



鉄鋼の組織研究とメスバウア効果

藤 田 英 一*

Structure of Steel Studied by the Mössbauer Effect

F. Eiichi FUJITA

1. はじめに

1957年頃、西独の若い研究者、R. L. MÖSSBAUER(メスバウア)が¹⁹¹Ir原子核の γ 線の放射と吸収に関して新しい現象をみつけて報告したとき、最初は荒唐無稽であると批判された。彼の発見は4年後にはノーベル賞の対象となつたのであるが、それでも当時はこのメスバウア効果が、今日見られるように、科学・技術の諸分野に急速に広まり応用されるとは誰も予想しなかつた。

昨1981年12月、インドで行われた「メスバウア効果の応用」国際会議¹⁾では、物理・化学の諸分野から材料科学、金属学(特に鉄鋼学)、地質鉱物学、生物学、医学、考古学にまで及ぶ発表が250篇もあり、この新技術の拡散滲透ぶりが如実に示された。特に⁵⁷Fe核の吸収は観測しやすく有用であるため、鉄鋼への応用は非常に盛んである。メスバウア効果の利用は一種のスペクトル分析であるから、最近ではメスバウア分光法(Mössbauer spectroscopy)ともよばれている。鉄鋼(一般に金属)の組織を研究する技術としては、メスバウア分光はまだ十分確立されていないし、利用の程度もまだ低い。しかし、その特異性と普及の速度から見ると、「神童現る、後世恐るべし。」の感があり、将来、X線回折、電子顕微鏡、オージェ電子分光などのように広く利用されるものと思われる²⁾。

2. メスバウア効果で何がわかるか?

メスバウア効果については、すでに金属・鉄鋼関係の雑誌等に解説があるから、組織研究と関係のある面を強調しながら、原理、装置と手法を簡単にまとめておく³⁾⁴⁾。

電子の準位間遷移によるX線や光の放射・吸収と同じように、原子核が励起状態から基底状態に落ちるとき、その差に相当するエネルギーの γ 線を出す。しかし放射 γ 線を別の同種核にあてて励起吸収をさせようとするとき、原子核の放射と吸収の際の反動(反跳)があつて、 γ 線のエネルギーのずれが生じ、吸収はそのままでは起こらないと考えられていた。この不足分を補うために、

放射核を走らせてドプラー効果により γ 線のエネルギーを上げようとするとき、通常の場合では、必要なドプラー速度は、1000 m/sの桁となり、実験は至難の技となる。ところが、メスバウアは予期に反して、桁違いに小さな1 mm/s程度のドプラーを使つて、吸収の起きることを示した。彼の説明の原理は簡単で、放射および吸収核がそれぞれ固体の中にあれば、原子核はまわりの電子系を通じて固体中に束縛されており、反跳は固体全体の大きな質量で受け止めるから生じなくてよいと言うのである。これを無反跳(recoil free)とよび、地上に固定した大砲を射つても地球が反動を示さないのと同じようなものである。ただし、放射・吸収が熱振動とエネルギーの授受、すなわちフォノンとのカップルをすれば、無反跳ではなくなる。従つて無反跳すなわちメスバウア効果の率は高温ほど小さくなる。鉄は幸いにも常温では無反跳率は90%以上もある。

さて一方、上述の1 mm/s程度の極めて小さなドプラー速度はメスバウア分光法にとつて本質的に重要である。核のエネルギー準位はまわりの電子状態の影響を受けてわずかに変化している。化学結合(例えばFe₃CになつているかFe₁₆N₂になつているか)とか合金(Fe-3%VであるかFe-4%Siであるか)の状態の差によつて核準位が異なり、特に放射体と吸収体では異なる固体状態であるから、1 mm/s程度のエネルギー差(10⁻⁷ eV程度にあたる)があつて、この程度のドプラー速度の変動を与えて放射と吸収をマッチさせる必要があり、しかもそれが試料(通常は吸収体)の核準位のスペクトルを見ることになる。こうして試料の中の原子配置や電子状態、結合状態を知ることができる。従つてメスバウア分光のスペクトルは一般に縦軸が γ 線の共鳴吸収量、横軸がドプラー速度(エネルギー)のスケールで表現されるのである。

メスバウア分光に利用しやすい吸収核は⁵⁷Fe、¹¹⁹Sb、¹²⁵I、¹⁹⁷Auなどであるが、天然存在比2.17%の⁵⁷Feは使用する γ 線が14.4 keVで線幅も鋭く、また線源となる親核⁵⁷Coも寿命270日と長く、入手も容易なの

