等原子組成の Fe-V 合金における σ 相の生成挙動

猶 原 隆* 篠 原 和 充*

J. Japan Inst. Metals, Vol. 47, No. 12 (1983), pp. 1080-1086

Mechanisms of Sigma Phase Formation in an Equiatomic Fe-V Alloy

Takashi Naohara* and Kazumitsu Shinohara*

The electrical resistivity and acoustic emission (AE) were measured simultaneously during a cyclic heat treatment from room temperature either to 973 K or 873 K, in order to study the mechanisms of sigma phase formation in an equiatomic Fe-V alloy. During the holding stage for 432 ks either at 973 K or 873 K, the 973 K specimen produced drastic increase both in the resistivity and the AE event count, but the 873 K specimen produced a considerable amount of AE but a slight decrease in the resistivity. The occurrence of the AE took place not continuously but intermittently during the holding stage at those temperatures. Furthermore, examinations by X-ray analysis and transmission electron microscopy showed that the 973 K specimen consisted entirely of the sigma phase containing many lattice defects, and that the 873 K specimen consisted mainly of the ferrite phase and slightly of the sigma phase which was confined to an extremely thin layer on the free surface.

On the basis of the concept that the AE occurrence and introduction of lattice defects may be restricted to the diffusionless transformation, it was inferred that the cooperative movement of atoms takes part in the sigma phase formation in the equiatomic Fe-V alloy.

(Received April 18, 1983)

Keywords: iron vanadium alloy, ferrite phase, sigma phase, bct structure, B2 type ordered phase, acoustic emission, lattice defect, cooperative movement of atoms, phase transformation, X-ray analysis

I. 緒 言

D8_b 型金属間化合物は、一般に σ 相と呼ばれている非常に硬くて脆い相であり、多くの遷移金属合金系に見出されている⁽¹⁾。そして、それらの合金系に生成する σ 相の電子原子比 (e/a) は 5.56 (σ -TaIr) ~ 7.60 (σ -TcFe) の間にあり、原子半径比 (R_A/R_B) については 0.93 (σ -CrRe) ~ 1.15 (σ -NbFe) の範囲内と報告されている⁽²⁾。本研究で取り上げた Fe-V 2 元合金系⁽³⁾においても、広い温度および組成範囲にわたって生成し、その e/a は 6.32 ~ 6.83, R_A/R_B は 1.06 である⁽²⁾ことが知られている。一方、 σ 相の結晶構造については、単位胞に 30 原子を含む⁽⁴⁾体心正方晶 (以下、bct 構造とする) であり、 β -V に類似した構造を持つことが明らかにされている⁽⁵⁾⁽⁶⁾。さらに、Fe-V 2 元合金に生成する σ 相の格子定数は、V 量が 60.1 at% の場合 $a=0.9015 \pm 0.0004$ nm, $c=0.4642 \pm 0.0007$ nm⁽⁷⁾と報告されている。

また、Fe-V 2 元合金の等原子組成付近での σ 変態については、これまでに多くの研究が行われている。たとえば、Martens と Duwez⁽⁸⁾, Greenfield と Beck⁽⁹⁾ さらに Bungardt と Spyra⁽¹⁰⁾らは状態図的な見地から研究を行

い、 σ 相の生成領域あるいは生成速度を調べている。また磁性に関する研究によると⁽¹¹⁾、常磁性である σ 相を 203 K 以下に冷却すれば、強磁性に磁気変態する。さらに、 α 相から σ 相への相変化については、次のような注目すべき報告がある。すなわち、高温の α 相領域から焼入れした等原子組成の Fe-V 合金を 873 K 付近で時効すると、 σ 相の生成に先行して準安定な B2 型規則相が生成する⁽¹⁰⁾⁽¹²⁾⁽¹³⁾。最近、Seki ら⁽¹⁴⁾はこの準安定規則相の規則 - 不規則変態温度の推定を試み、1123 ~ 1153 K と報告している。

