

鉄の粒界破壊と微量元素および合金元素の効果

木村 宏*

Hiroshi KIMURA

Intergranular Fracture of Iron and Effects of Trace and Alloying Elements



東北大学名誉教授
神奈川大学教授
日新製鋼株顧問
木村 宏

1926年 6月4日生
1948年 東京大学第二工学部冶金学科卒業
1958年 米国ペンシルヴァニア大学大学院卒業 (Ph.D.)
特殊法人理化学研究所入所
1962年 工学博士 (東京大学工学部)
1965年 東北大学教授 (金属材料研究所)
1990年 同上定年退官
神奈川大学教授 (理学部)
日新製鋼株顧問

1 緒言

この度、名誉ある西山賞を頂戴いたしましたことは、大変光栄なものと存じ、ご関係の皆様には厚くお礼申し上げます。

今回の授賞の対象となったのは高純度鉄に関する研究であるが、われわれは二種類の高純度鉄を用いてきた。ひとつは超高真空電子ビーム浮遊帯溶融法によって精製した99.999%以上の純度のもの、これを用いての研究についてはすでに本誌の1993年の2月号に解説した¹⁾。そこで今日はもう一つの高純度鉄、99.995%と純度は上述のものよりもいささか落ちるが、より多くの種類の合金元素を添加でき数kgのインゴットをとれる高純度電解鉄を用いての粒界破壊の研究を中心にお話をしたい。

2 99.999%純度の鉄における粒界破壊

2月号での解説と若干重複するが、話の順序としてまず高純度鉄での結果について簡単に触れておきたい。

材料の破壊を金属学的に論ずる場合に、劈開と粒界破壊

を区別することは重要である。軟鋼は低温で劈開破壊する。このとき破壊の起点として炭化物粒子が重要な役割を果たしている。ところが、いわゆる純鉄、すなわち99.9%程度の純度の鉄を十分脱炭してやると、劈開ではなく粒界破壊するようになる。となると、いったい粒界破壊というのは鉄の本性なのか、それともなお不純物の影響があるのかという問題が残る。これがいわゆる「純鉄問題」といわれるもので、1970年前後に盛んに論じられた。これに対して一応の結論をだしたのが、上述の高純度鉄、すなわち99.999%以上の純度の鉄を用いてのわれわれの研究で、1975年のことである。その結果を要約すれば、(1)鉄は高純度になれば粒界破壊はしなくなる、(2)粒界に酸素が偏析すれば粒界破壊を促進するが、その程度は従来考えられていたほど大きいものではなく、(3)酸素が粒界破壊を大幅に促進するのは微量の不純物と酸化物を作り、その粒子が粒界に析出した場合である、(4)高純度鉄が粒界破壊しないのは炭素の偏析によるものではない、というものである。(それ以後の研究で炭素の偏析が鉄の粒界破壊を抑制することが証明されたが、高純度鉄中の炭素は量がきわめて少なく、この炭素が鉄の粒界破壊しないことの原因になっているとは考えられない。なお、高純度鉄は4.2Kでは劈開破壊し、

平成5年3月本会講演大会における西山賞受賞記念特別講演 平成5年5月7日受付 平成5年6月4日受理 (Received on May 7, 1993; Accepted on June 4, 1993)

*Professor Emeritus, Tohoku University, Kanagawa University, Nisshin Steel Co., Ltd. (Home address) 1833-12 Tokizawa Fujimi-mura Seta-gun Gunma-ken 371-01

Key words: high purity iron; intergranular fracture; segregation to grain boundaries; segregation of carbon; segregation of boron; grain boundary cohesion.

やや純度の低いものは延性を示した。劈開破壊の純度依存性は今後に残された研究課題である。)

(1)の結論については、2月号の解説でも述べたとおり、粒界破壊の遷移温度は粒界の性格に強く依存することが、その後のわれわれの研究で明らかになっている。そこで結論(1)は次のように修正される：鉄が粒界破壊するか否かは粒界の性格に強く依存し、粒界破壊の遷移温度は4.2K以下から約115Kにわたって変化する。

ただしこの研究によっても、粒界破壊の純度依存性に対する結論は変わらない。われわれの鉄よりもおよそ一桁純度の低い市販の高純度鉄は、前述の高純度鉄と同じように変態点以上の温度から冷却して粒界破壊しにくいはずの組織にしても、77Kで粒界破壊するのである。

