

低合金鋼の飽和焼もどし脆化量, 焼もどし脆化速度に及ぼす 合金元素, ミクロ組織, 応力の影響

勝亦 正昭*

Effects of Alloying Elements, Microstructure and Applied Stress
on Amount of Saturated Temper Embrittlement and Embrittling Rate in Low Alloy Steels

Masaaki KATSUMATA

Synopsis : Effects of alloying elements, microstructure and applied stress on temper embrittlement were studied at standpoints of the saturated amount and the rate of embrittlement in low pressure turbine rotor steels. The saturated amount of temper embrittlement was increased by Si or Mn content. It was affected by microstructure, but was not affected by hardness after tempering and applied stress. The saturated amount of temper embrittlement was the largest in a sample with martensite. The next was in a sample with bainite and the smallest in a sample with pearlite. The rate of temper embrittlement was enhanced by an increase in Mn content or hardness or by tensile stress. It was prevented by hydrostatic compression. Si and microstructure did not influence the rate of temper embrittlement. The amount of temper embrittlement increased with the amount of phosphorus segregated to grain boundary in samples with a certain microstructure. The amount of embrittlement was larger in samples with high hardness than in samples with low hardness at a certain amount of phosphorus segregated.

Key words : low alloy steel ; low pressure turbine rotor ; temper embrittlement ; saturated amount of temper embrittlement ; rate of temper embrittlement ; alloying element ; microstructure ; hardness ; applied stress.

1. 緒言

低合金鋼を400~600°Cの温度範囲に保持するか、この温度範囲を徐冷すると、靱性が低下する現象は高温焼もどし脆化と呼ばれ、古くから知られている¹⁾。ある組成の鋼において、焼もどし脆化量は時間とともに増加して、温度により決まる一定の値に飽和し、温度が高いほど脆化速度は大きい(短時間での脆化量は大きい)が、飽和脆化量は小さくなることが知られている²⁾。焼もどし脆化に及ぼす種々の金属学的因子に関しても、数多くの研究^{3)~15)}が行われているが、焼もどし脆化处理としてステップクーリング処理¹⁶⁾や短時間の等温脆化处理による報告が多く、各種の金属学的因子が脆化速度に影響するのか、あるいは飽和脆化量に影響するのかについての見解は明確となっていない。

そこで、本研究では焼もどし脆化に及ぼす合金元素、ミクロ組織、焼もどし後の硬さ及び応力の影響を脆化速度と飽和脆化量の観点から調査した。合金元素量に関しては、基本成分が決まっている鋼種の場合、焼もどし脆化に及ぼす影響が大きく、その量の低減が検討されているSi, Mn^{17)~19)}の影響について調査した。

2. 実験方法

2・1 供試鋼及び熱処理

供試鋼の化学成分をTable 1に示す。鋼1, 2, 3, 5は焼もどし脆化が問題となる低圧タービンローターに用いられる組成の鋼である。鋼4, 6は焼もどし脆化感受性を高くするために、それぞれ低圧タービンローター用鋼の組成からMo, VまたはMoを削減した。また、鋼5を除き、焼もどし脆化を起こしやすくするために、不純物元素P, As, Sn, Sbの量を多くしている。鋼1~3は合金元素(Si, Mn)の影響、鋼1, 4はミクロ組織の影響、鋼1は焼もどし後の硬さの影響、鋼3, 5, 6は応力の影響を調査するために用いた。供試鋼は100kVAの高周波真空誘導炉で溶製され、90kgの鋼塊としたのち、熱間鍛造により15mm角とした。

合金元素の影響を調査した材料は830°C-2hのオーステナイト化後炉冷し、ミクロ組織を低圧タービンローターの一般的組織であるベイナイトとした後、640°C-6h水冷の焼もどし処理を行い、ビッカース硬さ(VHN)を280~290とした。

ミクロ組織の影響はマルテンサイト、ベイナイト、わず

Table 1. Chemical compositions of tested steels/mass%.

Steel	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	V	As	Sn	Sb	Remarks
1	0.20	0.13	0.29	0.015	0.014	3.51	1.84	0.38	0.10	0.012	0.017	0.012	base
2	0.23	0.26	0.31	0.013	0.018	3.48	1.87	0.40	0.10	0.012	0.011	0.013	1+Si
3	0.21	0.08	0.58	0.012	0.021	3.42	1.74	0.39	0.10	0.011	0.011	0.012	1+Mn
4	0.25	0.25	0.30	0.031	0.005	3.49	1.75	—	—	<0.002	<0.005	<0.001	1-Mo-V
5	0.22	0.09	0.34	0.004	0.012	3.52	1.79	0.41	0.10	0.001	0.002	<0.001	1-(P+As+Sn+Sb)
6	0.20	0.11	0.27	0.015	0.012	3.53	1.79	0.01	0.10	0.012	0.017	0.012	1-Mo

