Fig. 3. Variation of cleanliness in rim and core of billets.

a), b), c) Mn-sulfide inclusions in the part of core.
 d), e) Three-phased & one phased inclusions in the part of near core.
 f) Small size inclusions in the part of rim zone.

Photo. 2. Typical nonmetallic inclusion in rimmed steel.

- 2) 加藤, 松田, 徳重: 鉄と鋼, 48 (1962) 4, p. 462
- 3) 波木, 荒木: 鉄と鋼, 49 (1963) 3, p. 452
- 4) M. I. バインシュトク, 他: 製鉄技術総覧, 24 (1964) 12, p. 33
- 5) 加藤: 鉄と鋼, 48 (1962) 6, p. 753
- 6) 細田, 森島, 酒井: 鉄と鋼, 46 (1960) 3, p. 329

(120) 熱延帯鋼の機械的性質, 冷間成型性におよぼす合金元素の影響

(冷間成型性高張力鋼板の研究—I)

日新製鋼, 呉製鉄所

岩宮 久・角谷卓爾

入谷喜雄・〇丸橋茂昭

The Effects of Alloying Elements on the Mechanical Properties and Cold Formabilities of Hot Rolled Steel Sheets.

(High strength steel sheet for cold forming quality—I)

Hisashi IWAMIYA

Takuzi KAKUTANI

Yoshio IRITANI

and Shigeaki MARUHASHI.

1. 緒 言

高張力鋼を使用する主目的は, すぐれた機械的性質により達せられる構造物の重量軽減にあり, このために, これまでは比較的大型の構造物に使用される高張力鋼について研究が行なわれている。すなわち従来の溶接性高張力鋼は厚板として使用される場合が多く, このために要求される機械的性質を満足するほかに溶接性, あるいは低温靱性などが重視されている。

一方最近では, 比較的板厚の薄い分野においても, 従来よりも強度の高い鋼材が要求されることが多くなっているが, この

場合, 厚板用途とは異なり, 工作上必要な曲げ性, あるいはその他の冷間成型性が優秀であることが要求されることが多い。このために従来より実用されている高張力鋼を今問題とする用途に使用しても, 必ずしも満足な結果は得られていない。したがって, この種の高張力鋼板に対しては, これまでとは多少とも違った考慮が払われるべきである。このためにまず強度水準が 50~55 kg/mm² 程度の鋼板の機械的性質, 若干の冷間成型性試験値におよぼす最も一般的な合金元素 C, Si, Mn, Cr などの影響を調べた。

2. 実験方法

2.1 試料調整

実験鋼塊 (高周波炉溶解) は 30kg, 120mm ϕ $\times$ 106mm ϕ $\times$ 283mm である。同鋼塊を 55mm $\times$ 155mm $\times$ l の帯鋼用ビレットに鍛伸し, この実験用ビレットを同寸法の巾, 厚みを有する生産用ビレットに溶接し, 4.5mm

×150mm×*l*の帯鋼に圧延した。試験材はC, Si, Mn, Cr, Sol, Al 量などの異なる計32種の鋼種で、その化学成分の範囲は C; 0.08~0.19%, Si; 0~0.64%, Mn; 0.80~1.61%, Cr; 0~0.99%, Sol, Al; 0.005~0.06%, insol, Al; 0.0043~0.0152%, その他 P≤0.030%, S≤0.016%, Ni≤0.05%である。また圧延仕上り温度は 845°~890°C の範囲にある。

2.2 各種試験法

試験前試料の前処理は特に行なわず圧延のままである。

2.2.1 引張試験

試片は5号試験片とし、圧延方向に対して直角(C方向), 平行(L方向)に各3枚の試片を採取し、試験値としてはその平均値をとつた。

2.2.2 孔拡張試験

ブランク7寸法は板厚×125mmφ, 初期孔径 15mmφ, 試片表面は黒皮のままである。3枚の試片の平均値を試験値とした。

なお、試験治具としては、先端半径 25mm の丸頭ポンチ、およびコンカルダイス(孔径 60mm, 肩半径 10mm)を用いた。潤滑油はタービン油 #140, 成形速度 10mm/min である。

2.2.3 突き曲げ試験

ブランク7寸法は 70mm (C方向)×120mm×板厚であり、ダイス側片面は機械的に研磨した。曲げ方向はC方向, 角度は 45°である。

試験方法としては、先端半径 0.25~6.0mm の種々のポンチで試片をV型ダイス(深さ; 70mm, 角度; 45°, 肩半径; 2.5mm)へ突き曲げ、屈曲部に割れの発生しない限界の半径値を求めた。なお、最少半径 0.25mm でも割れの発生しないものは、その後密着曲げを行ない。この場合割れの発生したものについては、限界半径値を便宜的に 0.1mm, 発生しないものは 0mm とした。

2.3 試験値の整理

得られた試験値の範囲は、L方向引張強さ; 45.1~60.4 kg/mm², 同じくC方向のそれは 44.8~60.7 kg/mm², 降伏点; L方向; 29.4~33.3 kg/mm², C方向 28.2~40.3 kg/mm², 伸び; L方向 26.4~41.0%, C方向 24.7~37.7%, 突き曲げ値; 0~6.0mm, 孔拡張率; 1.50~2.33%である。

これらの特性値に対する C, Si, Mn, Cr あるいは圧延仕上り温度の影響を電子計算機による多要因解析で求めた。

3. 実験結果

3.1 引張強さに対する合金元素、仕上り温度の影響

L方向引張強さ(T.S(L))に対する合金元素などの影響を Fig. 1 に示す。C方向引張強さに対しては次式のように与えられている。

$$\begin{aligned} T.S(C) \text{ (kg/mm}^2\text{)} \\ = 138.44 + 90.97[\%C] + 14.59[\%Si] + 5.12 \\ \times [\%Mn] + 2.41[\%Cr] + 7.51[\%sol. Al] \\ + 416.29[\%insol. Al] - 0.13[\text{temp. } ^\circ\text{C}] \end{aligned}$$

C, Si, Mn, Cr の含有量の増加とともに、T.S(L), T.S(C)を増加させるが、その相対的な効果でみる

Fig. 1. The relationship between calculated and observed tensile strength.

