

- 1) 池島俊雄: 高温度に於ける鋼の変形抵抗に関する研究, 昭和 24 年 5 月, 扶桑金属工業報告
- 2) Ludwik, P.: Element der technologischen Mechanik, 1909.
- 3) Nadai, A. and M. Manjoine: High Speed Tension Tests at Elevated Temperatures, J. of Applied Mechanics, 1941, pp. 77~91.
- 4) Miller, R.F.: Influence of Strain Rate on Strength and Type of Failure of C-Mo Steel. Trans, ASM. 1943, pp. 817~848.
- 5) Gensamer, M.: Strength of Metals under Combined Stresses. ASM., 1941.
- 6) Hollomon, J. H.: Tensile Deformation. Trans. AIME. 1945, p. 268.
- 7) Zener, C. and J. H. Hollomon: Plastic Flow and Rupture of Metals, Trans. ASM. 1944 pp. 163~235.
- 8) MacGregor, C.W. and J.C. Fisher: Tension Tests at Constant True Strain Rates, J. of Applied Mechanics, Dec., 1945.
- 9) Hennecke, H.: Warmstauchversuche mit Perlitischen, Martenitischen und Austenitischen Stählen, St. u. E., 1928, pp. 315~316
- 10) Siebel, E. and E. Fangmeier: Versuche über den Formänderungswiderstand und den Formänderungsverlauf beim Warmwalzen von kohlenstoffarmen Flußstahl. Mitt. des K.-W.-Inst. für Eisenforschung, 1930, pp. 225~244.

## 硼素鋼の研究(I)\*

(含硼素 Cr, Cr-Mo 肌焼鋼および強靱鋼の焼入性, 機械的性質および滲炭性について)

小柴定雄\*\*・田中和夫\*\*\*・稲田朝雄\*\*\*

### INVESTIGATION OF BORON STEEL (I)

*Sadao Koshiba, Kazuo Tanaka and Asao Inata*

#### Synopsis:

Effects of B on the transformation, hardenability, quenched and tempered hardness, and mechanical properties etc. of Cr and Cr-Mo case-hardening steels and high-tensile steels were investigated. The results obtained were as follows.

The  $Ac_1$  points were not affected by addition of 0.001 to 0.011% B, but the  $Ac_3$  points were raised, while the  $Ar$  points were lowered. In this range of B contents, about 0.003% B is most effective to increase the hardenability.

The quenched and tempered hardness of both Cr and Cr-Mo case-hardening steels containing B was higher than that of those steels contains no B at tempering temperature of 200~300°C, but the hardness of the formers decreased remarkably when tempered at about 400°C at which there was no difference between them. High-tensile steels had the same inclination.

The yielding point and tensile strength increased, while the elongation and reduction and reduction of area decreased by adding B, but the impact value of case-hardening steels decreased and that of high-tensile steels increased a little. The effect of B on carburizing property of case-hardening steels was not so remarkable and the carburized depth increased a little by adding B.

#### I. 緒言

アメリカにおいては各種肌焼鋼および低合金鋼に微量のBを添加して焼入性を増大せしめ, もつて Ni, Cr, Mo, Mn その他の焼入性増大元素の節減をはかっている。

またわが国においても最近硼素鋼に関する各種の研究が進められているがBの効果については未だ充分究明

\* 昭和 29 年 10 月本会講演大会にて発表

\*\* 日立製作所安来工場, 工博

\*\*\* 日立製作所安来工場

されていないようである。

一方著者等もこれが研究を行つているが、本報はCr、Cr-Mo 肌焼鋼および強靱鋼に B 0.001~0.011% 添加したものにつき種々検討せる結果を報告する。

## II. 試料および実験方法

試料は 50kg 高周波電気炉により、各種差物材料熔落後 Fe-Si を適宜用いて鋼湯を鎮静した後 Al 0.05% にて脱酸後直ちに一部の鋼湯を 8kg 鋼塊に鑄造し、残部は引続き Al 0.01% にて脱酸後 Table 1 に示す如き

