

- |   |   |
|---|---|
| 17) J. Chipman: Metal Progress, 56 Aug. (1949)<br>211               | (1946) 356  |
| 18) K. K. Kelley: U. S. Bur. Mines Bull. 407<br>(1937) 66           | 21) F. Wever u. H. Lange: Mitt. K-Wilh.<br>Eisenfolschg 14 (932) 71 |
| 19) G. F. Comstock, S. F. Urban & M. Cohen:<br>"Ti in steel" (1949) | 22) R. F. Mehl: ASM Symposium on hardenabi-<br>lity (1938), 1       |
| 20) J. Glen: Spec. rep. No. 36 Iron & St. Inst.                     | 23) 河井, 小川: 本誌 37 (1951) 216  |

## ガスタービン用耐熱鋼の研究 (I)

(Ni-Cr 系耐熱鋼の時効に及ぼす C, Si, Mn 及び Ni の影響について)

(昭和 28 年 4 月本會講演大會にて講演)

小柴定雄\*・九重常男\*\*

### INVESTIGATION OF HEAT-RESISTING STEEL FOR GAS TURBINE (I)

*Sadao Koshiba, Dr. Eng. and Tsuneo Kuno*

#### Synopsis:

The mechanical properties of heat-resisting steel depend not only upon the chemical composition but greatly upon the heat treatment. The authors studied the effect of carbon, silicon, manganese and nickel contents on the aging of Ni-Cr austenitic heat-resisting steel containing 15% Ni and 20% Cr.

The authors first examined change of their hardness due to various heat treatments of each sample: i, e solid solution treatment and aging, and then observed the microstructure.

As the results of these experiments, they gave most moderate composition and heat treatment for Ni-Cr austenitic heat-resisting steel, concluding that (1) C 0.3~0.4%, Si 1.5~2.5%, Mn 1.5~2.5%, Ni 15~20% were conforming to Cr 20%. (2) The solution treatment was made at 1200~1250°C, and the aging temperature was 700~750°C, the aging time being 6~12 hours.

#### I. 緒 言

ガスタービン用耐熱鋼は高温高圧下で燃料を燃焼させタービン翼を作動させる為、(1) 高温度に於て高硬度、高強度を有していること、(2) 長時間の荷重に対するクリープ抵抗の大なること、(3) 耐酸化性の良いこと等が特に要求される。これらの性質を満足させる為には Cr, Ni, Co, Mo, W, Cb 及び Ti 等の元素が必要である。

そこで著者等は Ni 或は Co 等の貴重な元素を極力節約し、しかも耐久力大なる耐熱鋼を得んとし、先ず Ni 15%, Cr 20% 系耐熱鋼について C, Si, Mn, Ni 含有量の影響について研究を行った。

#### II. 試料並に実験方法

Ni-Cr (15~20) 系耐熱鋼の基準成分を C 0.35, Si 1.50, Mn 1.50, Ni 15.0 及び Cr 20.0% とし各元素について即ち C 0.10~0.50%, Si 0.5~2.0%, Mn 1.0~3.0%, Ni 10~30% の範囲に変化し、溶体化処理温度、時効温度及び時間の硬度に及ぼす影響を調べた。

熔解原料としては金属 Ni, 金属 Cr, 金属 Mn, Fe-Si, 白紙二号及び電磁軟鋼を用い、これをタンマン電気炉にて 150g 熔解し、10×10×100mm 金型に鑄込んで

\* 株式会社日立製作成安來工場 工博

\*\* 株式会社日立製作所安來工場

試料を作製した。

### III. 炭素の影響

#### (1) 熔体化処理温度と硬度との関係

C 0.1~0.5% の影響を見る為第1表に示す如き試料を調製した。上記試料について 1150°~1250°C の溶体

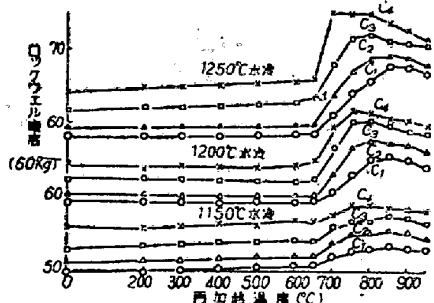
第 1 表

	C	Si	Mn	Ni	Cr
C 1	0.14	1.55	1.41	15.18	20.90
C 2	0.22	1.60	1.44	15.04	20.05
C 3	0.37	1.49	1.49	15.13	20.50
C 4	0.53	1.68	1.50	15.92	20.10

