

高純度鉄の動向



木村 宏*

Present and Future of the Research on High Purity Iron

Hiroshi KIMURA

1. はじめに

近年、高純度鋼に対する関心が高まり、その基礎研究用の素材としての高純度鉄にも関心が寄せられている。もとより高純度鉄は、こうした研究用素材としてのみならず、実用的にもかなりの用途がある。特に電解鉄は、磁性材料や高品質合金の素材として用いられている。さらには、スパッター用高純度鉄のような、先端技術の素材としての利用も開けてこよう。こうした事情を背景に、本解説では高純度鉄の現状について述べ、将来の問題についても若干触れてみよう。ただし、筆者は鉄の物性的研究を行っているもので、高純度鉄がどのように実用になつているかについては詳しい情報はもっていない。したがって、話が基礎研究に偏ることをお許しいただきたい。

まず、高純度鉄とは何かということであるが、ここでは、電解鉄、および電着以外のより手のこんだ精製法によつて作られた純度のよい鉄の二つにしよう。電解鉄を高純度鉄とすることに異論もあろうが、以下に述べるように、最近の電解鉄の純度向上は目ざましく、今やいわゆる市販高純度鉄と互角のところまできている。今後も純度向上が期待されるので、ここでとりあげる次第である。

次に、純度と言えは分析法が問題になる。ここでは分析法のひとつひとつについて触れることはしないで、結果だけを示すこととする。報告されている分析値を見るときに、それがどのような分析法によつたものであり、どの程度の信頼度を有するかについては、常に注意を払う必要があるが、分析法の記述のないものが多く、判断の難しいこともある。また、本解説では抵抗比(RRR_H)なる量によつて純度を表現することが多いので、ひとことこれについて説明しておく。

金属の電気抵抗は低温になるほど小さくなる。4.2Kにまで下げると、電気抵抗の大部分は不純物や格子欠陥に起因するものとなる。(超電導を示す金属は別である。)よく焼なまされた状態では、格子欠陥(結晶粒界

も含めて)の電気抵抗への寄与は、不純物によるものに比べれば無視できる。鉄の場合にはこのほかに、強磁性に起因する抵抗があるが、これは800 Oeほどの磁場を加えて測定することで、最小の一定値に保つことができる。この分も、これから述べるレベルの高純度鉄では不純物による抵抗に比べて大きいものではない。鉄の場合、4.2Kでも温度(原子の熱振動)に依存する分が完全に無視できるわけではないが、電気抵抗の大部分は固溶した不純物によると考えてよい。一方、常温での電気抵抗は、そのほとんどが原子の熱振動によるもので、不純物の影響はほとんど見られない。したがって、常温での電気抵抗を4.2K磁場中で測定した電気抵抗で割つた比をとると、長さ断面積による寸法因子は測定誤差範囲でうちけしてしまうので、この比は不純物量に反比例する量となる。(溶質原子濃度が低いときは、溶質原子による電気抵抗への寄与はその濃度に比例する。)この比を残留抵抗比(residual resistivity ratio, RRR_H)という。この値の大きいほど純度が高いことになる。他の微量分析法による結果と比較すると、ごく大雑把な対応であるが、 $RRR_H=4000$ ならば99.999%と考えてよい。この程度の粗さで言うと、 $RRR_H=1000$ では99.996%となる。 RRR_H で比較すると非常に大きな純度のちがいのように感ずるが、実はこの程度のちがいでしかない。ところが、鉄の粒界脆性などではこの程度の純度のちがいで非常に大きいちがいが見られる。やはり、 RRR_H で実感されるようなちがいがあつた。鉄の性質のあるものについては、99.99%と99.999%では決定的なちがいができるのである。

RRR_H による純度判定は、固溶している不純物を主にとらえており、粒界偏析したもの、析出物になつているものなどはほとんどとらえられない。しかし、粒界偏析している量は、一般には、固溶している量に比べて無視できるし、析出物などは透過電顕法である程度以上のものは検出できる。したがって、純度が高くなればなるほど、 RRR_H による方法は信頼度を増してくる。この方法は、たとえば0.5mm径で20~50mmほどの長さでもよ

昭和60年8月29日受付(Received Aug. 29, 1985)(依頼解説)