かのフェライト、ベイナイトを含むパーライト（以下パーライトと記す）の3組織について調査した。鋼1では各々の組織を得るため830°C-2hのオーステナイト化後、水冷、炉冷、650°C-48hの恒温変態を行い、640°C-2~4h水冷の焼もどしによりVHNを280~290とした。鋼4では1200°Cオーステナイト化後、油冷及び290°C/h、20°C/hで冷却を行い、マルテンサイト、ベイナイト、パーライト組織を得た。その後、焼もどしによりVHNを約220とした。鋼4で得られたそれぞれのミクロ組織をFig. 1に示す。鋼1で得られたミクロ組織もFig. 1とほぼ同じであった。

焼もどし後の硬さの影響は、前述した鋼1の炉冷材を用い、焼もどしパラメーター（ $T(\log t + 20) \times 10^{-3}$ 、 T : 焼もどし温度/K、 t : 焼もどし時間/h）を19.0（640°C-6h水冷と610°C-30h水冷の2条件）と19.9（640°C-65h水冷）とし、VHNを約285と220に変化させ、調査した。

応力の影響を調査した鋼3、5は、870°C-1hのオーステナイト化後、直径1500mmの低圧タービンローター軸の焼入れ冷却速度を模擬し、組織をベイナイトとした。610°C-3h焼もどし後の徐冷による焼もどし脆化の影響を除去するために、610°Cでの脱脆化処理を行った。鋼6では830°C-2hのオーステナイト化後水冷し、マルテンサイト組織とし、

その後640°C-1.5h水冷の焼もどしを行った。

2・2 焼もどし脆化処理

焼もどし脆化を生起させる処理としては、主に520°Cでの等温脆化処理を最大6400hまで行った。また、鋼4に関しては、500°Cで最大400hまでの脆化処理を行った。

焼もどし脆化に及ぼす応力の影響を調査するために、引張応力と静水圧応力を付加した状態で脆化処理を行った。引張応力はカンチレバー方式の定荷重クリープ試験機を用い、鋼6は98及び147MPaの応力下で、520°Cでの等温脆化処理を、鋼3、5は245MPaの応力下で、ステップクーリング処理（610°C→500°C-48h→475°C-72h→450°C-96h→400°C-120h）を行った。また、応力付加試験をするとき、試験機中で同時に応力無付加の試験も行った。静水圧応力はアルゴン雰囲気熱間静水圧プレスを用い、鋼6に147MPaの応力を与え、520°Cで等温脆化処理を行った。試験片の形状は平行部の断面が7mm×11mmで、引張応力付加試験片は両端に直径15mmのねじ部を有している。

2・3 材料試験及び組織観察

熱処理及び焼もどし脆化処理後の供試材から標準サイズの2mmVノッチシャルピー試験片を切りだした。ただし、応力付加試験片からはハーフサイズの2mmVノッチシャルピー試験片を切りだした。焼もどし脆化量は焼もどし脆化処理による50%脆性破面遷移温度（FATT）の上昇量（ $\Delta FATT$ ）より求めた。

シャルピー試験後の試験片を用いて、ビッカース硬さ測定を行い、ビッカース硬さ番号（VHN）で示した。鋼4については、室温での引張試験を行った。試験片のサイズは直径7mm、ゲージ長25mmである。鋼1、4のミクロ組織は、ナイタールで腐食後光学顕微鏡で観察した。焼もどし脆化処理後の試験片から直径3mm-長さ50mmのオージェ電子分光分析用の試験片を切りだした。試験片は端から20mmの位置に深さ1mmの環状切欠を有しており、この部分を 1×10^{-9} torrのオージェ電子分光分析器（PHI社製 590A型）内で約-50°Cに冷却した後、破壊させ、粒界破壊部の元素分析を行った。各偏析元素の量はFe元素の703eVのピーク高さとの比と各元素の相対感度係数を用いて求めた。

3. 実験結果と考察

3・1 Si、Mnの影響

Ni-Cr-Mo鋼においてSi、Mnの飽和脆化量に及ぼす影響

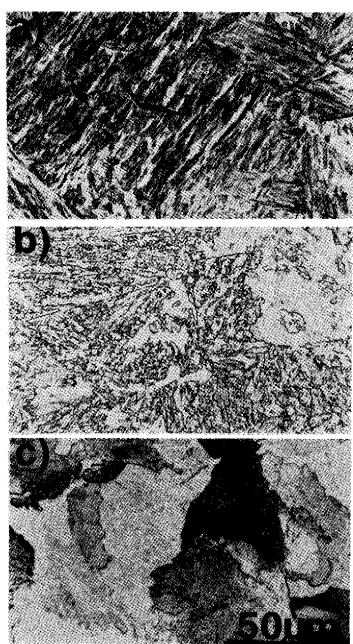


Fig. 1. Optical micrographs of Steel 4
a) martensite, b) bainite, c) pearlite.

