

# Cr-Mo 強靱鋼の低温焼戻状態における衝撃遷移特性に 及ぼす Al, Ti 及び B 添加の影響†

河井 泰治\*・益子 美明\*・西田 源泉\*

## EFFECT OF AL, Ti AND B ADDITION ON THE IMPACT TRANSITION CHARACTERISTICS OF HIGH STRENGTH Cr-Mo STEEL AS TEMPERED AT LOW TEMPERATURE

*Taiji Kawai, Yoshiaki Masuko and Motoshi Nishida*

### Synopsis:

Both the low tempering temperature embrittlement and the transition characteristics of high strength steel are in close connection with the quality of steel, and the effect of Al, Ti and B addition upon them is thought to be very important from the industrial point of view, as it is related to the deoxidation, nitrogen-fixation and austenite grain size of steel.

The authors, therefore, have investigated the effect of Al, Ti and B addition on the low tempering temperature embrittlement of high strength Cr-Mo steel from the view point of impact transition characteristics.

Results obtained were summarized as follows:

(1) The Al, Al-Ti or Al-Ti-B treatment improved the impact values at the tempering temperature ranging from 100 to 450°C. Especially in the case of the Al-Ti-B treatment, the impact value in the range of embrittlement was markedly improved.

(2) The tempering embrittlement temperature was not changed by the Al treatment, and the embrittlement occurred at about 300°C. But the Al-Ti or Al-Ti-B treatment raised its temperature to about 350°C.

(3) In each treatment, the transition temperature varied apparently with the tempering temperature: the tempering within the range of embrittlement at 300 to 350°C and at about 100°C causes a higher transition temperature, whereas the tempering at about 200°C (the impact value was maximum at this state) and at about 400~450°C resulted in a lower transition temperature.

(4) The Al, Al-Ti or Al-Ti-B treatment lowered the transition temperature, especially the Al-Ti and Al-Ti-B treatments markedly lowered it in the range of embrittlement of tempering at 300 to 350°C.

Therefore, by the proper treatment with such elements, actual finished products were presumed to be given more security against the brittle failure.

### I. 緒 言

強靱鋼の低温焼戻脆性に関しては残留オーステナイトの分解, P, S, N 等の不純物, Al, Ti, Mo 等の添加オーステナイト結晶粒度等の影響が従来の研究者により指摘されており, またマルテンサイトの焼戻機構とも関連あるものと考えられているが, いずれも未だ本質的な説明を与えるに至っていない。

就中 Al, Ti および B 等の影響は熔鋼の脱酸, 脱窒焼入性乃至はオーステナイト結晶粒度等と極めて密接な関係があり, 工業的には特に重要であるため, これに関しては最近多くの研究が報告されており<sup>1)~4)</sup>, 筆者等も既に報告した如く含硼素鋼の実験結果より適当な Al+

B 或いは Al+Ti+B 処理を行つたものは Al 添加のみのものに比し著しく低温焼戻脆性が改善されることを知つた<sup>5)</sup>。

一方低温焼戻脆性と一般の遷移温度の問題は共に鋼質の良否と密接な関係があり, 低温焼戻脆性により遷移温度が変化することは低 Ni-Cr 強靱鋼について筆者等の既に実証した通りである<sup>6)</sup>。

本研究は以上の如き衝撃遷移特性という観点より Cr-Mo 強靱鋼の低温焼戻脆性におよぼす Al, Ti および B 添加の影響を調査したものである。

† 昭和 29 年 10 月本会講演大会にて講演

\* 住友金属工業株式会社製鋼所

Table 1. Chemical composition, transformation temp.,

Mark	Chemical composition (%)										
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	Σ N	Sol. N	Sol. Al
O	0.32	0.21	0.80	0.027	0.026	0.21	0.66	0.20	0.0141	0.0067	tr.
A	0.32	0.23	0.83	0.027	0.030	0.20	0.61	0.19	0.0112	0.0034	0.020
AT	0.32	0.24	0.81	0.024	0.026	0.22	0.63	0.22	0.0121	0.0028	0.077
ATB	0.33	0.22	0.80	0.026	0.028	0.22	0.65	0.19	0.0101	0.0023	0.077

## II. 供試材

供試材は 50 kg 塩基性高周波電気炉で熔製した Cr-Mo 強靱鋼に Al(0.05%) 処理, Al(0.1%)+Ti(0.05%) 処理, Al(0.1%)+Ti(0.05%)+B(0.0025%) 処理を施した 3 熔解および全然処理を施さない 1 熔解につきこれを 16 kg 鋼塊に鑄込み, 圧延により 14 mm 角の棒鋼としたものである. Table 1 にはその成分, 変態点, 焼入温度およびオーステナイト結晶粒度を示す. 同表中 B の分析は Carmine 比色法によつた. また同表より Al その他の処理により可溶 Al は増加し, 可溶 N は減少しかつオーステナイト結晶粒度は Gc 4.3 より 6 以上となつてゐることが認められる.