以上述べたように、Fe-V 合金の σ 変態については、これまでに種々の観点に立って研究が行われている。しかしながら、 α 相から中間的に生成した B2 型規則相の、 σ 相への変態機構に注目して研究を行った報告はこれまでにまったくない。

ところで、アコースティック・エミッション (以下、AE とする) は、材料内部に生じた応力集中によって局所的に貯えられたエネルギーが、き裂の進展、欠陥の導入あるいは転位の運動などにより弾性波として解放される現象である⁽¹⁵⁾⁻⁽¹⁷⁾。このような現象は、材料の相変態においてもマルテンサイト型変態が起こる際に認められるので、近年、

* 愛媛大学工学部金属工学科 (Department of Metallurgy, Faculty of Engineering, Ehime University, Matsuyama)

この研究分野で AE 法の応用が試みられている⁽¹⁸⁾。著者らは、 α 相から σ 相への変態に伴って、いわゆる可聴音を発するという興味ある経験的事実に着目し、この AE 法を σ 変態の研究に応用することを試みた。これによって、 σ 相の発する可聴音を「AE 事象数」という形で定量化することが可能になると考えられる。

以上の観点により本研究では、等原子組成の Fe-V 合金の σ 変態に際して、前述した AE と電気抵抗の変化を同時に測定した。さらに、X 線回折と透過電子顕微鏡観察も合わせて行い、 σ 相の生成挙動とくに α 相から中間的に生成した B2 型規則相の σ 相への変態機構について検討した。

II. 実験方法

等原子組成の Fe-V 合金をアルゴン雰囲気中でのアーク溶解により作製した。そして、この長さ 80 mm の棒状合金の両端部分をマイクロ・カッターにより切り落とし、断面積 170 mm²、長さ 50 mm の AE および電気抵抗測定用の試験片を得た。また X 線回折および透過電子顕微鏡観察に用いたのは、同じくマイクロ・カッターで切断して得られた断面積が 170 mm²、厚さがそれぞれ 1 mm と 0.2 mm の円板状試料である。

引き続き、以上のようにして作製した試料を電気炉中に挿入し、室温から 973 K ならびに 873 K までの加熱、その温度での 432 ks の保持、さらに室温までの冷却という一連の熱処理を行った。そして、これに伴う AE 発生状況と電気抵抗変化を連続的に測定した。電気抵抗の測定には通常の四端子法を用いた。一方、AE の測定には Fig.1 に示す装置を使用し、AE 信号は次のようにして検出した。すなわち、試料端面に導波棒として用いた直径 10 mm、長さ 600 mm のステンレス製丸棒を TIG 溶接した。そして、この導波棒のもう一方の端面、つまり炉外に出る側の端面に共振周波数 140 kHz のセンサーを接続した。

X 線回折にはディフラクト・メーター法を用いた。その際に使用した管球は Cr、フィルターは V である。また、電子顕微鏡用の薄膜の作製には、酢酸 90%、過塩素酸 5%、メチルアルコール 5% の混合液を使用した。なお、観察に用いた電子顕微鏡の加速電圧は 100 kV である。

Fig.1 Block diagram of the AE measuring system.

III. 実験結果

1. 熱処理前の組織

Fig.2 に溶解したままの状態で作られた X 線回折図を示す。これより明かなように、 $67\pi/180$ rad (2θ) 付近に α 相の (110) 面の回折ピークが認められ、熱処理前の組織は α 単一相である。

Fig.2 X-ray diffraction pattern of the as-cast specimen.

2. 熱処理に伴う電気抵抗変化

試料を室温より 973 K ならびに 873 K まで加熱し、その温度でいずれも 432 ks 保持し、さらに室温まで冷却した時の電気抵抗変化を Fig.3 に示す。○および●印で示しているのは、973 K まで加熱した試料の電気抵抗変化であり、△および▲印は 873 K まで加熱した試料のそれを表わしている。室温から各保持温度までの昇温中の電気抵抗は、両者ともほぼ同じ傾きで徐々に増大している。しかし、保持の段階になると、両者の電気抵抗変化にまったく異なる挙動が認められる。すなわち、973 K で保持した場合には、比抵抗が $2.28 \mu\Omega\text{m}$ から $3.92 \mu\Omega\text{m}$ まで著しく増

Fig.3 Relation between electrical resistivity and temperature during heating and cooling cycle for the specimen aged at 973 K and 873 K.

