

Photo. 1. Microstructure of Cr-Mo case-hardening steel.

ともかなり後退し焼入性はいちじるしく良好となる。パーライト域とベーナイト域が分れるようになり、パーラ

イト域の 600°C ~ 550°C ではフェライトが析出しないで直接パーライトが析出する。ベーナイトの高温域ではまず針状のフェライト (pro bainitic ferrite), ついでベーナイト, そして最後にパーライトが析出する (Photo. 1(b)). ベーナイト域のパーライト開始線はパーライト域のその延長とは一致しないで、より短時間側に移動する。HULTGREN¹⁾ は Cr 鋼および Mo 鋼において高温域と低温域の両方にパーライト変態を認めている。そして低温部のパーラ

イトを smooth pearlite と名づけ、高温部のパーライトよりも Cr 濃度が低いとしているが、温度が低くなつて合金元素の拡散が困難となり基地の合金元素濃度に近いものになるであろうことは容易に考えられる。

変態温度が低くなるにつれてフェライトおよびパーライト組織は微細になり硬度は高くなるが、ベーナイトが生成し始めると急に低下する。そしてさらに温度が低くなつてベーナイト組織が微細化し始めると硬度はまたたび上昇する。しかしベーナイト域で 500°C の硬度が 475°C の硬度より高いが、これは上述の低温域における微細なパーライトの生成によるためと考えられる。

0.65% C は大体共析組織で、パーライト域ではフェライトを析出することなく直接パーライトを生成し、nose は 0.5% C よりもさらに長時間側に移動する。0.65% C の上部ベーナイト域では probainitic ferrite の析出があるが、ベーナイトとほとんど同時に析出するため変態図の上には示されていない。また、炭素濃度がかかなり高いので、炭化物の析出の多いベーナイトが生成する (Photo. 1(c)).

1% C になるとパーライト域では初析のセメントイトが析出しその開始線はかなり短時間側にあるのみならず、パーライト変態もいちじるしく短時間側に移動する。

文 献

1) A. HULTGREN: Rev. Mét., 50 (1953), 737~760, 847~867.

621, 1785, 51-977 = 669, 14, 018, 298, 2
 = 669, 15, 24, 26, 174 - 194, 56 = 669, 112, 227
 (145) 現用肌焼鋼の高温浸炭について

日立製作所亀有工場 佐々木 敏 美

High-Temperature Carburizing of Commercial Case-Hardening Steels.
 Toshimi SASAKI.

I. 緒

言 147B ~ 1475

最近各方面で高温浸炭が行なわれてきた。浸炭温度を上げる目的は、深い浸炭層を短時間に得ることにより原価を低減させるにある。

現在広く行われている 930°C の浸炭温度では 2mm 程度の浸炭層を得るのに 10h 以上を要し、2~3mm の

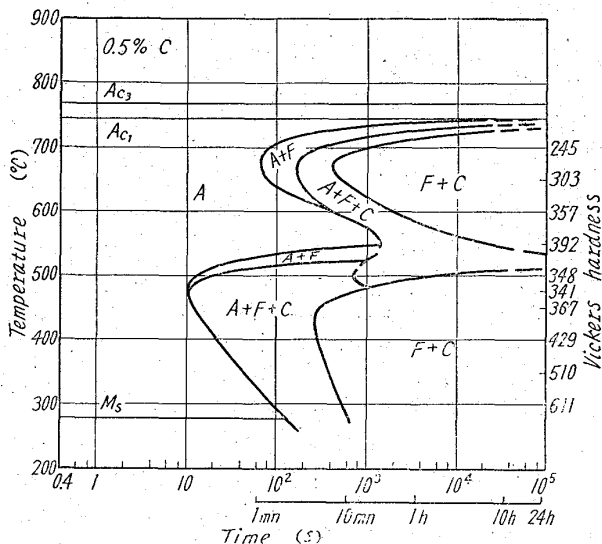


Fig. 2. Isothermal transformation diagram of Cr-Mo case-hardening steel (0.5% C).

