

上昇せしめるが極少量のC(>0.002%)が共存すれば例えば0.13%のごとき多量のOが純鉄に含有せられても常温におけるI.V.は低下しない。筆者等の実験に使用した試料は0.0066~0.0145%のOを含有しているが勿論C及びMnも上記の含有量以上に共存するからOによるtr. temp.の変化はないものと思われる。さてAl含有量より判断するとFO, GOではOはほとんど $Al_2O_3$ となつておりHO, JOでは一部分 $Al_2O_3$ , 残部は $SiO_2$ , FeO又はMnO(或いはこれらの化合物や固溶体)になつているものと思われる。上述の理由によつてOは $Al_2O_3$ 型,  $SiO_2$ 型, (Mn, Fe)O型の如何を問はず恐らくtr. temp.に影響を及ぼさない。従つてtr. temp.に影響を及ぼすものはmetallic Al及びN含有量である。一般にAlキルド鋼はセミキルド又はリムド鋼に比較してtr. temp.が低温側にあることは良く知られている。Alキルド鋼中のNは $A_1$ 点以下ではすべてAINとなつていてと考えて差支えないから換言すればAIN型のN又はAlはtr. temp.を低下せしめる訳である。Al量の小なるHO, JOではmetallic Alはほとんど零であるからNは恐らく $Si_3N_4$ を生成していると考えられFO, GOではAl量が前2試料より大でありmetallic Alが存在し従つてNはAINを生成していると考えてよい。FO, GOのtr. temp.がHO, JOのそれに比較して低温側にあるのは以上の理由によるものと思われる。純鉄がNを含有する場合はもし平衡状態にあれば常温附近ではNはほとんどすべて $Fe_4N$ となつていて。但しK. H. Jackによれば準安定平衡状態にあつて $Fe_{16}N_2$ が存在すると言ふが、いずれが存在するにしてもNは純鉄のtr. temp.を上昇せしめることがFastによつて認められているから $Fe_4N$ 或いは $Fe_{16}N_2$ はtr. temp.を上昇せしめる訳である。従つてAIN型以外のNはすべてtr. temp.を上昇せしめることになる。(但しTiN, ZrN等については別に検討しなければならぬ。) Reinbolt等は0.018%以下のNはtr. temp.にほとんど影響を及ぼさないとしているが同氏等はNの存在状態について一切考慮を払つていないから同氏等の判定は不正確と思われる。転位論から考えても侵入型原子であるNがtr. temp.に大なる影響を及ぼすであろうことは当然予測されるところである。

#### IV. 結 言

1) Cは鋼のtr. temp.を上昇せしめる。その割合はパーライトの面積にほぼ比例する。15 ft-lbのごときductility transition に対してはVノッチシャルビー試

験ではC含有量の影響はないようである。

2) Asは鋼のtr. temp.を上昇せしめる。その程度は極軟鋼において顕著であるがC量が増加するとAsの影響は小となる。Asは単独の場合でも又Cu, Sn等と共存する場合でも0.1%以下であればtr. temp.に影響を及ぼさない。

3) Cuは単独の場合でも又Sn, As等と共存する場合でも0.35%以下であれば極軟鋼のtr. temp.に影響を及ぼさない。

4) Snは単独の場合でも又Cu, As等と共存する場合でも0.1%以下であれば極軟鋼のtr. temp.に影響を及ぼさない。

5) OはMn又はCと共存する限り鋼のtr. temp.に影響を及ぼさないであろうと思われる。

6) AlN型のN又はAlは鋼のtr. temp.を低下せしめる。AIN型以外のNはtr. temp.を上昇せしめる。

7) 鋼のtr. temp.に及ぼすMoの影響は結果がばらついたため決定出来なかつた。

### (55) 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の影響

(Effect of Al, Ti and B Addition on the Impact Transition Characteristics of High-Strength Cr-Mo Steel as Tempered at Low Temperature)

Yoshiaki Masuko, Lecturer, et alii.

