

鋼におけるリンの固溶強化機構に関する 一つの考察

坂田 敬*・奥田 金晴*・古君 修*

Discussion of the Solid Solution Hardening Mechanism of Phosphorus in Steel

Kei SAKATA, Kaneharu OKUDA and Osamu FURUKIMI

Synopsis : Phosphorus (P), which is widely used as solid solution hardening element in ultra-low carbon interstitial free (IF) steel, often exhibits unpreferable increment of yield strength. In this study, the influence of phosphorus on yielding characteristics in IF steel by focusing the segregation behavior of P to grain boundary. Higher P addition shows normally higher yield elongation compared to its lower addition, leading to relatively high yield strength when the steel is subjected to conventional recrystallization annealing. On the other hand, when additional heat treatment at 700°C is employed, the yield strength of the high P added steel can be significantly reduced. This corresponds to the reduction of the k -value of the Hall-Petch equation. This phenomena is well related to the segregation characteristics of P at grain boundary. Segregated P may induce to a sort of structural change of the grain boundary of steel, resulting in lowering the yield strength. The equilibrium estimation of the segregated P content by considering the grain diameter can lead to considerably good agreement with the experimental data obtained in this study.

Key words : solid solution hardening; phosphorus; yield strength; segregation; IF steel; grain boundary; grain size.

1. 緒言

優れたプレス成形性と非時効性を有するために、炭素および窒素が固定された極低碳素鋼いわゆるIF鋼が、自動車パネル用鋼板として広く使用されている。このパネルの軽量化のために、高強度IF鋼が開発されているが、この場合固溶強化元素としてリン(P)が幅広く使用されてきた。Pが強化元素として使用される理由は安価で高強度化が達成できることに加えて、IF鋼の深絞り性をあまり低下させないことである。しかしながら、P添加量の増大により、鋼の降伏応力が上昇するという問題があり、プレス成形時の形状不良の一つであるスプリングバックが問題になるような用途においては、過剰なPの添加はなされていない。著者ら¹⁾は、P添加固溶強化IF鋼の降伏応力を低減させる一つの方策として、焼鈍を $\alpha+\gamma$ 二相域で行うことにより複合組織とすることで、IF鋼でも降伏比が低下することを報告している。この場合、ベイニティックフェライト、またはグラニューラーベイニティックフェライトと推定された第2相の形成により、その周囲のフェライト地に多量の転位組織が形成するため、成形時に連続的な塑性変形が起こり降伏応力が低下する。しかしながら、Pの固溶強化機構そのものに関する研究は充分とはいえない。

固溶原子による鋼の強化メカニズムとしては、合金元素による鉄格子の歪みの度合(格子ミスフィット： ϵ_p)をパ

ラメータとして用いて評価する方法が一般的である。これに加えて、固溶元素による弾性特性の変化に対応した弾性率ミスフィットパラメータ(ϵ_μ)も使用される場合がある。フェライト鋼では、これらのパラメータを用いて固溶強化能を定量的に説明する試みがなされている。Takeuchiら²⁾は、多くの固溶強化元素を用いて剪断降伏応力を測定し、 ϵ_a または ϵ_a と ϵ_μ を組み合わせることで降伏応力増分を説明できることを示している。一方、Buchner³⁾はこれをP添加鋼にも適用しているが、PはTakeuchiが提案した予想値よりも高い強化能を与えることを明らかにしている。Leslie⁴⁾も同様の検討を行い、 ϵ_a を用いた整理により多くの固溶元素の強化量は説明できるとしているが、Pについては、他の元素より高い強化能を与えることを指摘している。このように、Pは他の強化元素に比べて理論的に予想されるよりかなり高い固溶強化能を有するが、この理由については明らかにされていない。

よく知られているようにPは熱処理条件によっては結晶粒界に容易に偏析して、鋼の低温靱性等に大きな影響を及ぼす。このようなPの偏析が、結晶粒界の性質を変えることにより、降伏挙動に影響を及ぼす可能性が考えられる。そこで本論文では、P量の異なるIF鋼を用い、結晶粒径とPの粒界への偏析程度を熱処理により変えたサンプルを作成し、降伏挙動を調べた。本報告では、P含有鋼において、焼鈍ままではホールベッチ式の $d^{-1/2}$ の傾き k 値は高い値を

Table 1. Chemical composition of steels used in this study (mass%).

steel	C	P	Mn	Si	S	Al	N	Ti	Nb	B
0.08%P	0.0027	0.083	1.21	0.49	0.003	0.038	0.0015	0.036	0.004	0.0011
0.03%P	0.0026	0.028	1.20	0.98	0.004	0.028	0.0028	0.035	0.006	0.0015

