

報告書

大畑財団

2024 年度研究助成

若手研究コース

自動車用高張力鋼板のさらなる高機能化のための
ラス内微細双晶の理解

久留米工業高等専門学校

機械工学科

上野虎太郎

概要

自動車の低燃費化及び安全性向上のため、自動車用高張力鋼板の更なる高強度化が求められている。鉄鋼材料は添加元素及び熱処理で大きく特性を変化させることができる。次世代の自動車用高張力鋼板では、添加元素として炭素とマンガンを使用した焼入れ鋼の利用が検討されており、そのマイクロ組織であるマルテンサイトを理解することが求められている。本研究で対象とした低炭素中マンガン鋼 (Fe-0.1 mass%C-8-10 mass%Mn) の焼入れ組織は、ラスマルテンサイト組織である。ラスマルテンサイト組織は階層構造を持ち、それらは小さい順に、ほぼ単結晶の板状組織であるラス、結晶方位が近いラスの集団であるブロック、晶癖面が同じブロックの集団であるパケット、同じオーステナイトから生じたパケットの集団である旧オーステナイト粒と呼ばれている。近年、通常、単結晶として扱われるラスの中に存在する微細な双晶が力学特性に影響する可能性があることが報告されている。ラス内の微細な双晶には、ラスの長手方向に平行な long twin とラスの長手方向を分断する short twin がある。報告者はラスの中に存在する双晶の生成や力学特性への影響を調査したいと考えており、本報告書では大畑財団より支援いただいた期間に行った研究について報告する。

先行研究では、ラス内の微細双晶の内、long twin は Fe-0.1 mass%C-5 mass%Mn と Fe-0.1 mass%C-8 mass%Mn で、short twin は Fe-0.1 mass%C-8 mass%Mn での観察されている。そこで、マンガン濃度によるラス内の微細双晶の生成に関する差を調査したいと考え、研究室レベルで様々なマンガン濃度の試料を製作するための手順を整えた。また、これまでの研究の多くは透過型電子顕微鏡によりラス内の微細双晶を観察している。そこでより簡便かつ広範囲を観察できる走査型電子顕微鏡による観察手法の検討を行い、得られたデータを結晶学的に解析した。

大畑財団より支援いただいた期間に研究室での鋼板製造法及び走査型電子顕微鏡観察試料の調整法を確立し、ラス内の微細な双晶を走査型電子顕微鏡で観察するとともに、電子後方散乱回折法により得られたデータを結晶学的に解析することができた。今後、さらに研究を進め、低炭素中マンガン鋼ラスマルテンサイトのラス内微細双晶の生成や力学特性への影響を定量化していく。

1. 緒言

高度経済成長期以降の日本の鉄鋼業は、自動車産業とともに成長した。一般に自動車は高い意匠性を求められている。そのため、自動車のボディを構成するパネル用鋼板には、軟鋼（270, 340, 340 bake hardening (BH), 370 MPa 級）が使用されている。BH 鋼は、塗装焼付け工程において時効硬化を生じ、硬さを増すことができる。パネル用鋼板の中でも特に成形性が要求される部分には interstitial free (IF) 鋼が使用されている。現在使用されている IF 鋼は、炭素濃度を 50 ppm もしくは 10 ppm 以下とした極低炭素鋼に、チタンやニオブを添加し、固溶炭素や固溶窒素を炭化物や窒化物として固定したものである。固溶炭素や固溶窒素の効果による時効を抑制することで高い成形性を実現している。このようにパネル用鋼板には、軟らかさが求められる一方、骨格構造部材には高い衝突安全性と軽量化が求められている。そのため、骨格構造部材を構成する構造用鋼板には、高張力鋼が使用されている。Fig. 1.1 [1]は、自動車用鋼板として使用されている鉄鋼の引張強度と全伸びの関係を示したものである。

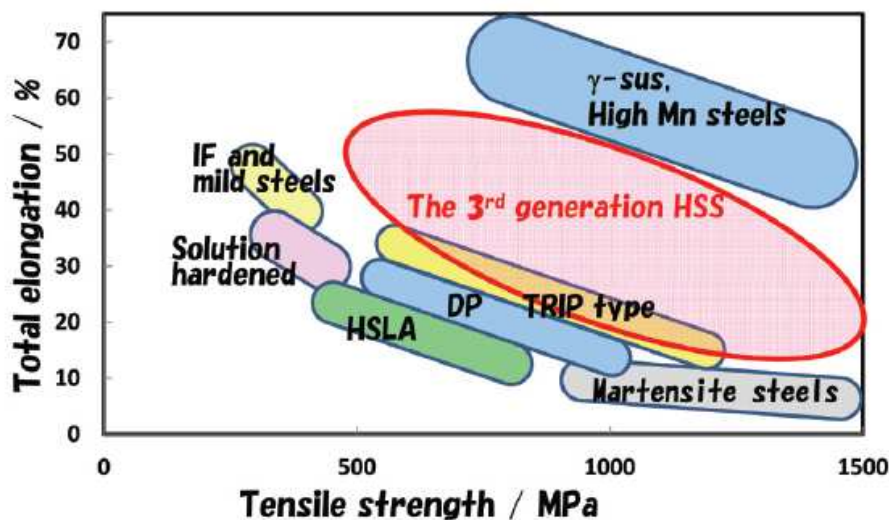


Fig. 1.1. Summary of tensile strength and elongation data for various types of high strength steels (HSSs). The circle for the 3rd generation HSS corresponds to the region proposed by Matlock [1].

鉄鋼を含む金属の強度と伸びは一般に相反する。衝突安全性と軽量化への要求は、益々高くなっており、生産性の観点からは加工性も重要である。したがって、強度と伸びをいかに両立させるかが課題となる。構造用鋼板は3つの世代に分類される。第1世代はフェライト+パーライトもしくはフェライト+ベイナイトを析出強化により高強度化した high strength low alloy (HSLA) 鋼やフェライト+マルテンサイトからなる dual phase (DP) 鋼である。これらの鉄鋼では、比較的硬いパーライトやベイナイト、マルテンサイトが強度、比較的軟らかいフェライトが延性を担っている。硬質相と軟質相の割合を制御することで強度と延性を変えることができる。現在、780 MPa 級以上の構造用鋼板として DP 鋼が使用されている。第2世代であるオーステナイト系ステンレス鋼や高合金 TRIP 型複合組織鋼、高マンガン鋼は、

