

降するがそれ以上では減少がやや速くなる。

引張強度は直線的に減少するが、硬度との関係では HRC 50 以上の場合にはやや高い値が得られているが、降伏強度はほぼ比例している。降伏比は低硬度部では炭化物の凝集などの原因より低くなっているが、450~500°C の間で最良の結果が得られる。しかし高硬度域では降伏比はふたたび低下が見られるのである。疲労限については 400~650°C の間では比例しているが HRC 50 以上ではやや低下してくる。これは疲労破面が脆性破面を示すことにも原因があると思われる。靱性に関しては伸率・断面収縮率で示されるように 300°C 焼戻では脆性を示しているが焼戻温度上昇にしたがいに靱性を増すが、断面収縮率では増加は直線的でなく 450~550°C で一旦その増加度が緩慢となりその後はふたたび急速に増す。衝撃抵抗値も伸率と同様な変化をすることが Fig.3,4 から明らかであるが、衝撃荷重を軸方向に作用させる引張衝撃試験では焼戻の影響は顕著に現われておらず、また曲げ衝撃値に比してその抵抗力はかなり大きいことが分る。

(3) 組織観察 焼入マルテンサイト組織では炭素原子が過飽和に固溶されているために硬度は高いが、靱性は得られない。しかし焼戻処理により過飽和炭素を炭化

物として格子内より析出させるため組織変化が観察され、それに応じて機械的性質も変化していることが分る。Photo. 1a は 300°C×1h の焼戻を行なったときの組織でマルテンサイト粒界に沿って carbide film が析出しているが、このような析出状態では衝撃値はあまり良好でないことが IRVINE²⁾ も指摘している。焼戻温度が上昇するに伴って析出物も多くなり、また carbide film も観察されなくなる (Photo. 1b)。こうしてマルテンサイトより炭化物が析出するにしたがって硬度・引張強度などは低下するが、結晶歪の消失および炭化物の形態変化にしたがって靱性は増大して行く。しかし乍ら 500°C 以上の焼戻では Cr, Mn の炭化物形成元素の炭化物中への移動拡散が起り、また炭化物の凝集も起り始める。Photo. 1c は 500°C 1h 焼戻の場合であるが、600°C (Photo. 1d), 700°C (Photo. 1e) となるにしたがって炭化物の凝集していることが明らかで、それに伴ってそれぞれ機械的性質も変化する。Photo. 1f は 700°C 25h 焼戻を施した場合で炭化物粒の成長はいちじるしくまた matrix 中より Cr, Mn が移動し硬度は一層減少し、また写真に見られる ferrite の粒界は再結晶によるものと思われ、この現象も軟化を大いに促進しているようである。結局、最良の降伏比を得る温度は 450~500°C で多数の炭化物析出があり、炭化物凝集の開始以前であると考えられる。

文 献

- 1) J. H. HOLLUMON & L. D. JAFFE: Trans. A. I. M. E., 162 (1945) 223~249
- 2) K. J. IRVINE, F. B. PICKERING & J. GASTON: J. Iron & Steel Inst., 196 (1960) 66~81

(123) 中炭素鋼におよぼす微量 Ti の影響

日本鋼管技術研究所

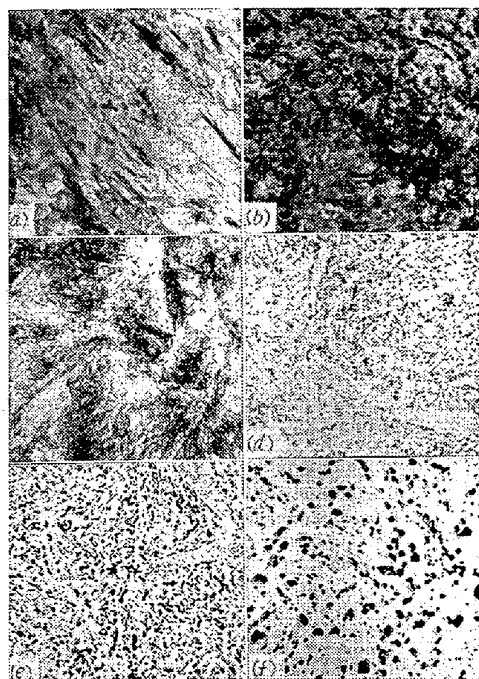
天明玄之輔・○水野 直彦

Effect of Small Quantities of Titanium on Medium-Carbon Steel.