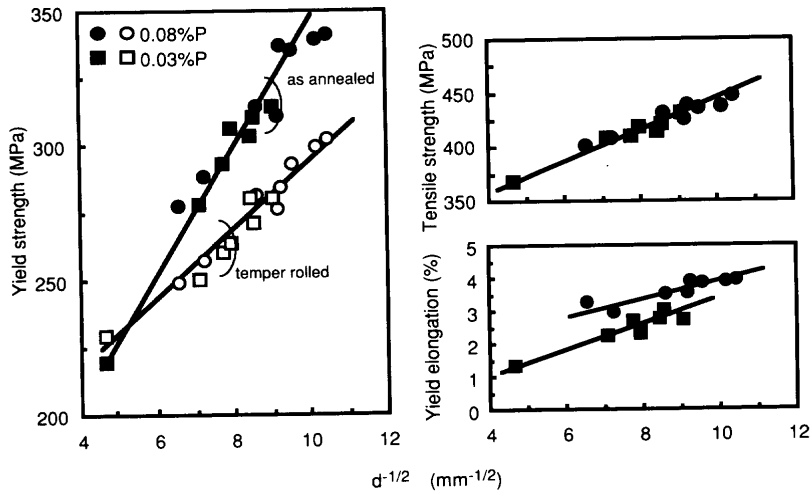


Fig. 1. Change of yield strength, tensile strength and yield elongation of 0.08% P and 0.03% P steels annealed at 820°C. Yield strength is evaluated both with and without additional temper rolling condition with 0.8% elongation.

示すが、Pの偏析を促すような熱処理により k 値が顕著に低下し、低い降伏応力を達成できることを明らかにした。その結果は、Pによる固溶強化機構を理解する上で一助になるものと思われるのでここに報告する。

2. 実験方法

供試鋼は、実験室的に真空溶製された100kgの小型溶解鋼である。その化学成分をTable 1に示す。Siの添加により引張強度を約440MPa級にそろえたP量の異なる極低炭素IF鋼である。用いた二つの鋼で、Siの多少による直接的、間接的な影響を考慮する必要があるが、引張強度や結晶粒径の変動範囲を両鋼でできるだけ揃える目的で、本成分系を採用した。なお、二次加工脆化を防止する目的でBを添加している。

熱間で鍛造した後、1200°C、1.8ks加熱、仕上げ温度880~890°C(≧Ar3)で厚さ4mmまで熱間圧延を行い、そしてスプレーにより冷却後550°C、3.6ks保持後炉冷処理を施し出発材とした。再結晶焼鈍後の結晶粒径の引張特性に対する効果を確認するため、出発材の表裏面を機械切削で除去し、4mmから1.4mmまで6~7水準に変え、異なる圧下率で0.8mmまで冷間圧延した。再結晶焼鈍は、アルミナ攪拌式の流動層熱処理炉を用い、連続焼鈍タイプで820°C加熱、保持20sの1条件で行った。この時の加熱および冷却速度はそれぞれ約40、10°C/sであった。

焼鈍後にフェライト粒度番号をJIS規定の切断法で算出しこれを結晶粒径に換算した。得られた平均結晶粒径(d)は0.08%P鋼(高P鋼)で9~24 μm 、0.03%鋼(低P鋼)で

11~49 μm であった。このようにして作成したサンプルに必要に応じて、さらに500°Cから800°Cで10sから1.8ksまでの熱処理を施して、引張試験に供した。

3. 実験結果

冷間圧延後820°Cで再結晶焼鈍した試料の引張特性(降伏応力、引張強さ、降伏点伸び)を、(結晶粒径: d)^{-1/2}で整理した結果をFig. 1に示す。いずれも、再結晶焼鈍後、調質圧延を施さない状態での特性である。降伏点伸びが観察されたため、降伏応力については0.8%の伸び率の調質圧延後の特性も併せて示した。引張強さならびに降伏応力は、粒径 d の^{-1/2}乗すなわち、ホールペッチの式($\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2}$)で直線関係で整理できるとともに、P添加量の多少にかかわらずほぼ同一線上に乗っている(σ : 応力、 σ_0 , k : 定数)。同一の冷間圧延条件で熱処理したにもかかわらずPが高い鋼のほうが粒度番号がやや大きかった。つまりPによる強化は結晶粒の微細化を介して起こっていることが示唆される。また、両鋼とも化学量論的には充分量のTiが添加されているにもかかわらず、焼鈍ままで数%の降伏点伸びを有している。とくに高P鋼においては低P材よりも降伏点伸びがかなり高い。820°Cでの焼鈍まま、または後述する付加的な熱処理を施した後の時効指数AIはいずれの条件でも3~6MPaと極めて低い値であった。Nは添加されたTiで完全に固定されていると考えられるので、時効指数は固溶C量に対応する。この時効指数は1~2ppm程度の固溶Cに相当し極めて低い値である。降伏点伸びの発生それ自体は粒内での固溶Cと転位との相互作用