3 高純度電解鉄をベースとした鉄合金の粒界破壊—P, S, C, Bの作用—

3・1 研究の目的と実験方法

上述の高純度鉄は純度はきわめて高いが、量が少なく試料が細い線や薄板になってしまううえに、純度を落とすことなく添加できる元素の種類が限定されている。そこで東邦亜鉛(株)と協力して高純度の電解鉄の製造を行い、それをベースに、特殊な処理をした坩堝を用いて注意深い高周波真空溶解を行って高純度鉄合金を溶製した。以下に述べる研究は、これを用いて鉄の粒界への溶質元素の偏析と粒界破壊との関係を調べたものである。高純度電解鉄の純度は99.99%以上で、溶解、成型後水素処理した合金試料の分析結果によれば、CおよびNは数ppm以下、Oは10ppm前後(ただし金属不純物と酸化物を形成していると思われる)、置換型不純物(主な元素を10ないし20種類ほど分析した)はそれぞれ5 ppm以下である。

研究の最終の目的は粒界に偏析した元素が鉄の粒界結合力に及ぼす影響を明らかにすることであり、そのために次のような実験を行った。溶質元素の粒界偏析は高性能のオージェ電子分光分析によった。高純度の試料を用いて不純物の影響を極力排除し、また 1×10^{-8} Paよりもよい超高真空中で分析して雰囲気からの汚染を防いだ。ここで粒界結合力というのは、クラック先端での塑性緩和が起こらないとして二つの結晶粒を粒界に垂直に引き離すに要する力のことである。粒界結合力を反映する性質としては、小型試験片によるシャルピー衝撃試験によって求めた粒界破壊に対する遷移温度(DBTT)をとった。しかしこのDBTTは、粒界結合力のみならず試料の組織や塑性変形能すなわち降伏応力にも依存する。そこでこれらの条件を一定に保つかもしくは適当に補正するために、すべて α 固溶体で粒度のはば等しい整粒組織とし、遷移温度よりも低温で引張試験を行って降伏応力を求めた。低温で引張試験をしたのは、衝撃試験と引張試験における歪速度の違いを考慮したため

ある。このようにして、粒界に偏析した元素の種類と濃度によってDBTTがどれだけ変わるかを調べた。もちろん粒界結合力を直接測定しているわけではないが、それに対する各種元素の影響を相対的に判断することはできる。では以下に結果について述べよう。

3・2 P²⁾およびS³⁾による粒界結合力の低下

これらはいずれも鋼中の不純物として粒界破壊の原因となり、Sの方がPよりもその害が大きいとされている。しかし、Sの方が効果が大きいのはSの方が偏析しやすいからなのかあるいは粒界結合力に対する影響が大きいからなのか、という点は定量的には明らかにされていなかった。この点を解明したのが次に述べる研究である。

Fig. 1は固溶しているPの濃度とDBTTとの関係を示す。Pを含まないものは劈開破壊(TGF)してそのDBTTは約210Kである。これに約0.07%以上のPを固溶させると、破壊は粒界破壊(IGF)となりDBTTはP濃度とともに上昇する。このDBTTをオージェ分析で測定したPの粒界濃度に対してとるとFig. 2のようになり、直線関係が得られた。これからPの粒界濃度が1mol%増加するとDBTTは13K上昇する

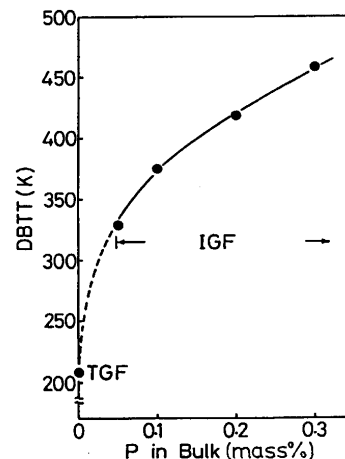


Fig. 1. Change in DBTT with the P concentration in the bulk. Specimens were quenched from 1073K²⁾. TGF; Transgranular fracture, IGF; Intergranular fracture

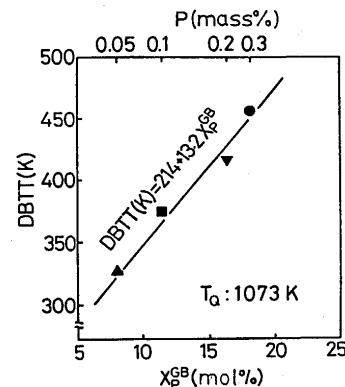


Fig. 2. DBTT as a function of the concentration of P at grain boundaries, X_P^B , in specimens quenched from 1073K²⁾.

