

2h→A. C の調質処理を行い機械的性質を調べた結果、直径の差による機械的性質の相違は殆んど認められず又本鋼種は 1% 炭素鋼及び Si-Mn 鋼に比較して降伏比が大なる特徴があり且つ靱性の面においても良好であるのが明らかとなった。

VI. 結 言

主として焼入性及び顕微鏡組織の面より Si-Mn 鋼及び Cr-B 鋼の性質を比較した結果、次の如き特徴が認められた。

1) Cr-B 鋼は Si-Mn 鋼及び 1% 炭素鋼に比較して焼入性は遙かに良好であり 50 mmφ を油焼入した際も Cr 量、調節により殆んど質量効果が生じなくなる。

2) 等温変態曲線を見ると、Si-Mn 鋼は概ね C 曲線を示し初析フェライトの析出も早いが明瞭なベイナイト鼻は有しない。一方 Cr-B 鋼は明瞭な Double nose となり且つ変態開始及び終了が遅く特に初析フェライトの析出が著しく抑制せられる。

3) Jominy 一端焼入試験片について不完全焼入時の組織を電子顕微鏡により観察した結果、Si-Mn 鋼は著しく早期に粒界及び粒内に初析フェライトを生じ、これが進行するとベイナイト状組織を生ずることなく粒状の微細パーライトが出現する。これに対し Cr-B 鋼では初析フェライトの析出は顕著でなく結晶面に直線上に走るベイナイト組織を生じ、水冷端よりの距離が増すと始めて微細パーライトが出現しベイナイトを置きかえる。

4) 前項の不完全焼入組織の差異は両鋼種の等温変態曲線の相違と密接な関連を有することが指摘された。Cr-B 鋼においては焼入性の改良により従前の鋼種に比し遙かに太いものに対しても良好な材力を与え得ることが明瞭とされた。

終りに本研究の一部を担当されし小川権雄、西田源泉両氏に謝意を表します。

文 献

- 1) 河井, 井上, 小川; 本誌 39 (1953) 6, 602
- 2) 河井, 井上, 小川; 本誌 39 (1953) 7, 716
- 3) 河井, 小川; 本会第 42 回講演大会大要 (1951)

(56) 肌焼鋼の低温焼戻脆性に及ぼす Al, Ti 及び B の影響

(Effect of Al, Ti and B Addition on the Embrittlement of Case-hardening Steel as Tempered at Low Temperature)

Kiyoyuki Ogawa, Lecturer, et alius.

東京大学工学部 教授 工博 芥 川 武
東京大学大学院学生 工〇小 川 清 行

I. 緒 言

鋼の低温焼戻脆性に関しては最近 T. Swinden & G. R. Bolsover¹⁾, H. Schrader, H. J. Wiester u. H. Sepmann²⁾, P. Payson³⁾, 高尾, 国井⁴⁾, 河井, 益子, 西田⁵⁾ その他の研究があるけれども尙明確にされていない点がある。本実験では河井等の研究と同様焼入強靱鋼の低温焼戻脆性に及ぼす Al, Ti 及び B の影響を調べたのであるが、特に光学及び電子顕微鏡組織との関連を検討した。

II. 実験試料

6t 塩基性電気炉で熔製した Mn-Cr 肌焼鋼でその組成は次の如くである。

C Si Mn P S Cr Ni Cu
(%) 0.19 0.33 0.80 0.022 0.012 1.16 0.14 0.23

Al 0.05% は炉内で出鋼約 5 分前に添加し、その他の Al 及びフェロチタン、フェロボロンは取鍋より鑄型に注入の際添加した。この添加法の可否については予め数回鋼塊の各位置より試片を採取して焼入性その他に検討を加えたものである。

Table 1 は各供試材の Al, Ti, B 添加量ならびにオーステナイト粒度 (925°C, 1h 酸化法による) とその標準偏差 (学振 19 委—2644 による) を示す。

Table 1

No.	Al (%)		Ti (%)		B (%)		Austenite grain size.	
	in bath	in mold	in mold	in mold	in mold	in mold	No. (N̄)	Deviation (σ)
1	0.05	—	—	—	—	—	7.5	1.7
2	0.05	0.04	—	—	—	—	9.6	1.2
3	0.05	—	0.02	—	—	—	9.3	1.3
4	0.05	0.01	0.05	—	—	—	9.1	1.2
5	0.05	0.02	0.10	—	—	—	9.9	1.1
6	0.05	0.05	0.06	0.002	—	—	8.8	1.1

III. 実験方法

圧延材よりシャルピー試験片を採取した。焼ならし後試験片を粗仕上し、下記の熱処理を施して正規の寸法に仕上げた。

- (i) 焼入: 900°C × 30mn, 油冷
- (ii) 焼戻温度の影響: 120, 180, 240, 300, 360 及び 420°C 各 2h, 空冷
- (iii) 焼戻時間の影響: 360°C にて 5mn, 20mn, 1h, 2h, 5h, 10h.