昭和57年2月18日受付(Received Feb. 18, 1982) (依頼解説)

* 大阪大学基礎工学部 理博 (Faculty of Engineering Science, Osaka University, 1-1 Machikaneyama Toyonaka 560)

で最もよく用いられる。鉄鋼の研究にメスバウア効果が有効・有望なのは、主にこの理由による。

実験方法の原理は簡単で、前述のように、 γ 線源と吸収体の間に相対運動（ドプラー速度） V を与え、吸収体を透過した γ 線を計数すればよい。 V を変えて共鳴吸収が起きた所では計数は当然落ちるからスペクトルが得られる。線源を試料としたり、透過法でなくて反射法として、吸収の際の内部変換電子やX線を測ることもできる。

さて、スペクトルの内容を理解するために、核の細かい準位を決めているパラメータを簡単に紹介しておく。

(i) 吸収線の形：放射、吸収は準位間の遷移によるからスペクトル線のプロファイルは必然的にローレンツ型、

$$I = I_0 \Gamma^2 / [\Gamma^2 + 4(V - V_0)^2]$$

(Γ は半価幅、 V_0 は吸収の中心位置)

になる。拡がったスペクトルは多くのローレンツ曲線の重ね合わせとして解析されるのが普通である。固溶合金中では種々の原子近接配置があるからスペクトルは拡がっている。

(ii) アイソマー・シフト (I. S.): s 電子は核電荷との相互作用を持ち、核準位をずらすために、 s 電子の減少、増加は吸収線位置を速度 V 上で右左に移動させることになる。これをアイソマー・シフト (I. S.) とよぶ。I. S. の値から結合に寄与している外殻 s 電子およびその内側にあつて核を遮蔽している d 電子の状態を推定することができる。例えば、純鉄に較べて、侵入固溶した炭素原子を最隣接位置に持つ鉄原子は約 $+0.1 \text{ mm/s}$ の I. S. 変化を示し、 $\theta\text{-Fe}_3\text{C}$ (セメントナイト) では $+0.19 \text{ mm/s}$ である。

(iii) 電気四重極効果：固体内の原子配置（電子配置）に非対称性があると、核位置に電場勾配が生じ、核が電氣的四重極を持つときには、電場との相互作用によつて準位が分裂し、スペクトルは単一でなくなる。例えば、オーステナイト相中の鉄原子が隣接侵入炭素を持つと、スペクトルは $\Delta = 0.63 \text{ mm/s}$ だけ分離した二重ピークになる。

(iv) 核ゼーマン効果：磁気モーメント（スピン）を持つ核が静磁場の中に置かれると、準位は核ゼーマン効果により分裂し、スペクトル線はいくつかに分かれる。例えば強磁性の鉄では6本の吸収線が現れる。核位置における磁場（内部磁場）はそのまわりの不完全 d 殻の不對電子のつくる磁気モーメントによつてほぼ決まるから、分裂量から内部磁場 H_i 、従つて d 電子の配置がわかる。純鉄の内部磁場は室温で 330 kOe 、 $\theta\text{-Fe}_3\text{C}$ は 208 kOe 、 $\gamma'\text{-Fe}_4\text{N}$ では原子配置が複雑で $340, 219, 215 \text{ kOe}$ の3種類の内部磁場が現れる。材料が常磁性になるとゼーマン分裂は消え、スペクトルは単一になる。また、四重極効果がゼーマン効果に重なりと吸収線はそれ

だけ倍増するのではなくて、後者の分裂間隔に非対称が現れる。以上の他に無反跳分率（無反跳が減れば吸収量は減る）、6本の強磁性吸収線の強度比、I. S. の温度変化などを加えて、メスバウア効果による組織分析が行われる。定量分析を精密に実施するのに、コンピュータ解析は非常に有効である。

3. 簡単な実例—普通炭素鋼の焼入れ組織

Fig. 1 にメスバウア・スペクトルの基本的な例として、 $1.14 \text{ wt}\% \text{C}$ の普通炭素鋼をオーステナイト域から水焼入れした厚さ 30μ の試料の透過吸収スペクトルを示す⁹⁾。前述のように、強磁性の6本のピークがあり、それらは点線で示した純鉄 α 相の図形とだいたい一致しているが、もちろんこの場合の組織は α 鉄ではなくて、マルテンサイトの α' であるから点線からはずれた分も含めて、スペクトルの大部分はマルテンサイトのものである。X線の回折では α' は α と格子定数が異なり正方晶となるので、線位置はずれて分裂する。しかしそれは平均値を見ているので、メスバウア・スペクトルによれば、 α' 中のFe原子の大部分は純鉄の状態と同じであり、C原子のまわりのFe原子だけが局所的な結合状態とひずみ（変位）を受け、点線からのずれ分となつて現れていることになる。従つてスペクトルのピーク位置（内部磁場 H_i 、アイソマー・シフト I. S.、四重極効果 Δ によつて決まる）だけで相を同定するのは時には危険であり、スペクトル全体を注意深く観察する必要がある。