化処理温度に於ける硬度の変化を調べた。尚各溶体化処理温度に於ける保持時間は30 分間とした。その結果C量が増すに従つて各溶体化処理温度に於ける硬度は高くなり、又各C量の試料共溶体化処理温度の高くなるに従つて硬度は低くなる。

#### (2) 再加熱温度と硬度との関係

溶体化処理温度 115°C, 1200°C 及び 1250°C より水中冷却した試料について再加熱温度を 200~950°C に変え硬度の変化を調べた。その結果を第1図に示す。但し



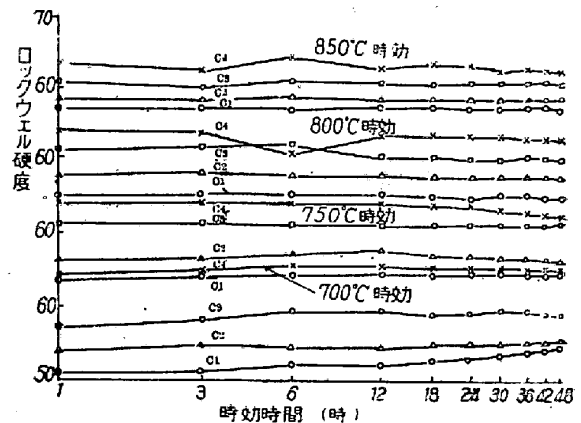
第 1 圖 再加熱温度と硬度との関係 (C の影響)

各再加熱温度に於ける保持時間を1時間とした。図に示す如く各溶体化処理温度共C量の高い試料程高い硬度を示す。1150°C 水冷の場合は各試料共加熱温度 600°C までは硬度に大差ないが、650°C より稍硬度は高くなる。1200°C の場合も 1150°C の場合とほぼ同様の傾向にあるが、1150°C の場合に比し、650°C 附近よりの硬度上昇は著しい。これは溶体化処理温度による炭化物のより多く固溶したオーステナイトからの炭化物の析出が多い、為と思われる。又C量の高い試料程最高硬度の得られる再加熱温度は低温側に移動する。1250°C の場合は 650°C 以上よりの析出硬化が最も著しく、又前述と同様最高硬度の得られる加熱温度はC量を増す程低温側に移動する。これはC量の多くなるに従つてクロム炭化物が多

くなり、従つて基地中の Cr 量が減少し、オーステナイトからの炭化物の析出を容易ならしめる為と考えられる。

#### (3) 時効時間と硬度との関係

1250°C より水冷した試料を 700°C, 750°C, 800°C, 及び 850°C の4種の温度に約 50 時間時効した硬度を測定した。その結果を第2図に示す。尚時効時間は同一試

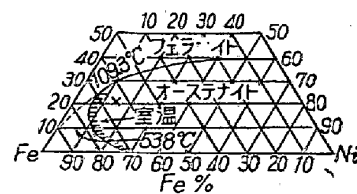


第 2 圖 時効時間と硬度との関係 (C の影響)

料には1時間, 2 時間, 3 時間次に6時間を7回計 10 段階に分けて硬度を測定した。但し横軸は対数目盛とした。700°C の時効に於いては C 0.14% 試料は時効時間と共に次第に硬度を増す。C 0.2~0.5% の各試料は、6時間迄は硬度は高くなるが、それ以上は余り変りない。750°C の場合は C 0.14~0.22% の試料は約 12 時間で最高を示しそれ以上は殆んど変りない。C 0.37~0.53% の試料は 3~6 時間で僅かに高く、殆んど変りない。800~850°C 時効の場合は C 0.14~0.37% の試料に於ては硬度に余り大差ない。

#### (4) 顕微鏡組織

Fe-Ni-Cr 合金の組織状態図を示すと第3図<sup>1)</sup>の如くな

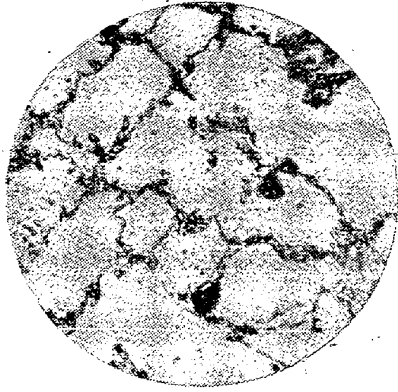


第 3 圖 各種温度に於ける Ni-Cr 合金の組織状態図

る。これによれば Cr 量 20% の場合定温に於ては Ni 7% 以上でオーステナイトであり、1093°C では Ni 4% 以上でオーステナイトとなる。又 Ni 15% の場合は Cr 30% 以上及び 8% 以下はフェライトとなり、Cr 8~30% の範囲はオーステナイトとなる。故に Ni 15%—Cr