によるものと考えられるので、降伏点伸びが高P鋼でかなり高かったことを考慮すれば、Pが結晶粒界の性質に何らかの影響を及ぼし、粒界に対する粒内Cの割合を高めた可能性がある。

再結晶焼鈍後に付加的に700°Cで1800s保持の熱処理を施した場合の強度の変化を、Fig. 2に示す。両鋼とも、700°C熱処理で降伏点伸び、降伏応力（調質圧延なし）の低下が認められるが、Pが高い鋼（0.08% P鋼）ではその傾向がより顕著である。また結晶粒径が小さいほど700°C熱処理による降伏応力の低下が大きい。高P鋼では、粒径の依存性を表わす直線の勾配つまり、ホールペッチ式の $d^{-1/2}$ の傾き k 値が著しく小さくなっている。上述のように700°Cの熱処理にもかかわらず時効指数はいずれも3~6MPaで非常に小さく、粒内での固溶C量は非常に少なく、また700°Cでの熱処理でも量的もほとんど変化しなかった。このように、Pの粒界への偏析が粒内固溶C量に影響を与えて降伏伸びを変化させた可能性もあるが、今回の場合Pが粒界に偏析することで粒界の強度に影響を及ぼした可能性のほうがより支配的であると推定される。降伏応力の低下はPが高い鋼のみに特徴的に認められたものであり、Pの粒界への偏析がなんらかの作用をおよぼしたものと推定される。なお、700°Cでの保持によっても結晶粒径

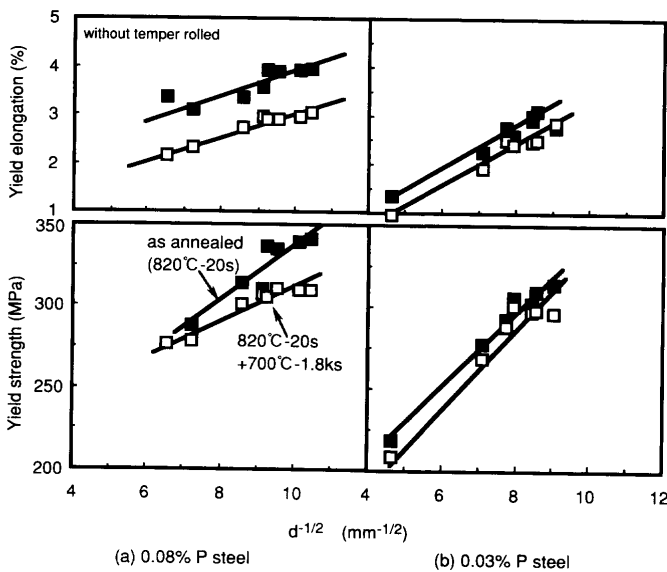


Fig. 2. Effect of the introduction of further heat treatment at 700°C for 1800 s on yield strength and yield elongation without temper rolling.

の変化はなかった。Table 2にホールペッチ式で回帰した場合の係数をまとめて示す。高P鋼では700°Cでの熱処理を行っても引張強さの変化は小さいが、降伏応力における k の値が顕著に低下しているのがわかる。今回の結果は、連続焼鈍後の熱サイクルの付与または冷却中での途中保持で、引張強さを変えずに降伏応力のみを制御できる可能性を示唆するものである。プレス時に低い降伏応力が有利な場合には、本技術が利用できるものと考えられる。

ところで、上述の焼鈍後の700°Cでの保持による機械的性質の変化は、結晶粒界での元素の偏析との関連が強いと考えられる。そこで820°Cでの再結晶焼鈍まま、ならびに引き続いて700°C-1800sの熱処理を施した試料を用い、オージェ電子分光(AES)分析による粒界での元素分析を行った。熱処理後に絞り比1.8で深絞り成形したコニカルカップの胴部より、微小試験片を切り出し、オージェ装置内で破壊することにより、破面を現出させる方法をとった。事前に深絞り成形したのは、オージェ装置内で達成できる低温下（約-90°C）で粒界破壊を主体とした脆性的な破壊を起こさせるためである。結果をFig. 3に示す。Pに加えてBのピークが検出されたが、Cは検出されず、時効指数から予想されたごとく、Cは存在したとしても粒内に極めて少量であることがわかる。Fig. 3によると、結晶粒内での劈界破壊面ではP、Bとも700°Cでの保持を与えても焼鈍まあとほとんど変化していない。一方、粒界では、700°Cでの処理によりBの偏析量が低減し、Pが著しく偏析していることがわかる。この偏析が、結晶粒界の構造に影響を及ぼ