と、合金元素単位添加量あたり引張強さの増加はCが最大で、次いで Si, Mn, Cr の順序になっている。Cの影響に対する Si などの相対的な効果を知るために、たとえば T.S(L)における各元素の係数より等価炭素量を求めてみると、Si; 1/7, Mn; 1/26, Cr; 1/35 となる。このうち Si の等価炭素量は従来より用いられている値に近いが、Mn, Cr のそれはかなり低くなっている。

sol. Al は T.S(L)に対しては負の効果、T.S(C)に対しては正の効果を与えるが、この現象は、データの精度から考えて統計解析上の問題より生じたものと考えられる。

圧延仕上り温度は高いほど T.S(L), T.S(C)ともに同程度の割合いで低下せしめる。温度差 10°Cでは 1 kg/mm²の変動を与えるようであり、合金元素の影響にくらべてもその効果は無視できない。

3.2 降伏点におよぼす合金元素、仕上り温度の影響

Fig. 2 にはL方向降伏点(Y.P(L))におよぼす合金元素などの影響を示した。同じくC方向に対しては次のようになる。

$$\begin{aligned} Y.P(C) \text{ (kg/mm}^2\text{)} \\ = 116.53 + 20.26[\%C] + 80.27[\%Si] + 1.68 \\ \times [\%Mn] - 3.67[\%Cr] + 8.10[\%sol. Al] \\ + 203.43[\%insol. Al] - 0.12[\text{temp. } ^\circ\text{C}] \end{aligned}$$

C, Si, Mn は、いずれも降伏点を上昇せしめるが、このうち単位添加量あたり最も大きい影響を与える元素はCで、次いで Si, Mn となっている。一方これらの元素に対して Cr は、添加量の増大とともに Y.P(L), Y.P(C)とともに減少させる。Cr の添加によって、ある場合には強度が低下する現象については、これまでにも報告された例があるが²⁾、その現象の本質についてはまだ十分解明されていない。

sol. Al, などの影響については、同じくデータの取り扱い上生じた問題があるものと考えられる。

Fig. 2. The relationship between calculated and observed yield point.

圧延仕上り温度の影響は、引張強さに対する場合とはほぼ同じ程度である。

3.3 伸びにおよぼす合金元素、および仕上り温度の影響

L方向伸び (El(L)) に対する合金元素、仕上り温度の影響を Fig.3 に示す。C方向伸びに対する各要因の一次回帰式は次のように求められた。

Fig. 3. The relationship between calculated and observed elongation.

$$\begin{aligned} El(C)\% = & 0.10[temp. ^\circ C] - 34.70 - 61.98[\% C] \\ & - 5.19[\% Si] - 5.98[\% Mn] - 1.48 \\ & \times [\% Cr] + 6.28[\% sol. Al] - 337.45 \\ & [in sol. Al] \end{aligned}$$

これらの結果によると、C、Si、Mn、Cr はいずれも伸びを低下させるが、L、C方向の伸び低下に対してそれぞれの元素で特徴が認められる。すなわち C、Mn はL方向よりもC方向伸びの減少に大きく影響し、これに対して Si、Cr はむしろ方向伸びの低下により大きい影響を与えている。このような各元素の効果は、鋼板における伸びの異方性に關連して重要である。

今問題とする冷間成型性高張力鋼の主体元素として望ましいものは、その添加による単位引張強さの増加に伴う伸び (特にC方向伸び) 低下が少ないものであるといえる。これを知るために、各元素について、引張強さ 1 kg/mm² 増加あたりのC方向伸び低下を計算してみると、C; -0.68%, Si; -0.36%, Mn; -1.5%, Cr; -0.56%となる。すなわち C、Mn よりは、むしろ Si、Cr を主体元素にした鋼種が良いものと思われる。

3.4 曲げ性におよぼす合金元素仕上り温度の影響

突き曲げ限界半径値 (R_L) におよぼす合金元素、仕上り温度の影響を Fig. 4 に示した。この解析結果によると、C、Si、Mn は、いずれも曲げ性を低下せしめるが、このうちCの影響が最も大きく、Si、Mn の効果は比較的少ない。またこのほかに曲げ性を大きく低下せしめる元素として Al が検出されているが、この結果が単なる解析上の問題から生じたものであるか、あるいは物理冶金学的に本質的な意味があるかどうかについてはさらに検討を要するものと考えられる。

Cr はこれらの元素とは異なり、むしろ曲げ性を向上させる効果があるようであるが、これは Cr の添加によって降伏点が低下する。あるいはC方向伸びの低下が比較的少ないという現象と關連があるように思われる。

Fig. 4. The relationship between calculated and observed limiting inner radius of bending.

Fig. 5. The relationship between calculated and observed % increase in diameter of the hole in the hole-expanding test.

前項と同じく、引張強さ 1 kg/mm^2 増加あたりの曲げ性の劣下、すなわち R_L の増加を計算すると C; 0.19 mm , Si; 0.03 mm , Mn; 0.11 mm , Cr; -0.93 mm となる。したがって高い強度を有し、曲げ性のすぐれた鋼種とするには Si, Cr を主体元素とした鋼種が適当であるといえる。

3.5 孔拡率におよぼす合金元素および仕上り温度の影響

Fig. 5 には、孔拡率におよぼす合金元素、仕上り温度の影響を示した。C 以外の Si, Mn, Cr は、いずれもその添加によつて孔拡率を若干上昇させるという結果が得られているが、回帰式におけるこれらの元素の係数より考えて、影響はきわめて少ないものと思われる。sol. Al の影響についてはさらに検討が必要である。

圧延仕上り温度は、傾向としては、負の効果を与えているが、回帰式におけるその係数の大きさから考えて、本実験の範囲では、ほとんど影響を与えていないものと推定される。

4. 結 言

フェライトパーライト組織の熱延帯鋼の圧延のままにおける機械的性質、冷間成型性試験値におよぼす合金元素、圧延仕上り温度の影響を調べた。その結果、高い強度とともに、良好な冷間成型性を得るには、Si, Cr を主体元素にした鋼種にすべきであると考えられる。

文 献

- 1) 木原, 鈴木: “高張力鋼の溶接” (昭和 37・10) [溶接学会].
- 2) C. A. EDWARD: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 142 (1940), p. 199

(121) 熱延帯鋼の機械的性質、冷間成型性におよぼす金属組織の影響

(冷間成型性高張力鋼板の研究—Ⅱ)

日新製鋼, 呉製鉄所

岩間 久・角谷卓爾・入谷喜雄・丸橋茂昭
The Effects of Microstructures on the Mechanical Properties and Cold Formabilities of Hot Rolled Steel Sheets.
(High strength steel sheet for cold forming quality—Ⅱ)

Hisashi IWAMIYA, Takuzi KAKUTANI
Yoshio IRITANI and Shigeaki MARUHASHI.