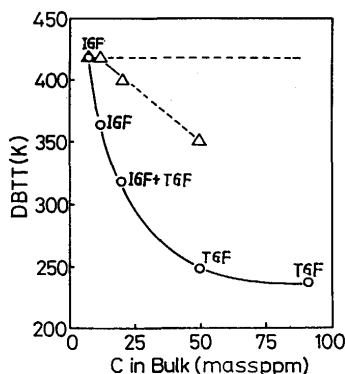


Fig. 3. Decrease in DBTT with the addition of carbon to Fe-0.2%P alloy. Specimens were quenched from 1073K.

ことがわかる。Pは鉄を固溶硬化させる代表的な元素であり、200Kでの引張試験でもP添加による硬化が認められた。そこでこの硬化のDBTTへの寄与を検討した。すなわち、同一P濃度の合金について熱処理温度を変えることでPの粒界濃度を変え、DBTTの測定をおこなった。その結果でもやはり1 mol%の粒界P濃度に対するDBTTの変化は約13Kであった。このようにPの固溶硬化がDBTTにほとんど影響しないのは、Pの偏析による粒界結合力の低下が著しく、破壊に際してクラック先端での塑性変形がほとんど起こっていないためと考えられる。

同様の実験をSについても行って、1 mol%の粒界濃度に対して40KのDBTTの上昇のあることを見いだした。(いうまでもないが、いままでに述べたDBTTの変化はここで述べる一連の研究に用いた試料と実験条件の場合の値であって、元素間の相対的比較はできてこの値そのものが一般的にどんな場合にも通用するというものではない。) また、実験結果は示さないが、偏析濃度の温度依存性を調べることで、偏析の自由エネルギーを求めた。この一連の実験で用いている急冷温度1073Kでの値はPが56kJ/mol[†]、Sが75 kJ/molであった。(これらの値は一般的に通用する値である。) これらの結果からSの方がPよりも粒界破壊をおこしやすいのは、Sの方が偏析もしやすいし粒界での作用も大きいためであることがわかる。

3・3 C²⁾およびB⁴⁾による粒界結合力の増加

CやBが鋼の粒界破壊を抑制する効果のあるらしいことはかなり前から指摘されていたが、オージェ分析の利用によって初めてそれらの作用がはっきりしてきた。

Fig. 3は3・1で述べたFe-P合金のうち0.2%のPを含むものにCを固溶させたときのDBTTの変化を示したものである。実線がそれであり、C濃度の増加につれて、破壊様式は粒界破壊から劈開に移り、DBTTは低下する。Cの粒界破壊抑制作用の原因は二つある。一つはFig. 4に示すようにCが

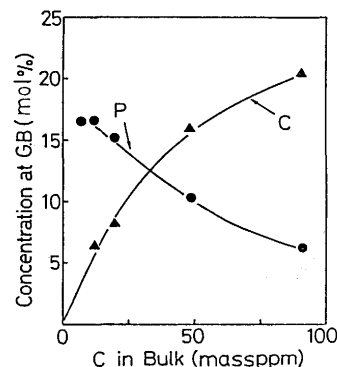


Fig. 4. Concentration of P and C at grain boundaries in Fe-0.2%P-C alloys quenched from 1073K²⁾.

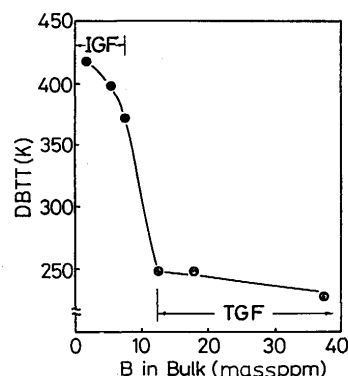


Fig. 5. DBTT against the bulk concentration of B in Fe-0.2%-B alloys quenched from 1073K⁴⁾.

粒界に偏析するとPが追い出される現象である。これはFig. 3に示したのと同じ試料を分析したものである。この効果をサイトコンペティション効果 (SC効果) という。Pの偏析が減れば粒界破壊が起こりにくくなるのは当然である。そこで、Pの粒界濃度1 mol%につき13KのDBTT変化のあることを用いて、SC効果を補正したのがFig. 3の破線である。SC効果だけでは実験結果を説明しきれないことがわかる。破線と実線との差は、粒界に偏析したCがそれ独自の作用として粒界結合力を高めて粒界破壊を抑制していることを示す。Fig. 4に示したCの粒界濃度でこの破線と実線との差を説明するためには、Cの粒界濃度1 mol%に対するDBTTの変化は-13Kとなる。なおこれらの一連の実験においては、結晶粒の大きさはほぼ一定である。またFe-P-C三元系については低温での引張試験を行っていないが、25ppmまでのC濃度については粒界破壊が主体であるので、C添加によって多少の固溶軟化が起こったとしてもそのDBTTへの寄与は無視してよい。