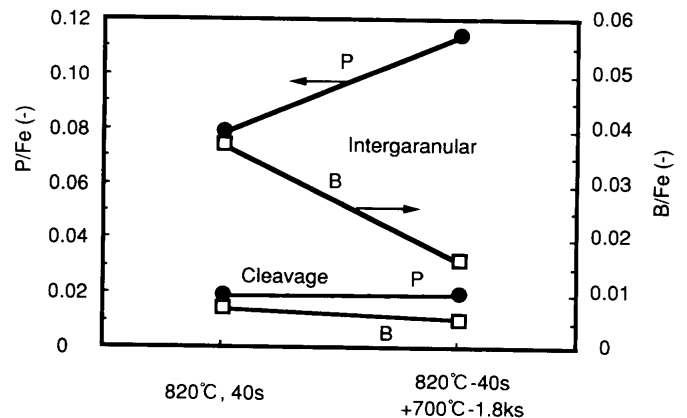


Fig. 3. AES analysis showing the concentration of both P and B at grain boundary and inside matrix.

Table 2. Coefficients in the Hall-Petch plots ($\sigma = \sigma_0 + kd^{-1/2}$) obtained with or without additional heat treatment at 700°C.

steel	heat treatment	YS' (temper rolling free)		YS (temper rolling)		TS	
		σ_0 (MPa)	k (MPa/mm ^{-1/2})	σ_0 (MPa)	k (MPa/mm ^{-1/2})	σ_0 (MPa)	k (MPa/mm ^{-1/2})
0.08%P	as annealed	158	18.3	168	13.0	326	11.8
	700°C-1.8ks	199	11.7	187	9.6	334	10.3
0.03%P	as annealed	123	22.0	173	12.1	303	14.9
	700°C-1.8ks	124	20.3	166	12.4	307	14.0

