

新肌焼鋼 (YGM1) の諸性質について (II)

On the Various Properties of the New Case-Hardening Steel YGM1 (II)

清 永 欣 吾*
Kingo Kiyonaga

内 容 梗 概

強力歯車用新肌焼鋼 YGM1 の諸性質の概略についてはすでに前報で報告したところであるが、その後本鋼に関する種々の研究を行ったのでその一部を報告する。すなわち、焼鈍方法ならびに変態特性、浸炭部焼入硬度の挙動、ガス浸炭時における浸炭性、ならびに変形特性などについて記述し、本鋼に適する熱処理方法の参考に供した。

1. 緒 言

最近自動車の性能向上に伴い、熱処理変形、心部強度、被切削性、浸炭部性質などのすぐれた肌焼材料が要望されているが、なかでも大形歯車に対する適材の要望は特に強い。YGM1 鋼はかかる性能を有する大形歯車用肌焼鋼として造られたもので、第1表のような化学成分と第2表のような機械的性質をもつものである。すなわち Cr-Mo 鋼の Mn を増加して焼入性を増加せしめ、また浸炭部性質の改良のために Mo を、熔製を容易ならしめるべく Si をそれぞれ増加せしめて高荷重のかかる自動車用肌焼鋼としての適性を十分にしている。

本鋼の特性の概略については、すでに本紙に発表した⁽¹⁾、その後各種の追加研究を行ったので、今回はその結果を報告する。

2. 焼鈍法と変態特性

肌焼鋼の焼鈍法には(1)完全焼鈍(2)焼準後軟化焼鈍(3)恒温焼鈍の3種があるが、これらのいずれを選ぶかは鋼種によって異なる。適当な被切削性は H_B 170~200 の範囲とされているが、低合金肌焼鋼に完全焼鈍を施すと、しま状組織の生成を促し、しかも軟化しすぎてむしろ被切削性を害する。通常焼準によって適当な被切削硬度にしるので、(2)の方法を採用し、軟化焼鈍する必要はない。しかし YGM1 のような自硬性の大きい肌焼鋼では焼準によってベーナイト組織となり硬化するので、低温軟化焼鈍が必要である。

2.1 焼準および軟化焼鈍

第3表に示すような化学成分の YGM1 焼鈍材より、 $10 \times 10 \times 8$ mm の試料を削出し、 $930^\circ\text{C} \times 20$ 分、加熱後空冷し、 $600 \sim 700^\circ\text{C}$ の各温度で10時間まで軟化焼鈍を行い、焼鈍時間と硬度の関係を求めた。第1図はその結果であるが、このように H_B 170~200 (H_V 180~210) の被切削硬度にするには、 700°C で2時間以上の焼鈍が必要である。

* 日立金属工業株式会社安来工場

第1表 YGM1 の成分規格

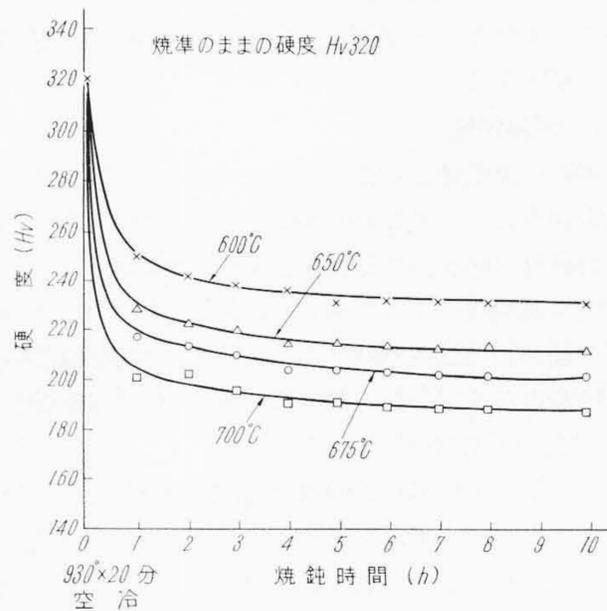
C	Si	Mn	P	S	Cr	Mo
0.15~0.2	0.30~0.60	1.50~1.80	<0.030	<0.030	1.00~1.20	0.20~0.40

