

# IF鋼の銅起因表面赤熱脆性とボロン，りんの影響

長崎 千裕\*・内野 浩志\*・柴田 浩司\*・朝倉 健太郎\*・秦野 正治\*<sup>2</sup>

Surface Hot Shortness due to Copper in IF Steel and Effect of Boron and Phosphorus

Chihiro NAGASAKI, Hiroshi UCHINO, Koji SHIBATA, Kentaro ASAKURA and Masaharu HATANO

**Synopsis :** In recent years, the promotion of recycling of steels is desired from the viewpoints of effective usage of resources and restraint of CO<sub>2</sub> emission. When steel scrap containing copper is used, surface cracking occurs during hot rolling process, which poses a serious problem. Copper-enriched phase is formed at the steel/scale interface through selective oxidation of Fe during heating for hot working. The copper-enriched phase liquefies at the temperature beyond 1356K and penetrates into austenite grain boundaries to cause surface cracking by liquid embrittlement. This phenomenon is called surface hot shortness due to Cu. In this research, effect of C on the surface hot shortness and effects of B and P on the hot shortness of an IF steel are investigated using steels containing 0.2% Cu. The susceptibility to the hot shortness of an IF steel is larger than that of 0.1% and 0.5% carbon steels. Addition of boron and phosphorous in IF steel is effective on the suppression of surface hot shortness in IF steel. The reasons for the effects of carbon, phosphorus and boron were discussed from the viewpoints of the effects of these elements on the amount, the shape and the penetration easiness of Cu-enriched phase.

**Key words:** recycling of steel; tramp elements; oxidation; liquid embrittlement; Cu-enriched phase; penetration.

## 1. 緒言

現在日本において鉄スクラップの量は年々増加しているため、鉄資源節約とCO<sub>2</sub>ガスの排出抑制という環境問題の観点から、鉄スクラップのいっそうの利用が日本における鉄鋼生産プロセスの中で重要になっている。一方、鉄スクラップ中の銅濃度は年々増加している<sup>1)</sup>。鉄鋼中に含まれる銅が熱間圧延時に表面割れを引き起こすため、鉄スクラップの利用促進には大きな障害となっている。

この表面割れは以下のように生じる。銅を含有する鋼を熱間加工時に高温加熱すると、鉄が選択酸化されるため、鋼/酸化層界面に銅濃縮相が生成する。1356K以上になると銅は液相になり、変形中にオーステナイト( $\gamma$ )結晶粒界に浸潤し、表面割れを発生させる。この現象は銅起因表面赤熱脆性と呼ばれている<sup>2)</sup>。

鉄スクラップ中から銅を分離する研究や製鋼プロセスで銅を鉄スクラップや鉄鋼中から除去する研究が試みられてきたが、現在の技術では銅を鉄鋼中から安価に取り除くことは非常に困難である。そこで、銅を含む鋼の熱間加工において材料学的方法で銅起因赤熱脆性の抑制法を探ることは、重要かつ有益である。

銅起因表面赤熱脆性を抑制するためにNiの添加が有効である<sup>2-5)</sup>。Ni添加は、銅の $\gamma$ 中への固溶度を上げる、また銅濃縮相の融点を上げることによって、銅濃縮相の量が減少し表面赤熱脆性が抑制される。しかし、現在の製鋼技

術では鉄鋼中からNiを除去することは非常に難しく、またNiは高価であるということから他の抑制法を見出すことが望まれている。

著者らは、炭素鋼の表面赤熱脆性に及ぼす添加元素、 $\gamma$ 粒径、加熱雰囲気、加熱温度、変形速度などの因子について調査し、次の点を明らかにしてきた<sup>6)</sup>。すなわち、Si, P, Mn, Bは0.1%炭素鋼の表面赤熱脆性を抑制するのにある程度有効である<sup>7-9)</sup>。また、 $\gamma$ 粒径が粗大化すると表面赤熱脆性が著しくなる<sup>10)</sup>。

現在まで行なわれている研究<sup>4-12)</sup>では、炭素量が0.05%から0.5%までの炭素鋼が中心であり、炭素量がさらに少ないIF鋼における銅起因表面赤熱脆性に関する研究は見当たらない。そこで、本研究では、IF鋼の銅起因表面赤熱脆性に及ぼすPおよびBの影響を調査した。また、IF鋼と炭素鋼の表面赤熱脆性を比較検討した。なお、本研究では実操業に近い加熱雰囲気としてLNG燃焼ガスを選択し、その雰囲気中で試験を行なった。

## 2. 実験方法

### 2.1 供試鋼

供試鋼の組成をTable 1に示す。Cuを0.2%含有するIF鋼をベースとし（鋼IF）、Pを0.1%添加（鋼IFP）、Bを10 ppm添加（鋼IFB）、および両者を複合添加している鋼（鋼IFPB）を溶解した。また、炭素量を0.1%、0.5%含む鋼

平成14年7月2日受付 平成14年11月25日受理 (Received on July 2, 2002; Accepted on Nov. 25, 2002)

\* 東京大学大学院工学系研究科 (School of Engineering, The University of Tokyo, 7-3-1 Hongo Bunkyo-ku Tokyo 113-8656)

\*<sup>2</sup> 住友金属工業(株) 総合技術研究所 (Corporate Research & Development Labs., Sumitomo Metal Industries, Ltd.)