なお使用した B 合金は 10 mm 程度の粒状とした C tr., Si 1.23%, Al 6.89%, Ti 3.22%, B 11.6% のもの, Fe-Ti は粒状の C 0.11%, Si 5.02%, Al 2.90%, Ti 24.93% のもの, Al は市販の純 Al である.

(いずれも取鍋添加)

## III. 実験方法

前記の素材を 870°C×1h→空冷後, 片側 0.25 mm の仕上代を残し粗仕上したシャルピー試験片を多数作製し脱炭を防止しつつ下記の熱処理を行い正規の寸法に仕上げた.

シャルピー試験片は JIS 標準寸法によつた.

焼入: 860°C×1h→油冷

焼戻: 100, 200, 300, 350, 400 および 450°C×2h  
→空冷

衝撃試験温度は 200, 100, 25, -30 および -70°C の 5 条件とし, その温度の恒温浴中に 30mn 保持した後素早く取出して衝撃試験を行つた. 破断までの所要時間は 4 sec 以内でその間の温度変化は無視した. なお同一試験条件のものについて 3ヶ宛試験を行つた. 使用したシャルピー試験機の容量は 30 kg-m, 衝撃速度は約

4.7m/sec である.

## IV. 実験結果並に考察

各供試鋼の焼戻温度—硬度曲線を Fig. 1 に示す. 各

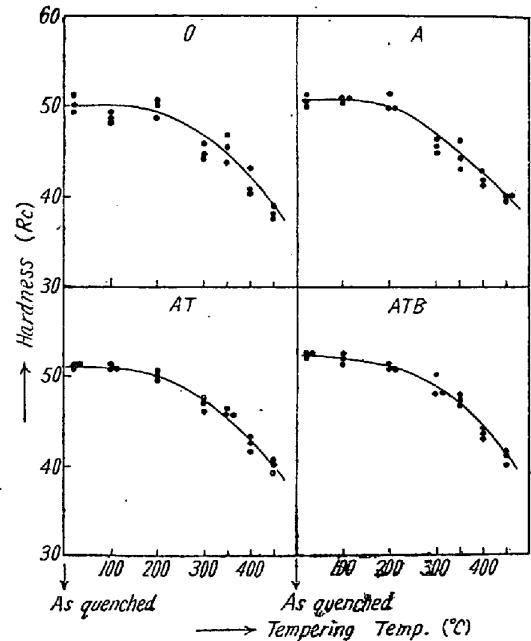


Fig. 1. Tempering temp.—hardness curves of steels tested.

試料とも試験片寸法では殆んど完全に硬化されているが同図にわかる如く B 添加のものが僅かに焼入硬度が高いことは B の焼入性増進効果のため, より完全なる焼入組織が得られたためと思われる. また各供試鋼における衝撃値におよぼす焼戻温度および試験温度の影響を一括して Fig. 2, 3, 4, 5 に示す. ただし図中の各点は 3ヶの測定値の平均を示す.

以上の実験結果より次の事項がわかる. 即ち

(1) 低温焼戻脆性について

i) Al 処理は処理なしのものに比較して, 100~450°C の各焼戻状態の衝撃値を改善する. 従来文献<sup>1)2)</sup>で

quenching temp. and grain size of steels tested.

Al <sub>2</sub> O <sub>3</sub>	Ti	B	Transform. temp. (°C)		Quench temp. (°C)	Austenite G.S. No.*		Remarks
			Ac 1	Ac 3		Gg	Gc	
0.005	tr.	—	750	815	860	7.0	4.3	No treat. Al(0.05%) treat. Al(0.1%) -Ti(0.05%) treat. Al(0.1%)-Ti(0.05%) -B(0.0025%) treat.
0.008	tr.	—	750	810	860	7.5	6.5	
0.013	0.04	—	755	815	860	7.4	6.3	
0.018	0.05	0.0015	760	815	860	7.0	6.5	

\* Note Gg: Actual grain size at quenching temp.