Table 1. Chemical composition of Fe-Ti-B

Name	C	Al	B	Ti
Fe-B(2)	0.013	11.10	1.82	17.49

Fe-Ti-B を 0.001% (配合率) 添加後直ちに同様 8kg 鋼塊を鑄造、爾後通電のまま鋼湯を鑄造温度に保持しそれぞれ Fe-Ti-B 0.002, 0.003, 0.005% をその都度 Al 0.01% にて脱酸後添加し鑄造した。この場合各試料の Al 添加より鑄造終了までの平均所要時間は約2.5mn である。又鋼湯の脱室は添加せる Fe-Ti-B 中に含有せる Ti により別途添加は行わなかつた。

これら各試料の化学成分を Table 2 に示すが B 量は添加量であり、各ガス量は真空熔融ガス分析法により

1,500°C における抽出量を示す。

次に上記各試料を 15, 22 および 32mm 角に鍛伸後 900°C にて焼準し下記の如き実験方法により種々検討した。

### (1) 変態点の生起状況試験

径 7mmφ, 長さ 70mm の試料を用い本多式熱膨脹計により測定した。ただし最高加熱温度は 900°C とし 10mn 保持した。又この場合加熱および炉冷速度は 5°C/mn である。

### (2) 焼入性試験

Jominy 式焼入性試験法<sup>1)</sup>により肌焼鋼系のもは、900°C, 強靱鋼系のもは 870°C よりそれぞれ一端水冷後、水冷端よりの硬度変化をロックウェル硬度計により測定した。

### (3) 焼入、焼戻試験

10×10×10mm 角試料を用い肌焼鋼系のもは 900°C より強靱鋼系のもは 870°C より油焼入後 100~700°C の各温度にそれぞれ 1h 加熱焼戻後ロックウェル硬度を測定した。

### (4) 機械試験

試料を径 14mmφ 4号抗張試験片およびシャルピー衝撃試験片に荒仕上後肌焼鋼系のもは 900°C より油焼入し、200°C 焼戻、強靱鋼系のもは 870°C 油焼入後 650°C にて焼戻処理後、正規の寸法に研磨仕上し、

Table 2. Chemical composition and grain size of specimens.

\* annexation

Specimens	C	Si	Mn	P	S	Ni	Cr	Mo	B*
<b>Cr Case hardening steel</b>									
A-1	0.13	0.08	0.43	0.015	0.011	0.13	1.06	—	—
A-2	//	0.10	0.42	—	—	0.12	1.07	—	0.001
A-2	0.10	0.05	//	—	—	0.13	1.05	—	0.003
A-3	//	0.04	0.37	—	—	0.12	1.04	—	0.006
A-5	0.11	0.03	0.27	0.015	0.010	0.15	0.96	—	0.011
<b>Cr-Mo Case hardening steel</b>									
B-1	0.09	0.09	0.44	0.016	0.014	0.13	1.10	0.22	—
B-2	0.10	0.08	0.45	—	—	0.12	1.08	0.21	0.001
B-3	//	//	//	—	—	0.13	1.07	0.23	0.003
B-4	//	0.11	0.39	—	—	0.14	1.02	//	0.006
B-5	//	0.09	0.38	0.016	0.014	//	1.03	//	0.011
<b>Cr high tension steel</b>									
C-1	0.49	0.29	0.70	0.016	0.013	0.20	1.07	—	0
C-2	0.50	0.27	0.70	—	—	0.19	1.07	—	0.001
C-3	0.48	0.25	0.72	—	—	0.22	1.11	—	0.003
C-4	0.50	0.26	0.72	—	—	0.22	1.09	—	0.006
C-5	0.48	0.30	0.70	0.016	0.010	0.21	1.10	—	0.011
<b>Cr-Mo high tension steel</b>									
D-1	0.44	0.23	0.67	0.016	0.010	0.22	1.07	0.23	0
D-2	0.45	0.22	0.65	—	—	0.21	1.05	0.24	0.001
D-3	0.42	0.32	0.69	—	—	0.22	1.10	0.24	0.003
D-4	0.40	0.24	0.59	—	—	0.22	1.06	0.24	0.006
D-5	0.40	0.21	0.61	0.015	0.010	0.22	1.08	0.24	0.011