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

|      | C     | Si    | Mn   | P     | S      | Cu   | Ti    | B       | Al    | O     | N      |
|------|-------|-------|------|-------|--------|------|-------|---------|-------|-------|--------|
| IF   | 0.001 | <0.01 | 0.16 | 0.001 | 0.001  | 0.21 | 0.040 | <0.0001 | 0.040 | 0.003 | 0.0011 |
| IFP  | 0.001 | <0.01 | 0.16 | 0.10  | 0.001  | 0.20 | 0.043 | <0.0001 | 0.044 | 0.003 | 0.0008 |
| IFB  | 0.001 | <0.01 | 0.16 | 0.002 | <0.001 | 0.22 | 0.042 | 0.0009  | 0.042 | 0.003 | 0.0010 |
| IFPB | 0.001 | <0.01 | 0.15 | 0.10  | <0.001 | 0.20 | 0.044 | 0.0007  | 0.042 | 0.003 | 0.0013 |
| 0.1C | 0.098 | <0.01 | 0.16 | 0.001 | 0.001  | 0.21 | 0.043 | <0.0001 | 0.040 | 0.003 | 0.0014 |
| 0.5C | 0.47  | <0.01 | 0.15 | 0.001 | 0.001  | 0.22 | 0.039 | <0.0001 | 0.042 | 0.004 | 0.0008 |

(0.1C, 0.5C)も準備した。真空溶解後、熱間圧延した厚さ16mmの板材を供試材とした。

## 2.2 高温引張試験

各鋼種とも、熱間圧延材より、その圧延方向と軸方向が一致するように丸棒引張試験片を加工した。試験片の形状をFig. 1に示す。

高温引張試験は、Arガス雰囲気およびLNG燃焼ガス雰囲気で行った。LNG燃焼ガスに相当する混合ガスの組成は74%N<sub>2</sub>-16%H<sub>2</sub>O-8%CO<sub>2</sub>-2%O<sub>2</sub>とした。ガス流量は2l/minである。室温から0.33K/sで昇温し、1373Kで1.8ks保持後、ひずみ速度2.7×10<sup>-2</sup>s<sup>-1</sup>で引張変形させた。

高温引張試験の荷重-伸び曲線における最大荷重から、以下の式を用いて脆化感受性パラメータを算出した。これらのパラメータが表面赤熱感受性評価に有用であることが、すでに示されている<sup>7)</sup>。

$$Ep = (P_{Ar} - P_{LNG}) / P_{Ar} \quad (1)$$

$$Ep' = (P_{Ar} - P'_{LNG}) / P_{Ar} \quad (2)$$

ここで、P<sub>Ar</sub>はArガス雰囲気中での最大荷重、P<sub>LNG</sub>はLNG燃焼ガス雰囲気中での最大荷重、P'<sub>LNG</sub>は酸化による試験片の有効断面積の減少分を補正したときの最大荷重である。

## 2.3 熱天秤による酸化増量測定

高温引張試験片の酸化による有効断面積減少分の補正と、酸化に及ぼす添加元素の影響を調査するために、熱天秤を用いて酸化増量測定を行なった。熱間圧延材から放電加工により径5mmの丸棒を切り出し、エメリー紙で#1200まで表面研磨した後、径5mm、高さ3mmの円筒状試験片を作製した。

加熱雰囲気は、LNG燃焼ガス雰囲気とし、高温引張試験と同様の74%N<sub>2</sub>-16%H<sub>2</sub>O-8%CO<sub>2</sub>-2%O<sub>2</sub>という組成のガスを流量200ml/minで流し、パージガスとしてN<sub>2</sub>を300ml/minで流した。室温から0.33K/sで昇温し、1373Kで1.8ks保持する熱履歴を与えた。

## 2.4 光学顕微鏡による組織観察

鋼と酸化層界面に生成する銅濃縮相の量や存在サイトを観察するために、光学顕微鏡による組織観察を行なった。試料は熱間圧延材から10mm×10mm×10mmの立方型試験片を切り出し、エメリー紙で#1200まで表面を研磨した。

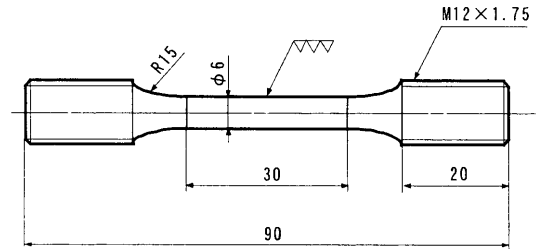


Fig. 1. Specimen for tensile test.