(iv) 衝撃試験温度の影響: 180°C×2h 焼戻したものを 200°, 150°, 100°, 50°, 25°, 0°, -20°, -40° 及び -70°C で試験し, 2~3 ケの測定値の平均をとった. 寒剤はドライアイスにエチルアルコールを混じたもの. 処理温度より取出して破断までの時間 3 秒以内.

IV. 実験結果

実験結果を Fig. 1~Fig. 3 に示す. 主な点を列挙すると次の如くである.

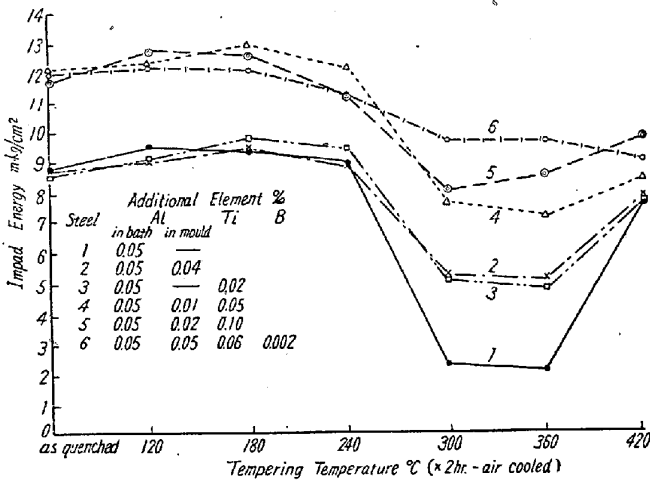


Fig. 1. Impact properties for quenched 1~6 steels as function of tempering temperature.

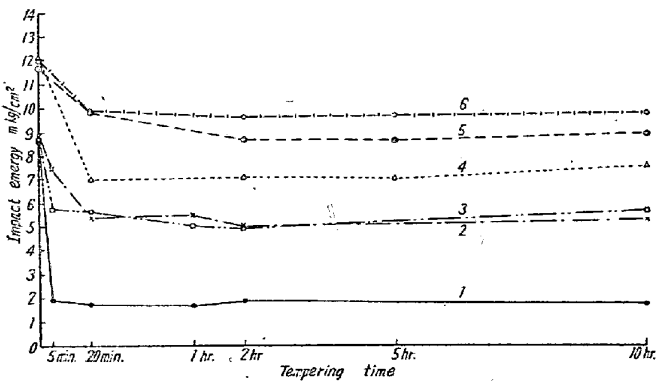


Fig. 2. Impact energy of quenched 1~6 steels as function of tempering time. (360°C).

(1) オーステナイト粒度 (925°C×1h, 酸化法) は炉中で Al を添加したものが最も粗く, 且つ混粒度が大である.

その他のもの, 即ち鑄型に Al を添加したもの, Al+Ti を添加したものは極めて微細で且つ粒が揃っている. B 処理を施したものはやや粒が粗くなる.

(2) 焼戻温度の如何に拘らず Al と共に Ti 0.05%~0.10% 添加により明らかに衝撃値が改善せられている.

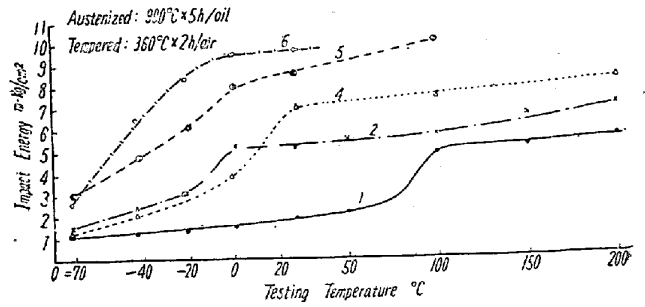


Fig. 3. Transition curves for 1~6 steels, quenched and tempered.

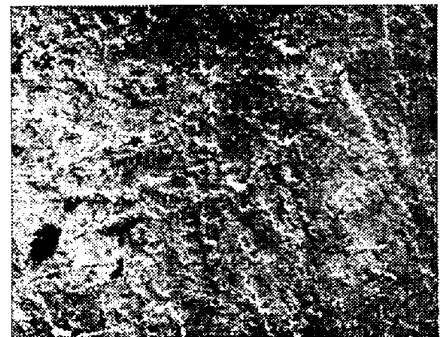
これは単にオーステナイト粒度が微細化されただけでなく, 他の何等かの原因(窒化物又は炭化物の析出など)にもとづくものと考えなければならない.

(3) Al 及び Ti の添加, 特に後者により 300°~360°C の低温焼戻脆性は顕著に軽減せられる. B 処理の場合は一層効果が認められるが 360°C 以上で逆に衝撃値が低下する傾向を示す.