非常に高い強度-延性バランスを持つ。強度-延性バランスは、強度と延性の積で表現されることが多い。オーステナイト系ステンレス鋼や高合金 TRIP 型複合組織鋼、高マンガン鋼は、鋼中に含まれるオーステナイトが塑性加工や衝突による変形で加工誘起変態 (transformation-induced plasticity, TRIP) もしくは双晶変形 (twinning-induced plasticity, TWIP) することで優れた強度-延性バランスを実現している。しかし、マンガン、ニッケル、モリブデンなどのオーステナイト生成元素を多量に添加する必要があり、コストの問題で市販車にはほとんど適用されなかった。第3世代は現在、研究開発が進められているもので、2020年ごろから一部の市販車に適用されている[2, 3]。第3世代には、低合金 TRIP 型複合組織鋼、quench and partitioning (QP) 鋼、マルテンサイト鋼がある。低合金 TRIP 型複合組織鋼の初期組織は、フェライトもしくはベイナイトとオーステナイトである。高合金 TRIP 型複合組織鋼と同じく、塑性加工や衝突による変形でオーステナイトがマルテンサイト変態することで優れた強度-延性バランスを実現している。QP 鋼の初期組織はマルテンサイトとオーステナイトである。高合金 TRIP 型複合組織鋼や低合金 TRIP 型複合組織鋼と同じく、塑性加工や衝突による変形でオーステナイトがマルテンサイト変態することで延性を確保している。QP 鋼はマルテンサイトを主組織とするため、フェライトもしくはベイナイトを主組織とする高合金 TRIP 型複合組織鋼や低合金 TRIP 型複合組織鋼に比べて高強度である。マルテンサイト鋼は、同一組成の鉄鋼において最も高い強度を持つ。しかしながら、一般に延性は小さい。高炭素マルテンサイト鋼はその硬さを活かして、古くから刃物、工具、金型などの材料として使用されてきた。マルテンサイト鋼は一般に焼入れ後、焼戻しを行うことで幾分軟化させ、靱性を高めて使用される。低炭素鋼で見られるラスマルテンサイトの強度-延性バランスが比較的良いことから、骨格構造部材に適用すべく、ラスマルテンサイトの生成や変形能に関する研究が盛んに行われている。2020年ごろから 1500 MPa を越える引張強度を持つ鋼板が骨格構造部材に適用されるようになった[2, 3]。1500 MPa 級自動車用鋼板のマイクロ組織はラスマルテンサイトである。自動車に使用される鋼板のほとんどは、プレス成形される。比較的延性が高い鋼板の場合には、冷間プレス成形が可能である。しかし、現在の 1500 MPa 級自動車用鋼板は、冷間プレス成形が可能なほど、延性が高くない。そのため、ホットスタンプもしくはダイクエンチと呼ばれる熱間プレス成形が行われている。ホットスタンプでは、オーステナイト域に加熱した鋼板をプレスする。プレスと同時に鋼板は金型で急冷され、ラスマルテンサイトとなる。ホットスタンプは、加熱によるエネルギー消費が大きく、冷却のための時間が必要であり、冷間プレス成形に比べて、コストが高く、生産能率が低い。そのため、冷間プレス成形可能な同程度の強度を持つ鋼板が求められている。また、自動車用鋼板の更なる高強度化のために、ラスマルテンサイトの利用は不可欠であり、ラスマルテンサイトの適用拡大は今後も進められると考えられる。

ラスマルテンサイトは主に炭素やその他の金属元素の添加量が少ない鉄鋼を焼入れした際に見られる。鉄鋼のマルテンサイトの中では、強度-延性バランスに優れる。Tomota ら[4]は、焼入れまま低炭素マルテンサイト鋼の実用化に関して、低炭素化により塑性加工が可能になることを示している。ラスマルテンサイトの結晶構造は bcc もしくは bct 構造である。Fig. 1.2 に模式的に示すようにラスマルテンサイトは旧オーステナイト粒、パケット、ブロ

ック、サブブロック、ラスからなる階層構造を持つ。最小のマイクロ組織単位であるラスの厚さは 100 - 200 nm 程度である。Fig. 1.3 [5]に示すようにラスはその板面を晶癖面として成長する。ラスの晶癖面、成長方向は、それぞれ、母相であるオーステナイトの $\{1\ 1\ 1\}\langle 1\ 1\ 0\rangle$ である。ラスマルテンサイトは母相のオーステナイトと特定の結晶方位関係を持つ。結晶方位関係として、Kurdjumov-Sachs の関係、Nishiyama-Wassermann の関係などが提案されている。ただし、同じ試料内や結晶粒内でも位置によって、これらの関係から数度ずれていることが知られている。ブロックやサブブロックは、近い結晶方位を持つラスの集団である。サブブロックの存在は、電子顕微鏡を用いた観察に基づくバリエーション解析によって確認された[6]。ブロック内には、2つのサブブロックが存在する可能性がある。サブブロック間では、バリエーションが異なり、小角粒界を持つ。パケットは同一晶癖面を持つ複数のブロックからなる。ラスマルテンサイトが生成するとき、特に変態初期では、ラスマルテンサイトは、母相であるオーステナイトの粒界付近で核生成し、オーステナイト粒の内部へ成長していく。通常、オーステナイト粒界を越えてラスマルテンサイトが成長することはない。そのため、フルラスマルテンサイトでも、母相であるオーステナイトの粒界が残る。このようにして残ったオーステナイト粒界は、旧オーステナイト粒界と呼ばれている。本研究で注目するラスは通常、単結晶として扱われる。しかし、ラスの中には微細な双晶が存在することが報告されている[7]。ラス内の微細な双晶には、ラスの長手方向に平行な long twin とラスの長手方向を分断する short twin がある[8, 9, 10, 11]。

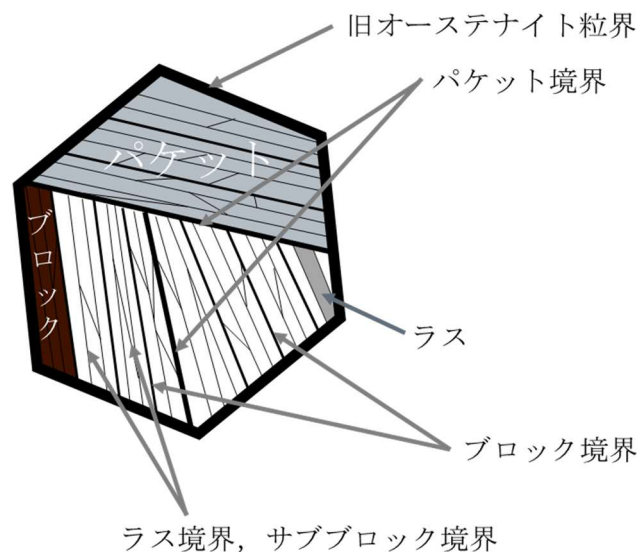


Fig. 1.2. Schematic illustration of lath martensite.