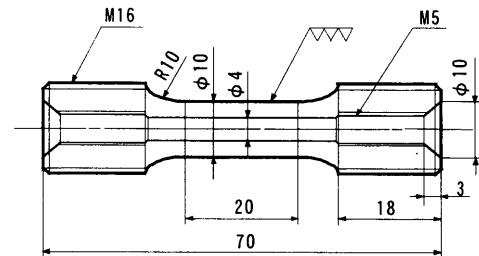


Fig. 2. Specimen for implant tensile test.

加熱試験は、LNG燃焼ガス雰囲気(74%N<sub>2</sub>-16%H<sub>2</sub>O-8%CO<sub>2</sub>-2%O<sub>2</sub>)、流量2l/minにおいて、室温から0.33K/sで昇温し、1373Kで3.6ks保持させた後、放冷した。酸化させた試料を樹脂に埋め込み、圧延方向と垂直に切った切断面を観察した。腐食液として5%ナイトールを用いた。

## 2.5 銅インプラント高温引張試験

銅液相のγ結晶粒界への浸潤性を評価するために、Cuインプラント高温引張試験を行なった。鋼の熱間圧延材より、圧延方向と軸方向が一致するように中空型丸棒引張試験片を作製した。試験片の形状をFig. 2に示す。この中空型試験片の中に径3.9mmのタフピッチ銅(純度99.9%)、無酸素銅(純度99.994%)またはCu-B合金の棒を挿入した。Cu-B合金は無酸素銅とCu-1.9%B母合金を用いて、高周波加熱溶解炉中で溶製した。試験は、Arガス雰囲気において、室温から0.33K/sで昇温し、1373Kで1.8ks保持後、引張変形させた。ひずみ速度は、2.5×10<sup>-2</sup>s<sup>-1</sup>と1.67×10<sup>-4</sup>s<sup>-1</sup>の2種類である。

## 3. 実験結果

### 3.1 酸化増量

熱天秤による酸化増量測定結果をFig. 3に示す。IF鋼において酸化増量は、添加元素の影響はなくほぼ一定となっ

た。またIF鋼は0.5%炭素鋼に比べて酸化増量は増加し、炭素量が増加するとともに酸化速度が遅くなっている。

3・2 表面赤熱脆性

LNG 燃焼ガス雰囲気における荷重-伸び曲線を Fig. 4 に示す。この荷重-伸び曲線の最大荷重を Ar ガス雰囲気における最大荷重と比較して求めた脆化感受性パラメータに及ぼす各元素の影響を Fig. 5 に示す。

IF 鋼の脆化感受性パラメータの値は、B, P 無添加の場合に最も大きく、B 単独添加鋼、B および P を複合添加した鋼、P 単独添加鋼の順に小さくなっている。IF 鋼において、B 添加あるいは P 添加によって表面赤熱脆性が抑制されることがわかる。また、IF 鋼の脆化感受性パラメータは 0.1% 炭素鋼や 0.5% 炭素鋼に比べて大きくなっており、炭素量が減少するとともに、表面赤熱脆性が促進されていることがわかる。

3・3 鋼と酸化層の界面付近の組織

光学顕微鏡による鋼/酸化層界面の組織観察結果を Fig. 6 に示す。全鋼種とも、鋼と酸化層界面には、銅濃縮相が存在する。IF 鋼の場合、B, P 無添加鋼と B 単独添加鋼では銅濃縮相がフィルム状に生成しているのに対して、P 単独添加鋼と B と P の複合添加鋼ではフィルム状の銅濃縮相が減少し、小さな塊状にも生成している。すなわち、0.1% P 添加によって銅濃縮相の形態はフィルム状から塊状に変化する。また、0.1% 炭素鋼、0.5% 炭素鋼とも、銅濃縮相の形態は小さな塊状である。

IF 鋼での銅濃縮相の量は、B, P とも無添加の場合に最も多く、B 単独添加、B と P の複合添加、P 単独添加の順に少なくなっている。炭素量の影響に関しては、IF 鋼は銅濃縮相の量が多く、0.1% 炭素鋼、0.5% 炭素鋼の順に少なくなり、炭素量の増加とともに銅濃縮相の量は減少している。銅濃縮相の量が少ないことと脆化感受性パラメータが低くなる傾向と良く一致する。

3・4 粒界浸潤性

IF 鋼にタフピッチ銅を挿入し、ひずみ速度  $2.5 \times 10^{-2} s^{-1}$  でインプラント高温引張試験をしたときの応力-ひずみ曲線を Fig. 7 に示す。9ppm B 添加、あるいは 0.1% P 添加によって、破断応力と破断ひずみが増え、銅液相の  $\gamma$  粒界への浸潤性が低くなっている。IF 鋼に無酸素鋼を挿入し、 $1.67 \times 10^{-2} s^{-1}$  でインプラント高温引張試験をしたときの応力-ひずみ曲線を Fig. 8 に示す。この場合でも、B あるいは P 添加によって破断ひずみが増えている（鋼 IF < 鋼 IFB < 鋼 IFP < 鋼 IFPB）。B あるいは P 添加によって粒界浸潤性は抑制されることがわかる。