住友金属工業 K.K. 製鋼所 工 河 井 泰 治  
○工 益 子 美 明  
西 田 源 泉

#### 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<sub>2</sub>等の不純物, Al, Ti, Mo等の添加, オーステナイト粒度等の影響が従来の研究者により指摘されており又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解明を与えるに至っていない。就中Al, Ti及びB等の影響は熔鋼の脱酸, 脱窒乃至は粒度と極めて密接な関係があり工業的には特に重要であるが、これに関しては最近多くの研究が報告されており<sup>1)2)3)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+

第 1 表 供試材の成分，變態點，燒入溫度及び粒度

記號	化學成分 (%)									變態點 °C		燒入溫度 °C	オーステナイト粒 度		備 考
	C	Si	Mn	P	S	Cu	Cr	Mo	その他	AC <sub>1</sub>	AC <sub>3</sub>		燒入溫度における Gg	學振炭粒 度 G	
												AC <sub>1</sub>			
O	0.32	0.21	0.80	0.027	0.026	0.21	0.66	0.20	Al tr Ti tr	750	815	860	7.0	4.3	處理なし
A	0.32	0.23	0.83	0.027	0.030	0.20	0.61	0.19	Al 0.020 Ti tr	750	810	860	7.5	6.5	Al(0.05%) 處理
AT	0.32	0.24	0.81	0.024	0.026	0.22	0.63	0.22	Al 0.077 Ti 0.04	755	815	860	7.4	6.3	Al(0.1%) Ti(0.05%) 處理
ATB	0.33	0.22	0.80	0.026	0.028	0.22	0.65	0.19	Al 0.077 Ti 0.05 B 0.0015	760	815	860	7.0	6.5	Al(0.1%) Ti(0.05%) B(0.0025%) 處理

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が知られている<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及ぼす Al, Ti 及び B の影響を調査したものである。

II. 供 試 材

供試材は 50kg 塩基性高周波電気炉で溶製した Cr-Mo 強靱鋼に Al, Al-Ti 及び Al-Ti-B 処理を施した 3 溶解及び全然処理を施さない 1 溶解につき，これを 16kg 鋼塊に鑄込み圧延により 14mm 角の棒鋼としたものである。第 1 表にその成分，變態點，燒入溫度及び粒度を示す。

III. 実 験 方 法

前記の素材を 870°C × 1hr → 空冷後，片側 0.25mm の仕上代を残し粗仕上したシャルピー試験片を下記の熱処理を行い正規寸法に仕上げた。

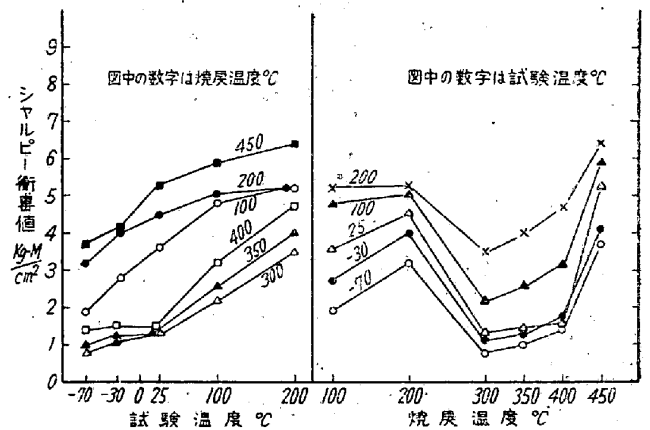
燒入; 860°C × 1hr → 油冷

燒戻; 100, 200, 300, 350, 400 及び 450°C × 2hr → 空冷

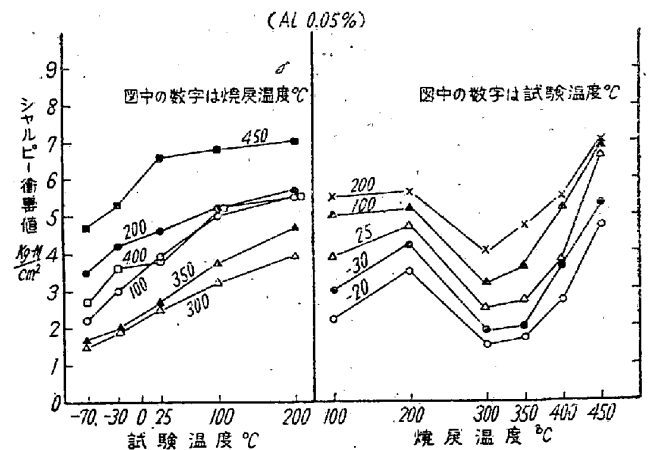
衝撃試験温度は 200, 100, 25, -30 及び -70°C の 5 条件とし同一試験条件のものについて 3 ケ宛試験を行つた。

IV. 実験結果並に考察

得られた結果を一括して第 1 図乃至第 4 図 (第 4 図省略) で掲示) に示す。(但し図中の値は 3 ケの測定値の平均を示す。) これらの図よりわかる如く，先ず低温焼戻脆性については