つぎにBの効果について述べる。試料は、Cの場合とのおなじく0.2%のPを含んだFe-P合金に、Bを添加したものである。Fig. 5は添加したB濃度とDBTTとの関係、Fig. 6はB濃度に対する200Kでの引張試験の結果を示す。降伏応力はB濃度に依存しないが、DBTTと断面収縮率はB濃度に依存する。約12ppmまでのB添加で、衝撃試験のDBTTは200K

[†] Pについては偏析のエンタルピーとエントロピーが別々に求められており、温度Tにおける偏析自由エネルギーは、 $(24000 + 30T)$ J/molである。

ほど低下し、破壊は粒界破壊から劈開に変化する。また200 Kでの引張試験による断面収縮率もこれとよい対応を示している。約12ppm以上のB濃度ではDBTTも引張試験の結果もB濃度に依存しなくなるが、これは急冷温度である1073KでのBの固溶限が約12ppmであって、それ以上の量のBは化合物として析出してしまい、粒界偏析には寄与しなくなるためである。

Fig. 7はB濃度とPならびにBの粒界濃度との関係を示す。Bの固溶濃度が増加するにつれて、Bの粒界濃度が増加しPのそれが減少している。これもCの場合とおなじくSC効果である。このPの粒界濃度の減少によるDBTTの低下を計算して実際の低下との差をとれば、これが粒界におけるB独自の粒界結合力に対する影響を与えることになる。ここに示した結果からは、Bの粒界濃度1 mol%に対し約20KのDBTTの低下となる。

このB独自の効果はつぎに述べる実験からも求めることができる。すなわち、B濃度の異なる合金に対して熱処理温度を適当に選ぶことによって、Pの粒界濃度をほぼ一定に保ってBの偏析量だけを変えた一連の試料を作ることができる。そのような試料についてDBTTを測定すれば、粒界におけるBの効果だけを取り出すことができる。Fig. 8にその結果

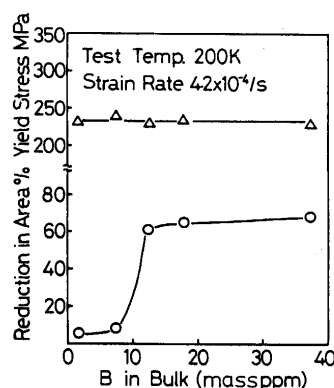


Fig. 6. Yield stress and reduction in area in Fe-0.2%-B alloys quenched from 1073K⁴⁾.

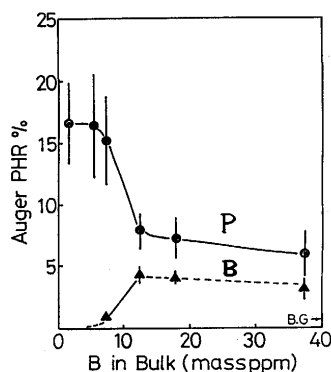


Fig. 7. Average Auger peak-height-ratios, PHR, of P and B in Fe-0.2%-B alloys quenched from 1073K⁴⁾. B.G. means the background of Auger spectra.

を示す。これからBの粒界濃度1 mol%に対するDBTTの変化は21Kの低下となる。またCおよびBの偏析自由エネルギーの測定も行った。結果はTable 1に示してあるが、BはCに比べると、偏析自由エネルギーも大きく粒界結合力に対する影響も大きい。

3・4 結果のまとめと粒界結合力に対する影響の原因についての考察

以上の結果をまとめてTable 1に示す。2章で述べたように、高純度鉄を用いての研究からOはわずかに粒界破壊を促進するという結果を得ているから、これを加えて元素の周期表と比較すると次のような関係のあることがわかる：B, C, N, Oの順に原子番号は5, 6, 7, 8と増えていく。それにつれて、粒界結合力に対する影響は、まだ実験をしてないNをのぞいて、強い強化から次第に弱くなって弱い弱化になっていく。この傾向から判断すれば、Nの場合には粒界偏析しても鉄の粒界破壊にはほとんど影響ないということになる。もちろん、酸化物の場合と同様、窒化物として粒界に析出すれば、その形状と大きさによっては、粒界破壊の原因となる。またPとSとは周期表の上では、それぞれNとOの真下に位置しており、粒界結合力に対する影響はこの順に弱化作用が大きくなり、またOよりも作用は大きい。このように調べてくれば、周期表でPの前にありB, Cの下にあるAlとSiという鉄鋼中の重要な元素について調べたい。これらの元素と鉄との二元合金についてはまだ調べてないが、Fe-P合金にこれらの元素を添加したところ、ご

