

炭素を含むマルテンサイト鋼の飽和磁化に及ぼす焼戻しの影響

高木, 節雄
九州大学 : 名誉教授

増村, 拓朗
九州大学大学院工学研究院材料工学部門

土山, 聡宏
九州大学大学院工学研究院材料工学部門

<https://hdl.handle.net/2324/7385185>

出版情報 : NETSUSHORI. 65 (4), pp.284-290, 2025. The Japan Society for Heat Treatment
バージョン :
権利関係 : © 2025 The Japan Society for Heat Treatment



炭素を含むマルテンサイト鋼の飽和磁化に及ぼす焼戻しの影響

高木 節雄*・増村 拓朗**・土山 聡宏**

Effect of Tempering on the Saturation Magnetization of Martensitic Steels Containing Carbon

Setsuo TAKAKI, Takuro MASUMURA and Toshihiro TSUCHIYAMA

[概要]

Ms 点が低い鋼では、オーステナイトは完全にマルテンサイトに変態できずに残留する。飽和磁化の値は非磁性相に敏感であるため、マルテンサイト母相中の微量なオーステナイト体積率の定量評価に飽和磁化測定を適用した。また、90%の冷間圧延を施した純鉄に対しても飽和磁化測定を行い、転位は飽和磁化に影響しないことを確認した。炭素を含むマルテンサイトの焼戻し中に複雑な炭化物反応が生じるが、焼戻マルテンサイトの飽和磁化は変化しない。bcc 構造の鋼では飽和磁化 (J^*) は組織には依存せず、合金元素量 X (mass%) で決定することが明らかとなった。

$$J^*[T] = 2.153 - 0.118C - 0.064Si - 0.030(Mn + Cr) - 0.010Ni - 0.020Mo - 0.024Cu - 0.072Al$$

残留オーステナイト体積率 V (%) は飽和磁化の実測値 (J) の関数として以下の式で与えられる。

$$V(\%) = 100 \times (1 - J/J^*)$$

(2025 年 3 月 4 日受理)

[Abstract]

In steels with low Ms temperature, austenite cannot transform to martensite completely and untransformed austenite retains within martensite matrix. Since the value of saturation magnetization (SM) is very sensitive against the existence of non-magnetic phases, the measurement of SM was applied on the quantitative evaluation of small amount of austenite that has retained within martensite matrix. The SM-method was also applied to 90% cold rolled pure iron and it was confirmed that dislocation does not give any influence on the SM values. During tempering of martensite containing carbon, complicated carbide reactions occur but no change was found on the SM values of tempered martensite. As a result, in steels with bcc structure, the SM value J^* is not dependent of microstructure but depends on only the amount of alloying element X (mass%) in steels, as expressed by the following equation:

$$J^*[T] = 2.153 - 0.118C - 0.064Si - 0.030(Mn + Cr) - 0.010Ni - 0.020Mo - 0.024Cu - 0.072Al$$

The volume fraction of retained austenite V (%) is obtained by the following equation as a function of the measured SM value J .

$$V(\%) = 100 \times (1 - J/J^*)$$

Key words : Martensitic Steel, Tempering, Saturation Magnetization, Chemical Composition, Retained Austenite

1. 緒 言

適量の炭素を含むマルテンサイト鋼は、優れた靱性と高い強度を兼ね備えた構造用材料として様々な用途に使用され

ているが、Mf 点が室温以下になるようなマルテンサイト鋼においては未変態のオーステナイト (γ) が残留する。残留 γ が存在すると硬さが低下するのみならず、機械的性質に様々な影響を及ぼすことが知られているので⁽¹⁾、材質制御の観点から γ の正確な定量評価が望まれる。 γ の定量法には、組織観察による画像解析法、X 線や中性子線を用いた回折法、飽和磁化法の 3 種類がある。同一試料を用いて、これら 3 種類の方法について定量精度の比較を行った結果、画像解析法ではナノサイズの微細な γ の存在を見落とす危険

* 九州大学名誉教授 (Professor emeritus, Kyushu University)

** 九州大学大学院工学研究院 材料工学部門 (Department of Materials, Kyushu University)

性があり、回折法では微量 γ の定量において大きな測定誤差が生ずるなどの問題点があるのに対して、飽和磁化法では、ごく微量の γ を精度よく定量評価できることが確認されている⁽²⁾。実際に、少量の気孔が存在する焼結鉄に関して、アルキメデス法で求めた気孔率と飽和磁化法で得られた気孔率の値が良く一致することも確認されており⁽³⁾、飽和磁化法は残留 γ や介在物、グラファイトなどの非磁性相の定量評価に適した方法と言える。とくに飽和磁化法は、磁気的な方法によりバルク試料中の強磁性相の割合を検出する方法なので、試料の表面状態の影響を受けにくいといった利点もある。

