

© 1989 ISIJ

論 文

鋭敏化した 17Cr-12.5Ni-2Mo-0.05Nb-0.2N 鋼の極低温での機械的性質に及ぼすりんとボロンの影響

嶋 田 雅 生*

Effect of Phosphorus and Boron on Cryogenic Mechanical Properties of a Sensitized 17Cr-12.5Ni-2Mo-0.05Nb-0.2N Steel

Masao SHIMADA

Synopsis:

This research was undertaken to clarify effect of phosphorus and boron on cryogenic mechanical properties of a sensitized 17Cr-12.5Ni-2Mo-0.05Nb-0.2N steel. The steel was sensitized at 923~993 K for 270~720 ks and was investigated at low temperature, especially at 4 K. An addition of either phosphorus or boron affected precipitation at grain boundaries during sensitization. Phosphorous increased the grain boundary precipitates. Boron suppressed the phosphorous effect. Both elements, however, did not show clear effect on tensile properties at 4 K of the sensitized steel. In a high phosphorous alloy, Fe₂Mo other than CrNbN, M₂₃C₆, Cr₂N and Nb (CN) precipitated and led to intergranular fracture. Therefore a deterioration of fracture toughness at 4 K for sensitized steel became much evident with an increase in phosphorous content. On the otherhand, boron addition prevented intergranular failure and resulted in high fracture toughness for the sensitized one.

Segregated phosphorus atoms seem to promote nucleation of precipitation and weaken an interfacial binding of precipitates, especially Fe₂Mo. On this assumption, effect of phosphorus and boron addition on mechanical properties at 4 K could be explained.

Key words: austenitic stainless steel; sensitization; niobium; phosphorous; nitrogen; boron; low temperature; tensile properties; fracture toughness; precipitation; grain boundary; intergranular fracture.

1. 緒 言

極低温にて使用される高磁界用超伝導マグネットには、金属間化合物の Nb₃Sn が用いられる。大型の高磁界用超伝導マグネットの構造材料には高強度・高靱性が極低温で必要とされる¹⁾²⁾。極低温構造材料として代表的な SUS 304, 316 等の鋼については、溶体化材の極低温での機械的特性について研究されている³⁾⁴⁾。一方、前述の Nb₃Sn は脆いため、銅またはブロンズ中に埋め込んだ Nb を線引き加工後、Sn と反応させて Nb₃Sn フィラメントを生成する⁵⁾。この Nb₃Sn 生成処理は、900~1000 K の温度で 180~720 ks の時効により施される。マグネット構造材料が超伝導体とともにこの処理を受ける場合があり、構造用鋼にとっては鋭敏化処理を受けることに相当する。このため、炭化物の粒界析出また

は σ 相などの析出により耐食性・靱性の劣化が生じる⁶⁾⁷⁾。

筆者らはこの熱処理（以後時効と呼ぶ）に対して靱性劣化を回避するには窒素添加オーステナイト系ステンレス鋼への Nb 添加を提案している⁸⁾⁹⁾。本鋼の 973 K × 270 ks での時効析出物はほとんどが CrNbN であり、他に M₂₃C₆, Nb(CN), Cr₂N がみられた。極低温下の機械的特性には、これらの析出物が関係している^{8)~11)}。

時効の影響に対しては微量元素が大きな効果を及ぼす場合があり、安定した耐時効特性を得るには不純物元素、微量添加元素の制御が重要である。この観点より、マルテンサイト鋼の報告から¹²⁾、時効による特性劣化を促進すると予想されるりん(P)と逆に抑制すると考えられるボロン(B)の影響について検討した。本研究では、時効の影響がシャルピー試験より明瞭に現れる破壊靱性試験

平成元年 1 月 17 日受付 (Received Jan. 17, 1989)

* (株)神戸製鋼所超電導・低温技術センター (Superconducting and Cryogenic Technology Center, Kobe Steel, Ltd., 1-5-5 Takatsukadai Nishi-ku Kobe 673-02)

Table 1. Chemical compositions of the steels tested (mass%).

	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	N	Nb	B
A	0.008	0.12	1.29	<0.003	0.0057	12.40	17.05	2.03	0.210	0.053	—
B	0.009	0.11	1.27	0.008	0.0059	12.42	17.24	2.02	0.218	0.048	—
C	0.010	0.12	1.27	0.016	0.0041	12.42	17.16	2.01	0.203	0.047	—
D	0.009	0.13	1.29	0.036	0.0052	12.44	17.31	2.01	0.199	0.049	—
E	0.008	0.14	1.26	0.007	0.0056	12.70	16.91	1.96	0.202	0.050	0.0028
F	0.009	0.12	1.28	0.007	0.0051	12.72	16.96	1.97	0.205	0.050	0.0041

