

肌焼鋼の滲炭及熱処理に伴う寸法変化*

山 木 正 義**

THE DIMENSION CHANGE OF CASE-HARDENING STEELS
RESULTING FROM CARBURIZING AND HEAT TREATMENT

M. Yamaki

Synopsis:

The dimension change of case-hardening steels resulting from carburizing and heat treatment was investigated. Cylindrical specimens made of low carbon Cr-Mo and Ni-Cr steels were used. They were normalized, carburized, quenched, (sub-zero treated) and then tempered in accordance with usually adopted methods, and the dimension change was measured with a precise comparator at each heat treatment step. The results were as follows. There was no substantial difference between Cr-Mo and Ni-Cr steels with respect to dimension change resulting from carburizing and heat treatment, but fibre structure caused by rolling had an intimate relation on the dimension change of both steels. The mechanism of this phenomenon was explained by the heating and cooling transformation curves gained through a Leitz dilatometer.

In conclusion, the author proposed some recommendable methods of carburizing and heat-treatment according to his experimental results.

I. 緒 言

鋼の熱処理に伴う変形に関しては、熱処理によつて生ずる内部応力ならびにその測定とも関連して、内外ともに枚挙にいとまのないほど多数の研究がある。とくに、滲炭した鋼の熱処理による変形ならびに内部応力についても二、三の発表がある。しかしながら、これらの研究は熱処理に伴つて生ずる熱歪、変態歪等を論じ、あるいはこれらの歪に基因する内部応力の発生またはその測定法等を一般的に論じたものがほとんど大部分をしめていて、直接現場で必要とするようなデータ、とくに、焼準、滲炭、焼入、焼戻と一貫した熱処理を行つた場合の寸法変化の資料は余り見当らない。そこで著者は、Ni-Cr 肌焼鋼および Cr-Mo 肌焼鋼を試料として、滲炭ならびにその前後の熱処理に伴う寸法変化の模様をやや詳細にしらべた。その結果は、両鋼種間に若干の差異を生じたが、その理由をたしかめるために、鋼材の繊維状組

織と寸法変化との関係を、ライツ熱膨脹計を用いて精密にしらべ、同組織の有無が寸法変化に密接な関係を有すべきことを認めた。最後に、これらの実験結果に基いて現場において滲炭部品の寸法変化を最小限に止めるために適切なりと考えられる熱処理法についても言及した。

II. 実 験 概 要

1) 試料

試料としては、Table 1 に示すごとき Ni-Cr 鋼および Cr-Mo 鋼を用いた。A, B は何れも 19mm ϕ , C は 55mm ϕ の丸棒である。まず一応の参考として滲炭層の深さおよび組織をしらべるための試片としては、試料 A, B より 10mm 角、長さ 50mm の角棒を削り出した。つぎに、寸法変化測定用の試片としては、試料 A, B より (一部は試料 C も使用) 後述するごとき寸法の円筒形のを削り出した。また、熱膨脹計用の試片としては、試料 C より、丸棒の延伸方向およびこれと直角方

Table 1. Chemical composition of samples (%)

Steel type	Symbol	C	Si	Mn	P	S	Cr	Ni	Mo
Cr-Mo	A	0.15	0.278	0.83	0.011	0.010	1.01	—	0.21
Ni-Cr	B	0.13	0.220	0.54	0.014	0.028	0.41	2.07	—
Cr-Mo	C	0.13	0.240	0.72	0.022	0.014	1.02	—	0.20

* 昭和 31 年 4 月本会講演大会にて発表

** 東都製鋼 K. K.

向に、 $l=50\text{ mm}$ 、 $\phi=3.5\text{ mm}$ のものを削り出して用いた。

2) 実験法

滲炭剤としては木炭粉末と BaCO_3 とを 3:2 の重量比で混合した固態滲炭剤を用い、軟鋼製滲炭函に試片とともに装入した。電気炉により所定の温度に所定の時間保持して滲炭を終了後は、そのまま常温に炉冷してある。(800°C より 500°C にいたる冷却速度は平均 $2.2^\circ\text{C}/\text{mn}$ である) 滲炭層の深さを測定するためには、Ocular Micrometer を使用して、検鏡により過共析層、共析層を決定した。鋼の共析点のC%は、Cr, Ni, Mo等の他元素の添加により若干変動するから、この方法にてはCの真の滲入深さを厳密には現わし得ないわけであるが、添加元素の量も少く実用上差支えない程度の誤差と考えられるので敢て本法を採用した。

つぎに、寸法変化測定用試片の焼入には、Pb 浴を用いた。またサブ・ゼロ処理をするためには、石油エーテルとドライアイスとの混合物を入れて、 -78°C に保持してある魔法瓶の中に試片を投じて所定の時間保持した。焼戻は、管状電気炉内で 200°C に所定の時間保持後、空冷した。