第2表 YGM1 の機械的性質

熱処理温度 ($^\circ\text{C}$)	焼入	焼戻	降伏点	引張強さ	伸び	絞り	衝撃値	硬度
			(kg/mm^2)	(kg/mm^2)	(%)	(%)	(シャルピー)	
1次840~880油	150~200空	>105	>120	>12	>40	>7	341~429	
2次800~840油								

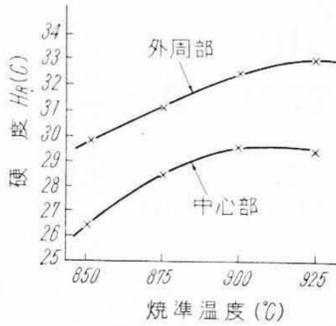
第3表 試料の化学成分 (%)

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu	オーステナイト結晶粒度
YGM1	0.18	0.35	1.68	0.015	0.008	0.19	0.16	0.24	0.18	G.C.8

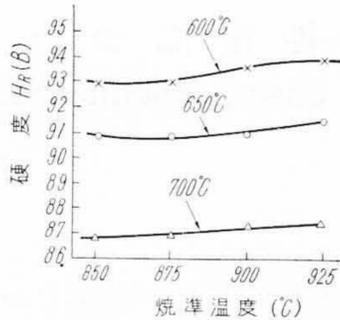


第1図 焼準後の低温焼鈍における時間-温度-硬度の関係

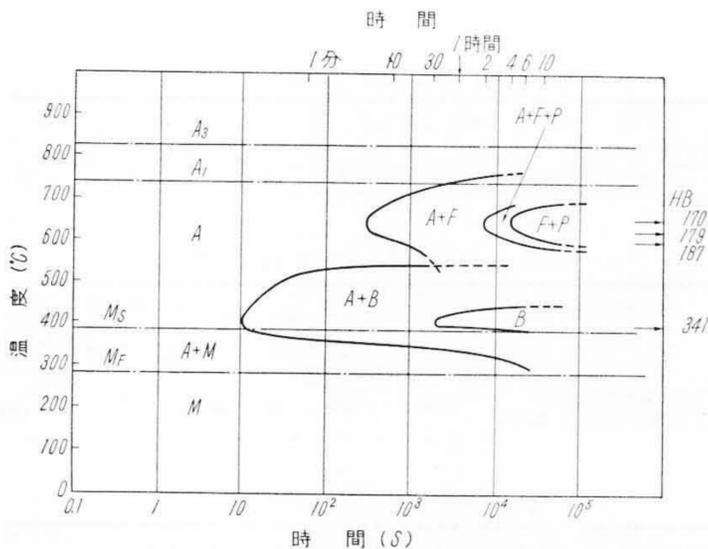
第2図および第3図は $76\text{mm} \phi \times 150\text{mm}$ の試料を $850 \sim 925^\circ\text{C}$ の各温度に2時間保持後空冷した場合、および $600^\circ, 650^\circ, 700^\circ\text{C}$ で各1時間繰返軟化焼鈍を行った場合の硬度変化の様態を示したものである。焼準温度 900°C 以下では組織中に多量の遊離フェライトを生じ焼準効果を減少する。焼準温度の低下は確かに硬度の低下をもた



第2図 76mmφ 試料の焼準硬度



第3図 焼準後の焼鈍温度と硬度



第4図 最高加熱温度 930°Cにおける恒温変態曲線図

らすが、なお高硬度を保有し、焼準処理のみを行って後機械加工を行うことは困難であり、焼準後の軟化焼鈍はぜひ必要である。

2.2 恒温焼鈍

本鋼の恒温焼鈍法を確立するために、まず恒温変態曲線図を作成した。すなわち第3表に示す化学成分のYGM1焼鈍材(60φ)の変態点を本多式熱膨脹計および佐藤式焼入試験機によって決定し、さらに10×10×5mmの試料で最高加熱温度930°Cにおける恒温変態曲線図をミクロ組織より決定した。第4表に変態点の生起状況、第4図に恒温変態曲線図を示す。

このようにYGM1は650°Cおよび400°C付近に二段のノーズをもち、前者はフェライト+パーライト変態、後者はペーナイト変態を導く。このような明らかな二段ノーズはCrおよびMoの影響と考えられ、また高いMn含有量のために現用の肌焼鋼と比較して変態開始線を著しく長時間側へ移向させている。ペーナイトノーズが低いことも本鋼の特長である。