それぞれの機械的性質を測定した。

(5) 滲炭試験

肌焼鋼系各試料の 10×10×90mm 角形試料をエメリーパーにて仕上後、ベンゾールおよびアルコールを用いて表面を清浄にした後滲炭剤、すなわち松木炭粉20~35メッシュのもの30%、35~50メッシュ15%、50~70メッシュ40%および70~100メッシュ15%混合せるものを水分の影響を一定にするため100°Cにて5h加熱後、炭酸バリウム35%および炭酸ナトリウム5%を混合せるものと共に軟鋼製ケース中に封入し、900°Cにて5h加熱後ケースと共に空冷せるものにつき初析フェライトの析出点およびさらにこれを850°Cより焼入したものの50%マルテンサイト+50%トルースタイト点を顕微鏡により10ヶ所以上観測してその平均値を求め、且つマイクロピッカースにより表面よりの硬度変化を測定した。

III. 実験結果

(A) Cr, Cr-Mo 肌焼鋼

(1) 変態点生起状況

Table 3 に実験結果を示す。

すなわち Cr 肌焼鋼においては加熱および炉冷の場合に於いてB添加量0.006%附近までは、変態開始温度はほとんど大差ないが、その終了温度はB添加量0およ

Al	Ti	O	H	N	Grain size G
0.110	0.010	0.0079	0.00005	0.0072	6.2
0.097	"	0.0026	"	0.0075	6.25
0.123	0.030	0.0065	0.00006	0.0073	6.2
0.119	0.024	0.0086	0.00002	0.0084	5.9
0.048	0.009	0.0063	0.00005	0.0073	3.5
0.055	0.033	0.0023	0.00001	0.0081	6.3
0.125	0.012	0.0073	0.00002	0.0088	6.4
0.130	"	0.0022	0.00005	0.0070	6.25
0.050	"	0.0025	0.00006	0.0061	6.2
0.081	"	0.0110	0.00007	0.0049	6.6
0.045	0.013	0.0014	0.00001	0.0047	6.0
0.052	0.007	0.0013	0.00001	0.0045	6.1
0.024	0.077	0.0039	0.00003	0.0067	5.9
0.051	0.011	0.0014	0.00001	0.0054	5.9
0.034	0.027	0.0014	0.00001	0.0049	6.1
0.039	0.007	0.0012	0.00001	0.0063	5.9
0.063	0.007	0.0019	0.00002	0.0060	5.9
0.035	0.011	0.0050	0.00003	0.0051	6.0
0.015	0.007	0.0013	0.00002	0.0058	6.1
0.015	0.011	0.0042	0.00003	0.0079	6.2

Table 3. Results of transition point test on case hardening steel (°C)

Specimens	Transformation due to heating		Transformation due to furnace cooling		Transformation due to air cooling	
	Begin	End	Begin	End	Begin	End
<b>Cr case hardening steel</b>						
A-1	748	835	782	703	683	557
A-2	749	834	780	704	680	566
A-3	751	846	781	721	638	530
A-4	750	847	785	729	656	541
A-5	746	860	797	721	698	557
<b>Cr-Mo case hardening steel</b>						
B-1	756	848	790	711	676	556
B-2	752	854	786	715	639	537
B-3	756	856	793	726	658	548
B-4	756	859	792	738	700	605
B-5	758	854	790	729	553	488

び0.001%附近のものに比し、0.003%以上のものがやや高い傾向にある。なお空冷の場合はB添加量0.003%のものが変態温度最も低く、それ以上ではかえって上昇の傾向にある。又Cr-Mo肌焼鋼においても加熱および炉冷における変態開始温度はほとんど大差ないが、冷却における変態終了温度はB添加により僅かに上昇の傾向を示す。又、空冷の場合も前者とほぼ同様の傾向を示す。