さてマルテンサイトを定量的に分析するためには、点線の純鉄 α からのずれを解析しなければならない。その前に点線の6本の吸収面積比は左側から $3:2:1:1:1:2:3$ にとつてあり、 α' のそれもほぼ同じ比であることに注目する必要がある。このことは試料の中の微小磁化領域（磁区）の方向分布に偏りがなく、磁氣的集合組織

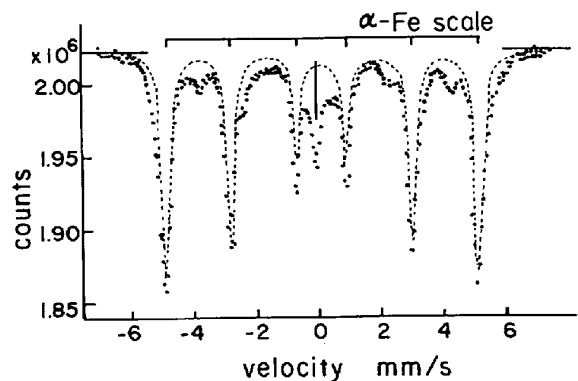


Fig. 1. ^{57}Fe transmission Mössbauer spectrum of the water-quenched structure of $1.14 \text{ wt}\%$ plain carbon steel. A scale on the top and broken line in the spectrum indicate the peaks of pure iron α -phase, and a vertical line in the center shows the position of the γ -phase peak.

が存在しないことを意味する。もし磁化の方向が試片の面にそらえば、強度比は 3:4:1, 試片に垂直 (γ 線に平行) にそらえば、3:0:1 になる。強磁性組織の磁気異方性を磁気測定によらず検出解析できる方法はメスバウア効果以外にはないであろう⁶⁾。磁性材料の組織の研究にはこの点好都合である。

第二にずれの部分であるが、これはさらに二つに分けられる。まず中央の $V=0$ にほとんど一致する単一のピークであるが、これはゼーマン分裂のない常磁性のもので、残留オーステナイトから生じていることは間違いない。従つてこのピークの面積強度を測れば、残留オーステナイトの量を知ることができる。もちろん、X線回折で fcc 反射線の強度から残留オーステナイトを定量できるが、両方法の結果に違いができることがある。それは集合組織があつたり、表面層でオーステナイト量が異なつていたりすると、X線の結果が怪しくなるからである。メスバウア分光では常磁性相の集合組織は全く関係なく、透過吸収であれば表面層も関係ない。(表面層を見る方法については後で述べる。) 残留オーステナイトのピークの形は炭素の局所的な影響のため、単純なローレンツ型でなく、その解析から侵入炭素の量と状態を分析できるが、それは 6 節で再び述べる。

さてずれの残りの部分はマルテンサイトに属するが、それも注意すると小さなピークをなす所がある。顕著なものは、第 1 と第 2 および第 5 と第 6 ピークの間にあるもので、前節などで述べたスペクトルの法則性からすると、これら両サブ・ピークはそれより内側に潜む他の 4 本と組をなす強磁性成分であることは疑いない。その面積強度は常に固溶炭素量(原子比)のほぼ 2 倍であり、内部磁場は 265 kOe とずれ成分中で最も小さいから、マルテンサイトの bct 格子中の過飽和侵入 C 原子に最も近い特定の Fe 原子に由来するものと推定される。実際に Fig. 2(a) に示すように、O と印した八面体格子間位置に C 原子があれば、その上下 2 個の Fe 原子は第 1

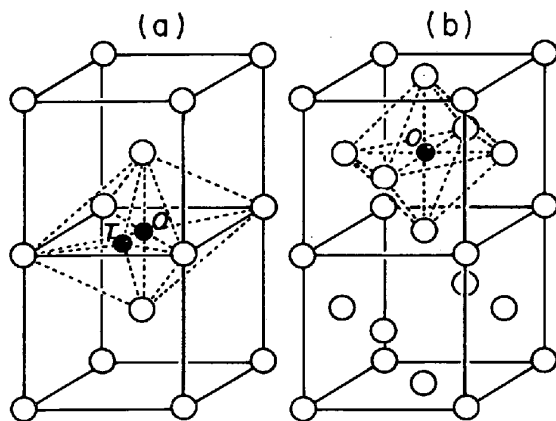


Fig. 2. (a) Octahedral interstice, O, and tetrahedral interstice, T, in the bcc lattice. (b) Octahedral interstice, O, in the fcc lattice.