1. 緒 言

前報では、熱延帯鋼の圧延のままの機械的性質、冷間成型性に対する合金元素などの影響を、単に統計的な解析から得られた現象のみについて述べた。これらの結論のうちには、さらに詳細な物理冶金学的な面よりの検討を必要とするものも多いものと考えられる。

このために、同一試料を用い、まず焼準状態における 2, 3 の特性と合金元素の関係を求め、これらの結果が合金元素による金属組織上の変化を通していかに説明されうるかについて検討した。

2. 実験方法

調査に用いた帯鋼試料の化学成分、あるいはこれらについての試料調整法などは前報と同じである。ただし本調査に用いた帯鋼試料は、圧延後すべて $930^\circ\text{C} \times 1/2\text{hr} \rightarrow \text{A. C}$ の処理を与えた。

なお、機械的性質、および冷間成型性試験値と金属組織との関係を知るために、以下の測定を行なった。

2.1 パーライト面積率の測定

点算法によつた。なお、本調査に用いた焼準材では、単純なパーライト以外に、中間段階組織的なフェライト+炭化物の混合組織が存在するものがあるので、これらは区別して測定した。ただし以下の解析に用いたパーライト面積率は、便宜上、両者の面積率の合計を用いた。

正常なパーライトの面積率の測定には 10 視野、その他のフェライト+炭化物混合組織に対しては 30 視野を測定した。

2.2 フェライト微小硬度

マイクロビッカース (荷重 15 g) を用い原則として異なる 5 カ所のマトリックスの測定値を平均して用いた。

2.3 フェライトパーライト帯状組織

倍率 100 倍の下で、同組織の程度を 5 クラスに分類し 1~5 の番号を測定値とした。(番号の高いほど帯状組織が著しいように分類した。)

2.4 フェライト粒度、清浄度

JIS 規定の測定法による。

3. 実験結果

3.1 測定値の範囲

正常パーライト面積率 $1.2 \sim 33.6\%$ 、フェライト+炭化物混合組織 $0 \sim 16.2\%$ 、フェライト微小硬度 $164 \sim 236$ 、帯状組織 1~5、フェライト粒度 $7.40 \sim 9.79$ 、清浄度 $0.026 \sim 0.087$ である。

また L 方向引張強さ (T. S (L)) $44.1 \sim 65.7 \text{ kgf/}$

mm², L 方向降伏点 (Y.P(L)) 24.7~38.9 kg/mm², C 方向伸び (El(C)) 25.7~40.2%, 突き曲げ限界半径 (R_L) 0~6.0mm, 孔拡率 (λ) 0.76~2.57 (ただし初期孔径 14mm ϕ) である。

3.2 合金元素と機械的性質, 成型性試験値との関係
一次回帰式で求めると次のようになる。

T.S(L) (kg/mm²)

$$= 23.26 + 84.22[\% \text{ C}] + 8.98[\% \text{ Si}] + 12.35 \\ \times [\% \text{ Mn}] + 11.57[\% \text{ Cr}] - 112.36[\% \text{ sol. Al}] \\ \times [\text{Al}] + 252.04[\% \text{ in sol. Al}]$$

Y.P(L) (kg/mm²)

$$= 32.78 + 16.96[\% \text{ C}] - 0.13[\% \text{ Si}] + 0.25 \\ \times [\% \text{ Mn}] - 5.13[\% \text{ Cr}] - 62.12[\% \text{ sol. Al}] \\ \times [\text{Al}] - 84.85[\% \text{ in sol. Al}]$$

El(C)% = 62.34 - 77.97[% C] - 1.73[% Si]

$$- 12.67[\% \text{ Mn}] - 8.63[\% \text{ Cr}] + 86.39$$

$$\times [\% \text{ sol. Al}] - 334.37[\% \text{ in sol. Al}]$$

$$\lambda = 4.93 - 0.07[\% \text{ C}] - 0.06[\% \text{ Si}] - 2.33$$

$$\times [\% \text{ Mn}] - 0.85[\% \text{ Cr}] + 8.25[\% \text{ sol. Al}]$$

$$\times [\text{Al}] - 17.32[\% \text{ in sol. Al}]$$

$$R_L(\text{mm}) = -8.84 + 35.92[\% \text{ C}] - 0.09[\% \text{ Si}]$$

$$+ 4.80[\% \text{ Mn}] + 2.59[\% \text{ Cr}] - 36.80$$

$$\times [\% \text{ sol. Al}] + 48.37[\% \text{ in sol. Al}]$$

3.3 引張強さに対する金属組織の影響

フェライト+パーライト組織を有する材料では, その引張強さに影響する金属組織的な要因は, フェライト自身の強度と平均フェライト行路であると考えられる。

いま一般に引張強さは硬度に対応して変化すると考えると, フェライト自身の強度の目安としてフェライト微小硬度を取ることができるであろう。また 2 次元的平均フェライト行路はパーライト面積率が増加すれば減少するから, その目安としてはパーライト面積率の逆数, あるいはその平方根を取ることができるであろう。そこで, この 2 種の変数と強度との間の関数形を想定すると次のような形を考えることができる。

$$T = (\alpha H_P - \beta H_F) \exp \left\{ K \left(1 - \frac{1}{S} \right) \right\} + \beta H_F \cdots (1)$$

ただし T は強度 (今の場合, 引張強さをとる.), H_P ; パーライト組織の硬度, H_F ; フェライトの硬度, S ; パーライト面積率 (%) の 1/100, K , α , β は常数である。(1) 式は UNCKEL¹⁾ が二相組織の合金の強度に対して, 母相と第二相の強度, および第二相間の平均間隔を関連づけた式を参考にして, 今の目的にかなうよう多少変えたものである。(1) 式の意味は $S=0$ すなわち純鉄の場合, および $S=1$, 共析鋼の場合を考えれば明らかである。

(1) 式より, $(T - \beta H_F)$ の対数に対して $(1 - 1/S)$ をプロットすると, 直線的な関係が得られるはずであるが, 今かりに $\beta=1/5$ において, この両者の関係を検討すると Fig. 1 のごとくなる。ばらつきもあり, また狭い範囲ではあるが, 一応期待される直線的関係が認められる。

この結果より, 今取り扱うデータの範囲で (1) 式の関数形が成立するとすれば, 引張強さに対してパーライト面積率は指数の項できいてくるために, 一次の項で影響

Fig. 1. The effects of the amounts of pearlite (%); S and microhardness of the ferrite; H_F on the tensile strength; T .

するフェライト硬度にくらべて, きわめて支配的な影響を与えているものといえる。T.S(L) に最も大きな影響を与える元素は 3.2 項に示すごとく, C であるが, これはもちろんパーライト面積率に与える C の影響で説明される。

またその他 T.S(L) に示されている合金元素 Si, Cr, Mn などの影響は, 必ずしも固溶強化の機構のみから説明されるものではなくて, これらの元素が共析 C 量, あるいは中間段階組織の生成などに影響する程度も十分考慮しなければならない。

3.4 成型性試験値におよぼす金属組織の影響

まず突き曲げ限界半径値と金属組織的な要因との関係を個々の場合について検討した。その結果, パーライト面積率が大きいほど限界半径は増大し, またフェライト微小硬度が高い場合に, 曲げ性は若干良好になる傾向が認められた。さらに, 同一のパーライト面積率, およびフェライト硬度の場合でも, 帯状組織の著しいほど曲げ性は劣っている。

以上のごとく, 曲げ性は, 今取りあげている金属組織上の三要因すべてに影響されているから, 限界半径値のばらつきをよく説明するためには, これらの三要因を組合わせたパラメータが必要である。便宜的ではあるが, 以下のパラメータ P を用いると, 曲げ性と金属組織の関係を比較的良好に表現できることがわかった。

$$P = \{(\text{パーライト面積率} \%) \times 10 + (\text{帯状組織番号}) \times 4\} - (\text{フェライト微小硬度}) \cdots (2)$$

Fig. 2 はパラメータ P と曲げ限界半径の対数との関係を示したが, P の増大に伴い曲げ性の劣化する傾向は明らかである。

孔拡率と P の関係についても検討したが, その結果孔拡率は $P > -40$ で P の増加に伴い急激に低下し, $P > 0$ では P に無関係にはば一定値にとどまる傾向が認められた。

以上のように, 成型性試験値に対する P の影響は支配

Fig. 2. The effects of the microstructural features on the bending test value.