(2) 焼入性試験

まず結晶粒度の影響を検討すべく学振法(滲炭法)に

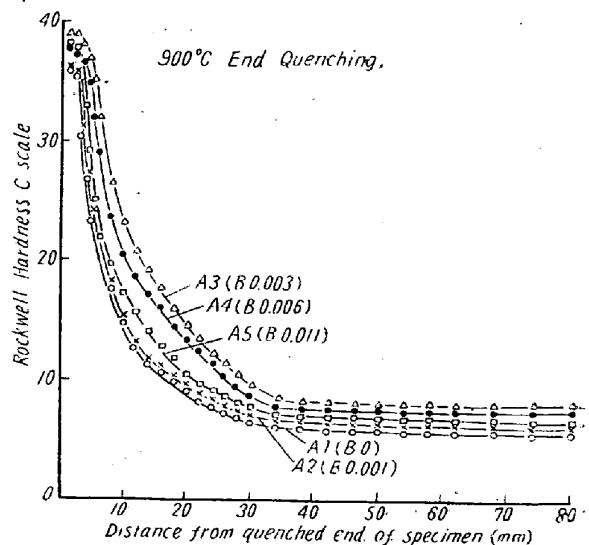


Fig. 1. Results of hardenability test on Cr case hardening steel.

より 925°C の結晶粒度を測定した。その結果を Table 2 に示す。B 0.011% 添加せる Cr 肌焼鋼の粒度はやや大であるがその他はすべて粒度番号 G 6.0~6.5 を示しほとんど大差ない。

Fig. 1 は Cr 肌焼鋼を 900°C より一端水冷せる結果を示すが、図より明らかなる如く 0.001~0.011% の B

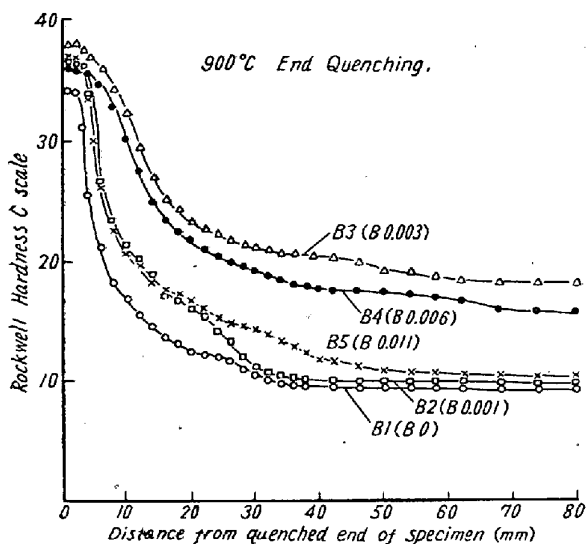


Fig. 2. Results of hardenability test on Cr-Mo case hardening steel.

添加により焼入性を増大し、殊に B 0.003% 附近のものはその効果最も大きく、それ以上ではかえつてこれを低下する。又 Fig. 2 は Cr-Mo 肌焼鋼における試験結果であり前述の Cr 肌焼鋼の場合とはほぼ同様の傾向を示すが、B の効果は前者に比し大である。

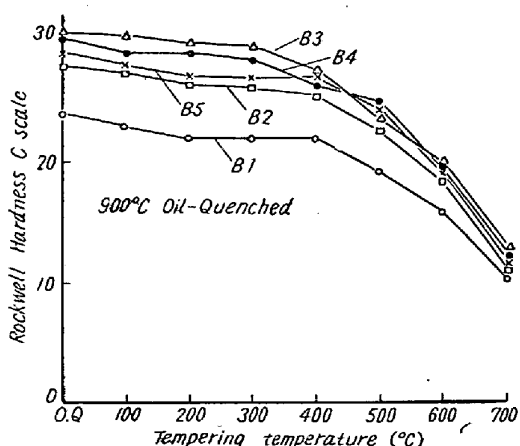


Fig. 3. Relation between tempering temperature and hardness of Cr-Mo case hardening steel.

(3) 焼入, 焼戻試験

Fig. 3. は焼入, 焼戻硬度測定結果を示すが、図より明らかなる如く、焼戻硬度は前述の焼入性試験結果と同

様 B 添加により或る程度増大し、且つ B 添加量 0.003% 附近のものが最も高い。又焼戻温度の上昇と共に 400°C 附近より硬度を減少するが、その傾向は B 添加せるものにおいても大差ない。

(4) 機械試験

Fig. 4 は Cr-Mo 肌焼鋼における試験結果を示す。

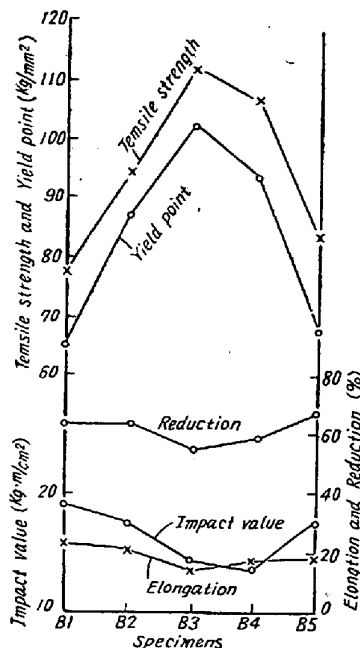


Fig. 4. Mechanical property of Cr-Mo case hardening steel.