これらの熱処理を行つた度毎に、各試片の長さおよび直径を測定し、熱処理前の基準の寸法に対する変化の百分率を求めて、各熱処理による寸法変化の傾向をしらべた。寸法の測定にはコンパレーターを用い、 $1/1000\text{ mm}$ まで読んだ。

直径は試片の中央部にて測定し、長さ、直径ともすべて同一ヶ所の測定を3回繰返してその平均値を採用してある。

III. 実験結果及び考察

1) 滲炭層の深さと組織

試料として用いた両鋼種の滲炭性を概略知るために、同一条件で滲炭を施した場合の滲炭層の深さおよび組織をしらべた結果は Fig. 1 のごとくである。滲炭温度は 850, 920, 1000°C の3種類とし、滲炭時間はすべて 5h に一定してある。これによれば、Cr-Mo 鋼は Ni-Cr 鋼よりも平面部において約 30% 程度 (920°C 以上で滲炭したとき)、隅角部において約 20% 程度 (850°C 以上で滲炭したとき) 滲炭層が深い。組織においては、850°C では Cr-Mo 鋼のみに過共析の網状セメンタイトが僅に出ているが、920°C 以上の滲炭の場合には何れの鋼においても網状セメンタイトが出ている。しかし、Ni-Cr 鋼の方が幾分少い。また、Cr-Mo 鋼に特有の球状

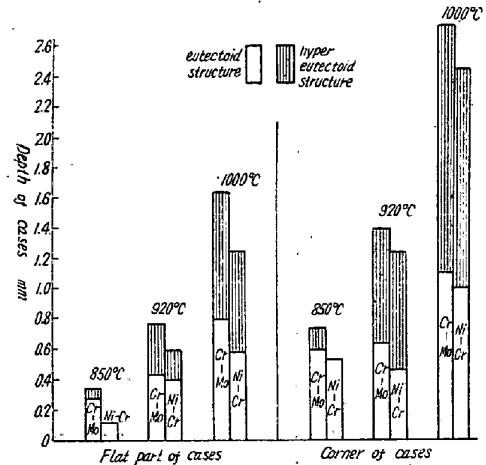


Fig. 1. Structure and depth of carburized case.

炭化物の出現は、平面部においては認められなかつたが隅角部を $1,000^\circ\text{C}$ で処理した場合のごとく、深滲炭の場合には、表面近くにやや認められた。一般に、Cr-Mo 鋼においては、Cr, Mo とともにCとの親和力が強いので過剰滲炭のおそれがあるといわれているが、本実験によれば、この程度の化学成分を有する Cr-Mo 鋼においては、深滲炭でない限り、組織上からは過剰滲炭の傾向は認められない。

2) 寸法変化の予備実験

まず、滲炭ならびにそれに続く焼入、サブ・ゼロ、焼戻等の処理を行つた場合にどの程度の寸法変化が生ずるか、また、鋼種によつてその変化の様相が如何に異なるかをみるために、予備実験として、試料A, Bにつき、 $l=80\text{ mm}$ 、 $\phi=8\text{ mm}$ の試片を用いて実験を行つた結果は、Fig. 2, 3 のごとくである。各試片は、 880°C にて焼準(空冷)したときの寸法を基準にしてある。図中の曲線番号と熱処理過程との関係は Table 2 に示すとおりである。これらの結果をみるに、まず滲炭を施したときの長さの方向に対してはB試料は 0.04% 前後膨脹しているが、A試料は逆に $0.02\sim 0.05\%$ 程度収縮している。ついで一次焼入を行うとBは著しく膨脹するが、Aは逆に収縮している。引続いて二次焼入を行うと、両鋼種とも収縮する。また一次焼入を行わず、滲炭後直接二次焼入を行つた場合には、Bでは膨脹しているが、Aでは収縮している。サブ・ゼロ処理を行えば、何れの鋼種も予期のごとく著しく膨脹し、またサブ・ゼロの有無にかかわらず、焼戻によりまず収縮し、焼戻時間が長くなるとサブ・ゼロを施さぬものでは若干膨脹してくる。つぎに直径方向の寸法変化に対しては、鋼種間に大差がなく、何れも、滲炭、焼入、サブ・ゼロにより逐次膨脹し続け

Table 2. Heat treatment processes of samples.