を¹⁰⁾¹¹⁾中心に実験を行ったので、その結果を報告する。

2. 実 験

2.1 供試鋼

Table 1 に示す組成の供試鋼を、90 kg 鋼塊にて真空溶製した。基本成分は、Fe-0.01 C-12.5 Ni-17 Cr-2 Mo-0.2 N-0.05 Nb であるが、A~D 鋼は P 量を 0.003% 以下から 0.036% まで変化させたもので、E, F 鋼は B をそれぞれ 28 ppm, 41 ppm 添加したものである。各供試鋼は 1473 K にて 7.2 ks の加熱後、85 mm 厚さのスラブに鍛造した。続いて 1473 K から 1273 K の間で圧延により 28 mm 厚さの鋼板としたのち、1373 K で 7.2 ks の加熱・水冷の溶体化処理を施した。この後、各鋼板を分割して 923 K, 973 K, 998 K にて 270 ks または 720 ks の時効を施して、溶体化材とともに実験に供した。

2.2 引張試験

引張試験片は、圧延方向と直角 (T 方向) に板厚 1/4 の位置から切りだした。試験片形状は、平行部が 3 mm φ の丸棒試験片と 1 mm 厚さで 4 mm 幅の板状試験片とした。引張試験は、歪み速度を $8 \times 10^{-4} \text{s}^{-1}$ と一定にして、常温と液体窒素中 (77 K) と液体ヘリウム中 (4 K) にて実施した。

2.3 破壊靱性試験

破壊靱性試験片としては、ASTM E813-81 に従って 25.4 mm 厚さのコンパクトテンション (CT) 試験片を用いた。試験片方向は、荷重方向を圧延方向と直角に、き裂進展方向を圧延方向 (TL 方向) とした。予き裂導入は、放電によるノッチ加工後常温にて疲労により導入した。導入条件は、応力比を 0.1, 応力拡大係数幅を $30 \text{ MPa} \sqrt{\text{m}}$ 以下、振動数を 30 Hz とした。破壊靱性試験としては、供試鋼が高靱性材料のため J_{IC} 試験を選択した。4 K での測定法は、除荷コンプライアンス法とし、き裂長さの計算には SAXENA らの式を用いた¹³⁾。ヤング率は引張試験の結果から 215 GPa を採用した。また、 J_{IC} から K_{IC} への変換は次式により行った。ここで、E はヤング率である。

$$K_{IC}^2 = E \cdot J_{IC}$$

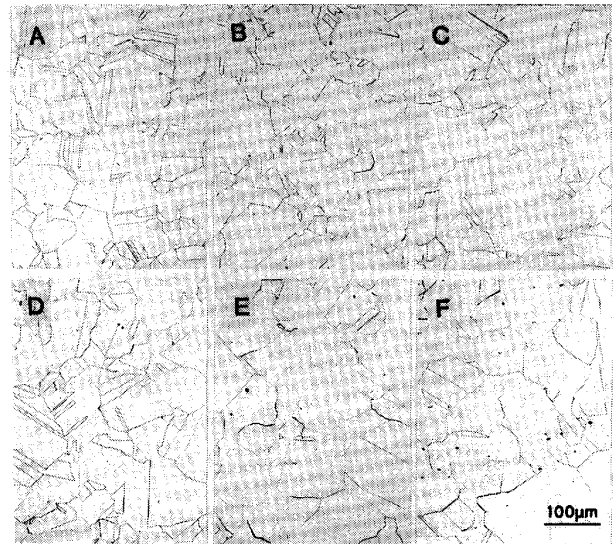


Photo. 1. Optical micrographs of as-solutioned steels.

2.4 組織観察

供試鋼のミクロ組織観察は 4 K に冷却後、光学顕微鏡により行った。B の偏析調査には α 線の Fission track 法を用いた。時効による析出物については、カーボン抽出レプリカ膜を作製して電子顕微鏡により種類、分布、形状を調べた。また、引張試験片と破壊靱性試験片の破面観察を、走査型電子顕微鏡にて行った。

3. 実 験 結 果

3.1 時効による組織変化と析出物

Photo. 1 に溶体化状態での光顕によるミクロ組織を示す。A~D 鋼はやや混粒であるが粒度番号は約 5, E, F 鋼は約 4 である。時効による光顕組織の変化は明瞭には観察されないが、時効により粒界が腐食されやすくなり粒界が丸みを帯びる傾向が P 量の多い C~D 鋼にうかがわれた。

A 鋼の 973 K 時効中でのビッカース硬度変化を 720 ks まで測定したが、硬度は 180 ± 3 の範囲で、変化は小さかった。

析出物については、溶体化材ではわずかな未固溶の析出物 (CrNbN) がみられるのみであった。973 K で 270



Photo. 2. Extracted replicas from the steels aged at 973 K for 720 ks.