(4) Fig. 2 に示す如く脆化温度 (360°C) に保持する時間が短くても 20 分で既に脆化し, それ以上保つても衝撃値には殆んど影響しない.

(5) Fig. 3 はシャルピー衝撃値に及ぼす試験温度の影響を示す. 脆性破壊の起り始める温度を遷移温度にとると Al 炉中添加の場合は約 100°C, Ti 0.05% 添加のものが 25°C 内外に下り, Al を鑄型に添加したもの, Ti+Al を添加したもの及び Ti+Al 添加の上 B 処理したものは何れも 0°C~-5°C に低下する. 即ち Al 及び Ti はそれぞれ焼入・焼戻鋼の遷移温度を低下するが B 添加がそれ以上の効果を有するとはいえない.

(6) Photo. 1 は試料 No. 1 の 180°C 焼戻の電子顕



×30,000 (1/2)

Photo 1. Tempered at 180°C. Ethocel reinforced collodion replica shadowed with Cr. Electron micrograph of No. 1 steel quenched from 900°C and Tempered 2 hours at each temperature. etched with modified picral.



×15,000 (2/3)

Photo. 2. Tempered at 360°C acetylcellulose-aluminum filmy replica shadowed with Cr.

微鏡組織(30,000倍)を示す。Sub-boundary に析出する ϵ -炭化物は板状(?)に走り、これが連続していない。しかるに360°C、焼戻したものは Photo. 2 の如く炭化物が α 鉄をとりかこんで網目状に連続しているので、これが脆性の原因かと考えられる。Photo. 2 はアセチルセルローズ-アルミニウム法に射角を大にしたクロムシャドウを併用⁶⁾したもので、粒状セメントタイトらしき微細な析出も明瞭に現われている。

文 献

- 1) T. Swinden & G. R. Bolsover: J. of Iron & Steel Inst., 84 (1936) 457.
- 2) H. Shrader, H. J. Wiester u. H. Siepman; Arch. Eisenhüttenwesen, 21 (1950) 21.
- 3) P. Payson: Iron Age (1951) Sept. 27-86.
- 4) 高尾, 国井: 鉄と鋼 38(1952)10-110(講演大要).
- 5) 河井, 益子及西田: 鉄と鋼 40 (1954) 9号.
- 6) 深見章: 電子顕微鏡学会関東支部講演会報告. 1954年12月.

(57) 軸受鋼の炭化物偏析に関する研究 (追補)

(軸受鋼の研究第4報)

Study on the Carbide Segregation of the
Ball-bearing Steel (Supplement)

(Study on the Ball-bearing Steel IV)

Kiyoji Deguchi.

日本特殊鋼株式会社 工 出 口 喜 勇 爾

W. Tofaute 等の提出した Fe-C-Cr 系平衡状態図¹⁾によれば、C 1.02, Cr 1.64% の凝固開始温度は 1460°C、同終了温度は 1220°C となっており、凝固区間は実に 240°C もある。これだけ凝固区間が長ければ、凝固速度によつていちぢるしい偏析の起り得ることは推定に難くない。

さきに第1報²⁾において、軸受鋼材に現われる粗大炭化物の一部は既に凝固の際 C, P 等の顕微鏡的偏析部において共晶として生成するものと考察した。しかる時は凝固速度が当然粗大炭化物の生成に影響をおよぼすものと推定されるので、試験用小鋼塊(高周波電気炉, 8kg)において、凝固速度がかかる炭化物偏析に影響をおよぼすことを実験的に確認し、その概要はすでに報告した³⁾。

ところで軸受鋼において炭化物の偏析がいちぢるしく現われるのは、Cr 炭化物の拡散しがたいことが一原因と考えられているので、軸受鋼と同程度の C を含有し Cr を含まない高 C 鋼につきかかる凝固速度の影響を検討した。すなわち試験用高周波炉にて予定成分 C 1.05, Si 0.3, Mn 0.4, P 0.02, S < 0.03% の高 C 鋼を 8kg 熔製し、熱電対を挿入した石英管を熔鋼の中心に立て、徐々に電圧を低下調節して熔鋼を炉中において凝固せしめ、その間の温度を測定した。かかる凝固速度を Fig. 1 に示す。凝固後炉をとりこわし凝固した試料の中心線を含んだ縦断面の顕微鏡組織を全断面にわたり調べた。

これらの結果によれば凝固速度の小さいもの特に 10°C/10mn においては炭化物の偏析がいちぢるしく、小気泡が存在するとその下方または側方にはやむを得ず粗大炭化物が生成しており、その量は軸受鋼の場合ほど多くはないが、かなり現われている。いまピクリン酸ソーダで 15mn 煮沸後検鏡すると、Photo. 1 に示すごとく粗大炭化物は数個の炭化物の集合であることが知られ、この点軸受鋼に現われる粗大炭化物につき実験したところと同様である。

さて、かかる粗大炭化物の偏析している部分の成分的