Symbol	Curve number	Heat treatment processes
A (Cr-Mo)	(1) & (1')	Carburizing → Primary quenching → Secondary quenching → tempering (920°C × 3h) (880°C × 5mm oil) (830°C × 5mm oil) (200°C × 3~17h)
	(2) & (2')	Carburizing → Primary quenching → Secondary quenching → Sub-zero treat → tempering (78°C × 2.5h)
	(3) & (3')	Carburizing → Secondary quenching → tempering
	(4) & (4')	Carburizing → Secondary quenching → Sub-zero treat → tempering
B (Ni-Cr)	(1) & (1')	Carburizing → Primary quenching → Secondary quenching → tempering (920°C × 3h) (880°C × 5mm oil) (780°C × 5mm oil) (200°C × 3~17h)
	(2) & (2')	Carburizing → Primary quenching → Secondary quenching → Sub-zero treat → tempering (-78°C × 2.5h)
	(3) & (3')	Carburizing → Secondary quenching → tempering
	(4) & (4')	Carburizing → Secondary quenching → Sub-zero treat → tempering

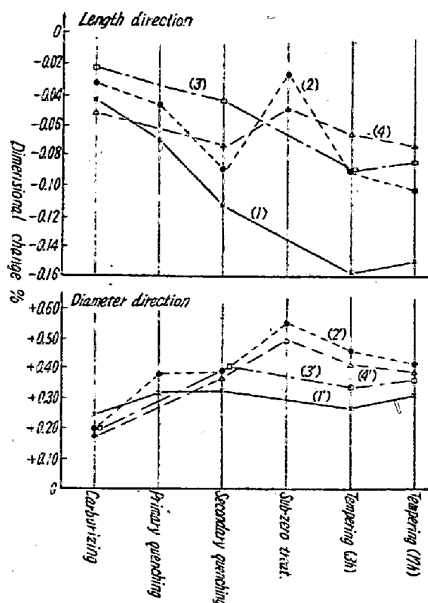


Fig. 2. Dimension change of Cr-Mo steel.

ている。

3) 形状の影響

試料A, Bからそれぞれ $l=20\text{mm}$, $\phi=15\text{mm}$ および $l=50\text{mm}$, $\phi=10\text{mm}$ の2種の試片を作り, 前項と同一処理 (ただしサブ・ゼロおよび焼戻を除く) を行つて寸法変化をしらべた結果は Fig. 4, 5のごとくである。図中, $l=80\text{mm}$, $\phi=8\text{mm}$ の場合の値は, 前項で得たものを再録してある。

(a) 長さの変化

滲炭によつてB試料は何れも膨脹しており, しかもその膨脹率は試片の長さ l が小さいほど大きい, これに反して, A試料では, $l=80\text{mm}$ および $l=50\text{mm}$ の二つは収縮しており, $l=20\text{mm}$ のもののみがやや膨脹している。ただし, l が小さくなるにつれて長さの変化率がプラスの方向にずれている点においては, B試料の場合

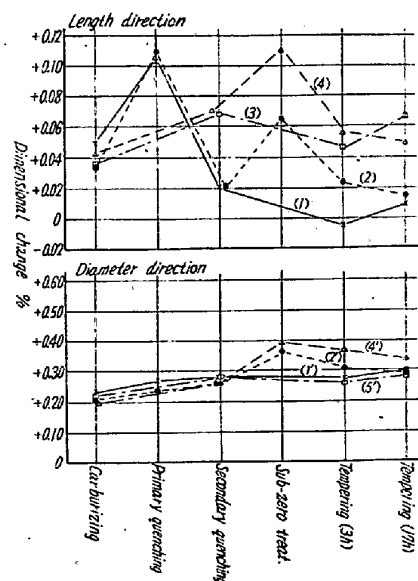


Fig. 3. Dimension change of Ni-Cr steel.

と同様である。つぎに, 一次焼入 (両鋼種とも880°C) を行つると, Bにおいてはどの試片も膨脹するが, その程度は l の小なるものほど大きい, Aにおいては, $l=20\text{mm}$ のものは著しく膨脹するが, $l=50\text{mm}$ のものは僅に膨脹し, $l=80\text{mm}$ のものでは逆に収縮している。引続いて二次焼入を行えば, (Bでは780°C, Aでは830°C) $l=20\text{mm}$ のもののみはA, Bともさらに膨脹するが, l の大きい他の試片は, 両鋼種とも収縮している。また, 滲炭後, 直接二次焼入温度から焼入れた場合にも, Bではどの試片も膨脹しているが, Aでは $l=20\text{mm}$ のもののみ著しく膨脹し, $l=50\text{mm}$ のものはほとんど変化なく, $l=80\text{mm}$ のものは収縮している。

(b) 直径の変化

滲炭によつて直径はすべての試片が膨脹している。しかも l の大きいもの, したがつて ϕ の小さいものほど, 膨脹率も大きい, 滲炭に続く一, 二次焼入によつても,

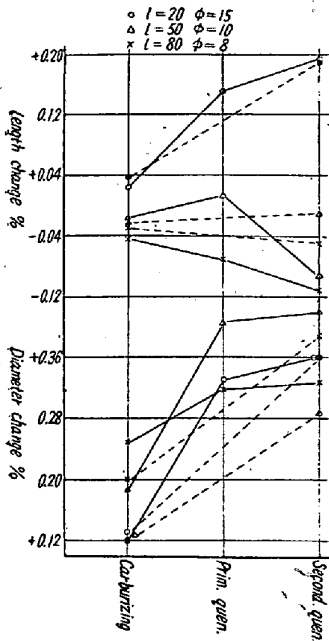


Fig. 4. The relation between specimen size and dimension change of Cr-Mo steel.