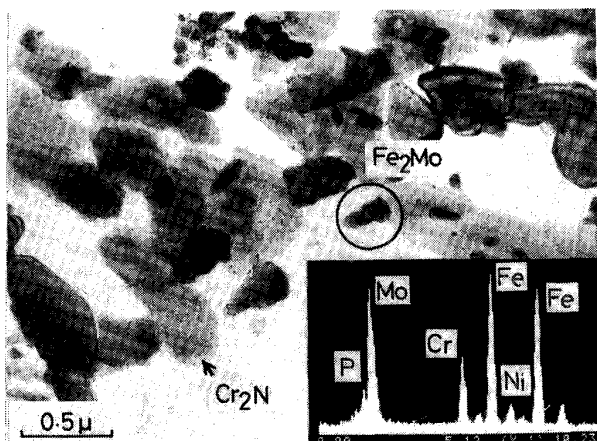
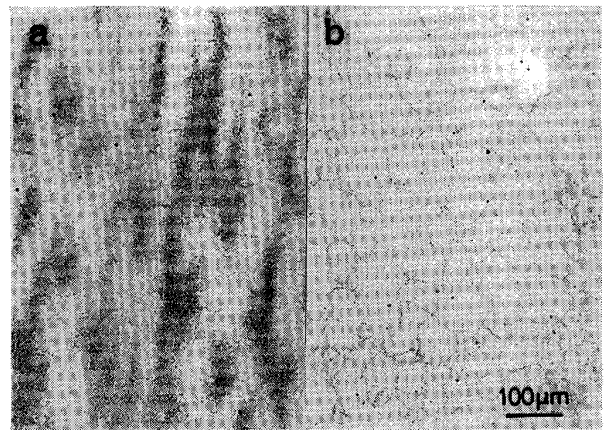


Photo. 3. Cr_2N and Fe_2Mo extracted from D steel aged at 973 K for 720 ks. EDX pattern was obtained from a circled Fe_2Mo .



a : D steel b : E steel

Photo. 4. α particle fission track images of D and E steels aged at 973 K for 270 ks.

ks 時効材には、すでに報告したように粒内に CrNbN が、粒界には CrNbN と Cr_2N が析出していた⁸⁾。P が多い D 鋼では、粒界析出量も増加した Fe_2Mo の析出が認められた。973 K で 720 ks 時効材の抽出レプリカによる析出物の観察結果を Photo. 2 に示す。270 ks の場合と比較すると、粒内に析出した CrNbN はほとんど変化がない。一方、粒界析出物は時間とともに量が増加しているが M_{23}C_6 は減少している。A 鋼から D 鋼へと P 量増加とともに析出量が多く、 CrNbN に対して相対的に Cr_2N と Fe_2Mo が多くなる傾向が観察された。Photo. 3 に、D 鋼の Cr_2N と Fe_2Mo の抽出レプリカ写

真を示す。灰色がかった析出物が Cr_2N で、黒く見えるのが Cr を含む Fe_2Mo である。また、 Fe_2Mo の EDX のピークには P が認められた。X 線回折でも Fe_2Mo のピークを観察している。B 添加の E, F 鋼は、同じ P 量の B 鋼に比較して、粒界析出物が少なくかつ小さい。B と窒素が存在すると BN を析出すると低合金鋼では報告されているが¹⁴⁾、本実験では検出していない。

P 量の多い D 鋼と、B 添加の E 鋼の 973 K で 270 ks の時効材の B の偏析状態を Photo. 4 に示す。D 鋼では B の粒界偏析はみられないが、E 鋼では粒界偏析が明瞭に観察される。また、B 添加鋼では溶体化材で

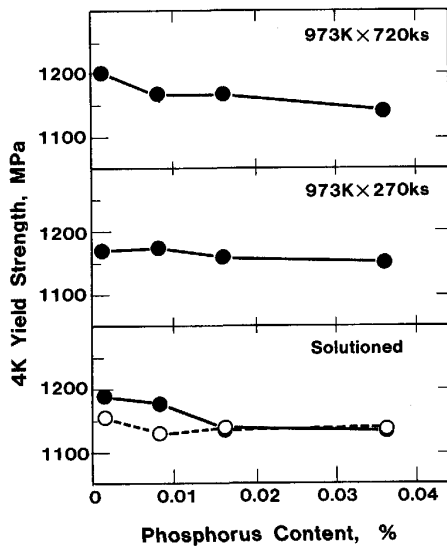


Fig. 1. Phosphorus dependence of yield strength at 4 K for the steels as-solutioned and aged.

も B が粒界には偏析していた。Photo. 4 に示したように、時効後もなお粒界に B が偏析している。

3.2 引張試験結果

4 K での引張試験における応力-変位曲線にはセレーションが観察された。溶体化材と時効材では応力-変位曲線の形には大きな差はみられなかった。これは従来の報告と一致している¹⁰⁾¹¹⁾¹⁵⁾。また、P, B 添加による応力-変位曲線への影響も明確ではなかった。4 K で 12% の変形では α' マルテンサイトは誘起されないが、40% 以上の変形で破断試験片には誘起され約 80% を占めている。

Fig. 1 に溶体化材と時効材 (973 K にて 270 ks と 720 ks) の 4 K における耐力を P 量に対してプロットした結果を示す。黒丸が実験値であるが、窒素量の影響があるため、溶体化材では窒素量の差を高橋らの結果から補正して³⁾、0.21% N と仮定した値を白丸で示してある。Fig. 2 には 4 K での耐力に及ぼす B の影響を同様にプロットした結果を示す。B 無添加鋼としては P 量が等しい B 鋼を選んでいる (以下同じ)。溶体化材に対しては窒素量を E~F 鋼の平均値 0.203% に補正した値を白丸で示している。溶体化状態では補正值を考慮すると、P と B の耐力に及ぼす影響はみられない。時効材も溶体化材と同様な傾向を示し、P と B の影響は明らかではない。