Fig. 4 Change in electrical resistivity as a function of aging time at 973 K and 873 K.

大している。これに対して、873 K で保持した場合には、 $2.16 \mu\Omega\text{m}$ から $2.12 \mu\Omega\text{m}$ までわずかながら減少している。そして、各保持温度からの冷却においては、両者とも加熱時とはほぼ同じ傾きで減少を続けている。室温まで冷却した試料の比抵抗を比較すると、973 K で保持した場合が $3.70 \mu\Omega\text{m}$ を示すのに対し、873 K で保持した場合は $1.44 \mu\Omega\text{m}$ の値を示している。

Fig. 4 は 973 K ならびに 873 K で保持した際の電気抵抗変化を時間の関数として表わしたものである。○印で示した 973 K で保持した試料については、その比抵抗は保持開始時から約 15 ks まで若干の増大を示し、それからしばらく停滞した後、100 ks から 432 ks まで連続的に増加している。一方、△印で示した 873 K で保持した試料については、約 20 ks までわずかに比抵抗の減少が認められるのみで、それ以後の電気抵抗変化は 432 ks に達するまでまったくない。

3. 熱処理に伴う AE の測定

Fig. 5 に試料を室温から 973 K ならびに 873 K まで加熱し、これらの温度において 432 ks 保持した後、再び室温まで冷却した場合の AE の測定結果を示す。縦軸は、加熱開始時からの単位体積 (1 m^3) 当たりの AE 総事象数で、横軸は温度である。まず、○および●印で表わした 973 K で保持した試料の場合、室温から 873 K 付近まで AE の発生が認められないが、この温度を過ぎるとわずかながら事象数が増加している。そして、973 K での保持中には膨大な量の AE が発生し、保持終了時の AE 総事象数は約 $8.5 \times 10^{11} \text{ m}^{-3}$ にも達している。しかし、●印で示しているように、973 K から室温までの冷却中には、AE の発生がほとんど認められない。一方、△および▲で表わした 873 K で保持した試料の場合、加熱中に事象数の増加はなく、432 ks の保持中に約 $3.5 \times 10^{11} \text{ m}^{-3}$ の AE が発生している。また、冷却途中においても 423 K 付近でわずかながら AE の発生が認められる。

次に **Fig. 6** は、973 K (○印) ならびに 873 K (△印) で保持した試料における AE 総事象数の時間的変化を示したものである。これより明かなように、両者とも AE は保持中に連続的ではなく、間欠的に発生している。

Fig. 5 Relation between cumulative event counts and temperature during heating and cooling cycle for the specimen aged at 973 K and 873 K.

Fig. 6 Change in cumulative event counts as a function of aging time at 973 K and 873 K.

4. 熱処理後の組織

(1) 973 K で保持した試料

Fig. 7 は、室温から 973 K までの加熱を行い、この温度において 432 ks 保持後、再び室温まで冷却した試料の X 線回折図である。図中に示された回折ピークはすべて σ 相のものであり、973 K での保持により α 相から σ 相への変態が起こったことが明らかである。

Fig. 8 は、先ほどと同じ条件で熱処理した試料の透過電

Fig.7 X-ray diffraction pattern of the specimen aged at 973 K for 432 ks.