すなわち前述の焼入性試験において両鋼種共 B 添加量 0.003% 附近までは B 添加量を増すにしたがい焼入性を増大し、これよりさらに添加量を増すにしたがいかえつて焼入性を低下する傾向を示したが、機械的性質においてもこれと同様な傾向を示し、B 添加量 0.003% 附近までは B 添加量を増すにしたがい降伏点、抗張力を増大し、伸、絞および衝撃値を低下するがそれ以上ではかえつて降伏点、抗張力を低下し、

伸、絞りおよび衝撃値を増大する傾向を示す。尚 Cr 系および Cr-Mo 系鋼の両者を比較した場合、Cr 系に比し Cr-Mo 系鋼は各種の値がやや大である。Cr 系に関する実験結果図は省いた。

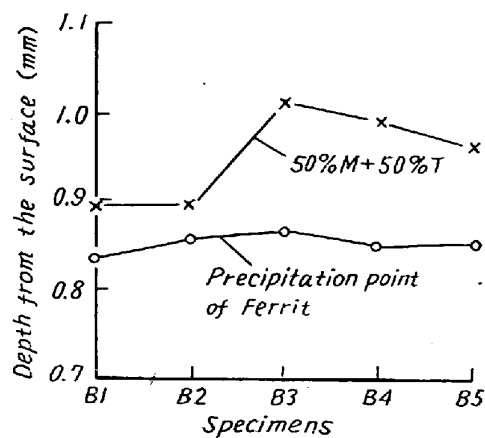


Fig. 5. Results of cementating depth test on Cr-Mo case hardening steel.

(5) 滲炭試験

Fig. 5 は Cr-Mo 肌焼鋼の滲炭せるものにつき測定

せる結果を示す。図より明らかなる如く 0.001~0.011% 範囲内のB添加により表面より初析フェライト析出点までの平均深さを僅かに増大する傾向を示す。又 Cr 系の実験結果は省いたが Cr 系のものに比し Cr-Mo系の方がその滲炭深度はやや大である。又両鋼種においてB 0.00~0.011% 添加せるものは 50% マルテンサイト+50% トルースタイト点までのいわゆる有効焼入深度は他のものに比して大きく、又 Cr 系のものに比し Cr-Mo系の方はその深度が大であるが、これらはいずれも前述の焼入性試験結果と一致した結果を示し、B添加により焼入性が増大したためと思考される。

又マイクロピッカース硬度計により表面よりの硬度変化を測定したが、両鋼種共前述の顕微鏡による測定結果と同様な傾向を示した。Fig. 6 は Cr 肌焼鋼に於ける測定結果を示す。

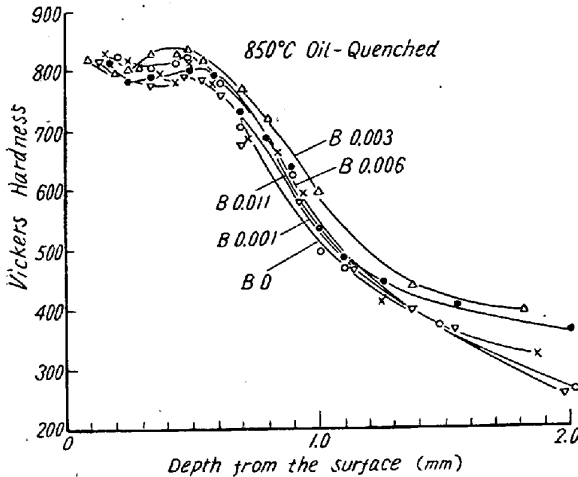


Fig. 6. Results of hardness test from the surface on Cr case hardening steel.