を調査した結果は著者の知る限りない。2.25Cr-1Mo鋼においては、極低Si (0.02%), 極低Mn (0.004%) をベース材として、Si, Mn量をそれぞれ0.61%, 0.76%に増加させたとき、480°Cにおける飽和脆化量を調査した結果がMurzaとMcMahon¹⁷⁾により報告されている。それによると、Si, Mn量の増加により飽和脆化量は増加しているが、ベース材で脆化が全く生じていないので、焼もどし脆化が生ずるに十分なSi, Mn量を含む鋼において、Si, Mn量の増加により飽和脆化量が増加するかどうかは不明である。また、脆化速度に関する知見は得られていない。

Fig. 2は鋼1, 2, 3の520°Cにおける等温脆化挙動を調査した結果である。Si, Mn量が増加すると焼もどし脆化が促進することは知られているが、脆化速度を増大させるためか、最大脆化量そのものを増大させるためか明確になっていない。Fig. 2に示したように、ベース鋼である鋼1に比べSi量を高めた鋼2, Mn量を高めた鋼3の飽和脆化量は30~40°C増加しており、Si, Mnは飽和脆化量を増大させることがわかる。Fig. 2中には焼もどし脆化処理にともなう硬

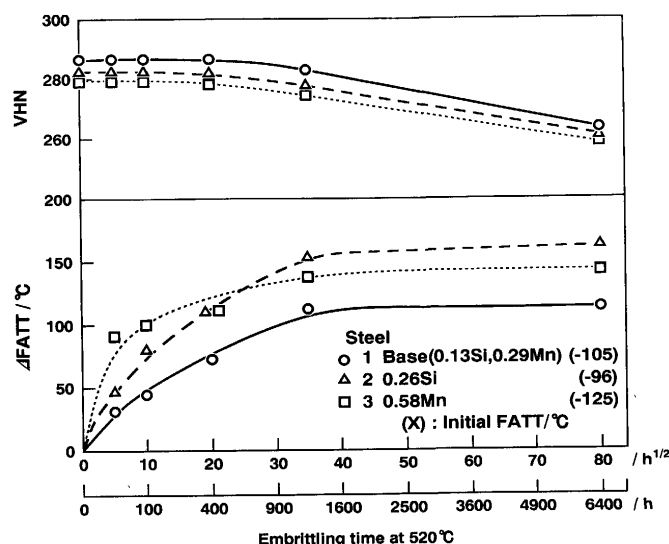


Fig. 2. Effects of Si and Mn contents on 520°C isothermal temper embrittlement.

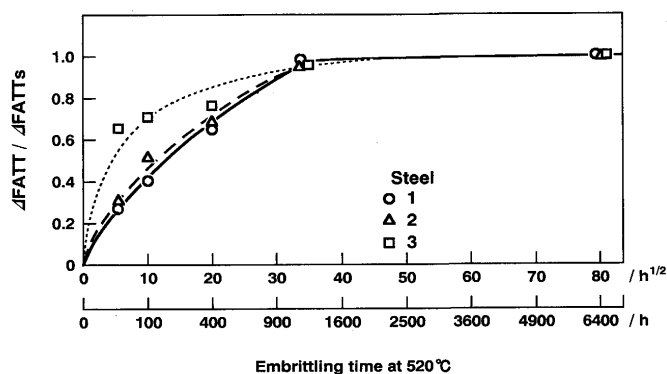


Fig. 3. Effects of Si and Mn contents on 520°C isothermal temper embrittling rate ($\Delta FATT$ s : saturated amount of temper embrittlement).

さの変化も示している。長時間の焼もどし脆化処理をしているため、硬さは若干低下するが、供試材により硬さ変化の挙動に差はみられない。

Fig. 3は飽和脆化量を1としてFig. 2を書きなおしたものである。Si量を増加した鋼2はベース鋼1とはほぼ同様の挙動をしており、Siは脆化速度に変化を与えない。いっぽう、Mn量を増加した鋼3の脆化速度は鋼1と比べると大きく、Mnは焼もどし脆化速度を増大させる。

Table 2に飽和脆化を示した520°C-6400h処理材のオーグ電子分光分析結果を示す。旧オーステナイト粒界にP, Ni, Cr, Moの偏析が認められたが、Mnの粒界偏析は認められなかった。Siの偏析に関してはSiのオーグピークとFeのオーグピークが重なるので、測定が困難である。Si+Feのピークとして測定した結果からSiの偏析量の評価が可能と考えられている²⁰⁾ので、Si+Feのピークを測定した。その結果、Siの増加により、Si+Feのピークは増加した。すなわち、Siの増加により、Siの粒界偏析量は増加すると考えられる。SiまたはMn量が増加してもP, Crの粒界偏析量はほとんど変化しないが、Ni, Moの粒界偏析量は若干減少することがわかる。

焼もどし脆化処理による、Si, Mnの粒界偏析に関しては、Joshiら²¹⁾により初めて報告されたが、その後もSi, Mnともに粒界偏析が観察された結果¹⁸⁾²⁰⁾、Si, Mnともに粒界偏析が観察されなかった結果²²⁾、Mnの粒界偏析は観察²³⁾²⁴⁾されたが、Siのそれは観察されなかった結果²³⁾と明確でない。