上記の結果より恒温焼鈍としては620~650°Cで4~6時間以上が推奨される。注意すべきことは鋼材のしま状偏析が著しい場合には変態終了線が長時間側へずれることであり⁽²⁾、実用処理においてはかかる点を考慮することが必要である。

第4表 変態点の生起状況

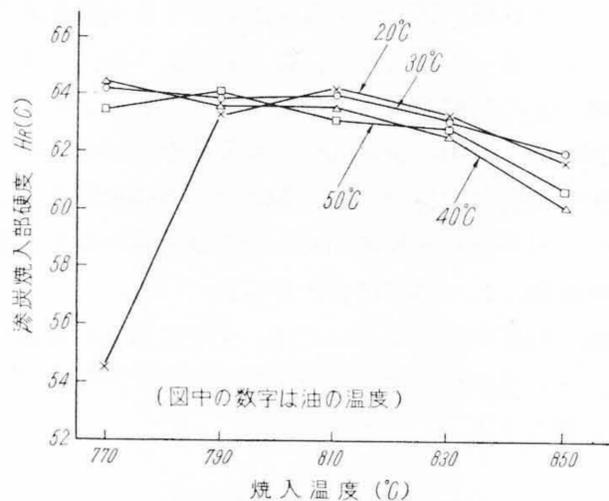
加熱変態(°C)		Ms点(°C)	Mf点(°C)
A _{s1}	A _{c3}		
740	828	380	284

第5表 等速連続冷却変態における臨界点

冷却後の組織	等速冷却速度
M	>21°C/s
B + M	21°C/s~20°C/min
F + B + M	20°C/min~49°C/h
F + B	49°C/h~33°C/h
F + P + B	33°C/h~16°C/h
F + P	>16°C/h

第6表 試料の化学成分(%)

種鋼	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
YGM1	0.19	0.30	1.56	0.018	0.010	0.08	1.06	0.30	0.11



第5図 焼入温度-油温-表面硬度の関係

2.3 完全焼鈍

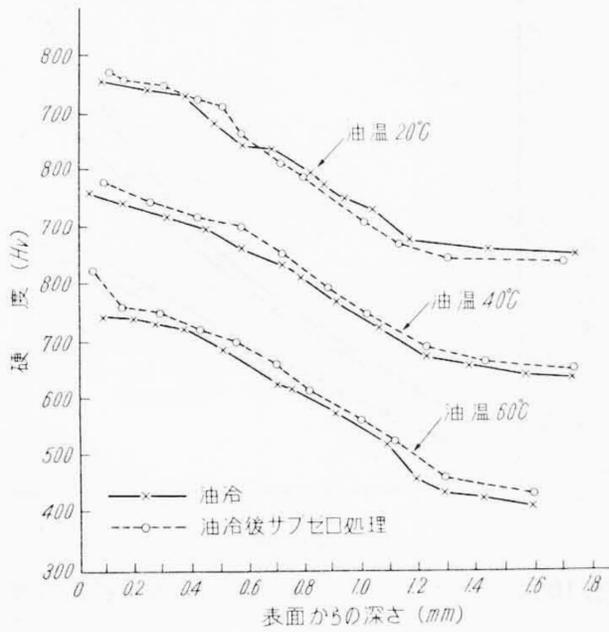
第4図の結果よりGrange-Kieferの方法によって等速連続冷却変態における臨界点を求めると第5表のとおりである。したがって完全焼鈍を行うには16°C/h以下の冷却速度が必要であり、かなり長時間を要する。

以上YGM1鋼の焼鈍法の各種について述べたが、これらのいずれを選ぶかはその経済性、被切削性に及ぼす影響によって決定されるべきである。

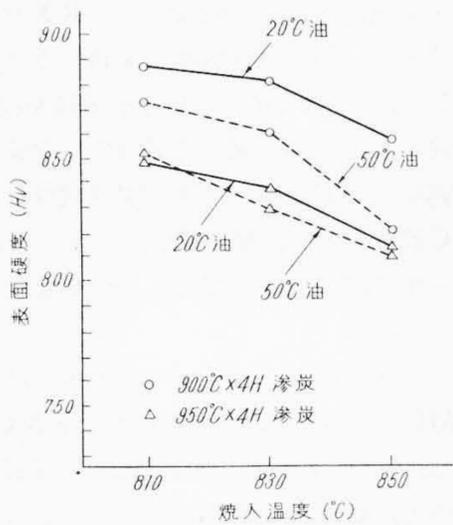
3. 浸炭焼入硬度の挙動

3.1 油温および焼入温度の影響

YGM1は1.5%以上のMnを含有するので、浸炭焼入部に残留オーステナイトの生成を促し、表面硬度の低下をきたすことが予想される。かかる残留オーステナイトの生成は焼入温度および焼入冷却剤の条件によって左右されるものであるから、この点を確かめるために浸炭部の焼入硬度に及ぼす油温および焼入温度の影響を調査した。