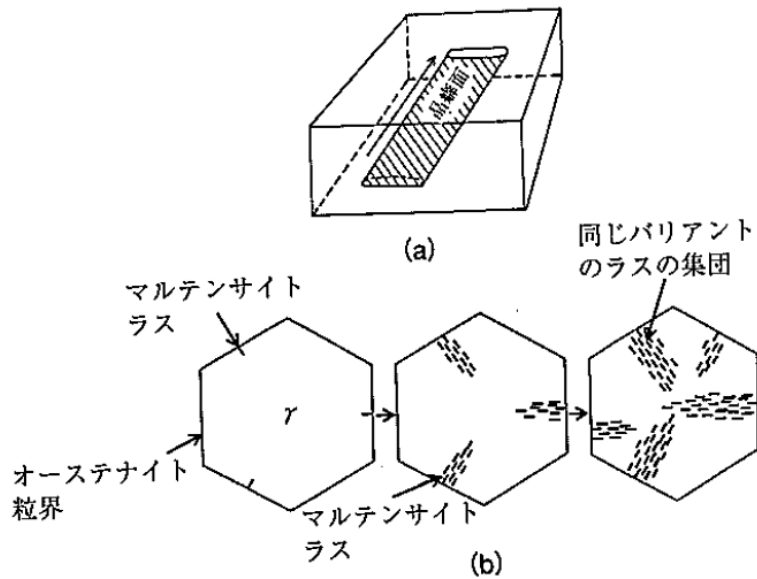


Fig. 1.3. Schematic illustration of the growing of the lath [5].

Fig. 1.4 [12]は炭素濃度によるラスマルテンサイトの变化を示した模式図である。炭素濃度の上昇に伴って、ブロックが微細化し、パケットやブロックの形態が不明瞭になる。低炭素ラスマルテンサイトでは、比較的、ブロックが大きく、各階層構造が容易に判別できる。Fig. 1.5 [13, 14]は炭素濃度と硬さの関係を示している。炭素濃度の上昇に伴って、硬さは上昇する。しかし、Fig. 1.6 [13, 15]の炭素濃度とマルテンサイト変態開始温度 M_s 、マルテンサイト変態終了温度 M_f の関係が示すように炭素濃度0.6%程度を超えると、マルテンサイト変態終了温度 M_f 点が室温以下となるため、通常の水焼入れでは、残留オーステナイトを生じ、硬さが上昇しにくくなる。サブゼロ処理は液体窒素を使用して冷却することで、 M_f 点以下に冷却し、オーステナイトが残留しないようにする処理である。Fig. 1.7 [16]に示すように低炭素鋼においてもラス間に非常に薄いフィルム状のオーステナイトが残留していることが知られている[17]。溶接性は炭素濃度の上昇に伴って低下する。自動車用高張力鋼板は、車体形状の組み立て時に溶接が使用されるため、炭素濃度を抑えることが求められている。

| Carbon Content (wt%) | | | | |
|----------------------|------|------|------|------|
| 0.1~0.2% | 0.3% | 0.4% | 0.6% | 0.8% |
| | | | | |

Fig. 1.4. Schematic illustration of the change in lath martensite with carbon concentration [12].

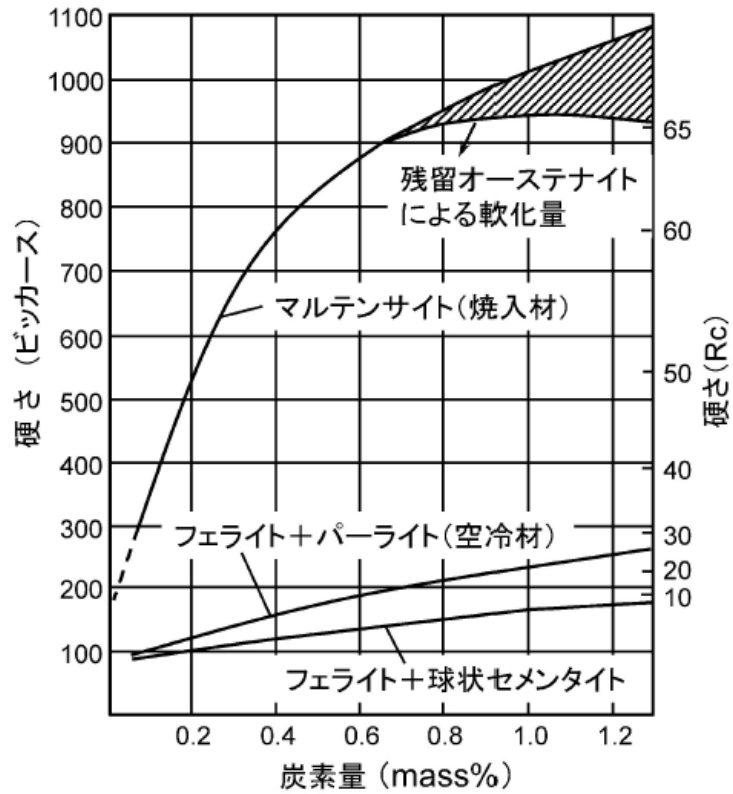


Fig. 1.5. Relationship between carbon concentration and hardness [13, 14].

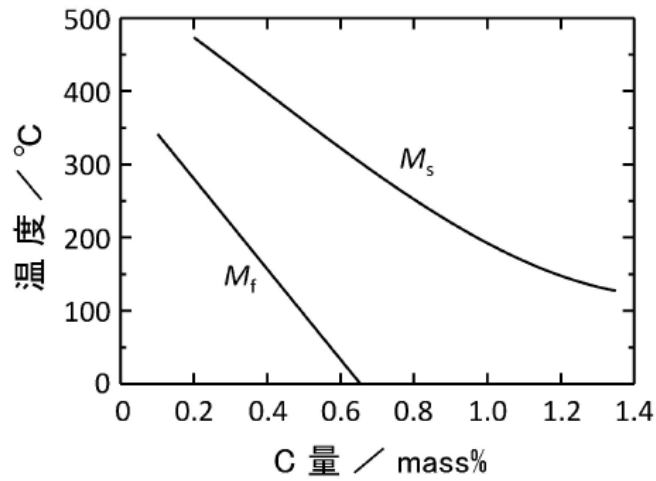


Fig. 1.6. Relationship between carbon concentration and starting and finishing temperatures of martensitic transformation [13, 15].

