

2% Mn 強靱鋼の切欠感受性におよぼす各種元素の影響*

(低 Mn 強靱鋼の研究—I)

齋藤利生**・藤原達雄***

Effect of Various Alloying Elements on Notch-Sensitivity of 2%-Mn High-Strength Steel.

(Study on the low-manganese high-strength steel—I)

Toshio Saito and Tatsuo Fuziwarara

Synopsis:

The authors studied upon the influence of various alloying elements on notch-sensitivity of low-manganese high-strength steel, standard composition of 0.28% C, 2.00% Mn, 0.5% Cr and 0.3% Mo, mainly by V-notch Charpy impact test at -40°C . The notch-sensitivity of this steels for sorbitic structure were improved both by increasing of Mo contents and small amount of V additions. On the other hand, for martensitic structure, it was found that notch-sensitivity could be improved by many other elements additions. Results obtained were as follows:

- (1) Increasing of C content of this steel gave remarkable harm to notch-sensitivity than any other element. Therefore, it was recommended to decrease C content as low as possible.
- (2) Si and Cr, both increased notch-sensitivity as their content for sorbitic structure was increased, but the improving effects of impact value at 300°C tempered range were recognized.
- (3) Mo-free steel was remarkably notch-sensitive and therefore Mo addition was always necessary in this steel. Addition of 0.5% Mo were the most adequate to improve of notch-sensitivity but when its contents was increased to 1%, the sensitivity was again increased.
- (4) W and Ti additions were not effective in sorbitic structure, but a little effective in low tempering-temperature range. Especially, Ti-B additions were effective in a low tempering-temperature range.
- (5) V addition was effective in both sorbitic and martensitic structure. In the former, the small amount of addition to 0.05% was effective, while in the later, 0.2% was adequate.
- (6) Cu addition was not effective under any conditions.

I. 緒言

強靱鋼として古くから親しまれている鋼種は Ni-Cr 鋼または Ni-Cr-Mo 鋼であるが、最近外国においては Ni 含有量を低くした低 Ni の Mn-Cr-Mo 鋼または Ni を全く含有しない Mn-Cr-Mo 鋼、Mn-Mo 鋼などが実用されているのが見られる。

これら鋼種のうち低 Ni-Mn-Cr-Mo 鋼はわが国でも実用されており、その他の鋼種もとくに目新しい材料ではなく戦時中代用鋼として研究されていたものに属するが、現在外国で広く実用されているのに対してわが国では強靱鋼として低 Mn 鋼を採用している向はきわめて狭いように見受けられる。資源の豊かな外国でも Ni は耐熱耐蝕合金などの分野に廻して低合金鋼はなるべく無 Ni の鋼種に抑えているのかと想像されるが、いずれにして

も Mn は数少ない国内資源としてはかなり豊富に使用可能な元素に属しており、低 Mn 鋼の開発、実用化はさらに広く進めるべきことと考える。

戦時中代用鋼の研究として報告されているものは Mn 含有量は約 1.5% 以下を推奨しているものが多い^{1)~3)}。これらの鋼種は大部分が Mn-Cr または Si-Mn-Cr 鋼で Cr 含有量の比較的多い材料であるが、他方 Mn, Cr とともに高い Mn-Cr-Mo 鋼が優秀な性能を示したとの報告⁴⁾も見られる。鋼中に Mn と Cr とが共存する場合は、Mn の存在によつて Cr の脆性が誘発されることは萩原博士⁵⁾により指摘され、また Hultgren, Chang⁶⁾ も鋼の焼戻脆性感受性におよぼす化学成分の影響を調べ

* 昭和33年10月本会講演会にて発表

** 防衛庁所属、東北大金研に派遣中

*** 大同製鋼株式会社、研究所

て Cr は Mn の脆性効果を強めることを報告している。最近の低 Mn 強靱鋼にみられる Cr の節減, Mo および微量元素の添加などはこの Mn と Cr との共存による脆性を避ける目的で行なわれているのではないかとと思われるが, 強靱鋼として実用化のためにはまずこれらの点に注意を払う必要がある。

本研究は高速衝撃に対する抵抗が大きくかつ溶接性の良好な低 Mn 強靱鋼を目的として, 切欠感受性の小さい鋼種を探究するためまず 2% Mn 強靱鋼の切欠感受性におよぼす各種元素の影響について実験した結果を報告する。

II. 供試試料および実験方法

(1) 供試試料

供試材の化学成分は Table 1 に示した。すなわち基本成分として C 0.28%, Si 0.30%, Mn 2.00%, Cr

0.5%, Mo 0.30% の 2% Mn-Cr-Mo 鋼を選び, その C, Si, Cr, Mo の各含有量を変化せしめたもの, ならびに基本成分に W, Ti, V, Ti-B, および Cu をそれぞれ各種の量添加した 36 種類である。

各試数は極軟鋼を母材として高周波電気炉により 10 kg の小鋼塊を溶製し, 皮削, 鍛造, 圧延, 焼鈍のものを V-notch charpy 衝撃試験片に粗削した。