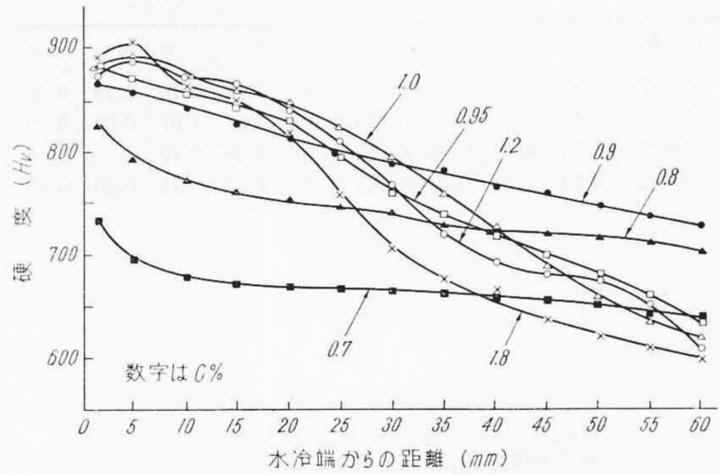
第6図 油冷試料のサブゼロ処理による硬度変化



第7図 浸炭温度と焼入硬度の関係

試料の化学成分は第6表に示すとおりで、これの10×10×5 mm試料を市販の固形浸炭剤(BaCO₃ 2.65%, Na₂CO₃ 2.86%)を用いて900°C×4時間浸炭し、一度室温に冷却後770~850°Cより20~50°Cのかくはんした新しいホートン油中で焼入して表面硬度の挙動を調べた。その結果を第5図に示す。

このように焼入温度が上昇するにつれて表面硬度は徐々に低下し、790°Cと850°C焼入では約HR(C)2の低下を示している。油温の上昇によって表面硬度はやや低下する傾向が認められるが、その程度は比較的わずかである。しかし焼入温度が810°C以上の場合には油温の上昇による硬度低下が明らかとなる。770°C焼入の場合には油温20°Cで硬度のばらつきが大きく、軟点を生じるが、油温が30°C以上であればHR(C)64の比較的均一な硬度を得ている。したがって焼入温度が高い場合には油温は低いほうが望ましく、また焼入温度が低い場合にはやや高めをねらうほうが良い。ただし焼入温度を790~830°C



第8図 810°C焼入における浸炭部の焼入性曲線

の範囲に選ぶならばあまり問題は生じないであろう。

3.2 サブゼロ処理の効果

900°C×4時間浸炭ののち、810°Cより20~60°Cの油に焼入した試料の表面硬度がサブゼロ処理によっていかに変わるかを調査した。サブゼロ処理は焼入後ただちに行い、-70~-75°Cで1時間保持した。第6図はその結果であるが、油温40°Cおよび60°Cの場合にはサブゼロ処理による硬度上昇が若干認められるが、20°Cの場合にはほとんど変化はない。

3.3 浸炭温度の影響

900°C×4時間および950°C×4時間浸炭した試料を810°C~850°Cより油冷し、その表面硬度をHV(5kg)で測定した、油温は20°Cおよび50°Cである。その結果、第7図に示すように焼入温度の上昇によって表面硬度は漸次低下し、かつ油温の高いほうがこの焼入温度範囲内では若干硬度が低めとなる。これは第5図の傾向と同様である。また950°C×4時間浸炭の場合は、900°C×4時間浸炭の試料と比較して、表面硬度はやや低下しており、しかも油温の影響は小さくなっている。