すべての合金元素を固溶したフェライトや加工誘起変態で生成するマルテンサイトの室温での飽和磁化を J^* 、 γ などの非磁性相を含む飽和磁化の実測値を J とすると、非磁性相の体積割合 $V(\%)$ は次式で表される。

$$V(\%) = 100 \times (1 - J/J^*) \quad (1)$$

J^* の値は鋼の化学成分に依存して変化し⁽³⁾⁽⁴⁾、炭素や窒素などの侵入型元素を含まないFe-13Cr-5Si系のフェライト鋼については三浦らにより飽和磁化の実測値が報告されている⁽⁵⁾。著者らは三浦らのデータについて重回帰解析を行い、 J^* の化学成分依存性として次式を報告した⁽⁶⁾。

$$J^*[\text{T}] = 2.153 - 0.064\text{Si} - 0.030(\text{Mn} + \text{Cr}) - 0.010\text{Ni} - 0.020\text{Mo} - 0.024\text{Cu} - 0.072\text{Al} \quad (2)$$

上式中の元素記号は、その元素の質量%を表している。SUS304を加工して生成するマルテンサイトについては、中性子回折によって得られた値と飽和磁化法で求めた値がよく一致することが確認されており⁽⁷⁾、置換型合金元素を固溶したbcc鉄合金については、上式を用いて鋼の化学成分から高い精度で J^* 値を決定できる。ただし、炭素を含むマルテンサイト鋼については、鋼の飽和磁化に及ぼす固溶炭素の影響を明らかにする必要がある。また、炭素を含むマルテンサイト鋼を焼戻すと、焼戻過程で様々な種類の炭化物が析出するため⁽⁸⁾⁽⁹⁾、焼戻しによって鋼の飽和磁化が変化する可能性がある。さらに、マルテンサイトには高密度の転位が内蔵されており、飽和磁化に及ぼす転位の影響についても明らかにする必要がある。本研究は、鋼の飽和磁化に及ぼす炭素の影響を明らかにするとともに、焼戻しに伴うマルテンサイトの飽和磁化の変化を調査することを目的とする。

2. 実験方法

2.1 試料作製

本研究では、炭素ならびに窒素の含有量を低減した高純度鉄ならびに市販のマルテンサイト鋼を用いた。高純度鉄については、厚さが10 mmの板材を1 mmになるまで室温で圧延したのち、300～700℃の温度で1 h焼鈍してビッカース硬さならびに飽和磁化の測定に供した。市販鋼については、直径が15 mmの丸棒から厚さが3 mmの円板状試料を切り出し、890℃で1 hの γ 化処理を施したのち氷水中に焼入れた。そのあと、Arガス雰囲気中にて焼戻処理を施した。ビッカース硬さは、板面中央で2つに切断し

た試料の切断面において10点の測定を行って平均値を求めた。なお、硬さ測定時の荷重は0.3 kgである。

2.2 飽和磁化の測定法

磁化測定装置の概略をFig. 1に示す。マルテンサイト鋼において磁化を飽和させるには少なくとも300 kA/mの磁場の強さが必要であり⁽¹⁰⁾、本研究では最大印加磁場強度が800 kA/mの直流電磁石を用いた。磁化の計測は、巻数が n (≈ 80 回)の検出コイルを2つの電磁石の間に設置し、電磁石の強度をゼロから800 kA/mまで連続的に変化させて行った。試料ホルダーは、内径が $\phi 5$ mm、長さが15 mmである。高純度鉄については、 $1 \times 4 \times 15$ mmの板材を2枚重ねて測定用試料とした。市販鋼については、機械加工により $3 \times 3 \times 15$ mmの棒状試験片を切り出し、測定に供した。測定はいずれの試料においても1条件につき1回だけ実施した。なお、同一試験片を用いて5回の測定を行ったところ、測定誤差は0.5%以内であることを確認している。Fig. 2は、検出コイル内に試料をセットした場合(実線)と空にした場合(破線)の磁化 B [Wb]の変化を示す。試料の磁化 ΔB は $B - B_0$ で与えられるが、試料に対して磁場の方向を左右に変化させたとき、試料の初期状態によって ΔB の値が若干異なるため、本研究では ΔB^+ と ΔB^- の平均値を試料の磁化 ΔB とした。試料の断面積を A とすると、試料の磁束密度 J [T]は次式で与えられる。

$$J[\text{T}] = \Delta B / An \quad (3)$$

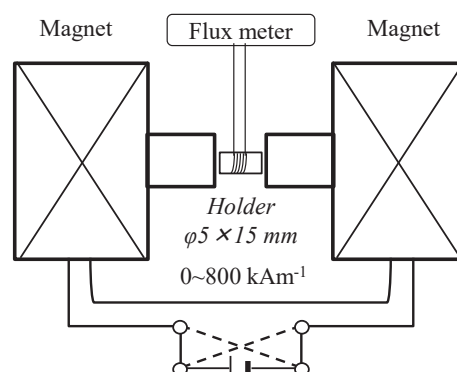


Fig. 1 Layout of the equipment for saturation magnetization measurement.