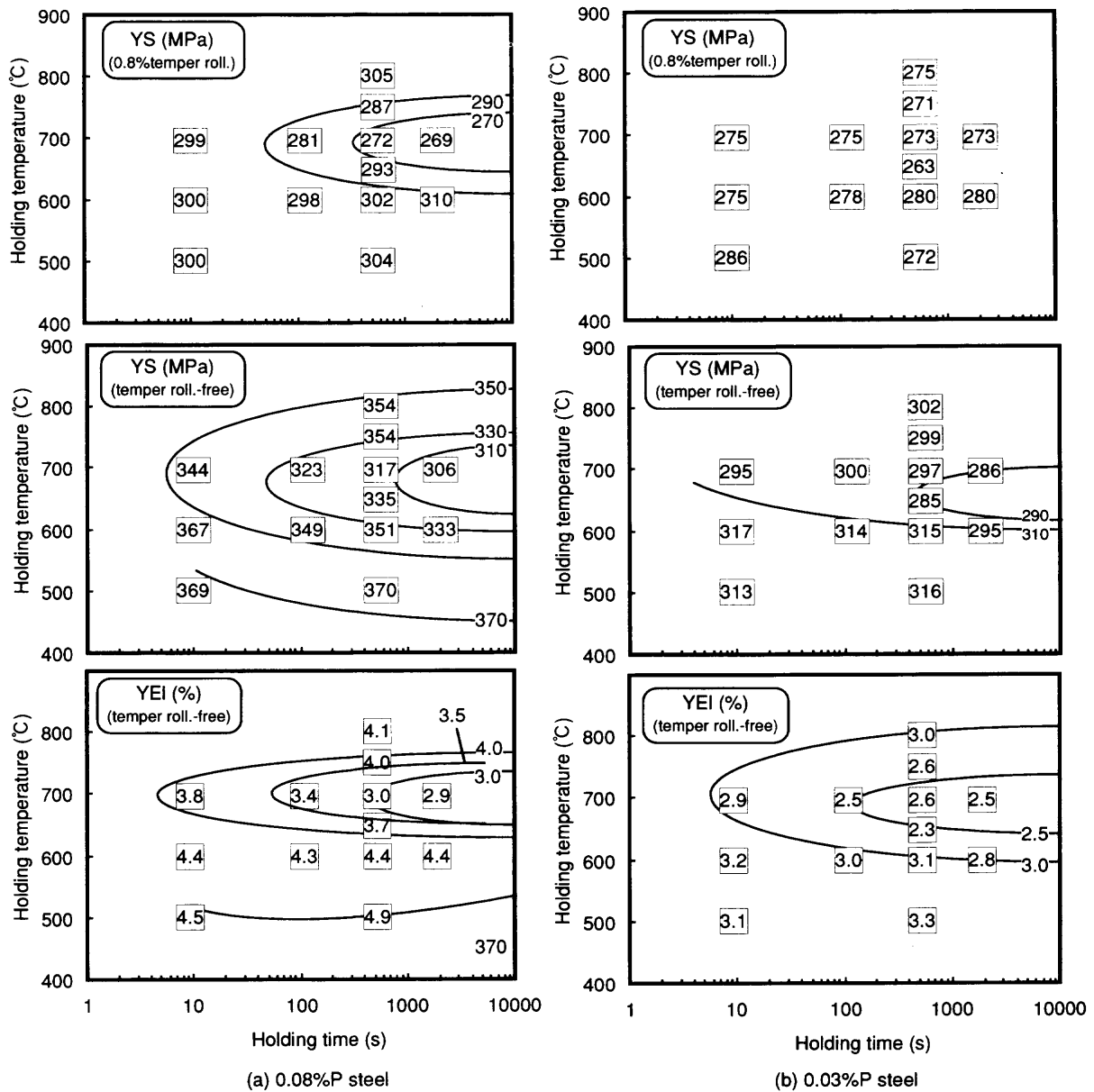


Fig. 4. Effect of additional heat treatment condition (time and temperature) on the yielding behavior in (a) 0.08% P and (b) 0.03% P steels.

し、降伏点伸びの減少や降伏応力の低下などの降伏挙動に影響を及ぼしていると推定される。

820°C焼鈍後に、付加的に550°Cから800°Cまで種々の温度域に均熱時間を変えて保持した場合の降伏挙動の変化をFig. 4に示す。高P鋼の場合には、700°C付近に降伏点伸びの減少ならびに降伏応力低下の顕著なノーズが存在する。一方、低P鋼では同様の傾向が見られるものの、保持時間の増加にともなう特性変化は明瞭ではなく、高P鋼とは明らかに異なる。

以上のようにPによる鋼の固溶強化を考える場合、Pの粒界への偏析が強化能に大きな影響をおよぼすことが明らかになった。

4. 考察

P量の異なる引張強度が440 MPa級の高強度冷延鋼板の引張特性におよぼすPの効果について研究した。P添加量にかかわらずホールペッチ式では同一直線上に乗ることから、P添加鋼の高い降伏応力の要因はPによる細粒化の効果も一つの要因であることが示唆された。一方、Pが高い鋼では再結晶焼鈍後の700°C熱処理において顕著な降伏応力の低下が見られ、Pの偏析の影響であると推定されたが、直接的な証拠ではなかった。そこで本章ではまず本研究鋼において700°C熱処理で起こる可能性のある現象を列挙し、降伏挙動の変化がPの偏析によることの妥当性について考察する。また、Fig. 2に示したように細粒鋼ほど700°C処理による降伏応力の低下が顕著だったので、Pの

粒界偏析量の結晶粒径依存性について考察を加え、ホールペッチ式の転位論的な解釈においてPの偏析がどのような役割をはたすか検討する。

4.1 700°C熱処理の冶金的な意味づけ

本実験鋼において、700°C近傍での1.8ksまでの保持により、降伏強度ならびに降伏点伸びが高P鋼(P=0.08%)で顕著に低下した要因としては、本鋼のようなP含有極低炭素IF鋼における冶金現象と関連づけると以下のような点が考えられる。

- 固溶C(N)のTiによる固着に起因した粒界強度変化
- Pの粒界偏析による粒界強度、構造の変化
- Pを含む析出物形成による固溶強化能の変化
- 粒界に偏析したBの影響

a) については、低P鋼(P=0.03%)で700°C処理を行っても降伏挙動にあまり顕著な変化が起きなかったこと(Fig. 2, 4)、また高P鋼を含めていずれの鋼でも700°C熱処理による時効指数の変化はほとんど観察されなかったことから、本研究における成分、熱処理条件においては、固溶CやNによる影響は無視してもかまわないものと考えられる。もっとも、本実験材では調質圧延を施さないと1~4%の降伏伸びが観察されたことから、降伏点伸びの発生そのものは極微量の固溶Cの残存に起因していると推定される。

c) については、Ti添加鋼においては箱焼鈍のような α 域の比較的低温で鉄チタンリン化合物(FeTiP)が形成され、再結晶集合組織に影響を与えることが報告されている⁵⁾。本鋼においてもとくにPが高い鋼で鉄チタンリン化合物が形成され、それが引張特性に影響をおよぼす可能性はある。そこで、820°Cでの再結晶焼鈍処理までにC, S, Nのほぼ全量がTiで固定されることを考慮し、700°Cの熱処理中に余剰のTiが全量リン化合物を形成したと仮定して、FeTiPとして析出したPの量を計算するとおよそ0.010%であった。つまり、固溶状態のP量の700°C熱処理による低下量は添加量0.08%に対してあまり多くなく、今回の結果ではとりあえず無視してもさしつかえないと思われる。