Gennosuke TEMMYO and Naohiko MIZUNO.

I. 緒 言

少量の Ti を添加することによる炭素鋼の生産性の向上と鋼質の改善の可能性を検討する目的で、中炭素鋼に Ti を 0.04~0.16% 添加してマクロ組織、ミクロ組織、非金属介在物、機械的性質、熱間加工性、焼入性などにおよぼす影響を調査した。



a) 300°C×1h (×10,000) (1/2)
 b) 500°C×1h (×10,000)
 c) 500°C×1h (×2,000)
 d) 600°C×1h (×2,000)
 e) 700°C×1h (×2,000)
 f) 700°C×25h (×2,000)

Photo. 1. Electron micrograph of as-tempered specimens.

Table 1. Chemical composition of ingots.

| No. of ingots | Chemical composition (%) | | | | | | | | Amount of Al, Ca-Si and Ti added (%) | | |
|---------------|--------------------------|------|------|-------|-------|---------|-------|-------|--------------------------------------|-------|------|
| | C | Si | Mn | P | S | Sol. Al | T. Al | T. Ti | Al | Ca-Si | Ti |
| 511 | 0.48 | 0.26 | 0.62 | 0.020 | 0.017 | 0.002 | 0.004 | 0.001 | 0 | 0.30 | 0 |
| 512 | 0.47 | 0.27 | 0.62 | 0.019 | 0.018 | 0.002 | 0.004 | 0.009 | // | // | 0.04 |
| 513 | 0.48 | 0.27 | 0.62 | 0.019 | 0.018 | 0.002 | 0.004 | 0.052 | // | // | 0.08 |
| 514 | 0.48 | 0.27 | 0.62 | 0.018 | 0.017 | 0.002 | 0.004 | 0.081 | // | // | 0.16 |
| 521 | 0.49 | 0.30 | 0.68 | 0.025 | 0.018 | 0.004 | 0.011 | 0.002 | 0.010 | 0.23 | 0 |
| 522 | | | | | | | | 0.013 | // | // | 0.04 |
| 523 | | | | | | | | 0.057 | // | // | 0.08 |
| 524 | | | | | | | | 0.107 | // | // | 0.16 |
| 531 | 0.47 | 0.30 | 0.68 | 0.020 | 0.018 | 0.007 | 0.017 | 0.002 | 0.020 | 0.17 | 0 |
| 532 | | | | | | | | 0.010 | // | // | 0.04 |
| 533 | | | | | | | | 0.072 | // | // | 0.08 |
| 534 | | | | | | | | 0.099 | // | // | 0.16 |
| 541 | 0.44 | 0.29 | 0.74 | 0.021 | 0.017 | 0.013 | 0.026 | 0.002 | 0.030 | 0.10 | 0 |
| 542 | | | | | | | | 0.009 | // | // | 0.04 |
| 543 | | | | | | | | 0.084 | // | // | 0.08 |
| 544 | | | | | | | | 0.097 | // | // | 0.16 |
| 551 | 0.47 | 0.29 | 0.63 | 0.019 | 0.018 | 0.029 | 0.041 | 0.002 | 0.045 | 0 | 0 |
| 552 | | | | | | | | 0.036 | // | // | 0.04 |
| 553 | | | | | | | | 0.057 | // | // | 0.08 |
| 554 | | | | | | | | 0.082 | // | // | 0.16 |

II. 試験方法および試験材の化学成分

Al, Ca-Si の添加量を変えた 5 チャージの溶解を行なった (Table 1 参照). Al 添加量の増加とともに Ca-Si の添加量を減じたのは Ti を添加すべき溶鋼中の酸素量を変えない配慮からである. これら各チャージは出鋼後, 第 1 鋼塊は Fe-Ti を添加しないでそのまま造塊, 第 2, 第 3, 第 4 の鋼塊は Fe-Ti (Ti 43%, Al 0.7%) を取鍋にそれぞれ Ti 量が 0.04%, 0.08%, 0.16% となるように添加し造塊した. 各鋼塊の重量は約 11 kg (100mm ϕ \times 185mm) である. 鑄型および定盤にはシャモット煉瓦を使用し, これら全体を砂で覆って凝固速度をおそくした. Table 1 にこれら鋼塊の化学成分を示す.