* 東北大学金属材料研究所 工博(The Research Institute for Iron, Steel and Other Metals, Tohoku University, 2-1-1 Katahira Sendai 980)

いというように、試料が極めて小さくてすむこと、場合によつては測定に用いた試料をそのまま分析ができるなど、他の分析方法には見られない利点がある。不純物の種類を同定することはできないが、総合的純度判定の方法としてはきわめてすぐれた方法である。将来、他の分析法も進歩してこようから、それらと組み合わせることで、より効果的な純度判定ができるようになる。

2. 最近の電解鉄

製造法の大筋は従来と異なるところはないが、電解条件を非常にきびしく管理するようになったためであろうと思われるが、従来の電解鉄に比べて一段と純度の向上した電解鉄が2社で生産されている。A社の製品について分析値の概要を紹介すると、C, 15~30 ppm, O, 40~80 ppm, Cl, 10~50 ppm, Cu, 3~20 ppm を主要な不純物とし、S, P, N は数 ppm, このほか 40 種近くの元素の分析値との合計が 110~254 ppm となっている。すなわち、99.99~99.975% の純度となっている。B社のものも総量としては同じ程度であるが、不純物の内容が若干異なっている。

さて、このような高純度の電解鉄が、 RRR_H をはじめとして、どのような物理的、化学的、機械的性質をもっているかは、ほとんど調べられていない。というよりは、そのままの形では調べることができないというのが正確であろう。電着したままの電解鉄は一般には非常に脆い。そのままでは分析試料は採取できても、種々の性質を調べるための試料を作ることができない。所望の形状の試料とするには、いつたん溶解し加工を加えなければならぬ。しかし、このような処理の間に汚染がおり、あるいはある種の不純物は減少し、電着のままの組成とは異なるものになってしまう。溶解に際し、るつぼからの汚染はさげられないし、雰囲気によつては減少する不純物もある。また、加工中にCによる汚染のおこることも多い。試料にしてから、水素気流中で加熱することにより、C, N, O などある程度まで除くことはできるので、これらの不純物については、低い値ではほぼ一定に抑えることはできても、るつぼなどから入る不純物については、制御はなかなか難しい。したがって、溶解後常に同一組成の試料が得られるという保証はない。このような問題はあっても、いつたん注意深く溶解、加工し、入念に水素処理を行つた電解鉄の RRR_H は数 10 で、100 を越えることはほとんどない。従来、純鉄と称して、このレベルの鉄を用いて、塑性変形など機械的性質に関する研究は数多く行われているが、これは上述のような厳密な意味では電解鉄の性質とは言えず、 $RRR_H \approx 50$ 前後の鉄の性質である。これらの研究については、たとえば文献1)などを参照していただきたい。

ところが、最近B社で開発した高純度電解鉄は、電着したままで、箔や線にできるという独特の性質をもつて

いる。たとえば、約 3 mm 厚さの板から、中間焼鈍なしに、8 μm の箔や 50 μm 径の針金が作られる²⁾。これを用いて、十分に水素処理して加工中に汚染したCを除いてやると、 $RRR_H \approx 500$ という値が得られた。これは前述の大雑把な推定によれば、99.99% ということになる。あとで述べるが、同様の処理をした市販高純度鉄は、 $RRR_H \approx 1500$ くらいであるから、あと一步で同レベルになる。最近の電解鉄の純度向上のペースはかなり早いので、市販高純度鉄に追いつき、これを超越するのはそう遠いことではあるまい。価格の点を考えると、電着のまま中間焼鈍なしに加工できる高純度の電解鉄というのは、基礎的な物性研究者にとつて大きな意味のあることはもちろん、高純度鉄を実用に供する場合にも重要な意味がある。比較的手軽に 99.995% レベルの鉄が利用できるとなれば、高純度鉄の新しい用途が開けてくる可能性がある。

そのような新用途の開拓のためにも、この鉄の諸性質を調べることは重要と思われるが、まだ十分な研究は行われていないようである。高純度鉄としては、工業的にはもつとも関心をもたれるであろう電解鉄について、基礎的なことがらには、残念ながらまだこの程度にしか調べられていない。

3. 高純度鉄の現状

(1) 市販高純度鉄

市販高純度鉄とは、電着以外の、一般にはそれより手のこんだ方法で特別に精製され市販されているものを言う。生産量も少なく、価格も高い。純度はもちろん電解鉄よりよいが、前述のように次第にその差はなくなりつつある。純度によつてではなく、製法によつて区別しておくと考えていただきたい。