IF 鋼と炭素鋼の  $2.5 \times 10^{-2} s^{-1}$ 、 $1.67 \times 10^{-4} s^{-1}$  における Cu インプラント高温引張試験で得られた応力-ひずみ曲線を Fig. 9 および Fig. 10 に示す。 $2.5 \times 10^{-2} s^{-1}$  の場合には、炭素量が増加するとともに破断応力、破断ひずみとも大きくなっている。 $1.67 \times 10^{-4} s^{-1}$  の場合には、炭素量が増加する

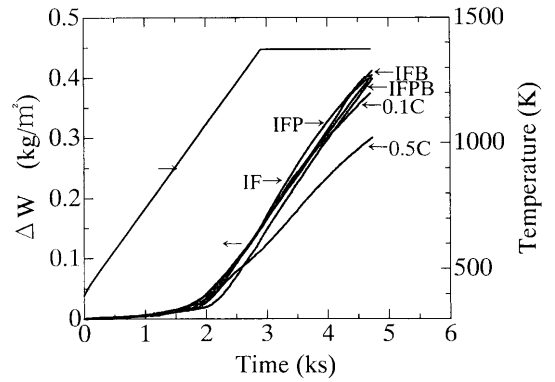


Fig. 3. Mass gain by oxidation in LNG combustion gas.

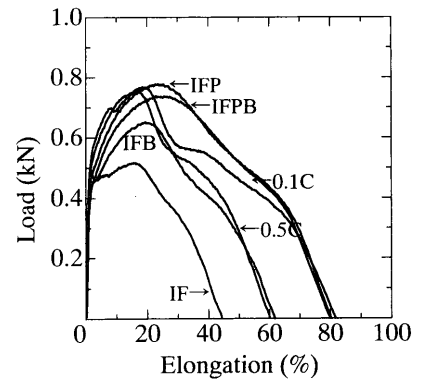


Fig. 4. Load-elongation curves at 1373K and at  $2.8 \times 10^{-2} s^{-1}$  in LNG combustion gas.

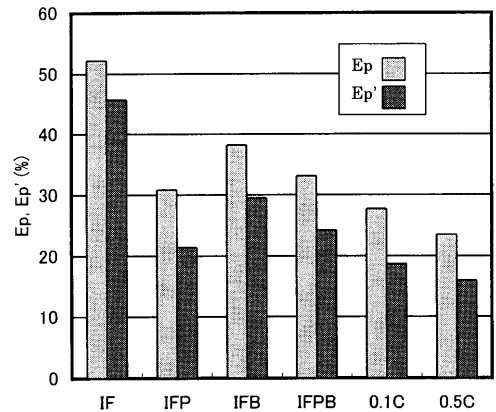


Fig. 5. Susceptibility parameters to embrittlement  $E_p$  and  $E_{p'}$ .

とともに破断ひずみが増えている。炭素量を多くすると銅液相の  $\gamma$  結晶粒界への浸潤性が低下することがわかる。

IF 鋼に Cu-B 合金を挿入し、 $1.67 \times 10^{-4} s^{-1}$  でインプラント引張試験した結果を Fig. 11 に示す。無酸素鋼に比べると Cu-B 合金では破断ひずみが増え、B 量が 0.01% では破断ひずみ 0.05 まで延びている。Cu-B 合金中の B 量が増加するとともに、粒界浸潤性は抑制されることがわかる。