Fig. 3 に 270 ks 時効した A, E, F 鋼の 4 K での耐力を時効温度に対してプロットした結果を示す。973 K 以下の温度では時効温度の影響はほとんどみられない

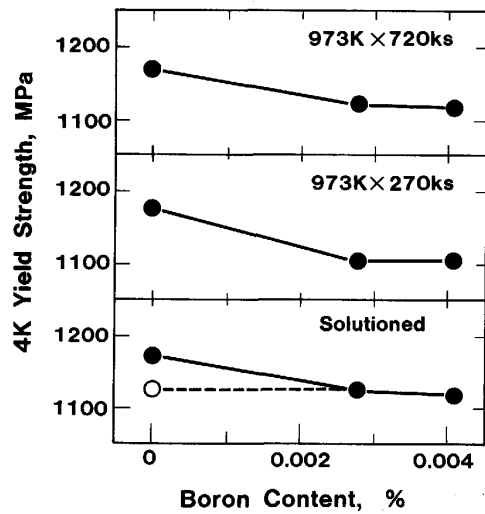


Fig. 2. Boron dependence of yield strength at 4 K for the steels as-solutioned and aged.

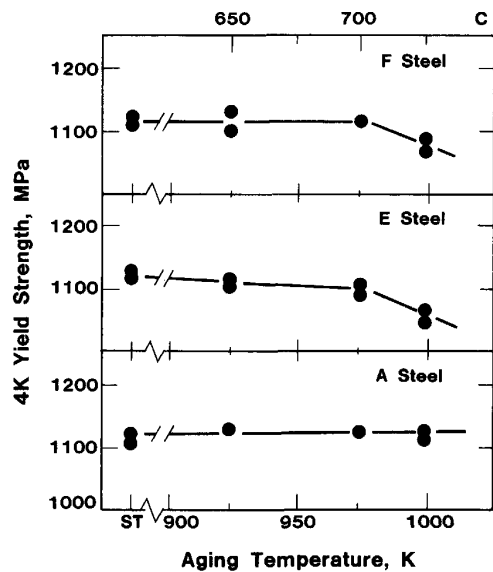


Fig. 3. Aging temperature dependence of yield strength at 4 K.

が、B 含有の E, F 鋼は 998 K 時効材が他の温度のものに比較して 4 K の耐力は約 50 MPa の低下を示した。B~D 鋼は A 鋼と同様に 4 K の耐力は時効温度依存性を示さなかった。

Fig. 4 に溶体化材と時効材 (973 K x 270 ks, 720 ks) の 4 K での破断伸び (以後伸びと呼ぶ) の P 量依存性を耐力と同様に示す。伸びは 44~49% でほぼ一定であり P 量に対する依存性は小さい。Fig. 5 に 4 K での伸びの B 量依存性を示すが、 $46 \pm 2\%$ の範囲でほぼ一定であり B 依存性は明確ではない。4 K の試験片は、E, F 鋼の破面はすべてディンプルであったが、A~D 鋼では

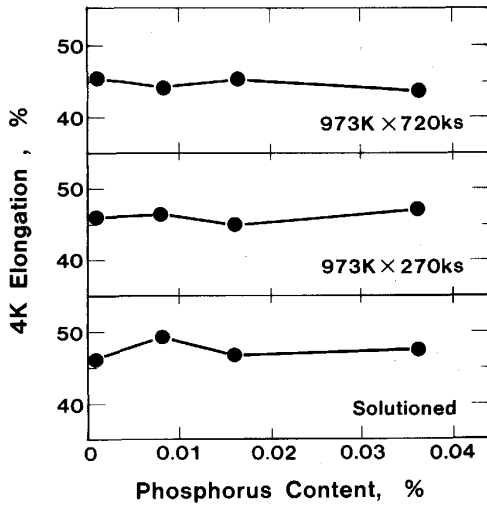


Fig. 4. Phosphorus dependence of elongation at 4 K for the steels as-solutioned and aged.

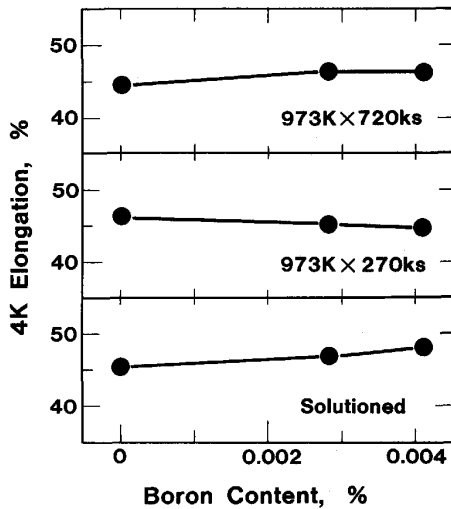


Fig. 5. Boron dependence of elongation at 4 K for the steels as-solutioned and aged.

