

が、臆測以上の説明は現在のところ不可能であり、今後の研究によつて次第に明らかにされて行くであろう。

#### IV. 結 言

セミキルド鋼板の頭部欠陥を液体保持型探触子法により、水を媒質として超音波探傷し、欠陥分布を調べたところ、各種製造条件の中、注入温度が高いほど欠陥程度が悪いことを認めた。この欠陥は倒立装入して均熱することにより注入中期、後期ではかなり減少できる。また鋼片頭部切捨量が大きすぎるとパイプの酸化によりとく

に欠陥程度が悪化することがわかつた。欠陥の主原因は分析と顕微鏡観察により、鋼塊スカムと同質のものであることを確めた。欠陥の防止法としては、注入温度を低くし、倒立装入均熱を行ない、分塊後の鋼片および最終圧延後の鋼板頭部の切捨量を適正、確実に管理することなどが考えられる。

終りに本研究の遂行に当つて、終始御協力下さつた当所冶金管理課、第二製鋼課、厚板課および鋼片課各位に感謝の意を表する。(昭和 34 年 8 月寄稿)

## 2% Mn 強靱鋼の低温遷移特性におよぼす各種元素の影響\*

(低 Mn 強靱鋼の研究—II)

斎 藤 利 生\*\*・藤 原 達 雄\*\*\*

### Effect of Various Alloying Elements on Low-Temperature Transition Properties of 2% Mn High-Strength Steel.

(Studies on the low-Mn high-strength steel—II)

Toshio Saito Tatsuo Fujiwara

#### Synopsis:

The influence of various alloying elements on the low temperature transition properties of low-manganese high-strength steel, standard composition of, 0.28% C, 2.00% Mn, 0.50% Cr, and 0.30% Mo, tempered sorbitic structure of HRC 32±1 hardness, were tested by V-notch Charpy impact test.

Result obtained were as follows:

1. Transition temperature in this steel became very lower when carbon content fell below 0.15%, but in carbon content range of 0.20~0.35% steel, it did not follow that transition properties were always improved as carbon content lowering.
2. Addition of such elements, silicon, chromium, tungsten, titanium, titanium-boron, and copper in this steel, were harmful to low-temperature transition properties. Especially, it was desired that such elements, silicon, chromium and copper in this steel were as fall as possible.
3. Both elements, molybdenum and vanadium were effective additional elements for low-temperature transition properties. Most effective content of these elements were 0.5~0.6% molybdenum and about 0.1% vanadium in this steel.

#### I. 緒 言

前報において 2% Mn 強靱鋼の焼戻状態における硬度と -40°C 切欠衝撃値の測定結果から、切欠感受性におよぼす各種元素の影響について報告したり、常温付近における材料の脆性は低温遷移特性と密接な関連のあることが明らかにされており<sup>2)</sup>、前報に報告した結果も低温遷移曲線上の一温度における data について論議して

いるもので、詳しくは低温遷移特性にもとずいて切欠感受性を論議すべきであることはいうまでもない。低 Mn 強靱鋼の低温遷移特性については、low C class については高張力鋼板などを対称としたきわめて多くの研究が

\* 昭和 33 年 10 月本会講演大会にて発表

\*\* 防衛庁所属、東北大学金属材料研究所に派遣中

\*\*\* 大同製鋼研究所

なされているが、medium C class の強靱鋼については比較的少なく、とくに 2% 程度の Mn を含む強靱鋼の低温遷移特性については焼戻脆性の研究を目的とした Hollomon<sup>3)4)</sup>, Baeyertz<sup>5)6)</sup> および Herres & Elsea<sup>7)</sup> などの報告が見られるに過ぎない。本報においては前報に引続き 2% Mn 強靱鋼の sorbite 状態における低温遷移特性におよぼす各種元素の影響について実験した結果を報告する。

## II. 実験方法

供試々料は C 0.3%- Mn2.00%- Cr0.5%- Mo0.3% を基本成分とする 2% Mn 強靱鋼の C, Si, Cr, Mo 量を変化した試料ならびに W, Ti, V, Ti-B および Cu をそれぞれ各種の量添加した計 32 鋼種である。試料の化学成分そのほか詳細は前報<sup>1)</sup>を参照されたい。