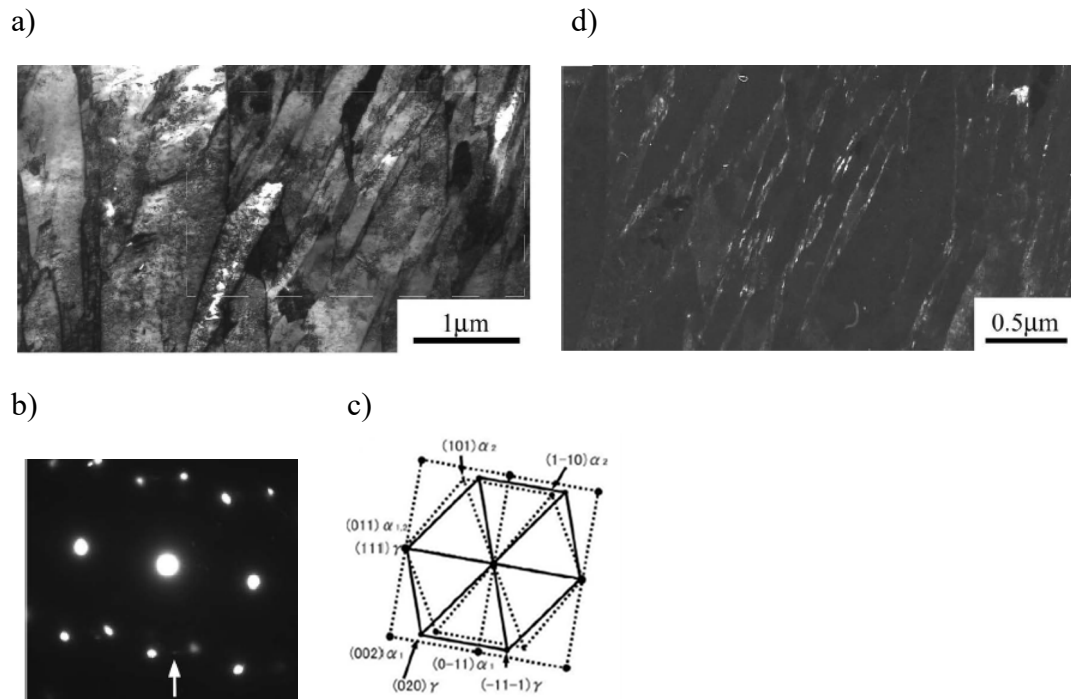


Fig. 1.7. TEM image of as-quenched lath martensite: a) bright field image, b) corresponding electron diffraction pattern, c) index of b) and d) corresponding dark field image taken from the $\bar{1} \ 1 \ \bar{1}$ austenite diffraction spot in the dashed white rectangle [16].

マンガンはオーステナイト生成元素であり、焼入れ性をよくし、炭化物を生成しにくい。Fig. 1.8 [13, 18]はマンガン濃度と M_s 点の関係、生成するマルテンサイトの形態を示したものである。マンガンは硫黄と化合して、 MnS を生成し、靱性を低下させる。マンガンは旧オーステナイト粒の微細化効果があることが知られている。その効果は、マンガン濃度1.5%程度で飽和すると報告されている。マンガンはオーステナイトの積層欠陥エネルギーを低下させる。Fig. 1.9 [19]にマンガン濃度と焼入れした際に生じるマイクロ組織、相の関係、Fig. 1.10 [19]に高マンガン鋼で見られるマルテンサイトの顕微鏡写真を示す。マンガン濃度10%程度まではbccマルテンサイトが生成する。それ以上のマンガン濃度では、hcpマルテンサイト(ϵ マルテンサイト)が生成するとともに、オーステナイトが残留するようになる。マンガン濃度12%で、室温における ϵ マルテンサイトの分率は最大の50%となる。 ϵ マルテンサイトは駆動力を与えることで α' マルテンサイトに変態する。また、上野らはラス内微細双晶のうち、short twinの有無がマンガン濃度により変化する可能性があることを報告している[20]。マンガンは置換型合金元素としては最も安価な元素の1つであり、工業的に広く利用されている。また、ラスマルテンサイト鋼に添加すると強度と延性をともに上昇させることから、次世代自動車用薄鋼板の添加元素として有力視されている[21]。

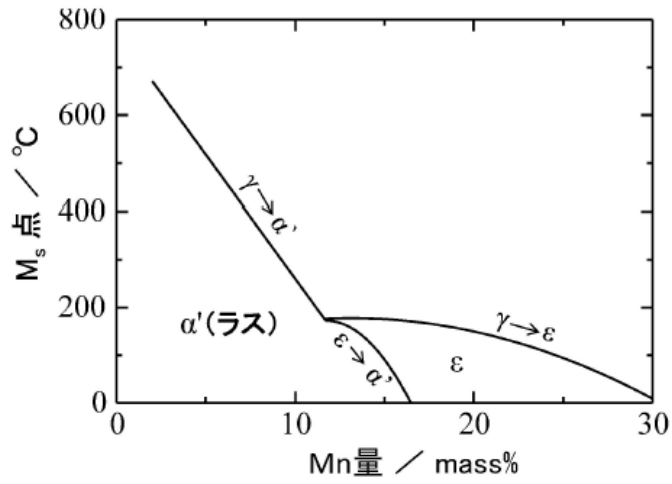


Fig. 1.8. Relationship between manganese concentration and starting temperature of martensitic transformation, and type of martensite [13, 18].

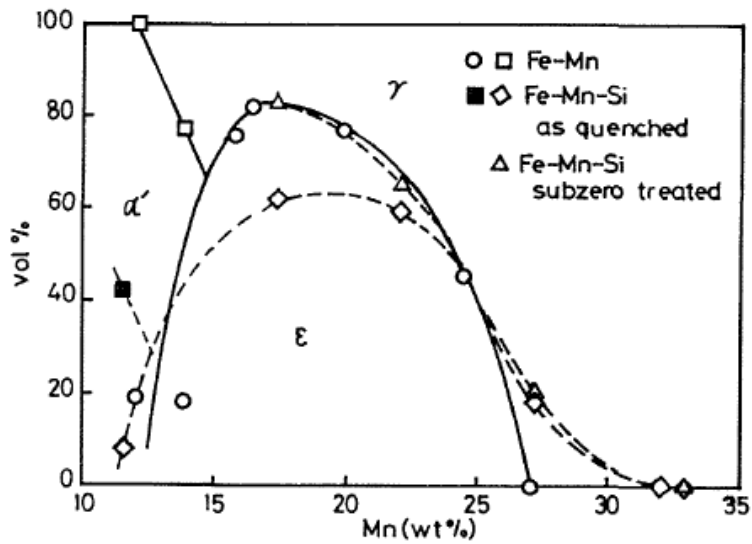


Fig. 1.9. Relationship between manganese concentration and microstructure, and phase after quenching [19].