現在では、ジョンソン・マッセー社 (Johnson-Matthey Co., JM 社) 製のものがよく知られており、このほかに、マテリアルズ・リサーチ・コーポレーション (Materials Research Corporation, MRC 社) の鉄がある。いずれも精製法の詳しいことはわからないが、両者ほぼ同程度の純度である。もちろん不純物の内容にはかなりの差がある。また、米国のバツテル研究所が米国鉄鋼協会の依頼によつて、標準試料として高純度鉄を作り研究者に配布していたことがあるが、最近では作っていないようである。

筆者は JM 鉄について若干の経験があるのでこれについて述べる。この鉄は入手した状態ではNが多い。ロットにもよると思うがOも多い。もちろん中間焼鈍なしに冷間加工で試料にできる。0.5 mm の針金とし、十分に水素処理して、C, N, O を除いてやると、 RRR_H は 1500 程度になる。分析表はあとで特別に精製した高純度鉄と比較して示すが、20~30 ppm の不純物を含んでいる。他の研究者の報告によれば、MRC 鉄もバツテ

ル鉄も、 RRR_H は 1000~2000 の間である。これらの鉄の、主として機械的性質については、次項の特別精製高純度鉄と比較してあとで述べる。

(2) 特別に精製した高純度鉄

これは、できるだけ高純度のものにしようと、いろいろな手段で実験室的に作られたものである。鉄の精製研究の歴史をみると、1960年代にかなり精力的に行われている。この辺りの事情については文献1)を参照されたい。精製法の中心となつたのは浮遊帯溶融法で、かなりの成果をあげたが、 RRR_H で 3000 を越えるものはついに作れなかつた。一時は、鉄の場合強磁性に起因する抵抗があるために、 RRR_H 3000 を越えることは本質的に不可能なのではないかと言われたこともあつた由である。そして 1970年代に入ると、鉄の精製研究は急激に低調となる。この一因としては、鉄を含めて、体心立方金属の基礎的研究を行うには、Mo, Nb, Ta などがはるかに高純度のものが得られること、原子炉材料の候補として、これらの金属の基礎研究にも資金がまわつたことなどのため、1960年代から次第にこれらの金属を研究する人が増したためであろう。もちろん、これ以外に機能材料として他の多くの材料が注目を浴び、多くの研究者がそちらに進んだこともある。

RRR_H 3000 の壁をはじめ破つたのが、筆者の研究室の高木清一助手の精製した鉄³⁾である。これは、JM鉄を素材とし、 10^{-9} torr 台の超高真空中で、20回ほど電子ビーム浮遊帯溶融を行つたものである。精製したものを、線引加工し水素処理すると、 RRR_H で 5000 を超えるものが得られた。精製後水素処理前のものについてスパークソースの質量分析法による分析結果を、精製前の JM 鉄の結果と比較して表1に示す。ほとんどすべての元素について精製効果がみられるが、Ta と Mo は増加している。Ta は、電子銃など高温になる部分に用いられているため、それからの汚染があつたためであろう。Mo は、同じ装置で以前に Mo の精製を行つていたためのクロスコンタミネーションであろう。この程

度の高純度になると、直接試料と接触していなくても汚染がおこるのである。

高木鉄の成功後間もなく、東北大工学部の井垣教授の指導で一色助手が RRR_H 8000 を超えるものを作つた⁴⁾。この方式は、塩化鉄の状態でイオン交換をくり返すことで高純度の塩化鉄を作り、これを水素還元し、最終的には帯溶融してバルクの試料とするものである。最終の帯溶融は通常の真空中での高周波溶解である。実験室的には工程の単純なわれわれの方式の方が有利であるが、工業的に考えれば、井垣一色方式の方が実行に移しやすいであろう。通常の真空での高周波浮遊帯溶融は、超高真空中での電子ビーム浮遊帯溶融に比べれば、はるかに容易かつ寸法も大きくできるからである。

(3) 高純度鉄の 2, 3 の性質

筆者の研究室では上述の高純度鉄を用いて、低温での機械的性質を調べてきた。そのかなりの部分については文献5)にまとめてあるので、ここではその中から実用的な材料の問題にもつとも関係深いと思われる 2, 3 の性質について紹介する。