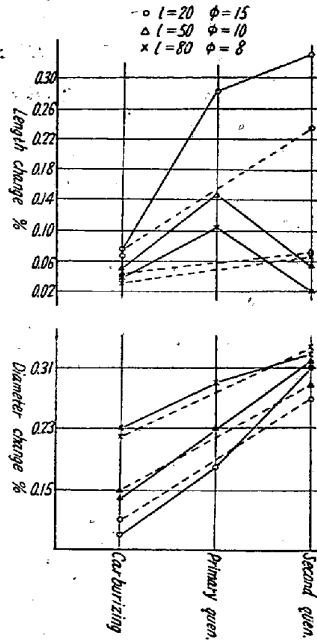


Fig. 5. The relation between specimen size and dimension change of Ni-Cr steel.

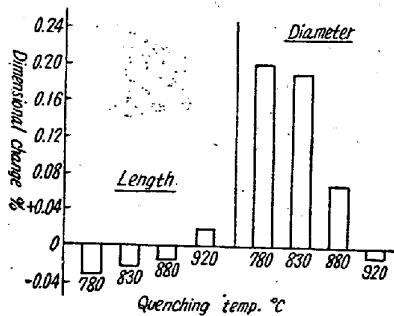


Fig. 6. The relation of quenching temp. and dimension change of carburized Cr-Mo steel

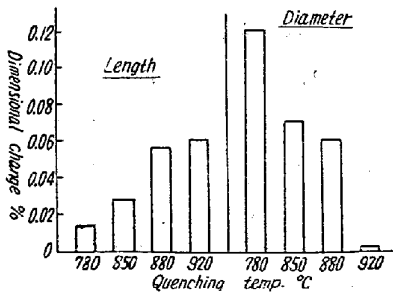


Fig. 7. The relation of quenching temp. and dimension change of carburized Ni-Cr steel

直径はすべて膨張している。

4) 焼入温度の影響

上記の各実験はすべてそれぞれの鋼種に対して焼入温度を一定にして行つてある。そこでつきには両鋼種につ

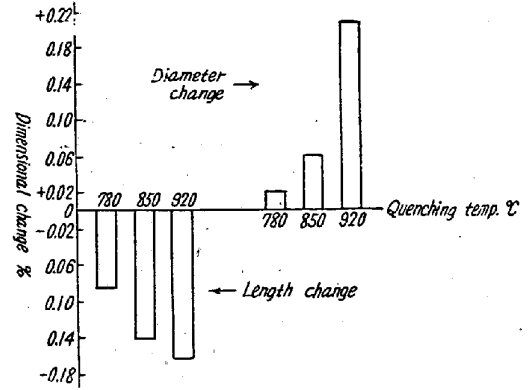


Fig. 8. The relation between secondary quenching temp. and dimension change of carburized Ni-Cr steel.

いて焼入温度を種々に変化させた場合の、焼入による寸法変化をしらべた。試片は $l=80$ mm のものを用いた。まず滲炭したものの寸法を基準にして焼入温度を変化させた場合は、Fig. 6, 7 のごとくである。また、滲炭後一律に 880°C から焼入れたもの、すなわち一次焼入を行つたものの寸法を基準にして、二次焼入温度を変えた場合は Fig. 8 (B鋼のみ) のごとくである。Fig. 7 によれば、B鋼では、焼入温度が高くなるにつれて長さの膨脹率は増加し、直径のそれは減少している。しかるに一律に 880°C で一次焼入後種々の温度から二次焼入を行つた場合には Fig. 8 のごとく、焼入温度が高くなると長さは収縮し、直径は膨脹率を増している。A鋼では Fig. 6 のごとく、焼入温度の如何にかかわらず (920°C を除き) 長さは収縮しているが、その率は温度が高くなるにつれて減少しており、 920°C になると膨脹に転じている。直径の変化はB鋼の場合と同様である。これを要するに、焼入温度による寸法変化の傾向としては、両鋼種間に大差がないといえる。

5) 上記の諸実験結果に対する考察

(a) 滲炭による寸法変化

まず長さの変化についてみると、Fig 4, 5 からB鋼ではすべて膨脹しており、A鋼では長さ l の最も短いもの以外は収縮している。いま、試片を滲炭層と心部 (Cの滲入の影響を受けていない低炭部) とに分けて考えれば、試片の長さ方向の大部分をしめる心部は、この滲炭処理によつて実際は焼鈍 ($920^{\circ}\text{C} \times 3\text{h} \rightarrow$ 戸冷) されたことになる。そこでこの場合の心部のみ寸法変化を知るために前項の実験に使用したものと同一のB鋼およびA鋼 (何れも焼準後) から、 $l=80$ mm, $\phi=8$ mm の試片を作り、これらを 920°C で 3h 焼鈍した。その結果は Fig. 9 のごとくであつて、B鋼においては長さ、直径ともほとんど変化はないが、A鋼においては長さは

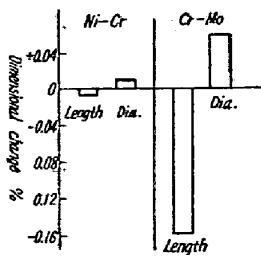


Fig. 9. Dimension change by annealing.