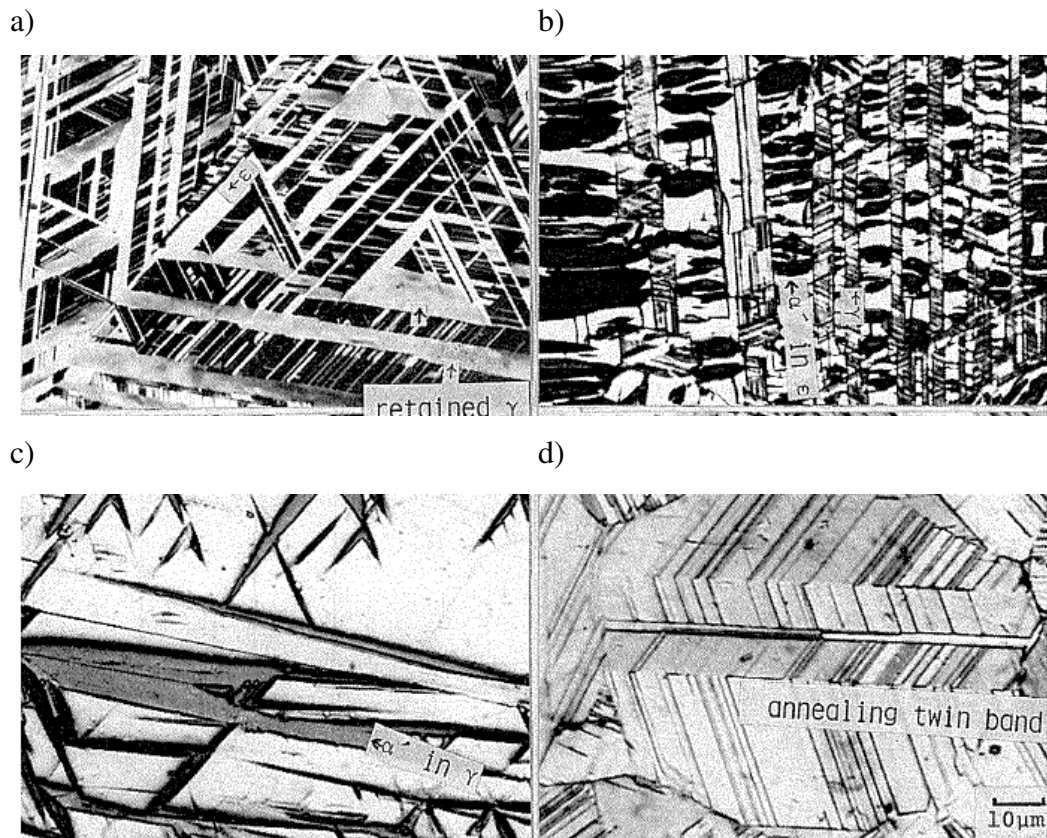


Fig. 1.10. Optical microscopic images of high manganese steels martensite: a) as-quenched Fe-16Mn, b) stress induced bcc martensite within hcp martensite in as-quenched Fe-16Mn, c) stress induced bcc martensite within austenite in as-quenched Fe-16Mn and d) as-quenched Fe-17Mn-6Si. The stress induced bcc martensite in b) and c) was generated during grinding [19].

これらの先行研究を踏まえ、報告者はマンガン濃度によるラス内の微細双晶の生成に関する差を調査したい。本報告書では、大畑財団より支援いただいた期間に行った研究について報告する。具体的には、研究室レベルで様々なマンガン濃度の試料を製作するための手順を整えた。また、これまでの研究の多くは透過型電子顕微鏡によりラス内の微細双晶を観察している。そこでより簡便かつ広範囲を観察できる走査型電子顕微鏡による観察手法の検討を行い、得られたデータを結晶学的に解析した。

2. 研究室における鋼板製造法の確立

現在、工業的に使用されている鉄鋼の大部分は、鉄鉱石から高炉法により生産されている。高炉法では、高炉に加工した鉄鉱石、コークス、石灰石などを逐次投入し、鉄鉱石を還元して、炭素濃度 5% 程度の溶銑とする。その後、溶銑は転炉で成分調整され溶鋼となり、鋳型や連続鋳造により、鋼塊、鋼片となる。一方で、鉄鋼はリサイクルが比較的容易である。電炉法では、スクラップ、銑鉄などを電炉で溶解し、成分調整をして溶鋼とする。その後、鋳型や連続鋳造により、鋼塊、鋼片とする。これらの方法で作られた鋼塊、鋼片は、鍛造、熱間圧延、冷間圧延などにより、薄板、厚板、棒線、形鋼など所望の形状に加工される。これらの方法は大量に安定した鉄鋼を生産できる反面、非常に大規模な設備が必要であり、教育研究機関における研究で利用することは不可能である。そこで研究室レベルで行える鋼板製造法の検討を行った。

今回、検討した鋼板製造法は、溶解、熱間鍛造、焼なまし、切削、冷間圧延によるものである。通常は、溶解後、熱間圧延を行うが、設備の都合により熱間圧延の代わりに熱間鍛造を行った。

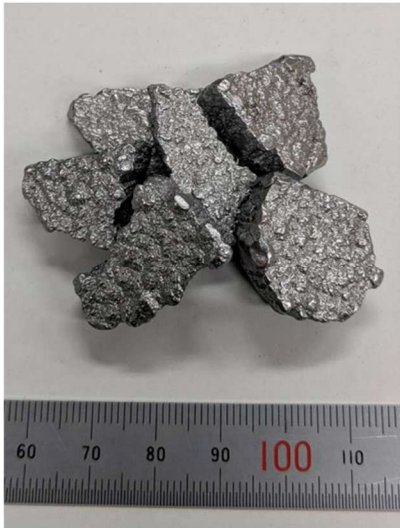
2.1 溶解

溶解はコールドクルーシブル溶解炉を用いた。コールドクルーシブル溶解は、水冷銅鋳型中で誘導溶解を行うとともに、電磁力により溶湯を浮遊させるものである。鋳型と溶湯との接触が非常に少なく、短時間で溶解を行うため、不純物の混入が少ない。また、電磁力による溶湯の攪拌が起こるため、均質な材料を作ることができる。今回はアルゴン雰囲気中で溶解した。