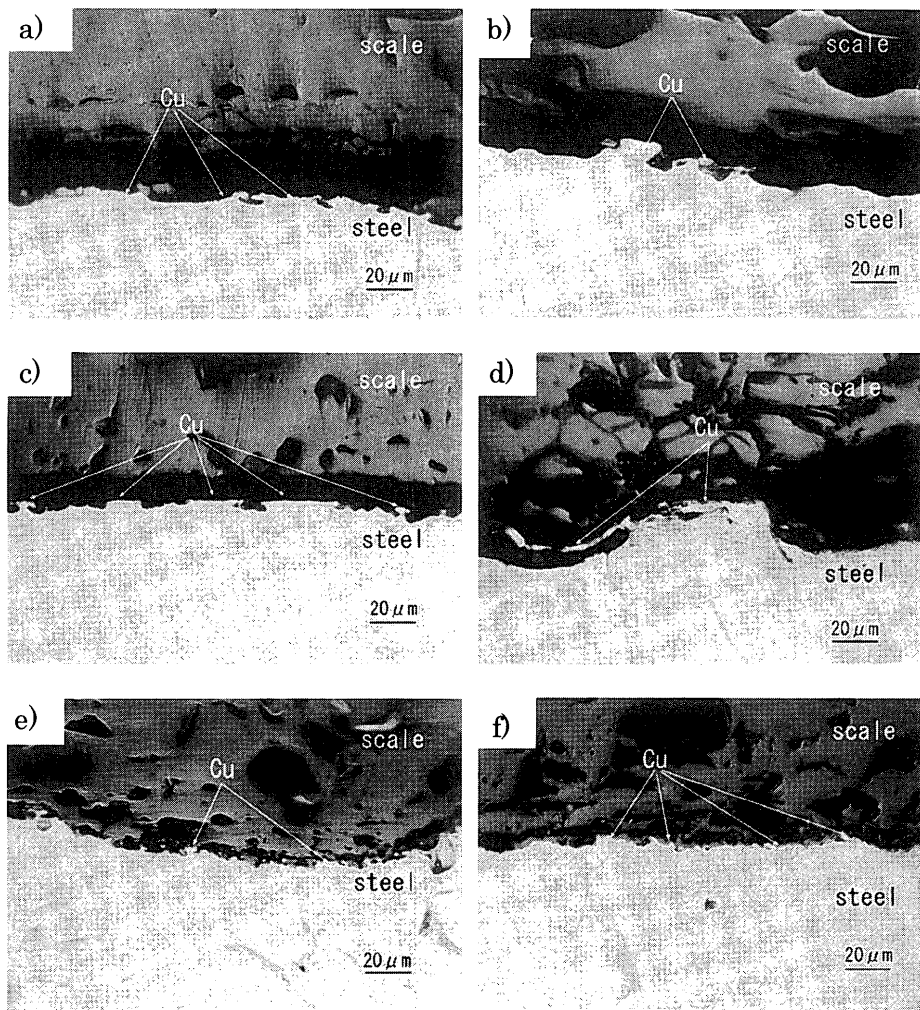


Fig. 6. Optical micrographs in the vicinity of the steel/scale interface at 1373K; a) Steel IF, b) Steel IFP (0.1%P), c) Steel IFB (9 ppm B), d) Steel IFPB (0.1%P-7 ppm B), e) Steel 0.1C and f) Steel 0.5C.

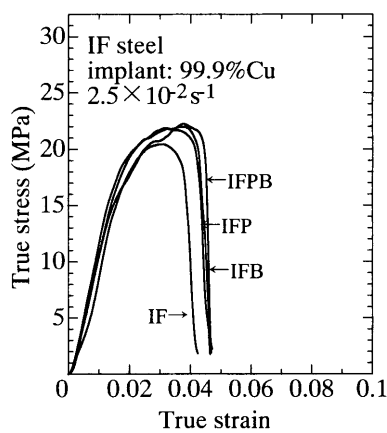


Fig. 7. True stress-true strain curves of specimens of IF steels implanted with a rod of Cu at 1373K and at  $2.5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ .

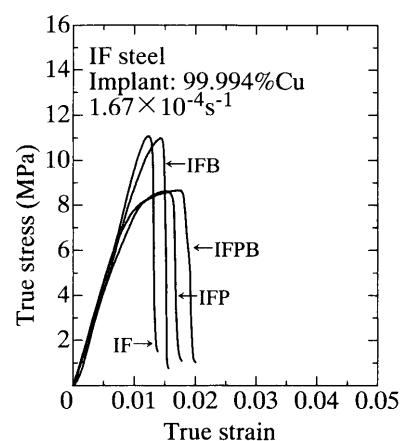


Fig. 8. True stress-true strain curves of specimens of IF steels implanted with a rod of Cu at 1373K and  $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

## 4. 考察

### 4.1 表面赤熱脆性に及ぼすBとPの影響

著者らは、鋼の銅起因表面赤熱脆性に及ぼす各種因子の

影響について調べ、脆化を抑制する方法を3つにまとめている<sup>9)</sup>。第一は、酸化を抑制すること、酸化層に銅を取り込むことなどによって、鋼/酸化層界面に生成する銅濃縮液相の量を減少させ、形状もフィルム状でなく塊状にする

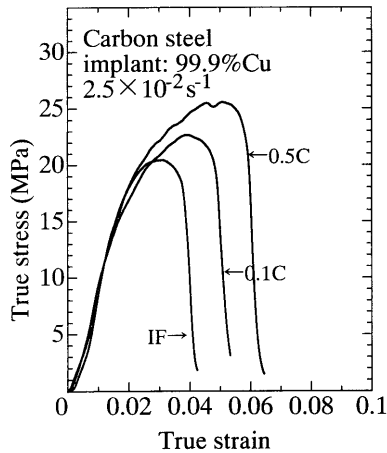


Fig. 9. True stress-true strain curves of specimens of IF and carbon steels implanted with a rod of Cu at 1373K and at  $2.5 \times 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ .

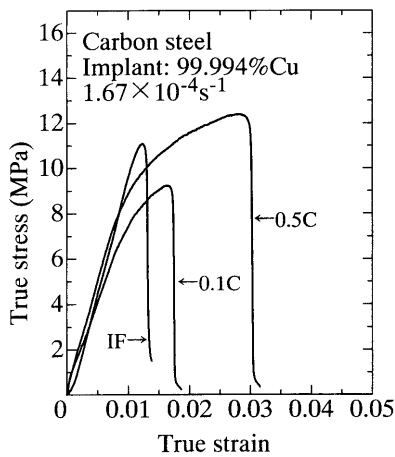


Fig. 10. True stress-true strain curves of specimens of IF and carbon steels implanted with a rod of Cu at 1373K and at  $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

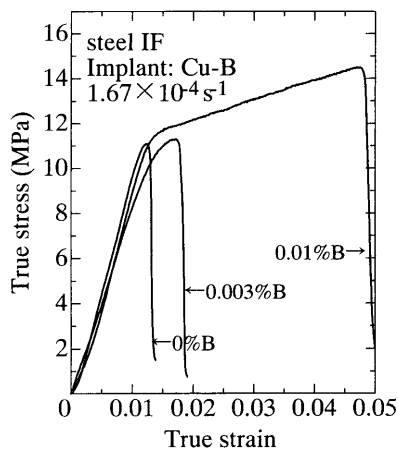


Fig. 11. True stress-true strain curves of specimen of Steel IF implanted with a rod of Cu-B alloy at 1373K and at  $1.67 \times 10^{-4} \text{ s}^{-1}$ .

ことである。第二は、 $\gamma$  粒界へ銅濃縮液相が浸潤するのを抑制することである。第三は、 $\gamma$  結晶粒を微細化させ、銅濃縮相が  $\gamma$  粒界へ浸潤する深さを浅くすることである。以

下に、本研究での表面赤熱脆性の抑制要因について考察する。

銅 IF に B を 9 ppm 添加すると表面赤熱脆性は抑制された。B を添加すると、銅/酸化層界面に存在する銅濃縮相の形態はフィルム状のままであるものの、その量がやや減少する。一方、B 添加によって銅液相の  $\gamma$  結晶粒界への浸潤性が低くなる。したがって、B 添加による脆性抑制効果は、粒界浸潤性を低下させることと銅濃縮相の量を減少させることによるものと考えられる。これは、0.5% Cu を含む 0.1% 炭素鋼において微量の B を添加したときに得られた効果<sup>8)</sup>と一致している。

銅 IF に P を 0.1% 添加すると表面赤熱脆性は大きく抑制された。P を添加すると銅濃縮相の量が減り、形状も小さな塊状のものが増えている。また、P 添加によって銅液相の  $\gamma$  結晶粒界への浸潤性が低くなる。したがって、P 添加により脆化が抑制される原因は、銅濃縮相の量の減少、フィルム状から塊状への変化、粒界への浸潤性抑制であると考えられる。0.5% Cu を含む 0.1% 炭素鋼および 0.5% 炭素鋼でも、P を添加すると表面赤熱脆性は抑制される<sup>7,9)</sup>。このときは、銅/酸化層界面に生成する銅濃縮相の形態は P 添加量に関係なくフィルム状であり、P 添加による粒界浸潤性の低下効果により、表面赤熱脆性が抑制されると考察している。炭素鋼に比べると、IF 鋼での P 添加による表面赤熱脆性抑制効果は大きく、これは IF 鋼においては、P 添加によりフィルム状の銅濃縮相の量が減少することと関連していると考えられる。

次に、粒界浸潤性に及ぼす B および P の影響について考察する。本研究により以下のことが明らかになった。銅に B あるいは P 添加することによって、Cu 棒を挿入したインプラント引張試験での破断応力が上昇し、粒界浸潤性が抑制される。また、Cu-B 合金棒を挿入した鋼 IF のインプラント試験において Cu-B 合金中の B 量の増加にともない粒界浸潤性は抑制される。McLean は、液体金属が粒界に急速に浸潤して破断を生じさせるために必要な応力を次式で提案している<sup>13)</sup>。

$$3\sigma b \geq 2\gamma_{SL} - \gamma_b \dots\dots\dots (3)$$

ここで、 $\sigma$  は負荷応力、 $\gamma_{SL}$  は固液界面エネルギー、 $\gamma_b$  は粒界エネルギー、 $b$  は原子直径である。負荷応力が高くなることは粒界浸潤性が抑制されていることを意味する。添加元素が粒界浸潤性に及ぼす効果として、添加元素が結晶粒界に偏析することによって  $\gamma_b$  が減少すること、および添加元素が Cu 液相中に溶解することによって  $\gamma_{SL}$  が増加することの 2 つが考えられる。インプラント試験において Cu-B 合金中の B 量の増加にともない粒界浸潤性は抑制されている理由は、 $\gamma_{SL}$  の増加によるものであると考えられる。B および P は  $\gamma$  粒界に偏析する元素であるとともに、Cu 液相中に十分に溶解する元素である。したがって、銅

Table 2. Effects of boron, phosphorus and carbon on factors in the surface hot shortness.