20% 系の耐熱鋼はオーステナイト組織を示すことが判る。

鑄造し状態の各試料の顕微鏡組織を調べると、何れもオーステナイトの樹枝状晶であるが、C量の多くなるに従つて共晶部分が広くなり、樹枝状晶の発達程度はC量



No.1 ×400  
C3 の鑄造組織

の多くなるに従つて細くなる。写真 No.1 は C 0.37% 試料の鑄造組織を示す。オーステナイト地に析出炭化物が現われている。

以上の結果より考察するにC量の高い程時効温度は低く又生成する炭化物の量も多くなり、強度は大となる。然しC量が高くなれば耐酸化性は悪くなり（これはCr量と関係がある。）又熔接性も低下する。且つ前述の如くC量が高くなればクロム炭化物が多くなり、従つてオーステナイト中のCr量が減少し、オーステナイトからの炭化物の析出を容易ならしめ、高温に於ける強度並に耐熱性を悪化するものと考えられる。従つて両者を勘案してC量は0.3~0.4%が適当と思ふ。然し熔接を主とする場合はC 0.15%以下にすべきであらう。

#### IV. 珪素の影響

##### (1) 溶体化処理温度と硬度との関係

Si 0.5~2.0% の影響を見る為第2表の如き試料を調

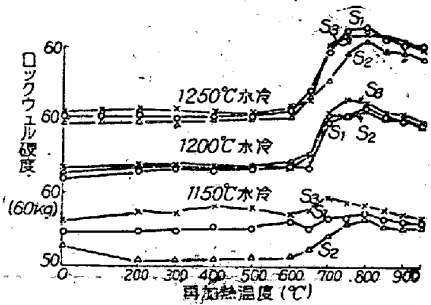
第2表

	C	Si	Mn	Ni	Cr
S 1	0.35	0.65	1.51	15.18	19.08
S 2	0.38	1.31	1.60	15.88	19.65
S 3	0.40	2.45	1.74	14.98	19.90

製した。前述と同様 1150~1250°C の溶体化処理温度に於ける硬度の変化を調べた。各試料共溶体化処理温度の高くなるに従つて硬度は低くなる。

##### (2) 再加熱温度と硬度との関係

前述と同様 1150°C、1200°C 及び 1250°C より溶体化処理を行った後常温から950°C までの再加熱温度による硬度の変化を調べた。その結果を第4図に示す。何れ

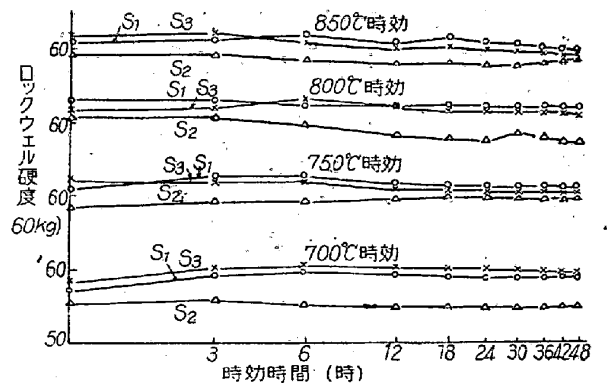


第4図 再加熱温度と硬度との関係 (Si の影響)

の試料も再加熱温度 650°C 附近よりやゝ硬度を増大する。1150°C 水冷の場合最高硬度の得られる加熱温度は Si 量の高くなるに従つて低温側に移動する。1200°C 水冷の場合もほぼ同様である。1250°C 水冷の場合は何れも 800°C で最高硬度を示す。尚最高硬度の得られる溶体化処理温度を調べると、Si 0.65% 試料は 1250°C、Si 1.31% 及び 2.45% 試料は 1200°C となる。

##### (3) 時効時間と硬度との関係

1250°C より溶体化処理した試料を 700°C、750°C、800°C 及び 850°C に前述と同様 48 時間時効して硬度を測定した。その結果を第5図に示す。700°C の場合は



第5図 時効時間と硬度との関係 (Si の影響)