鋳造材料として、鋳造 1 回目及び 2 回目は電解鉄 (99.99 mass%Fe)、電解マンガン (99.9 mass%Mn)、鋳鉄 (95.1 mass% Fe-4.85 mass %C) を用いた。鋳造 3 回目は電解鉄 (99.99 mass%Fe)、高マンガン鋼 (76 mass%Fe-24 mass%Mn)、鋳鉄 (95.1 mass% Fe-4.85 mass %C) を用いた。Fig. 2.1.1 に電解鉄、電解マンガン、鋳鉄の外観を示す。これらの材料を秤量し、Fig. 2.1.2 に示すように水冷銅鋳型に装填した。ここで、溶解時に電解鉄に包まれるよう、比較的、少量の電解マンガン及び鋳鉄を内部に、電解鉄を周囲に配置した。材料装填後、溶解炉内をアルゴン置換した。溶解は誘導溶解により行った。電圧印加初期の電力は 13 kW であり、3 分間の余熱を行った。その後、20 kW まで電力を増加、1 分ごとに 10 kW ずつ電力を増加させた。溶湯の温度は放射温度計で電気炉の窓越しに行う。溶解が進むと溶湯からの蒸発物により窓が汚れるため、正確な温度測定は難しいが、溶解開始後約 5 分で約 1500 °C を示した。実際にはより高温になっていると考えられる。Fig. 2.1.2 に溶解中の様子を示す。鋳造 1 回目は 60 kW まで電力を増加させた時点で全体が溶解したことが目視で確認されたため、そのまま、11 分 30 秒まで保持した。しかし、室温まで冷却後、取り出して確認したところ、材料表面や表面近傍に未溶融とみられる電解マンガンや巣が見られた。そこで、鋳造 2 回目及び 3 回目では、装置の最高出力である 120 kW まで電力を増加させ、その後 1 分間 (余熱開始後 14 分間) 保持した。Fig. 2.1.3 に各鋳造材の外観を示す。1 回目より電力を増加させた 2 回目の鋳造材のほうが鋳造材表面が滑らかであり溶け残りは少ない。また、電

解マンガンを用いた1, 2回目よりも高マンガン鋼を用いた3回目の鑄造材のほうが鑄造材表面が滑らかであり, 不純物が少ないと考えられる. 2回目及び3回目の鑄造材では巣は見られなかった.

Electrolytic iron



Electrolytic manganese



Cast iron



Fig. 2.1.1. Pictures of casting materials

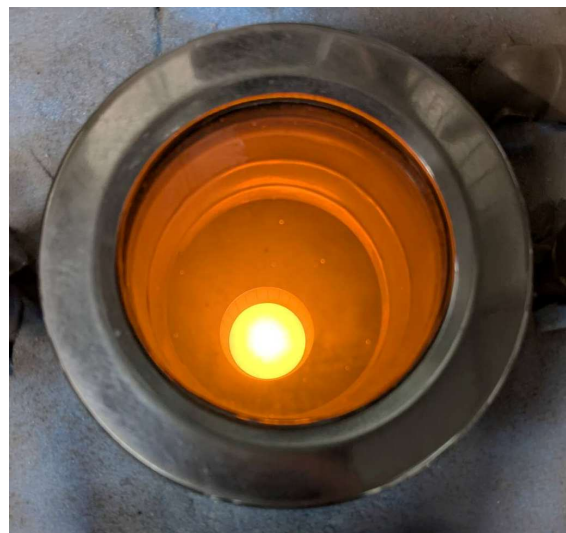


Fig. 2.1.2 Picture of molten metal

No. 1



No. 2



No. 3



Fig. 2.1.3 Picture of as-cast materials

2.2 鍛造

内部の状態を確認するとともに、鍛造しやすい形状にするために切断した鑄造材を設定温度 1200℃ の電気炉で加熱し、片手ハンマ及びエアハンマで鍛造し、厚さ 10 mm 程度の板状にした。加熱時及び鍛造時の雰囲気は大気である。鍛造時の温度は、材料の色と温度-色見本の比較により、950 - 500℃ の範囲であると考えている。Fig. 2.2.1 にエアハンマによる鍛造中の様子を示す。Fig. 2.2.2 に 3 回目鑄造材の鍛造後の材料外観を示す。



Fig. 2.2.1 Picture of forging by air hammer



Fig. 2.2.2 Picture of forged No. 3 material.

2.3 冷間圧延

鍛造後，材料表面をフライス盤により直方体に加工した．その後，冷間圧延機の能力に合わせて幅 10 mm に切断し，冷間圧延した．Fig. 2.3.1 に 1 回目鑄造材の冷間圧延の回数と荷重，材料の幅，長さ，厚さの変化を示す．Fig. 2.3.2 に 1 回目鑄造材の冷間圧延後の材料外観を示す．

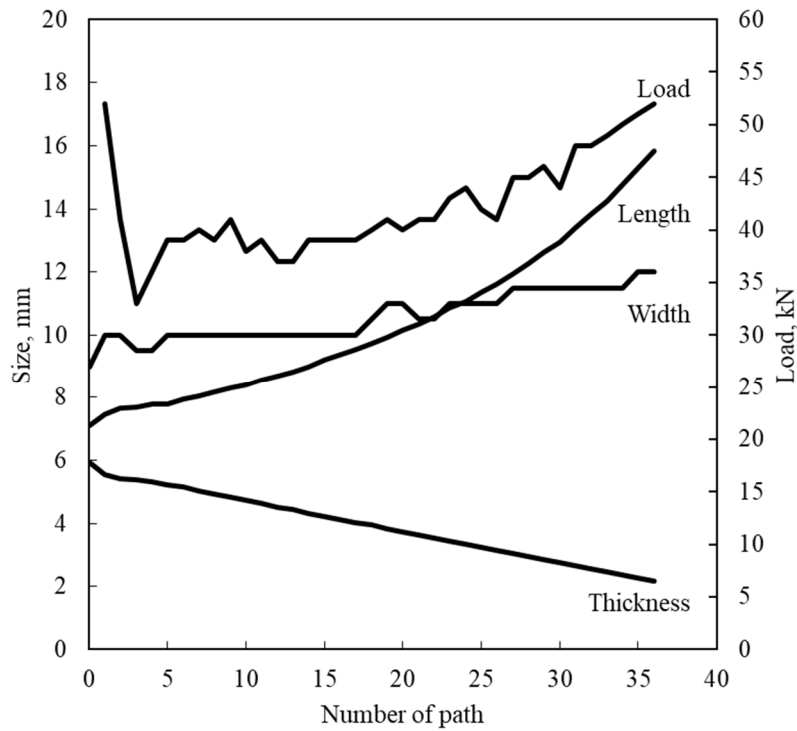


Fig. 2.3.1 Relationship between cold rolling path and width, length and thickness of No. 1 material.



Fig. 2.3.2 Picture of cold rolled No. 1 material.