3.4 浸炭部の焼入性

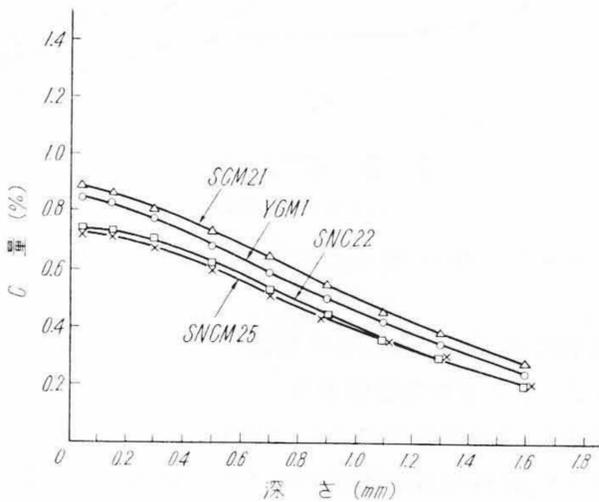
肌焼材の表面硬度が高いことは製品の耐摩耗性、耐疲労性を高め、高荷重下で起る欠陥に対して安定性を与える。それゆえ、肌焼鋼の表面硬度および硬度分布は使用者にとってきわめて重要な意味をもつものである。

肌焼鋼の浸炭部焼入性に関してはH.U. Meyer氏⁽³⁾およびR.S. Archer氏⁽⁴⁾らの研究があるが、これらによれば浸炭部焼入性の改善に対してMoがきわめて有効であり、またMn, Ni, Crなども改善に寄与すると報告している。

そこで所定の焼入性試験片を900°C×4時間固形浸炭を行い、810°Cで一端水冷後、表面より0.1mmずつ研磨して、研磨面の硬度をHV(5kg)で測定した。別に20φ×100mmの試料を同条件で浸炭し、表面より0.1mmずつ削ってC分析を行い、焼入性試験片のC濃度曲線を推

第 7 表 ガス浸炭試料の化学成分 (%)

鋼種	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Cu
YGM1	0.17	0.39	1.65	0.019	0.006	0.15	1.10	0.28	0.20
SCM21	0.18	0.29	0.72	0.015	0.015	0.20	1.07	0.25	0.19
SNC22	0.14	0.28	0.46	0.010	0.010	3.26	0.79	—	0.16
SNCM25	0.12	0.20	0.53	0.011	0.012	4.03	0.76	0.20	0.15



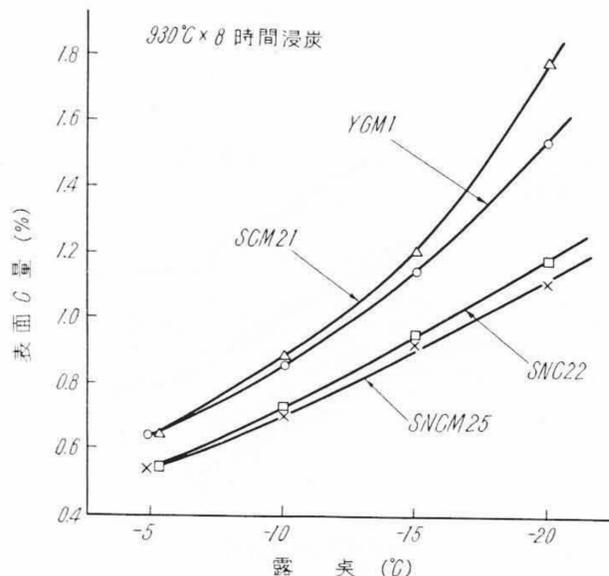
第 9 図 930°C×8時間ガス浸炭時の各試料の C 濃度曲線 (露度-10°C)

定した。その結果を第 8 図に示す。

Cr 含有鋼の特長として表層部に 1.8% 以上の C 富化層が存在するが、水冷端部ないしはその近傍における硬度は Hv850 以上でかなり高い値を示している。C 濃度 1.0% 以上では水冷端より 2mm の部分から硬度低下を示すが、0.7~0.9% C 範囲では硬度低下がゆるやかである。したがって本鋼の浸炭部の焼入性は 0.9% C でほぼ最大となると考えられる、最高硬度をうる C 量範囲という意味ではサイズによって異なると思うが 0.9~1.0% C がその範囲に相当するであろう。かかる意味において、本鋼のガス浸炭を行う場合には表向 C 量が上記範囲にはいるように調節するのが妥当と考える。