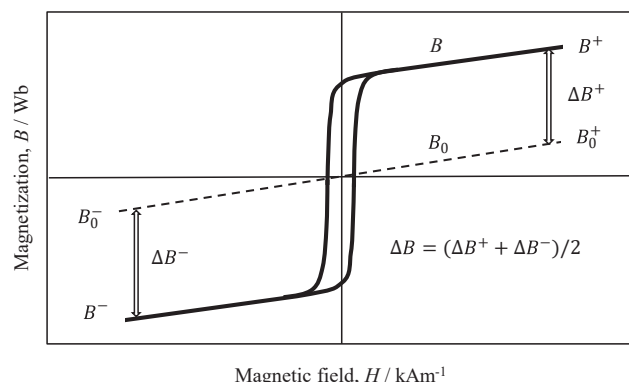


Fig. 2 Schematic illustration of the B-H curve in ferro-magnetic iron (bold lines). Broken line shows the change in the case without specimen in the holder.

Table 1 Chemical compositions and saturation magnetization J in steels (Pure iron: full ferrite, S25C–SUS410: full martensite, S55C–SK95: martensite containing small amount of retained austenite).

	C	Si	Mn	Cr	Ni	Al	Mo	Cu	N	J [T]
Pure iron	0.001	-	0.037	-	-	0.005	-	-	0.002	2.153
S25C	0.271	0.198	0.472	0.129	0.011	0.029	0.001	0.001	0.004	2.072
S35C	0.363	0.185	0.746	0.106	0.016	0.025	0.003	0.011	0.003	2.061
S45C	0.448	0.208	0.717	0.177	0.013	0.026	0.001	0.009	-	2.057
SCM415	0.158	0.236	0.786	1.095	0.016	0.030	0.164	0.018	0.012	2.063
SCM420	0.223	0.305	0.811	1.194	0.026	0.033	0.168	0.013	0.012	2.046
SCM435	0.370	0.168	0.739	1.139	0.018	0.025	0.171	0.014	0.003	2.048
SCM440	0.425	0.301	0.794	1.041	0.014	0.026	0.175	0.016	0.003	2.025
SUS410	0.150	0.060	0.170	12.350	-	-	-	-	-	1.760
S55C	0.524	0.161	0.728	0.141	0.016	0.023	0.002	0.009	-	2.005
SK85	0.834	0.169	0.337	0.135	0.052	0.025	0.015	0.053	-	1.885
SK95	0.993	0.208	0.302	1.519	0.100	0.013	0.020	0.132	-	1.703

上式における n 値は実際のコイル巻数とはわずかに異なるので、本研究では、高純度鉄の J 値が $2.153 \text{ T}^{(11)}$ になるように n 値を決定した。試料の断面積 A は、 $1 \mu\text{m}$ まで読み取ることができるマイクロメーターを用いて計測した。本研究で使した鋼の化学成分ならびに磁化測定によって得られた飽和磁化の値を Table 1 にまとめて示す。市販鋼の焼入材に関して、S55C、SK85、SK95 については残留 γ が存在し、それ以外の鋼についてはマルテンサイト単一の組織になっていることを X 線回折により確認した。

3. 結果および考察

3.1 bcc 鉄の飽和磁化に及ぼす固溶炭素の影響

多量の炭素を固溶した bcc 鉄を得るのは容易ではないが、マルテンサイト変態を利用すればそれが可能となる。鋼の飽和磁化に及ぼす炭素の影響としては、 $0.095 \sim 0.135 \text{ T/mass\%}$ の値になることを報告したが⁽⁶⁾、本研究では、普通炭素鋼、低合金鋼、マルテンサイト系ステンレス鋼を対象としてより正確な値を求めることを試みた。鋼に添加される合金元素に関して、式 (2) に示したように炭素以外の係数は分かっているので、炭素の係数を様々に変化させて合金成分から求めた計算値と Table 1 に示した実験値が合致するように炭素の係数を決定した。ただし、ここで残留 γ を含む S55C、SK85、SK95 (図中黒丸) の実験値については除外する。その結果、Fig. 3 に示すように炭素の係数を $0.118 \text{ T/mass\%}$ としたときに実験値と計算値の相関性が最良となることが分かった。したがって、炭素が完全に固溶したマルテンサイト鋼の飽和磁化は、鋼の化学成分 (mass%) の関数として次式で表される。

$$J^* [\text{T}] = 2.153 - 0.118C - 0.064Si - 0.030(Mn + Cr) - 0.010Ni - 0.020Mo - 0.024Cu - 0.072Al$$

3.2 飽和磁化に及ぼす転位の影響

焼鈍したフェライト鋼は容易に磁化するが、冷間加工を施したフェライト鋼では磁化しづらくなること⁽¹²⁾、そして

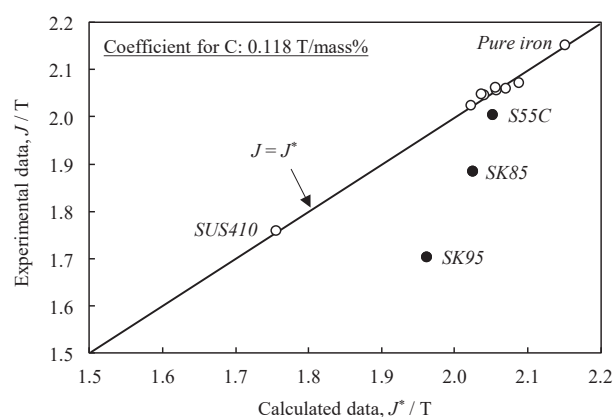


Fig. 3 Relation between calculated values J^* and experimental data J in steels shown in Table 1.