低温遷移特性曲線は V-notch Charpy 衝撃試験によって測定した。試験片は各焼入温度から油焼入後、前報の焼戻硬度曲線から HRC32±1 の硬度をうるごとくそれぞれ適当な焼戻温度を選んで各 1h 焼戻油冷して、同一硬度範囲に揃えた状態において低温遷移特性を比較したものである。HRC32±1 の焼戻硬度をうるための各鋼種の焼戻温度は Table 1 に示した。

## III. 実験結果および考察

1. 低温遷移特性曲線: 各鋼種について +40~-80 °C の範囲の切欠衝撃値を測定して低温遷移特性曲線を求めた結果は Fig. 1~3 に示した。

1) C の影響: C の影響は Fig. 1-a のごとくである。図の結果によれば低炭素の C 1 試料はきわめてよい遷移特性を示しているが、ほかの 4 鋼種については C 量の影響は明瞭に現われていない。すなわち C 量 0.22 お

よび 0.26% 試料では却つて高炭素試料よりも遷移特性が劣る結果となつている。これは前報の data に見られるごとく、両試料の HRC32 硬度に対する焼戻温度が、丁度 550°C 付近の焼戻脆性温度範囲に相当したためで、もちろん同一焼戻温度で試験すれば当然 C% の含有順序に綺麗な結果が得られるはずのものである。このことは本強靱鋼の C 量は 0.22~0.36% の範囲では C 量よりもむしろ使用硬度に対する焼戻温度が問題となるべきことを示すもので、徒らに C のみを低下すれば低温特性が改善されると考えることは適当ではないことが判る。この場合、C 0.22% よりも却つて C の高い 0.31% C の方が低温特性は優れており、HRC 32 の硬度に対しては C 量は 0.13% 程度にきわめて低くするか、あるいは 0.3% 程度に高めるのが妥当である。

炭素鋼における C の影響については Lorig<sup>8)</sup> が Kahn Tear Test により、また Rinebolt & Harris<sup>9)</sup>, Smith, Fostini & Brick など<sup>10)</sup>が V-notch Charpy Test により確めているが、いずれも C の増加により急激に遷移温度を上昇せしめるとしている。とくに Rinebolt などの data では C 量 0.22% から 0.11% に低下せしめることにより遷移曲線はいちじるしく改善されているのが見られる。これらの data は pearlite 組織におけるもので、著者らの sorbite 組織の場合とは異なるが、C% を 0.13% に低下することにより遷移特性をいちじるしく改善しうることにについては一致した結果がえられている。一般に軟鋼の切欠靱性を高めるには Mn/C 比を増加すると遷移温度が低くなるとされているが、本試料で Mn 量一定の場合の Mn/C 比を考えると 0.13% C 試料は 13.2 で他の 4 試料とかけ離れており、この点からも 0.13% C 試料の遷移特性のよいことは推察できる。

Table 1. Tempering temperature of tested steel to obtain HRC 32±1 tempered hardness after oil quenching.

| Charge No. | Alloying element content % | Tempering temperature °C | Charge No. | Alloying element content % | Tempering temperature °C | Charge No. | Alloying element content % | Tempering temperature °C | Charge No. | Alloying element content % | Tempering temperature °C |
|------------|----------------------------|--------------------------|------------|----------------------------|--------------------------|------------|----------------------------|--------------------------|------------|----------------------------|--------------------------|
| C 1        | 0.13C                      | 500                      | R 1        | 0.11Cr                     | 585                      | W 2        | 1.29 W                     | 610                      | V 3        | 0.082V                     | 615                      |
| C 2        | 0.22"                      | 535                      | R 2        | 1.00"                      | 570                      | W 3        | 1.48 "                     | 615                      | V 4        | 0.200"                     | 660                      |
| C 3        | 0.26"                      | 555                      | R 3        | 1.47"                      | 580                      | W 4        | 2.20 "                     | 650                      | B 1        | 0.036Ti<br>+0.002B         | 545                      |
| C 4        | 0.31"                      | 570                      | R 4        | 2.07"                      | 585                      | T 1        | 0.042 Ti                   | 570                      | B 2        | 0.043Ti<br>+ "             | 545                      |
| C 5        | 0.36"                      | 600                      | M 1        | 0.05Mo                     | 515                      | T 2        | 0.060"                     | 555                      | B 3        | 0.050Ti<br>+ "             | 535                      |
| S 1        | 0.57Si                     | 575                      | M 2        | 0.50"                      | 607                      | T 3        | 0.090"                     | 535                      | U 1        | 0.59Cu                     | 580                      |
| S 2        | 1.12"                      | 602                      | M 3        | 0.70"                      | 615                      | T 4        | 0.180"                     | 545                      | U 2        | 1.02                       | 590                      |
| S 3        | 1.57"                      | 600                      | M 4        | 0.94"                      | 650                      | V 1        | 0.026 V                    | 595                      | U 3        | 1.50                       | 595                      |
| S 4        | 2.05"                      | 607                      | W 1        | 0.53W                      | 615                      | V 2        | 0.051"                     | 595                      | U 4        | 2.02                       | 605                      |