(2) 実験方法

試験片は各変態点の測定結果からそれぞれ Ac₃ 点 + 30°C の温度で 1/2 h austenite 化した後油焼入し, 各温度で 1 h 焼戻油冷した。焼戻温度 550°C 以下の試験片は熱処理後の切削加工の困難が予想されたためあらかじめ正規の寸法に仕上げて熱処理を行ない, 550°C 以上の焼戻試料はすべて片面 0.5 mm の削り代をつけて熱処理した後正規寸法に仕上げた。

衝撃試験はすべて試験片を -40°C に保持した低温槽

Table 1. Chemical composition (%)

Mark	C	Si	Mn	P	S	Cu	Ni	Cr	Mo	Others	sol. Al	insol. Al	Σ Al	AlN	N ₂	O ₂
C 1	.13	.20	1.72	.012	.007	.12	.17	.50	.30	—	.040	.007	.047	.028	.017	.0041
C 2	.22	.28	1.92	.014	.007	.12	.20	.51	.30	—	.037	.005	.042	.045	.020	.0049
C 3	.26	.27	1.99	.013	.007	.10	.17	.50	.30	—	.044	.006	.050	.046	.019	.0073
C 4	.31	.28	2.00	.013	.007	.11	.12	.51	.30	—	.042	.005	.047	.048	.019	.0043
C 5	.36	.29	2.01	.011	.007	.09	.17	.49	.30	—	.046	.007	.053	.045	.019	.0057
S 1	.28	.57	1.92	.016	.005	.11	.10	.47	.28	—	.040	.003	.043	.046	.017	.0030
S 2	.28	1.12	2.09	.019	.007	.09	.11	.50	.29	—	.051	.003	.054	.046	.015	.0030
S 3	.27	1.57	2.08	.018	.008	.11	.20	.50	.29	—	.031	.003	.034	.046	.019	.0045
S 4	.28	2.05	2.09	.014	.008	.10	.11	.49	.26	—	.027	.002	.029	.049	.021	.0030
R 1	.35	.42	2.20	.017	.007	.12	.11	.11	.28	—	.040	.002	.042	.046	.018	.0034
R 2	.30	.35	2.03	.018	.007	.10	.09	1.00	.29	—	.042	.004	.046	.048	.018	.0043
R 3	.29	.37	2.15	.018	.007	.10	.09	1.47	.27	—	.045	.002	.047	.053	.018	.0026
R 4	.28	.35	2.07	.016	.005	.10	.12	2.07	.29	—	.046	.005	.051	.051	.017	.0049
M 1	.25	.33	1.99	.016	.005	.11	.09	.52	.05	—	.037	.006	.043	.039	.020	.0038
M 2	.28	.28	1.94	.015	.008	.11	.06	.51	.50	—	.034	.010	.044	.048	.020	.0059
M 3	.29	.30	1.90	.018	.010	.11	.07	.50	.70	—	.039	.007	.046	.049	.020	.0052
M 4	.32	.38	2.13	.020	.008	.11	.06	.51	.94	—	.033	.006	.039	.038	.018	.0036
W 1	.31	.26	2.02	.017	.007	.11	.06	.53	.33	W .53	.027	.008	.036	.029	.017	.0046
W 2	.29	.29	1.93	.016	.007	.11	.06	.52	.32	" 1.29	.029	.006	.035	.042	.017	.0036
W 3	.28	.28	1.94	.016	.008	.09	.08	.50	.28	" 1.48	.022	.007	.029	.037	.020	.0035
W 4	.30	.20	1.89	.016	.007	.12	.06	.52	.28	" 2.20	.021	.008	.029	.028	.021	.0030
T 1	.31	.30	1.94	.017	.007	.13	.09	.52	.29	Ti .042	.035	.006	.041	.039	.020	.0046
T 2	.28	.30	1.90	.016	.007	.13	.10	.52	.29	" .060	.028	.005	.033	.030	.018	.0035
T 3	.29	.30	1.88	.016	.007	.13	.10	.48	.28	" .090	.034	.006	.040	.009	.018	.0037
T 4	.28	.32	1.93	.016	.008	.13	.09	.50	.30	" .180	.046	.005	.051	tr	.023	.0048
V 1	.26	.28	1.89	.017	.007	.11	.08	.53	.30	V .026	.024	.006	.030	.030	.022	.0043
V 2	.26	.23	1.76	.016	.005	.11	.09	.54	.30	" .051	.031	.003	.034	.025	.016	.0026
V 3	.26	.25	1.83	.016	.005	.12	.09	.55	.31	" .082	.029	.006	.035	.019	.019	.0036
V 4	.26	.26	1.78	.016	.007	.12	.10	.59	.31	" .200	.034	.003	.037	.026	.016	.0026
B 1	.29	.31	1.98	.018	.007	.12	.07	.51	.30	Ti B .036 .002	.040	.004	.044	.030	.018	.0027
B 2	.28	.26	1.76	.016	.007	.11	.07	.51	.29	" .043 "	.036	.004	.040	.016	.013	.0028
B 3	.27	.15	1.78	.017	.007	.10	.07	.52	.29	" .050 "	.038	.003	.041	.009	.015	.0029
U 1	.29	.28	1.95	.017	.007	.59	.10	.50	.28	—	.023	.004	.027	.033	.017	.0036
U 2	.27	.29	1.88	.017	.006	1.02	.10	.50	.25	—	.024	.006	.030	.033	.019	.0044
U 3	.27	.28	1.88	.017	.005	1.50	.09	.51	.25	—	.020	.004	.024	.033	.018	.0042
U 4	.28	.26	1.84	.017	.005	2.02	.09	.51	.25	—	.021	.005	.026	.023	.018	.0052