多量の転位を内蔵したマルテンサイト鋼などではさらに磁化しづらくなり、転位密度が高いほど保持力が大きくなることが確認されている^{(13)~(15)}。ただし、転位の影響が及ぶのは 4 kA/m 以下の弱い磁場の領域であり、 300 kA/m 以上という強磁場中で求める飽和磁化については転位の影響は明らかにされていない。そこで本研究では、断面減少率で 90% の冷間圧延を施した純鉄を焼鈍して、飽和磁化の変化を調査した。炭素を含まないマルテンサイト鋼の転位密度は $6.5 \times 10^{14} / \text{m}^2$ 程度である⁽¹⁶⁾。80% 冷間圧延した極低炭素フェライト鋼 ($0.0056 \text{ mass\% C}$) については $7.72 \times 10^{14} / \text{m}^2$ という高密度の転位が導入されていることが分かっているので⁽¹⁶⁾、90% 冷延材についてはマルテンサイト鋼に匹敵する高密度の転位が導入されていると見做して良い。

Fig. 4 は、様々な温度で 1 h の焼鈍をした試料の硬さならびに飽和磁化の値を示す。400~500℃ の温度域で起こる急激な硬さの低下は再結晶に起因し、500℃ 焼鈍材の転位密度は激減している。500℃ 以上の温度域では、焼鈍温度が高いほど結晶粒径が粗大化していることを確認した。一方、飽和磁化については、焼鈍条件とは無関係に約 2.15 T で一定であり全く変化が見られない。金属の密度に対して、らせ

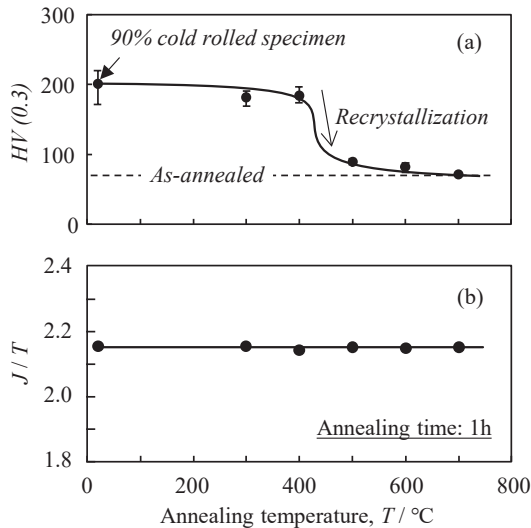


Fig. 4 Changes of Vickers hardness (a) and saturation magnetization (b) as a function of annealing temperature in 90% cold rolled pure iron.

ん転位はほとんど影響を及ぼさないが、刃状転位はトンネル状の空隙を有するために試験片の密度が低下し、見かけ上、飽和磁化も低下するおそれがある。ここで、転位は空孔を一行に並べたものであると仮定すると、転位密度を $10^{15}/\text{m}^2$ としたときの空孔の総数は 4.032×10^{18} 個/ cm^3 である。一方、鉄の密度は 7.874 g/cm^3 であり、Fe 原子 1 個の質量は $9.273 \times 10^{-23} \text{ g}$ なので、 1 cm^3 の鉄中に含まれている Fe 原子の数は 8.491×10^{22} 個と計算できる。したがって、空孔の割合は高々 0.005% 程度であり、転位の導入による鉄の密度低下は無視できるほど小さい。また、大村らは引張変形を行った焼戻しマルテンサイト鋼に対して陽電子消滅法による空孔密度の測定を行っており、15% のひずみを与えたときに空孔密度は 3×10^{17} 個/ cm^3 程度であると報告している⁽¹⁷⁾。これは上記の転位の影響と同程度であり、熱平衡空孔や転位の切り合いで生じた空孔も試験片の密度にはほとんど影響を与えないと考えられる。これらの計算結果は、bcc 鉄中に存在する転位や空孔が飽和磁化の値にほとんど影響を及ぼさないことを示唆している。マルテンサイト鋼の場合、焼戻温度が 400°C 以上になると転位の回復が起こるようになる⁽¹⁸⁾、飽和磁化については転位回復の影響は無いと考えて良い。また、結晶粒界は原子配列が乱れた領域であり、磁気的性質が基地とは異なることが予想されるが、結晶粒径が異なっても飽和磁化の値はほとんど同じであった。多結晶金属の結晶粒径を d とした場合、単位体積中の粒界面積はおおよそ $3/d$ で表され、粒界の厚さを δ とすると、単位体積中の粒界の体積割合は $3\delta/d$ と見積もることができる。例えば、 $d = 3 \times 10^{-5} \text{ m}$ ($30 \mu\text{m}$)、 $\delta = 10^{-9} \text{ m}$ (1 nm) とすると、粒界の体積割合は僅か 0.01% であり、その領域で磁気的な性質が多少変化したとしても、試料全体の飽和磁化で評価した場合にはその影響は微々たるものである。したがって、飽和磁化の議論においては、転位や結晶粒界などの組織因子の影響はほとんど無視できる。