Gc: McQuaid Ehn grain size (carburized for 6 h at 925°C)

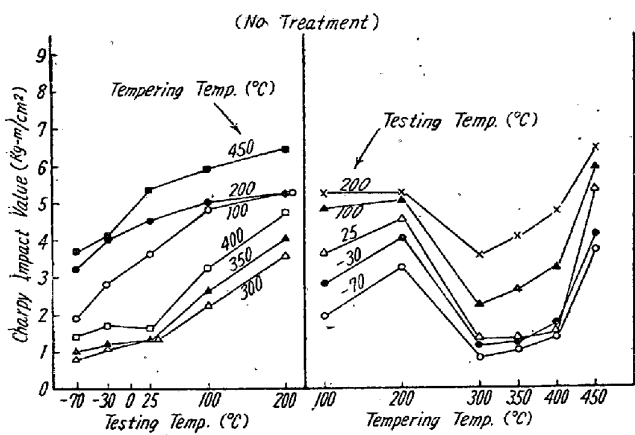


Fig. 2. Effect of testing temp. and tempering temp. on Charpy impact value of steel O.

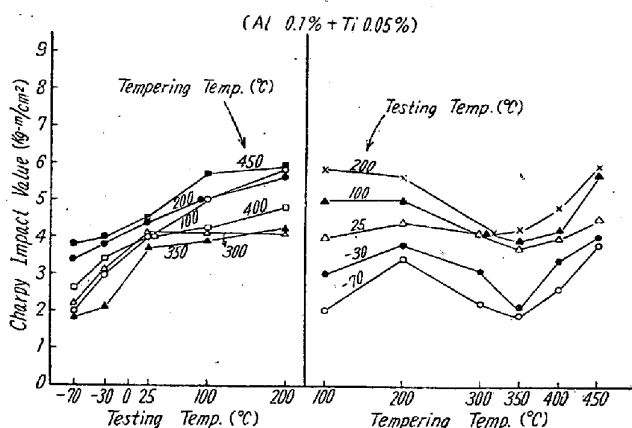


Fig. 4. Effect of testing temp. and tempering Temp. on Charpy impact value of steel AT.

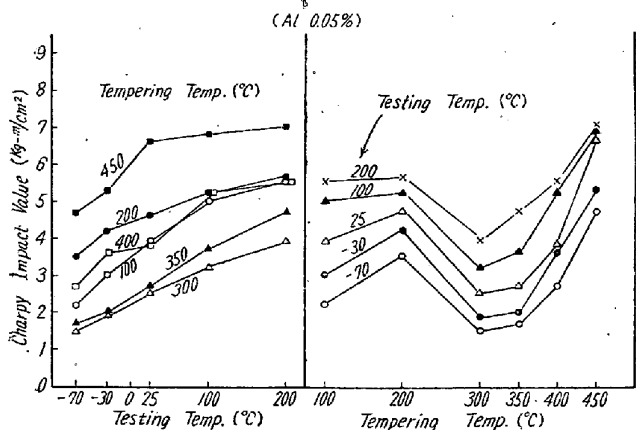


Fig. 3. Effect of testing temp. and tempering temp. on Charpy impact value of steel A.

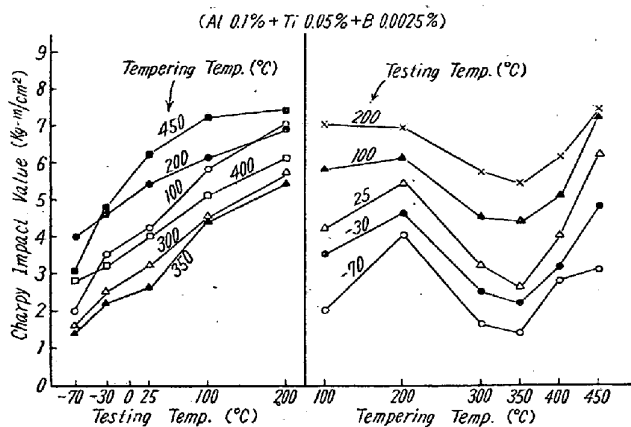


Fig. 5. Effect of testing temp. and tempering temp. on Charpy impact value of steel ATB

は Al 処理は 200°C 焼戻近辺の衝撃値の山を下げ 300°C 焼戻近辺の衝撃値の谷を上げると報じられているが本実験の場合 200°C 近辺の衝撃値も改善されている。これは Table 1 よりわかる如く、Al 処理により脱窒されていることおよび可溶 Al の増加によつてオーステナイト結晶粒がやや微細化されているためと考えられる。