III. 試験結果

1. 鑄造組織におよぼす影響

各系列とも Ti の添加量が増加するほど鑄造組織が細くなる傾向が見られ, 添加 Ti 量 0.08% で柱状晶が消滅した. しかし, Al あるいは Ca-Si による鑄造組織の微細化傾向はこの実験ではまったく見られない. なお, 鑄造組織には鋼塊サイズも影響するので大型鋼塊については別に検討を行なっている.

2. オーステナイト粒度におよぼす影響

925°C と 1050°C のオーステナイト粒度を調べた結果, 925°C では Ti を添加しないものも細粒なので顕著

な傾向は見られないが, 1050°C では微細化効果が顕著で, Ti 0.04% の添加で全チャージが粒度番号 6 以上に整粒され, 粗大化防止の効果が認められた.

3. 非金属介在物におよぼす影響

No.51, No.53, No.55 の 3 チャージについて非金属介在物(酸化物および窒化物)を分析した結果を Fig. 1 に示す. 酸化物系は電解法により抽出し TiN はエステルハロゲンにより抽出し分析した. この図で明らかのように, Ti を添加すると TiN が生成し, Al 添加量の少ないチャージでは TiO₂ も生成するので一般に Ti の添加により介在物は増加している. しかし, Al を添加したチャージでは Ti 0.05% 付近で最大となりそれ以上の添加をしてもほとんど増加しない.

4. 機械的性質におよぼす影響

焼準試料についての機械試験では引張試験値におよぼす影響は少ない. 衝撃試験では, Al を添加しない試料は Ti により衝撃値が上昇するが, Al が入るときは Ti よりも Al の影響が大きく, Al の添加により衝撃値が上昇する傾向が見られる.

5. 熱間加工性におよぼす影響

25.4mm ϕ に鍛伸した試料より平行部 10mm ϕ \times 30mm の試験片を作り, 1050°C, 1150°C, 1250°C の 3 温度について熱間振り試験を行なった. この結果, Fig. 2 に示すようにほとんどのものが Ti の増加によつて,

実用上はさしつかえない程度ではあるが、破断までの回転数が減少し、熱間加工性の劣化を示している。

6. 焼入性におよぼす影響
 鍛造し焼準した 28mmφ の試験材より 25.4mmφ × 101.2mm の試験片を切り出し、SAC法により焼入性試験を行なった。焼入層深さと Ti との関係を図 3 に示す。これで見ると、焼入性は Ti の添加により Ti 0.06% 付近まで向上し、それ以上では悪化する。Al 量が少ない場合は Ti 0.01% 位まで Ti により却つて焼入性は悪化するが、T. Al 量が 0.025% (Sol. Al 0.013%) 以上の鋼ではこの傾向は見られない。

IV. 結 言

中炭素鋼に 0.04~0.16% の少量の Ti を添加して影響を調べた結果、Ti はマクロおよびマイクロ組織を細かくし、また使用法によつては焼入性を改善し得ることが判つた。しかし一方、介在物を増加させ、また熱間加工性も実用上のさしつかえはない程度ではあるがこれを悪化させることが明らかとなつた。焼準試料では機械的性質におよぼす影響は少なかった。大型鋼塊については試験検討中である。