時効温度が高くまた時間が長くなるとディンプル中に粒界破面が現れその割合が増加していた。A鋼の粒界破面は973Kで720ks時効材でわずかに見られるのみであるが、P量とともにその割合が増加していた。特に、D鋼の923Kで270ksの時効材は全面ディンプルであるが973Kで720ksの時効材はほぼ全面が粒界破面であった。

3.3 破壊靱性試験結果

溶体化材と973Kでの270ksおよび720ks時効材の4Kでの破壊靱性値 K_{IC} のP量依存性を、Fig. 6に示す。溶体化材はP量が0.01%を超えるとP量とともに K_{IC} が緩やかに低下する傾向がみられる。270ksの時効では、Pを含むB~D鋼は溶体化材より約30MPa

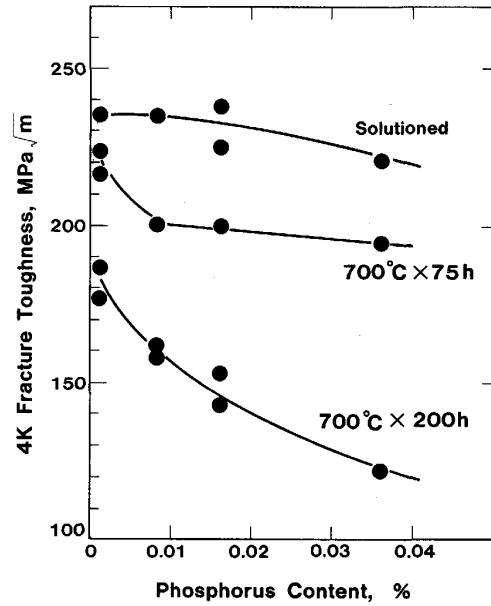


Fig. 6. Phosphorus dependence of fracture toughness at 4 K for the steels as-solutioned and aged.

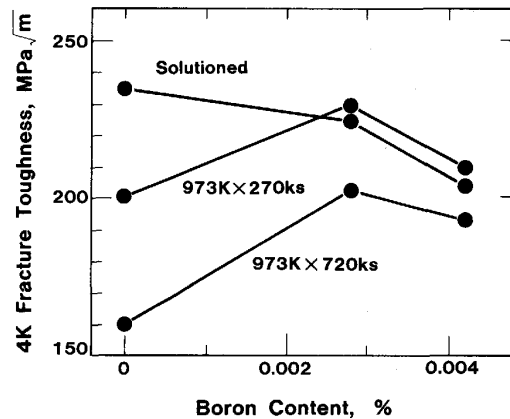


Fig. 7. Boron dependence of fracture toughness at 4 K for the steels as-solutioned and aged.

\sqrt{m} の K_{IC} 劣化が生じ、P量とともに K_{IC} が低下する傾向がうかがえる。さらに長時間の720ksの時効材ではP量とともに K_{IC} が顕著に低下し、0.036%添加により K_{IC} が185MPa \sqrt{m} から120MPa \sqrt{m} へと60MPa \sqrt{m} の減少を示している。Fig. 7にはFig. 6と同様に4Kでの K_{IC} のB量依存性を示す。溶体化材はB添加により K_{IC} の減少を示している。しかし、時効材では270ksおよび720ks時効の両方に対してB添加による K_{IC} の改善がみられ、28ppmB添加により K_{IC} が30~40MPa \sqrt{m} だけ向上している。また、Bの過剰添加は K_{IC} を低下させる傾向が観察された。

Photo. 5に、973Kにて720ksの時効材の4K破壊靱性試験破面を示す。A鋼はディンプルを示すが、B

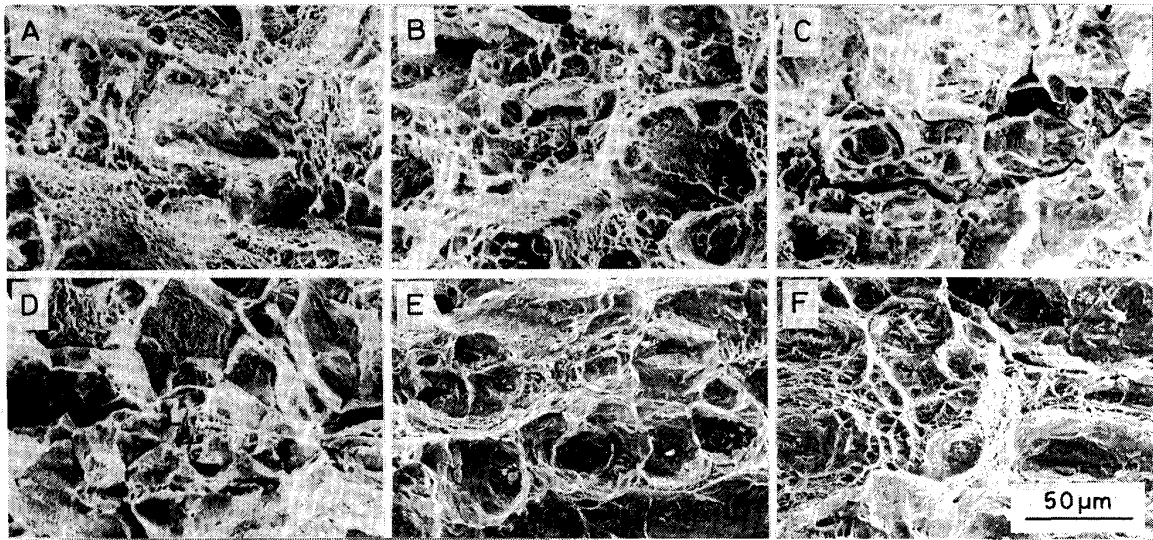


Photo. 5. SEM fractographs of J_{IC} specimens tested at 4 K. A~E steels were aged at 973 K for 720 ks and tested.