次にd)について検討する。Fig. 3においてAES分析の結果を示したように、再結晶焼鈍後にBが粒界に偏析すること、また700°Cでの保持後にはその量が低減することが確認されている。すなわちPとBと間で粒界偏析サイトの競争による影響が考えられる。これについてはb) Pの粒界偏析と関連づけて後述する。また、Bは侵入型溶質原子として転位を固着する作用があり⁶⁾、CやN原子と同様に歪み時効を起こす可能性があることが示唆されている。Bにこのような性質があるとすれば700°Cでの保持で偏析するBの量が減少することにより、降伏点伸びや降伏応力の変化が起こる可能性がある。しかしながら、これについては詳細に検討されたことがほとんどなく、今後の課題として残る。

以上の考察から、P添加鋼における顕著な降伏応力低下

はPの偏析に関係して起きた可能性が高いものと推定される。

4.2 降伏応力におよぼすPの粒界偏析の影響

ホールペッチ式のk値の理論的な解釈はこれまで数多くなされている。このうち、不純物元素の粒界偏析を考慮したものとしてはLi⁷⁾によるものがある。それによると、ホールペッチ式は次式で表現される。

$$\sigma = \sigma_0 + \alpha \mu b (8m/\pi)^{1/2} d^{-1/2} \dots \dots \dots (1)$$

ここで、 α は実験定数(~0.4)、 μ は剛性率、 b はバーガーズベクトル、 m は結晶粒界における転位の発生源となるledge密度である。

粒界に不純物が存在する場合、ledge形成に必要な自由エネルギーが不純物元素の存在により低下し、 m すなわちホールペッチ式のk値が増加する。一方、不純物元素の存在により粒界や亜粒界の構造も同時に変化する。偏析量によっては粒界のledgeよりも亜粒界ledgeから発生した転位が降伏源になる場合があり、この場合にはk値はむしろ減少する。すなわち、ホールペッチ式の傾きk値が不純物量により不連続に変化する可能性を示唆している。つまり、不純物濃度の増加に伴い、単位長さ当りのledge濃度は $1/b$ に到達するまでは増加し、kは増大させる。一方、さらに不純物元素が増加すると結晶粒界でのledge濃度が減少し、結果としてk値を低下させることが示されている。

Spitzig⁸⁾は、最大で0.6%のPを含有する鉄-リン合金において、冷間圧延後焼鈍した素材の降伏応力の粒径依存性を調べた。その結果、k値はP量が0.05~0.10%で極大値を示し、0.20%以上ではむしろ低下する結果を得ている。彼は上述のLiのモデルを引用して、Pの増大によるk値の低下を偏析の影響により起こったものと推定している。ただし意識的にPの偏析を促進させるような処理は行っていない。

本実験で得られた700°Cでの熱処理によるk値の変化をSpitzigの結果⁸⁾と合わせてFig. 5に示す。0.03% P鋼では、700°C処理でもほとんど変化がないが、Spitzigの場合に極大値を示した0.08% Pでは偏析処理により大幅にk値が低下している。つまり、Pの添加量を増すことで予想されるk値の極大値を経ての減少が、Pの偏析処理でより低濃度側で起こることを示したものである。すなわち本実験により得られた結果は、Li⁷⁾により提案された理論的解釈をより直接的に実証したものと考えられる。

いずれにせよ、今回得られた結果は、Pを含有する鋼では、その量によっては焼鈍後の付加的な熱処理との組み合わせで、降伏応力をあまり増加させずに高強度化(引張強さの上昇)が可能になる場合があることを示すもので、工業的にも有益であると考えられる。

4.3 Pの粒界偏析におよぼす結晶粒径の影響

前節までの検討で、Pの偏析により粒界の特性が変化し、

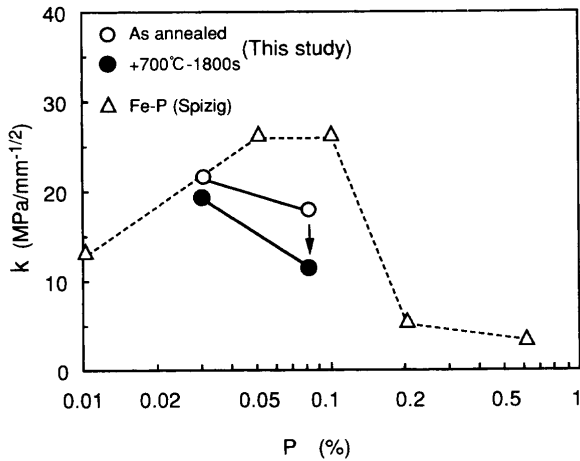


Fig. 5. Change of k -value in the Hall-Petch equation as the function of P content and segregation treatment.