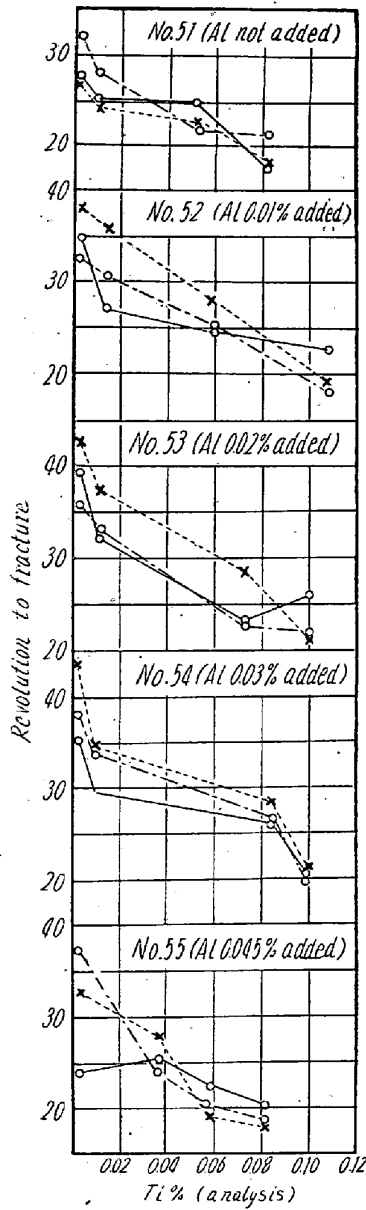


Fig. 2. Effect of Ti and Al on hot-workability. (Revolution speed: 250 r.p.m.)

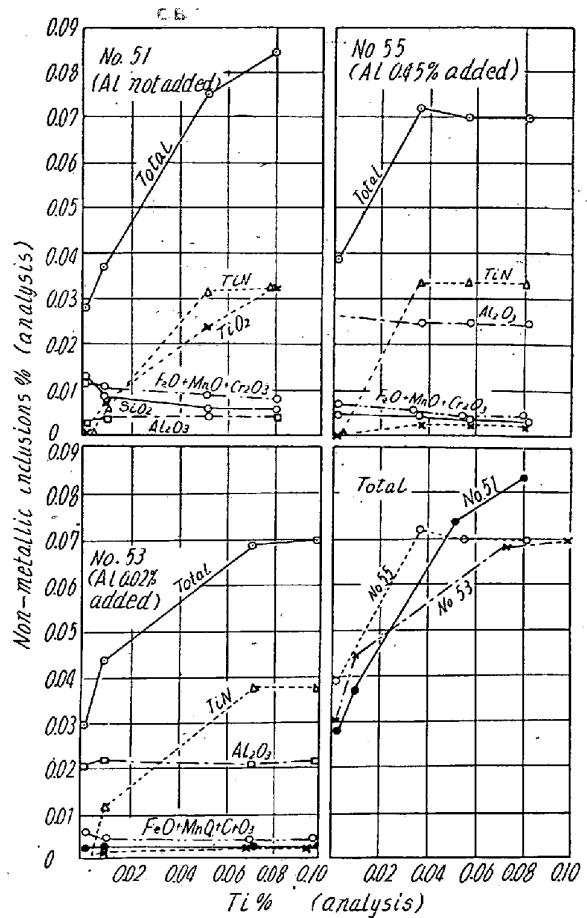


Fig. 1. Relation between titanium and non-metallic inclusions.

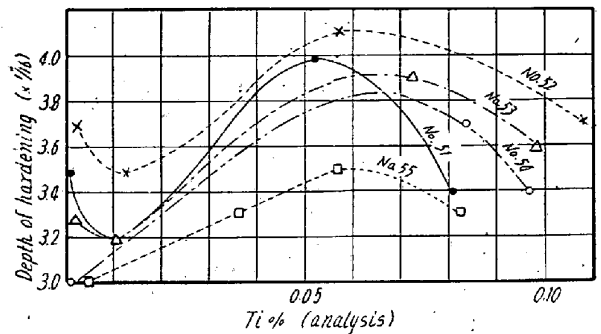


Fig. 3. Effect of titanium on hardenability.

(124) 熱間圧延の研究

日本精工 南部 信吉

Study of Hot-Rolling.

Nobuyoshi NAMBU.

I. 緒 言

圧延技術者がパススケジュールを立案し、均一な製品を計画するにも、軸受設計者が軸受を設計するにも、もつとも必要なことは、パスごとの圧延力を知ることである。熱間圧延力を速かに計算する方法は EKELUND の式がもつとも広く用いられている。然しこれは炭素鋼のみに利用されるもので多くの鋼種に対して用いられない。熱間圧延の理論的考察は SIMS¹⁾ のものがもつとも新しく BISRA²⁾ は広範な実験をもとに貴重な資料をわれわれに呈供している。然し理論的にこの方法を実施することは非常に繁雑で、ある程度の簡便法が E. C. LARKE³⁾ の著書に記載されている。筆者は数種の材料について熱間の基準平均変形抵抗を求め、これをもとにして熱間圧延力計算の方法を明らかにし、併せて生産工場において圧延力実測試験を試み、この計算方法を検討した。以下にこの研究を報告する。