隣接原子であり、C原子との共有的な結合性から磁気モーメントが大きく減つていないはずであるから上の条件に適合する。それではC原子に近くて図の水平面内にあり八面体を構成する要素になつている他の4個の第2隣接原子のスペクトル成分はと探すと、それは純鉄より内部磁場の大きい主ピークの外側にあるずれ部分ということになる。こうして α' 相のスペクトルは大筋の点で解明されたことになる²⁾⁷⁾。実はこのスペクトルについては 6 節に述べるように、さらに複雑な要素があり、上に述べた解釈以外に諸説があつて、世界的にかなり混乱している⁸⁾。しかし、理論的な根拠もあつて、筆者の説明はまず間違いはない⁹⁾¹⁰⁾。

普通炭素鋼だけでなく、Fe-6%Ni-1.8%C¹¹⁾, Fe-3%Mn-1.6%C¹²⁾ などの合金鋼についても同じような結果が得られている。ただし合金の影響によりスペクトルの各ピークは 2. (i) で述べたように少し広がってくる。(高濃度合金の解析法は別にある²⁾⁹⁾。)

4. 鋼の焼もどし過程

以上の簡単な実例だけでも、スペクトルの同定と解釈はかなりめんどろで、これでは実用的な組織研究には役立ちそうもないと考える読者もあるかも知れない。しかし、上の焼入試料を実温から焼もどしてゆくと、スペクトルの変化は組織中で何が起きているかを単純な形で示してくれるので、メスバウア分光が有用であることがわ

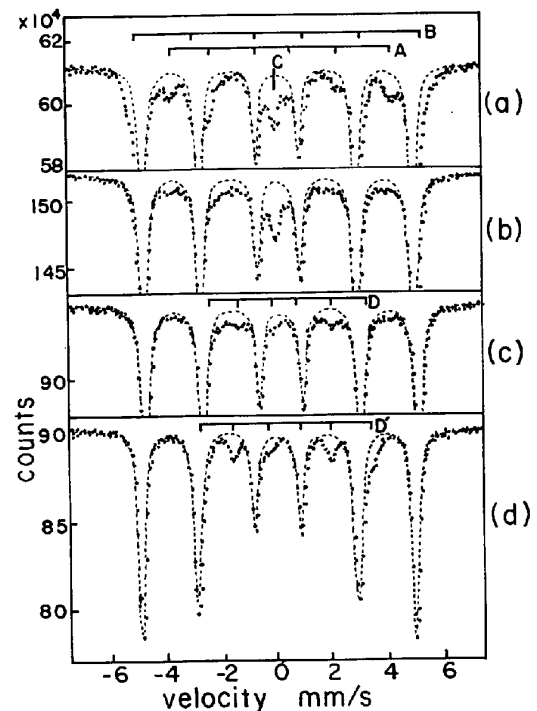


Fig. 3. Spectral changes during tempering of 1.1 wt% plain carbon steel; (a) as water-quenched, (b) 140°C, 1 h, (c) 220°C, 1 h, and (d) 340°C, 1 h tempered.

かる. Fig. 3 がそれで, 1.1% C 炭素鋼の (a) 水焼入れ直後, (b) 140°C, 1 h, (c) 220°C, 1 h, (d) 340°C, 1 h 焼もどしにおけるスペクトルである¹³⁾. 図(a)のスケール A, B, C はそれぞれマルテンサイト中の八面体侵入 C 原子の第 1, 第 2 隣接 Fe, および残留オーステナイトの Fe のピーク位置を示す. 最後の図(d)ではこれらの成分がすべて消えて, 純鉄のスペクトルと, D' で印した 208 kOe の H_i を持つ成分のみとなつているが, これは θ -Fe₃C であるから, 焼もどしの最終状態, フェライト+セメンタイトが得られていることは明白である. D' 成分の量はセメンタイトとまた同時に試料の炭素濃度を与える.