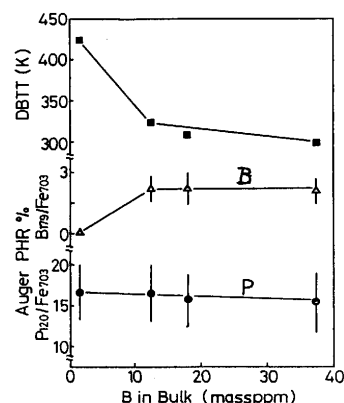


Fig. 8. Relation between DBTT and the segregation of B with nearly constant segregation of P⁴⁾.

Table 1. Free energies for segregation at 1073K and change in DBTT by 1mol% concentration at grain boundaries of P, S, C and B.

	Free Energy for Segregation at 1073K, kJ/mol	Change in DBTT (K/mol%)
P	56	13
S	75	40
C	80	-13
B	92	-21

く微量に残存していたC, Bの偏析を促進することがわかった⁶⁾。C, Bをさらに低減した高純度試料を用いないかぎり, Al, Siの効果を解明することは困難なようである。

各元素の周期表上の位置と粒界結合力に対する影響との相関は, 粒界結合力に対する影響の原因を考える上で重要な示唆を与える。Losch⁶⁾は, Pが鉄の粒界結合力を弱めるのは, P原子がそのまわりのFe原子から電子を集めて共有結合的な結合をして, このためにP原子付近のFe原子同士の結合が弱まるためであろうという仮説を提唱した。この仮説を採用すれば, CやBは逆に周りに電子を出してFe原子同士の結合を強めていることになる。周期表上の位置すなわち各原子の電子配置とよい相関があるということは, このような考え方にたいへん有利である。化学結合論的立場からこの問題に取り組む方の現れることを期待したい。ただしその際, 鉄ではなくMoの粒界破壊に対する研究結果であるが, Cの効果は粒界の構造に強く依存するという結果⁷⁾を考慮しなければならない。(このことは鉄におけるC, Bについてもおそらく同様であろう。)偏析原子と鉄原子の間の結合に方向性をとり入れることや, 粒界破壊の起点やその伝播の結晶学的な考察なども必要になろう。しかし, 溶質元素の偏析と粒界破壊といった材料学的に重要かつ複雑な問題が, 電子論や化学結合論の立場から解明されるのもいつて遠いことではないだろうと信じている。

4 高純度電解鉄をベースとした鉄合金の粒界破壊—Pによる粒界破壊に対する各種合金元素の作用⁸⁾—

4・1 Mo⁹⁾およびCr添加の効果

これから述べる研究に用いられた試料は3で述べた研究におけるものよりも若干純度がおちる。そのため遷移温度の値など定量的な細かい点では3で述べた結果と異なることもあるが, 結果の本質が不純物の影響を受けていることはない。合金元素の濃度が不純物濃度よりもはるかに高いし, もっとも警戒しなければならないCについては脱炭処理を十分に行っているからである。

Fig. 9は, 0.5%のPを添加して粒界破壊を起こすようにした合金にMoを添加したときの, 降伏応力(○)とDBTT(■は873Kから急冷, ●は1173Kから急冷)のMo濃度依存性を示す。引張試験を130Kで行っているので固溶軟化がみられる。DBTTもMo添加によって低下しPの偏析による粒界破壊が抑制されている。これは固溶軟化したために破壊が起こりにくくなったためではない。DBTTの低下は, 固溶軟化が起こるだけ起こって降伏応力がMo濃度に依存しなくなってから起こっているからである。一方, P, Moの粒界偏析はどうなっているかを示したのがFig.10である。いずれの偏析も, 急冷温度の低いほど大きくなるという平衡偏析の性質を示しており, またMoの偏析はMo固溶量の増加とともに増している。しかしPの偏析はMoの影響をうけてい

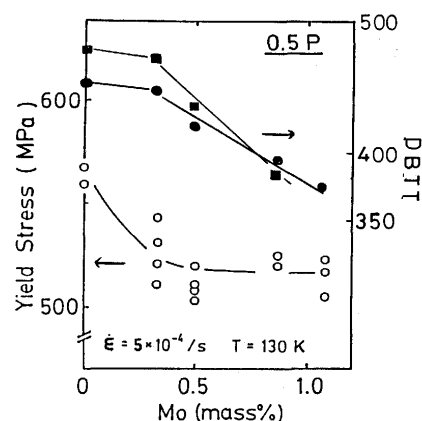


Fig. 9. Effects of Mo on DBTT and yield stress of Fe-0.5%P alloys quenched from 873K(■) and 1173K(●)⁸⁾⁹⁾. The yield stress is independent of the quenching temperature.