に 1 h 浸漬した後取出し手早く破断した。破断温度は $\pm 2^\circ\text{C}$ 以内で行なわれている。 -40°C の低温で試験したのはとくに各試料の切欠感受性を明瞭に現わす目的で V-notch と併用して行なつたものである。 data はすべて試験片 2~3 本の平均値を採つた。

III. 実験結果

(1) 焼戻曲線におよぼす各種元素の影響

焼戻温度による硬度および衝撃値の変化はそれぞれ各元素別に Fig. 1, 2, 3 に示した。

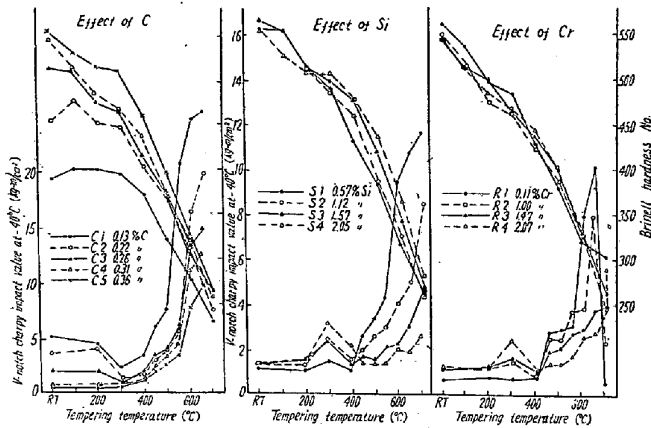


Fig. 1. Effect of tempering temperature on hardness and -40°C V-notch Charpy impact value.

i) C の影響: C の増加にしたがつて硬度曲線は高くなると同時に衝撃値は次第に全般的に低目となる。 low C では 300°C 焼戻における脆性が明瞭な谷となつて現われているが、 550°C 焼戻の脆性は現われていない。 C 量の増加にしたがつて 550°C 付近の脆性も次第に現われて 300°C 付近の脆性と合一して谷の形態はなくなり、全般的に低い衝撃値曲線となる。 200°C 以下の martensite 域および高温焼戻の sorbite 域のいずれにおいても、 C 量の低下が切欠衝撃値にきわめて有効であることが認められる。

ii) Si の影響: 硬度曲線には Si の増加による焼戻抵抗が現われ、 Si 量の増加にしたがつて $300\sim 500^\circ\text{C}$ の範囲にわたつて軟化抵抗を示している。 衝撃値は 450°C 以上の高温焼戻域においては Si の増加とともに次第に低下してくるが、 300°C 焼戻においては Si の増加はいちじるしい切欠衝撃値の上昇を示している。 硬度曲線にも見られるごとく 2% Si では $200\sim 300^\circ\text{C}$ で軟化がなく、これに対応して 300°C の焼戻で衝撃値も増加しており martensite の分解に対する興味ある Si の効果が現われている。 200°C 以下においては Si 増加の効果は見られない。

iii) Cr の影響: 硬度曲線には 500°C 付近まで Cr の

増加による軟化抵抗が若干現われている。 切欠衝撃値は大體 Si と同じ傾向を示し、 400°C 以上の高温焼戻域では Cr の増加にしたがつて次第に衝撃曲線は下回ってくる。 300°C 焼戻においても Si と同様 Cr の増加によりいちじるしい衝撃値の回復を示している。 ここで Cr 量最低の試料 R 1 は基本成分試料とくらべて低い衝撃値しか得られていないが、これは R 1 の C 量が規格外に高く、さらに Si および Mn の量も高目となつている結果全般に硬度は高く衝撃値は低下したもので、これらの元素が規格内に収まつておれば Fig. 1 の結果からみてもさらに高い衝撃値が期待されるものとする。

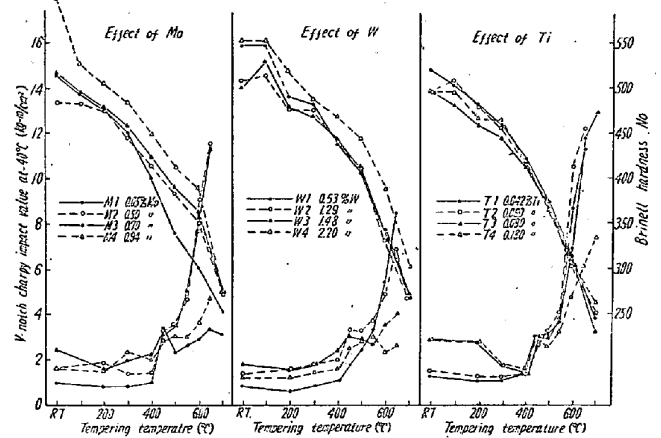


Fig. 2. Effect of tempering temperature on hardness and -40°C V-notch Charpy impact value.