(6) Jominy 試料の組織

次に無BおよびB 0.003% 添加せるものの Jominy 試料の水冷端よりの組織変化につき検討を加えた。

すなわち水冷端においてはいずれもマルテンサイト組織を示すが、両者を比較せる場合 B 0.003% 添加せるものの方がその組織がやや微細である。又水冷端より 10mm の距離においてはフェライトを析出しているが、B 0.003% 添加せるものの方は析出したフェライトの量少なく且つ微細である。すなわちB添加により同一冷却速度においても焼入組織を微細化し、且つ変態速度をおくらせフェライトの量を減少するものと思われ。

(A) Cr, Cr-Mo 系強靱鋼について

(1) 変態点生起状況

Table 4 は Cr および Cr-Mo 系強靱鋼をそれぞれ 900°C より炉冷および空冷せる場合の実験結果を示す。

Table 4. Results of transition point test on high tension steel.

Specimens	Transformation due to heating		Transformation due to furnace cooling		Transformation due to air cooling	
	Begin	End	Begin	End	Begin	End
<b>Cr High tension steel</b>						
C-1	761	794	707	673	376	279
C-3	762	798	700	666	287	193
C-5	763	799	704	669	340	256
<b>Cr-Mo High tension steel</b>						
D-1	781	807	727	697	372	293
D-3	782	811	718	692	205	94
D-5	782	811	724	694	322	292

すなわち加熱の場合両系試料共変態開始温度はB添加により大差を示さないが終了温度はそれぞれ僅かに上昇する傾向を示す。又炉冷および空冷の場合B添加によりそれぞれ変態点生起温度を低下するがB添加量 0.003% 附近のものがその傾向最も大である。

(2) 焼入性試験

学振法(滲炭法)により 925°C における結晶粒度を測定した結果を Table 2 に示すが各試料共それぞれ粒度番号 5.9~6.2 の範囲内にあり、ほとんど大差ない。

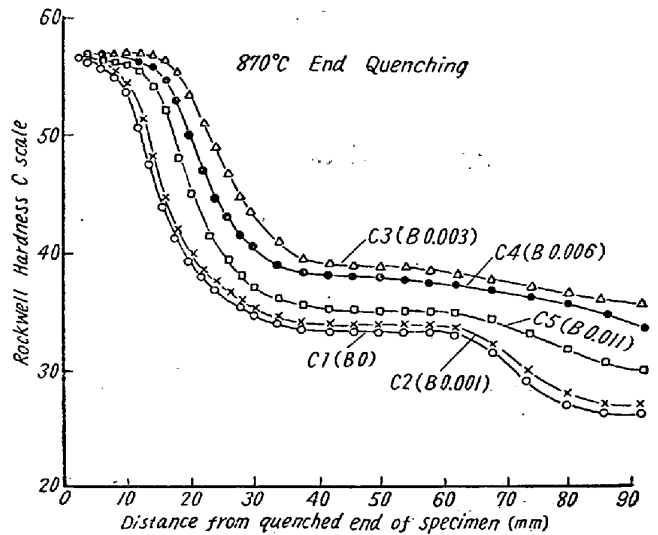


Fig. 7. Results of hardenability test on Cr high tension steel.

Fig. 7~8 は両系強靱鋼につき 870°C より一端水冷せる結果を示す。

すなわち両系強靱鋼共B添加により焼入性を増大するが、B添加量 0.001% においてはほとんど変化なく、

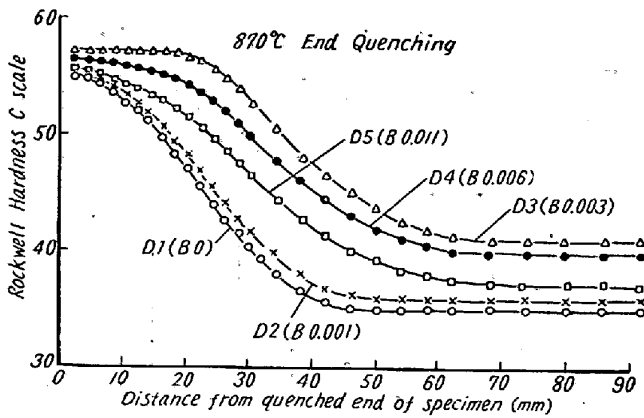


Fig. 8. Results of hardenability test on Cr-Mo high tension steel.