的であるが、その他中間段階組織的なフェライト+炭化物混合組織の影響も無視できない。すなわち、孔拡率はこの種の混合組織の存在量の増大とともに急激に低下する傾向がある。

3.5 金属組織におよぼす合金元素の関係

3.2 項に示す R_L , λ と合金元素の関係を検討するために、3.4 項で取りあげた金属組織的要因におよぼす合金元素の影響を調べた。

ただし、パーライト面積率に対して最も大きな影響を与えるのはCであることは明らかである。またフェライト微小硬度におよぼす各元素の影響もこれらのフェライトへの固溶強化の程度から推察がつくので、以下では特に带状組織とフェライト炭化物混合組織の点について検討した。

3.5.1 带状組織に対する C, Mn, Si, Cr の影響

本実験の範囲では C, Mn はその含有量が高いほど、带状組織を著しくし、Si, Cr はこの組織の発達を抑制する傾向が認められた。以下に示すようなパラメータBを用いると带状組織の発達程度と合金元素との関係が比較的よく説明されるようである。

$$B = (C + Mn)\% - \left(Si + \frac{1}{2}Cr \right)\% \dots\dots\dots (3)$$

Fig. 3 はパラメータ B と带状組織番号との関係を示した。

フェライト、パーライト带状組織の生成は、これまでの研究によると、合金元素の偏析によつて生じた材料内の変態温度の不均一性が根本的な原因であるといわれている²⁾。このために変態温度に相反する影響を与える元素を適当な割合で偏析させることにより带状組織の発達を完全に抑えうる可能性についても述べられた例がある²⁾。パラメータBにおけるMnは、 A_3 点を低下せしめ、Si, Cr は上昇させる元素であることを考えれば、あるいは上記のような研究結果と一致するものとも考えられる。

3.5.2 フェライト+炭化物混合組織に対する Mn, Cr, Si, Al の影響

$$B = (C + Mn)\% - \left(Si + \frac{1}{2}Cr \right)\%$$

Fig. 3. The effects of C, Mn, Si, Cr on the index of banded structure.

$$Z = \left(Mn + \frac{1}{2}Cr \right)\% - (40 \times \text{sol. Al})\%$$

Fig. 4. The effects of Mn, Cr, sol. Al and Si on the amount of bainitic structure.

フェライト+炭化物混合組織の面積率に影響する合金元素の総合的な影響として、次のようなパラメータZが求められた。

$$Z = \left(Mn + \frac{1}{2}Cr \right)\% - 40 \times \text{Sol. Al}\% \dots\dots\dots (4)$$

Fig. 4 は混合組織の存在する鋼種のみについて、Z と混合組織面積率との関係を示した。これに示されているように、今の場合、C はこの種組織の生成にはそれほど影響を示さず、むしろ Mn, Cr がこの組織の生成を助長するように作用している。これに対して sol. Al あるいは Si は抑制する傾向があるようである。

4. 考 察

3.2 項に示す λ と合金元素 α の関係において、 λ を最も大きく低下させる元素は Mn であるが、これは明らかに Mn の増大により Z, B が大になり、したがってパラメータPが増加する、あるいは混合組織面積率が增大するためである。Cr, sol. Al と λ の関係は、带状組織というよりは混合組織の生成に関連して説明されるものであろう。

R_L を増大させる C, Mn の影響は、これらの元素が带状組織の発達を促進しているからであろうと思われる。また焼準材に関するかぎり、Cr は曲げ性を低下せしめる傾向があるが、これはフェライト+炭化物混合組織の生成を促進する効果が、带状組織を抑制する効果を

上まわるためと思われる。sol. Al が R_L の低下に効果があるのは、これが混合組織の生成を抑制するからであろう。

5. 結 言

機械的性質、成型性試験値におよぼす金属組織の影響について調べた結果、成型性試験値の低下を極力防止し、強度をあげるには、パーライト面積率を低く保ち、合金元素のフェライトへの固溶強化を利用すべきであると考えられる。

合金元素と金属組織の関係を検討し、機械的性質、成型性試験値におよぼす合金元素の影響について考察を加えた。

文 献

- 1) H. A. UNCKEL: Metallurgia, 45 (1952), p. 115
- 2) 大沢: 日本金属学会誌, 25 (1961), p. 433
- 3) 高石: 富士製鉄技報, 13 (1964) 1, p. 1

(122) 鋼中におけるニオブ炭化物、窒化物および硫化物の熱力学的挙動

京都大学工学部

工博 盛 利 貞・〇時 実 正 治

中 嶋 由 行

東 洋 工 業

佐 伯 俊 秀

Thermodynamic Behaviors of Niobium-Carbide-Nitride and Sulfide in Steel.

Toshisada MORI, Masaharu TOKIZANE

Yoshiyuki NAKAZIMA and Toshihide SAHEKI.

1. 緒 言

Nb 添加鋼に関する基礎的研究として、すでに鋼中に生成する Nb 炭化物、窒化物の結晶構造、化学組成、オーステナイト中における熱力学的性質について検討¹⁾²⁾

してきたがこれまでの検討においては窒素を含まない Nb 炭化物および炭素を含まない Nb 窒化物のオーステナイト中における平衡濃度積を決定することができなかった。また Nb 硫化物に関しても同様の検討³⁾を行なった結果オーステナイト中における Nb の硫化物生成傾向は Mn の硫化物生成傾向よりやや小であることを知ったが Nb 硫化物自体、かなり安定な化合物であるから鋼中における Nb の炭化物生成傾向との関係は明らかでない。

本研究はこれらの諸点について検討、考察を加え実用 Nb 添加鋼中における Nb の挙動を明らかにすることを目的とした。

2. 試 料

塩基性電気炉純鉄、金属 Nb (粒状=99.96% Nb)、黒鉛、Fe-S 母合金 (s=26.8%)、窒素ガスを用いて真空溶解鋳造法によつて Table 1 に示すごき組成の Fe-Nb-C, Fe-Nb-N, Fe-Nb-C-N および Fe-Nb-C-S 系合金 2.5~5 kg 鋼塊を溶製し、20mm ϕ に鍛造 (Fe-Nb-C-N 系試料の場合は 15mm ϕ) して使用した。

