となり，耐摩耗性の向上にサブゼロ処理が効果的であり，硬度と密接な関係にあることが認められた．

（3） 引張強さ

試料 S15CK, SNC21, SCM21 の3種に対し，$Q_1Q_2T$, $Q_1ST$, $Q_2T$, $Q_2ST$ の4条件で熱処理を行なつたものにつき引張試験を行い，破断荷重および引張強さと熱処理との関係を検討した．その結果全般的に $Q_1ST$ 処理を施したものは通常の $Q_1Q_2T$ 処理のものに比し破断荷重が若干低下する傾向が示された．これはサブゼロ処理による残留応力が 180°C ×1h 程度の焼戻では十分除去されないことなどによるものと考えられる．

（4） 繰返衝撃耐久力

試料 S15CK, SNC21, SCM21 の3種に対し，$Q_1ST$ および $Q_1Q_2T$ の2条件で熱処理を行なつたものにつき，松村式繰返衝撃試験機により繰返衝撃試験を行なつた．その結果各試料とも $Q_1ST$ は $Q_1Q_2T$ に比し繰返衝撃耐久力が若干低下することが示された．これは比較的靱性に富む残留オーステナイトの減少やサブゼロ処理による残留応力などに起因するものと思われる．

以上のように $Q_1ST$ は通常の $Q_1Q_2T$ に比し硬度および耐摩耗性がいちじるしく改善されることが示された．すなわちサブゼロ処理を行えば二次焼入を省略できるのみでなく，従来の熱処理法によるよりも遙かに優れた性質が得られることが実証された訳である．これによれば一次焼入を行なつて内部結晶粒の標準化と滲炭層の組織調整を図つた後サブゼロ処理を行なつて表面附近を硬化した方が一層効果的と考えられる．

### IV. 総　括

肌焼鋼の機械的性質におよぼすサブゼロ処理の影響に関し実験検討しつぎの結果を得た．

（1） 肌焼鋼に対するサブゼロ処理法としては「一次焼入・サブゼロ処理・焼戻」処理の組合せ条件が最良であり，これにより二次焼入を省略できるのみならず，性質の改善を図ることができる．

（2） 「焼入・サブゼロ処理・焼戻」処理を施したものは普通の焼入・焼戻処理を行なつたものに比し硬度および耐摩耗性がいちじるしく向上する．また引張強度およよび繰返衝撃耐久力は若干低下したが，適当な焼戻を行えば同程度の性質が得られると思われる．

---

## (102) 重電機用大型ローター材の焼入性の研究

神戸製鋼所，神戸研究部
西原　守・中野　平・牧岡　稔・○後藤督高

## Study on Large Rotor Forging for Thermal Power Generation.

*Mamoru Nishihara, Taira Nakano, Minoru Makioka and Tadataka Gotō.*

### I. 緒　言

重電機用の高圧タービンローター材の焼入冷却速度の変化にともなう常温および高温の機械的性質についてはさきに発表したが[1]今回は低圧タービンローター材，および発電機ローター材を対象として代表的な数種の鋼種を選び，焼入冷却速度と機械的性質の関係を試験した．本報では焼入性に関する試験結果について報告することにする．

### II. 供試材および実験方法

供試材は Table 1 に示すごとく，現在米国，欧州，日本で用いられている Ni-Mo-V 系，Ni-Cr-Mo 系，Cr-Mo 系のおのおの2鋼種，計6鋼種で，500kg 塩基性高周波炉により溶製した 350kg 鋼塊を，30mm 角材に鍛伸後，焼準→低温焼鈍を行なつて試験に供した．

焼入冷却速度としては広範囲の焼入性を知る目的で，30mm 角材の油焼入から直径 1200mm 丸棒中心の空気焼入の際の焼入冷却速度に亘つて変化させ，冷却速度の大なる範囲はジョミニー，一端焼入試験機を利用し，冷却速度の小なる範囲は本多式熱膨脹計および特殊焼入速度調節装置[2]を用い，これと硬度，顕微鏡組織の試験を併用して連続冷却変態図を作成し焼入性を比較検討した．なおオーステナイト化条件は，850°C /2h とした．