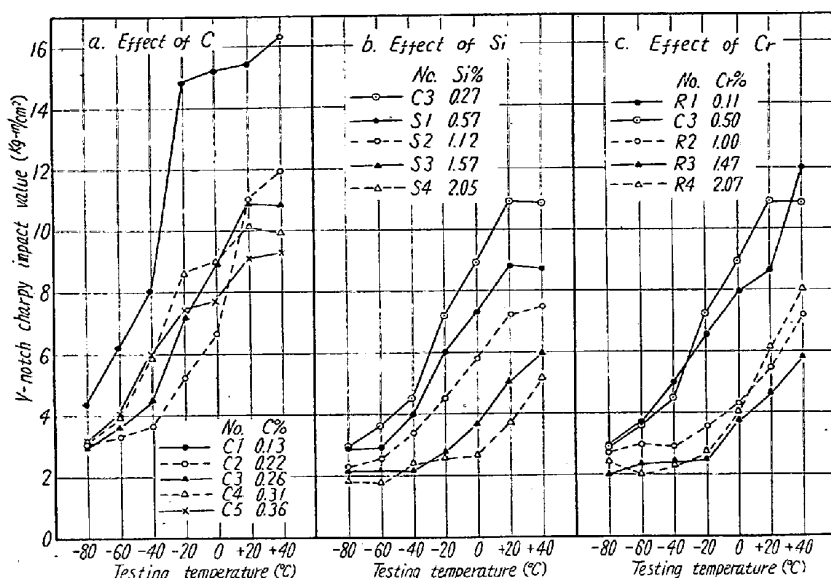


Fig. 1. Effect of C, Si and Cr on low-temperature transition properties of 2% Mn high-strength steel.

2) Si の影響: 測定結果は Fig. 1-b のごとくである。Si の増加とともに遷移曲線は逐次高温側に移行し、おおむね Si 量に比例して遷移特性は劣化してくる。すなわち Si は低いほどよく、0.27% でもつともよい結果がえられている。Rinebolt などの<sup>9)</sup>は 0.3% C, 1.0% Mn, 0.3% Si の基本成分で各種元素の影響を調べ、Si の増加は直線的に遷移温度を増加することを示した。一方、微量 Si の影響について調べた Battele の報告<sup>11)</sup>によると、0.25% C, 0.45% Mn 鋼の場合、0.25~0.30% Si, また 0.21% C, 0.75% Mn 鋼の場合 0.20% Si で最もよい遷移特性をえている。著者らの結果は Rinebolt などの結果とよく一致しているが、Si 量 0.27% 以下の範囲については今後の実験を必要とする。

3) Cr の影響: 測定結果は Fig. 1-c に示した。図によれば Cr 量の増加にしたがつて遷移特性は害され、とくに Cr 量が 1% 以上になると劣化がいちじるしくなっている。Hollomon<sup>4)</sup>は Ni-Cr-Mn 鋼において Cr の増加が遷移温度の上昇にもつともいちじるしい影響をもつとし、また Rinebolt などの結果<sup>9)</sup>では Cr 量は 0.5% までは遷移温度はほぼ同一で、0.5% 以上になると上昇している。著者らの結果でもほぼ同様の傾向が見られるが、Cr 量のもつとも低い R1 試料は前報に述べたごとく C, Si, Mn の量がすべて高目となっているにもかかわらず、遷移特性は低温度側においてなおよい成績を示していることは、切欠感受性の改善には Cr は極力低くし

た方がよいことを示すものと考えられる。

4) Mo の影響: Mo の影響は Fig. 2-a のごとくである。Mo を添加しない M1 試料は低温特性はきわめて不良であるが、Mo 量の増加とともに次第に改善され Mo 0.5% において最良の遷移特性が得られている。0.5% 付近を超えると再び低温特性は低下しはじめ、Mo 0.94% では低温度 range で 0.30% Mo とほぼ同等の値まで低下し、Mo 量の増加は却つて害となることが判る。