Si量の増加による焼もどし脆化材のPの粒界偏析量への影響に関して、2.25Cr-1Mo鋼における報告がある。井上、山本²⁵⁾はSi量を0.2%から0.45%Siに増加させても、Pの粒界偏析量は増加しないと報告している。いっぽう、MurzaとMcMahon¹⁷⁾はSi量の増加はPの粒界偏析量を増加させると報告している。また、Kohnoら²⁶⁾は焼もどし条件により、Pの粒界偏析量に及ぼすSi量の影響は異なると報告している。Saito²⁷⁾は広範囲にSi量 (0.02~0.6%) を変化させたときのPの粒界偏析量を調査した。それによると、Si量0.1%の増加により、Pの粒界偏析量は0.18at%増加すると報告している。この結果から考えると、井上、山本や本実験の結果はSi量の変化が0.13~0.25%と小さかったため、Pの粒界偏析量の変化が少なく、測定のばらつきに含まれてしまったと考えられる。すなわち、Siの増加による焼もどし脆化の促進

Table 2. Amount of elements segregated to grain boundary measured by Auger electron spectroscopy in Steels 1, 2 and 3 /at%.

Steel	P	Ni	Cr	Mo	Mn	$I_{(Si+Fe)}/I_{Fe^*}$	$\Delta FATT/^\circ C$
1 (base)	2.2	7.4	3.8	1.6	nd	4.0	114
2 (1+0.13%Si)	2.1	6.6	4.0	1.5	nd	5.4	162
3 (1+0.31%Mn)	2.3	6.7	3.7	1.1	nd	4.0	145

nd : not detected

*) peak-to-peak ratio between Fe, Si combined peak at 86 to 92eV and Fe peak at 703eV

は、Si量の増加によるPの粒界偏析量の増加もその一因であるが、本実験のようにSi量の変化が小さいときは、井上、山本²⁵⁾が提案しているように、Si自身の粒界偏析量の増加による粒界近傍の硬さ増加にともなう変形能の低下によるものと考えられる。

MurzaとMcMahon¹⁷⁾とGuttman²⁴⁾はMn量の増加によっても、Pの粒界偏析量が増加し、その結果焼もどし脆化が促進されると報告している。本実験では、Mn量増加によるPの粒界偏析量の増加は認められなかった。しかし、Mn量の増加により、Ni、Moの粒界偏析量が若干低下しており、これに伴う粒界破壊強度の低下などを検討する必要があると考えられる。また、Mn量の増加により焼もどし脆化速度が増大するのは、Mnがフェライト中のPの拡散を速める²⁸⁾ためと考えられる。

3・2 ミクロ組織の影響

同一組成の鋼において、ミクロ組織が低温変態生成物となるほど焼もどし脆化感受性が高くなることが知られている^{8)~10)}。しかしながら、飽和脆化量に及ぼすミクロ組織の影響を調査した結果は見られない。Fig. 4に焼もどし脆化に及ぼすミクロ組織の影響を示す。鋼1、4ともマルテンサイト組織を有する供試材の飽和脆化量が最も大きく、次いでベイナイト組織鋼であり、パーライト組織鋼のそれは最も小さい。ただし、焼もどし脆化処理前の初期靱性は、マルテンサイト組織材が最も優れており、次いでベイナイト組織材、パーライト組織材の順である。その結果、飽和脆化に達した後の靱性もこの順であり、焼もどし脆化感受性は高いものの、初期靱性の高い焼入れ組織としておくことが、焼もどし脆化が生起後の靱性も優れているといえる。焼もどし脆化処理に伴う硬さまたは引張強さの変化をFig. 4中に示してある。鋼1は520℃で長時間の脆化処理を行ったので、時間とともに硬さが若干低下するが、ミクロ組織間でその

挙動にほとんど変化はない。鋼4は500℃で比較的短時間の脆化処理のため引張強さに変化はほとんど見られない。

Fig. 5は飽和脆化量を1としてFig. 4を書きなおしたものである。鋼1ではミクロ組織により脆化速度にほとんど変化はみられない。いっぽう、鋼4ではマルテンサイト組織材とベイナイト組織材の脆化速度はほとんど変化はみられないが、パーライト組織材の脆化速度は若干遅くなっている。鋼4は短時間で脆化が急速に進展する鋼で、焼もどし脆化に及ぼす時間依存性が大きいので、誤差が大きくなりやすいことを考慮すると、焼もどし脆化速度に及ぼすミクロ組織の影響は小さいと考えられる。

鋼4の焼もどし脆化の進行にともなう粒界偏析量をオージェ電子分光分析により測定した結果、飽和脆化量が得られた供試材のP、Ni、Crの粒界偏析量はミクロ組織によりほとんど変化が認められなかった。ただし、飽和脆化量の1/2の脆化量である脆化処理時間が25hにおいては、パーライト組織材のP、Ni、Crの粒界偏析量は他のミクロ組織材に比べ少なかった。Fig. 6はPの粒界偏析量と焼もどし脆化量の関係を示したものであるが、両者にあまりよい相関はみられない。同一のP偏析量においてはマルテンサイト組織