焼もどしの途中の段階もいくつかの情報を与えている. オーステナイト成分 C は図(c)の 220°C ではほとんど存在しないから, ここでは分解したと考えてよい. セメンタイトの D' は図(c)で既に現れているが H_i はやや小さく 194 kOe であつて θ -Fe₃C には一致せず, λ -Fe₃C₂ と同定される. これを D 成分と名づけてある. 人工合成した λ 相は H_i が 220, 185, 120 kOe に分かっているが, 鉄鋼中ではそこまで分解できず, D から D' への徐々の移行として観察される. 実際 λ の結晶構造は局所的な原子配列の反転によつて θ に移つてゆくから, スペクトルの移行も当然であろう¹⁴⁾. 焼もどしの初期段階の ϵ -Fe₂C や ϵ' -Fe_{2.2}C 析出物は難しい問題で, 組織研究上の悩みとなつているが, これはメスバウア分光でも必ずしも解決していない¹⁵⁾. 図(b)の 140°C, 1 h 焼もどしが ϵ 相の出現に対応しているが, 主ピークの間にある第 1 隣接の A 成分が潰れたような形になつていて判然としない. それが ϵ -Fe₂C ならば, $H_i \approx 240$ kOe の程度を中心として複雑なスペクトルを持つものと言えよう. 以上の相の同定には, 内部磁場だけではなく, アイソマー・シフト, 四重極効果をも同時に考慮しているのは申すまでもない. A はある初期段階で二つに分裂するがこれもわかつていない.

以上の焼もどし過程の研究は合金鋼の場合にも通じるのであるが, ただ上記のメスバウア・パラメータは合金要素の影響を受けて値が変わつている. 例えば, Fe-C-Si-Mn 鋼の焼もどしでは, 数%の Mn の影響で θ -Fe₃C の H_i は 180 kOe 程度に減少している¹⁵⁾. 分析技術としては, 合金要素の影響も含めて, メスバウア・パラメータのデータをそろえる必要があるが, 現在そこまではできていない¹⁶⁾.

5. サーマル・スキャン法

鋼の焼もどし過程のように, 一定温度で (等温焼鈍) または一定速度昇温で (等時焼鈍およびパルス焼鈍), 組織変化を見る場合に, 強い線源 (⁵⁷Co で 100 mC の程度) を使つてスペクトルを撮る (通常少なくとも数時間) のには限度があつて, 電子線や X 線回折ほどには手

軽には行かない. そこで X 線の場合にならつて, 既知のピークの付近だけでドブラー速度を振らせれば, そのピークの消長だけからでも必要な情報を短時間に得ることもできよう. この考えを推し進めてドブラー速度 0 の所だけを採れば, 装置は極めて簡単になり, 温度を変えながら変化を追うことも可能になる. これをサーマル・スキャン法とよぶ¹⁷⁾. 通常, 速度 V のスケールは波高分析器で 500~1000 チャネルに分けているから, $V=0$ の 1 チャネルで測れば, ある温度のスペクトルを 1 日かけて撮るのに対して 1~2 min でよいことになる. 例えば, Fig. 3 の $V=0$ はオーステナイト・ピークであるから, この点だけを測れば, オーステナイト分解を精密に追うことができる. 一方, マルテンサイトの側の情報が欠落する心配があるが, それには ⁵⁷Co を鉄に合金させた線源を使う方法がある. その時には線源から Fig. 1 および Fig. 3 の点線の主ピークに相当する 6 本の γ 線が出ているから, $V=0$ でもまさに居ながらにして, マルテンサイトの 6 本のピークをまとめて観測することになる. Fig. 4¹⁸⁾ は白丸が常磁性線源によるオーステナイト・ピーク, 黒丸が強磁性線源による マルテンサイト・ピークの等時焼鈍曲線で, 炭素量が 7.8 at% (1.78 wt%) と高いので, オーステナイトの分解は 250°C から 300°C のかなり高温で起こつている. 250°C 以下の変化はいくつもあり測定誤差のようにも見えるが両曲線の変化がよく対応しているから (独自に変化している部分もある) 組織変化を捕えているに違いない. その説明は省くが, 過飽和 C 原子の集合体, ϵ , λ , θ への推移に相当している. ただしその同定は容易ではない. サーマル・スキャンはスペクトル中の特定点のみを見るから情報量が極めて少ないように感じられるが, 本来,