Pearlite 組織における Rinebolt などの結果<sup>9)</sup>では Mo 0.3% までは Mo 量の増加とともに遷移特性を改善することが報告されているが、著者らの結果では Mo 量は 0.5% まで改善され、やや高い値となつている。

著者らの sorbite 組織においては、焼戻過程にしたがつて Mo が carbide reaction により変化することが知られており、安定な pearlite 組織における場合とは Mo の作用が異なることはいうまでもない。佐藤、西沢、玉置の各氏<sup>12)</sup>による Mo 鋼中の carbide の研究によれば、Mo/C 比と焼戻温度との関係により Mo carbide は、 $M_3C$ ,  $M_3C + Mo_2C$ ,  $Mo_2C$  の 3 状態に分けられる。本試料の場合、最良の低温特性のえられる Mo 0.5% 試料は Mo carbide が  $Mo_2C$  になり始めた状態に相当している。 $Mo_2C$  はきわめて微細な針状の形態で、均一に分布することが知られており<sup>13)</sup>、これが靱性を高める効果を現わすのではないかと考える。0.5% より Mo 量が少ない場合は  $M_3C$  が存在し、またこれより Mo 量が更に多量になると HRC 32 の硬度に対する焼戻温度が高くなるために  $Mo_2C$  の凝集が起

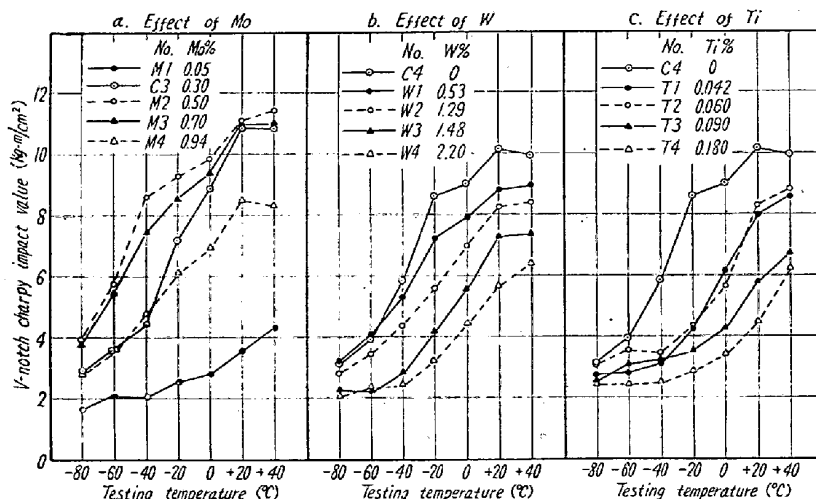


Fig. 2. Effect of Mo, W and Ti on low-temperature transition properties of 2% Mn high-strength steel.

り、ともに  $\text{Mo}_2\text{C}$  析出の初期に比べて靱性を低下するものと推察する。

5) Wの影響: 測定結果は Fig. 2-b のごとくである。W量の増加とともに次第に遷移特性を害しており、W添加の効果は認められない。

6) Tiの影響: 測定結果は Fig. 2-c に示した。基本成分試料と比べて Ti の添加は全般に遷移特性を害しており、Ti 量の増加とともに遷移温度は上昇する。Rinebolt などの結果<sup>9)</sup>では Ti の添加により遷移温度は一旦上昇するが、次第に低下しており著者らの結果とは異っている。

7) Vの影響: V の影響は Fig. 3-a のごとくである。Vの微量の添加は遷移特性にきわめて有効であることが認められ、添加量は 0.1% 程度が望ましい。Rinebolt などの結果<sup>9)</sup>では V の添加により一旦遷移温度は上昇して 0.14% 位から低下しているが、著者らの場合は V の微量添加から効果が認められている。0.05% V では

遷移特性の改善はわずかに過ぎないが、0.05% V 程度からとくに効果がいちじるしく現われる。

8) Ti-B の影響: 測定結果は Fig. 3-b のごとくである。Ti-B では 0.04% Ti+0.002% B がもつともよいが、基本成分と比べると Ti-B の添加は却って害となることが判る。

