

- Metals, 22 (1919), 67.
- 4) R. J. Anderson & E. G. Fahlmen: J. Inst. Metals, 32 (1924), 367.
- 5) H. W. Swift: Proc. Inst. Automobile Eng., 39 (1940), 390.
- 6) N. Paardenkow: Z. Metallk., 24 (1932), 25.
- 7) G. Sachs & G. Aspey: Trans. A.I.M.E., 147 (1942), 348.
- 8) D. Rosenthal & J. T. Norton: Am. Welding Soc. Research Sup., May (1945), 295 s.
- 9) 三橋鉄太郎, 上野 学: 本誌, 39, No. 7 (1953) 722.
- 10) H. Hanemann: Metallurgia 32 (1945), 62.
- 11) B. S. Lement, B. L. Averbach & M. Cohen: Trans. A.S.M., 46 (1954), 851.
- 12) Philip Stark & B. S. Lement: Journal of Metals, Sep., (1954), 1074.
- 13) C. D. Cobbs: Lubrication Eng., 9(1953), 73.

軸受鋼の熱処理による変形について*

足 立 彰**・森 田 善 一 郎***

THE DISTORTION OF BALL BEARING STEEL AFTER VARIOUS HEAT-TREATMENTS

Akira Adachi Dr. Eng., and Zen-ichiro Morita

Synopsis:

The distortion of the standard specimens, A and B type, made of ball-bearing steel was measured after various heat-treatments, such as conventional heat-treatment and-interrupted quenching the so-called martempering or marquenching, and subzero-treatment.

The most of distortions on quenching were due to the thermal stress during the rapid cooling. By martempering, the thermal strains were eliminated excepting the unavoidable strains directly caused by austenite-martensite transformation. The distortion produced on quenching was reduced by subsequent tempering but increased by subzero-treatment, and in A type specimen whose shape was so complicated its tendency was less than in B type.

From these experimental results, it was indicated that hot-oil-quenching and martempering were suitable for the heat-treatment of ball-bearing steel, and that the distortion after quench-temper-subzero-treatment was generally less than that after quench-subzero-treatment-temper.

I. 緒 言

軸受鋼では一般に水焼入または油焼入を行つて後焼戻を行う処理がなされているが、最近ではマルテンパー或いはマルクエンチ等の処理が行われ、またそれらのサブゼロ処理も実用化されつつある。

普通鋼の焼入際に生ずる歪の原因となるものは熱応力および変態応力であり、熱応力は焼入時に材料の各部に急激なる温度変化を生ずる結果その温度差から生ずるもので、水焼入等の如き冷却速度の非常に速い場合にはこれによる歪が著しい。また変態応力はオーステナイト→マルテンサイト変態によつて生ずるもので材料の膨脹を伴うが、しかしこれも Ms 点附近の冷却速度によつてその大きさは異なる。従つて焼入による変形量を減少さ

せるには、これ等の熱応力と変態応力を軽減する事が必要である。

そこで我々は軸受鋼の熱処理およびサブゼロ処理による変形の傾向を知るために、軸受鋼 (SUJ-2) の2つの標準型試料によりそれらを研究した。

II. 実 験 試 料

実験試料としては軸受鋼 (SUJ-2) を使用した。その化学組成は Table 1 に示す如くである。

この試料を完全焼鈍後所定の寸法に切削加工し、更に

* 昭和 30 年 4 月 本会講演大会にて発表

** 大阪大学教授 工博

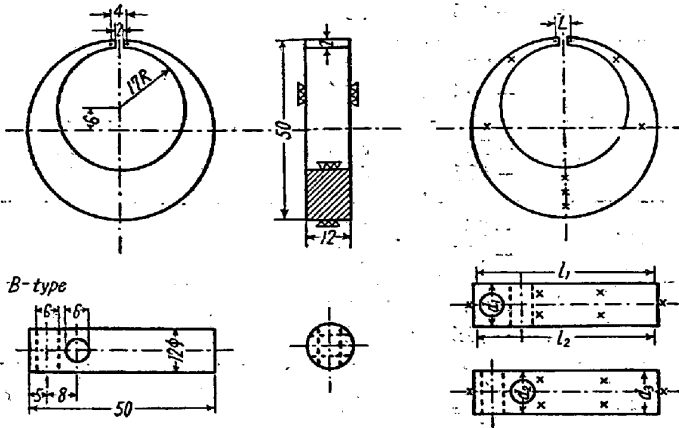
*** 〃 大学院学生工修

Table 1. Chemical composition of specimens.