著しく収縮しており、直径は膨張している。したがってFig. 2, 4で得たごとく、滲炭した場合にはA鋼では長さが収縮しているのは心部の収縮が大きく影響して、周辺部の滲炭されたことによる膨張を相段して余りあるためであると考えられる。これに反して、B鋼においては、心部はほとんど寸法変化がないから周辺部の滲炭のための膨張によつて全体としての長さも膨張したのである。(Fig. 1から明らかなごとく、滲炭層はA鋼の方が僅ながら深いから、滲炭による膨張のみを考えれば、A鋼の方がB鋼より膨張率が大なる筈である。)またB鋼において、試片の長さが小なるほど、長さの変化率がプラスの方向に移るのは、(たとえばFig. 5で長さの膨張率が大になるのは)試片の長さの小なるものほど全体の長さに対して滲炭層のしめる割合が大になるからである。この関係は鋼種の如何を問はず当然おなじであるから、A鋼においてもFig. 4に示されているごとく長さが著しく短い場合($l=20\text{mm}$)には、全体として長さが膨張していると考えられる。

つぎに、直径は滲炭によりすべて膨張している。Fig. 9から明らかなごとく心部の直径はほとんど変化がないか、あるいはやや膨張している。したがって、心部と滲炭部との合成結果は、当然膨張すべきである。また、Fig. 4, 5から明らかなごとく、一般に直径の膨張率は直径が小なるほど大きい。これは既述のごとく、長さの短いものほど膨張率が大いものと全く同様の理由で説明できる。

さて上述のごとく焼鈍した場合にA鋼とB鋼とでは寸法変化の有様が異なるのは何故であろうか、基準の寸法を測定した焼鈍状態における組織をしらべると、B鋼は試片の長さの方向に繊維状組織を呈しているが、A鋼は完全に焼準された組織を示している(Photo.略)。焼鈍(滲炭)後は勿論両鋼とも著しい繊維状組織を示している(Photo.略)。したがって、B鋼は心部が滲炭の前後に何れも繊維状組織を呈していて余り著しい変化はないがA鋼の心部は滲炭により、完全な焼準組織から繊維状組織に変化していることになる。すなわち焼準組織のものを再加熱して繊維状組織に変化せしめた場合には試片の寸法は長さの方向(繊維状組織の方向と一致)に収縮し直径方向に膨張するものと思われる。

かような組織の影響を確認するために、つぎの実験を

行つた。上記のA鋼を 880°C に加熱後炉冷して繊維状組織を生ぜしめたものから $l=80\text{mm}$, $\phi=8\text{mm}$ の試片を作り、これを基準の寸法とした。つぎに、この試片を 920°C に3h加熱後炉冷してからふたたび長さを測定し、その変化率を求めたが、ほとんど変化がなかつた。すなわち、さきにB鋼について得た結果と同様であつた。さらにまた、C鋼(Table 1参照)を焼準してFig. 10のごとく $l=50\text{mm}$, $\phi=10\text{mm}$ の試片を異なる二方向から採取した。この時の方法を基準として、これらを 920°C で3h焼鈍後の寸法変化を測定すればFig. 11のごとくである。すなわち圧延方向に採つた試片は、徒来と同様の結果を示しているが、これと直角方向に採つた試片は、逆に長さが膨張している。

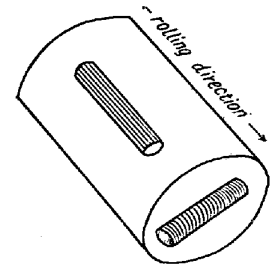


Fig. 10. Sampling direction

(b) 焼入による寸法変化

一般に鋼を焼入れた場合の変形は、熱歪と変態歪とによつて影響される。前者のみによる場合は、長さが収縮し直径が膨張する。そしてこの傾向は試片の形状が細長いものほど著しい。

また、変態歪のみによる場合には、当然長さ、直径とも膨張する。一般には、この両歪が同時に起り、その合成結果が観察されるわけである。Fig. 4, 5においてB鋼の長さの変化をみると、細長い試片ほど膨張率が小さい。これは前述したごとく細長いものほど熱歪による変形を受けることが大なるためである。つぎに直径は一次、二次、焼入により順次膨張しているが、これは変態歪、熱歪の双方の影響を受けたための当然の結果である。