(i) 低温脆性

鉄鋼材料の機械的性質のうち特に重要なものと言えば、薄板における加工性と、大きな構造物における各種脆性であろう。各種脆性の大部分は、合金元素や不純物の析出、粒界偏析などが原因となつているが、低温脆性はいわゆる純鉄でも見られており、これは鉄本来の性質と考えられているようである。この低温脆性が純度を高めることでどう変わるかを、引張試験の結果によつてまとめると次のようになる。まず、低炭素鋼などでは、マイナス数 10°C で双晶変形してその交点などが起点となつてへき開破壊するのが普通である。いわゆる純鉄と称せられる電解鉄を溶解して作つた試料では、へき開ではなく粒界破壊が主になる。この鉄で単結晶を作れば双晶変形しへき開するが、粒界があればそこで割れる。さらに純度をあげて市販高純度鉄となると、遷移温度は -100°C 以下となるが、やはり粒界破壊する。単結晶での変

表 1 JM 鉄の超高真空電子ビーム浮遊帯溶融前後の不純物分析値 (wt ppm)
(精製後のものは水素処理してないので、C, N, O が高い)

元 素	B	C	N	O	F	Na	Mg	Al	Si	P	S
精製前	0.007	6.5	22	260	0.3	12	1.6	0.44	1.5	0.5	1.8
精製後	0.01	20	0.2	86	0.3	3.7	0.1	0.44	0.5	0.5	0.2

元 素	Cl	K	Ca	Sc	Ti	V	Cr	Mn	Co	Ni	Cu
精製前	0.7	2.2	2.2	ND	1.0	0.02	3.3	3.0	0.09	0.3	1.5
精製後	0.7	2.2	0.6	ND	1.0	0.008	3.3	0.8	0.09	1.2	0.1

元 素	Zn	Ga	As	Zr	Nb	Mo	Ag	Ta	Pb
精製前	0.02	0.1	0.1	ND	0.1	0.2	0.03	0.09	ND
精製後	0.07	0.1	0.04	ND	<0.01	0.6	<0.03	3.0	ND

形様式は双晶よりもすべりが主となる。この程度の純度の鉄についての実験結果にもとづいて、鉄は本来粒界破壊しやすいものかどうかという議論が行われた。本来割れにくいとする立場の人は、Oの粒界偏析によつて脆化がおこるとし、本来割れやすいという立場に立つ人は、Cによる粒界破壊抑制効果を重視して、Cが粒界結合力を高めると考えた。ところが、 $RRR_H \approx 3600$ の高純度鉄になると、4.2Kでも粒界破壊しない。この試料での固溶C量は0.5 ppm (2 at ppm)であり、これから粒界偏析したC濃度を推定すると、粒界を1原子層の様な面と考えて、高々1 at%にしかない。粒界破壊の原子論的機構が解明されていない現在、軽々しい推測は好ましくはないが、もしも粒界が本来割れやすいものであるとすると、1%のCでどうしてそれが抑制されるのか考え難い。やはり、鉄は本来粒界破壊しないものと考えるのが妥当であろう。 $RRR_H \approx 3600$ の鉄は、4.2Kでは断面収縮100%の完全な延性破断を示す。変形様式はすべりである。さらに純度をあげた $RRR_H \approx 5000$ のものでは、粒界破壊しないでへき開破壊する。より低純度のものが延性破断するのに対し、この結果は誠に意外であつて、さらに詳しく調べる必要がある。しかし、このへき開にしても4.2K付近でのことであり、従来の鉄のへき開が77K以上の温度がおこつていたことを考えると、従来の鉄のへき開は鉄本来の性質とは言えない。結局、鉄の低温脆性というのは、もしあるとすれば、4.2K付近でのみみられるへき開であつて、従来考えられていたような、より高温でのへき開や粒界破壊はすべて不純物にその原因があるということになる。鉄は低温では脆くなるものだという常識は大きな修正を要する。

