日本金屬學會誌

第 19 卷

第 9 號

技術論文

強靱工具鋼の研究 (第 1 報) 工具鋼の靱性と組織について*

田 中 實**

Minoru Tanaka: Studies on Shock Resistance Steel (I). On Toughness and Microstructure in Heat-Treated Tool Steel. This is the report of some metallographical experiments in which the author found the correlations between the toughness and the microstructures of heat-treated tool steels. As shown in Table 1, steel A is a kind of die steel and steel B is a Si-Cr-V steel which has been prepared for this test. The static-bending test was used to evaluate the toughness of steel. In the toughness tests, remarkable differences appeared between steel A and steel B or in each of them, even when the Rockwell hardness values were nearly equal (Fig. 2 and Fig. 5). However, from the results obtained by other tests and the considerations in this paper, it is concluded that the above-mentioned phenomenon may be depending on the amounts of the solute atoms in the martensite or the austenite and the shapes of the decomposed products in the matrix. By micro-hardness tests, it was ascertained that the residual austenite hardened slightly by tempering up to 200° (Fig. 3 and Fig. 4). Steel B shows high hardness and toughness after quenching in oil from 850° and tempering at 200~250° so this kind of steel may be used as shock resistance tool steel.

(Received March 9, 1955)

I. 緒 言

本研究は適当な硬度あるいは強度を有し、かつ靱性に富む工具鋼の製造に関する資料を得るために行われたものである。周知の如く、鋼の強度は主としてその基質に固溶する溶質原子の種類および量によつて支配せられ、鋼の靱性あるいは脆性は、その表示方法が便宜的なものであるとしても、多くの場合固溶体からの析出に関連し、析出物の状態如何により鋼がしばしば著しく脆化する傾向を有することが認められている⁽¹⁾。

本文はある種の工具鋼について金属組織と靱性との間に比較的明瞭な相関性が得られたので、その実験結果の概要を報告するものである。

II. 試 料

試料はダイス鋼第 1 種 (鋼 A) と Si-Cr-V 鋼 (鋼 B) でその化学組成は Table 1 の如くである。鋼 A は 15mm 角に鍛伸したものを 840° に 4 hr 加熱徐冷して試験に供した。

** 東京工業大学精密工学研究所

* 1954 年 10 月本会新居濱大会に発表

(1) R. Smoluchowski, *Phase Transformations in Solid*, p. 394, p. 489. John Wiley and Sons, (1951).

Table 1

Mark	Chemical Compositions (%)							
	C	Si	Mn	P	S	Cr	V	Ni
A	2.06	0.38	0.48	0.025	0.021	12.13	—	0.47
B	1.25	0.89	0.52	0.020	0.015	1.89	0.18	—

鋼 B は本実験のために特に熔製した 12mm 角材であつて、770° に 3hr 加熱後 600° まで 50°/hr の速度で徐冷して試験に供した。鋼 B の焼鈍硬度は Rc 19 程度である。また鋼 B の Ac₁ 変態点は 740~765°, Ar₁ 変態点は 720~700° であり、900° からの空冷により Ar₁ 変態点は 580~530° に低下する。

III. 試 験 方 法

1. 硬度試験

硬度測定試片は長さ 6~10mm に切断したものとし、硬度測定はロックウェル C 尺度によつた。各試片を真空爐中で 800~1150° に 10min 加熱し、油中に焼入し、焼入硬度を求め、これらをさらに 100~600° 1hr 加熱して焼戻による硬度変化を調べた。

2. 顕微鏡組織試験および微小硬度試験

熱処理した上記の各硬度測定試片についてラシャ仕上あ

るいは電解研磨⁽²⁾を行い、組織を鏡し、特定のものについては炭化物、オーステナイト、パーライト、マルテンサイトなどの各組織成分の硬度をライツ社製微小硬度計によつて測定した。硬度測定はオーステナイト基質に對して 100g、他の組織成分に對して 50g とした。微小硬度を測定する際には試片を電解研磨法によつて仕上げ、表面の加工層の影響を除くように努めたが、測定値は何れの場合にもかなり大きな分散を示したので、本実験では 20~30 ケ處の平均値、分散の程度、平均値の 99% あるいは 95% の信頼限界を求めて考察を行つた。またある種の試片についてはヴィカース硬度と微小硬度との比較も行つた。