3. 実験方法

試料 C8 について 1350°C $\times$ 2hr 水冷の溶体化処理を行なったのち 1000°C, 1200°C で種々の時間保持水冷した試片中の不溶性 Nb 量が一定値になる時間をもつて熱処理平衡に到達するに必要な時間とし、この予備実験の結果から試料の平衡熱処理温度ならびに時間を 1000°C $\times$ 36hr, 1100°C $\times$ 30hr, 1200°C $\times$ 24hr, 1250°C $\times$ 18 hr または 1300°C $\times$ 12hr に選定した。あらかじめ 1350°C $\times$ 2hr 水冷の溶体化処理を行なったのち、このような条件で加熱保持後水冷した各試片の旋削片を 6N-HCl 中常温放置処理して回収した不溶性残渣について組成分析を行なった。また別に旋削片を秤取し同様の処理によつて各試片中の不溶性 Nb および可溶性 N 量を個別定量した。なお Fe-Nb-C-S 系の各試料ならび Fe-Ni-N に系の試料 NA については不溶性残渣の X 線回折も行

Table 1. Chemical composition of samples.

System	Sample No.	Nb%	C%	N%	S%	O%	Mole ratio				
							C/Nb	N/Nb	S/Nb	C/N	S/C
Fe-Nb-C	C7	0.531	0.081	0.002	0.009	0.0010	1.2				
	C8	0.817	0.090	0.002	0.010	0.0013	0.9				
Fe-Nb-N	N8	0.202	0.008	0.020	0.010	0.0020		0.66		0.47	
	NA	0.094	0.004	0.017	0.007	0.0047		1.20		0.03	
Fe-Nb-C-N	CN1	0.197	0.029	0.012	≈ 0.01	0.0033	1.41	0.39			
	CN3	0.207	0.101	0.016		0.0021	3.78	0.51			
	CN5	0.641	0.081	0.017		0.0018	0.98	0.18			
	CN6	0.957	0.102	0.018		0.0024	0.83	0.13			
Fe-Nb-C-S	SC1	0.028	0.088	0.002	0.006	—	24.3		0.62		0.03
	SC2	0.025	0.078	0.002	0.020	—	24.1		2.32		0.10
	SC5	0.323	0.096	0.003	0.041	0.004	2.30		0.37		0.16

Other impurities: {Si $\approx$ 0.05%, P $<$ 0.01%, Ni $\approx$ 0.02%, Cr $<$ 0.004%,
{ Σ Ti $\approx$ 0.005%, V $\approx$ 0.002%, Σ Al $\approx$ 0.001%

なった。

4. 実験結果ならびに考察

試料 C7, C8 については既報²⁾のごとく不溶性 C および不溶性 Nb の態別定量結果から析出相はほぼ $\text{NbC}_{0.8}$ の組成割合を有する δ -Nb 炭化物であるが、この炭化物は厳密には微量の N を固溶した炭窒化物として存在する可能性があるので抽出残渣の Nb ならびに N の組成分析を行なった結果、これらの析出相中の N/Nb モル比がほぼ 0.07 であることがわかった。これらの試料中の析出相を $\text{NbC}_{0.8}\text{N}_{0.07}$ の組成を有する Nb 炭窒化物と考えると、その格子定数と化学組成の関係は BRAUER らりが合成試料について報告した値ときわめて良く一致する。そこで態別定量法によって求めた Nb (Σ Nb-Insol. Nb), C (Σ C-Insol. C) ならびに N から各温度における $\text{NbC}_{0.8}\text{N}_{0.07}$ の析出反応の平衡濃度積を求め、Fe-Nb-C-N 系試料についてききに求めた Nb 炭窒化物 (δ -Nb 炭窒化物) の平衡濃度積の値²⁾とともに析出相中の N/Nb mol 比に対してプロットすると、Fig. 1 に示すごとき結果を得た。図中には温度別にこれらの点をつらねた曲線を記入してあるが、これらの曲線を N/C+N mol 比=0 に外挿して得られる縦軸上の点は N を含まない純 Nb 炭化物の生成反応の平衡濃度積を示すものと考えることができる。そこでこれらの値を $\log K'c$ として $1/T$ に対してプロットすると Fig. 2 に示すごとくになりこれより、

$$\log K'c = \log [\% \text{Nb}] [\% \text{C}]^{0.87} \\ = -7,700/T + 3.18 \dots\dots\dots (1)$$

を得た。このような N を含まない Nb 炭化物の化学組成は Fig. 1 に示した各点の N/N+C mol 比と、それらの各残渣中の N+C/Nb mol 比の関係からほぼ $\text{NbC}_{0.87}$ となる。

Fig. 1. Relation between $\log K'$ and $\text{N}/\text{N}+\text{C}$ mole ratio in the residues.

Fig. 2. Relation between $\log K'$ and $1/T$.

Fig. 2 にはさらに Fe-Nb-N 系試料について求めた平衡濃度積と温度との関係を併記した。試料 N8 について各試片における態別定量の結果、不溶性 Nb ならびに不溶性 N の N/Nb mol 比がほぼ 0.64 であることを示し、抽出残渣の組成分析の結果は N/Nb mol 比=0.66, C/Nb mol 比=0.24 を示した。これらの結果から析出 Nb 窒化物は少量の C を固溶し $\text{NbN}_{0.65}\text{C}_{0.24}$ の組成を有する (厳密には炭窒化物と考えられるが X 線回折結果ではいずれも六方晶の ϵ -相と δ' -相の 2 種の窒化物相³⁾のみが認められた) のと考え、態別定量によって求めた Nb (Σ Nb-Insol. Nb), C (Σ C-Insol. Nb $\times 0.24 M_C / M_{Nb}$, ただし M_{Nb} , M_C は Nb および C の原子量) および N よりこの析出反応の平衡濃度積を求めた。この結果は温度函数として次式で表わされる。

$$\log [\% \text{Nb}] [\% \text{N}]^{0.65} [\% \text{C}]^{0.24} \\ = -10,400/T + 4.09 \dots\dots\dots (2)$$

(2) 式は Fig. 2 に示すごとく Smith⁵⁾ が鋼中における Nb 窒化物 (NbN) の生成反応に対して、 N_2 ガスによる窒化法によって求めた (3) 式の結果と比較的近い値を示している。

$$\log [\% \text{Nb}] [\% \text{N}] = -10,230/T + 4.04 \dots\dots (3)$$

析出相中に C が含有されない窒化物を得るために上述の試料 N8 よりはさらに不純物としての C 含有量が少なく同時に Nb 含有量の少ない (Nb 窒化物の Nb 方が炭化物より安定であるから N 量に比較して Nb 量を少なくすれば析出相中に C が固溶する可能性は少なくなる) 試料 NA についても同様の検討を行なった。この場合には残渣中の C/Nb の mol 比はかなり小になり温度に無関係にほぼ 0.08 程度であるが N/Nb mol 比は高温になるにしたがつて著しく小になる。今この N/Nb mol 比を y としその値と温度との関係を求めると $y = 4,300/$

Table 2. The results of X-ray diffraction and chemical analysis of the residues extracted from the Fe-Nb-C-S alloys.