2.4 小括

溶解から冷間圧延までの一連の流れを確立することができた。今後、作成した試料の組成分析を行い、より緻密に組成の調整ができるようにしていきたいと考えている。

3. 走査型電子顕微鏡によるラス内微細双晶の観察

上述のようにラスマルテンサイトは階層構造を持つ。各階層のサイズは組成及び熱処理温度に依存する。一般にラスのサイズは幅 100-200 nm 程度である。ラス内微細双晶にはラスの長手方向に平行な long twin とラスの長手方向を分断する short twin がある。そのサイズはどちらも 100 nm 以下である。これまでの研究では主に透過型電子顕微鏡 (TEM) が用いられてきた。走査型電子顕微鏡 (SEM) による観察は、杉山ら[11]によるものなど少数である。TEM に比べて SEM による観察は簡便であり、広範囲の観察を行うことができる。また、TEM 観察では試料の薄膜化が必要であり、バルク状態の材料の力学特性との関連付けが難しい部分がある。ここでは、ラス内微細双晶が含まれると考えられる試料を SEM により観察したことについて述べる。

3.1 実験方法

冷間圧延された Fe-0.1 mass%C-8Mn を 950 °C で 30 分加熱し、水冷した試料と空冷した後、再度、750, 800, 850, 900, 950 °C の各温度に昇温し、10 分保持後、水冷した試料を作製した。加熱はアルゴン雰囲気で行った。熱処理した試料を耐水研磨紙で研磨後、電解研磨（電解液：過塩素酸-蒸留水-エタノール-ブチールセロゾルブ）し、SEM 観察試料とした。

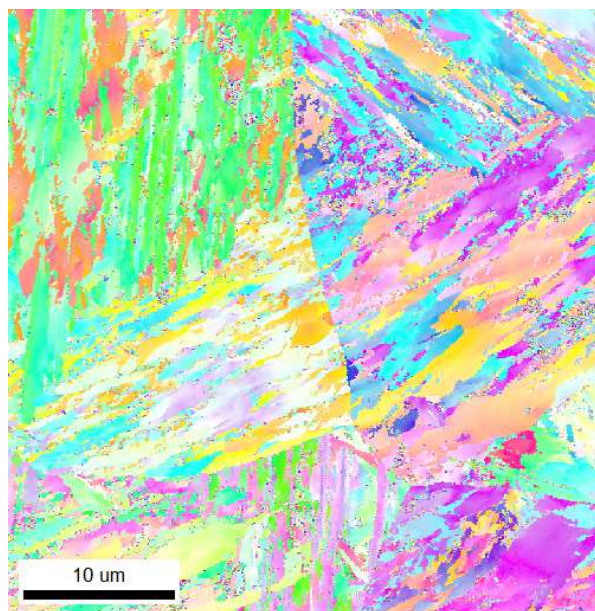
観察は SEM (Zeiss 製 Ultra55) 及び付属の電子後方散乱回折 (EBSD) 法装置 (AMETEK 製 DVC5 型検出器) で行った。

3.2 実験結果及び考察

Fig. 3.1.1 にラス内微細双晶が観察された 950 °C 焼入れ試料と 950 °C で焼ならし後、再度、950 °C 昇温して焼入れした試料の EBSD 法結晶方位マップ (2000 倍及び 10000 倍) を示す。どちらの試料も典型的なラスマルテンサイト組織を示している。10000 倍中の赤線は $\{1\ 1\ 2\}\langle 1\ 1\ 1\rangle$ 双晶である。本双晶はブロック間でも観察されるものであるが、今回観察されたものはラス程度もしくはラスよりも小さな幅であり、ラス内微細双晶であると考えている。950 °C 焼入れ試料では、ラス内微細双晶がラスの長手方向を分断しており、short twin であると考えられる。950 °C で焼ならし後、再度、950 °C 昇温して焼入れした試料では、ラス内微細双晶がラスの長手方向と平行であり、long twin であると考えられる。ほかの試料でも、上述の試料と同じ面積を観察したが、ラス内微細双晶は観察されなかった。これが熱処理の影響によるものであるか今後、確認したい。

Quenched (950 °C)

x2000

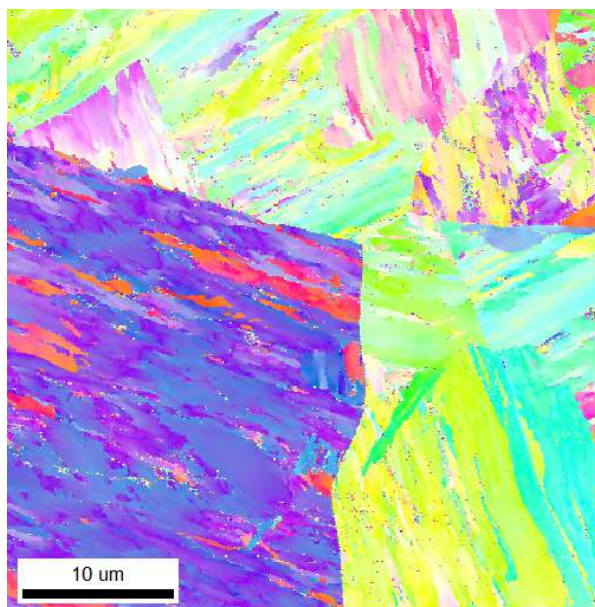


x10000



Normalized (950 °C) and quenched (950 °C)

x2000



x10000

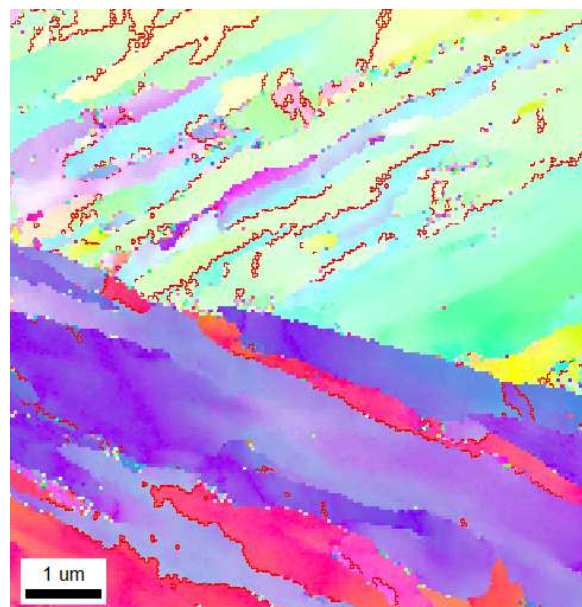


Fig. 3.1.1 Crystal orientation maps of specimens

3.3 小括

SEM 及び EBSD 法を用いてラス内微細双晶の観察を行うことができた。また、EBSD 法で得られた結晶方位情報を元に結晶学的な解析を行った。今後、さらに研究を進め、低炭素中マンガ鋼ラスマルテンサイトのラス内微細双晶の生成や力学特性への影響を定量化していきたいと考えている。