9) Cu の影響: Fig. 3-c に測定結果を示した。図によれば Cu 添加は添加量の影響は見られず、ほとんど同一の遷移曲線に固まつて見えるが、基本成分と比べて Cu の添加は遷移特性にはむしろ有害でありなるべく低い方が望ましい。Rinebolt など<sup>9)</sup>も Cu は遷移温度を漸次上昇せしめることを報告している。

## 2. 各種元素の影響

前述の  $\text{HrC } 32 \pm 1$  硬度の sorbite 組織における各試料の低温特性曲線から、仮りに切欠衝撃値  $5 \text{ kg} \cdot \text{m}/\text{cm}^2$  に相当する温度を遷移温度として、遷移温度におよぼす各種元素の影響を纏めると Fig. 4 の結果となる。Fig.

4によれば、2% Mn 強靱鋼の遷移温度を低下せしめる有効な元素としては、適量の Mo および V が挙げられるにすぎない。すなわち Mo は 0.5% で最低の遷移温度を示し、爾後 Mo 量の増加にしたがつて遷移温度を上昇するが適量の範囲としては 0.5~0.6% と考えられる。また V は微量の添加から有効であるが、0.1% 以上ではその効果は停滯してくる。したがって添加量としては 0.1% 前後が最も望ましい所となる。

その他の元素は、いずれも元素量の増加にしたがつて遷移温度を上昇せしめ、切欠感受性の上からは有害と考えられる。とくに Cr, Si, Cu などの元素はできるだけ低い方が有利と見做される。

低温特性におよぼす Mo の効果については前述のごとく焼戻による微細な  $\text{Mo}_2\text{C}$  の均一な析出に関係するものと推論したが、鋼中における P と Mo との関係についても無視することはできない。P が遷移特性に悪影響を与えることは Baeyeritz ら<sup>5)6)</sup>, Herres & Elsea<sup>7)</sup>, および Preece & Carter<sup>14)</sup> らにより報告されており、とくに Cr, Mn などを含む鋼種において P による脆性のあらわれる程度が大いとしているが、これらの報告に先立つて萩原氏<sup>15)</sup>も P と Mn との共存による脆化について注意している。Allen & Earley<sup>16)</sup> は Mn-Mo 鋼の衝撃値におよぼす P

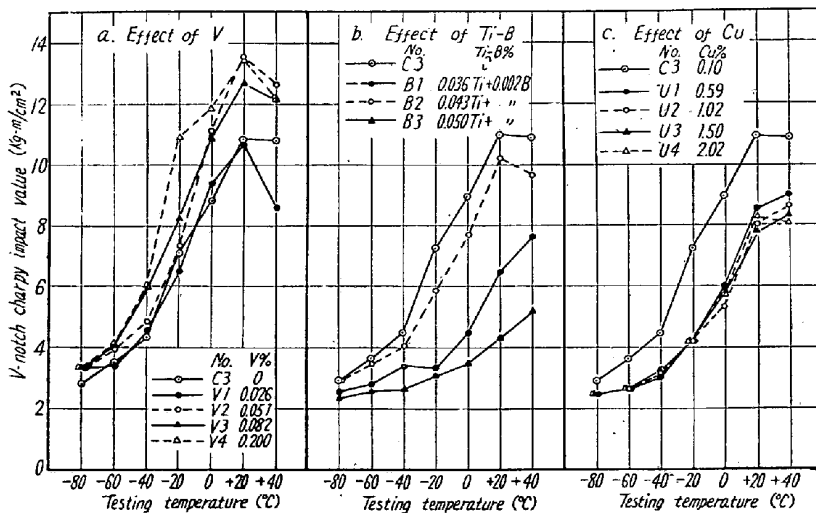


Fig. 3. Effect of V, Ti-B and Cu on low-temperature transition properties of 2% Mn high strength steel.