Si 0.65% 及び 2.45% の試料共6時間迄は時間と共に硬度は上昇する。750°C の場合は、Si 0.65% 及び 2.45% 試料共約6時間で最高硬度を示し、それ以上は余り変りない。800°C 時効の場合もほぼ同様である。

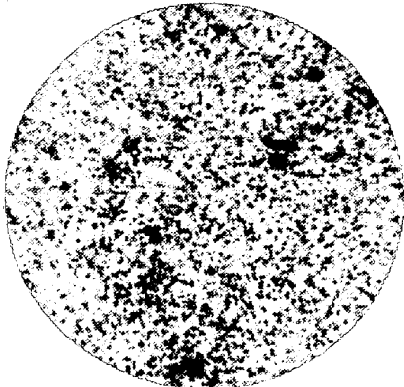
##### (4) 顕微鏡組織

各試料の鑄造組織を見ると、何れもオーステナイト組織を示すが、Si 1.31% の試料の鑄造組織を写真 No.2 に示す。又写真 No.3 は同試料の 1250°C 水冷、800°C

時効した場合の組織を示す。炭化物が微細に析出した組織を呈する。



No.2 ×400  
S2の鑄造組織



No.3 ×400  
S2 1250°C 溶体化処理 (水冷) 800°C 加熱

以上の実験結果を総合検討するに、Si 量の高い程概ね高い硬度を示し、又熱間に於ける機械的性質も Si 量高い程よい結果を示すものと考えられる。又 Cr-Ni 系の耐熱鋼に Si を添加すれば赤熱以上の高温に於いて酸化抵抗を増すから、この点よりも Si 量の、ある程度高い事が望ましい。従つて鍛造性を考慮して Si 量は 1.5~2.5% が適當と思考する。

### V. マンガンの影響

#### (1) 溶体化処理温度と硬度との関係

第 3 表

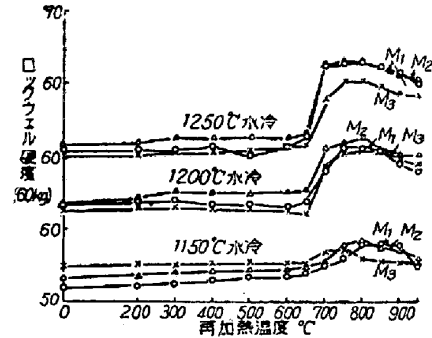
	C	Si	Mn	Ni	Cr
M 1	0.32	1.61	1.06	14.98	18.00
M 2	0.35	1.43	2.31	14.83	19.40
M 3	0.37	1.59	3.48	14.24	18.80

Mn 1.0~3.0% の影響を見る為第3表に示す如き試料を調製した。前述と同様 1150°C、1200°C 及び 1250°C の溶体化処理温度の硬度に及ぼす影響を調べた。Mn

1.06% の試料は 1200°C の場合最高硬度を示すが、Mn 2.31 及び 3.48% の試料は何れも溶体化処理温度の高くなるに従つて硬度は低くなる。

#### (2) 再加熱温度と硬度との関係

前述と同様 700~850°C の再加熱温度による硬度の変化を測定した。その結果を第6図に示す。1150°C 水冷

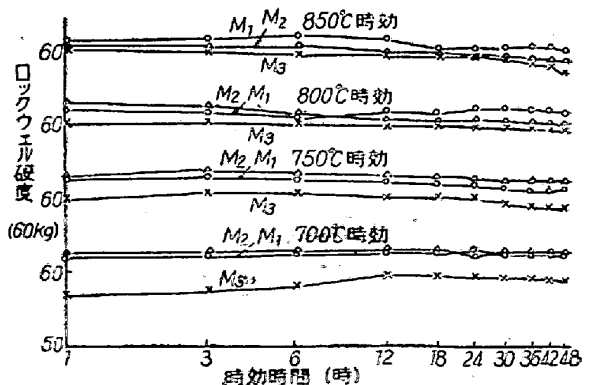


第6圖 再加熱温度と硬度との関係 (Mn の影響)

の場合には再加熱温度 700°C まで Mn 量の高い試料程高い硬度を示すが、800°C 以上温度が高くなれば逆に Mn 量の低い試料程高い硬度を示す。又最高硬度の得られる再加熱温度は Mn 量の低い程高温側に移動する。1200°C 水冷の場合に各再加熱温度を通じて Mn 2.31% の試料が最も高い硬度を示す。1250°C 水冷の場合 650°C 以上より急激に硬度を上昇し、750°C で最高硬度を示す。尚最高硬度は Mn 1.06% と 2.31% とは余り変わらないが、Mn 3.48% の試料が最も低い硬度を示す。