それにより降伏応力の結晶粒径依存性が変化することが明らかになった。とくに Fig. 2 に示したように、700°C 熱処理による高P鋼における降伏応力の低下の程度が結晶粒径が小さいものほど顕著になっていた。このことは、P (ないしはB) の粒界での偏析量に、粒径の影響が現れていることを示唆するものである。そこで今回の鋼において、結晶粒径を考慮して粒界偏析濃度を推定した。

一般に、X 元素の粒内、粒界における平衡濃度は McLean タイプの (2) 式で表現される。

$$X^b/(1-X^b) = X^m/(1-X^m) \exp(\Delta G_x^s/RT) \dots \dots \dots (2)$$

ここで X^b , X^m は粒界および粒内の X 元素の濃度、 ΔG_x^s は X 元素の粒界エネルギーである。(R: ガス定数, T: 絶対温度)

石田⁹⁾は、上式において結晶粒径の効果を考慮できるように拡張した。 X_i ($i=1, 2, 3, \dots$) 多元系における粒界濃度 X_i^b は (3) 式で表現される。

$$X_i^b/(1-\sum X_i^b) = (X_i - 3t/d \cdot X_i^b)/(1-\sum X_i) \exp(\Delta G_{xi}^s/RT) \dots \dots \dots (3)$$

ここで X_i は i 成分の含有量、 d は結晶粒直径、 t は粒界の厚さである。

Fig. 3 に示したように、今回の成分系では C の粒界での偏析量は AES 分析で検出できないほど少なかった。そこで偏析量の算出は、Fe-P-B の 3 元系に限定して行った。粒界の厚さを 1 nm と仮定し^{10,11)}、また P と B の粒界エネルギーはそれぞれ 53 kJ/mol¹²⁾、92 kJ/mol¹³⁾ とした。Fig. 6 に高 P 鋼 (0.08mass%P-0.0010mass%B) の粒径が 10 μm ($d^{-1/2} = 10 \text{ mm}^{-1/2}$) の場合の計算結果を示す。保持温度が低下するにつれ P の粒界濃度が顕著は増加する。一方 B はその変化はあまり大きくない。Fig. 3 に示した AES 分析結果では、B の粒界の偏析量は 820°C に比べ 700°C 保持で大幅に低下しており、計算結果とは異なった結果になっている。著者ら¹⁴⁾は、P の粒界偏析によって粒界 B 濃度の低下が起こる

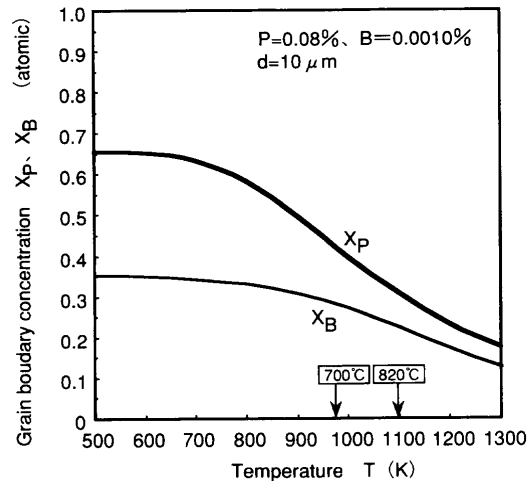


Fig. 6. An example of equilibrium calculation of segregated P and B concentration at grain boundary in 0.08%P-0.0010%B steel in 10 μm grain diameter.

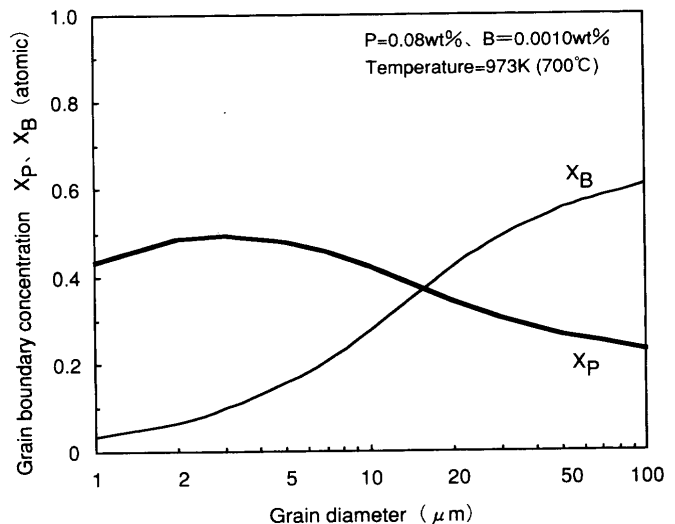


Fig. 7. Influence of grain size of segregated P and B concentration at 973 K.