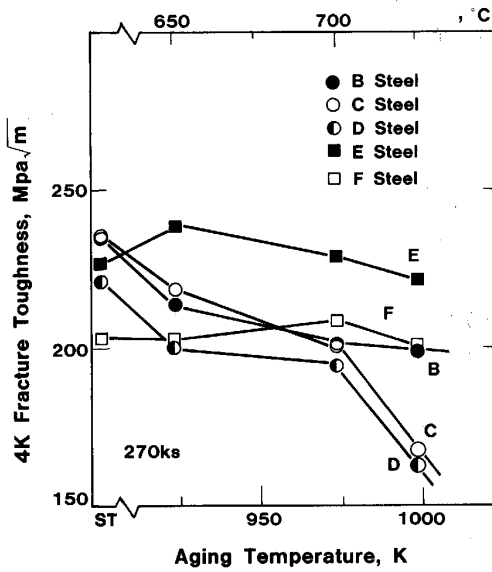


Fig. 8. Aging temperature dependence of fracture toughness at 4 K.

鋼ではディンプル以外にわずかだが部分的に粒界破面が現れ、C、D 鋼ではほぼ全面に粒界破壊を示している。すなわち、A~D 鋼と P 量が増すにしたがって粒内破壊から粒界破壊へと変化している。一方、B 添加の E、F 鋼は全面にわたり典型的な粒内ディンプル破面を呈している。また、これらの破面での比透磁率は全試験材で 1.01 ± 0.005 であり α' マルテンサイトは誘起されていなかった。

Fig. 8 に、270 ks 時効した B~F 鋼の 4 K での K_{IC} に及ぼす時効温度の影響を示す。P 添加の B~D 鋼は

時効温度が高くなると K_{IC} は低下し、特に P の多い C、D 鋼は 998 K で大きく低下している。P の少ない B 鋼は C、D 鋼ほど時効温度による K_{IC} の差はみられない。一方、B 添加の E、F 鋼は時効温度依存性が B~D 鋼に比較して小さい。E 鋼の K_{IC} は 923 K 時効材が溶体化材よりも高くなり、時効温度の上昇とともに緩やかに低下しているが、この E 鋼が時効材の中では最も高い K_{IC} を示している。F 鋼の K_{IC} は時効温度依存性は小さい。

4. 考 察

4.1 析出に及ぼす成分の影響

4.1.1 りんの影響

P 量を変えた A~D 鋼の析出物観察結果を比較すると、Photo. 2 に示したように P 量が多いほど粒界析出物の大きさや量とともに増加する傾向がみられた。この傾向は時効時間および温度とともに顕著になっている。時効により P は粒界に偏析することが SUS 304 L、316 L、321 でも報告されている^{16)~18)}。炭化物 $M_{23}C_6$ については偏析した P が析出核発生を促進する^{19)~21)}。しかし、本実験では $M_{23}C_6$ の粒界析出は少なく、主な析出物は窒化物の $CrNbN$ 、 Cr_2N である。これについての P の影響の報告例は見あたらない。粒内析出した $CrNbN$ は固溶 Nb の枯渇のためか時効時間による量的変化はみられないが、粒界析出した $CrNbN$ は時効時間とともに減少して Cr_2N が増加する傾向がある。P 量の多い場合は Fe_2Mo がさらに析出する。P による効果のうち P と結合した過剰空孔の存在は¹⁹⁾ 時効中に平衡

に達すると考えられるので、過剰空孔による Cr や Mo の拡散促進効果が長時間にわたり保持されるとは考えにくい。一方、 Cr_2N と Fe_2Mo にたいしても M_{23}C_6 の場合と同様に²⁰⁾²¹⁾ P は粒界での析出サイトを提供し核発生を容易にすると考えると、P 量の増加とともに析出物が増加する傾向が説明できる。

4.1.2 ボロンの影響

B が粒界に偏析しやすいことは、よく知られている^{14)22)~24)}。KARLSSON らは、SUS 316 の溶体化材でも B が粒界に非平衡偏析することを報告している²²⁾。彼らによると、B は空孔と結合し、冷却中に空孔がシンクとなる粒界に吸収されるため B も粒界に拡散する。このとき、B は双晶境界には偏析しない。また、B の偏析場合には P の偏析が観察されないとしている。供試鋼を溶体化後水冷すると 30°C/s 程度の冷却速度が予想されるが²⁵⁾、KARLSSON らは、この冷却速度のときに B 偏析が顕著であるとしている。本実験でも Photo. 4 に示したように E, F 鋼では時効前にすでに B が粒界に偏析していることが確認されている。すなわち、B 添加の E, F 鋼では P の粒界偏析が抑制されていると考えられるので、偏析した P による粒界析出促進効果が弱められる。このため、B 添加鋼は粒界析出物が少ないと言えよう。