SUJ-2	C	Si	Mn	Cr	Ni	R	S	Cu
	1.03%	0.23%	0.37%	1.35%	0.51%	0.018%	0.023%	0.15%

低温焼鈍を行った。試料の形状並びに寸法は Fig. 1 に示す如くである。

A-type



$L, l_1, l_2, d_1, d_2, d_3$: Distortion was measured

x mark : Hardness was tested

Fig. 1. Size of specimen.

A型は複雑な形をしており尖端部と下部との肉厚の差が大であり、B型は丸棒状で上部に互いに直角に穿ったドリル孔が2つある。実験の性質上A型B型共に各部の公差は $\pm 0.02\text{mm}$ とし、全試料が同形同大になる様にした。

III. 実験方法

上記試料を熱処理およびサブゼロ処理してその変形量および硬度を測定した。変形量の測定にはA型試料では尖端部に標点を附し、この間隔を焼入前に正確に測定しておき、焼入後、焼戻後、サブゼロ処理後各々その間隔を測定し焼入前との差を比較した。B型試料では直径方向の d_1, d_2, d_3 の3箇所と軸方向の l_1, l_2 の2箇所、計5箇所を焼入前と焼入後、焼戻後、サブゼロ処理後に測定し、それらの1cmあたりの変形量を求めた。A型およびB型試料の標点打刻にはヴィツカース硬度計を用いダイヤモンド角錐にて附印し、また標点距離は特別作製の打刻装置使用の下にA型では $4.00 \pm 0.02\text{mm}$ 、B型では $48.00 \pm 0.02\text{mm}$ とした。A型およびB型試料の軸方向の変形量の測定には1/100mm精度のコンパレータを、またB型試料直径方向の変形量の測定には1/1000mm精度のマイクロメーターを使用した。また硬度の測定にはロックウエル硬度計Cスケールを使用した。

試料の焼入加熱時の酸化および脱炭を防ぐために全て真空加熱を行った。焼入冷却剤としては水道水および市販焼入油を使用した。試料の冷却槽への投入方向は内部応力の発生に影響し変形量を左右すると考えられるので、A型試料では常に肉厚部より、B型試料ではドリル孔の無い端より夫々液面に垂直に保つて投入した。

サブゼロ処理は焼入および焼入焼戻後30mn以内に試料をアルコールにて洗滌し冷却剤中へ急冷した。冷却剤としては -75°C のドライアイス-アルコール、および -195°C の液体窒素を使用した。

なお本実験に使用した熱処理およびサブゼロ処理方法はTable 2に示す如くである。

IV. 実験結果並びに考察

[1] 変形量

一般に、焼入の際の変形に主要なそして不可避的な影響を与えるものは、比容積の増加即ち変態歪と焼入の際の温度勾配による熱歪である。熱歪は急冷の際、熱応力がその温度における鋼の弾性限界以上に達した時に発生するもので、試料の表面に近い部分が中心部よりも速く冷えて収縮を起すために内部は周囲より圧力を受ける事になり、変形は体積に比較して最も小さい表面積をとる傾向に現われる。一方変態歪は $\text{A}r_1$ 変態によつて生ずるもので、この時には外周部がマルテンサイトの生成により膨脹するために中心部は周囲より張力を受ける事になり、熱歪と逆の方向に現われる。従つて焼入による変形はこの2つの歪の総和とされている。従つて今A型試料について考えるならば断面積の小さい部分は冷却速度およびマルテンサイト化の速度が速いために、その標点距離は熱歪においてはマイナス、変態歪ではプラスの方向に進むと判断される。またB型試料の如き円筒形のものでは、一般に焼入の際の変形は直径方向に膨脹し、軸方向に収縮するのが通常とされている。