0.003% 附近のものが最も効果大である。なおこの種範囲内の添加量においては 0.003% 以上のものはかえつてその効果を減少する傾向を示す。又 Cr 系のものに比し Cr-Mo 系の方がその効果は大である。

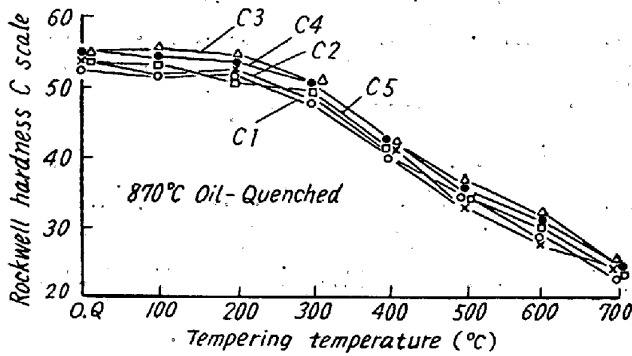


Fig. 9. Relation between tempering temperature and hardness of Cr high tension steel.

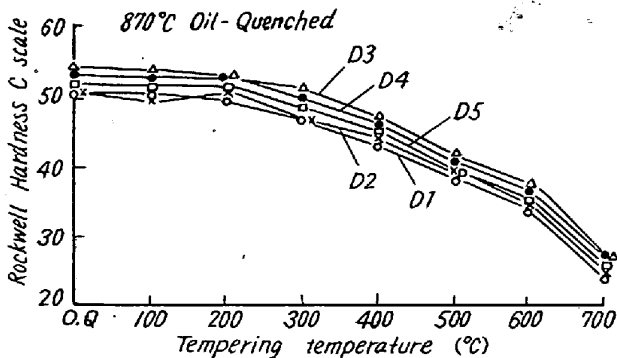


Fig. 10. Relation between tempering temperature and hardness of Cr-Mo high tension steel.

(3) 焼入および焼戻試験

Fig. 9~10 は両系強靱鋼を焼入、焼戻せるものの硬度測定結果を示す。

すなわち両系強靱鋼共 B 添加により焼入硬度を増大し焼入性試験結果と同様なる傾向を示す。又焼戻温度の上

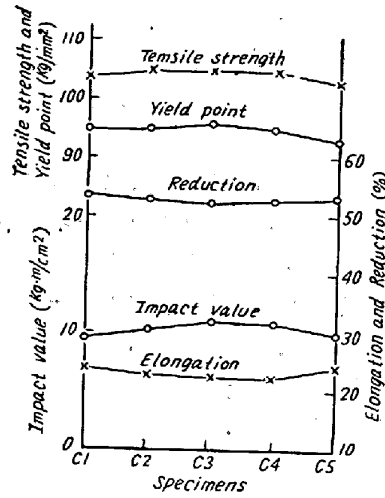


Fig. 11. Mechanical property of Cr high tension steel.

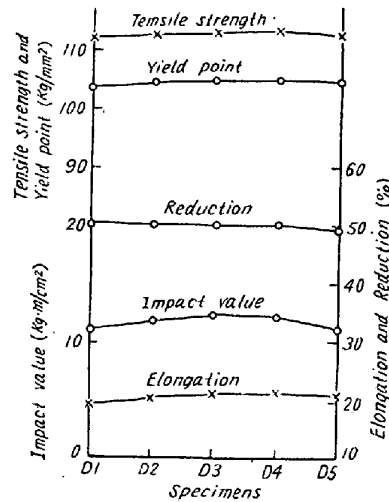


Fig. 12. Mechanical property of Cr-Mo high tension steel.