4.2 4 K の機械的性質への影響

4.2.1 引張特性

Fig. 1, 2 に示した 973 K 時効材の 4 K での耐力に及ぼす窒素量の影響に関する報告はないが、時効による硬度変化の少ないことから窒化物の析出硬化と固溶窒素減少による軟化とが適度につきあい、溶体化材と同程度の耐力が現れていると推定される。P と B の粒内での CrNbN 析出への影響はみられないことから、4 K での耐力への P と B の影響は無いと考えられる。Fig. 3 の B 添加の E, F 鋼の 998 K 時効材の耐力低下は新たな窒化物析出による固溶窒素量の減少が原因と予想されたが、窒化物の定量分析、抽出残渣の X 線解析、抽出レプリカ観察では耐力低下の無い 973 K の場合との差がみられず、原因を明らかにできなかった。

Fig. 4, 5 に示したように、4 K での伸びに及ぼす P, B と時効の影響は明確には観察されなかった。筆者は準安定オーステナイト鋼の時効材の伸びが Md_{30} により²⁶⁾ 整理できることを報告した¹⁵⁾。本供試鋼は Md_{30} が約 110 K の準安定オーステナイトのため時効材の伸びは変態誘起塑性のため溶体化材と同等となることはありえる。D 鋼の 973 K で 720 ks の時効材は粒界析出物が多く粒界破壊を呈するが、この時絞り率が 70% 以上で

あったことから、粒内変形による粒界への応力集中だけでなく応力の 3 軸度が高まり粒界破壊に到ったと考えられる。すなわち、粒界破壊はネッキングを生じてから現れるため伸びの低下に及ぼす効果はわずかである。したがって、P の添加は粒界析出へ影響は大きい、4 K での伸びに及ぼす影響は小さいと言えよう。

4.2.2 破壊靱性特性

Fig. 6~8 に示したように、P と B 添加は時効材の 4 K での破壊靱性値 K_{IC} に大きな影響を及ぼしている。P 添加は一般に K_{IC} を劣化させている。Fig. 6 に示すように 973 K×720 ks 時効材では P 量とともに K_{IC} は劣化しているが、溶体化材でも P 量とともに K_{IC} が減少する傾向がみられる。Fig. 8 から時効温度が高くなると P による劣化が顕著になることが知れる。すでに述べたように P は Cr_2N の粒界析出を促進し、さらに 720 ks 時効では Fe_2Mo を析出しやすくする。Photo. 5 に示したように P 量増加にともない粒界破壊が生じている。 Fe_2Mo を析出し始めると K_{IC} の劣化が顕著になるため、 Fe_2Mo が粒界でのポイド発生核になっていると考えられる。

しかし、他の粒界析出物が P の少ない A, B, E, F 鋼でも存在しているが、必ずしも粒界破壊を示さない。また、引張試験では粒界破壊が相対的に起こりにくいことから、破壊形態は応力状態にも依存しているはずである。湯山らは鋭敏化した SUS 304 の腐食疲労破面中の粒界に沿う縦割れには応力 3 軸度の影響が大きいと報告している²⁷⁾。 M_{23}C_6 の粒界析出による脆化は炭化物成長に伴う P 排出による相界面の結合力低下のためとの報告もある²¹⁾²⁸⁾。高純度鉄では P の偏析により鉄と P が共有的な結合をするため隣接する鉄間の結合が弱くなると言われている²⁹⁾。これらの報告から、本供試鋼でも偏析した P はその界面の結合を弱くすると考えられ、P の偏析しやすい析出物が存在する場合は、破壊靱性試験では応力 3 軸度が高くかつ粒界析出物への応力集中が考えられるため粒界破壊に至って K_{IC} の低下を招く。この観点からみると、 Fe_2Mo には P が検出されるので Fe_2Mo はポイド発生核となりやすいと考えられる。また、Cr が P の固溶度を減少させるので³⁰⁾、Cr 化合物が析出すると界面近くでは Cr 濃度が低下して P の偏析が軽減されるため¹⁶⁾、 Cr_2N と CrNbN は Fe_2Mo に比較して P 偏析の少ない相界面を有すると考えられる。このため、P 量が少なく析出物も Cr_2N と CrNbN が主な A, B 鋼の場合は粒界破壊を示さないと考えられる。

B 添加は P の粒界偏析を抑制する効果があるため、

粒界破壊の抑制効果につながったものと考えられる。

以上から、時効による 4K での K_{IC} 劣化のないあるいは少ない鋼としては P 偏析を防止することが重要である。このためには、P の低減かまたは B 添加が効果的と言える。

5. 結 言

0.01C-17Cr-12.5Ni-2Mo-0.05Nb-0.2N 鋼に P と B を添加した鋼を、 Nb_3Sn 生成熱処理相当の時効を施した後、4K での機械的特性を検討した。その結果、以下のことが明らかとなった。