4. 浸炭性

鋼材の浸炭性を問題とする場合に、同一 C ポテンシャルふんい気中の浸炭による表面最高 C 濃度と浸炭深さについて考慮しなければならない。元来 Cr 含有鋼は表面 C 量を高くし、固形浸炭時には塊状または網状セメンタイトを発達させる傾向があり、Ni 系肌焼鋼と比較して不利と考えられていた。Mn は Ni と同じく表面 C 量を減少させる元素であるから⁽⁵⁾、YGM1 は SCM21 または 22 と比較して Mn 量の多いだけ表面 C 量は減少するものと推察されるが、基質が Cr-Mo 系であるので固形浸炭では網状セメンタイトの発達を完全には阻止することはできない。しかしガス浸炭では表面 C 量の調節が自由であるから、この欠点は排除できる。そこで YGM1 のガス浸炭時の表面 C 量ならびに C 濃度曲線を SCM21、



第 10 図 ガス浸炭の場合の露点と表面 C 量の関係

SNC 22 および SNCM 25 と比較してみた。

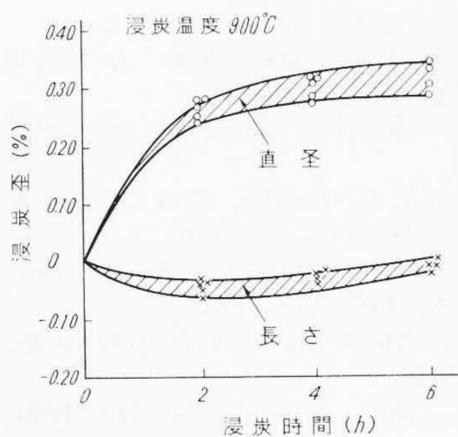
浸炭ふんい気はプロパン変成による RX ガスで、温度は 930°C である。20φ×100mm の試料をガス浸炭後、表面より 0.1 ないし 0.2mm ずつ C 分析試料を採取し、C 濃度曲線を決定した。第 7 表に各試料の化学成分を示す。第 9 図は露点-10°C、930°C×8 時間各試料をガス浸炭した場合の C 濃度曲線で、第 10 図は-5°C~-20°C の露点で 930°C×8 時間浸炭した場合と表面 C 濃度と露点の関係を示している。

このように同一 C ポテンシャルのガスに対して SCM 21、YGM1 は表面 C 量が大きくなり、SNC 22 および SNCM 25 では低下する。SCM 21 と YGM1 では、YGM1 の表面 C 量がやや低くなる。したがって固形浸炭時の元素の影響はやはりガス浸炭時にもほぼ同様となるわけで Mn、Ni などは表面 C 量を抑制する働きをするのである。

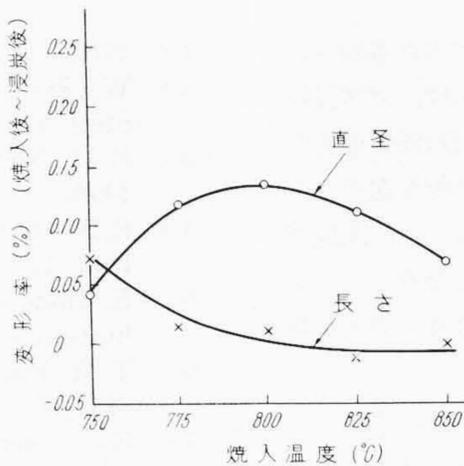
第 9 図の結果は、Cr-Mo 系鋼が表面 C 量を高くすることと同時に、浸炭深さも増加させることを示している。浸炭深さの鋼種による差を吟味する場合に有効浸炭深さが一般に採用されているが、この場合には T. W. Ruffile 氏⁽⁶⁾が指摘したように合金元素量の多寡が影響してくるので、一概に C 濃度曲線のみから推定できない。かかる場合には焼入性の大きい YGM1 が SCM21 より浸炭性が良好となって現われることは、すでに前報⁽¹⁾で示したように十分ありうるわけである。

5. 熱処理変形

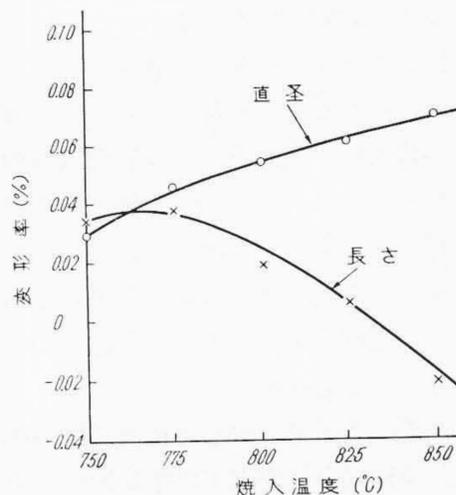
熱処理変形に及ぼす要因がきわめて多岐にわたるために、一般には特定鋼種の変形率というものによってその鋼種の変形性をうんぬんすることはできない。それは変形が合金元素量ないしは焼入性、焼入温度、冷却条件などのほかに、試料の形状が変形傾向を定める上にきわめ