尚 Mn 2.31% までは溶体化処理温度の高くなるに従つて最高硬度の得られる再加熱温度は低温側に移動する。又 Mn 約 3.4% の場合は 750~800°C の加熱温度で最高硬度が得られる。尚析出硬化は溶体化処理温度の高くなる程著しく、且つ Mn 量の少い程顕著である。

#### (3) 時効時間と硬度との関係



第7圖 時効時間と硬度との関係 (Mn の影響)

前述と同様 1250°Cより水冷した試料を 700°C~800°C に 48 時間時効して硬度を測定した。これを第7図に示す。700°C 時効の場合は何れの試料も時効時間約 12 時間迄硬度は増大する。それ以上は殆んど変りない。750°C 時効の場合は 3~6 時間で硬度最も高くなり、それ以上は僅か硬度を低下する傾向を示す。尚 Mn 約 2% の試料が時効硬度が最も高い。

(4) 顕微鏡組織

各試料の組織を観察したが、Mn 量の多くなるに従って概ねオーステナイト結晶粒が大きくなる。而して1250°C より水冷し、750°C に時効した組織は何れも微細な炭化物を析出した組織を示す。

以上の結果より Mn 量は 1.0~1.5% が適当と考えられるが、後報の如く Mo 及び W 量を含むときは Mn 1.5~2.5% が適当であろう。

VI. ニッケルの影響

(1) 溶体化処理温度と硬度との関係

Ni 10~30% の影響を調べる為第4表の如き試料を調製した。前述と同様溶体化処理温度と硬度との関係を調

第4表

	C	Si	Mn	Ni	Cr
N 1	0.40	1.55	1.64	9.20	19.61
N 2	0.38	1.61	1.41	20.00	20.59
N 3	0.39	1.49	1.42	24.01	19.81
N 4	0.34	1.57	1.58	30.47	19.63

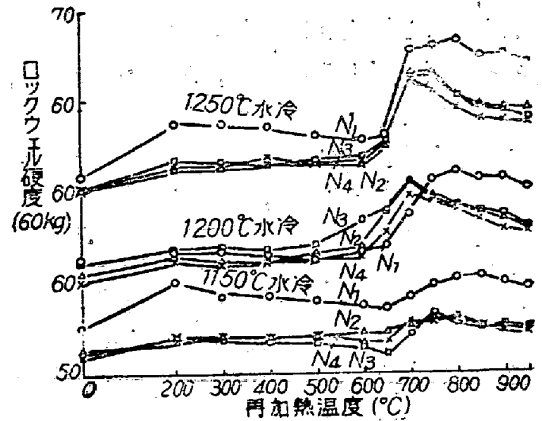
べた。各試料共溶体化処理温度の高くなるに従って硬度は次第に低くなる。而して Ni 量の多い試料程概ね硬度は低い。

(2) 再加熱温度と硬度との関係

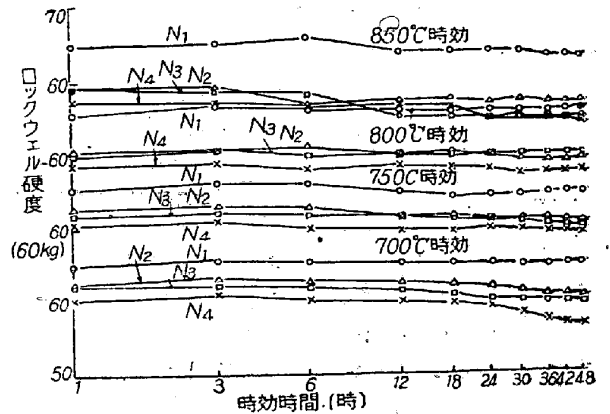
前述と同様各溶体化処理せる試料を 200~950°C の加熱温度に加熱し硬度の変化を調べた。その結果を第8図に示す。これらの結果を通覧すると次の通りである。各溶体化処理温度を通じ析出硬化現象は Ni 量の低い試料程且つ溶体化処理温度の高い程著しく、最高硬度の得られる加熱温度は溶体化処理温度の高くなるに従って低温側に移動する。又 Ni 量の低い試料程最高硬度の得られる加熱温度は高温側に移行する。