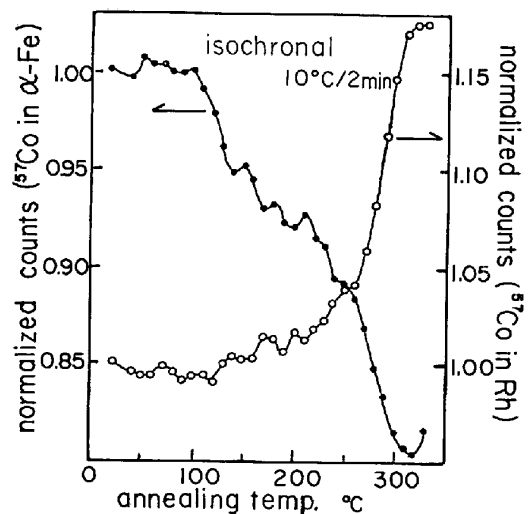


Fig. 4. Detection of the tempering process by the thermal scan method. The specimen is water-quenched 1.78 wt% high carbon steel. Open circles are by the paramagnetic ⁵⁷Co source in Rhodium, and closed circles by the ferromagnetic source in alpha iron.

スペクトル成分は 2. (i) のようにローレンツ型で裾が広がっているため、 $V=0$ のような特定点にもかなり影響を持ち、しかも、この測定法は感度が高いので、組織変化全体の情報をかなり捕えることができる。将来有望な技術といえる。

6. 鋼の低温における変化

内耗の測定からわかるように、 α 鉄中で C 原子は常温付近でも飛躍移動する。鋼の中ではやや動きにくくて、これに起因する組織変化は通常見られない。しかし -100°C 以下に焼入れた Fe-Mn-C、および Fe-Re-C 鋼のマルテンサイトは異常な格子定数を持ち、常温に上げると通常の値に戻ることに¹⁹⁾、低温で (110) 面の 6 層構造のマルテンサイトが出現すること²⁰⁾²¹⁾ および電子顕微鏡によれば常温で C 原子はすでにスピノーダル分解型の濃度の縞をもつこと²²⁾ など、鋼の低温における変化はいくつか存在する。これをメスバウア分光で調べた例を Fig. 5¹⁸⁾ に紹介する。前と同じ高炭素鋼なので、焼入れたとき、中央の残留オーステナイト・ピークは非常に大きく、全量の約 50% もあり、殊にその中に約 0.63 mm/s の四重極分裂を持つダブル・ピーク E を含む。これは Fig. 2(b) のごとく、固溶 C 原子に隣接する 6 個の Fe 原子から来るもので、その大きさを 6 で割るとオーステナイト全量の 0.078、すなわち炭素量が 7.8 at% となる。C 原子の無秩序な分布を考えると、隣接関係の相関が効いてきて正しい炭素量の答がでるはずがないから、これは固溶 C 原子が互いに斥力によって遠ざけ合うと結論した研究もある²³⁾⁸⁾。一方、マルテンサイトは複雑で、Fig. 1, 3 には見えなかつた F 成分が現れている。これは -100°C 以下に焼入れた時顕著で、A 成分の 2 倍にも達し、昇温すると -50°C から減少し始め、常温では 1.2% C 以下の時は消滅する。(その代わり A 成分が増す。) 炭素濃度が高いとこの成分は常温でも残っている。F 成分が何であるかについては論争が続いてきた

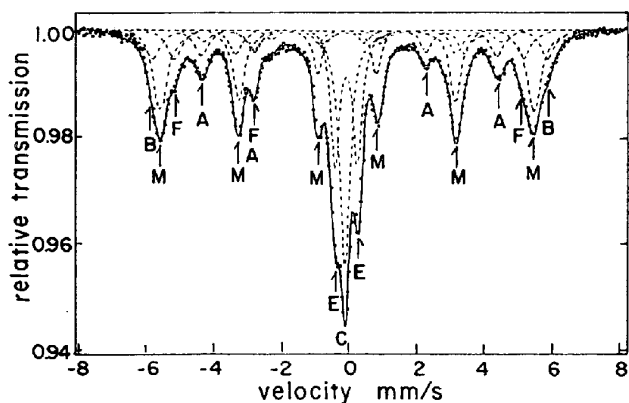


Fig. 5. Transmission spectrum of the quenched 1.78 wt% high carbon steel. Notations in the picture show the computer-analysed iron components.