iv) Mo の影響: Mo は 2 次硬化を生ずる元素として知られているが硬度曲線には 600°C に明瞭な 2 次硬化が現われており、 Mo 量の増加とともに軟化抵抗の増加が見られる。 衝撃曲線では Mo をまったく含有しない M 1 試料は 400°C 以下の低温焼戻域および 500°C 以上の高温焼戻域においていちじるしく低い衝撃値を示しており、比較的 Mn 量の多いため Mo を含有しない本鋼はきわめて脆性のいちじるしいことが認められる。 Mo 0.3% の含有により高温域の脆性は大中に回復するが、 Mo 量が増加すると 500°C 付近に脆性が現われ、約 1% Mo では全般にふたたび低い衝撃曲線となる。 低温焼戻域では Mo の含有により幾分衝撃値は増加し、とくに 300°C 焼戻で Mo 増加の効果が伺える。

v) W の影響: 硬度曲線には 500°C 付近に軟化抵抗が現われておりとくに 2% W においていちじるしい。 衝撃値は W の増加により低下し、 500°C 付近の脆性を大きくするとともに高温側に移動せしめる傾向が認められる。 低温焼戻域においてはばいちじるしい効果は見られない。

vi) Ti の影響: 硬度曲線には焼入硬度の若干の低下がみられるほかとくに変化はない. 衝撃曲線は高温焼戻域では 500°C 付近の脆性が Ti 量の増加とともに大きくなっているのがみられ, Ti 添加の効果も認められない. これに反して 300°C 以下の低温焼戻域では Ti 約 0.1% 以上の添加によりいちじるしい衝撃値増加の効果が認められる. 300~400°C 焼戻による衝撃値の谷は Ti の添加により軽減せず, 明瞭に残存している.

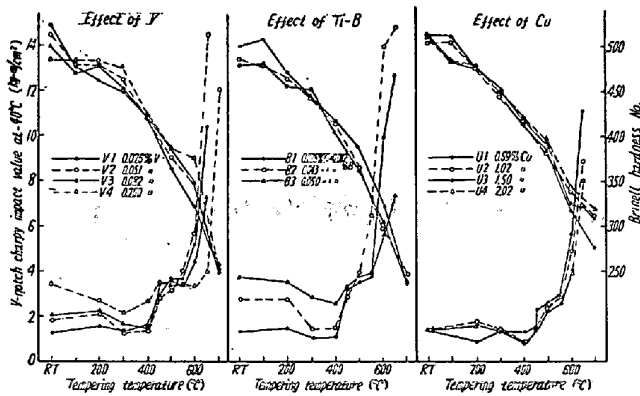


Fig. 3. Effect of tempering temperature on hardness and -40°C V-notch Charpy impact value.

vii) V の影響: V 添加による焼入硬度の若干の減少ならびに 600°C 焼戻における 2 次硬化とが硬度曲線に現われている. 衝撃値は sorbite 域では Ti と同様 550°C 付近の脆性が V 量の増加にしたがって明瞭となりかつ高温側へ移動して深くなってくる. martensite 域では V 量の増加により次第に衝撃値を回復するが, 基本試料とくらべると 0.1% 以上の増加を必要とする. 300°C 付近の焼戻脆性は 0.2% V の添加により軽減する効果が認められる.

viii) Ti+B の影響: 焼入硬度がわずかに低下しているほか硬度曲線に変化はない. 衝撃値は 0.043% Ti + 0.002% B の組合せが高温焼戻域ではよいが, 基本試料とくらべて Ti-B 添加の効果は認められない. これに反して martensite 域では Ti 量の増加とともにいちじるしい衝撃値回復の効果が認められる. Ti 単独の場合と比較すると, Ti 量が微量にしてなお単独の場合を上回る衝撃値が得られていることは, B の含有が Ti の効果を促進せしめているものと考えてよいであろう.

ix) Cu の影響: 硬度曲線には 500°C 焼戻に Cu の析出による軟化抵抗がわずかに認められる. 衝撃値は全般に基本試料とくらべて低く Cu 添加の効果は認められない. また Cu 含有鋼では焼戻脆性が 400°C 焼戻において明瞭な谷となつて現われている.

(2) Sorbite 域ならびに martensite 域における切欠衝撃値におよぼす元素の影響

sorbite 組織で使用する強靱鋼の焼戻は 600°C 前後であり, また martensite 組織で使用する場合は 200°C 前後が普通である. 前述の実験結果から 600°C および 200°C における切欠衝撃値を各元素量に対して plot すると Fig. 4 のごとくである.

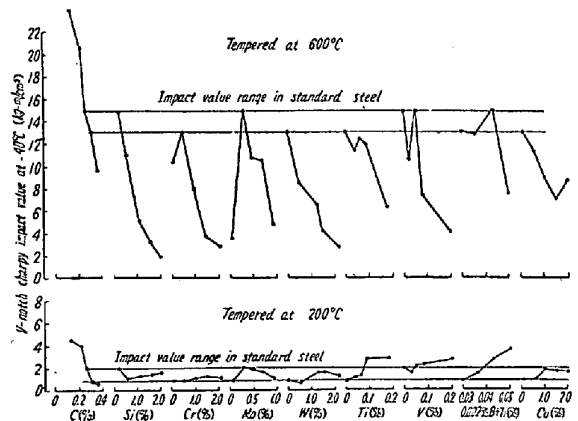


Fig. 4. Relation between alloying element content and V-notch Charpy impact value at -40°C .