| Steel         | Additive element | Cu-enriched phase |                               | Penetration of Cu-enriched phase into grain boundaries | $\gamma$ grain size     |
|---------------|------------------|-------------------|-------------------------------|--|-------------------------|
|               |                  | Amount            | Morphology                    |  |                         |
| IF steel      | B                | Slight decrease   | No change                     | Effective in restraint                                 | No change <sup>8)</sup> |
| IF steel      | P                | Decrease          | Film-like $\rightarrow$ block | Effective in restraint                                 | Decrease <sup>14)</sup> |
| 0.2% Cu steel | C                | Decrease          | Film-like $\rightarrow$ block | Effective in restraint                                 | Decrease <sup>15)</sup> |

へのBおよびPの添加は、ともに $\gamma_b$ の低下と $\gamma_{SL}$ の上昇の両者により、粒界浸潤性を抑制するものと考えられる。

オーステナイト結晶粒径の影響について考察する。 $\gamma$ 結晶粒径が大きくなると、表面赤熱脆性感受性が大きくなることが認められている<sup>10)</sup>。これまでの研究では、高温引張試験と同じ条件で加熱後、 $\gamma$ 結晶粒界に沿ってフィルム状フェライトが生成するような温度に保持して急冷し、 $\gamma$ 結晶粒径を測定した。しかし、IF鋼では、このような方法で $\gamma$ 状態の結晶粒径を測定することはできない。そのため、現在までのところ、IF鋼の表面赤熱脆性に及ぼすB、Pの影響の理由を考察する場合、これらの元素が $\gamma$ 結晶粒径を変えるかどうか、変えたとしたら $\gamma$ 粒径が表面赤熱脆性感受性に影響を及ぼすのかを検討することはできていない。 $\gamma$ 結晶粒径に及ぼすBの影響について、Nagasakiら<sup>8)</sup>は、B量1ppm以下から42ppmまで変化させた0.1C-0.5Mn-0.5Cu鋼において、同様な方法で1373K、1.8ks加熱した後の $\gamma$ 結晶粒径を測定し、B量による $\gamma$ 結晶粒径の違いは認められなかったとしている。したがって、鋼IFにBを添加しても $\gamma$ 結晶粒径への影響は少なく、B添加により $\gamma$ 結晶粒径が小さくなって表面赤熱脆性感受性が低下したという可能性は小さいと推察される。 $\gamma$ 粒径に及ぼすPの影響について、李ら<sup>14)</sup>は中性子照射による $\alpha$ 線トラックエッチング法を用いて、約15ppmのBを含む極低碳素鋼の $\gamma$ 結晶粒径に及ぼす0.1% P添加の影響を調べ、0.001% P鋼の $\gamma$ 結晶粒径の1/4~1/2になることを観察している。したがって、本研究の場合も、鋼IFにPを0.1%添加すると $\gamma$ 結晶粒径が小さくなるのが考えられ、このことが、鋼IFPおよび鋼IFPBの表面赤熱脆性感受性を低下させる1つの理由になっている可能性がある。

鋼IFにPとBを複合添加した場合には、無添加の場合と比べると表面赤熱脆性は抑制された。しかし、B単独添加、P単独添加と比較した場合、脆化度が低くならず、複合効果による抑制効果がない。粒界浸潤性は複合添加鋼のほうが小さいので、表面赤熱脆性抑制に対して複合効果が認められないのは銅濃縮相の量に対して複合効果が認められないためであると考えられる。

#### 4.2 表面赤熱脆性に及ぼす炭素量の影響

IF鋼は炭素鋼と比べると、表面赤熱脆性が著しくなった。0.1%炭素鋼や0.5%炭素鋼の場合、銅が0.5%含まれると銅濃縮相の形態がフィルム状になりその量も多い<sup>7-9)</sup>の対

して、銅が0.2%のときには塊状になり量も少なくなっている。一方、IF鋼の場合、銅が0.2%でも、銅濃縮相の量が増加し、その形態もフィルム状になっている。IF鋼は酸化速度が速いため、銅濃縮相の量が増加し、表面赤熱脆性が著しくなったと考えられる。

また、IF鋼は0.1%炭素鋼や0.5%炭素鋼に比べて銅液相の $\gamma$ 結晶粒界への浸潤性は高くなった。炭素は銅液相中にはほとんど溶解せず、また鋼の粒界への偏析傾向も小さい。したがって、炭素による粒界浸潤性抑制効果はMcLeanの式では説明することができない。 $10^{-4} \text{ s}^{-1}$ という低ひずみ速度のインプラント試験において、0.01までのひずみで炭素鋼は変形応力の増加傾向が低下するのに対して、IF鋼はひずみに比例して応力が増加している特異な現象が見られる。この現象は粒界浸潤性と関連しているのではないかと推察されるが、詳細は不明である。IF鋼と炭素鋼のインプラント高温引張試験における変形挙動が異なる理由については今後詳細に調査する必要がある。