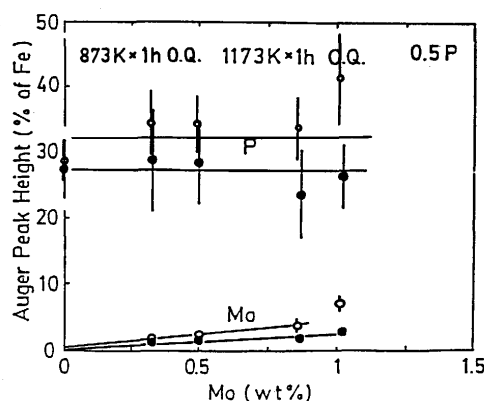


Fig. 10. Effect of Mo on the segregation of P and Mo in specimens shown in Fig. 9⁸⁾⁹⁾. Open circles are for the quenching temperature of 873K and closed circles for 1173K.

い。したがってMo添加によるDBTTの低下はPの偏析の減少のためではないかと考えることはできない。原因として考えられることは, 粒界に偏析したPとMoとが相互作用してPの有害な作用をMoが打ち消すということである。別な実験から, 固溶状態でP原子とMo原子の間にはある程度の引力の作用していることが認められている¹⁰⁾。ただしその引力は, 粒界での相手の偏析を促進しあう, いわゆる共偏析の起こるほど強いものではないのであろう。

周期表の上でMoと同じ族に属するCrについても同様の実験を行った。Crを添加すると水素処理によってCを除くのが困難になり, Moほどのはっきりした結果は得られなかったが, 全体としておなじ傾向の結果が得られた。結論として, MoもCrもPの粒界偏析による粒界破壊を抑制する作用をもつということになる。

4・2 Ni添加の効果¹¹⁾

Fig.11は, CやBの効果を調べたのと同様に, 0.2%Pを含んだ高純度電解鉄をベースとした合金にNiを添加したものの降伏応力とDBTTを示す。引張試験は低温(120K)で行っているため, Niの添加による固溶軟化が起こり, それに

対応してDBTTが低下している。Niの粒界破壊抑制作用の原因は固溶軟化にあると思われるので、この点を確認するために、変態点以上の1373Kから焼入れて変態により転位を導入した。焼入れのままで非常に脆いので、827Kで焼戻した。焼戻しても変態で導入された転位が残っていることは、透過電顕観察によって確認した。するとFig.12に示すように、転位による硬化が固溶軟化を覆い隠して降伏応力はNi添加によって変化せず、DBTTの低下も起こらない。(Ni無添加の場合、変態転位の入っている試料の方がはいていないものよりも降伏応力が小さいのは、変態点以上での加熱によって結晶粒が大きくなったためである。)さらに焼戻し温度を973Kとして、転位を再配列し密度も減らしてやると、転位による硬化はなくなり固溶軟化があらわれて、Fig.11に示したのと同じ傾向を示すようになる。またPの偏析に対するNi添加の影響のないことも確認した。

結論は、NiはPによる鉄の粒界破壊を抑制する効果を持ち、その原因はNiによる固溶軟化である、となる。

4・3 Cr, Ni, Moを含む低合金鋼における焼戻し脆性

Cr, Ni, Moを含む低合金鋼に不純物としてPがある程度以上含まれると、焼戻し脆性を起こすことがよく知られて

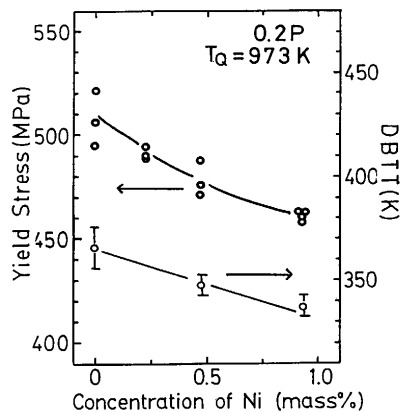


Fig. 11. Effect of Ni on the yield stress and DBTT of Fe-0.2%P alloys annealed at 973K¹¹⁾.