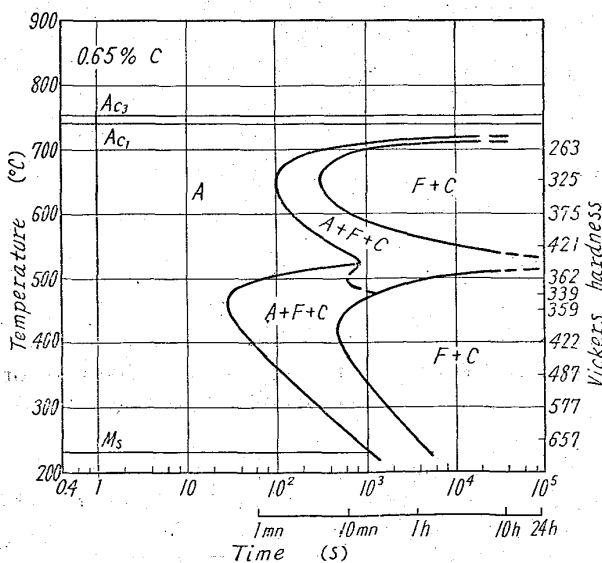


Fig. 3. Isothermal transformation diagram of Cr-Mo case-hardening steel (0.65% C).

Table 1. Chemical analysis of specimens (%).

Steels	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	Initial G.S. No.
SNC21	0.15	0.22	0.55	0.015	0.011	2.29	0.35	0.02	7.0
SNC22	0.14	0.25	0.50	0.018	0.009	3.00	0.80	0.02	7.0
SNCM23	0.22	0.31	0.60	0.011	0.012	1.75	0.46	0.25	7.0
SNCM25	0.18	0.31	0.53	0.019	0.015	4.05	0.76	0.22	8.5

Table 2. Kinds of test pieces.

Size of T.P.	Kind of examination
10φ × 20mm 8φ × 20mm 11 × 11 × 55mm	Austenite grain size Microstructure and hardness Impact test

浸炭層を得る目的に対してはなほだ経済的でない。そこでわれわれは浸炭温度を 1000°C ~ 1100°C に上げていわずに高温浸炭を行い、この目的を達せんとした。

1000°C ~ 1100°C の温度で浸炭を行なうに当つて問題になるのは、浸炭ガスのバラツキや浸炭炉の問題と共に、浸炭される肌焼鋼がこのような高温にさらされると結晶粒が粗大化し機械的性質が低下することである。

従来一般にはこの範囲の温度に一旦加熱された鋼は、機械的性質の低下がいちじるしいとされてきたが、鍛中の AIN の挙動に関する詳細な実験の結果、加熱後の熱処理を適当に行なえば結晶粒の粗大化をまぬがれ得る事実も認められてきている。そこでわれわれには現用の肌焼鋼を使用して高温浸炭を行なうことの可否を検討した。

II. 実験および実験方法

実験に用いた鋼は Table 1 に、また試験片の寸法は Table 2 に示す。これらの試験片を 930°C ~ 1100°C の温度で浸炭したのち(1)オーステナイト結晶粒度(2)浸炭焼入層の硬度ならびに組織(3)心部の硬度ならびに各温度におけるシャルピー衝撃値を測定した。

(1) オーステナイト結晶粒度

オーステナイト結晶粒度は JIS 酸化法によつて測定した。浸炭は各温度で 1, 3, 5 および 8 h に行ない、おのおの場合直接焼入および間接焼入を行なつた。直接焼入は各浸炭温度から水(油)冷するのに対し間接焼入は浸炭後一旦炉冷後、二次焼入温度まで再加熱して水(油)冷した。なおここで行なつた実験は、実際に浸炭は行なわず N₂ 雰囲気中で加熱のみを行なつたものである。

(2) 浸炭焼入層の硬度ならびに組織

オーステナイト結晶粒度試験の結果、直接焼入によるものは結晶粒度の粗大化がいちじるしくしかも混粒となつたので、ここでは間接焼入のみを行なつた。

浸炭時間は各温度において 1, 3, 5 および 8 h の 4 種類で、浸炭ガスの露点は 930°C では -9.5°C ± 0.5°C であるほかはすべて -11.5°C ± 0.5°C で、これは表面炭素濃度が共析組成となるように選んだものである。