Table 1. Chemical compositions of specimens tested. (%)

| Mark | Steel | C | Si | Mn | P | S | Cu | Ni | Cr | Mo | V | References |
|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|---|
| T—1 | Ni-Mo-V low-C | 0·24 | 0·18 | 0·65 | 0·011 | 0·011 | 0·09 | 2·78 | 0·10 | 0·48 | 0·09 | ASTM A292-58T class 4,5 |
| T—2 | 〃 high-C | 0·31 | 0·30 | 0·65 | 0·010 | 0·018 | 0·12 | 2·50 | 0·34 | 0·49 | 0·11 | 〃 〃 |
| T—3 | Ni-Cr-Mo low-C | 0·27 | 0·24 | 0·40 | 0·012 | 0·013 | 0·11 | 1·35 | 1·02 | 0·44 | 0·10 | DIN 28 Ni Cr Mo 4 |
| T—4 | 〃 high-C | 0·35 | 0·29 | 0·77 | 0·019 | 0·011 | 0·13 | 1·82 | 0·75 | 0·28 | — | AISI 4335 |
| T—5 | 1% Cr-Mo | 0·35 | 0·39 | 0·68 | 0·016 | 0·006 | 0·10 | <0·10 | 1·00 | 0·23 | 0·10 | AISI 4135 DIN 34Cr Mo 4 |
| T—6 | 3% 〃 | 0·32 | 0·22 | 0·62 | 0·013 | 0·012 | 0·10 | 0·07 | 2·96 | 0·55 | 0·12 | En 29 |

Table 2. Critical cooling velocities of steels tested.

| Marks | Critical velocities of bainitic transformation (°C/h) | Critical velocities of proeutectoid-ferritic precipitation (°C/h) | Critical velocities of pearlitic transformation (°C/h) |
|---|---|---|---|
| T—1 (Ni-Mo-V low-C) | 20,000 | 80 | <33 |
| T—2 ( 〃 high-C) | 6,000 | 66 | <33 |
| T—3 (Ni-Cr-Mo low-C) | 20,000 | 500 | 90 |
| T—4 ( 〃 high-C) | 8,500 | 200 | <33 |
| T—5 (1% Cr-Mo) | >35,000 | 3,200 | 2,400 |
| T—6 (3% Cr-Mo) | 6,000 | 470 | 180 |

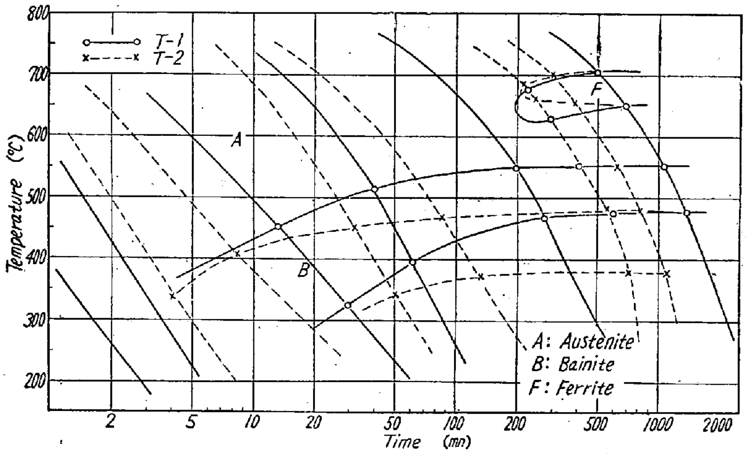


Fig. 1. Continuous cooling transformation diagrams of Ni-Mo-V steels.

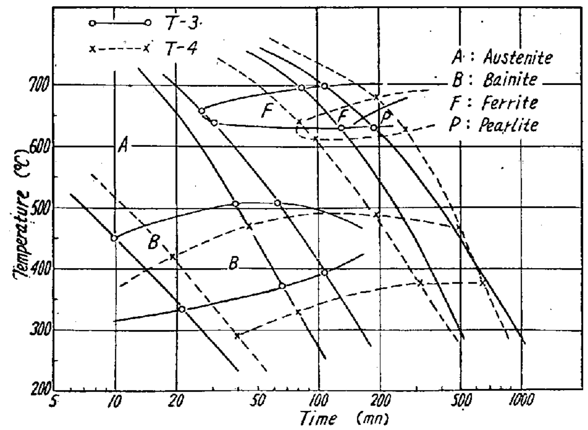


Fig. 2. Continuous cooling transformation diagrams of Ni-Cr-Mo steels.