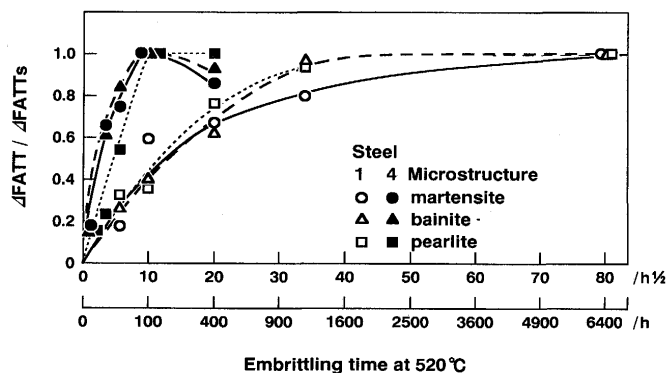


Fig. 5. Effect of microstructure on isothermal temper embrittling rate.

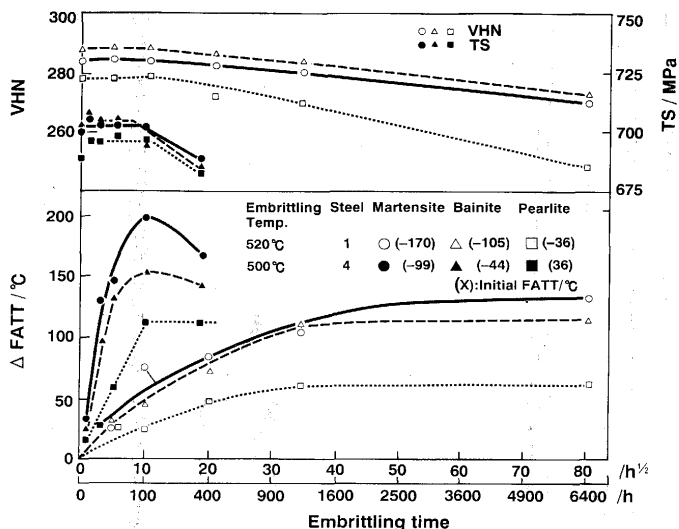


Fig. 4. Effect of microstructure on isothermal temper embrittlement.

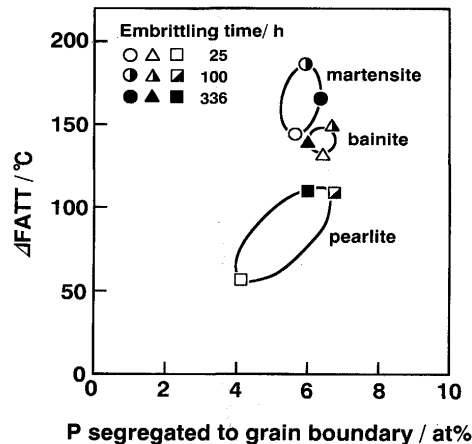


Fig. 6. Relationship between $\Delta FATT$ and amount of phosphorus segregated to grain boundary in Steel 4 with different microstructure.

の脆化量が最も大きく、次いでベイナイト、パーライト組織の順である。

焼もどし脆化に及ぼすマイクロ組織の影響を不純物元素の偏析量との関係で検討した報告は、ViswanathanとJoshi¹⁰⁾によるCr-Mo-V鋼の種々の硬さレベル(HRC10~38)において、ステップクーリング処理によるもののみである。それによると、同一脆化処理条件(飽和脆化に達していないと考えられる)において、マルテンサイト組織材のPの粒界偏析量はベイナイト組織材のそれに比べ多いため、焼もどし脆化量が大きくなると報告している。すなわち、飽和脆化量に達する前においては、マイクロ組織により焼もどし脆化量に差が現れる原因の一つに、Pの粒界偏析量が異なることが考えられる。いっぽう、飽和脆化に達した段階では、Pの粒界偏析量はマイクロ組織により変化せず、同一偏析量でも焼もどし脆化量に差がみられる。これを説明するためには、粒界破壊強度とPの粒界偏析量の関係に及ぼすマイクロ組織に関する詳細な研究が必要と考えられる。

3・3 焼もどし後の硬さの影響

焼もどし後の硬さが増すと焼もどし脆化感受性が增大することが知られている¹⁰⁾。Fig. 7に焼もどし脆化に及ぼす焼もどし後の硬さの影響を示す。飽和脆化量は焼もどし後の硬さによらずほぼ一定の値を示すが、脆化速度はビッカース硬さ約220~290の範囲で、焼もどし後の硬さが高い方が大きい。なお、焼もどし後の硬さが同じ場合は焼もどし温度が変化しても脆化挙動に変化はみられなかった。2.25Cr-1Mo鋼において、焼もどしパラメーターが同じ値(硬さが同じ)でも、焼もどし温度により焼もどし脆化感受性が著しく変化することが報告されている²⁹⁾。この場合、焼もどし温度が変化すると鋼中に析出する炭化物の種類が変化し、鋼中に固溶するCr、Mo量が変化するためと考えられている³⁰⁾。本供試鋼においては析出する炭化物の種類が2.25Cr-1Mo鋼