焼入はすべて油焼入とし、焼入れの済んだ試験片は焼入後検鏡ならびに微小硬度計による浸炭層の硬度分布測定を行なつた。

(3) 心部の硬度ならびにシャルピー衝撃値

シャルピー衝撃試験はまず常温で直接焼入によるものと間接焼入によるものの比較を行なつた。1000°C ~ 1100°C の各温度で 5 h 浸炭した試験片を、各条件毎に 4 本ずつ直接焼入および間接焼入を行なつた。この場合の浸炭時間は 5 h のみである。

つぎに遷移曲線と浸炭温度の関係を調べるために、SNC22, SNCM23 および SNCM25 の 3 鋼種を 1000°C × 8 h, 1050°C × 5 h および 1100°C × 3 h 浸炭後間接焼入を行ない、各鋼種および各浸炭条件毎に遷移曲線を求めた。ここで SNC21 を除外したのは、最初の実験においてシャルピー衝撃値の低下がいちじるしかつたゆえである。浸炭条件をとくに変えたのは、各温度で 3 mm の浸炭層が得られるような浸炭時間を選択したためである。

この項の実験はオーステナイト結晶粒度試験の場合と同じく加熱のみを施した。試験片はすべて U 切欠き、JIS 3 号衝撃試験片とした。

III. 実験結果および考察

(1) オーステナイト結晶粒度

オーステナイト結晶粒度は、本実験の範囲内では浸炭時間には影響されなかつた。直接焼入で SNC21 および SNCM23 が、各浸炭温度で粒度番号 3 ~ 4.5 程度の粗粒となるが後は浸炭温度の上昇とともに粒度番号が 1 ~ 2 下つて 6 程度になる。

直接焼入と間接焼入の比較によるいちじるしい相違は混粒の程度である。直接焼入を行なつたものは混粒がいちじるしいが、間接焼入を行なつたものは齋粒である。

混粒のあるものは当然機械的性質にバラツキを与えることが予想されるので、やはり高温浸炭では間接焼入によるのが好ましいと考えられる。

(2) 浸炭焼入層の硬度ならびに組織

浸炭温度、時間と浸炭焼入層の深さの関係を Fig. 1 に示す。浸炭温度の上昇は浸炭速度をいちじるしく上昇させる。

浸炭層の焼入組織は、浸炭温度による変化は認められ

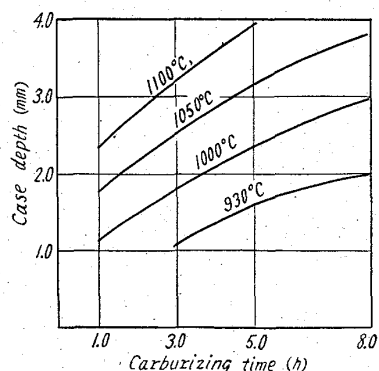


Fig. 1. Relation between case depth and carburizing conditions.

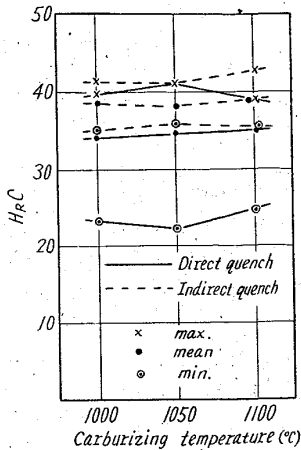


Fig. 2. Core hardness of carburized SNC 22 steel. (Carburizing time=5h)

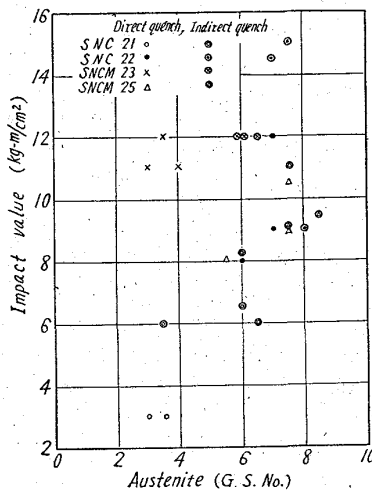


Fig. 3. Relation between austenite grain size number and impact value of carburized case-hardening steels at various carburizing temperatures.