つぎにA鋼の長さの変化はFig. 4のごとく、B鋼のそれとほとんど同様な傾向であるが、全体的に変化率がマイナスの方向にずれている。とくに $l=80\text{mm}$ のごとく最も細長い試片において一、二次焼入により順次収縮している点がB鋼と異なる。横山博士等によると一般に、焼入前に繊維状組織を呈するものは焼入によつて同組織の方向に膨張し、それと直角方向に収縮する傾向がある²⁾。本実験に用いた各試料の滲炭後の心部は完全に織

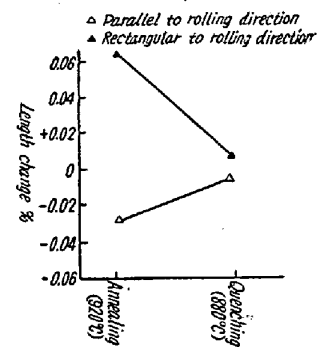


Fig. 11. The relation between sampling direction and length change of heat treated Cr-Mo steel.

維状組織を呈しているから、一次焼入によつて長さは膨脹する傾向を有している筈である。しかしその反面、細長い試片は熱歪の影響を受けて長さは収縮せんとする傾向をも有する。したがつてこの両者何れの影響を強く受けるかによつて長さは膨脹し、あるいは収縮すべきである。A鋼はB鋼よりも炭化物が多く、熱伝導度も小さいから²⁾熱歪を受けやすいと考えられるので $l=80\text{mm}$ の試片では一次焼入においても長さが収縮しているのである。また、A鋼の直径の変化もB鋼のそれと同様であるが、膨脹率はさらに大きい。これも、A鋼の方が熱歪を受けやすいことにより説明される。(Fig. 1 から明らかごとく、滲炭層はA鋼の方が深いから、変態歪による膨脹もA鋼の方が大なる筈である)

つぎに、焼入温度の影響であるが、試片の形状が一定であるから焼入温度を高めるといふことは、一般には熱歪を増すということになる。すなわち温度が高くなるにつれて長さが収縮し直径が膨脹する傾向にあるべきである。二次焼入を行つたときの Fig. 8 はまさにこの結果を示している。ところが滲炭後ただちに焼入れた場合は Fig. 7 のごとく逆の結果を示している。この場合、試片は焼入直前に繊維状組織を示すのであつて、既述のごとくその組織の影響が強く効いている。しかもこの影響の程度は、焼入時の加熱変態速度の大なるほど著しいことも知られている²⁾。著者もかかる組織の影響を確認するために、試料C鋼から Fig. 10 のごとく採つた試片を予め焼鈍して繊維状組織を生ぜしめておき、これらを 880°C の Pb バスより油中に焼入れて寸法変化を測定したところ Fig. 11 のごとく、繊維状組織の方向に膨脹し、それに直角の方向には収縮していることを認めた。前項の実験においては、予め焼入温度に保持せる Pb バスに試片を投入して急速に加熱しているから、焼入温度の高いものほど、より急速に加熱されることになり、前記の理由で Fig. 7 のごとき結果を生じたものと思われる。以上はB鋼についての結果であるが、Fig. 6 に示すA鋼に関しても同様のことがいえる。

(c) サブ・ゼロおよび焼戻による寸法変化

Fig. 2, 3 のごとく、サブ・ゼロにより長さも直径も膨脹するのは、残留オーステナイトのマルテン化により当然である。続いて焼戻すとマルテンの分解により収縮する。二次焼入後サブ・ゼロを施さず直接焼戻した場合には、3h の焼戻ではマルテンの分解により収縮しているが、焼戻をさらに続けると (17h)、若干膨脹してくる。これは、サブ・ゼロを行わぬために残留オーステナイトが比較的少量に存し、これがベイナイト化を開始す

るためであると考えられる。

6) 繊維状組織と寸法変化

これまでの実験により、鋼の繊維状組織が寸法変化に密接な関係を有すべきことが認められたが、著者は、この関係をさらに明確にすべく、以下の実験ならびに考察を行つた。試料としてはC鋼 (Table 1 参照) を用い、既述のごとき寸法の膨脹計用試片を作つた。最初、本多式熱膨脹計を用いて加熱変態曲線を求めたところ、既述のごとき²⁾組織による変態量の差を確認し得なかつた。種々検討の結果、玉置氏の発表²⁾にもあるごとく、バネの強さが試片の変態時の変形に大きな影響をおよぼすことが分つたので、本実験ではバネの弱いライツ熱膨脹計 (自記装置付) を用いた。バネの強さは、前者が 84g であるのに対し、後者では 16g であるから、高温の変態時における微妙な変形を測定するには極めて好都合であつた。

(a) 加熱変態曲線

予め繊維状組織を呈する丸棒の延伸方向およびそれと直角の方向から採取した試片の加熱変態曲線は Fig. 12 のごとくである。(変態温度域の加熱速度 $3.5^{\circ}\text{C}/\text{mn}$) これは横山博士らの得られた結果²⁾と全く同様である。