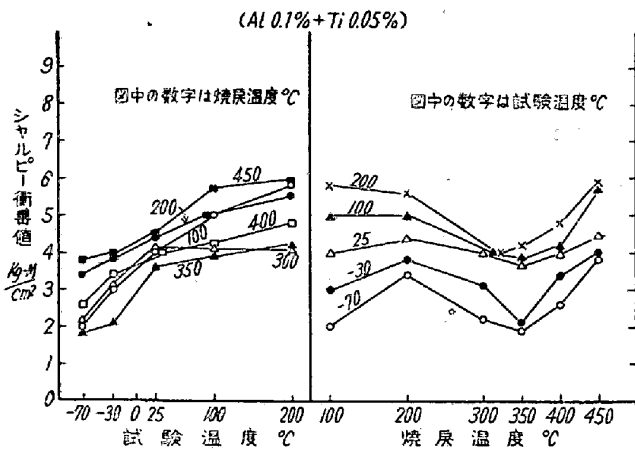


第 1 圖 供試鋼 O の衝撃値に及ぼす試験温度及び燒戻温度の影響 (處理なし)



第 2 圖 供試鋼 A の衝撃値に及ぼす試験温度及び燒戻温度の影響

(1) Al 処理は処理なしのものに比して 100~450°C の各焼戻状態の衝撃値を改善する。従来の文献<sup>1)2)</sup>では Al は 200°C 焼戻附近の衝撃値の山を下げ 300°C 焼戻附近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 焼戻附近の衝撃値も改善されているのは第 1 表よりわかる如く Al 処理によりオーステナイト



第3圖 供試鋼 AT の衝撃値に及ぼす試験温度及び焼戻温度の影響

結晶粒が G4.3 より G6.5 と微細になつているためと考えられる。

しかし焼戻脆性温度は Al 処理の有無に拘らず 300°C 附近である。

(2) Al+Ti 処理は全体として更に衝撃値を改善するほか、焼戻脆性温度を 300°C より 350°C 附近まで上昇させる。

(3) 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。尚脆性は 350°C 焼戻附近で生じ、Al+Ti 処理と変らない。

次に各焼戻状態の衝撃遷移曲線を見るに

(1) 各供試材を通じ、遷移温度は焼戻温度により著しく変化し 300~350°C 焼戻の脆性域では低温における衝撃値の低下が著しく、200°C 附近の衝撃値の極大点或いは 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 鋼についての実験結果<sup>6)</sup>と同様である。

(2) 又衝撃遷移温度に及ぼす各処理の影響を見るに各焼戻状態において Al, Al+Ti 及び Al+Ti+B 処理によつて遷移温度は低下するが 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。

#### IV. 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、これに及ぼす Al, Ti 及び B 処理の影響を検討した。

その結果これらの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することを認めた。

従つてかかる処理はこれ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障しうるものと考えられる。

#### 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. Eisenhüttenwesen, 21 (1950) 21
- 3) P. Payson; Iron Age, (1951) Sept. 27-86
- 4) 高尾, 國井: 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

#### (56) 硼素鋼の研究 (I)

(Study of Boron Steel—I)

Tomoo Inada, Lecturer, et alii.

日立製作所安来工場 工博 小柴定雄  
田中和夫 ○ 稲田朝雄

#### I. 緒 言

アメリカに於いては各種肌焼鋼及び低合金鋼に微量 B を添加することにより焼入性を増大し以て Ni, Cr, Mo, Mn 及びその他焼入性増大元素の節減をはかつている。而して吾が国に於いても最近種々研究が進められつつあるが B の効果については未だ十分究明されていない。

一方著者等もこれが研究を行つているが本報は Cr, Cr-Mo 肌焼鋼及び強靱鋼に B 0~0.011% 添加せるものにつき種々検討せる結果につき報告する。

#### II. 試 料

試料は 50K 高周波電気炉にて Cr, Cr-Mo 系肌焼鋼及び強靱鋼を夫々熔製後 Fe-Si 及び Al 約 0.1% を適宜用いて脱酸し、第 1 表の如き Fe-Ti-B により B を 0~0.011% 炉中添加し、8~15kg 錠塊に鑄造した。次いでこれらを夫々 15~32mm 角に鍛伸後 900°C より焼準し各種試験片に機械仕上げした。

#### III. 実 験 結 果

##### (1) 変態生起状況

C 0.1%, Cr 1.05% の Cr 肌焼鋼に B 0~0.011% 添加せるものにつき 900°C より炉冷及び空冷し夫々の変態生起状況を測定した。その結果 B 添加により Ac<sub>1</sub> 点