内野ら<sup>15)</sup>は、0.5Mn-0.5Cu-0.02Pを含む0.1%炭素鋼と0.5%炭素鋼を1373K、1.8ks加熱した後の $\gamma$ 結晶粒径について、粒界にフィルム状フェライトを生成させる方法で測定し、各々、350 $\mu\text{m}$ 、320 $\mu\text{m}$ という値を得ている。炭素をさらに0.001%まで低下させると、 $\gamma$ 結晶粒はさらに大きくなるものと思われる。したがって、鋼0.1C、鋼0.5Cに比べ、鋼IFの表面赤熱脆性感受性が大きい理由の1つに、この鋼の $\gamma$ 結晶粒径が大きいことが関与する可能性は否定できない。

表面赤熱脆性を抑制するのに、BおよびPの添加、C量の増加は有効である。表面赤熱脆性を支配する各因子に及ぼす各元素の影響をまとめて、Table 2に示す。この中で、Bは主として粒界浸潤性を低下させることにより、表面赤熱脆性を抑制しているのが特徴である。

## 5. 結言

本研究では、Cuを0.2%含むIF鋼の1373Kにおける表面赤熱脆性を調べ、以下の知見を得た。

(1) IF鋼の表面赤熱脆性は0.1%炭素鋼や0.5%炭素鋼に比べ生じやすい。これは、IF鋼では銅濃縮相がフィルム状に生じやすくその量も多いこと、銅濃縮相が結晶粒界に浸潤しやすいことによる。

(2) IF鋼において、0.1%のP単独添加、約10ppmのB単独添加による表面赤熱脆性抑制に効果が認められた。

(3) IF鋼におけるB添加の効果は、銅濃縮相の量をわずかに減らすこと、銅濃縮液相が結晶粒界に浸潤しにくくなることによる。

(4) IF鋼における表面赤熱脆性に及ぼすP添加の効果は、銅濃縮相の量を減らすこと、銅濃縮相の形状をフィルム状から塊状にすること、結晶粒界への浸潤性を低下させることによる。

(5) IF鋼の表面赤熱脆性に及ぼすBとPの複合効果は認められなかった。その理由は、IF鋼にBとPを複合添加しても、銅濃縮相の減少量が大きくないことによる。BとPを複合添加すると銅液相の結晶粒界浸潤性はむしろ低下する。

(6) 鋼にBとPを添加すると銅液相の粒界浸潤性が低下するのは、結晶粒界エネルギーの低下と固液界面エネルギーの増加によるものと考察される。

(7) 炭素量が増える場合やIF鋼にPを添加した場合、表面赤熱脆性感受性を低下させる理由の1つに、これらの元素が $\gamma$ 結晶粒径を小さくすることも推察される。

(8) 鋼の炭素含有量が増すと銅液相の粒界浸潤性が低下する理由は明らかでない。

## 文 献

- 1) K.Noro, M.Takeuchi and Y.Mizukami: *ISIJ Int.*, **37** (1997), 198.
- 2) A.Nicolson and J.D.Murray: *J. Iron Steel Inst.*, **203** (1965), 1007.
- 3) W.J.M.Salter: *J. Iron Steel Inst.*, **204** (1966), 478.
- 4) N.Imai, N.Komatsubara and K.Kunishige: *ISIJ Int.*, **37** (1997), 217.
- 5) N.Imai, N.Komatsubara and K.Kunishige: *ISIJ Int.*, **37** (1997), 224.
- 6) K.Shibata, S.J.Seo, M.Kaga, H.Uchino, A.Sasanuma, K.Asakura and C.Nagasaki: *Mater. Trans.*, **43** (2002), 292.
- 7) S.J.Seo, K.Asakura and K.Shibata: *ISIJ Int.*, **37** (1997), 232.
- 8) C.Nagasaki, K.Kaga, K.Shibata, K.Asakura and M.Hatano: *ISIJ Int.*, **42** (2002), S57.
- 9) H.Uchino, C.Nagasaki, K.Kaga, S.J.Seo, K.Asakura and K.Shibata: *J. Advanced Sci.*, **14** (2001), 260.
- 10) K.Shibata, S.J.Seo, K.Asakura and Y.Akiyama: *Trans. Mater. Res. Soc. Jpn.*, **24** (1999), 333.
- 11) T.Kajitani, M.Wakou, N.Tokumitsu, S.Ogibayashi and S.Mizoguchi: *Tetsu-to-Hagané*, **81** (1995), 185.
- 12) S.J.Seo, K.Asakura and K.Shibata: *ISIJ Int.*, **37** (1997), 240.
- 13) D.McLean: *Grain Boundaries in Metals*, Clarendon Press, Oxford, (1957), 99.
- 14) J.Lee, K.Asakura and K.Shibata: *CAMP-ISIJ*, **10** (1997), 1306.
- 15) H.Uchino, M.Kaga, K.Asakura, S.J.Seo and K.Shibata, *CAMP-ISIJ*, **13** (2000), 1076.