(b) 冷却変態曲線

前項の①、②に相当する試片を変態点以上に加熱した後、 $10^{\circ}\text{C}/\text{mn}$ の速度で冷却した場合の冷却変態曲線は Fig. 13 のごとくである。この場合、常温に冷却後の組織は何れも繊維状組織を呈している。この時にも繊維状組織と同方向の冷却変態膨脹量は、繊維状組織に直角なる方向のそれと比し、明らかに少

(c) 繊維状組織と寸法変化との関係

前項において得た結果を総合すれば、これまでのごとの繊維状組織の寸法変化におよぼす影響はつきのごとくに明確に説明し得る。

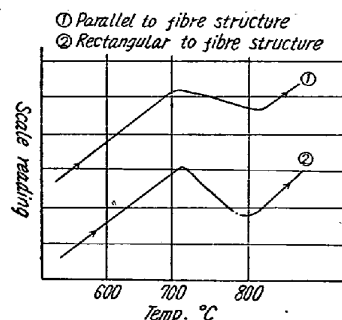


Fig. 12. Heating transformation curve.

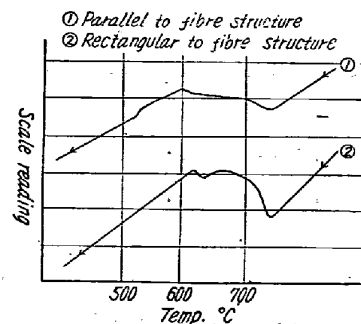


Fig. 13. Cooling transformation curve.

(i) 焼準組織のものを変態点以上に加熱した後、徐冷して試片の長軸方向に繊維状組織を得たとき、

このときは、加熱変態収縮量には異状はないが、冷却変態膨脹量が少いため、常温に復帰したとき試片は若干収縮したことになる。Fig. 9のA鋼の寸法変化はこの場合に該当する。

(ii) 長軸方向に繊維状組織を示す試片を変態点以上に加熱後、徐冷してふたたび繊維状組織を得たとき、

この場合は、加熱変態収縮量は少いが、冷却変態膨脹量も少いため、常温に復帰したとき試片の寸法には変化がないことになる。Fig. 9のB鋼の寸法変化がほとんどなかつたのはこの場合に該当する。

(iii) 焼準組織のものを変態点以上に加熱した後、徐冷して試片の長軸と直角方向に繊維状組織を得たとき、

この場合には、加熱変態収縮量には異状はないが冷却変態膨脹量が多いため、常温に復帰したとき、試片は若干膨脹したことになる。Fig. 11の丸棒の直角方向から採った試片の焼鈍時の寸法変化はこの場合に該当する。

(d) 変態曲線の形状に変化を生ずる機構

まづ加熱変態曲線の場合、すなわち Fig. 12において、 $Ac_1 \sim Ac_3$ 間の収縮量が②に比して①は著しく少い。その理由はつきのごとくに考えられる。①においては繊維の方向と試片の長さの方向とが一致しているが、②においては、繊維の方向は試片の長さの方向に対して直角である。試片が加熱されて Ac_1 点に達するとパーライトの部分はオーステナイトに変じて収縮するが①の場合にはパーライトの縦方向の収縮は隣接して残存している帯状のフェライト(依然として熱的に膨脹を続けている)に拘束される。したがって試片全体としても長さの方向には比較的収縮量が少い。これに反して②の場合には、試片の長さの方向に対するパーライト→オーステナイトへの収縮は拘束されないから、①に比して試片全体としての収縮量が多い。ついで、 Ac_1 変態が終了すると残存しているフェライトも次第にオーステナイトに変じて収縮を続けるが①の場合には、フェライトの縦方向の収縮は既存の帯状のオーステナイト(熱的に膨脹を続けている)に拘束されて、試片全体としても長さの方向には比較的収縮量が少い。これに反して、②の場合には、試片の長さの方向に対するフェライトの収縮は拘束されないから①に比して試片全体としての収縮量が多い。かようにして $Ac_1 \sim Ac_3$ 間の全域にわたって①の方が②に比して変態収縮量の少いことが説明される。つぎに Fig. 13において冷却変態曲線の形状の差もほとんど同様にして説明

される。

最後に、素材の延伸方向に対する試片の採取方向と冷却変態曲線の形状との関係をさらにたしかめるためにつぎの実験を行つた。すなわち、前述のごとく二つの方向から採った試片を一旦オーステナイト状態に加熱後、ふたたび空冷して焼準組織を生ぜしめたときの冷却変態曲線を求めたところ、Fig. 14のごとく、試片の採取方向による形状の差は認められなかつた。

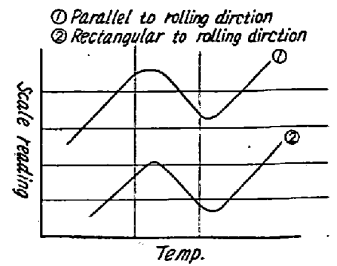


Fig. 14. Air cooling transformation curve.