が⁹⁾、マルテンサイト変態によつて必然的に導かれた C 原子の四面体格子間位置の占有によるというのが著者の結論である。その詳しい説明や電子論の計算などは述べないが⁷⁾⁹⁾¹⁰⁾、いずれにしても、鋼が C 原子の移動を伴つて低温で構造・組織の変化を起こしていることは確かで、メスバウア効果はこれらの新しい問題に対して重要な指標となつている。

7. 表面組織と反射法

メスバウア透過実験用の鉄鋼試料の適当な厚さは $10 \sim 50 \mu$ (従つて可能な範囲は $1 \sim 100 \mu$ 程度) であるから、表面処理をした、あるいは環境に侵された鉄鋼の表面層をはぎとる (または鉄を薄くする) ことができれば、表面組織や構造を定量的に観測することができる。例えば、亜鉛引きした場合の境界中間層における θ, ζ, ϵ 化合物や γ 相の形成²⁴⁾。アルミ被覆した場合の $\text{Fe}_4\text{Al}_{13}$ および FeAl 、中間化合物の形成²⁵⁾ などの研究があり、またすずめつぎの場合には ^{119}Sn を使つて表面酸化膜 SnO_2 や FeSn_2 層も調べられている²⁶⁾。定量的測定により形成の時間則、活性化エネルギーなども求められている。表面層が薄い場合には、吸収 γ 線が内部変換電子 (conversion electron) を効率よく出すので、反射法で電子を計数すれば、厚さ $10 \sim 10^4 \text{ \AA}$ の層を非破壊的に調べることができる。前記のすずめつぎや鉄鋼の酸化、硫化物腐食等々にこの方法は応用され、用途はますます広まりつつある²⁷⁾。

最新の例として、核融合炉材料の照射損傷の基礎研究のために、SUS 304 ステンレス鋼を 25 keV に加速した He イオンで $10^{16} \text{ ions/cm}^2$ まで照射したときの変換電子スペクトル (CEMS) を Fig. 6 に示す²⁸⁾。中央の高いピークは常磁性の fcc 母相に相当するが、照射によつて表面に強磁性のマルテンサイトが誘起されるので、図のように広がった 6 本のピークが出現する。この時、透過法で見ると常磁性ピークしか現れず、照射誘起変態

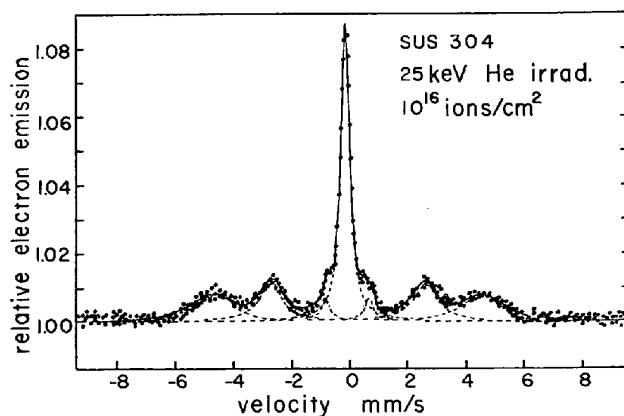


Fig. 6. Reflection conversion electron spectrum of SUS 304 stainless steel after irradiation by 25 keV helium ions of $10^{16} \text{ ions/cm}^2$.

相が, He の飛程約 800 Å 程度のごく浅いところのみから誘起されているのがわかる. この相は加工や水素吸蔵で誘起されるものと同じであるが²⁹⁾, 照射を続けると平均内部磁場 H_i が 285 kOe から増えて純鉄の値に近づく. これは照射中に表面から Ni や Cr がスパッターされて組成が変わるためである. 表面組織を見るには, ESCA やオージェ電子分光法もあるが, 顕微鏡的な組織と結晶構造と化学結合状態を併せ見ることと工業的に問題になる厚みの層を測ることの利点によつて反射メスバウア法は応用範囲が広いと考えられる.

8. その他の問題, その他の分野

鉄鋼の組織研究に関して, もつと多くの結果があるが紹介しきれないのが残念である. 実用性・将来性の大きい問題を二三挙げると, Fe-Cr, Fe-V 系の σ 相³⁰⁾³¹⁾, Fe 系アモルファス合金の構造・安定性と物性³²⁾, 鉄鋼中の拡散¹⁾, 濃縮アイソトープの利用¹⁾⁶⁾, のような実用的なものから, 微粒子や格子欠陥や触媒のように, これからの発展が期待されるものもある.

鉄鋼生産に関連してメスバウア分光が有効に利用されるような他の分野は, 生産反応過程から鉄鉱石, 石炭など鉱物資源とその探査, 地質・地層調査, 廃棄物検査などが考えられる. 金属の他の分野でも利用されるようになってきたが³⁾, メスバウア効果が理解され, 広く使われるようになるのは鉄鋼の分野が最初であるに違いない.