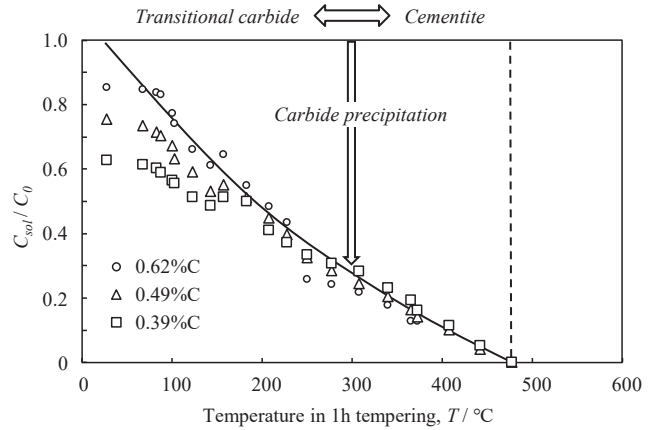


Fig. 5 Changes of solute carbon content as a function of the tempering temperature in martensitic steels. C_{sol} and C_0 denote the amount of solute carbon and carbon content in steels, respectively⁽¹⁶⁾.

3.3 焼戻マルテンサイトの飽和磁化

鋼の炭素量を C_0 、マルテンサイト格子中に固溶した炭素の量を C_{sol} とすると、固溶炭素の割合 (C_{sol}/C_0) は炭化物の析出に伴って Fig. 5 に実線で示すような変化をする⁽¹⁹⁾。ここでは焼戻時間を 1 h とした場合について示しており、焼戻温度が 200°C 以下の領域では、焼入れ中に生じた自己焼戻の影響で実測値は実線で示した値より低くなっている。焼戻温度が 300°C 以下の条件では準安定な遷移炭化物が析出し、焼戻温度が高くなるにつれて遷移炭化物は平衡相であるセメンタイト (Fe_3C) に変化する⁽⁸⁾。 470°C で焼戻処理を施すとマルテンサイト基地中の固溶炭素はほぼゼロとなり、炭素はセメンタイト中に取り込まれる。焼戻温度が 470°C 以上になると析出したセメンタイトのオストワルド成長が起こる。鉄中の炭素の固溶量は 700°C 付近の温度で最大 0.02% であり、セメンタイトの析出量を議論する場合にはすべての炭素がセメンタイト中に含まれていると見做して良いであろう。

一方 Fig. 6 は、マルテンサイト単一組織となっている S25C、S35C ならびに S45C について、焼戻に伴う飽和磁化の変化を示している。図中の破線は、式 (4) により計算で得られた J^* 値を示している。興味深いことに、マルテンサイトの焼戻しでは複雑な炭化物反応が起こっているにもかかわらず、飽和磁化の値はほとんど変化していない。これらの結果は、焼戻の有無にかかわらず、すべてのマルテンサイト鋼に関して式 (4) を適用できることを示している。固溶炭素が無くなると、その分だけ基地の飽和磁化の値は高くなるが、飽和磁化の値が低い炭化物が析出することによりその変化が相殺されているものと考えられる。セメンタイトの体積割合 f は、炭素量 (%C) の関数として次式で与えられる⁽²⁰⁾。

$$f = 0.1534 \times (\%C) \quad (5)$$

セメンタイトの飽和磁化を J_θ としたとき、純鉄とセメンタイトの 2 相で構成される鋼の飽和磁化 J は次式で表される。

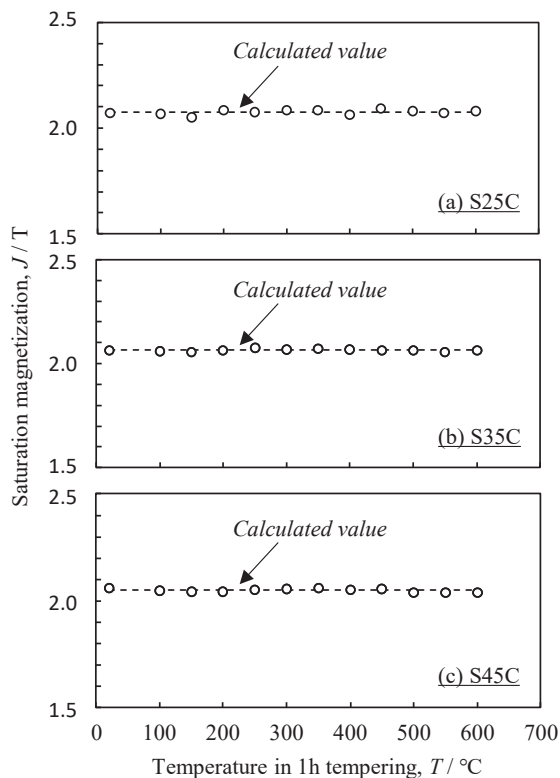


Fig. 6 Effect of tempering treatment on the saturation magnetization of steels with full martensitic structure.