Fig.8 Transmission electron micrographs of the specimen aged at 973 K for 432 ks. (a) bright field image, (b) selected area diffraction pattern, (c) key diagram of (b)

子顕微鏡写真であり、(a)に明視野像、(b)に制限視野電子回折像を示している。また、(c)は(b)の解析結果である。これらの結果からも、973 K での保持に伴う σ 相の生成が確かめられる。さらに、(a)に注目すると σ 相には多数の格子欠陥が導入されていることがわかる。

(2) 873 K で保持した試料

Fig.9 に室温から 873 K まで加熱し、この温度で 432 ks 保持した後、室温まで冷却した試料の X 線回折図を示す。(a)は熱処理したままの試料表面の回折図であり、(b)は 600 番のエメリー紙を用いてその表面を軽く研磨した状態で得られたものである。さらに、(c)から(h)はこのようなエメリー紙による研磨を繰り返し、各研磨の段階ごとに得られた回折図である。つまり、(a)から(h)までの回折図は、試料表面から内部に至るまでの連続的な X 線回折結果

Fig.9 X-ray diffraction patterns showing the continuous variations in peak intensities from the surface to the interior of the specimen aged at 873 K for 432 ks. (a) taken from the surface of as heat treated specimen (b)-(h) taken from the surface of the specimens which had been successively polished slightly each time

である。まず、矢印で示した σ 相の (411) 面の回折ピークに注目すると、表面とその近傍では明瞭なピークが出現しているにもかかわらず、研磨を繰り返して試料内部に対応する (e) あるいは (f) の段階になると強度の低下が認められ、(g) および (h) に至ると完全に消滅している。これに対して、同じく矢印で示した α 相の (110) 面の回折ピークを見ると、(a) から (d) までの試料表面とその近傍においてはピークがまったく存在していない。ところが、研磨回数が多くなり (e) から (h) の段階になると、 σ 相の (411) 面の回折ピークの消滅に対応して、 α 相の (110) 面の回折ピークがその強度を増している。Fig.9 に示した以上の結果より、次のことが明らかである。すなわち、873 K で保持した試料においては、表面とその近傍にのみ σ 相がきわめて薄い層として生成している。ただし、現段階では、この層の厚さの定量的な測定を行っていない。

IV. 考 察

1. 973 K での相変化

状態図より明かなように⁽³⁾、等原子組成の Fe-V 合金を 973 K および 873 K のいずれの温度で保持しても、得ら

れる平衡相は σ 相のはずである。しかし、保持時間を432 ksとした場合の電気抵抗 (Fig. 3) と AE (Fig. 5) の測定結果によれば、100 K の保持温度の相違によりそれらの挙動がまったく異なっている。まず、試料を973 K で保持した場合から検討を行う。

Fig. 3 において○および●印で示した電気抵抗の変化に注目すると、加熱および冷却時には温度とともにゆるやかな増加と減少を示し、変化に異常性が見られない。ところが、973 K での保持に際しては、著しい比抵抗の増加が認められる。この著しい増加は、状態図より α 相から σ 相への相変態に起因すると判断できる。つまり、Fig. 7 のX線回折結果で示した σ 相は、973 K での保持により生成したものである。ただし、Fig. 4 において○印で示した保持中の電気抵抗の時間的変化を見ると、保持開始時から約15 ks までの増加と、100 ks 付近から432 ks までの増加という明らかに異なる現象が起こっている。このような2段階の変化は、 σ 相が α 相に直接変態しているのではなく、準安定相を経由している可能性を示すものである。つまり、約15 ks までの比抵抗の増加は、B2 型規則相の生成によるものと考えられる。そして、規則化に伴う比抵抗の増加という一見矛盾した現象は次のように解釈される。すなわち、973 K で保持して得られるB2 型規則相の長範囲規則度は、873 K で保持した場合よりも小さいはずであり⁽¹⁹⁾、短範囲の規則状態を有していると考えられる。そして、このような短範囲規則状態では電気抵抗が増大することが知られており、逆位相境界での伝導電子の散乱が寄与しているためとの解釈が行われている⁽²⁰⁾⁽²¹⁾。したがって、本研究で見い出されたB2 型規則相の生成に伴う比抵抗の増加も、同じ現象に基づくと考えるのが妥当であろう。