Sample No.	Heat treatment	Precipitated phase	Chemical composition (%)				Mole ratio		
			Nb	C	S	N	C/Nb	S/Nb	N/Nb
SC1	1000°C×36 hr W. Q.	NbC+x	41.6	4.15	3.7	—	0.77	0.21	—
	1200°C×24 hr W. Q.	—	23.2	1.74	0.6	—	0.58	0.08	—
SC2	1000°C×36 hr W. Q.	NbS	36.2	1.22	15.8	—	0.26	1.28	—
	1200°C×24 hr W. Q.	NbS+ (?)	27.8	1.28	3.3	—	0.36	0.36	—
SC5	1000°C×36 hr W. Q.	Nb+x	75.4	5.21	6.0	0.60	0.54	0.23	0.043
	1100°C×30 hr W. Q.	Nb+x	74.1	5.05	7.4	1.40	0.53	0.29	0.125
	1200°C×24 hr W. Q.	Nb+x	73.8	4.14	6.9	0.65	0.43	0.27	0.058
	1300°C×12 hr W. Q.	x	72.2	3.88	10.3	0.40	0.42	0.42	0.037

T=2.50 を得るので、このような化合物の組成を $\text{NbN}_y\text{C}_{0.08}$ としてその析出反応の平衡濃度積を計算すると Fig. 2 に示すごとく $1/T$ に対しては曲線となり、一次函数として表わすことができなかった。しかしながら低温 (1000°C) においてはその組成は $\text{NbN}_{0.89}\text{C}_{0.08}$ 程度で NbN にきわめて近いものと考えられ、その平衡濃度積は SMITH⁵⁾ の求めた結果に比較的良く一致している。

これらの結果から ϵ -あるいは γ' -Nb 窒化物は δ -炭化物よりは鋼中においてかなり安定な化合物であることがわかる。

Fe-Nb-C-S 系試料について抽出残渣の X線回折と化学分析を行なった結果を Table 2 に示した。X線回折結果では試料 SC2 のように試料中の S/Nb モル比が大である (=2.32) 場合には NbS が析出している。この場合 C/Nb モル比は十分大きい (=24) のに NbC の析出が認められないことから NbS の生成傾向は NbC にくらべてかなり大であるものと考えられる。しかしながら試料 SC1, SC5 (いずれも S/Nb mol 比 <1) においては NbS 相は全く認められず、いずれも NbC 相と不明の相 x が現われている。一方化学分析の結果を見るとこのような不明相の認められている場合の残渣中の C/Nb mol 比はほぼ 0.5 付近の値であり、したがってこれらの残渣中の Nb が全部 Nb の炭化物として存在すると考えるにはこの値は小さすぎる。またこれらの試料中においては NbS は認められなかったのにもかかわらず、かなりの S が存在している。これらの結果からこの不明相が Nb, C, S の化合物であることは十分推定されることであり、このような化合物の存在についての報告は見当たらないが、不明相のみが認められた試料 SC5 の 1300°C×12hr, W. Q. 材の抽出残渣分析結果から、 x 相の化学組成は一応 $\text{NbC}_2\text{S}_{0.5}$ の形を有するものではないかと推定される。

なお低炭素鋼に微量の Nb (0.03~0.05%) を添加した実用鋼における Nb, C, S の組成割合は前述の試料 SC2 と同等であると考えられるから Mn を含まない場合には NbS が析出する。それゆえ実用鋼において Nb が炭化物形成元素として有効に働くためには、MnS を生成する十分な Mn を添加することがぜひとも必要である。

5. 結 言

(1) $\text{C} \approx 0.1\%$, $\text{Nb} \approx 0.5 \sim 0.8\%$ で N を含まない鋼中においてはほぼ $\text{NbC}_{0.87}$ なる組成を有する Nb 炭化物を生成し、オーステナイト中におけるその生成反応の平衡濃度積は次式で与えられる。

$$\log[\% \text{Nb}][\% \text{C}]^{0.87} = -\frac{7,700}{T} + 3.18$$

(2) $\text{N} \approx 0.02\%$, $\text{Nb} \approx 0.2\%$, $\text{C} = 0.008\%$ を含む鋼中においてはほぼ $\text{NbN}_{0.65}\text{C}_{0.24}$ なる組成の Nb 炭窒化物を生成し、オーステナイト中におけるその生成反応の平衡濃度積は次式で与えられる。

$$\log[\% \text{Nb}][\% \text{N}]^{0.65}[\% \text{C}]^{0.24} = -\frac{10,400}{T} + 4.09$$

(3) $\text{N} \approx 0.02\%$, $\text{Nb} \approx 0.1\%$, $\text{C} = 0.004\%$ を含む鋼中に析出する Nb 窒化物は微量の C を含む $\text{NbN}_y\text{C}_{0.08}$ なる組成を有し、高温になるにしたがつて N/Nb mol 比が次第に小さくなるが、1000°C 付近では NbN になり近い組成を有し、その析出反応の平衡濃度積は 1000~1300°C の温度範囲で曲線を与える。

(4) 鋼中の S/Nb mol 比が大なる場合 (=2) には NbS が生成し、小なる場合 (<1) には異なった形の硫化物を生成するが、Nb のオーステナイト中における硫化物生成傾向は炭化物生成傾向より大であるので、Nb 添加低炭素実用鋼において Nb が有効に炭化物を形成するためには、Mn を添加することがぜひとも必要である。

文 献

- 1) 盛利貞, 藤田清比古, 時実正治, 山口紘: 鉄と鋼, 50 (1964), p. 911
- 2) 盛利貞, 時実正治, 山口紘, 角南英八郎: 日本金属学会講演大会 (1964. 4) にて発表.
- 3) 盛利貞, 時実正治, 加納勝雄: 水曜会誌, 15 (1964) p. 194
- 4) G. BRAUER & R. LESSER: Z. Metallkunde, 50 (1959) 8, p. 467
- 5) R. P. SMITH: Trans. Met. Soc., Amer. Inst. Min., Met. & Pet. Eng., 224 (1962), p. 190

(123) 低炭素鋼の機械的強度におよぼすニオブの影響

(Nb 添加鋼に関する基礎的研究—Ⅳ)

京大学工学部

工博 盛 利 貞・〇時 実 正 治

富士製鉄, 中央研究所 岡 本 健 太 郎

Effect of Niobium on Mechanical Strength of Low Carbon Steel.

(Fundamental study on niobium-added steel—Ⅳ)

Dr. Toshisada MORI, Masaharu TOKIZANE
and Kentarō OKAMOTO.