A型:

Fig. 2 はA型試料の焼入後の変形量を示す。

即ち水焼入の場合の変形量が最も大きく、次いで油焼入、温油焼入、熱浴焼入の順になつている。殊に水焼入の場合は試料による差が著しく、変形量が不規則であり

Table 2. Heat-treatment and subzero-treatment.

Quench			Temper		Subzero-treatment		Temper	
Treatment	Heating temp °C	Heating time mn	Temp °C	Time mn	Temp °C	Time mn	Temp °C	Time mn
Water-quench (11°C)	830	30	200	60	-75	60	200	60
					-195	60		
Oil-quench (14°C)	830	30	200	60	-75	60	200	60
					-195	60		
Oil-quench (60°C)	830	30	200	60	-75	60	200	60
					-195	60		
Martemper (200°C×3mn) air cool	830	30	200	60	-75	60	200	60
					-195	60		
Martemper (200°C×5mn) air cool	830	30	200	60	-75	60	200	60
					-195	60		

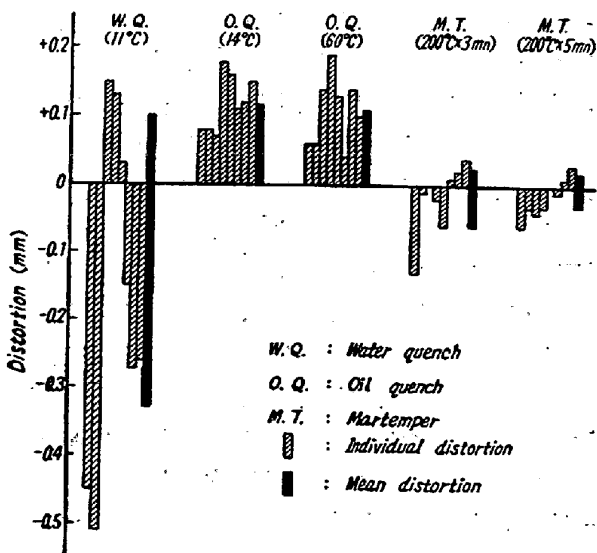


Fig. 2. Distortion of A-type specimens after quenching.

熱歪と変態歪の関係が不安定で変態の傾向を予測する事は困難である。油焼入、温油焼入では変形量は何れもプラスに出ており、水焼入の場合よりも小で試料による差

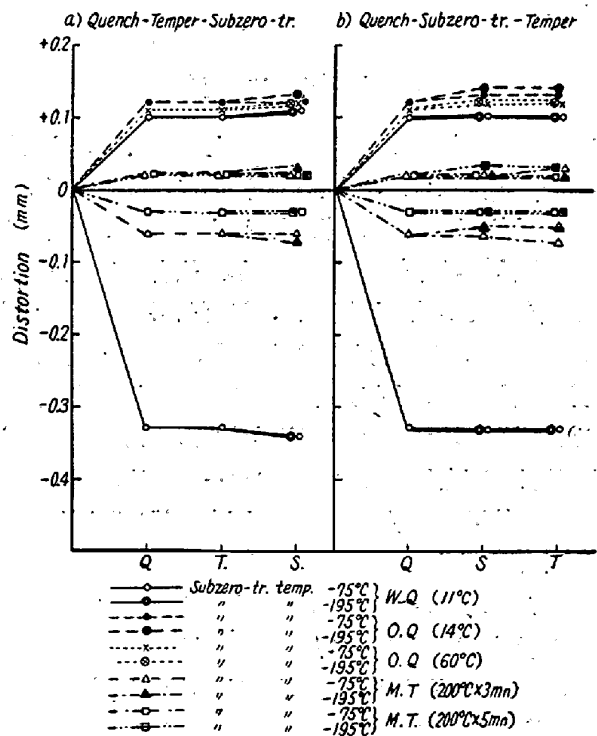


Fig. 3. Distortion of A-type specimens.