(3) 時効時間と硬度との関係

前述と同様時効時間と硬度との関係を求めた。その結果を第9図に示す。700°C 時効の場合 Ni 約 10% の試料は 3~6 時間で最高硬度を示し、Ni 20% 以上の試料は約 3 時間までは硬度を増大し、それ以上時間と共に僅かながら低下する。又各時間を通じ Ni 量の低い試料程



第8図 再加熱温度と硬度との関係 (Ni の影響)



第9図 時効時間と硬度との関係 (Ni の影響)

高い硬度を示す。750°C 時効の場合は 3~6 時間までは硬度を増大し、それ以上は時間と共に低くなる。800°C 時効の場合もほぼ同様である。

(4) 顕微鏡組織

本研究の組成の範囲では完全なオーステナイト組織である。鑄造のままの顕微鏡組織を見ると Ni 量の多い試料程樹枝状晶の発達著しい様である。又熱処理を施した試料は何れも微細な炭化物の析出した組織を示す。

以上の実験結果から適当な Ni 量を定めるに、その機械的性質、加工性、耐熱性等と共にその時効による効果を勘案し、Ni 15~20% で充分な諸性質が得られるものと思ふ。

VII. 結 論

上述の研究結果を要約すると次の通りである。

(1) Ni (15%) - Cr (20%) 系耐熱鋼の時効に及ぼす各種元素の影響の中 C, Si, Mn 及び Ni の影響を調べた。

(2) 溶体化処理、時効温度及び時効時間の硬度に及ぼ

す影響並に顕微鏡組織を観測した。

(3) 最も相当な組成として次の如きものを提案した。

C 0.3~0.4%, Si 1.5~2.5%, Mn 1.5~2.5%, Ni  
15~20%, Cr 20%

(4) 溶体化処理温度は 1200~1250°C, 時効温度は  
700~750°C, 時効時間は 6~12 時間が適当である。

(5) 尚これらの結果は実地機械試験特にグリーブ試験  
によつて確認したいと思つて現在実験中である。

(昭和 28 年 5 月寄稿)

文 献

1) 山口, ニッケル合金鋼の性質及用途 (昭和 19)

## 高速度工具に関する研究 (XV)

(昭和 27 年 11 月本會講演大會にて講演)

堀 田 秀 次\*・立 川 逸 郎\*\*

### STUDY ON HIGH SPEED TOOLS (XV)

*Hideji Hotta, Dr. Eng. and Itsuro Tatsukawa*

#### Synopsis

The effect of austempering on the subsequent tempering behavior in a high speed steel containing 0.65% C, 15.92% W, 4.30% Cr, 0.76% V and 2.64% Co was investigated by means of the microscopic examination and the hardness test.

In the austempering, each specimen was quenched into a hot salt bath of a given temperature between 200°C and 600°C from the austenitizing temperature of 1300°C or 1330°C, soaked there for a given period less than 5 hours, and then cooled in atmosphere.

The results obtained were summarized as follows:

(1) The isothermal transformation of austenite did not occur in any austempering except at the temperature range between about 250°C and 350°C, where acicular lower-bainite was formed.

(2) In general, those following austempering had different influence on the change in hardness by the subsequent tempering from the normal oil-quenching;

(i) After austempering at 600°C, the initial softening on tempering at 300~400°C scarcely occurred, while it was a common phenomenon after oil-quenching.

(ii) After austempering at the bainite range, which decreased the hardness at room temperature, a large amount of secondary hardening took place and consequently the maximum tempering hardness became the same with that after oil-quenching.

#### I. 緒 言

著者等の内の一人(堀田)は高速度工具に関する各種の研究を行い、その試験経過と成果を既に第1報~第14報<sup>1)~14)</sup>として本誌に発表したのであるが、本報告では之に引続き主として高速度鋼の熱浴焼入に関して行った研究結果について述べることにする。

鋼の熱浴焼入が焼割や焼歪の防止に有効であることは一般に認められ、又高速度鋼の熱浴焼入及びその後の焼

戻に於ける諸性質の変化或は内部変化の業相等に就いては従来研究結果<sup>14)~21)</sup>の発表されたものがあるが、未だ充分解明されていない点が少ない。よつて本研究に於いては實際的応用の立場から熱浴焼入に於ける焼入温度或は恒温熱浴処理の温度や保持時間等と組織、硬度及び焼戻性ととの関係を明かにせんとして、第3種高速度鋼に就

\* 熊本大學工學部冶金學教室 工 博

\*\* 熊本大學工學部機械工學教室