STEEL MFG. CO., LTD. 2024	印刷所	京都府京都市伏見区下鳥羽東芹川町 33 株式会社グラフィック 電話 050(2018)0700

蓤製鋼材 〒104-8550 東京都中央区日島4-16-13 Daiwa日島ビル TEL(03)3536-3111 FAX(03)3533-3123 https://www.mitsubishisteel.co.jp

#### ● 企画部門

〒104-8550 東京都中央	R区月島4-16-13 Daiwa	月島ビル
営業企画部	TEL (03)3536-3124	FAX (03)3536-3185
生産企画部	TEL (03)3536-3124	FAX (03)3536-3185
経営企画部	TEL (03)3536-3124	FAX (03)3536-3185

⊤10	)4-8	8550	東京都中央区月島4-16-13 Daiwa月島	鳥ビル
資	材	部	TEL (03)3536-3189	FAX (03)3536-2271
₹10	)4-8	8550	東京都中央区月島4-16-13 Daiwa月島	島ビル
DX	推進	重室	TEL (03)3536-3207	FAX (03)3536-2271
₹10	)4-8	8550	東京都中央区月島4-16-13 Daiwa月島	鳥ビル
監	査	室	TEL (03)3536-3114	FAX (03)3536-4376

#### ● 管理部門

₹1	04-8	3550	) 東京都中央区月島4-16-13 Daiwa	月島ビル
広幸	服・日	R部	TEL (03)3536-3118	FAX (03)3533-3123
ESO	G推進	圭室	TEL (03)3536-3111	FAX (03)3533-3123
総	務	部	TEL (03)3536-3111	FAX (03)3533-3123
人	事	部	TEL (03)3536-3111	FAX (03)3533-3123
リス	ク管理	聖室	TEL (03)3536-3120	FAX (03)3533-3123
経	理	部	TEL (03)3536-3135	FAX (03)3536-2271

#### 〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13 Daiwa月島ビル

〒272-0127 千葉県市川市塩浜3-15 TEL (03)3536-3207 FAX (03)3536-2271 システム部 TEL (047)306-0316 FAX (047)306-0021

#### ● 技術開発部門

技術開発センター 〒290-0067 千葉県市原市八幡海岸通1-6 TEL (0436)42-8713 FAX (0436)40-1259

#### ● 営業部門 受業本部

営業戦略室	〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13 Daiwa月島ビル
	TEL (03)3536-3151 FAX (03)3536-3155
鋼材営業部	〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13 Daiwa月島ビル
	TEL (03)3536-3151 FAX (03)3536-3155
ばね営業部	〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13 Daiwa月島ビル
	TEL (03)3536-3126 FAX (03)3536-3127
	〒290-0067 千葉県市原市八幡海岸通1-6
	TEL (0436)40-1116 FAX (0436)42-0301
機能部品営業	美部 〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13 Daiwa月島ビル
	TEL (03)3536-3122 FAX (03)3536-3123
中部支社	〒460-0022 愛知県名古屋市中区金山1-12-14 金山総合ビル
	TEL (052)321-5631 FAX (052)321-5271
西日本支社	〒541-0047 大阪府大阪市中央区淡路町3-6-3 御堂筋MTRビル
	TEL (06)7669-3300 FAX (06)7669-3301
福岡営業所	〒811-2112 福岡県糟屋郡須恵町植木128
	TEL (092)687-5432 FAX (092)687-5434
広島営業所	〒732-0066 広島県広島市東区牛田本町6-1-27
	うしたみらいビル6階G号室
	TEL (082)502-7680 FAX (082)222-6223

#### ● 事業部門

鋼材事業部 〒104-8550 東京都中央区月島4-16-13 Daiwa月島ビル TEL (03)3536-3151 FAX (03)3536-3155 ばね事業部 千葉製作所 〒290-0067 千葉県市原市八幡海岸通1-6 TEL (0436)40-1111 FAX (0436)40-1120 素形材事業部 広田製作所 〒969-3471 福島県会津若松市河東町広田字六丁405 TEL (0242)75-3111 FAX (0242)75-2619 部品事業部 東日本販売部 札幌サービスセンター 〒004-0002 北海道札幌市厚別区厚別東二条2-3-25 TEL (011)809-6700 FAX (011)898-1780 苫小牧サービスセンター 〒053-0056 北海道苫小牧市あけぼの町4-9-62 TEL (011)809-6700 FAX (011)898-1780 盛岡サービスセンター 〒020-0832 岩手県盛岡市東見前9-135-1 TEL (019)637-3780 FAX (019)637-3650 仙台サービスセンター 〒983-0013 宮城県仙台市宮城野区中野2-4-9 TEL (022)259-1621 FAX (022)259-1630 新潟サービスセンター 〒950-0953 新潟県新潟市江南区丸潟新田728-1 アライドコーポレーション内1F TEL (025)280-7981 FAX (025)280-7985 東京サービスセンター 〒272-0127 千葉県市川市塩浜3-15 TEL (047)306-0337 FAX (047)306-0338 西日本販売部 -名古屋サービスセンター 〒459-8001 愛知県名古屋市緑区大高町字寅新田108 TEL (052)625-2095 FAX (052)625-2090 北陸サービスセンター 〒920-0003 石川県金沢市松村6-112大西運輸西営業所内 TEL (076)200-6485 FAX (076)200-6635 大阪サービスヤンター 〒532-0035 大阪府大阪市淀川区三津屋南3-20-42 つばめ急便大阪ロジスティクスセンター内 TEL (06)6302-5101 FAX (06)6302-5104 岡山サービスセンター 〒710-0803 岡山県倉敷市中島1376 TEL(086)460-1755 FAX(086)460-1756 広島サービスセンター 〒732-0066 広島県広島市東区牛田本町6-1-27 うしたみらいビル6階G号室 TEL (082)502-7670 FAX (082)502-7691 福岡サービスセンター 〒812-2112 福岡県糟屋郡須恵町植木128 TEL (092)687-5431 FAX (092)687-5433 部品販売部 -〒272-0127 千葉県市川市塩浜3-15 TEL (047)306-0387 FAX (047)306-0388 ● 関連会社 三菱製鋼室蘭特殊鋼株式会社 〒050-0087 北海道室蘭市仲町12 TEL (0143)41-2800 FAX (0143)41-2839 三菱長崎機工株式会社 〒851-0301 長崎県長崎市深堀町1-2-1 TEL (095)871-2211 FAX (095)871-2104

菱綱運輸株式会社 〒272-0127 千葉県市川市塩浜1-9-3 TEL (047)307-1116 FAX (047)307-2020