も少い。即ちこれは水焼入に比して発生応力が少い事を示すものである。熱浴焼入では上記3方法の場合に比して変形量は著しく小さく、 $200^{\circ}\text{C}\times 3\text{mn}$ 、および $200^{\circ}\text{C}\times 5\text{mn}$ とでは後者の方がごく僅かに小さい結果を示している。即ちこれは焼入の際 Ms 点附近を徐冷するために、上記3方法に比して熱応力および変態応力が少い結果であろうと推察される。

Fig. 3 a) および b) はA型試料を夫々焼入—焼戻—サブゼロ処理、焼入—サブゼロ処理—焼戻を行つた場合の結果を示す。

Fig. 3 a) では、何れの焼入方法の場合においても焼入によつて生じた歪は焼戻を行つても変化せず、更にサブゼロ処理をすればごく僅かに増加の傾向を示しておりそれもサブゼロ処理温度の低い方即ち液体窒素で処理した方が著しい。Fig. 3 b) では、各種焼入によつて生じた歪は何れもサブゼロ処理によつてごく僅かに増加の傾向を示し、これはまた更に焼戻を行つても変化していない。Fig. 3 a) および b) のサブゼロ処理による変形量の微少な増加は残留オーステナイトの分解によるものと考えられる。

B型:

B型試料の各種熱処理サブゼロ処理と変形量との関係は Fig. 4 に示す如くである。同図 a) は焼入—焼戻—サブゼロ処理、b) は焼入—サブゼロ処理—焼戻を行つ

た場合の結果である。

B型試料においてもA型試料の場合と同様焼入後の変形量は水焼入の場合が最も大きく、油焼入、温油焼入、熱浴焼入の順になつており、温油焼入と $200^{\circ}\text{C}\times 3\text{mn}$ 、 $200^{\circ}\text{C}\times 5\text{mn}$ の熱浴焼入の場合の変形量には殆んど差が認められない。また一般に円筒形のものでは、焼入の際の歪は直径方向に膨脹し軸方向に収縮するのが普通とされているが、本B型試料では直径方向と共に軸方向にもまた膨脹を示しており、しかもその変形量は直径方向におけるものよりも大である。焼入—焼戻—サブゼロ処理を行つたものでは Fig. 4 a) の如く焼入方法の如何を問わず焼戻後の変形量は減少しており、その割合は水焼入の場合において最も大きく、温油焼入、熱浴焼入において最も小さい。この焼戻による変形量の減少は α -マルテンサイト \rightarrow β -マルテンサイト変態による収縮のためであると考えられる。焼戻後の変形量は何れの焼入方法の場合もよく似ており、温油焼入では軸方向直径方向の変形量はほぼ等しくなつている。これ等を更にサブゼロ処理すれば、変形量は再び増加する傾向を示すが焼入時程著しくはない。また焼入—サブゼロ処理—焼戻を行つたものではサブゼロ処理によつて変形量は一様に増加しており、処理温度の低い方がその増加の割合も大きい。このサブゼロ処理による変形量の増加は残留オーステナイトの分解によるものと考えられる。更にこれを焼戻せば変