すると次は鉄の低温脆性の原因となる不純物の種類とその作用の機構の解明が問題となる。Oは粒界偏析すると粒界破壊の原因となると考えられているので、まずこれについて述べる⁶⁾。 $RRR_H \approx 3600$ の鉄にOをドーピングするには、針金状の試料を H_2O で飽和した H_2 気流中で加熱し、表面にごく薄い酸化鉄の膜を作る。これと平衡する形で固溶O濃度がきまり、それによつてOの粒界偏析濃度がきまる。加熱温度が高いほどOの固溶量、したがつて偏析量が増す。600, 700, 800°Cで加熱し、表面のごく薄い酸化膜を化学的にとりのぞいて、4.2Kで引張試験した結果を図1に示す。Oの偏析が大きいと思われる試料ほど破断までの伸びが小さく、粒界破壊しやすくなつている様子がわかる。破面を走査電顕観察しても、析出物のようなものは一切認められず、偏析したOの効果と考えてよい。次に、この粒界破壊の試験温度依存性を調べたのが図2である。20K以上になればO添加の効果はなくなり、O無添加のものと伸びは変わらない。JM鉄などに見られた77Kでの粒界破壊は、単なるOの偏析によるものではないことがわかる。では

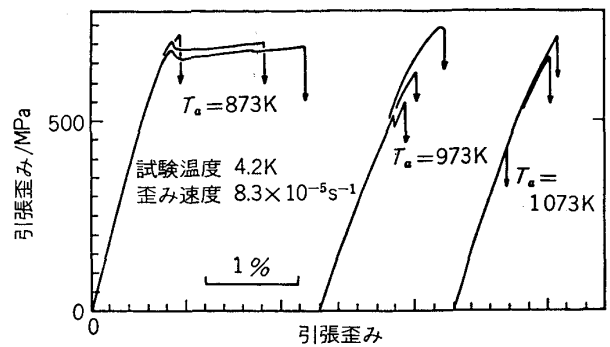


図1 O添加した高純度鉄多結晶の4.2Kでの応力-歪曲線⁶⁾
 T_a は表面酸化後の加熱温度で、高温ほどOの固溶量が多い

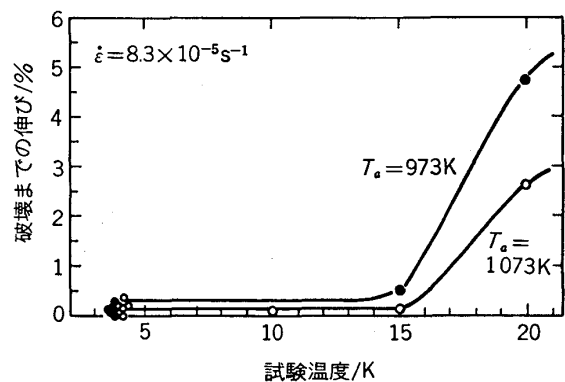


図2 O添加した高純度鉄多結晶の砂断伸びの試験温度依存性⁶⁾

JM鉄の粒界破壊の原因となつている不純物は何だろうか。分析結果を参考にすれば、やはりOである可能性が大きい。鉄中のOの固溶度は非常に小さいので、JM鉄中のOは、鉄の酸化物もしくは他の金属との化合物を形成して粒界に析出し、これが粒界破壊を促進する作用をもつているのではあるまいか。特別にO添加処理をしていない十分に水素処理したJM鉄の破面を調べると、すべての粒界についてではないが、1本の試料の破面の中に、何か析出物のような像を示す粒界が必ず存在していた。このことは上の推察を支持する結果である。このように、粒界破壊については、 RRR_H で1500と3600、大まかな純度でいうと99.997%と99.999%とでは、決定的な相違がある[†]。これは試料全体にならずと不純物量として大した相違がなくとも、粒界偏析や粒界析出のように、局所的な濃縮のおこつたことによつて大きなちがいのであることを示すものである。

次に、粒界偏析すると粒界破壊を抑制すると考えられているCはどうであろうか？高純度鉄といえども、電解法によつて表面から水素を入れながら引張試験すると粒界破壊する。これに20 ppmのCを加えると粒界破壊しなくなる。このことを示したのが図3である⁷⁾。この場合Cの粒界濃度は約10~20%、Hの粒界濃度は100