文 献

- 1) Proc. Int. Conf. Appl. Mössbauer Effect, 1981, Jaipur, India, J. de Physique, Suppl., to be published.
- 2) F. E. FUJITA: Topics in Applied Physics, ed. by U. GONSER, 5 (1975), p. 202 [Springer-Verlag, Berlin]
- 3) 藤田英一: 応用物理, 49 (1980)5, p. 432
- 4) 佐野博敏: メスバウアー分光学—その化学への応用— (1972) [講談社]
- 5) T. MORIYA, H. INO, F. E. FUJITA, and Y. MAEDA: J. Phys. Soc. Japan, 24 (1968), p. 60
- 6) U. GONSER: Topics in Applied Physics, 5 (1975), p. 24 [Springer-Verlag, Berlin]
- 7) 藤田英一: 日本金属学会報, 13 (1974), p. 713
- 8) M. RON: Applications of Mössbauer Spectroscopy II, ed. by R. L. COHEN (1980), p. 329 [Academic Press, N. Y.]
- 9) F. E. FUJITA: Met. Trans., 8A, (1977) Nov., p. 1727
- 10) F. E. FUJITA: Proc. ICAME, (1981) Jaipur, J. de Physique, Suppl. to be published
- 11) 藤田英一, 志賀千晃, 守屋 健, 井野博満: 日本金属学会誌, 38 (1974), p. 1030
- 12) 志賀千晃, 木村匡克, 藤田英一: 日本金属学会誌, 38 (1974), p. 1037
- 13) H. INO, T. MORIYA, F. E. FUJITA, Y. ONO, and Y. INOKUTI: J. Phys. Soc. Japan, 25 (1968), p. 83
- 14) H. BERNAS, I. A. CAMPBELL, and R. FRUCHART: J. Phys. Chem. Solids, 28 (1967), p. 17
- 15) Z. MATHALONE, M. RON, J. PIPMAN, and S. NADIV: J. Appl. Phys., 42 (1971), p. 687
- 16) 現在のデータ・センターは J. STEVENS and V. STEVENS, Mössbauer Data Center, Univ. North Carolina, Asheville, N. Carolina 28814 U.S.A.
- 17) U. GONSER, C. J. MEECHAN, A. H. MUIR, and H. WIEDERSICH: J. Appl. Phys., 34 (1963), p. 2373
- 18) Y. YOSHIDA, S. NASU, and F. E. FUJITA: to be published
- 19) L. I. LYSAK and Ya. N. VOVK: Fiz Metal. Metalloved, 19 (1965), p. 699; 20 (1965), p. 540; L. I. LYSAK, Ya. N. VOVK, and Yu. M. POLISCHUK: 同, 23 (1967), p. 898; L. I. LYSAK and B. I. NIKOLIN: 同, 20 (1965), p. 547
- 20) R. OSHIMA and C. M. WAYMAN: Scr. Met., 8 (1974), p. 223
- 21) R. OSHIMA, H. AZUMA, and F. E. FUJITA: Scr. Met., 10 (1976), p. 1011
- 22) S. NAGAKURA, K. SHIRAIISHI, and M. TOYOSHIMA: Proc. 1st Int. Sym. Martens. Trans., Suppl. Trans. JIM, 17 (1976), p. 299
- 23) N. DECRISTOFARO and R. KAPLOW: Met. Trans., 8A (1977), p. 35
- 24) M. J. GRAHAM, P. E. BEAUBIEN, and G. I. SPROULE: J. Mat. Sci., 15 (1980), p. 626
- 25) R. S. PRESTON: Met. Trans., 3 (1972), p. 1831
- 26) G. P. HUFFMAN and H. H. PODGURSKI: Acta Met., 21 (1973), p. 449
- 27) G. P. HUFFMAN: Applications of Mössbauer Spectroscopy II, ed. by R. L. COHEN (1980), p. 189 [Academic Press N. Y.]
- 28) S. NASU, T. TANABE, S. IMOTO, and F. E. FUJITA: to be published
- 29) 莊村泰治, 藤田英一: 日本金属学会誌, 39 (1975), p. 374; T. SOHMURA and F. E. FUJITA: J. Phys. F, 8 (1978), p. 2061
- 30) Y. SUMITOMO, T. MORIYA, H. INO, and F. E. FUJITA: J. Phys. Soc. Japan, 35 (1973), p. 461
- 31) 桑野 寿, 師岡保弘: 私信
- 32) 藤田英一: 金属物理セミナー, 13 (1978), p. 139 材料科学, 15 (1978), p. 126