しかし、焼戻脆性温度は Al 処理の有無にかかわらず 300°C 附近である。

ii) Al+Ti 処理は全体としてさらに衝撃値を改善する傾向を有し、焼戻脆性温度を 300°C より 350°C まで上昇させる。ただし 100~200°C 附近の焼戻に比して 300~350°C 附近の焼戻における衝撃値の改善は僅かである。

iii) Al+Ti+B 処理は既に報告した如く<sup>5)</sup>更に著しく衝撃値を改善する。特に低温焼戻脆性域における改善は著しい。なお、脆性は 350°C 焼戻近辺で生じ、Al+Ti 処理の場合と変わらない。

### (2) 衝撃遷移特性について

i) Fig. 2, 3, 4, 5 において衝撃値が各焼戻状態における飽和値の 1/2 になる温度を便宜上遷移温度と看做せば、各供試鋼を通じ、遷移温度は焼戻温度により著しく変化し、300~350°C 焼戻の脆性域（および 100°C 焼戻）では低温における衝撃値の低下が著しく、200°C 焼戻附近の衝撃値の極大点および 400~450°C 焼戻状態では衝撃値の低下は僅少である。これらの傾向は既に報告した低 Ni-Cr 強靱鋼についての実験結果<sup>6)</sup>と同様である。

ii) 衝撃遷移温度におよぼす各処理の影響を見るため各焼戻状態における衝撃遷移曲線を Fig. 6 の如く比較すれば、Al, Al+Ti 或いは Al+Ti+B 処理によつて遷移温度は低下するが、就中 300~350°C 焼戻の脆性域における低下は特に著しい傾向が認められる。

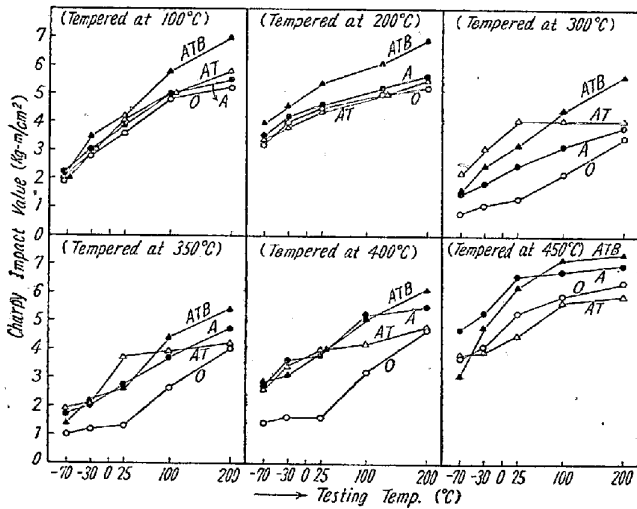


Fig. 6. Effect of Al, Ti and B addition on impact transition curves of steels tested as tempered at various temperatures.

### (3) 破断面および顕微鏡組織について

各試験条件における破断面の観察結果によれば破断に際して生じた塑性変形程度を傾向的に知ることが出来る。

また顕微鏡組織は焼戻温度により特徴的な変化を示すが、さらに微細な組織分布の観察は電子顕微鏡に待たなければならず、さらに各試験条件において破断が組織的に如何なる位置を通つて生ずるかを調べることは脆性破壊の本質を究明する上に肝要であると考えられる。

## V. 結 言

Cr-Mo 強靱鋼につき完全焼入後種々の低温焼戻状態におけるシャルピー衝撃値の試験温度による遷移特性を求め、これにおよぼす Al, Ti および B 処理の影響を検討した。

その結果、これらの処理、就中 Al+Ti および Al+Ti+B 処理は低温焼戻脆性を改善するばかりでなく、衝撃遷移温度を著しく低下せしめることを認めた。

即ち低温焼戻脆性は遷移特性と極めて密接な関連を有し、これらを左右する因子の統御により低合金鋼の低温焼戻時の切欠強度並びに靱性および脆化に対する抵抗を相当程度改善しうる事が明らかとなつた。

したがつて適正なる熔鋼の精練と相俟つて、かかる処理を適正に施せば、実際の品物の破損に対してより一層の安全性を保證せしめうるものと考えられる。

(昭和 50 年 2 月寄稿)

### 文 献

- 1) T. Swinden & G. R. Bolsover: Journal of Iron & Steel Inst., **84** (1936) 457
- 2) H. Schrader, H. J. Wiester u. H. Siepman: Arch. f. d. 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, 井上, 小川: 鉄と鋼, **39** (1953) 116
- 6) 河井, 西田: 鉄と鋼, **40** (1954) 38
- 7) 木原: 鉄と鋼, **40** (1954) 43