[†] 不純物の種類によることはもちろんである。

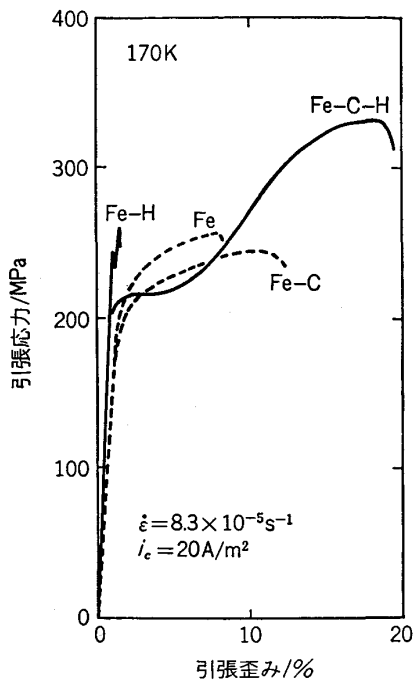


図3 高純度鉄およびそれにC添加 (80 at ppm) したものの応力-歪み曲線と添加の影響⁷⁾

%近い。CがHと相互作用してHの粒界破壊作用を抑制するとは考えにくい。Cが独自に粒界結合力を増していると考えの方が妥当であろう。10%を越える濃度があれば、考えられることである。なお、Cのこの粒界結合力を増加させる作用は、高純度電解鉄ベースのFe-P(C)合金においてPの偏析による粒界破壊についても見られた⁸⁾。先に、電解鉄ベースの試料は粒界破壊するが、低炭素鋼ではそれが無いと述べたが、それはCの粒界偏析によると考えてよいことになる。

(ii) 降伏応力の純度依存性

次に塑性加工の基礎となる性質のひとつである降伏応力について述べておこう。高純度になると4.2Kでも変形はすべりによつておこる⁹⁾。そして、軟鋼に見られるような鋭い降伏点はもちろん、もつとゆるやかな降伏点現象も見られない。(4.2Kではそれに近い現象が見られることがあるが、その理由についてはよくわからない。)したがって降伏応力としては、0.1%耐力をとることとする。これを RRR_H 3600と5000のものについて、140Kから340Kの温度に対して示したのが図4である⁹⁾。140K以下ではこの両方の試料の間ほとんど差はないが、170Kから270Kの間では、純度の低いものほど降伏応力が低くなっている。JM鉄ではさらに低くなるし、電解鉄を溶解して作った試料ではさらに低下する。一般に金属は不純物を含む方が硬くなるのであるが、鉄でこの温度範囲では話は全く逆になるので注意しなければならない。不純物としてCを加えた場合を図5に示す¹⁰⁾。これはCが固溶している時のみ見られるもので、この種の軟化現象を“固溶軟化”と言つて