次に Fig. 5 に示した AE の測定結果を見ると、AE の発生状況と Fig. 3 の電気抵抗変化が非常に良く対応していることがわかる。これらの図を比較すると、973 K での保持により比抵抗が著しく増加している時、つまり α 相から σ 相への変態が起きている最中に著しい AE の発生が認められる。そして、432 ks の保持終了時の AE 総事象数は約 $8.5 \times 10^{11} \text{ m}^{-3}$ にも達している。ところが、電気抵抗の変化になら異常性が認められない加熱および冷却時には、AE の発生がほとんどない。最初に触れたとおり、AE は材料内部に発生したひずみが弾性波として解放される現象である。したがって、973 K での保持中に認められる膨大な AE は、 σ 変態時に生じたひずみを解放するために発生しているものと考えられる。つまり、 σ 変態それ自体が本質的に著しいひずみの発生を伴うべき性質のものと解釈できる。このような解釈の妥当性は、Fig. 8 に示した電子顕微鏡による観察結果からも確かめられる。すなわち、(a) に示した明視野像に認められる多数の格子欠陥は、 σ 変態時に発生したひずみを緩和するために導入されたものとみなされる。

σ 相の格子欠陥については、すでに Fe-Cr 合金において積層欠陥の存在が確かめられており、(100) および (010) 面における sequence fault として報告されている⁽²²⁾。さらに、Ishimasa ら⁽²³⁾⁽²⁴⁾ は Fe-Cr 合金に生じる σ 相の格子像を解像し、これらの欠陥の直接観察を行っている。しかしながら、Fig. 8 の解析結果から判断すると、本研究で見出した格子欠陥は(100) および (010) 面上には存在しておらず、Fe-Cr 合金の σ 相で報告されている積層欠陥とは別のものである。すなわち、電子回折像に認められるストリークより、明視野像の欠陥は試料表面に垂直と判断できる。したがって、(c) より明らかなように、本合金系で見出した積層欠陥は(231) 面上に存在している。

これまでに述べたような、 σ 変態時の膨大な AE の発生と多量の格子欠陥の導入という実験事実を考え合わせると、B2 型規則相から bct 構造を持つ σ 相への変態には、原子の連携運動に伴う無拡散変態が関与している可能性がある⁽²⁵⁾と判断せざるを得ない。しかしながら、著者らが示した実験結果のみで σ 変態を直ちにマルテンサイト変態と断定することには無理があり、表面起伏の存在などの他のマルテンサイト変態であるかどうかの判定基準についても検討すべきと考えられる。ただし、 α 相から中間的に生成するB2 型規則相は、あくまで短距離の拡散変態によって生じたものである。したがって、マルテンサイト変態と称されるべきものであるにしても、少なくとも炭素鋼において見られるような、いわゆる狭義のマルテンサイト変態に属するものでないことは明らかである。むしろマッピン変態⁽²⁶⁾などのような、原子の短距離拡散と格子の変形という両方の要素が関与した変態とみなすべきとも考えられる。

2. 873 K での相変化

引き続き、873 K で保持した試料の電気抵抗と AE の測定結果について検討を行う。Fig. 3 において△および▲印で示した電気抵抗の変化によると、873 K で保持した場合にはわずかながら比抵抗の減少が認められる。この原因については、 σ 相の生成に先行して準安定なB2 型規則相が生成したためと考えるのが妥当であろう⁽¹²⁾⁻⁽¹⁴⁾。ただし、973 K で保持した場合は規則化に伴い比抵抗が増加したのに対し、873 K で保持すると逆に減少していることが問題点として挙げられる。この点については、873 K で保持して得られるB2 型規則相の長範囲規則度は、前述したように973 K で保持した場合よりも大きく、長範囲規則格子の生成に伴う電気抵抗の減少の効果が表われたものと考えられる⁽²⁰⁾。Fig. 4 によれば、比抵抗の減少は保持開始後約20 ks までに終了し、それ以後はまったく変化していない。したがって、この結果のみで判断するとB2 型規則相の生成は比較的短時間のうちに完了し、その後の σ 相生成は起こっていないことになる。ところが、Fig. 6 において△印で示した AE の測定結果によると、電気抵抗の変化には σ