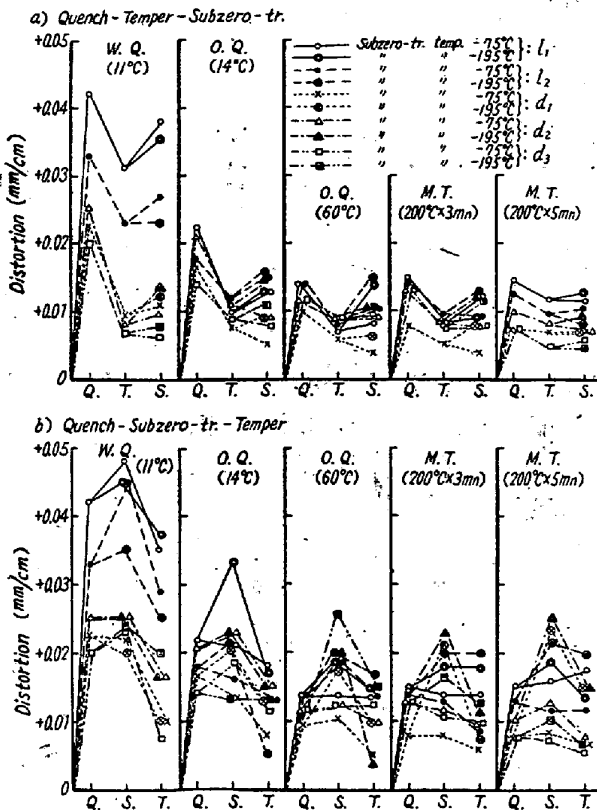


Fig. 4. Distortion of B-type specimens.

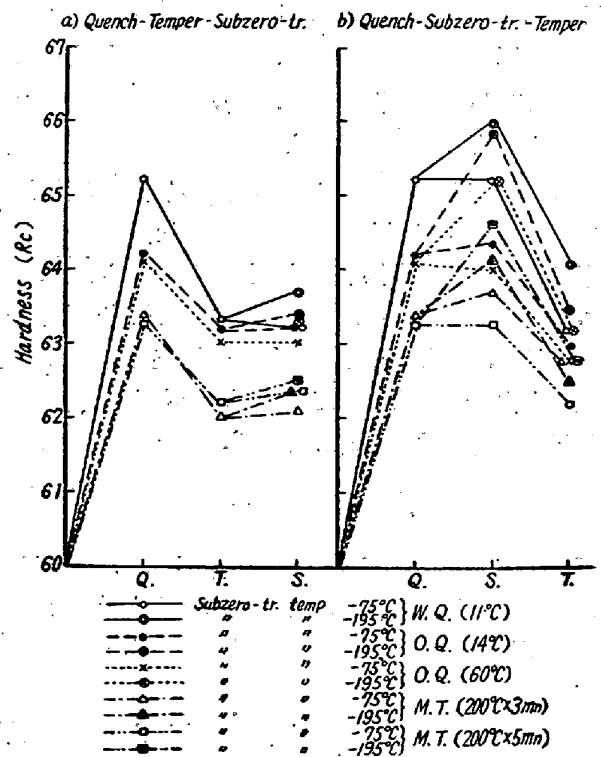


Fig. 5. Hardness of A-type specimens.

形量は一様に減少しているが軸方向と直径方向による差が大きくなっている。

[2] 硬 度

Fig. 5 は A 型試料の各種熱処理並びにサブゼロ処理による硬度の変化を示したもので、a) は焼入—焼戻—サブゼロ処理をした場合、b) は焼入—サブゼロ処理—焼戻をした場合の結果である。

焼入後の硬度は水焼入において最も高く、次に油焼入が高く、温油焼入の場合の硬度は油焼入の場合と殆んど変わらない。熱浴焼入の場合の硬度は上記焼入の場合に比して低く、200°C×3mn と 200°C×5mn とではその差は殆んど認められない。なお試料による硬度のバラッキは何れも最大 Rc 1 程度であり、油焼入と温油焼入ではそのバラッキの程度が少い。

焼入—焼戻—サブゼロ処理における硬度の変化は Fig. 5 a) に示される如く、焼戻後の硬度は水焼入では Rc 2、その他の焼入方法では Rc 1 程度低下している。これは焼戻温度が高過ぎた結果ベーナイトが析出したためと思われる。またサブゼロ処理後の硬度はごく僅かに増加の傾向を示しており、処理温度 -75°C と -195°C の場合では後者の方がその傾向が大であり、Rc で 1/2 程度何れも高くなっている。