600°C 焼戻における切欠衝撃値に対しては C が最も大きい因子でありわずかの C の増減に対してもきわめて影響の大きいことがわかる. 基本成分の C 3 または C 4 試料の衝撃値と比較すると, 他の元素を添加した試料で基本成分試料の range を上回っているものはほとんどない. すなわち Si, Cr, W, Ti, Cu はいずれも添加量の少ない方が衝撃値は高くなつており, また Mo, V, Ti+B には適量があるが, いずれもこの場合基本試料を上回る効果を示しているものはなく, C の低下のみが有効といえる。

200°C 焼戻においてはこれに反して大部分の試料が基本試料の range 内にあり, これを上回る有効な元素としては 0.08% 以上の Ti, 0.05% 以上の V, 0.002% B + 0.04% 以上の Ti などが挙げられる. しかしこの場合においても C の低下が最も有効と見做されることは 600°C 焼戻の場合と同様である.

前項の実験結果では 550°C の焼戻温度で脆性を示し, また 300°C の焼戻で衝撃値の増加を示す元素がかなり見受けられたので, つぎに Fig. 4 と同様に 550°C および 300°C 焼戻について元素の影響を plot してみたのが Fig. 5 である. 550°C 焼戻は大體 600°C 焼戻と同じ傾向で, 大部分の元素は増加にしたがって衝撃値は低下しており, Mo および Ti-B では有効範囲がみられる. 元素量の増加により脆化する場合は前項で述べた

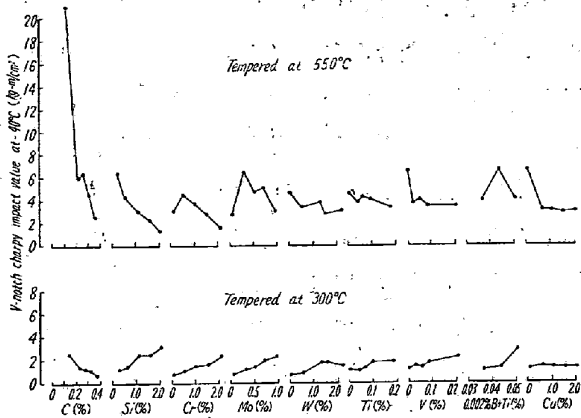


Fig. 5. Relation between alloying element contents and V-notch Charpy impact value at -40°C .

ごとく 550°C 付近の脆性を漸次深めると同時に高温度側に広めるような現象が見られるため、大体 550°C 以上の焼戻温度では同じ傾向を示すものと考えられる。

また 300°C 焼戻では、Cの増加は衝撃値を低下し、一方、Cu はほとんど影響のない結果を示しているが、その他の元素はいずれも元素量の増加とともに衝撃値を増加していることが注目される。特に有効と思われるものは Si, Cr, Mo および Ti, B, V などの微量元素の適量である。

(3) 硬度と切欠衝撃値との関係におよぼす元素の影響

Fig. 1, 2, 3 の各 data から硬度に対する切欠衝撃値の増減を各試料毎に plot して比較すると Fig. 6, 7, 8のごとくである。

C は HRC 35 以下の低硬度 range では low C がきわめて良い成績を示しているが、それ以上の高硬度 range では C の影響は明瞭でない。ここで C の最も低い C1 試料の焼入状態における靱性が同一硬度で比較していちじるしく良いことが注目

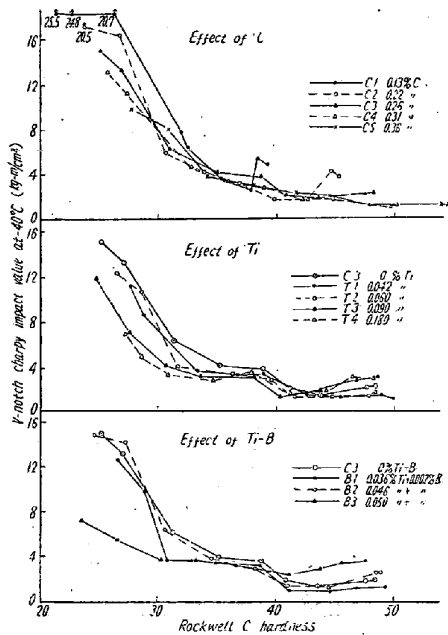


Fig. 6. Relation between Rockwell C hardness and V-notch Charpy impact value at -40°C .