昇と共に約300°C 附近より硬度を低下するが、いずれの場合も B 0.003% 添加のものは硬度が高い。

(4) 機械試験

両系強靱鋼につき各種の機械的性質を測定せる結果を Fig. 11および Fig. 12 に示す。

すなわちこの結果によれば B 添加により降伏点および抗張力はやや増大し、かつ衝撃値も幾分増大するようと思われるがその傾向は明らかでない。したがって前述の肌焼鋼の如く B 添加による顕著な差異はこの場合認められない。

IV. 結 言

含硼素 Cr, Cr-Mo 系肌焼鋼および強靱鋼につき変態点生起状況、焼入性、焼入、焼戻硬度、機械的性質、滲炭性および組織変化等につき検討した。その結果は次の如くである。

(1) 加熱変態の開始温度には影響ないが終了温度を上昇し又炉冷、空冷の場合の変態温度を低下するが B 0.003% 附近のものがその傾向最も大である。

(2) 両鋼種共その焼入性を増大するが B 0.003% 附近のものがその効果最も大にして、これより添加量を増減するにしたがい、かえつてこれを低下する傾向を示す。なお Cr 系に比し Cr-Mo 系の方がその効果大である。又焼入、焼戻硬度試験においても同様なる結果を示すが B 0.003% 添加のものの硬度は高い傾向にある。

(3) この種範囲内の B 添加により降伏点、抗張力を増すが伸、絞、衝撃値は肌焼鋼においては低下の傾向を示すが、強靱鋼においては大差なく、又肌焼鋼の滲炭深度

をやや増大する傾向を示すがほとんど大差ない。

文 献

(昭和 29 年 11 月寄稿)

1) ASM Metals Handbook 1948 p. 489

## 耐熱鋼の研究(VIII)\*

(16-25-6 合金の析出物の固溶体化現象に就いて)

浅野栄一郎\*\*

### STUDY ON HEAT-RESISTING STEEL (VIII)

*Eiichiro Asano*

#### Synopsis:

The precipitation phenomena of Timken 16-25-6 alloy, the heat resisting steel for gas turbine, have already been reported in this journal. The effect of solution-treatment was studied and reported in relation to aging in (I) and (VI) of this series. In this report, the solution phenomena of precipitated particles were researched. There were nine kinds of samples, each having different amounts of C, Mo, and N contents, including the standard 16-25-6 alloy. For the purpose of studying the influence of varied contents of added elements on solution-treatment, eight groups were made by various combination of the nine samples. (see Table 1)

Before solution-treatment, which is the purpose of this reports, all samples were treated to finish or almost finish the precipitation in two ways (A) and (B). In (A), samples were heated at a rather high temperature (ex. 950°C, 900°C, and 850°C etc.) for more than several hours respectively after usual solution-treatment (1150°C×1h), and then kept at 700°C more than 100 hours. This meant the coagulating of precipitated particles, besides finishing the usual precipitation. In (B), samples were aged at 800°C for from 100 hours to 150 hours after usual solution-treatment. (B) meant the samples got stable high hardness and general precipitation more or less by aging. Samples, treated in (A) way, were heated at three grades of temperature 1000°C, 1150°C, and 1230°C for 2 hours respectively for solution-treatment. Samples, treated in (B) way, were heated at three grades of temperature, 1000°C, 1100°C, and 1200°C for from 10 minutes to 7.5 hours. All samples, which were solution-treated in each temperature and time, were tested by Vickers hardness tester and observed through microscope to study the dissolving phenomena of precipitated particles.

In (A), the precipitated particles were not yet dissolved by heating at 1000°C for 2 hours, but dissolved at 1150°C and annealing twins were observed. When the samples were heated at 1230°C annealing twins were easily seen and grain coarsening was also observed.

In (B), the softening of hardness by heating was almost parallel with the dissolving phenomena of precipitated particles. Some samples showed that the heating temperature 1000°C was not enough for solution-treatment of precipitated particles. The process of dissolving of precipitated particles was clearly observed during heating at 1100°C. The temperature 1200°C was too high to watch the process, because solution-treatment finished and annealing twins appeared after 10 minutes heating. The effect of C, Mo, and N content in 16-25-6 alloy on solution-treatment was also discussed. The samples of low carbon showed rather low hardness at both aged condition and solution-treated condition. More Mo samples meant more difficulties than with the low Mo samples. N showed similar influence with Mo, except the samples denitrogenized by the addition of Ti. In this report, the particles which were

\* 昭和 29 年秋期大会にて発表 \*\* 東都製鋼 K.K. 技術部