$$J = 2.153(1 - f) + J_{\theta}f \quad (6)$$

J_{θ} の値については純鉄の62～68%程度と報告されているので⁽²¹⁾、ここでは J_{θ} を1.335～1.464 Tとして計算した。得られた結果をFig. 7に示す。図中の破線は、炭素を過飽和に固溶した焼入マルテンサイトの飽和磁化であり、傾きは0.118 T/mass%となっている。 J_{θ} の値によってわずかに異なった結果が得られているが、純鉄とセメンタイトの2相で構成される鋼の飽和磁化 J については、焼入マルテンサイトの値にほぼ等しいことが分かる。両者が同じ値と仮定すると、セメンタイトの飽和磁化は1.384 T/mass%と見積もられ、これは純鉄の飽和磁化の約64.3%に相当する。低温焼戻しで析出する遷移炭化物については飽和磁化に関するデータがないが、いずれにせよ、過飽和に炭素を固溶したマルテンサイトを焼戻しても飽和磁化の値はほとんど変化しないと結論できる。

3.4 マルテンサイト鋼の飽和磁化に及ぼす残留オーステナイトの影響

Fig. 8は、残留 γ が存在する鋼の代表例として、SK85の飽和磁化に及ぼす1 h焼戻しの影響を示している。図中の破線は式(4)によって得られる計算値を示しており、実線と破線の差が残留 γ の量に対応している。200℃焼戻材については飽和磁化の僅かな増加が見られ、残留 γ の一部が分解し始めていることが分かる。250℃焼戻材についてはすべての残留 γ の分解が完了し、飽和磁化の値は破線で示した値に等しくなる。残留 γ の分解は一種のベイナイト変態と考えられ、残留 γ は最終的には極低炭素のフェライ

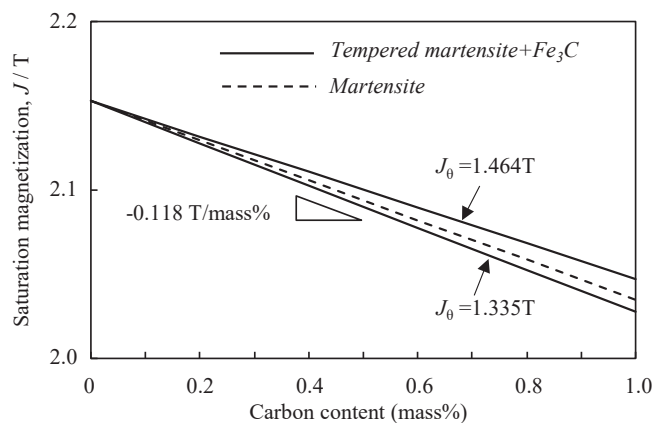


Fig. 7 Relation between carbon content and saturation magnetization in steels with full martensitic structure (broken line) or two-phase structure of tempered martensite and Fe_3C (bold lines). J_{θ} is the saturation magnetization of Fe_3C .

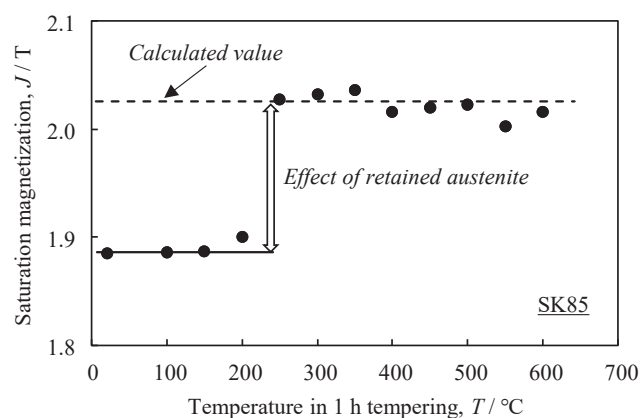


Fig. 8 Effect of tempering treatment on the saturation magnetization of water-quenched SK85.

トと炭化物に分解する。250℃以上の焼戻材では、飽和磁化は式(4)で得られた計算値にほぼ一致している。この結果は、残留 γ の分解が200～250℃の狭い温度域で起こることを示している。

飽和磁化測定においては、データのバラツキは主に試料断面積の測定誤差に起因しているので、1個の試料を用いて焼戻処理を施すと、飽和磁化の値を高い精度で測定できる。Fig. 9は、一個の焼入材を250℃で連続的に焼戻して測定した飽和磁化の変化を示している。飽和磁化は、焼戻しの初期段階でわずかに低下し、120 s以上の焼戻しにより急激に増加する。この結果は、焼戻しの初期段階で残留 γ の量がわずかに増加することを示唆している。具体的な γ 量としては、焼入材については7.1%、120 s焼戻材については8.8%と見積もられ、250℃・120 sの焼戻しにより γ 量は約24%増加したことになる。 γ 量増加に対する材料組織学的な要因は定かではないが、焼入れ時にマルテンサイト中に発生した内部応力によって圧縮されていた残留 γ ⁽²²⁾が、焼戻しに伴う内部応力の緩和によって弾性的に膨張した可能性や、基底マルテンサイト(M)と残留 γ との間で局所的な炭素の再分配が起こり⁽²³⁾、M/ γ 界面での化学ポテンシャルの連続性を保つために界面移動を生じた可能性な