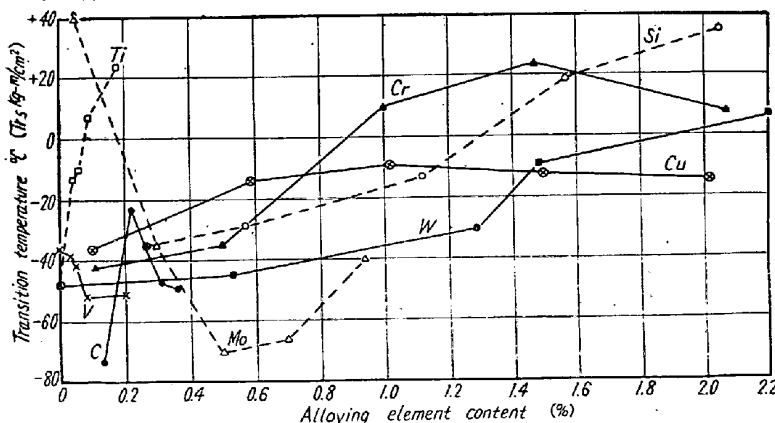


Fig. 4. Effect of various alloying elements on transition temperature of 2% Mn high-strength steel, oil quenched and tempered to obtain  $\text{HrC } 32 \pm 1$  hardness.

の影響について試験した結果、Pが多量の場合における高い衝撃遷移温度は Mo 量の増加により低くなり、0.002% 程度に P が低い場合は Mo 量増加の効果が現われないことを示した。彼らはこの結果から ferrite 中の solid solution の状態で P が fracture stress と yield stress との間に悪い影響を与えるが、Mo の存在はこれらの関係に好結果を与えると推論している。著者らの供試々料の P 量は実用材料からみるときわめて低い range に属するが、Allen らの報告によればなお P の影響が現われ得る量である。本鋼は比較的 Mn が多い鋼種であるから、多量の Mn の存在により P の脆性が強調されたとすれば、Mo の添加により低温遷移特性が改善される原因も P と Mo との相関々係から説明するが、これらの究明については今後にゆずりたい。

#### IV. 結 言

C 0.28%, Mn 2.00%, Cr 0.5%, Mo 0.3% の基本成分の 2% Mn 強靱鋼の HRC 硬度 32 の sorbite 組織における低温遷移特性におよぼす各種元素の影響について実験した結果、次のことが明らかになった。

1. 本鋼の C 量は 0.15% 以下に低下せしめた場合きわめて低い遷移温度がえられるが、これより C 量の高い範囲では使用硬度に対する焼戻温度により却つて C 量の高い方が遷移温度が低いこともありうる。したがって焼戻状態では一概に C 量を低下すれば遷移特性が改善されとは限らない。

2. Si, Cr, W, Ti, Ti-B, Cu などの添加はいずれも本鋼の低温遷移特性を害する。特に Si, Cr, Cu などの元素はできるだけ低い方が望ましい。

3. 低温遷移特性を高める有効な元素としては Mo および V が挙げられる。Mo 量は 0.5~0.6% がもつとも有効であり、また V は 0.1% 程度が効果的と見做され

る。

終りに本研究の実施にあたり御協力を頂いた大同製鋼研究所長錦織博士に厚く御礼申上げるとともに、御援助を頂いた大同製鋼研究所の各位に深謝する次第である。

(昭和 34 年 9 月寄稿)

#### 文 献

- 1) 斎藤, 藤原: 鉄と鋼, 45 (1959) 11号 1265
- 2) H. Jolvét & G. Vidal: Rev. Mét. 41 (1949) 387, 403
- 3) J. H. Hollomon: Trans. ASM. 36 (1946) 473
- 4) J. H. Hollomon: Trans. ASM. 42 (1950) 1057
- 5) Baeyertz et. al. Trans. AIME. 185 (1949) 535
- 6) Baeyertz et. al. Trans. AIME. 188 (1950) 389
- 7) S. A. Herres & A. R. Elsea: Trans. AIME. 185 (1949) 366
- 8) C. H. Lorig: Behavior of Metals at Low Temperature, ASM (1953) 71
- 9) J. A. Rinebolt & W. J. Harris: Trans. ASM. 43 (1951) 1175
- 10) R. L. Smith, R. V. Fostini & R. M. Brick: Ship Structure Committee Report. Serial No. SSG-52 Aug. 29 (1952)
- 11) Ship Structure Committee Report. Serial No. SSG-73 Nov. 16 (1953)
- 12) 佐藤, 西沢, 玉置: 日本金属学会昭和 33 年秋期講演概要. 48, 同昭和 34 年春期講演概要. 50
- 13) K. Kuo: J. Iron & Steel Inst. Nov. (1956) 259
- 14) A. Preece & R. D. Carter: G. Iron & Steel Inst. 173 (1953) 383
- 15) 萩原: 鉄と鋼, 28 (1942) 11 号 1209
- 16) N. P. Allen & C. C. Earley: Iron & Steel. 29 (1956) 262