

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、引張強サ 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圧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 $930^\circ\text{C} \times 1/2\text{hr}$ → 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带状組織

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。(番号の高いほど带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 164~236, 带状組織 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 方向引張強サ (T. S (L)) $44.1 \sim 65.7 \text{ kg/}$

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。

$$T.S(L) \text{ (kg/mm}^2\text{)} \\ = 23.26 + 84.22[\% C] + 8.98[\% Si] + 12.35 \\ \times [\% Mn] + 11.57[\% Cr] - 112.36[\% \text{ sol.}] \\ \times [Al] + 252.04[\% \text{ in sol. Al}]$$

$$Y.P(L) \text{ (kg/mm}^2\text{)} \\ = 32.78 + 16.96[\% C] - 0.13[\% Si] + 0.25 \\ \times [\% Mn] - 5.13[\% Cr] - 62.12[\% \text{ sol.}] \\ \times [Al] - 84.85[\% \text{ in sol. Al}]$$

$$El(C)\% = 62.34 - 77.97[\% C] - 1.73[\% Si] \\ - 12.67[\% Mn] - 8.63[\% Cr] + 86.39 \\ \times [\% \text{ sol. Al}] - 334.37[\% \text{ in sol. Al}]$$

$$\lambda = 4.93 - 0.07[\% C] - 0.06[\% Si] - 2.33 \\ \times [\% Mn] - 0.85[\% Cr] + 8.25[\% \text{ sol.}] \\ \times [Al] - 17.32[\% \text{ in sol. Al}]$$

$$R_L \text{ (mm)} = -8.84 + 35.92[\% C] - 0.09[\% Si] \\ + 4.80[\% Mn] + 2.59[\% Cr] - 36.80 \\ \times [\% \text{ sol. Al}] + 48.37[\% \text{ in sol. Al}]$$

3.3 引張強サ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, その引張強サ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。

いま一般に引張強サ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次元の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。

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

ただし T は強度 (今の場合, 引張強サをとる.), 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 - βH_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 β=1/5 とおいて, 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, 引張強サ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

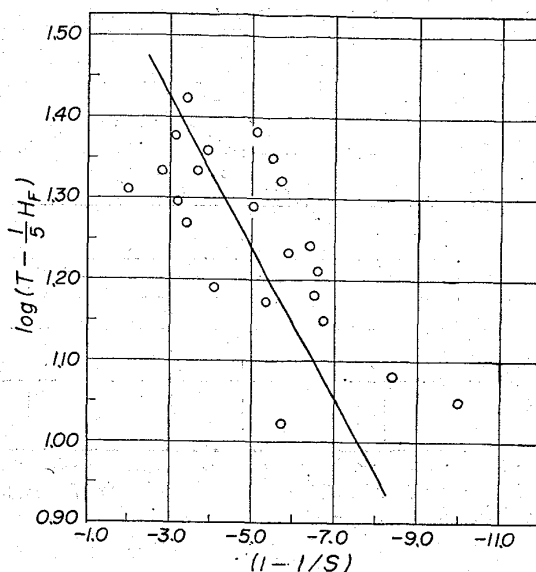


Fig. 1. The effects of the amounts of pearlite (%); S and microhardness of the ferrite; H_F on the tensile strength; T.

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, 带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よく表現できることがわかった。

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

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 に無関係にほぼ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

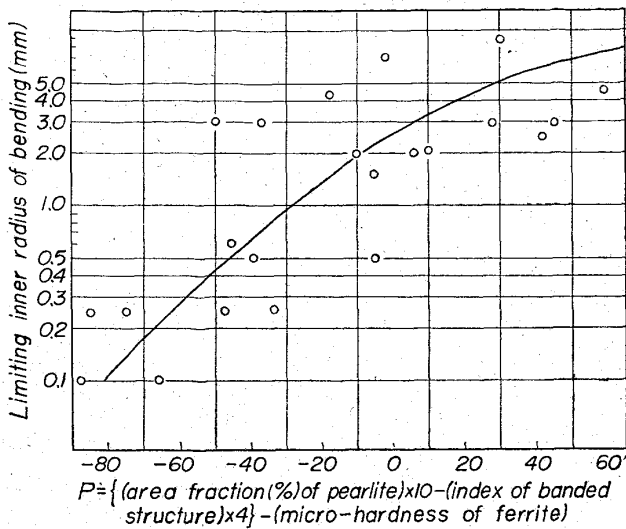


Fig. 2. The effects of the microstructural features on the bending test value.

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

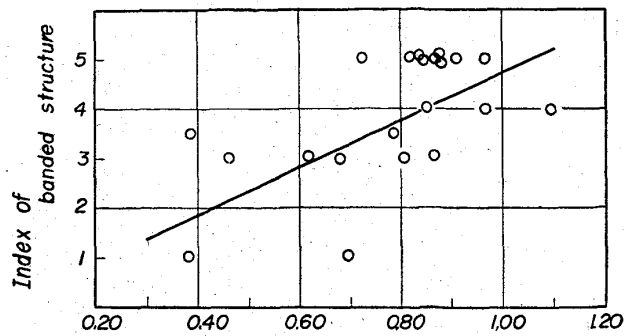
本実験の範囲ではC, Mnはその含有量が高いほど、带状組織を著しくし、Si, Crはこの組織の発達を抑制する傾向が認められた。以下に示すようなパラメータBを用いると带状組織の発達程度と合金元素との関係が比較的よく説明されるようである。

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

Fig. 3 はパラメータ B と带状組織番号との関係を示した。

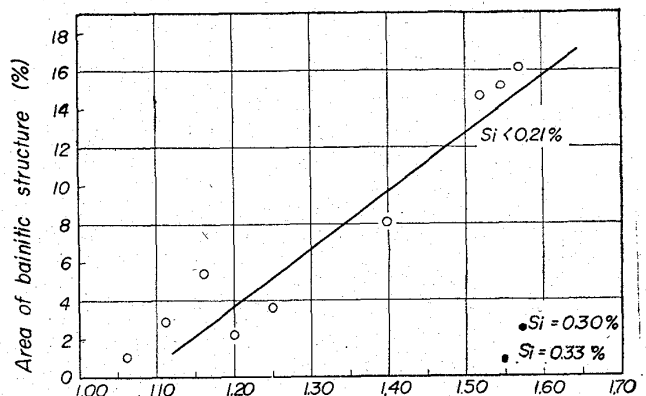
フェライト、パーライト带状組織の生成は、これまでの研究によると、合金元素の偏析によつて生じた材料内の変態温度の不均一性が根本的な原因であるといわれている²⁾。このために変態温度に相反する影響を与える元素を適当な割合で偏析させることにより带状組織の発達を完全に抑えうる可能性についても述べられた例がある³⁾。パラメータBにおけるMnは、 A_3 点を低下せしめ、Si, Crは上昇させる元素であることを考えれば、あるいは上記のような研究結果と一致するものとも考えられる。

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。

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

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、したがつてパラメータ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が

669.15293-194:546.882'261:546.882'171
 :546.882'221:536.7

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・○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. 結 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つた。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つたが 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鑄造法によつて Table 1 に示すごとき組成の 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×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×36hr, 1100°C×30hr, 1200°C×24hr, 1250°C×18 hr または 1300°C×12hr に選定した。あらかじめ 1350°C×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≈0.05%, P<0.01%, Ni≈0.02%, Cr<0.004%,
 Σ Ti≈0.005%, V≈0.002%, Σ Al≈0.001%