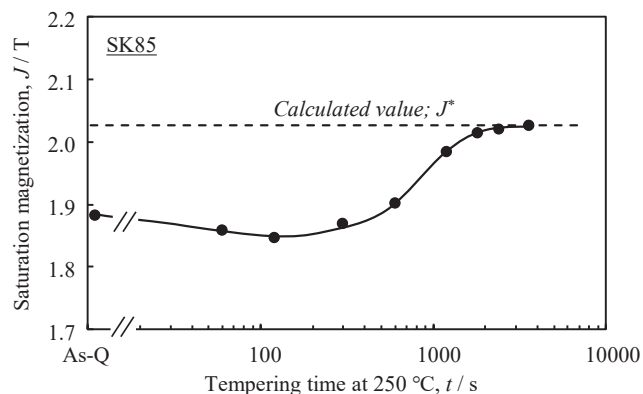


Fig. 9 Effect of tempering at 250°C on the saturation magnetization of water-quenched SK85.

どが考えられる。焼戻時間が 120 s を超えると残留 γ の分解が始まり、3000 s (50 min) の焼戻処理により残留 γ の分解は完了する。なお、室温から連続的に加熱した場合、加熱速度に依存して γ の分解温度は若干変化するが、数℃/min 程度の加熱速度の場合には 200～350℃の温度域で残留 γ が分解するとされている⁽⁹⁾。連続加熱による熱分析では、残留 γ のおよその分解温度を検出できるが、飽和磁化測定では、ここに示した例のように残留 γ の挙動を高精度に定量評価できる。

3.5 マルテンサイト鋼の炭素量と残留オーステナイト量の関係

前掲 Fig. 3 に示したように、S55C, SK85, SK95 には残留 γ が存在するため、鋼の合金成分から式 (4) を用いて得た計算値と実測値が大きく異なっている。式 (1) により求めた残留 γ 量と炭素量の関係を Fig. 10 に示す。比較のため、X 線回折法で得られた値⁽²⁴⁾ も図中に示している。本研究で得られたデータは X 線回折法で得られた値と良く一致しており、飽和磁化測定によって精度よく残留 γ を定量評価できることが分かる。

ただし、S45C についてはマルテンサイト変態の終了温度が室温近辺にあるため、焼入れに使用した水の温度に依存して残留 γ 量が異なる可能性がある。そこで、水温が 20℃の水を用いて S45C の焼入れを行い、300℃で焼戻処理を行いながら飽和磁化の測定を行った。その結果を Fig. 11 に示す。0℃の水に焼入れた試料 (0℃焼入材) の飽和磁化は 2.057 T であったが、20℃の水に焼入れた試料 (20℃焼入材) の飽和磁化は 2.024 T と若干低い値となった。20℃焼入材を 300℃で 100 s 焼戻すと飽和磁化は 0℃焼入材とほぼ同じ値になっており、化学分析値から求めた J^* を基準とすると、20℃焼入材については約 1.4% の残留 γ が存在していたことになる。X 線回折法では 5% 以下の微量 γ を正確に定量するのは容易ではないが、飽和磁化法では 2% 以下のごく微量の γ についても正確に定量評価できることが分かる。残留 γ の分解については、前述のように 250℃焼戻しでは 50 min 程度の時間を要したが、300℃焼戻しでは 100 s で完了する。残留 γ の体積割合は式 (1) により求められるが、化学分析値が不明の材料については、 J^*

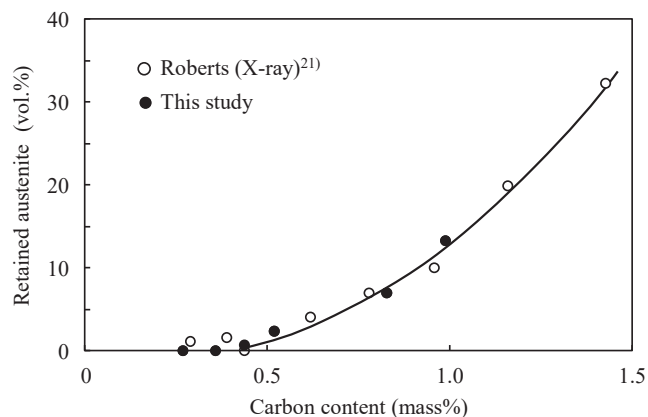


Fig. 10 Relation between carbon content and the amount of retained austenite in as-quenched steels.