相生成の影響が認められない 873 K で保持した試料においても、約 $3.5 \times 10^{11} \text{ m}^{-3}$ の AE が発生している。

Fig.9 は、矛盾しているかにみえる電気抵抗と AE の測定結果を合理的に解釈するための重要な結果である。これらの X 線回折図は、 σ 相生成に先行して準安定な B2 型規則相が生成すると報告されている 873 K での保持において、表面とその近傍にのみ σ 相が生成する事実を示している。そして、 σ 相がこのような特異な形態で生成することが、AE 法ではその生成を検出できたにもかかわらず、電気抵抗の測定では把握できなかった原因と考えられる。Philip と Beck⁽²⁷⁾ は、粉末にした等原子組成の Fe-V 合金を 893 K で時効して X 線回折を行い、(100), (111) および (210) 面などの規則格子線のほかに、 σ 相のもっとも大きな強度を持つ回折線がわずかに認められたと報告している。彼らが粉末状試料において見出した σ 相が、本研究で用いたバルク状試料では表面とその近傍にのみ生成することが Fig.9 に示した結果より明らかである。Fe-V 合金において、873 K 付近での保持により σ 相が表面とその近傍にのみごく薄い層として生成する事実は、これまでまったく見過ごされている。しかし、最近 Frattini ら⁽²⁸⁾ は 923 K で保持した Fe-Cr 合金において、Mössbauer 分光法により表面近傍に σ 相が生成することを報告している。また、著者ら⁽²⁹⁾ も Cr-Ni 2 元合金で、これとまったく同じ現象を X 線回折法により見出している。これらの事実から表面近傍における σ 相の生成は、Fe-V 合金に固有な現象ではなく、 σ 相が見い出される合金系に共通して認められる現象と考えるべきである。以上述べたことをまとめると、873 K で保持した場合にも、 σ 相は α 相 $\rightarrow$ B2 型規則相 $\rightarrow \sigma$ 相の経路により生成するが、432 ks の保持時間では表面とその近傍にしか生成が認められない。そして、保持中に AE が発生していることより、表面とその近傍での σ 相生成についても 973 K の場合と同様に、原子の連携運動に伴う無拡散変態が関与していると考えるのが妥当と思われる。

ここで最後に考察しておかなければならないことは、 σ 相の生成が表面近傍に限られておりその体積が極端に小さいにもかかわらず、なぜ 973 K の場合の 3 分の 1 以上もの AE が計測されたかについてである。873 K で生成した σ 相については、そのミクロの形態の観察をまったく実施しておらず断定的なことは何ら言えないが、一つの可能性として次のことが考えられる。すなわち、973 K で生成した σ 相が格子欠陥の導入によってひずみを緩和するのに対し、873 K で表面近傍に生成した σ 相の場合、格子欠陥の導入よりむしろ微細なクラックの発生がひずみの緩和に大きく寄与している可能性がある。しかしながら、これは前述したようにあくまで推論に過ぎず、明確な結論を得るためには原波形や原周波数スペクトルの解析など⁽¹⁸⁾の、より高度な AE 技術を σ 変態の研究に応用する必要があると考えられる。

V. 総 括

Fe-V 合金における σ 相の生成機構を検討する目的で、等原子組成の試料を作製し、室温から 973 K ならびに 873 K までの加熱、これらの温度における 432 ks の保持、さらに室温までの冷却という一連の熱処理を行った。そして、このような熱処理に伴う電気抵抗の変化と AE 特性を連続的に測定した。また、X 線回折と透過電子顕微鏡観察も合わせて行い次の結果を得た。

(1) 973 K で 432 ks 保持して α 相から σ 相に変態させた際に、約 $8.5 \times 10^{11} \text{ m}^{-3}$ もの膨大な AE が発生した。そして同時に、 σ 相中には多数の格子欠陥が導入されていた。