また焼入—サブゼロ処理—焼戻における硬度の変化は Fig. 5 b) に示される如く焼入後の硬度はサブゼロ処理によつて著しく増加し、その増加の割合も処理温度の低い方が大である。この硬度の増加は勿論残留オーステナイトの分解によるものであり、これはまた変形量が増大している事からも納得できる。焼戻後の硬度は何れも非常に減少しており、熱浴焼入の場合は JIS による最低硬度 Rc 63 以下になつている。然し熱浴焼入直後の硬度は何れも Rc 63 以上であるから、焼戻温度を低くする事によつて硬度の低下は防ぎ得ると考えられる。

Fig. 6 a) および b) は夫々 B 型試料を焼入—焼戻—サブゼロ処理、焼入—サブゼロ処理—焼戻を行つた場合の硬度の変化を示したものであるが、その変化の傾向は A 型試料の場合と殆んど同じである。

V. 総 括

軸受鋼にて A 型および B 型試料を作製し、各種熱処理およびサブゼロ処理を行い、それらによる変形および硬度について比較検討したが、その結果を要約すれば次の如くである。

(1) 軸受鋼の焼入による変形量は水焼入において最も大きく、次いで油焼入、温油焼入の順となつており、

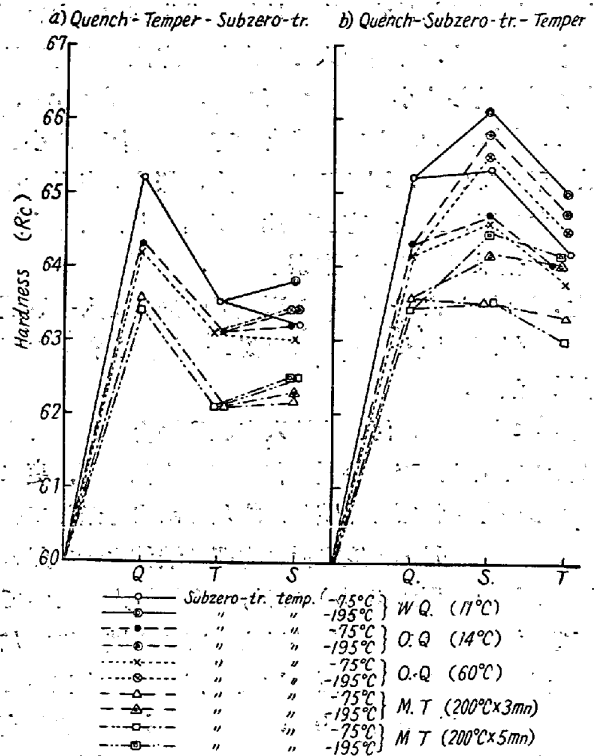


Fig. 6. Hardness of B-type specimens.

熱浴焼入において最も小さい。そして A 型試料の如きものでは、焼入によつて一旦生じた歪は焼戻によつても変化せず、サブゼロ処理によつてごく僅かに増加する。また B 型試料の如きものでは、焼入によつて生じた歪は焼入方法の如何を問わず焼戻によつて減少し、サブゼロ処理によつて増加する。そしてサブゼロ処理温度の低い程増加の割合が大きい。

(2) 焼入後の硬度は水焼入において最も大きく、次いで油焼入、温油焼入、熱浴焼入の順となつており、何れの場合にもサブゼロ処理によつて硬度は増加する。また焼入直後サブゼロ処理を行う場合と焼入焼戻後サブゼロ処理を行う場合とでは、前者の方が増加の割合が大きくまた処理温度の低い方がその効果も著しい。しかし乍ら 200°C×1h の焼戻では何れの場合も硬度は減少し、焼入時の硬度よりも低くなる。しかし焼戻温度を低くする事によつて硬度の低下は防ぎ得ると考えられる。

(3) 以上の結果より考えるならば、軸受鋼の焼入方法としては温油焼入と熱浴焼入が最も適しており、また焼入サブゼロ処理後焼戻するよりも焼入焼戻後サブゼロ処理を行う方が変形量も小さく適当であると思われる。