1. 緒 言

低炭素鋼に 0.03~0.05% 程度の微量の Nb を添加すると熱間加工状態における鋼の降伏強さ, 引張り強さが著しく向上することが多くの研究者によつて報告されている. このような Nb による鋼の強化の機構については W. B. MORRISON¹⁾がフェライト中における coherent な NbC の析出による析出硬化現象を指摘して以来, この現象を認めている研究が多いが, 従来の報告で強化の原因として Nb による固溶体硬化²⁾, フェライト結晶粒の微細化³⁾その他⁴⁾をあげているものもあり, 必ずしも明らかにされているとは言えない.

筆者らは Nb 添加鋼に関する基礎的研究として前報までに鋼中における Nb 炭化物, 窒化物の熱力学的性質, 鋼の結晶粒度におよぼす Nb の影響⁵⁾について検討してきた. そこで本報においてはこれらの知見にもとづいて熱間加工状態, 焼ならし状態ならびに焼入・焼もどし状態における鋼の強度におよぼす Nb の影響について調査し, Nb による強化機構を明らかにすることを目的とした.

2. 実験試料

塩基性電気炉純鉄, 金属ニオブ (粒状, $\approx 99.6\%$), 黒鉛, 金属 Al ($\text{Al} > 99.99\%$), 窒素ガスを用いて真空溶解鋳造法によつて Table 1 に示すごとき組成の Fe-C, Fe-N 系合金, 低炭素 Al-Nb 添加鋼 5kg 鋼塊 (約 80mm ϕ) を溶製し Fe-C, Fe-N 系合金の場合には約 10mm ϕ , 低炭素 Al-Nb 添加鋼の場合はそれぞれを鍛造比を異にした 20mm ϕ , 16mm ϕ , 12mm ϕ の 3 種類の太さの鍛造材として用いた. なお Table 1 に併記した Fe-Nb, Fe-Nb-C, Fe-Nb-N 系合金は同様の溶解法によつて溶製した約 2kg 鋼塊で, 結晶粒度の検討⁵⁾に用いた 20mm ϕ 鍛造材の一部をさらに 10mm 角に鍛造して実験に供した.

3. 実験方法

低炭素 Al-Nb 添加鋼については 3 種類の太さの鍛造材について鍛造のままならびに鍛造後 880°C $\times$ 1hr 空冷の焼ならしを行なつた試片および 12mm ϕ の鍛造材について 1200°C $\times$ 2hr 水冷 $\rightarrow$ 600°C $\times$ 1hr 水冷の焼入・焼もどしを行なつた試片より, 長さ 140mm (標点間距離 50mm) 平行部分 7mm ϕ の試験片を作製し引張り試験を行なつた. 鍛造のままの試片ならびに焼ならし状態の試片については試験片作製にききだち試片の一端約 10mm を切断しフェライト結晶粒度を測定した.

Table 1. Chemical composition of samples. (%)

System	Sample No.	C	N	Nb	Al
Fe-Nb	B0	0.007	0.0015	—	0.007
	B1	0.006	0.0010	0.013	—
	B2	0.006	0.0010	0.036	—
	B3	0.008	0.0011	0.052	—
	B4	0.007	0.0013	0.083	—
	B5	0.005	0.0011	0.14	—
Fe-Nb-C	C0	0.077	0.0019	—	0.003
	C1	0.080	0.0016	0.021	—
	C2	0.089	0.0021	0.033	—
	C3	0.070	0.0017	0.068	—
	C4	0.082	0.0017	0.11	—
	C5	0.071	0.0016	0.18	—
Fe-Nb-N	N0	0.004	0.018	—	0.003
	N1	0.007	0.021	0.004	—
	N2	0.008	0.022	0.036	—
	N3	0.005	0.018	0.065	—
	N4	0.006	0.022	0.11	—
	N5	0.006	0.021	0.16	—
Fe-C	X1	0.012	—	—	—
	X2	0.051	—	—	—
	X3	0.11	—	—	—
Fe-N	Y1	—	0.0032	—	—
	Y2	—	0.0052	—	—
	Y3	—	0.0105	—	—
Nb-Al-added low carbon steel	A	0.13	0.0058	—	0.002
	B	0.14	0.0068	—	0.022
	C	0.15	0.0061	0.039	0.003
	D	0.14	0.0058	0.039	0.023
	E	0.15	0.0097	0.039	0.023
	F	0.14	0.023	0.038	0.032

Other impurities: $\left\{ \begin{array}{l} \text{Si} \approx 0.05\%, \text{ S} \approx 0.01\%, \\ \text{Ni} \approx 0.02\%, \text{ Cr} < 0.004\% \\ \sum \text{Ti} \approx 0.005\%, \text{ V} \approx 0.002\% \end{array} \right.$

Fe-Nb, Fe-Nb-C, Fe-Nb-N, Fe-C, F-N 系試料については鍛造材を長さ 7mm に切断し, (a) 1200°C $\times$ 2hr 空冷, (b) 1200°C $\times$ 2hr 炉冷, (c) 1000°C または 1200°C $\times$ 1hr 急冷 (10% NaOH 水溶液中), (d) C の処理後 400, 500 または 600°C $\times$ 1hr 急冷 (10% NaOH 水溶液中) の熱処理を行ない, (a), (b) についてはビッカース微小硬度測定, (c), (d) についてはロックウェル硬度測定を行なつた.

4. 実験結果および考察

鍛造のままの試片について測定したフェライト結晶粒度は, 同じ試料においては鍛造比が大になるにしたがつて明らかに小になつていくが, 同じ鍛造比の試片について Nb あるいは Al をそれぞれまたは同時に添加した試料 B, C, D, E および F を, これらを添加しなかつた試料 A に比較すると必ずしも微細化しているとはいえない. しかしながら同じ結晶粒度のものについて比較すると Nb を含む試料の降伏点, 引張り強さはいずれも試料 A よりやや大であり特に N 含有量が多く Nb と同時に Al を添加した試料 F においてきわめて顕著な向上が認められた.