## III. 実 験 結 果

ジョミニー，一端焼入曲線を求めてみると T-2, T-4, T-6 の 3 鋼種は焼入性にすぐれ，ジョミニー試験で測定可能な冷却速度範囲内では殆んどすべてマルテンサイト組織になることが示された．これに対して T-1, T-3, T-5 は焼入性が劣り，水冷端から遠ざかるにしたがつてベーナイト組織に移り変わることが明らかにされた．冷却速度の小さい範囲での焼入性を本多式熱膨脹試験，および特殊焼入速度調節装置による焼入硬度，組織で以て求めた臨界冷却速度 (Table 2) および連続冷却変態図 (Fig. 1, 2, 3) によつて判断するとつぎのごとくになる．

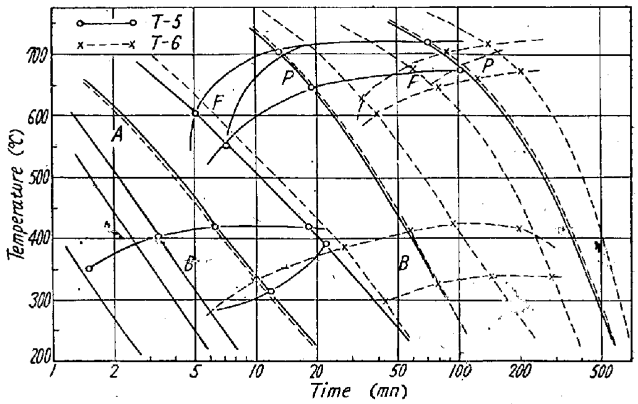


Fig. 3. Continuous cooling transformation diagram of Cr-Mo steels.

a) Ni-Mo-V 系 (T-1 および T-2)

臨界冷却速度(Table 2)および連続冷却変態図 (Fig. 1) から明らかなように，ベーナイト変態は比較的速やかに起るが，初析フェライトの析出，およびパーライト変態の開始は可成り長時間側に存在しており，とくにパーライト変態は本実験で用いたもつとも遅い冷却速度 33°C/h (1200mm $\phi$ 中心の空冷速度) でもなお起らないことが明らかになつた．C量の低下はパーライト段階の変態に対してはあまり影響しないが，ベーナイト変態に対していちじるしい影響をもたらすことが Table 2 より明らかである．なお，高Cの T-2 は，全供試鋼のうち，もつともすぐれた焼入性を示し，冷却速度を 66°C/h (90·0mm $\phi$ 中心の空冷速度) よりも大きくすることにより，ベーナイト組織のえられることが判明した．Fig.4 は特殊焼入装置で求めた 850°C から 300°C までの平均冷却速度と焼入硬度との関係を示したもので，冷却速度が 2000°C/h 以下の場合にほぼ一定に近い硬度を示している．

b) Ni-Cr-Mo 系 (T-3 および T-4)

この系統の鋼種は Ni-Mo-V 系に較べて初析フェライトの析出開始が可成り速くなつており，T-3(低C)は 90°C/h 以下の冷却速度でパーライトの析出が認められ

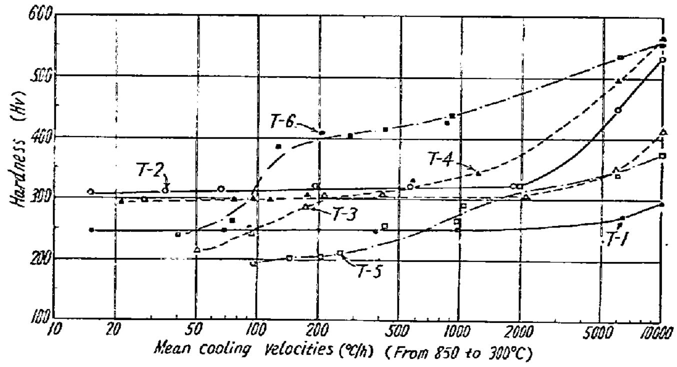


Fig. 4. Relation between quenched hardness and mean cooling velocities.