され、いわゆる Low-C martensite の靱性のすぐれていることが認められる。

Si は HRC 42 以下の range では Si の増加にしたがつて切欠衝撃値は低くなり Si の低い方が望ましいが、HRC 46 以上の高硬度 range では Si の高い方が靱性が大きい結果となっている。

Cr も低硬度 range では低い方がよいが、高硬度域では Cr 量増加の効果が若干認められる。

Mo は HRC 40 前後を境として低硬度 range では $0.5\sim 0.7\%$ が良く、とくに基本成分の C 3, C 4 の Mo 量によつてなお回復しきれない谷が Mo 量の増加によつて回復されていることが認められる。HRC 40 以上では Mo 量の多い方がわずかに靱性が大きい。

W は全般に基本成分の curve よりも下回つており W 添加の効果は認められない。

Ti は HRC 42 以下の低硬度 range では添加によりかえつて靱性を低下しているが、42 以上の高硬度 range においては Ti 約 0.1% 以上の添加により靱性を高める効果が認められる。

V は HRC 32 以下の range では微量の添加が有効であり 0.05% 以下で靱性を増加しているが、HRC 40 以上の高硬度 Range では 0.2% の添加によりいちじるしく靱性を増加しているのが認められる。

また Ti-B も V と同様に HRC 約 40 以上の range において 0.05% Ti + 0.002% B の添加によりいちじるしく切欠衝撃値を高めている。

Cu も W と同様に効果はなく、Cu 量の低い方が望ましい。

以上硬度と切欠衝撃値との関係から各元素の影響を調べると、HRC 32 前後の低硬度 range では基本成分に対して大部分の添加元素は効果がなくわずかに Mo およ

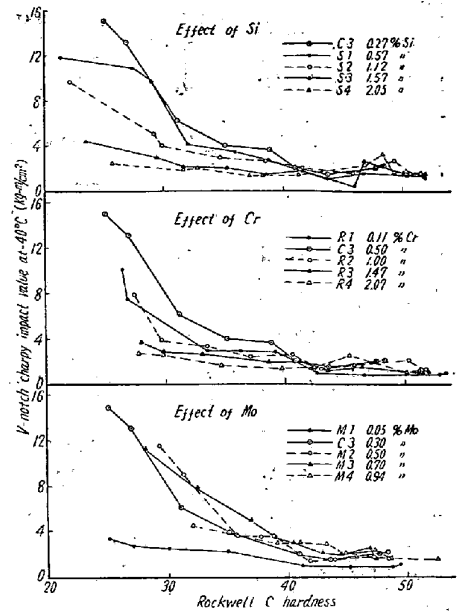


Fig. 7. Relation between Rockwell C hardness and V-notch Charpy impact value at -40°C .

びVが有効と認められる。基本成分は比較的Mn量が高いため0.3% Moでは550°C付近の脆性がなお現われて、硬度—衝撃値曲線にHRC 28~38のrangeにわたつてなお浅い谷を形成しているが、Mo量を0.5~0.7%に増加するとこの脆性は回復して硬度—衝撃値曲線の谷はなくなる効果が見られる。またVは0.05%以下の微量の添加が有効である。

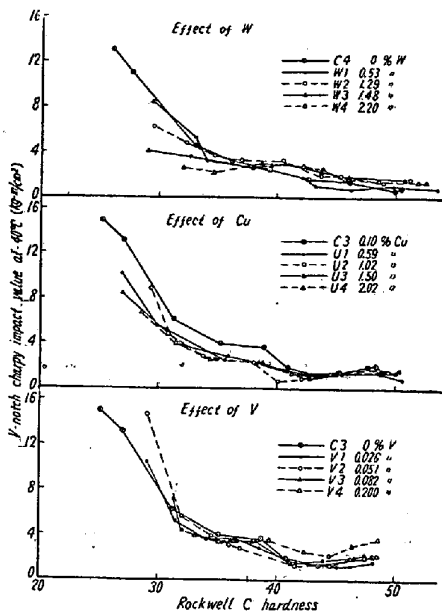


Fig. 8. Relation between Rockwell C hardness and V-notch Charpy impact value at -40°C.

HRC 46以上の高硬度rangeで使用する場合は、1.5%以上のSi, 1%程度のMo, 0.1%以上のTiまたは0.05% Ti+0.002% B および 0.2% Vなどが効果があるが、とくにTi-B, Vが高い切欠靱性を得ている。

IV. 考 察

以上の実験結果から2% Mn強靱鋼の切欠感受性におよぼす各種元素の影響について考察すると、高温焼戻を行なつた sorbite 組織においては基本成分以外に多量の元素を添加してもかえつて切欠感受性を増加するだけで効果はないことがうかがえる。例えば基本成分に対する全合金元素量と切欠衝撃値との関係を、sorbite range 600°C および、550°C martensite range 200°C および300°Cの各焼戻温度について調べると Fig. 9のごとくである。すなわち600°C および550°C では同じ傾向が

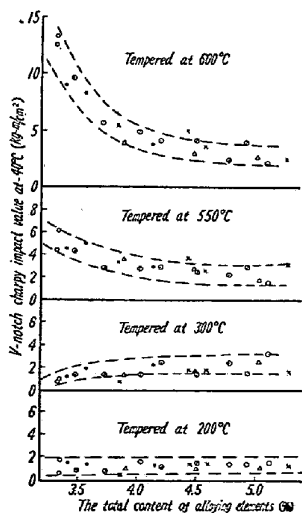


Fig. 9. Relation between the total content of alloying elements and V-notch Charpy impact value at -40°C.