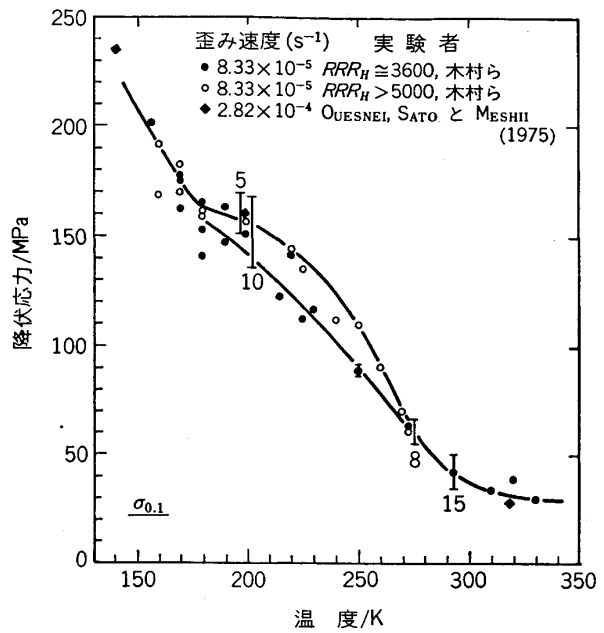


図4 高純度鉄の降伏応力の150Kから330Kまでの温度依存性⁹⁾

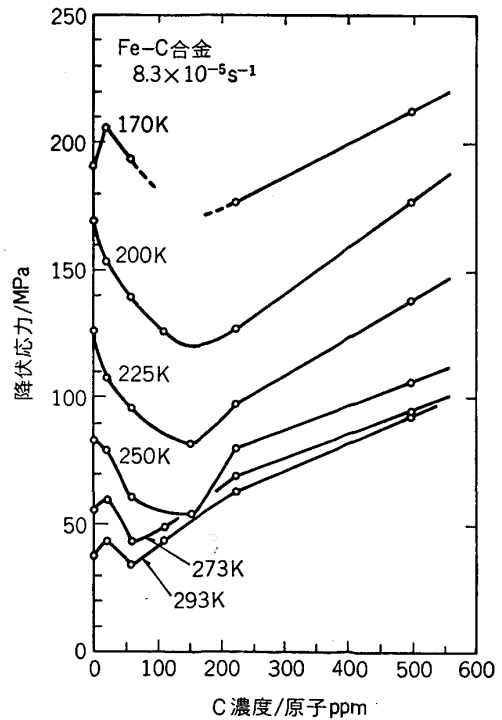


図5 高純度鉄の降伏応力のC添加による変化¹⁰⁾

いる。これは、温度範囲はさまざまであるが、体心立方金属に共通してみられる現象である。

(iii) 高温酸化

酸化、腐食なども実用上重要な現象であり、一言触れておきたい。しかし、筆者にとつてこの方面は全くの専門外であり、いわゆる専門的に深い記述はできないが、今まで述べてきた実験を行つている間に経験したことをひとつ紹介しておく。

先に、高純度鉄中にOをドープする場合、表面に薄い酸化膜を作ると述べたが、これについてももう少し詳しく述べる。高純度鉄を用いての実験では、試料（一般には0.5 mm 径の針金）に加工したのち、加工中に汚染したCを除くために、水素処理を行う。それにはまずH₂Oを含んだ湿水素中で加熱し、酸化反応によつて、C, Nを除く。つづいて、十分純化した乾水素中で加熱して、Oを除く。ところが、これらの処理は石英管中に試料を入れ、水素を流し、管の外部から炉で加熱することで行われる。すると、乾水素処理の時に、SiO₂がH₂で還元され、SiOの蒸気が出て、これによつて鉄の表面からSiが侵入する。Si汚染層の深さは、加熱温度、加熱時間によるが、乾水素処理を必要最小限に抑えても、表面から10~20 μm厚さの層で数10 ppmのSiが検出された¹¹⁾。このことは従来の鉄の研究でも常におこつたことであるが、試料の純度が悪かつたので気がつかなくただけである。RRR_Hが3000を越えると、このことは無視できない。そこで、水素処理後化学研磨で表面のSi汚染層を除いてから、実験に供するのである。

Oドープの実験の時には、はじめはこのように仕上げた試料を用いた。ところが、800°Cで20h近くH₂Oで飽和したH₂気流中で加熱しても、表面に酸化膜のできたことは肉眼では全く認められなかつた。そこで、Si汚染層を残したままで行つたところ、表面がわずかに黄色になつて酸化膜形成が認められたのである。

鉄でも純度を上げればさびにくくなる鉄をさびやすくしている不純物については大体よくわかっている、というようなことはしばしば耳にする。しかし、どれだけの純度になればどれくらいさびにくくなるのか、ある溶質原子が入るとどれだけさびやすくなるのかということは、正確にはわかつていないはずである。われわれのとぼしい経験からでも、微量不純物がいかに重要かがわかる。そして、従来の酸化の研究に用いられた試料は、ここで言つているような意味ではけつして高純度ではないはずだからである。鉄の酸化挙動に対する微量不純物の役割についての従来の研究には、見直すべき点がかかなり多いのではないだろうか。

酸化に限らず、鉄の性質については、純度をあげればこうなるはずだという見当のつくものはかなり多い。しかし、鉄鋼材料科学がより精密な科学となるためには、定性的に見当のついていることを定量的に把握しなければならない。定量的把握のうちでも重要なのが速度論であろう。熱力学的平衡論を基礎にした学問は、もちろんすべての基礎になるが、これだけではこれからの鉄鋼材料技術の基礎としては不十分である。変化がどの方向に進むかと共に、どれだけの速さですすむかを把握しないと、実操業プロセスを考えるための基礎としては不十分である。