焼入硬度にもその影響が顕著に認められる．ベーナイト変態は Ni-Mo-V 系とほぼ同程度の変態特性を示し，C 量の低下により変態がいちじるしく速やかになつている．

[illegible] Cr-Mo 系 (T-5 および T-6)

Table 2 の臨[illegible]却速度，および Fig. 3 の連続冷却変態図か[illegible]ように，T-5(1% Cr-Mo) は全供試[illegible]に焼入性が劣つており，油焼入を行なつ[illegible]m $\phi$ の表面に相当量のフェライトおよび若干[illegible]-ライトの析出することが示される．

T-6 (3% Cr-Mo) はパーライト段階の変態は，Ni-Mo-V 系，Ni-Cr-Mo 系に較べて比較的速やかに起るが，ベーナイト変態の開始は遅く，しかも変態温度が低温側に存在するという特徴を有している．

## IV. 結 言

以上の結果を要約するとつぎのとおりである．

1) ベーナイト変態の開始はいずれの鋼種とも速やかであるが，C 量によつていちじるしい影響を受ける．臨界冷却速度で比較すると，T-2 (Ni-Mo-V 高C)，T-6 (3% Cr-Mo) がもつとも小さく，T-4 (Ni-Cr-Mo 高C) がこれよりもわずかに劣り，ほかの 3 鋼種，とくに T-5 (1% Cr-Mo) は格段に大きい臨界冷却速度を有する．

2) 初析フェライトの臨界冷却速度で以て焼入性を比較してみると，T-2 (Ni-Mo-V 高 C) がもつともすぐれ，ついで T-1 (Ni-Mo-V低C)，T-4 (Ni-Cr-Mo 高 C)，T-6 (3% Cr-Mo)，T-3 (Ni-Cr-Mo低C)，T-5 (1% Cr-Mo) の順に焼入性が低下する．

3) 全供試鋼のうち，T-2 の Ni-Mo-V 高C材がもつとも焼入性がすぐれ，T-5 の 1% Cr-Mo 鋼がもつとも劣る．T-6 の 3% Cr-Mo 鋼はパーライト段階の変態は比較的速やかに起るが，ベーナイト変態の開始は遅く，しかも低温度域で行われるという特色を有する．

### 文 献


1) 中野，他：鉄と鋼，Vol. 45 No. 3 (1959) p. 360
2) 中野，他：鉄と鋼，Vol. 45 No. 9 (1959) p. 1111 & p. 1113


---

# (103) タービン軸材の加熱計測試験における撓みの成因に関する研究

(特にA型，C′型およびD型撓みについて)


日本製鋼所，室蘭製作所
工博 下田秀夫・小野寺真作・徳田 昭
○本 間 亮 介
石川島芝浦タービン 吉 田 宏


On the Causes of Deflections of Turbine Shafts during Heat Indication Test.

(On the type A, C' and D Deflections)


*Hideo Shimoda, Shinsaku Onodera, Akira Tokuda, Ryosuke Homma and Hiroshi Yoshida.*


## I. 緒 言

タービン軸車が加熱により撓みを生ずることは，その高温，高速運転に大きな障害となるのは論をまたない．加熱計測試験とは軸材を横型電気炉内で約 2 r.p.m. の回転を与えつつ運転温度よりやや高温に加熱し，生じた撓みの大きさ，方向，性格などにより高温での安定性に対する軸材の品位を評価するものである．

この試験で現われる撓みにはいろいろ見解がのべられているが，成因の大部分は被験軸材の材料的不均一にもとづくものとされている．筆者らはこの問題について，モデル軸による実験的加熱計測試験（以後モデル試験と略称），各種組織の熱膨脹係数の精密測定，炭化物の変化とその熱膨脹係数の X-線的検討，計測試験時の軸材への伝熱機構の分析など一連の研究を進めているがとくにモデル試験によつて軸材の表面状態が撓みの主因の一つであることが明らかとなつたのでこの点について報告したい．

## II. 撓みの型とそれに対する見解

加熱計測試験で現われる撓みには従来まで Fig. 1 に示す 4 型が認められており，これに対する見解を列挙すればつぎのごとくである．

A型：切削加工による軸材表面の残留応力の弛緩[1]．

B型：熱処理による非軸対称残留応力の弛緩[2]．