認められ、全合金量の増加にしたがつて衝撃値は低下してくる。とくに全合金量4%までがその低下は急で、それ以上では緩となつている。このことは基本成分試料が sorbite 状態で使用される場合ほとんど合金量の限界近くまですでに含有せしめられていることを概念的に意味するものとする。すなわちこれ以上いくら合金元素を添加して多元系合金鋼としても根本的に切欠感受性を改善することは難しく、むしろ基本成分に対して微量元素の活用により脱酸、脱窒、脱硫あるいは脱磷その他結晶粒微細化などの効果をねらつて切欠感受性を改善すべきであると推察する。

この点で sorbite 状態で有効な元素として、実験結果から Mo およびVが挙げられる。Mo は基本成分のMo量よりも若干高い0.5%で最も良い性質が得られ、またVは0.05%以下の微量添加が望ましい。Moは焼戻状態において2次硬化を生じて高い硬度とともにすぐれた靱性が得られ、本鋼において欠くべからざる元素であるが根本的なMoの靱化作用についてはなお不明である。Vは結晶粒を微細化すると同時に脱酸、窒素の固定などの作用より切欠感受性を改善する効果が現われるものとする。

またCは微量の増減でも切欠感受性にいちじるしく影響をおよぼすため、できるだけC量の下限を狙うことは必要である。とくにC 0.15%以下になると切欠感受性は大きく改善されるから、他の目的が許せばC量を低下してMn/C比を大きくすることが望ましい。ただしC量によつては焼戻温度550°C付近に若干の脆性が現われるから、実用硬度範囲が脆性域に相当する時はかえつてC量を高めて、焼戻温度を上昇して脆性範囲を避けられた方が切欠感受性の上から得策である。Si, Crもおおむね含有量に比例して切欠感受性を増加せしめるが、とくに基本成分自体のMn量が高いからCrはできるだけ低くしてCrとMnとの共存による脆性を避けねばならない。実験結果では0.5% Cr含有の基本成分試料がかなり良い結果を示しているが、既述のごとくCrを含有しないR1試料はC, Si, Mn量が高いため、Crの除去による切欠感受性の減少がC, Si, Mnなどの増加による切欠感受性の増加によりかかれたとみるのが妥当である。

また Fig. 9の martensite range においては、200°C焼戻では合金量はいくら増加しても全般にはほぼ一直線となり効果はみられないが、300°C焼戻においては合金量の増加によりわずかながら衝撃値の上昇が認めら

れる。すなわち本鋼を martensite 組織で使用する場合はなお合金量を増して多元系合金鋼として使用した方が切欠感受性は改善されることを示しており、martensite の焼戻におよぼす合金元素の効果が現われているものと考えられる。martensite range でとくに有効な元素としては 300°C 焼戻における約 2% の Si および 0.05% Ti+0.002% B, 200°C 焼戻における 0.2% V および 0.1% 以上の Ti で、Ti は B との併用により 0.04% Ti+0.002% B でさらに有効となる。これらについて 300°C 焼戻の Cr, Mo, Ti, V などいずれも感受性改善の効果がみられる。

Si は焼戻における軟化抵抗を増加する元素として知られているが、Kenneford & Williams⁷⁾ および茨木、奥村⁸⁾ によれば Si は焼戻の第 3 stage における martensite 分解の開始温度および終了温度を上昇せしめるとされている。Si 以外には Cr が第 3 stage の終了温度を若干上昇せしめるが、その他 Ni, Mn, Mo, V などは影響がない。Si あるいは Cr による 300°C 焼戻における衝撃値増加は、martensite 分解温度の上昇にともなう現われる焼戻軟化抵抗と併せて実用上きわめて有利であると考えられる。最近航空機用強靱鋼として研究されている超強靱鋼 Hy-Tuf⁹⁾ など、この Si, Cr などの効果を利用して超強度における低い切欠感受性を得ているものと推察される¹⁰⁾。

普通 300°C 付近の焼戻に現われる焼戻脆性の原因についてはなお定説はないが、Schrader ら¹¹⁾ は Cr および Mn が単独または共存した場合 500°F 脆性が現われ、Mo, W, V はほとんど影響がなく、また 0.04% 以上の Al の添加が脆性を軽減し 0.1% Al で脆性が消えることを報告し、これらの観測から 500°F 脆性は Cr または Mn の窒化物が主因であるとしている。

著者らの実験においても Ti, V などの添加が有効であるのは窒化物に関連しているものと推察されるが、Si, Cr などの効果も窒化物に基因するか否かは疑わしい。Klinger ら¹²⁾ は低温焼戻域の衝撃値と抽出炭化物の X-線分析の結果から、衝撃値の高い部位は焼戻時間、温度に無関係に ϵ -carbide を含有しており、 ϵ が次第に減少して platelet cementite が現出すると衝撃値は低下するとしている。低温焼戻域における著者らの Si, Cr などの効果もこれらの元素が ϵ -carbide の含有温度範囲を高温側まで広げることにより得られるのではないかと推察されるが、これらの現象の理論的解明にはなお今後の実験を必要とする。

V. 結 言

C 0.28%, Mn 2.00%, Cr 0.5%, Mo 0.3% の基本成分の 2% Mn 強靱鋼の切欠感受性におよぼす各種元素の影響について、低温切欠衝撃試験により実験した結果、一般に sorbite 組織における本鋼の切欠感受性改善には Mo の増加および V の微量添加のみが有効であり、その他の合金元素は添加してもかえって感受性を増加するが、これに反して martensite 組織においては合金元素の添加によりなお改善の余地があることが分つた。これらの結果を要約するとつぎのごとくである。