第11図 固形浸炭時における浸炭時間と浸炭ひずみの関係



第12図 900°C×6時間浸炭した試料の焼入ひずみ



第13図 浸炭を行わない試料の焼入ひずみ

て重要な要因であるからにはほかならない。しかも現在のわれわれの知識ではやや複雑な形状の変形傾向を予測することは、ほとんど不可能に近い。今回は丸棒状試料の変形について報告するが、これはかかる簡単な形状のものに対しては変形の予測がある程度可能であり、結果の考察に有利であるからである。

試料の化学成分は第6表に示したものと同じで、形状は $8\phi \times 80\text{mm}$ の丸棒状試料である。浸炭はすべて市販の固形浸炭剤によった。第11図は浸炭時間と浸炭ひずみの関係を示すが、浸炭によって直径は膨脹し、長さはやや収縮する。しかし浸炭時間が2時間以上ではともに膨脹する傾向を有していることからみて、浸炭後の冷却時に心部における中間段階組織の生成があったものと推察される。900°C×6時間浸炭した試料を750~850°Cより油冷した場合の変形率を第12図に示したが、長さ方向は焼入温度の上昇に伴い漸次減少するに反し、直径は800°C焼入で極大を示し、それ以上の温度では、その膨脹傾向をむしろ減ずる。第13図の浸炭しない試料の焼入変形率と対比すれば浸炭層の変形に及ぼす効果が明らかとなる。

E. Ameen 氏⁽⁷⁾によって確められたように、熱応力変形が主体の場合、球状以外の形状の物体は冷却によってすべて球体に近づくように変形するという説が一般に支持されているが、これを正しいとすれば、本試験のような丸棒状試料では、焼入により長さが減少し、直径は膨脹するのが普通であり、第13図はこれと符合している。第12図の浸炭試料においても同様な傾向でやはり熱応力形の変形が主体であることがわかるが、800°C以上の直径の収縮傾向および長さの収縮率の減少は、残留オーステナイトの生成による変形傾向の変化によって説明される。かかる温度範囲を除外すれば、浸炭層は直径の膨脹および長さの収縮傾向を加速するものとみてさしつかえないであろう。

6. 結 言

以上 YGM1 鋼に関する種々の問題点について調査研究した結果の一部を述べたが、これを要約すれば次のとおりである。

- (1) 本鋼の焼鈍法として3種類考えられるが、これらのおのおのについて吟味し、その推奨すべき施行法を述べた。
- (2) 本鋼の恒温変態曲線図を示し、恒温焼鈍法および完全焼鈍法の参考とした。
- (3) 20~60°Cの焼入油を用いる場合は焼入温度として790~830°Cの範囲を選ぶならば安定な表面硬度をうる事ができる。
- (4) サブゼロ処理による表面硬度の挙動を調査した結果、810°C油焼入においては残留オーステナイトの生成による表面硬度の低下は比較的少ないといえる。
- (5) 本鋼の浸炭部焼入性はC量が約0.9%で最大となる。また冷却速度の速い範囲内ではC量が1.0%以上でも表面硬度は低下しない。浸炭部の焼入性および表面最高硬度の観点より本鋼の浸炭部C量は0.9~1.0%が最適と思われる。したがってガス浸炭を行う場合にはガス露点として-10~-12°Cを選ぶことが望ましい。
- (6) ガス浸炭時における浸炭性を SCM 21, SNC 22, SNC M25と比較した結果、本鋼の浸炭性は SCM 21のそれと類似しており、同一Cポテンシャルに対する表面C量はNi含有鋼よりも大であり、浸炭深さも大となる。SCM 21と比較すれば、表面C量はやや低下する。
- (7) $8\phi \times 80\text{mm}$ 試料の変形率試験の結果、800°C焼入で変形量は最大となり、それ以上では浸炭部における残留オーステナイトの生成によって減少する。変形傾向は熱応力形であるが、浸炭層は直径の膨脹および