4. 結言

研究室での鋼板製造法及び走査型電子顕微鏡観察試料の調整法を確立し、ラス内の微細な双晶を走査型電子顕微鏡で観察するとともに、電子後方散乱回折法により得られたデータを結晶学的に解析することができた。今後、さらに研究を進め、低炭素中マンガン鋼ラスマルテンサイトのラス内微細双晶の生成や力学特性への影響を定量化していく。

参考文献

- [1] 高橋学：薄板技術の100年 -自動車産業と共に歩んだ薄鋼板と製造技術-, 鉄と鋼, 100 (2014), p.82.
- [2] 吉岡真平, 小野義彦, 船川義正：省エネと衝突性能を両立させた「1.5 ギガパスカル級自動車用冷延鋼板」, えねるみくす, 97 (2018), p.244.
- [3] 上西朗弘：NSafe®-AutoConceptにおける自動車用高強度鋼板の開発, 日本製鉄技報, 412 (2019).
- [4] 友田陽, 青山誠, 竹中正鋭, 倉富英明, 谷本一郎：焼入れままの低炭素マルテンサイト鋼の利用に関する基礎的検討, 日本機械学会論文集 A 編, 62 (1996), p.1605, <https://doi.org/10.1299/kikaia.62.1605>.
- [5] 日本鑄造工学会, <https://jfs.or.jp/question/>, 2024年12月5日閲覧.
- [6] S. Morito, H. Tanaka, R. Konishi, T. Furuhashi and T. Maki: The morphology and crystallography of lath martensite in Fe-C alloys, *Acta Materialia*, 51(2003), 1789. [https://doi.org/10.1016/S1359-6454\(02\)00577-3](https://doi.org/10.1016/S1359-6454(02)00577-3).
- [7] S. K. Das and G. Thomas: On the morphology and substructure of martensite, *Metallurgical Transactions*, 1(1970), p.325, <https://doi.org/10.1007/BF02819291>.
- [8] D. Ping, T. Liu, M. Ohnuma, T. Ohmura, T. Abe and H. Onodera: Microstructural evolution and carbides in quenched ultra-low carbon (Fe-C) alloys, *ISIJ International*, 57(2017), p.1233, <https://doi.org/10.2355/isijinternational.ISIJINT-2016-624>.
- [9] D. H. Ping, S. Q. Guo, M. Imura, X. Liu, T. Ohmura, M. Ohnuma, X. Liu, T. Abe and H. Onodera: Lath formation mechanisms and twinning as lath martensite substructures in an ultra low-carbon iron alloy, *Scientific Reports*, 8(2018), 14264, <https://doi.org/10.1038/s41598-018-32679-6>.
- [10] X. Liu, D. H. Ping, H. P. Xiang, X. Lu and J. Shen: Nanoclusters of α -Fe naturally formed in twinned martensite after martensitic transformation, *Journal of Applied Physics*, 123(2018), 205111, <https://doi.org/10.1063/1.5034146>.
- [11] M. Sugiyama, M. Takei, S. Sekida and N. Maruyama: Characterization of hierarchical lath martensite microstructure in low carbon steels using ultra-high voltage TEM and SEM-EBSD analysis, *IOP Conference Series: Materials Science and Engineering*, 1249(2022), 012020,

<https://doi.org/10.1088/1757-899X/1249/1/012020>.

- [12] T. Maki, K. Tsuzaki and I. Tamura: The morphology of microstructure composed of lath martensites in steels, Transactions of the Iron and Steel Institute of Japan, 20(1980), p.207, <https://doi.org/10.2355/isijinternational1966.20.207>.
- [13] 牧正志：鉄鋼の相変態 -マルテンサイト変態編 I 鉄合金のマルテンサイト変態の特徴-, まてりあ, 54 (2015), p.557.
- [14] E. C. Bain and H. W. Paxton: Alloying elements in steels, 2nd edition, American Society for Metals, (1961).
- [15] A. R. Troiano and A. B. Greninger: The martensite transformation, Metal Progress, 50(1946), p. 303.
- [16] S. Morito, K. Oh-ishi, K. Hono and T. Ohba: Carbon enrichment in retained austenite films in low carbon lath martensite steel, ISIJ International, 51(2011), p.1200, <https://doi.org/10.2355/isijinternational.51.1200>.
- [17] J. A. McMahon and G. Thomas: Proceedings of the 3rd International Conference on the Microstructure and Design of Alloys, 1(1973), p. 180. * Title is unknown.
- [18] A. P. Gulyaev, T. F. Volynova and I. Ya. Georgieva: Phase transformations in high-purity Fe-Mn alloys, Metal Science and Heat Treatment, 20(1978), p. 179, <https://doi.org/10.1007/BF00777087>.
- [19] 龍福進, 友田陽：Fe-Mn および Fe-Mn-Si 系合金のマルテンサイト変態, 茨城大学工学部研究集報, 34 (1986), p.65.
- [20] 上野虎太郎, 藤村里奈, 光原昌寿, 林宏太郎, 樋渡俊二, 高橋学：低炭素ラスマルテンサイト鋼のミクロ組織と加工硬化挙動に及ぼすマンガンの効果, 鉄と鋼, 110 (2024), p.364, <https://doi.org/10.2355/tetsutohagane.TETSU-2023-068>.
- [21] 潮田浩作, 吉村仁秀, 海藤宏志, 木村謙：鉄鋼材料における合金元素の活用の変遷と将来展望, 鉄と鋼, 100 (2014) ,p.716, <https://doi.org/10.2355/tetsutohagane.100.716>.

謝辞

報告者は2024年度に久留米工業高等専門学校に着任した。大畑財団より支援いただき、初年度よりスムーズに研究室立ち上げを行うことができた。試料の観察は、九州大学の設備で行った。利用にあたり高橋学特任教授、光原昌寿教授にご協力いただくとともに、研究全般に渡りご助言いただいた。溶解に用いた高マンガン鋼は材料・物質研究機構の津崎兼彰フェローにご提供いただいた。試料の溶解は福岡県工業技術センター機械電子研究所の設備により行った。利用にあたり小川俊文専門研究員にご協力いただいた。試料の鍛造、圧延は久留米工業高等専門学校教育研究支援センターの馬田靖彦技術専門職員、吉利用之技術専門職員、今泉宏啓技術職員にご協力いただいた。本研究の一部は久留米工業高等専門学校機械工学科卒業研究として、北川寛大君、藤立栄が行ったものである。ご支援、ご協力いただいた方々に感謝の意を表す。