これらの結果は Nb 添加鋼に関する従来の報告と傾向的には一致しているが、Nb 添加による鋼の強化の程度は幾分小であるようであり、このような相異は本研究に使用した試料がいずれも Mn を全く含まないことによるのではないかと考えられる。Nb による鋼の強化の程度が Mn 含有量の変化によつて影響されることは IRVINE, PICKERING⁶⁾ が示している。

Fe-C, Fe-N, Fe-Nb, Fe-Nb-C, Fe-Nb-N 系試料について 1200°C×2hr 空冷を行なつた試片のマイクロビッカース硬度を測定した結果は Fig. 1 および Fig. 2 に示すごとくである。Fig. 1 において C および N は固溶範囲では明らかに固溶体硬化を示し、特に N による硬化はきわめて顕著であることがわかるが Fig. 2 から明らかなごとく、Nb による固溶体硬化は全く認められない。

Fig. 1. Relation between micro-hardness and carbon content of Fe-C alloys and nitrogen content of Fe-N alloys. (1200°C×2 hr air cooled)

Fig. 2. Relation between micro-hardness and niobium content of Fe-Nb, Fe-Nb-C and Fe-Nb-N alloys. (1200°C×2hr air cooled)

また Fe-Nb-N 系ならびに Fe-Nb-C 系試料について前者は Nb 添加にともなう硬化がわずかであるが後者は微量の Nb の添加で顕著な硬化現象を示しており、このような現象は明らかに Nb 炭化物による析出硬化を示すものと考えられる。Fig. 3 は同じく 1200°C×2hr 加熱保持後炉冷を行なつた場合の Fe-Nb, Fe-Nb-C, Fe-Nb-N 系試料の結果であるが、この場合前述の Nb 炭化物による析出硬化は全く認められない。

以上の結果から熱間加工状態における Nb 添加による鋼の強化は主として Nb 炭化物 (あるいは炭窒化物) の析出硬化によるものであり、鋼のフェライト粒微細化による寄与はあまり考えられず、Nb の固溶体硬化は全く認められないことがわかつた。

次に焼入・焼もどし状態の低炭素 Nb-Al 添加鋼につ

Fig. 3. Relation between micro-hardness and niobium content of Fe-Nb, Fe-Nb-C and Fe-Nb-N alloys. (1200°C×2 hr furnace cooled)

Fig. 4. The results of tensile test of the low carbon Nb-Al-added steels. (1200°C×2hr W. Q. and 600°C×1hr W. Q.)

Fig. 5. Relation between hardness and tempering temperature of Fe-Nb-C and Fe-Nb-N alloys. (Q.: As-quenched specimens), (Tempering time=1hr)

いて行なつた引張り試験結果を Fig. 4 に示す。試片はいずれも十分溶体化を行なうために焼れ温度を高く ($1200^{\circ}\text{C} \times 2\text{hr}$ 水冷) したが $600^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ 水冷の焼もどし状態で Nb 添加によつて明らかに降伏点および引張り強さが向上し、伸びも良好である。特に試料 F における強度増加は顕著である。このような強化作用は Al のみを添加した試料 B において認められないことから、おそらく Nb の作用に帰因するものと考えられるが、この点についてさらに詳細に検討するために Fe-Nb-C および Fe-Nb-N 系試料について $1000^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ と $1200^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ の焼入れならびに上記の焼入れ後 $400 \sim 600^{\circ}\text{C} \times 1\text{hr}$ の焼入・焼もどし状態におけるロックウェル硬度測定を行なつた。それらの結果は Fig. 5 に示すごとくである。焼入れ状態の試片について比較するとオーステナイト化温度が低い場合 (100°C) Fe-Nb-C 系試料では Nb 添加に伴なつて多少硬度の低下が見られる程度であるが、Fe-Nb-N 系試料では Nb 添加に伴なう明瞭な硬度低下が認められる。このような低いオーステナイト化温度では Nb 炭化物ならびに窒化物は十分溶解せず、したがつて固溶 C、固溶 N も Nb 添加量が増加するにともなつて減少しそれとともに硬度低下をきたしているものと考えられる。Nb 炭化物や窒化物を十分溶体化するためにより高い温度 (1200°C) でオーステナイト化を行なつた場合には、このような硬度低下は認められず、Fe-Nb-C 系試料においては Nb 添加に伴なつて多少硬度が上昇する傾向が認められた。

次に焼もどし状態について比較すると Fe-Nb-C 系試料においては 1000°C 焼入れ材の場合にはあまり顕著ではないが 1200°C 焼入れ材の場合には約 0.03% 程度までの微量 Nb 添加 (試料 C1, C2) ですでに著しい軟化抵抗が認められ、 600°C 焼もどしでは二次硬化を示す傾向が見受けられる。また Fe-Nb-N 系試料の場合も 1200°C 焼入れ材の場合には、 0.03% 程度の微量 Nb 添加 (試料 N2) で焼もどしによる軟化をほとんど示さなくなる。

以上の結果から焼入・焼もどし状態における微量の

Nb 添加にともなう鋼の強化現象が、焼もどし過程において析出する Nb 炭化物あるいは窒化物と密接な関連を有することは明らかである。低炭素 Nb-Al 添加鋼については、このような過程における析出相を確認するために、試験後の引張り試験片を 6N-HCl (室温) に溶解し抽出残渣の X 線回折を行なつたところ試料 C, D, E, F においてはいずれも δ -Nb 炭化物 (実際には少量の N を固溶した炭窒化物と考えられる) 相が認められ、試料 F においてはそれと共に AlN 相が確認された。試料 B は Al のみを添加したものであり、この試料では伸びは向上しているが降伏点、引張り強さは比較材より低下している (Fig. 4 参照)。この試料の抽出残渣の X 線回折結果では AlN の析出は明確でないが、同程度の Al を Nb と共に添加した試料 D においては Nb のみを添加した試料 C よりもさらに強度の増加が認められることをあわせ考えると、試料 F において前述のごとく著しい強化現象を示したのは、 AlN の析出が δ -Nb 炭化物の析出形態や分布に影響し Nb 単独で存在する場合よりも、強度の改善に一層有効な働きを示すのではないかと考えられる。

5. 結 言

(1) 熱間加工状態における Nb 添加低炭素鋼の降伏点、引張り強さの向上は Nb 炭化物あるいは炭窒化物による析出硬化に基づくものと判断され、フェライト結晶粒の微細化による寄与はあまり認められず、Nb による固溶体硬化は全く認められない。

(2) 1200°C でオーステナイト化して Nb 炭化物、窒化物を十分溶体化すれば焼入れによる表面硬度は Nb 添加によつて低下することはなく、またこのような焼入れ材について $400 \sim 600^{\circ}\text{C}$ で焼もどしを行なうと Nb 添加にともなう顕著な焼もどし軟化抵抗ないしは二次硬化現象を示す。

(3) C 約 0.15% 程度の低炭素鋼に約 0.04% の微量 Nb を添加した Nb 添加鋼において、Al (約 0.03%)、N (約 0.02%) を同時に添加して焼入・焼もどし状態において降伏点約 66kg/mm^2 、引張り強さ約 76kg/mm^2 を有する高抗強度鋼を得た。

文 献

- 1) W. B. MORRISON: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 201 (1963), p. 317
- 2) P. F. W. DEKKER: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 201 (1963), p. 766
- 3) F. W. STARRATT: J. Metals, 10 (1958), p. 799
- 4) C. A. BEISER: Amer. Soc. Metals, Preprint, 138 (1959)
- 5) 盛利貞, 時夷正治, 岡本健太郎: 日本金属学会講演大会 (1964, 4.) にて発表
- 6) K. J. IRVINE & F. B. PICKERING: J. Iron & Steel Inst. (U. K.), 201 (1963), p. 944