3. 静的曲げ試験

硬度および金屬組織検査によつて各試料につき適當な熱處理條件を選定し、これらの熱處理を施した試片に静的曲げ試験⁽³⁾を行つてその靱性を調べた。試片には長さ 80mm 断面 5~6mm 角のものをを用いた。試験方法は試片を徑間 60mm の支持臺におき、その中央にアムスラー萬能試験機で徐々に荷重し破断せしめる。この間荷重に對應する試片の撓みをダイヤルインディケーター (精度 $\pm 0.01\text{mm}$) で測定し、荷重-撓み線圖から試片の破断に要するエネルギーを求めた。

4. X-線試験

鋼 A のダイス鋼は焼入によつてオーステナイトを多量に残留する性質を有するので残留オーステナイトの焼戻に伴う格子常數の變化を調べた。試片には直徑 1mm 程度の細材を製作し、これを適當に熱處理し、電解研磨法によつて直徑 0.5mm 程度に仕上げたものを用い、CrK α 線によりオーステナイトの (220) について測定した。使用カメラの半徑は約 60mm である。

IV. 試験結果

鋼 A および B の油焼入による硬度變化は Fig. 1 の如くである。鋼 A は 950~1000° からの焼入で Rc 64~65 となり、1150° からの焼入ではオーステナイトと炭化物の混合組織が得られ、Rc 42 程度に低下する。鋼 B は 850° からの焼入で完全に硬化し Rc 65 (主としてマルテンサイトと炭化物の混合組織) となり、焼入温度の上昇とともに次第に軟化して 1100~1150° からの焼入では Rc 35 (炭化物は消失し、僅少なマルテンサイトを含むオーステナイト組織) となる。すなわち鋼 A はダイス鋼第

Fig. 1 Hardness of steel A and steel B after oil-quenched.

鋼 A はダイス鋼第 1 種として周知の舉動⁽⁴⁾を示し、鋼 B にも多量のオーステナイトの残留することが認められる。

鋼 A の 1050° および 1150° 焼入試片、鋼 B の 850° および 1100° 焼入試片の焼戻による硬度變化は Fig. 2 の如くである。兩者ともそのマルテンサイトは焼戻に對し比較

Fig. 2 Hardness of steel A and steel B after tempering.

的安定で 300° まで約 Rc 60 の硬度を有している。しかし 400°, 500° の焼戻に對しては鋼 A の方が鋼 B よりも硬度は高い。残留オーステナイトは鋼 A では 400° 附近まで安定でそれから分解し、鋼 B では 250° 附近から分解し初め約 400° で分解を完了する如く推察せられる。鋼 B の 400° 焼戻で得られる硬度は Rc 52~53 となり、850° 焼入試片も 1100° 焼入試片の場合もほとんど同じ値を示している。

Fig. 3 は鋼 A の 1150° 焼入試片を焼戻した場合のオーステナイト基質と炭化物についてそれぞれの硬度を微小

Fig. 3 Micro-vickers hardness of groundmass and carbide of steel A oil-quenched from 1150°.

硬度計で測定した結果である。圖中×印は平均値を示し、平均値の上下の斜線の部分は測定値の分散した範圍であるオーステナイト基質の各平均値の 99% 信頼

限界は 100° および 300° 焼戻のものが ± 23 程度他は $\pm 12\sim 15$ で比較的良好な結果が得られたが、炭化物についての測定は極めて困難で、測定値の分散が著しく平均値の 95% 信頼限界が $\pm 60\sim 100$ となつた。

この結果によると、オーステナイトは 200° 附近で一時硬化し、次に軟化の状態があり、その後 560° 焼戻でいわゆるオーステナイトの分解が起り著しく硬化する。これと同時に炭化物の硬度にも焼戻處理によつてかなりの變化が

(2) 田中、鐵と鋼、28(1942)、315.

(3) 山田、横山、本誌、B-14(1950)、No. 3, 42, 47.

(4) A.B. Kinzel and R. Franks, *The Alloys of Iron and Chromium*, Vol. II, p. 163, McGraw Hill, (1940).

認められる。この場合の残留オーステナイトの焼戻に伴う格子常数の變化は Table 2 の如くなり、300° まで膨張し 300° から収縮を示している。

Table 2 Changes of lattice constant of austenite in steel A quenched from 1150°.