長さの収縮を促進する。

以上のほかに歯車用肌焼鋼として調査すべき事項（前報に報告せるものを除く）として、被切削性、ガス浸炭時の諸特性、表面疲労、浸炭焼入時の表面の残留応力分布などがある。これらは今後、歯車材の性能を進歩させて行く上にもぜひ解明して行かなければならない問題であり、また鋼種選定における重要な因子となるものである。今後機会を得て上記の問題についての研究結果を発表したいと考える。

最後に本研究に対して種々ご指導をいただいた日立金属工業株式会社安来工場小柴冶金研究所長に厚くお礼申しあげる。

参考文献

- (1) 新持, 清永: 日立評論 39, 1450 (昭 32-12)
- (2) W. Steven, D. R. Thorneycroft: J. Iron & Steel Inst. 187, 15 (Sep. 1957)
- (3) H. U. Meyer: Stahl u. Eisen 76, 68 (1/26. 1956)
- (4) R. S. Archer, V. A. Crosby, G. A. Timmons Iron Age 177, 96 (Feb. /23. 1956)
- (5) E. Houdremont, H. Schrader: Arch. Eisenhüttenwes. 8, 448 (Apr. 1935)
- (6) T. W. Ruffle: Metal Treat, & Drop Forg, 25, 475 (Nov. 1958)
- (7) E. Ameen: Trans. A. S. M. 28, 472 (1940)

製品紹介

本州製紙株式会社釧路工場納
超大形カレンダーロール

日立金属工業株式会社若松工場が本州製紙株式会社釧路工場に納入した予備品を含む3セット全量の超大形カレンダーロールは、テーパーネック方式を採用した新設計であるが、技術の総力をあげて製作し、ことに新鋭ラジス研削盤による仕上面は驚異的な鏡面仕上である。34年8月通紙試運転を終え操業に入った。おもなる仕様は第1表のとおりである。

第1表 本州製紙株式会社釧路工場
カレンダーロール仕様表

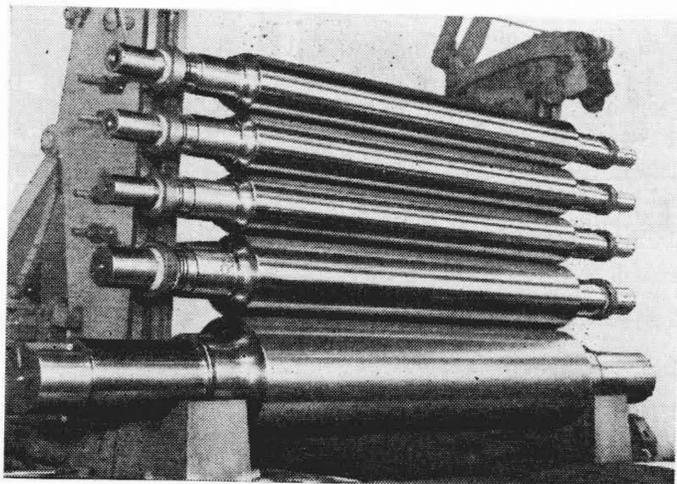
用途	寸法 (mm)	材質	数	単重 (kg)	硬度 (H.S)
ボトムロール	815×5.080×6.905 (32×200 in)	合金チルド	3	21.800	75~79
中間ロール(中空)	380×5.080×6.370 (15×200 in)	合金チルド	12	5.200	75~79
中間ロール	380×5.080×6.370 (15×200 in)	合金チルド	9	5.200	75~79

新三菱重工株式会社三原製作所納
(需要先十条製紙株式会社釧路工場)
超大形カレンダーロール受注

このほど日立金属工業株式会社が新三菱重工株式会社三原製作所（需要先十条製紙株式会社釧路工場）より受注した超大形カレンダーロール1セットはわが国最大のもので、製紙機械の大形化に伴いロールもますます大形化し、かつテーパーネックの新方式を採用したきわめて高精度のロールである。おもなる仕様は第2表のとおり。

第2表 新三菱重工株式会社三原製作所
カレンダーロール仕様表

用途	寸法 (mm)	材質	数	単重 (kg)	硬度 (H.S)
ボトムロール	1,016×6,800 ×9,150 (中空)	合金チルド	1	45.000	74~78
中間ロール	457×6,800 ×8,250 (中空)	合金チルド	7	9.000	74~78



本州製紙株式会社釧路工場納カレンダーロール