図によれば概して間接焼入のものが結晶粒が細かく、シャルピー衝撃値も高い。衝撃値は SNC 21 は低下がいちじるしく、SNCM 23 は結晶粒が比較的粗くとも高い値を保っていることが注目される。結局結晶粒度は浸炭後の熱処理によつて細かくすることができ、さらに SNCM 23 の場合のように結晶粒度にかかわらず靱性を良好ならしめ得ることもある。これは今後の研究課題となるが、高温浸炭用肌焼鋼として Mo をある程度含有させることおよび炭素量を比較的多い目にとることは機械的性質の上からよい方法であると考えられる。

常温から -100°C までの遷移曲線を測定した結果でも、各鋼種ともとくに浸炭温度による相違は認められなかつた。

IV. 結 言

- (1) 高温浸炭後間接焼入を行うと結晶粒は細晶粒となる。
- (2) この場合のシャルピー衝撃値は、遷移温度を合

ない。心部の焼入組織は浸炭温度が高くなるにしたがい、フェライトが少なくなっている。これは結晶粒が粗大化することによつて焼入性がよくなつたためと推察される。

(3) 心部の硬度ならびにシャルピー衝撃値

心部硬度は各鋼種とも浸炭温度による差は認められなかつた。しかし直接焼入と比較すると間接焼入の場合にいずれも HRC 2~3 程度高い硬度を示す。さらに混粒に起因すると考えられるバラツキも間接焼入の場合に少ない。このようすを SNC 22 の場合について Fig. 2 に示す。

常温における衝撃試験の結果は、直接焼入および間接焼入の場合とも浸炭温度の上昇によつて衝撃値が若干低下する。結晶粒度との関係を Fig. 3 に示す。同

めて、浸炭温度にほとんど影響されない。

(3) 直接焼入を行なつた場合には、結晶粒度および機械的性質は浸炭温度が高くなるにしたがつて若干粗くまたは低下するが、間接焼入を行なつた場合とのいちじるしい相違はバラツキが大きくなることである。

(4) SNC 21 は高温浸炭はできない。

621, 785, 019, 7, 669, 14, 018, 25
669, 15, 126, 27, 74-194
(146) Mn-Cr-W 系不変形用工具鋼の

焼歪について 62326

東京工業大学 工博 横山均次
横浜市立大学 工博 松倉恒夫
東京工業大学 漆原富士夫
島田捷彦

On the Quenching-Deformation of Mn-Cr-W Non-Deforming Tool Steels.

Dr. Kinji YOKOYAMA, Dr. Tsuneo MATSUKURA, Fujio URUSHIBARA and Katsuhiko SHIMADA.

I. 緒 言 1475~1477

C 約 1%, Mn 約 1%, Cr 0.5~1%, W 0.5~1% 含有の工具鋼はいわゆる不変形用鋼として精密を要する機械器具に多く用いられるが、Mn, Cr などの含有量の多少が上記の成分範囲においても熱処理による変形の程度にかなり鋭敏に影響することが経験され、このことはこの種の鋼の使用目的の上からも重要なことと考えられる。

本研究は以上の主旨にもとづいて、Mn, Cr, W 量を変化させた一連の工具鋼の焼歪について考究したものである。

II. 試料および実験方法

この研究に使用した鋼試料の化学組成は Table 1 に示すとおりである。表中鋼 S1~S12 は高周波電気炉によつて、SK 3, フェロタングステン, 金属クロム, 金属マンガンを主原料として溶製した後鍛造, 焼鈍したものであり、鋼 M, H は JIS SKS 3 に相当する市販鋼で

Table 1. Steels investigated.

Steels	Chemical composition (%)				
	C	Si	Mn	Cr	W
S 1	0.91	0.49	0.85	0.53	1.02
S 2	0.91	0.46	1.05	0.54	1.09
S 3	1.00	0.44	1.41	0.54	0.98
S 4	0.89	0.28	0.81	0.55	0.44
S 5	1.02	0.21	1.22	0.53	0.29
S 6	1.07	0.23	1.27	0.52	0.37
S 7	0.92	0.23	0.78	1.04	0.86
S 8	1.07	0.26	1.12	1.08	0.92
S 9	1.05	0.23	1.36	1.13	0.86
S 10	1.07	0.24	0.87	1.10	0.33
S 11	1.04	0.23	1.12	1.09	0.35
S 12	1.03	0.22	1.37	1.04	0.37
M	0.85	0.27	0.94	0.74	0.45
H	0.94	0.22	1.02	0.92	1.00