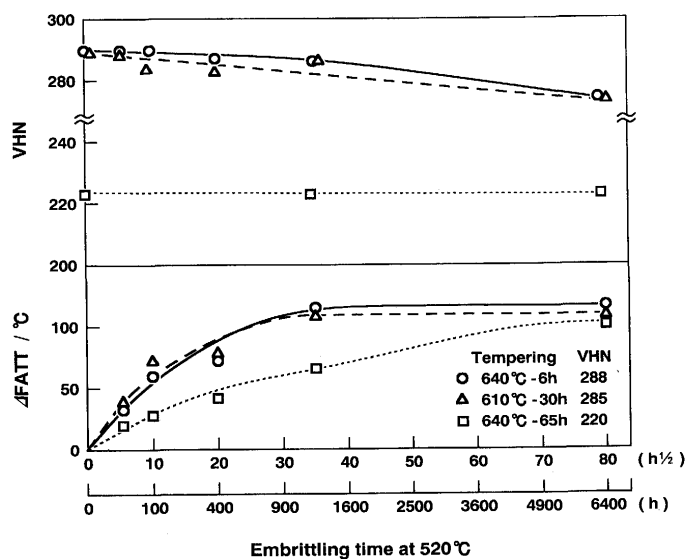


Fig. 7. Effect of hardness after tempering on 520°C isothermal temper embrittlement in Steel 1.

に比べ少ないうえ、焼もどし温度の差が小さかったため、炭化物の種類が余り変化せず、焼もどし脆化挙動への影響が現れなかったと考えられる。

3・4 応力の影響

焼もどし脆化に及ぼす引張応力の影響に関しては、応力により焼もどし脆化が促進される¹²⁾¹³⁾¹⁵⁾、抑制される¹¹⁾及び応力の影響はみられない¹⁴⁾との種々の結果がある。Table 3は245MPaの引張応力を与え、ステップクーリング処理を行った結果である。不純物元素を多量に添加した鋼3の無応力下における脆化量は148°Cであるが、245MPaの応力付加により脆化量は190°Cとなり、応力により約40°C脆化量が増加した。いっぽう、鋼5は不純物元素をほとんど含まない鋼で、無応力下での脆化量は18°Cと少なく、応力を付加しても脆化量は増加しない。応力付加により、0.4~0.7%の塑性変形が起こったが、表中に示してあるように、ステップクーリング処理後の硬さは無応力材と応力付加材とで差がみられなかった。すなわち、応力付加にともなうわずかな塑性変形による靱性変化はほとんどないと考えられる。本実験結果から、焼もどし脆化をほとんど生じない鋼5では応力による脆化の促進が見られないので、鋼3の応力による脆化量の増加は、焼もどし脆化が促進されたためと考えられる。

Fig. 8は鋼6を520°Cで等温脆化処理したときの応力の影響を示す。引張応力を付加した場合、飽和脆化量は応力の有無によらずほぼ一定の値を示す。脆化処理時間が4 hの場合、無応力に比べ、引張応力付加材の脆化量は約20°C増加する。しかし、付加応力が98MPaと147MPaの範囲では、脆化量に及ぼす付加応力の影響はみられなかった。これまで、静水圧応力の焼もどし脆化に及ぼす影響は報告されていないが、本研究ではFig. 8に示すように147MPaの静水圧応力を付加し、4 h脆化処理をすると、脆化量は無付加材と比べて約50°C減少する。Fig. 8中には焼もどし脆化処理にともなう硬さの変化も示してあるが、脆化処理時間が長時間でないため、ほとんど硬さに変化はみられない。また、応力付加材、無付加材の間でも硬さに変化はみられなかった。引張応力による塑性変形量も0.1%以下と非常に小さかった。

Fig. 8には鋼6のPの粒界偏析量に及ぼす応力の影響を、オージェ電子分光分析で求めた結果も示してある。Pの粒界偏析の速度は引張応力の付加で促進され、静水圧応力の付

Table 3. Effect of tensile stress on temper embrittlement by step cooling.