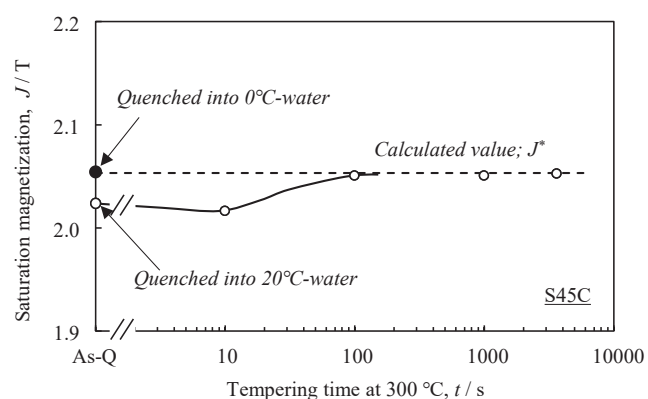


Fig. 11 Effect of the temperature of quenching-water on the volume fraction of retained austenite and change of saturation magnetization with 300°C tempering in S45C.

の代替値として 300℃で 1 h 焼戻した試料の飽和磁化を採用することができる。ただし、Si や Cr などの合金元素を多量に含むマルテンサイト鋼については、残留 γ の分解温度が異なる可能性があるので注意が必要である。高合金鋼における残留 γ の分解については今後の研究展開に期待したい。

4. 結 言

- 1) bcc 鉄の飽和磁化に関して、転位や粒界などの結晶欠陥の影響はほとんど無視できる。
- 2) 炭素を含むマルテンサイトの場合、焼戻過程で複雑な炭化物反応が起こるが、飽和磁化については焼戻しの影響は現れない。焼入マルテンサイトおよび焼戻マルテンサイトの飽和磁化 J^* [T] は、鋼の化学成分の関数として次式で与えられる。

$$J^*[\text{T}] = 2.153 - 0.118C - 0.064\text{Si} - 0.030(\text{Mn} + \text{Cr}) - 0.010\text{Ni} - 0.020\text{Mo} - 0.024\text{Cu} - 0.072\text{Al}$$

- 3) 飽和磁化法では、計測した飽和磁化の値 J の関数として、残留オーステナイトのような非磁性相の体積割合 $V(\%)$ を次式により正確に定量評価できる。

$$V(\%) = 100 \times (1 - J/J^*)$$

謝 辞

本研究を遂行するにあたり，飽和磁化測定および鋼の化学分析にご協力いただいた高周波熱錬(株)湘南事業所の井戸原氏，工藤氏，佐々木氏に謝意を表します。

参 考 文 献

- (1) 須藤 一：日本金属学会会報 **14** (1975) 681-688.
- (2) 赤水 宏，斎藤賢司，池田周之，榎井浩一，高木節雄：神戸製鋼技報 **52** (2002) 43-46.
- (3) 原 卓司，後藤秀人，高木節雄：熱処理 **36** (1996) 321-327.
- (4) 平川直樹，坪井耕一，吉村祐太，石丸詠一朗：日本製鉄技報 **416** (2020) 107-111.
- (5) 三浦滉大，澤田俊之：山陽特殊製鋼技法 **24** (2017) 38-45.
- (6) 高木節雄，井戸原 修，塚原真宏，三阪佳孝：熱処理 **61** (2021) 315-321.
- (7) 小貫祐介，増村拓朗，土山聡宏，佐藤成男，富田敏郎，高木節雄：鉄と鋼 **106** (2020) 457-464.
- (8) 長倉繁麿：電子顕微鏡 **21** (1986) 113-120.
- (9) 桶谷繁雄，人見 繁，長倉繁麿：日本金属学会誌 **26** (1962) 494-498.
- (10) 三浦滉大，小林 悟，鎌田康寛，小貫祐介：日本金属学会誌 **78** (2014) 375-380.
- (11) 国立天文台編：理科年表丸善 **86** (2013) 428.
- (12) 千葉政道，鹿磯正人：神戸製鋼技報 **52** (2002) 66-69.
- (13) 八重樫光：鉄と鋼 **91** (2005) 655-661.
- (14) M. J. Sablik: J. Appl. Phys. **89** (2001) 5610-5613.
- (15) H. Kronmüller: Int. J. Nondestruct. Test. **3** (1972) 315-350.
- (16) S. Takaki, T. Masumura and T. Tsuchiyama: ISIJ Int. **59** (2019) 567-572.
- (17) 大村朋彦，富松宏太，崎山裕嗣，杉田一樹，水野正隆，荒木秀樹，白井泰治：鉄と鋼 **104** (2018) 655-663.
- (18) Y. Nakamura, T. Mikami and S. Nagakura: Trans. Japan Inst. Met. **26** (1985) 876-885.
- (19) 浦中祥平，平嶋一誠，前田拓也，増村拓朗，土山聡宏，川本雄三，白幡浩幸，植森龍治：鉄と鋼 **109** (2023) 649-660.
- (20) 高木節雄：溶射 **61** (2024) 205-211.
- (21) 梅本 実，土屋浩一：鉄と鋼 **88** (2002) 117-128.
- (22) N. Nakada, Y. Ishibashi, T. Tsuchiyama and S. Takaki: Acta Mater. **110** (2016) 95-102.
- (23) 浦中祥平，高梨美咲，前田拓也，増村拓朗，土山聡宏，川本雄三，白幡浩幸，小林由紀子，植森龍治：鉄と鋼 **110** (2024) 621-631.
- (24) C. S. Roberts, B. L. Averbach and M. Cohen: Trans. ASM **45** (1953) 576-604.