7) 寸法変化を最小に止めるための適切な熱処理法。

これまでのにべた実験結果から、寸法変化を最小限度に止めるために望ましい滲炭法およびその前後の熱処理法が自ら明らかになつたわけであるが、簡単にまとめると以下のごとくなる。ただし、円筒形試片の長さの変化について論じ、試片の長軸は、素材の延伸方向と一致するものとする。また、これらの事項は寸法変化の点からのみ適切なりとみられるものであつて、他の観点からは、必ずしも望ましいものではないこともあり得ることを附言する。

(1) 滲炭前の組織は焼準組織がよい。焼鈍により繊維状組織になつていると、滲炭時の加熱に際し、変態収縮量が異常に減少するからである。(ただし、加熱速度を遅くすれば、その程度は減じる)

(2) 滲炭終了後の冷却はなるべく速くして、繊維状組織が現われぬようにすること、この組織が現われると、変態膨脹量が異常に減少し、心部は収縮するからである。

(3) 滲炭前に繊維状組織を消失せしめ得ない時には滲炭終了後は徐冷して、ふたたび同組織を生ぜしめた方がよい。

何故ならば、加熱変態収縮量の異常な減少と、冷却変態膨脹量の異常な減少とが相殺する筈だからである。

(4) 滲炭終了後は、当然のことながら、そのまま焼入れるのが一番よい。

(5) 滲炭終了後、心部が繊維状組織を呈しているものにおいては、これに続く焼入時の加熱速度は、遅い方がよい。何故ならば、速いと、(1)とおなじく、加熱変態収縮量が異常に減ずるからである。

(6) 焼入回数は当然少い方がよいが、二次焼入を行う場合には、二次焼入温度は低い方がよい。熱歪により

収縮する量が少くなるからである。

VI. 結 言

Ni-Cr および Cr-Mo 肌焼鋼について、まづ両者の滲炭性を概略比較した後、焼準、滲炭、一、二次焼入、サブ・ゼロ、焼戻と一貫した熱処理によつて生ずる寸法変化を比較研究した。その結果、両鋼種間における本質的な差異は認められなかつたが、繊維状組織の有無が寸法変化の上に大きな影響を有することを確認した。そこでさらにライツ熱膨脹計を用いて繊維状組織が寸法変化におよぼす機構を検討した。

最後に、以上の各実験結果に基き、寸法変化を最小限

に止めるために適切と思われる熱処理法に言及した。

終りに臨みライツ熱膨脹計の使用に関し御配慮を賜つた東京工大横山教授にお礼申上げる。(昭和31年4月寄稿)

文 献

- 1) 例えば
河田：日本金属学会誌，6巻，9号，487頁
上田：日本金属学会，昭和17年春季大会講演
藤沢：日本金属学会誌，18巻，9号，509頁
- 2) 横山，松倉：日本金属学会誌，B-14巻2号 56頁
- 3) 例えば Metals Handbook 参照。
- 4) 玉置：日本金属学会誌，19巻，2号，189頁

耐熱合金 Timken 16-25-6 に関する研究 (I)⁺

(高温時効に及ぼす溶体化処理および窒素の影響)

今井 勇之進*・田野崎 和夫**

STUDY ON TIMKEN 16-25-6 TYPE HEAT-RESISTING ALLOY (I)

(Influences of Solution-Treatment and of Nitrogen on
High-Temperature Age-Hardening)

Yunoshin Imai Dr. Eng. and Kazuo Tanosaki

Synopsis:

The influences of solution-treatment (1000°~1250°C) and of nitrogen (0.04~0.16%) on the high-temperature age-hardening phenomena (600°~950°C) of the Timken 16-25-6 heat-resisting alloy were studied.

The results were as follows;

(1) The influence of nitrogen on the hardness of solution-treatment was little. In microstructure, almost homogeneous solid solution was obtained by the solution-treatment at 1200°C for 1 hour. As the nitrogen content was higher the temperature at which the majority of precipitated small particles were dissolved became lower.

Grain growth began at 1100°C and generally the higher the nitrogen content was, the lower became the temperature of grain growth and the more serious the degree of grain growth. The solution-treatment seemed suitable at 1170°C 1 hour.

(2) The maximum age-hardening was obtained at 700°C. Generally the higher the nitrogen content was, the slower became the rate of hardening, however at the temperature above 850°C the influence of nitrogen on it became small. As for microstructure, at 600°C precipitation arose mainly at the grain-boundaries, but at 700°C they precipitated mainly at the cleavages and "striated structure" was obtained and at the temperature above 800°C, precipitated particles globulized and at 900°C conspicuous coarsening of precipitated particles began.

(3) In order to obtain the complete high temperature age-hardening, when the nitrogen content was higher, the higher solution-treatment temperature became necessary. For the

⁺ 昭和 27 年 4 月本会講演大会にて講演

* 東北大学教授，金属材料研究所，工学博士

** 日立製作所日立研究所