Steel	H.T.	FATT/°C			ΔFATT/°C		VHN		
		Deemb.	Embrittling		0MPa	245MPa	Deemb.	Embrittling	
			0MPa	245MPa				0MPa	245MPa
5	D	-134	-116	-118	18	16	257	256	256
3	D	-124	24	66	148	190	254	252	247

Deemb. : Deembritting

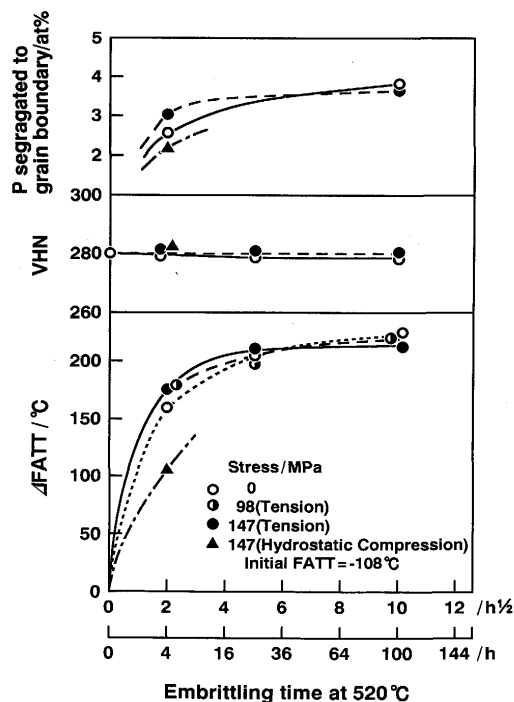


Fig. 8. Effect of applied stress on 520°C isothermal temper embrittlement in Steel 6.

加で抑制されるが、飽和脆化時のPの偏析量は応力により変化しない。Ni, Crの粒界偏析に関してもPと類似の挙動が観察された。須藤と佐藤³¹⁾は低炭素Cr鋼において引張応力(6~13kgf/mm²)を付加して、450°C以上で焼もどし処理を施すとPの粒界偏析量が増加すると報告している。この場合、処理時間が短いため飽和脆化に達する前の挙動を調査しており、本実験結果と一致する。

Fig. 9 に応力の影響を調査した供試材のPの粒界偏析量と焼もどし脆化量の関係を示す。焼もどし脆化量はPの粒界偏析量の増加とともに増加する。すなわち、応力が引張応力

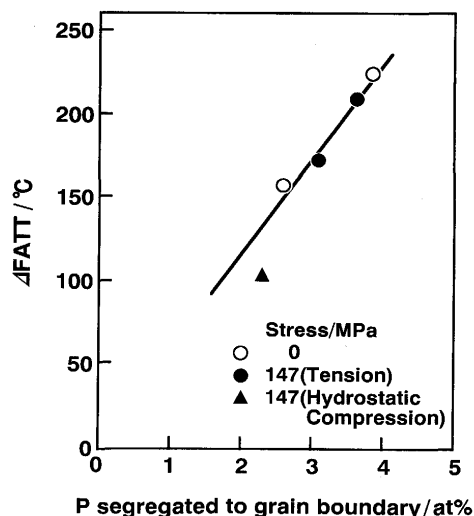


Fig. 9. Relationship between $\Delta FATT$ and amount of phosphorus segregated to grain boundary in Steel 6 in which the effect of applied stress was investigated.

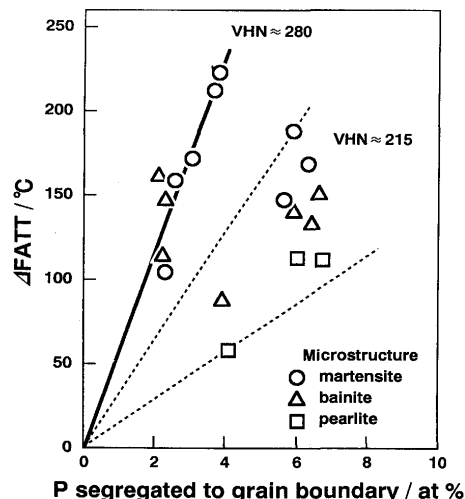


Fig. 10. Relationship between $\Delta FATT$ and amount of phosphorus segregated to grain boundary.

の場合は不純物元素や合金元素のフェライト中での拡散速度が増大し、粒界への偏析速度が大となり、焼もどし脆化速度が増し、反対に、静水圧応力の場合は不純物元素や合金元素のフェライト中での拡散速度が遅くなり、焼もどし脆化速度が低下すると考えられる。

3・5 Pの粒界偏析量と焼もどし脆化量の関係

Fig.10に本実験で得られたPの粒界偏析量と焼もどし脆化量の関係をまとめて示す。Pの粒界偏析量が増すと、焼もどし脆化量が増加する傾向にあるが、Pの粒界偏析量が同じであっても硬さレベルが高いと、焼もどし脆化量は大きくなる。同様の結果が、Mulfordら³²⁾により報告されている。硬さレベルが異なると焼もどし脆化量が変化することはすでにFig. 7に示した。Fig. 7で示した供試材での粒界偏析量の測定は行っていないが、硬さが変化しても飽和脆化量は変化しないので、硬さの低い供試材では高い供試材に比べて飽和脆化時のPの粒界偏析量は大きくなっていると考えられる。

4. 結言

焼もどし脆化に及ぼす合金元素、ミクロ組織及び応力の影響を脆化速度と飽和脆化量の観点から調査し、次の結果が得られた。

1) Si, Mn量を増加させると飽和脆化量は増加する。また、Mn量の増加は脆化速度を増加させるが、Si量は脆化速度に影響しない。

2) 焼もどし脆化に及ぼすミクロ組織の影響は、飽和脆化量に影響し、脆化速度には影響しない。飽和脆化量はマルテンサイト組織が最も大きく、次いで、ベイナイト組織、パーライト組織の順である。