Tempered at	Lattice constant(A.)	Tempered at	Lattice constant(A.)
As quenched	3.5977 ₂	300°	3.6015 ₇
100°	3.5981 ₀	400°	3.6002 ₆
200°	3.6004 ₁	500°	3.5971 ₇

鋼 B の 850° 焼入試片の焼戻に伴う微小硬度計(測定荷重 50g) およびピッカース硬度計(測定荷重 5kg) による測定結果は Rc 硬度の測定結果とほとんど同様の傾向を示した。

Fig. 4 は鋼 B の 1100° 焼入 試片を焼戻した際の微小

Fig. 4 Micro-vickers hardness of groundmass and needle-like phase of steel B oil-quenched from 1100°.

腐蝕せられやすい大きな針状相が認められる。Photo. 3, 4 は 300°, 400° 焼戻の場合の組織である。これらの各焼戻試片における基質と針状相の硬度はかなり異なり、焼戻状態では前者が約 360 でオーステナイトの硬度に相当し、後者は約 700 でいわゆるマルテンサイトの硬度としては多少軟

Photo. 1 $\times 200 \times \frac{1}{2}$ Photo. 2 $\times 200 \times \frac{1}{2}$ Photo. 3 $\times 200 \times \frac{1}{2}$ Photo. 4 $\times 200 \times \frac{1}{2}$
Steel B as quenched Ditto, tempered 200°. Ditto, tempered 300°. Ditto, tempered 400°.

いが 860 程度の値も得られている。針状相の硬度は 300° 以上の焼戻によつて次第に低下する。基質は 200° 附近の焼戻で一時硬化し、その後軟化して 500° 焼戻で最高硬度になり、600° 焼戻で再び軟化し、針状相との區別が不能なソルバイト状の均一組織となる。Fig. 5 は鋼 A および B

の熱処理試片の静的曲げ試験の結果である。曲げ試験は各々 2 本ずつ行つたがその結果はほとんど同じであつた。

Fig. 5 Toughness of steel A and steel B after tempering.

鋼 A の 1050° 焼入試片は焼戻によつて Fig. 2 の如く軟化するが、これに應じて破断に要するエネルギーは増加し次第に靱くなり、300° 焼戻でマルテンサイトが分解し初めた状態、さらに 600° 焼戻でソルバイト組織になつた状態と 3 段階に靱性の變化が起る。鋼 A の 1150° 焼入試片は 1050° 焼入試片より靱性に富み、400° までの焼戻で靱性に著しい變化が起り、500° 焼戻である程度の硬化があつても靱性の變化は少なく、600° 焼戻で硬度が低下する段階になつてむしろ脆化する傾向がある。

鋼 B の 850° 焼入試片は 200~250° 焼戻でかなり靱性に富む状態が得られ、400°, 500° の焼戻で Rc55, Rc50 程度に軟化すれば極めて靱くなり、さらに 600° 焼戻で Rc40 のソルバイト組織になればこの曲げ試験法では試片が破断せぬほどの靱性を有する状態となる。しかるに鋼 B の 1100° 焼入試片は Rc35 の硬度でも靱性は全くない。これを 400°, 500°, 600° に焼戻すれば Fig. 2 の如く 850° から焼入後焼戻したものと同じ Rc 硬度になるが極めて脆く、その靱性に著しい相異がある。これと類似の結果は鋼 A の 1150° 焼入試片と鋼 B の 1100° 焼入試片についても認められる。

V. 試験結果の考察

Fig. 2 および Fig. 5 から鋼 B の 850° 焼入試片を

200~250° に焼戻したものが Rc 60 程度の硬度を有しかつ静的曲げ破壊エネルギーは約 20 kg-m/mm² で本試験においては硬度と靱性の両者を最も良く満足し

ていることが認められた。この試片の金属組織は過渡的な分解を起していると考えられるマルテンサイトを基質としてこれに微細な球状炭化物が一様に分布したものである。このように本試験では硬度が比較的高くても靱性に富む場合も得られたが、また他方低硬度で脆い場合、あるいは Rc

硬度が大體同等で靱性の著しく異なる場合がしばしば認められた。これらの現象についてはそれぞれ複雑な原因があるとしても次の如き金屬組織的な考察も可能ではないかと思われる。