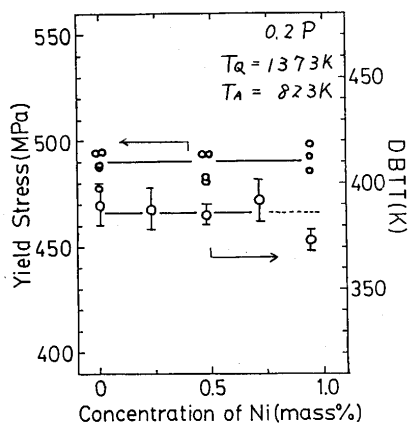


Fig. 12. Effect of Ni on the yield stress and DBTT of Fe-0.2%P alloys quenched from 1373K and annealed at 823K¹¹⁾.

いる。同程度のPを含んでも、炭素鋼ではこれが起こらないので、合金元素であるCr, Ni, MoがPの粒界偏析を増加させてそれが脆化の原因となっているのではないかと推察がなされていた。粒界偏析測定の手続きともいべきオージェ分析法が実用化されたとき、この問題は重要な研究対象となった。合金元素の役割として、これらがPの偏析を助長しているのではないかと考えるのは自然なことであり、焼戻し脆化した低合金鋼試験片の多数の粒界面について偏析を分析したところ、合金元素の偏析の多い粒界ではPの偏析も多いことがわかった。この結果にもとづいて、合金元素とPとがいがいに相手の偏析を増加させているという共偏析モデルが提案され¹²⁾、焼戻し脆性の問題は一件落着かと思われた。しかし、この考えに納得できないものを感じていた研究者によって、Pの偏析はCr, Moなどの合金元素の添加によって変化しないという結果が次々と発表された⁸⁾。また、合金元素の多く偏析している粒界にはPも多く偏析するのは、偏析量の粒界性格への依存性の結果であることが明らかにされた。すなわち合金元素の偏析しやすいような粒界にはPも偏析しやすいということなのである。Pを粒界から追い出す作用のあるCについてさえも、Cの多く偏析している粒界にはPも多く偏析しているという結果が得られている¹³⁾。多くの粒界についての測定値を平均して粒界性格への依存性をならしてしまふことによって、CやBがPを粒界から追い出すというFig. 4と7に示した結果が得られるのである。われわれの実験では試料の純度がよく不純物による曖昧さが少ないので、これで共偏析モデルは完全に否定されたといつてよい。

では焼戻し脆性はどうして起こるのであろうか。これを解く鍵はCにある。一般の炭素鋼で焼戻し脆性が起こらないのは、それに含まれているCのためである。すなわち炭素鋼では、焼戻し処理後に残留している固溶炭素が粒界に偏析してPによる粒界脆化を抑制している。低合金鋼にはもちろんCが含まれてはいるが、これは焼戻し処理後にはほとんどが合金元素とくにCrと特殊炭化物を作って析出しており、Cの粒界偏析はきわめて少なくなり、Pの脆化作用が顕在化するのである¹⁴⁾。

なおCrを含む低合金鋼に約0.5%のMoを添加すると焼戻し脆性が軽減されるが、これはCrを含む特殊炭化物の種類がMoの添加によって変わり、それと平衡する固溶炭素濃度が変化するためと考えられる。Niの効果としては、焼入れ性が変化して焼入れ後の組織が変わるのではないかと考えられるが、われわれはそこまでは調べていない。

4・4 この節の結びにかえて

焼戻し脆性にかぎらず、鉄鋼材料についての研究成果は膨大なものであり、経験的に明らかにされている事実は非常に多い。しかしそれらの事実を横に結ぶ普遍的な考え方はかならずしも十分に確立されているわけではない。ある

一つの現象をとりあげても、それを支配しているいくつかの基本的な過程を把握していなければ、単に経験的知識の集積ということになり、たとえば同じような鋼種で異なる知見の得られた場合などには解釈に苦しむことになる。もちろん技術は経験的知識の集積の上に成り立つ面が多いため、経験的知識の集積が重要であることは論をまたない。また鉄の変態に関する研究をはじめとして、基本的過程についての研究も非常に進んでいる。しかし、いつの時代においても、経験的知識に学問的裏付けをし、知識を体系立てて整理しておくことは、技術の新しい展開にかならず役に立つはずである。