(2) 873 K で 432 ks 保持した試料には、比抵抗に σ 相の生成を示唆する変化が認められなかった。しかし、AE の測定結果によると、保持中に σ 相の生成を示す約 $3.5 \times 10^{11} \text{ m}^{-3}$ の AE が発生した。

(3) 873 K で 432 ks 保持した試料においては、 σ 相が表面とその近傍にのみきわめて薄い層として生成した。このような σ 相の特異な生成形態が、AE 法ではその生成を検出できたのに対し、電気抵抗の変化で把握できなかった原因と考えられる。

(4) 973 K および 873 K での保持中に、AE は連続的ではなく間欠的に発生した。

本研究の実施にあたり、著者の一人(T.N.)は財団法人作行会より研究助成金を頂戴致しました。ここに厚く御礼申し上げます。また、本研究に使用した研究費の一部は、文部省科学研究費(奨励研究 A)によることを付記し、感謝の意を表します。

文 献

- (1) E.O.Hall and S.H.Algie : Met. Rev., **11** (1966), 61.
- (2) M.V.Nevitt : *Electron Structure and Alloy Chemistry of the Transition Elements*, Ed. by P.A. Beck, Interscience Publishers, New York, (1963), 101.
- (3) M.Hansen and K.Anderko: *Constitution of Binary Alloys*, 2nd ed., McGraw-Hill, New York, (1958), 729.
- (4) P.Duwez and S.R.Baen: *Symposium on the Nature, Occurrence and Effects of Sigma Phase*, ASTM, (1950), 48.
- (5) C.W.Tucker : Acta Cryst., **4** (1951), 425.
- (6) C.W.Tucker and P.Senio : Acta Cryst., **6** (1953), 753.
- (7) R.E.Hanneman and A.N.Mariano: Trans. AIME, **230** (1964), 937.
- (8) H.Martens and P.Duwez: Trans. ASM, **44** (1952), 484.
- (9) P.Greenfield and P.A.Beck : Trans. AIME, **200** (1954), 253.
- (10) K.Bungardt and W.Spyra : Arch. Eisenhüttenw., **30** (1959), 95.
- (11) M.V.Nevitt and P.A.Beck : Trans. AIME, **203** (1955), 669.

- (12) R.J.Chandross and D.P.Shoemaker: J.Phys. Soc. Japan, **17** Supp. B-III (1962), 16.
- (13) M.Daire: Compt.rend., **259**(1964), 2640.
- (14) J.Seki, M.Hagiwara and T.Suzuki: J.Mate.Sci., **14**(1979), 2404.
- (15) 尾上守夫: アコースティックエミッションの基礎と応用, コロナ社, 東京, (1976), 5.
- (16) 富士 岳: 材料科学, **13**(1976), 2.
- (17) 磯野英二: 非破壊検査, **19**(1970), 579.
- (18) 肥後矢吉, 布村成具: 鉄と鋼, **68**(1982), 586.
- (19) 平林 真, 岩崎 博: 規則格子と規則 - 不規則変態, 日本金属学会, 仙台, (1967), 29.
- (20) 平林 真: 日本金属学会会報, **1**(1962), 753.
- (21) 長島富雄: ibid., **3**(1964), 281.
- (22) M.J.Marcinkowski and D.S.Miller: Phil. Mag., **7**(1962), 1025.
- (23) T.Ishimasa, Y.Kitano and Y.Komura: Japan J. Appl. Phys., **19**(1980), L483.
- (24) idem: J.Solid State Chem., **36**(1981), 74.
- (25) 西山善次: マルテンサイト変態, 基本編, 丸善, 東京, (1971), 8.
- (26) idem: マルテンサイト変態, 応用編, 丸善, 東京, (1974), 3.
- (27) T.V.Philip and P.A.Beck: Trans. AIME, **209**(1957), 1269.
- (28) R.Frattini, G.Longworth, P.Matteazzi, G.Principi and A.Tiziani: Scripta Met., **15**(1981), 873.
- (29) T.Naohara and K.Shinohara: ibid., **17**(1983), 111.