鋼 A および B の組成を比較するために便宜上鋼 B 中の V を Cr に置換⁽⁵⁾すると、鋼 A の組成は C=8.85at%, Cr=11.88at%, 鋼 B の組成は C=5.54at%, Cr≈3.88at% と考えられる。

これらの鋼に存在する炭化物は $(\text{FeCr})_7\text{C}_3$ と $(\text{FeCr})_3\text{C}$ であり、 A_1 變態點以上の焼入範囲に加熱せられれば鋼 A は $\gamma + (\text{FeCr})_7\text{C}_3$ となつて炭化物の γ に対する溶解度は僅少なると反し、鋼 B の $(\text{FeCr})_3\text{C}$ は高温で γ にほとんど固溶される。

鋼中の Cr 含有量の半量が固溶體になり、残りの半量が炭化物を形成すると假定⁽⁶⁾すれば、 $(\text{FeCr})_7\text{C}_3$ および $(\text{FeCr})_3\text{C}$ はそれぞれ Cr を約 55% および約 15% 固溶すると考えられている⁽⁷⁾ ので、鋼 A では $(\text{FeCr})_7\text{C}_3$ を形成するために

$$(11.88 \times 3) / (2 \times 7 \times 0.55) = 4.63\text{at}\%$$

鋼 B では $(\text{FeCr})_3\text{C}$ を形成するために

$$(3.88 \times 1) / (2 \times 3 \times 0.15) = 4.31\text{at}\%$$

の C 量が必要となり、これらの炭化物が形成せられると、炭化物と共存する γ 中の C-量は鋼 A では 8.85-4.63=4.22at%, 鋼 B では 5.54-4.31=1.23at% になると推定される。

従つて鋼 A の γ 中の C-量および Cr-量は加熱温度によつてあまり變化せぬが、鋼 B の γ 中の C-量は 1.23at% から 5.54at% まで、Cr-量は 1.94at% から 3.88at% までと著しく變化すると考えられる。

マルテンサイトには約 0.55wt% の C-量が固溶せられれば Rc 65 程度の硬度を得る⁽⁸⁾ ことが出来るので、鋼 B の 850° 焼入の場合に得られるマルテンサイトに固溶する C-量も 2.4at% 程度と推定される。かくの如く各熱處理状態で固溶體内における溶質原子の固溶量に相異があり、本試験の結果では、Rc が大體同じ場合には、C および Cr 等の溶質原子の固溶量の少ない固溶體を基質に有する組織のものが靱性に富むことを示している。これと同時に鋼 A の場合には残留オーステナイトの焼戻に伴う微小硬度計の測定結果と格子常数の變化と靱性との間にも関連性があることが認められる。

残留オーステナイト中の C-原子は Fe 結晶格子内に存在する轉位の部分に偏析していると考えられるが、焼戻の

初期にはさらに多くの轉位が C-原子の雰圍氣に捉えられて固着され、焼戻温度が高くなれば炭化物を析出すべく C-原子の移動があり、微小硬度、格子常数および靱性に影響を與えるものと考えられる。鋼 A の 1150° 焼入試片の結果において 200° の焼戻までは轉位が固着される時期に相當し、300° 以上の焼戻で析出の準備過程を経てオーステナイトの分解が起るものと認められる。炭化物も一種の固溶體であり、その硬度は Fig. 3 の如く焼戻處理で變化している。これについてはすでに報告⁽⁹⁾ もあるが注目すべき現象と思われる。鋼 B のオーステナイト基質の焼戻による硬度變化は Fig. 4 の如く鋼 A の場合とほぼ同様の経過を示している。しかし鋼 B の場合は極めて脆く、焼戻による靱性の回復はほとんどなく、残留オーステナイトの變化と靱性とは無關係のようである。

静的曲げ試験の結果、試片の破壊時における最大線應力と基質の硬度に對應する強度⁽¹⁰⁾を比較すると Table 3 の如くであつて、鋼 A の場合にはこれら兩者が大體一致しているが、鋼 B の場合には基質の強度より低い應力で破壊しており、特に 300° 以下の焼戻の試片に明らかである。これは鋼 B の組織の中に外部應力に對し應力集中を起すべきものゝ存在を暗示しており、この場合にはマルテンサイトあるいはベーナイトの巨大な針狀相がこの應力増加物に相當するものと思われる。

Table 3 Comparison between the maximum fiber stress (σ_F) and the tensile strength of matrix (σ_B) for the test piece in static bending test.