(昭和 30 年 7 月寄稿)

文 献

1) J. Y. Riedel: Metal Progress (1950) Dec. 853

- | | |
|--|---|
| 2) H. J. French: Tr. ASST. 17 (1930) 848 | 7) J. P. Gill, G. A. Roberts, H. G. Johnstin, Burns George: Tool Steel (1946) |
| 3) R. P. Seeling: Iron Age (1949) Sept. 72 | 8) M. Cohen: Tr. ASM. 41 (1949) 35 |
| 4) H. Scott & T. H. Gray: Tr. ASM. 29 (1941) | 9) 三橋鉄太郎, 上野学: 鉄と鋼 (1953) 722 |
| 5) K. Rose: Material & Method (1950) Nov. 66 | 10) 足立彰, 山田新太郎: 鉄と鋼 (1954) 116 |
| 6) L. H. Seabright: Iron Age 68 (1951) 101 | 11) 安田洋一, 村治敏明: 鉄と鋼 (1954) 1066 |

ガスタービン用 Ni-Cr-Co 系 (20-15-15%) 耐熱鋼の 諸性質におよぼす Nb, V, Ti および N の影響*

小柴定雄**・九重常男***

THE EFFECTS OF Nb, V, Ti AND N ON THE PROPERTIES OF Ni-Cr-Co (20-15-15%) SERIES HEAT-RESISTING STEEL FOR GAS TURBINES

Sadao Koshihara, Dr. Eng., Tsuneo Kuno

In the previous report, ("Hitachi Hyoron" No. 11, 1955) the authors described the effects of Nb, V, Ti and N on the properties of Ni-Cr (20-15%) series heat-resisting steel for gas turbines. In this report, the authors examined the effects of Nb, V, Ti and N on the forgeability, solution-treatment, hardness, aging hardness, microstructure, mechanical properties at high temperature, oxidation resistance and creep limits of Ni-Cr-Co (20-15-15%) series heat-resisting steel for gas turbines.

The results obtained were summarized as follows:

- 1) In respect to forgeability, Nb was superior, while the specimen A (which contained no special element) Ti and V were comparatively good next to Nb, and then N had worse effect on it.
- 2) When the solution temperature was 1200°C, the specimen "A" showed highest aging hardness. Next to the specimen "A", those with N, V, Ti and Nb were good in the term.
- 3) N conferred the best property in the tensile strength at high temperature, however when the temperature rose above 700°C, the differences between the properties of steels with different elements became very small.
- 4) In respect to oxidation resistance, Nb was most effective and V had worse effect on it.
- 5) As for the creep limit, the specimen "A" was superior, and then, next to "A", specimens containing Ti, N, V and Nb were good in the term.

I. 緒 言

日本鉄鋼協会第 49 回講演大会にて Ni-Cr 系耐熱鋼の諸性質におよぼす Nb, V, Ti および N の影響について報告した分は「日立評論」金属特集号 (別冊 No. 11, 1955 昭和 30 年 9 月発行) に掲載したが, 今回は Co を含む Ni-Cr-Co 系 (20-15-15%) 耐熱鋼におよぼす Nb, V, Ti および N の影響について実験を行った。

耐熱鋼に高温強度を付与するためには Co が是非必要である。使用温度 800°C 以上の高温においては Co 45% を含む S. 816 等が広く用いられている。かように多

量の Co を用いることは高温強度を増大せしめる反面、鍛造性が著しく悪くなり、Co 50% 以上となれば鍛造は殆んど不可能となる。また資源の不足により極めて高価となり、多量の使用は避けなければならない。かような意味において現在 Co 基耐熱鋼としては N-155 (Ni, Cr, Co 各 20%) 系統が広く使用されている。そこで筆者等は更に Co を節約することを目的として、前述の特殊元素の影響について実験を行った。

* 昭和 30 年 4 月本会講演大会に講演

** 日立製作所安来工場冶金研究所 工博

*** 日立製作所安来工場冶金研究所