ことを、0.002%C-0.20%P-0.0020%B 鋼を用いて確認している。今回の計算結果は平衡偏析量を算出したものであり、速度論的な検討は行っていない。再結晶焼鈍の時間(20 s)が非常に短かったことを考慮すれば、Fig. 3 の 820°C における P, B 濃度は平衡偏析値に到達していなかったため、粒界への拡散速度が相対的に大きい B の濃度が高く、P が低くなったものと推定される。

次に、高 P 鋼(0.08mass%P-0.0010mass%B)において、温度を 700°C と固定した場合の粒界濃度におよぼす結晶粒径の影響を Fig. 7 に示す。石田の指摘通り⁹⁾ 粒界での偏析濃度は粒径の影響を顕著に受け、P 濃度は結晶粒径が小さいほど高くなる。一方 B は P と逆の傾向を示す。本研究に用いた高 P 鋼では平均結晶粒径はおよそ 9~23 μm ($d^{-1/2} = 6.5 \sim 10.5 \text{ mm}^{-1/2}$) に変化した。その場合の P の粒界濃度は、Fig. 7 より粒径 d が 23 μm の場合に 33 原子%であったのが、細粒の $d=9 \mu\text{m}$ 材では 42 原子%まで増加している。この結

果は、Fig. 2に示した降伏応力の低下が結晶粒径が小さいものほど顕著であることの原因を推定するのに有効である。結晶粒径が小さい場合、同一の熱処理条件でもPの粒界への偏析の程度が粗粒のものより大きくなる。そのため、4・2節で考察したように粒界の特性が変化し、細粒鋼では粗粒鋼より k 値の低下が顕著になり、その結果降伏強度の低下が顕著に起ったものと推定される。

以上のように深絞り性が要求される冷延高強度IF鋼板には、固溶強化元素としてPが主体的に添加されるが、Pの粒界偏析にともない降伏挙動が大きく変化する。Pは、格子ミスフィットに代表される結晶構造への影響に加えて、結晶粒界に偏析して降伏挙動に対する粒径の寄与度に影響をおよぼす。これらの複合したものをPの固溶強化の機構とすべきと考える。

5. 結論

Pを固溶強化元素として添加した極低炭素IF鋼板の降伏強度におよぼす影響因子についてとくにPの偏析挙動との関連で研究し、以下の結論を得た。

- 1) Pを多く含有する鋼では再結晶焼鈍ままの状態、低P鋼に比べて降伏点伸びが大きく、降伏応力も高い。
- 2) 再結晶焼鈍後に、低温($\sim 700^{\circ}\text{C}$)で等温保持することで、高P鋼の場合でも降伏応力の低下が可能になる。またその傾向は、高P鋼でかつ結晶粒が微細なほど顕著になる。これは、ホールペッチ式の(粒径: d) $^{-1/2}$ の傾き k の低下と対応する。

3) オージェ電子分光分析の結果から、上記の低温保持による降伏応力の低下はPの粒界への偏析に対応している。

4) ホールペッチ式の(粒径: d) $^{-1/2}$ の依存の傾き k 値は、Pの粒界偏析処理により低下する。これは、 Li^{T} による従来の転位論的な考察によっても説明できる。

5) 結晶粒径が小さい場合のほうが、偏析処理によりPの結晶粒界濃度が高くなりやすいことが、粒径を考慮した平衡偏析計算により明らかになった。これが、細粒鋼のほうがPの偏析処理により降伏強度が低下しやすかったことに対する要因であると考えられる。

文 献

- 1) 坂田 敬, 奥田金晴, 瀬戸一洋, 小原隆史: 鉄と鋼, **83** (1997), 593.
- 2) S. Takeuchi: J. Phys. Soc. Jpn., **27** (1969), 929.
- 3) A. R. Buchner and W. Wunderlich: Phys. Status Solidi (A), **135** (1993), 391.
- 4) W. C. Leslie: Metall. Mater. Trans., **3** (1972), 5.
- 5) C. Brun, P. Patou and P. Parniere: Proc. of Metallurgy of Continuous-annealed Sheet Steel, AIME, New York, (1982), 173.
- 6) 周藤悦郎: ストレッチャ・ストレイン, 日本金属学会, 仙台, (1970), 102.
- 7) J. C. M. Li: Trans. Metall. Soc. AIME, **227** (1963), 239.
- 8) J. C. Spitzig: Metall. Mater. Trans., **3** (1972), 1183.
- 9) 石田清仁: 鉄鋼の高強度化の最前線, 日本鉄鋼協会, 東京, (1995), 87.
- 10) B. D. Powell and D. P. Woodruff: Philos. Mag., **34** (1976), 169.
- 11) J. R. Michael and D. B. Williams, Metall. Trans. A, **15A** (1984), 99.
- 12) H. Erhart and H. J. Grabke: Met. Sci., **15** (1981), 1413.
- 13) 木村 宏: 鉄と鋼, **79** (1993), N754.
- 14) E. Yasuhara, K. Sakata, O. Furukimi and T. Mega: 38th Mech. Working and Steel Processing Conf. Proc., ISS, Warrendale, (1996), 409.