3) 焼もどし脆化に及ぼす焼もどし後の硬さは、焼もどし脆化速度に影響し、飽和脆化量には影響しない。焼もどし

脆化速度は硬さレベルが高いほど大きい。

4) 応力により焼もどし脆化速度は影響されるが, 飽和脆化量は影響されない。

5) 焼もどし脆化量はPの粒界偏析量の増加と共に増大するが, 硬さレベルの高い材料の方が大きい。

文 献

- 1) 例えば, 三村 宏: 鉄と鋼, **57** (1971), p. 2273
- 2) 例えば, L.D. Jaffe and D.C. Buffum: Trans. ASM, **42** (1950), p. 604
- 3) 例えば, J.R. Low, Jr., D.F. Stein, A.M. Turkalo and R.P. Laforce: Trans. Metall. Soc. AIME, **242** (1968), p. 14
- 4) 例えば, R. Viswanathan and T.P. Sherlock: Metall. Trans., **3** (1972), p. 459
- 5) 例えば, W. Steven and K. Balajiva: J. Iron Steel Inst., **193** (1959), p. 141
- 6) 例えば, A.E. Powers: J. Iron Steel Inst., **186** (1957), p. 323
- 7) 例えば, B.J. Schultz and C.J. McMahon, Jr.: "Temper Embrittlement of Steel", ASTM STP 499 (1972), p. 104
- 8) B.C. Woodfine: J. Iron Steel Inst., **173** (1953), p. 240
- 9) T. Wada and D.V. Doane: Metall. Trans., **5** (1974), p. 231
- 10) R. Viswanathan and A. Joshi: Metall. Trans., **6A** (1975), p. 2289
- 11) E.F. Steeb and P.C. Rosensthal: Trans. AIME, **196** (1958), p. 706
- 12) C.D. Clauser, L.G. Emmer, A.W. Pense and R.D. Stout: 37th Midyear Meeting of API, Preprint No. 57-72, (1972), [API]
- 13) 金沢正午, 中村治方, 乙黒靖男, 鈴木健夫, 橋本勝邦, 三井田隆: 鉄と鋼, **59** (1973), S533
- 14) L.G. Emmer, C.D. Clauser and J.R. Low, Jr.: Welding Research Council Bulletin, 183 (1973)
- 15) M. Suzuki, K. Fukaya and T. Oku: Trans. Iron Steel Inst. Japan, **22** (1982), p. 862
- 16) A.E. Powers: Trans. ASM, **48** (1956), p. 149
- 17) J.C. Murza and C.J. McMahon, Jr.: Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol., **102** (1980), p. 369
- 18) 渡辺十郎, 進藤弓弦, 村上賀国: 日本製鋼所技報, **38** (1978), p. 69
- 19) R.L. Bondan and R.F. Cappellini: Electric Power Research Institute Steering Committee Meeting, Washington DC, (1982)
- 20) C.J. McMahon, Jr., J.C. Murza and D.H. Gentner: Trans. ASME, J. Eng. Mater. Technol., **104** (1982), p. 241
- 21) A. Joshi, P.W. Palmberg and D.F. Stein: Metall. Trans. A, **6A** (1975), p. 2160
- 22) B.C. Edwards, H.E. Bishop, J.C. Riviere and B.L. Eyre: Acta Metall., **24** (1976), p. 957
- 23) J.P. Coad, J.C. Riviere, M. Guttman and P.R. Krahe: Acta Metall., **25** (1977), p. 161
- 24) M. Guttman, Ph. Dumoulin, Mme. M. Palmier, P.K. Blanc and H. Biscondi: Mem. Sci. Rev. Metall., **74** (1977), p. 377
- 25) 井上 泰, 山本広一: 日本金属学会秋期大会シンポジウム講演予稿, (1977), p. 126
- 26) M. Kohno, M. Makioka, S. Kinoshita and A. Suzuki: ASTM STP 755, (1982), p. 208
- 27) Y. Saito: Proc. Czech and Slovak - Japan Technical Exchange Meeting, Frydek-Mistek, CSFR, Vol.1 (1991), p. 103
- 28) P. L. Gruzin and V. V. Minal: Fiz. Metal. Metalloved., **17** (1964), p. 62
- 29) 勝亦正昭, 高田 寿, 平野宏通, 高野正義, 牧岡 稔: 鉄と鋼, **63** (1977), A155
- 30) J. Yu and C.J. McMahon, Jr.: Metall. Trans. A, **11A** (1980), p. 277
- 31) 須藤 一, 佐藤和明: 日本金属学会誌, **41** (1977), p. 458
- 32) L.A. Mulford, C.J. McMahon, Jr., D.P. Pope and H.C. Feng: Metall. Trans. A, **7A** (1976), p. 1183