Tempered at	Steel A quenched from 1150°		Steel B quenched from 1100°	
	σ_F (kg/mm ²)	σ_B (kg/mm ²)	σ_F (kg/mm ²)	σ_B (kg/mm ²)
As quenched	125	125	65	118
100			58	112
150			54	181
200	135	155	65	143
250			72	118
300	138	141	101	118
400	138	136	122	118
500	138	147	180	231
600	195	175	223	181

σ_B is converted from the hardness of matrix.

また金屬の破壊應力 σ は Orowan によつて Griffith の式を次の如く修正して提案されている⁽¹¹⁾。

$$\sigma = \sqrt{2E\omega/\pi C}$$

式中 E はヤング率、 ω は長さ C なる龜裂を發生するに要する塑性仕事量である。

今 $\sigma = 60\text{kg/mm}^2$, $E = 20000\text{kg/mm}^2$, $\omega = 10^6\text{erg/cm}^2$ とすれば $C \approx 0.035\text{mm}$ となる。鋼 B の 1100° 焼入試片

(9) H. A. Unckel, *Metallurgia*, 45(1952), 115.

(10) Metal Handbook, (1939), 127; Amer. Soc. Met.

(11) E. O. Hall, *J. Mechanics and Physics of Solid*, 1(1953), 227.

(5) J. L. Gregg, *The Alloys of Iron and Tungsten*, p. 284, McGraw Hill, (1934).

(6) E. C. Bain, *Functions of the Alloying Elements in Steel*, p. 63, Amer. Soc. Met., (1939).

(7) A. B. Kinzel and R. Franks, *The Alloys of Iron and Chromium*, Vol. 1, p. 61-71, McGraw Hill (1937).

(8) D. K. Bullens, *Steel and Its Heat Treatment*, Vol. 1, p. 65, John Wiley and Sons, (1948).

の針狀相の長さは 0.07mm 程度であり脆性破壊を發生せしめる龜裂の長さとも考えることも出来る。

針狀相の長さはオーステナイトの結晶粒の大きさによつて支配せられる。従つて工具鋼の靱性を考慮する場合にはオーステナイトに炭化物を多量に溶解させぬためにも、またオーステナイト結晶粒を粗大化させぬためにも鋼の過熱は極力避けるべきである。結果的に見れば炭化物を可及的に殘存せしめ、微細なマルテンサイトを得ることが靱性に富む高硬度の工具鋼に特に重要であり、これは同時に焼入歪を輕減⁽¹²⁾するためにも推奨されることである。

VI. 結 語

ダイス鋼第 1 種と 1.25%C, 0.89%Si, 1.89%Cr, 0.15%V の Si-Cr-V 鋼に関する金屬組織と靱性についての試験結果は次の如く要約せられる。

(1) 種々なる熱處理狀態においてロックウエル硬度がほ

(12) 田中, 東京工業大學學報 特別號, 精密機械研究所所報, 2 號 (1949); 日本金屬學會分科會報告, V-A (1952), 115.

とんど同等でも靱性の著しく相異なる場合があり、これは主として固溶體內の溶質原子の固溶量および固溶體からの析出物の形狀に支配せられることが認められた。

(2) 硬度高く靱性に富む工具鋼では微細なマルテンサイトを基質としてこれに球狀炭化物が一様に分布した組織を得ることが必要である。

(3) ダイス鋼および Si-Cr-V 鋼の殘留オーステナイトは焼戻過程中に何れも 200° 附近で一時硬化が起り、ダイス鋼では格子常數、靱性などの變化とも關連しており、オーステナイトに固溶した溶質原子の舉動を暗示するものと認められた。

(4) Si-Cr-V 鋼は強靱工具鋼として比較的良好な性質を有するものと認められ、實用に供し得る鋼の一種として考慮せられるべきものと思われる。

本試験は東京工業大學精密工學研究所で行われ、X-線撮影には鈴木和郎氏の助力を仰ぎ、實驗には小林五郎氏が協力された。また供試鋼 Si-Cr-V 鋼は日本特殊鋼 K. K. の出口試験課長の御好意で熔製され、ダイス鋼は特殊製鋼 K. K. の山中研究部長の御好意で寄贈された。これらの諸氏に對し厚く感謝の意を表する次第である。