現象の底にある基本的過程を明らかにするには、対象とする材料の基礎となる純金属や二元系、三元系にもどることが大切である。ここで述べた共偏析説を提唱した研究者たちはいずれもすぐれた研究者であり、低合金鋼そのものについては詳しく研究したが、基礎となる仮説を二元系、三元系にもどって確認することをしなかった。そのために、合金元素の偏析の多い粒界にはPの偏析も多いという、同一の原因から生じている二つのたがいに独立な結果の間に因果関係があると誤解してしまったのである。もう一つ重要なことは、高純度の試料を用いることである。たとえばここで述べてきたような粒界破壊の研究においては、C、Bの制御が研究の死命を制することになる。

鉄鋼材料のように技術的に非常に進んだ分野で、先導的役割を果たすような学術的基礎研究を行うのはなかなか困難な面がある。基本にもどって高純度試料で研究するということは、この困難を克服していくために不可欠な条件であろう。試料の高純度化とそのキャラクタリゼーションを厳密に行うということは、鉄鋼にかぎらずすべての材料研究において重要なことである。この種の研究の重要性がさらに広く一般に認識されて、高純度金属合金についての研究が盛んになることを期待する。

5 おわりに

今回受賞の対象となったのは、高純度鉄の精製とそれを用いての基礎研究にあると思っている。高純度鉄は新技術の材料として利用される可能性も秘めてはいようが、ここで述べたような高純度鉄の研究の意義は、それがすぐなにかの役に立つということではなく、その成果が将来かならず鉄鋼材料研究の基礎的な概念として生かされるという点にある。こうした、いわば地味で世間一般にはなかなかそ

の意義を理解してもらえないような研究に対して、西山賞という名誉ある賞を授けていただいたということは、まことに心強いことで、これから高純度金属の研究を進めていこうという人々にも大きな励みとなろう。日本鉄鋼協会のご関係の方々に重ねて謝意を表する。

ここに紹介した研究ならびに本誌2月号で紹介した高純度鉄に関する研究は、研究室の助手であった安彦兼次、高木清一、松井秀樹、鈴木茂の諸氏が中心になって、それに多くの大学院学生諸君が協力してなされたものである。ここにあらためてお礼を申したい。また金研の試作工場、分析関係をはじめとする共通室の方々の協力にも謝意を表する。金研においてこそこうした研究ができたといつてよい。

文 献

2章に関する文献は本誌2月号の解説にあげてある。また、当日の講演では焼戻し脆性については簡単に説明しただけであったので、ここにあげる文献も、4・2までのところに関係したものを主とするが、焼戻し脆性について興味のある方のために二、三の文献をあげておいた。また講演の性格上私どもの研究室の業績が中心になっていることをお許しいただきたい。

- 1) 木村 宏：鉄と鋼，79 (1993)，p.131
- 2) 劉 春明：東北大学大学院工学研究科博士論文，(1989)
- 3) S.Suzuki, K.Abiko, S.Tanni and H.Kimura : Metall. Trans., 18A (1987), p.1109
- 4) C.M.Liu, T.Nagoya, K.Abiko and H.Kimura : Metall. Trans., 23A (1992), p.263
- 5) C.M.Liu, K.Abiko and H.Kimura : Metall. Trans., 23A (1992), p.1515
- 6) W.Losch : Acta Met., 27 (1979), p.1885
- 7) H.Kurishita, H.Yoshinaga, K.Abiko, S.Suzuki and H.Kimura : Grain Boundary Structure and Related Phenomena, Suppl. to Trans. Japan Inst. Metals, 27 (1986), p.739
- 8) H.Kimura : Trans. Japan Inst. Metals, 29 (1988), p.521 体心立方金属の粒界破壊と粒界偏析についての1987年までの研究の総合報告。焼戻し脆性についての理論の変遷についても触れてある。
- 9) H.Kimura, K.Abiko, S.Suzuki, M.Obata, J.Kumagai and Hidetaka Kimura : Grain Boundary Structure and Related Phenomena, Suppl. to Trans. Japan Inst. Metals, 27 (1986), p.53
- 10) S.Suzuki, R.Hanada and H.Kimura : Mat. Sci. Eng., 80 (1986), p.75
- 11) N.Saito, K.Abiko and H.Kimura : Mat. Sci. Eng., 102A (1988), p.169
- 12) M.Guttmann : Surface Sci., 53 (1975), p.213
- 13) S.Suzuki, M.Obata, K.Abiko and H.Kimura : Scripta Met., 17 (1983), p.1325
- 14) H.Erhart and H.J.Grabke : Metal Science, 15 (1981), p.401