4. 高純度鉄合金の製造

鉄の本性を解明するための高純度鉄による研究はもちろん重要であるが、これだけでは鉄鋼材料との結びつきが弱い。そこで微量元素や合金元素の影響を調べることになるが、高純度鉄にその純度を損なうことなく、所望の元素だけを添加するというのは大変難しい。C, N, O, Hは地の鉄の純度を損なわずに添加でき、そのような試料で上述のような研究を行つてきたが、P, S, Si, Mn, などは添加が難しい。現在いくつかの方法によつて、高純度鉄にこれらの元素を加えることを検討している。しかし、これに成功しても、試料の量に限りがあり、多数の試片を要する研究には適していない。

そこで、純度に多少不満はあつても、その純度の範囲でなすべきことは非常に多いことを考え、高純度電解鉄を用いて鉄合金をるつぽを用いた高周波溶解で作つている。母合金も自ら作り、るつぽ材も十分吟味して、少しでもよいものと心がけているが、C脱酸の最適条件の決定、るつぽの種類と汚染の進行状況など多くの実験を必要とする。しかし、これらはそれだけで論文になるわけではないから、誰かに依頼するわけにはいかない。材料研究者が自ら行わなければならないことである。さいわい筆者の所属する金研には、ひととおりの溶解、加工設備があり、有能な技官がいるので、安彦兼次助手と協力して、試料溶解のための基礎資料を蓄積している。真空溶解炉の老朽化がいちじるしいので、これを更新しさらに性能向上させることができれば、従来よりひとつ上の高純度鉄合金の溶製が可能であると思う。

5. むすび—高純度鋼部会の活動について—

昨年、鉄鋼基礎共同研究会の部会のひとつとして“高純度鋼部会”が発足した。59年度は高純度鋼の現状のレビューを行い、30項目にわたつてとりまとめたものが、部会報告書として昨年11月に発行された。材料も高純度鉄からステンレス鋼、高強度鋼に及び、研究対象も機械的性質や化学的性質など幅広くカバーしている。本解説の内容もまた、この報告書に含まれている。高純度鋼の現状を知るには絶好の資料となる。

本格的な研究活動は60年度から3カ年である。高純度鋼と言つても、材料により分野により高純度に対する考え方が非常にちがう。本解説に述べたように、高純度鉄から出発して個々の添加元素の効果を解明するのもひとつの進め方であるし、一方、現在の材料から出発して、この中の不純物の効果、挙動を他の元素との共存下において解明するのもひとつの進め方である。しかし、究極の目標は、多くの元素を含む系において、各元素の個々の作用と溶質元素間の相互作用とを区別して明らかにし、新材料の開発に際し目的に応じて必要な元素の種類と量を定めるための基礎資料を提供することにある。こ

の目標にむかつて、まず確実な第一歩を踏み出すことが大切である。高純度鋼研究の過程は長くて険しいものであろうが、鉄鋼材料が常に生まれ変わり、常に新材料として、新しい技術の主役として、またはそれを根底から支えるものとして、21世紀においても材料の王座にあるためには、この道を着実に歩いて行くことが必要である。高純度鋼部会の今後の活動に期待して、本解説を終わる。

文 献

- 1) 木村 宏, 高木清一: 日本金属学会会報, 15 (1976), p. 685
- 2) 安彦兼次, 木村 宏, 中根康雄: 鉄と鋼, 69 (1983), S 1122; Trans ISIJ, 24 (1984), B 19
- 3) S. TAKAKI and H. KIMURA: Scripta Metall., 10 (1976), p. 1095
- 4) M. ISSHIKI and K. IGAKI: Trans. JIM., 18 (1977), p. 412
- 5) 木村 宏: 日本金属学会会報, 24 (1985), p. 376
- 6) 松井秀樹, 木村 宏: 日本金属学会誌, 47 (1983), p. 294
- 7) 木村晃彦, 木村 宏: 日本金属学会誌, 47 (1983), p. 807
- 8) 鈴木 茂, 小畑 稔, 安彦兼次, 木村 宏: 鉄と鋼, 70 (1984), p. 2262
- 9) H. MATSUI, S. MORIYA, S. TAKAKI and H. KIMURA: Trans. JIM., 19 (1978), p. 163
- 10) H. KIMURA, H. MATSUI, S. TAKAKI, A. KIMURA and K. OGURI: Mechanical Properties of BCC Metals, ed. by M. MESHII (1982), p. 125 [Metall. Soc. AIME]
- 11) S. TAKAKI and H. KIMURA: Scripta Metall., 10 (1976), p. 701