(1) 溶体化材および時効材とも引張特性の耐力、伸びには P と B の影響は小さい。

(2) 溶体化材の 4K での K_{IC} にたいしては、P および B 添加は劣化させる傾向がある。

(3) 時効材にたいして P の添加は、4K での K_{IC} の劣化をもたらす。この劣化は時効の温度とともに顕著になり、特に Fe_2Mo が析出すると粒界破壊を示す。

(4) 時効材にたいして B の添加は、4K での K_{IC} の改善をもたらす。B 添加材では K_{IC} の時効温度にたいする依存性は小さく、また粒界破壊は示さない。

(5) 時効により粒内には CrNbN が主に析出する。粒界には時効初期には $M_{23}C_6$ と CrNbN が析出するが、時間とともに Cr_2N が現れ、次いで P 量が多いと Fe_2Mo が析出する。P により粒界析出が促進されるが、B 添加により P の粒界偏析が抑制され、その結果粒界析出が抑制されると考えられる。

(6) P は粒界偏析して析出を促進するとともに、析出物・介在物界面に偏析し界面結合力を低下させると仮定すると、 K_{IC} の P と B 添加の影響を説明できる。

(7) 3 軸度の高い応力状態では界面剥離を容易にする P の影響が顕著となり K_{IC} の低下を生じる。

文 献

1) K. YOSHIDA, H. NAKAJIMA, K. KOIZUMI, M. SHIMADA, Y. SANADA, Y. TAKAHASHI, E. TADA, H. TSUJI and S. SHIMAMOTO: Austenitic Steels at Low Temperatures (1983), p. 29 [Plenum Press]

2) 中嶋秀夫, 吉田 清, 島本 進: 低温工学, **21** (1986), p. 197
 3) Y. TAKAHASHI, K. YOSHIDA, M. SHIMADA, E. TADA, R. MIURA and S. SHIMAMOTO: Adv. Cry. Eng., **28** (1982), p. 73
 4) Materials Studies for Magnetic Fusion Energy Applications at Low Temperatures-VIII, ed. by R. P. REED (1985) [Nat. Tech. Inf. Service]
 5) 戸叶一正, 太刀川恭治: 日本金属学会会報, **22** (1983), p. 488
 6) E. H. SCHMIDT: Metal Prog., **54** (1948), p. 698
 7) R. E. GOLD, W. A. LOGSDON, G. E. GROTKE and B. LUSTMAN: Adv. Cry. Eng., **28** (1982), p. 759
 8) M. SHIMADA and S. TONE: Adv. Cry. Eng., **34** (1988), p. 131
 9) 嶋田雅生: 鉄と鋼, **73** (1987), S 544
 10) 嶋田雅生, 小川陸郎, 堀内健文: 低温工学, **23** (1988), p. 183
 11) 嶋田雅生, 小川陸郎, 堀内健文: 低温工学, **22** (1987), p. 265
 12) T. INOUE and Y. NAMBA: Proc. 6th Int. Conf. Strength of Metals and Alloys, Melbourne, Australia (1982), p. 787
 13) A. SAXENA and S. J. HUDAK: Int. J. Fract., **14** (1978), p. 453
 14) 上野正勝, 伊藤亀太郎: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 910
 15) 嶋田雅生: 鉄と鋼, **75** (1989), p. 988
 16) C. L. BRIANT: Metall. Trans. A, **16** (1985), p. 2061
 17) C. L. BRIANT: Metall. Trans. A, **18** (1987), p. 691
 18) H. HANNIENEN and E. MINNI: Metall. Trans. A, **13** (1982), p. 2281
 19) G. R. KEGG, J. M. SILOCK and D. R. F. WEST: Met. Sci., **8** (1974), p. 337
 20) B. R. BANERJEE, E. J. DULIS and J. J. HAUSER: Trans. ASM, **61** (1968), p. 103
 21) 岩淵義孝, 畔越喜代治, 波多野隆司: 鉄と鋼, **74** (1988), p. 1846
 22) L. KARLSSON, H. NORDEN and H. ODELIUS: Acta Metall., **36** (1988), p. 1
 23) T. M. WILLIAMS, D. R. HARRIES and J. FURNIVAL: J. Iron Steel Inst., **210** (1972), p. 351
 24) T. M. WILLIAMS, A. M. STONEHAM and D. R. HARRIS: Met. Sci., **10** (1976), p. 14
 25) A. KULMBURG: Härtereit.-Tech. Mitt., **35** (1980), p. 52
 26) 野原清彦, 小野 寛, 大橋延夫: 鉄と鋼, **63** (1977), p. 212
 27) 湯山茂徳, 久松敬弘, 岸 輝雄: 日本金属学会誌, **46** (1982), p. 509
 28) S. K. BANERJI, C. J. McMAHON, Jr. and H. C. FENG: Metall. Trans. A, **9** (1978), p. 237
 29) 安彦兼次, 鈴木 茂, 木村 宏: 鉄と鋼, **69** (1983), p. 625
 30) H. KANEKO, T. NISHIZAWA, K. TANAKI and A. TANIFUJI: J. Jpn. Inst. Met., **29** (1965), p. 166