II. 熱間圧延における基準平均変形抵抗

熱間圧延力は被圧延材の材質、被圧延材の温度、圧延速度、さらに他の圧延条件、すなわちロール材と被圧延材の摩擦係数、ロール径、板厚などによつて左右される。それゆえに冷間圧延力の計算よりは繁雑であるのをまぬがれない。熱間圧延力実験の数値をもつとも合理的に整理検討を加えなければ普偏性のない単なる実験に止まることが多い。筆者は KÁRMÁN⁴⁾、SIEBEL⁵⁾ などの圧延理論を参考にして、基準平均変形抵抗 K_w' を考え、これを h_1/d および圧延温度の函数として表記した。ここに K_w' は圧延力を扁平を考えないロールの被圧面積 $b_m \sqrt{\Delta h \cdot R}$ で除した数値である。変形抵抗は熱間圧延のときは圧延速度の差異によつて変化するから規準として v/d を一定としている。ここに

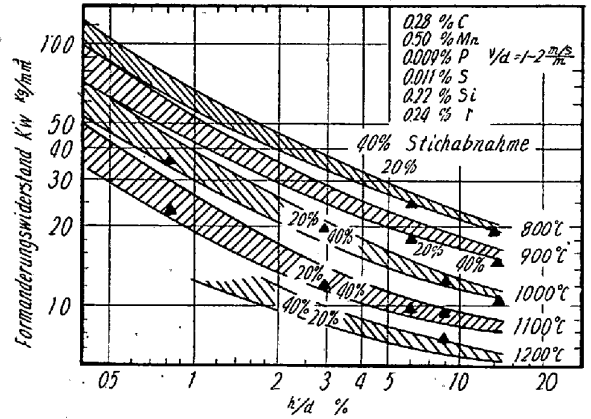


Bild. 1. Dicken-Verhältnis.

- K_w' : 基準平均変形抵抗 kg/mm²
- h_1 : パス後の被圧延材厚さ mm
- d : ロール径 mm
- b_m : 被圧延材平均巾 mm
- Δh : 圧下量 mm
- R : ロール半径 mm
- v : 圧延速度 m/s
- v/d : m/s/m

筆者は以上の考察のもとに9種の材質について Bild. 1 に示すようなグラフを作成した。鉄系合金の成分は Tabelle 1 に示す。

III. 熱間圧延における平均変形抵抗

IIにおいて基準平均変形抵抗 K_w' なるものを考えた。すなわち v/d を一定とし温度 t と厚さ比 h_1/d の函数として表示してある。今任意の圧延を考えると、そのときの平均変形抵抗 K_w と K_w' との関係を知っているならば K_w' を表より求めることによつて K_w を知り、求める熱間圧延力 P を次式で求めうる。

$$P = K_w' \cdot a_1 \cdot a_2 \cdot b_m \sqrt{\Delta h \cdot R}$$

1. 速度係数 a_1

材料の変形抵抗と変形速度との間には $\sigma = K \sigma_0 \epsilon^n$ の関係がある。圧延における変形速度の定義は研究者⁶⁾ によつて区々であるが、圧延時の平均変形速度を $M = v/$

Tabelle 1. Zusammensetzung.

| Stählen Typus | C | Si | Mn | P | S | Cr | Ni | Mo | V | W |
|-----------------------|------|------|------|-------|-------|------|-----|------|------|------|
| Kohlenstoffstahl | 0.48 | 0.28 | 0.68 | 0.011 | 0.017 | 0.07 | | | | |
| Hochgekohlter stahl | 1.03 | 0.22 | 0.27 | 0.030 | 0.024 | | | | | |
| Flußeisen | 0.10 | | 0.47 | 0.063 | 0.026 | | | | | |
| " | 0.28 | 0.22 | 0.50 | 0.009 | 0.011 | 0.24 | | | | |
| 18-8 rostfreier stahl | 0.08 | 0.45 | 0.57 | 0.015 | 0.015 | 18.2 | 9.9 | 0.60 | | |
| 13 Chromstahl | 2.01 | 0.38 | 0.72 | 0.020 | 0.020 | 13.5 | | | 0.20 | |
| Schnelldrehstahl | 0.74 | 0.25 | 0.39 | 0.032 | 0.011 | 4.65 | | 0.44 | 1.12 | 17.8 |