(1) C 量の増加にしたがつて切欠感受性は他のいかなる元素よりもいちじるしい影響をうける。したがって C 量はできるだけ低くすることが有利であり、切欠感受性のみからいえば C 量 0.15% 以下が望ましい。

(2) Si, Cr はともに sorbite 状態では含有量の増加にしたがつて切欠感受性を増加するからなるべく低い方が望ましいが、300°C の焼戻における衝撃値を改善する効果が認められる。

(3) Mo を全く含有しない本鋼は切欠感受性が極めて大きく、Mo は Mn による脆性の軽減にきわめて有効と見做される。含有量は基本成分よりやや高い 0.5% が最適で、1% 以上の多量になるとふたたび切欠感受性を増加してくる。

(4) W は sorbite 状態では添加はかえって有害であるが、300°C 焼戻脆性の軽減に若干の効果がみられる。

(5) Ti は sorbite 状態では効果は認められなかつたが、低温焼戻域で 0.1% 以上の添加が有効である。とくに B と併用する時 0.04% Ti+0.002% B できわめて高い衝撃値が得られる。

(6) V は高温焼戻でも、低温焼戻でも有効と認められる元素である。sorbite 状態では 0.05% 以下の微量添加が有効であり、martensite 状態では 0.2% のやや多量の添加が有効である。

(7) Cu はいずれの場合も添加量の影響がなくほぼ同一の傾向を示しているが、添加による切欠感受性改善の効果は認められない。また添加量 1% 以上では焼戻脆性の谷を約 400°C の高温側に移す傾向がみられる。

(昭和 34 年 6 月寄稿)

文 献

- 1) 錦織: 電気製鋼, 14 (1938) 33, 349
- 2) 錦織, 浅田: 電気製鋼, 15 (1939) 441,

// 19 (1943) 1

- 3) 小島, 下川: 鉄と鋼, 29 (1943) 853
- 4) 石田, 東村: 鉄と鋼, 26 (1940) 521
- 5) 萩原: 本会第 37 回講演大要, p. 24
- 6) R. Hultgren & J. C. Chang: Trans. ASM. 46 (1954) 1298
- 7) A. S. Kenneford & T. Williams: J. Iron & Steel Inst. 185 (1957) 467
- 8) 茨木, 奥村: 日本金属学会誌, 19 (1955) 3, 223 同 4, 226
- 9) A. E. Nehrenberg: Materials & Methods. 40 (1954) 100
- 10) C. H. Shih, B. L. Averbach & M. Cohen: Trans. ASM 48 (1956) 86
- 11) H. Schrader, H. J. Wiesteru. H. Siepman: Archiv Eisenhütten. 21 (1950) 21
- 12) L. J. Klinger, W. J. Barnett, R. P. Frohberg & A. R. Troiao: Trans. ASM. 46 (1954) 1557

高速度鋼第 8 種類似品および第 6 種の緩急冷却の

二段焼鈍による迅速軟化について*

(高速度工具に関する研究—XIX)

堀 田 秀 次**

Stepped Annealing of High Speed Steels. (SKH8 and SKH6)

(Study on high speed tools—XIX)

Hideji Hotta, Dr. Eng.

Synopsis:

Following the 18th report (Tetsu-to-Hagané, Vol. 44, 1958, No.11, p. 36), the rapid softening method by stepped annealing of high speed steels (SKH 8 & SKH 6) was studied by micrography and hardness test. The results obtained were summarized as follows:

The hardness of the quenched high speed steel that had been annealed from 880°C→800°C in air, oil-or water-cooling (the so called "stepped annealing method") was nearly equal to the hardness obtained by a full annealing furnace.

I. 結 言

高速度工具に関する研究として著者は既往において第 1 報より第 18 報まで^{1)~18)}に各種の研究発表を行ない、これが第 18 報¹⁸⁾として焼入硬化した高速度鋼第 8 種類似品および第 6 種につき変態点直下の 800°C から水鈍および空気鈍すると完全焼鈍法に比較すれば軟化程度は悪いが機械加工の可能な硬さにするための迅速軟化法として適切なものであることを述べた。完全焼鈍法では冷却までに相当長時間を必要とするものであるが焼鈍の途中から引出して急冷しても軟化し得るとすれば時間を短縮しいわゆる迅速軟化法となる訳である。従来高速度鋼の迅速軟化法について二、三の発表^{19)~21)}があるが、著者は今回は焼鈍を上述のように緩急二段の冷却によつて行なう方法(便宜上これを二段焼鈍法(Stepped Ann-

ealing と称する)を前回と同様の焼入した試料高速度鋼第 8 種(SKH 8) 類似品および第 6 種(SKH 6)につき試験を行なった結果、二段焼鈍法が完全焼鈍法のものほとんど等しい程度を示し、迅速軟化焼鈍法として有効適切なものと考えられるので、これが試験の経過ならびに成績の概要について述べることにする。

II. 実 験 試 料

(1) 化学成分

実験材料は高速度鋼第 8 種(SKH 8) 類似品および第 6 種(SKH 6)でその化学成分は Table 1 に示す通りである。

* 昭和32年10月本会講演大会にて発表

** 熊本大学教授, 工学博士