

- 2) 吉識, 金沢: 造船協会論文集, 第102号, 39頁, 昭33年.
- 3) M. OTANI: The Welding Research Committee of Society of Naval Architects of Japan, 50, 1953.
- 4) 阿部: 日本金属学会講演概要 (昭35年, 第47回 45頁).
- 5) 越賀: 造船協会論文集, 第108号, 355頁, 昭35年.

(146) 純鉄の低温脆性

(シャルピー衝撃試験における荷重-時間曲線の研究—Ⅶ)

東京工業大学

工博 作井誠太・中村正久・○大森正信

Low-Temperature Brittleness of Pure Iron.

(Studies of load-time relations under Charpy impact test—Ⅶ)

Dr. Seita SAKUI, Tadahisa NAKAMURA
and Masanobu OHMORI

I. 緒 言

前報と同様シャルピー衝撃試験における靱脆遷移温度の測定と破壊様式の観察を衝撃時に得られた荷重-時間曲線にもとづいて行ない, 今回は純鉄の衝撃挙動が溶解条件 (大気中溶解における鎮静, 真空溶解および窒素雰囲気溶解) によつていかなる影響を受けるかについて実験した. さらに, それらの純鉄が各種の処理, たとえば加工, 焼鈍, 時効などによつて衝撃性質がどのようにに変化するかをあわせて検討した.

II. 実験方法

試料は電解鉄を大気中, 真空中および1気圧の窒素中で溶解したものである. 溶解量は5~8kgである.

大気中溶解はAlを用いて鎮静し, その添加量を5種に変化した. 真空溶解は0.1%の炭素をFe-Cにより添加, 脱酸し 10^{-3} ~ 10^{-4} mm Hg程度の真空中で溶解および鑄造した. 窒素中溶解は, 全く同一条件で一度真空溶解し, 所定の真空度に達したのち, 1気圧の窒素雰囲気とし5分間保持したのち鑄造した. 試料の溶解条件ならびに化学組成をTable 1に示す.

鋼塊は50mm角, 熱間鑄造後熱間圧延を行なった. そののち5.5mmφまで冷間引抜して試料とした. 引抜加工度約80%)

試料はそれぞれ下記のごとき状態の下で実験した.

- i) 受入のまま (加工のまま)
- ii) 700°C, 1h 焼鈍
- iii) 920°C, 1h 焼鈍
- iv) 920°C, 1h 焼鈍後, 700°Cより水焼入した直後
- v) 700°C焼入後, 常温時効
- vi) 920°C焼鈍後, 3%の引張歪を与えた直後
- vii) 3%引張歪を与えたのち, 200°C, 1h 歪時効

シャルピー衝撃試験機は容量2kg-mの小型試験機であり, 円柱状試験片を用い, 衝撃時の荷重-時間曲線の記録は水晶-陰極線オシログラフ方式によつた. 以上は前報りと全く同様である.

III. 実験結果

実験結果の2, 3の例を以下に示す.

Table 1に示した試料1~5は大気中溶解せるものでAl鎮静してあり1~5の順に鎮静の程度が大である. すなわち1~5の順に鋼に残留するAlもしくは Al_2O_3 の量が増している. 試料1~5を920°C, 1h焼鈍, および920°C, 1h焼鈍後700°Cより水焼入したときの吸収エネルギー対試験温度をそれぞれFig. 1およびFig. 2に示す. Fig. 1においてAl含有量の高いほど, すなわち鎮静が十分であるほど, エネルギー対温度曲線の降下部が低温側にある. 最大荷重対温度曲線は省略した

Table 1. Chemical composition of specimens (in wt. %)

Specimens No.	Melting	C	Si	Mn	P	S	Al		O ₂	N ₂
							Solute Al	Al ₂ O ₃		
1	Melted in air (Killed by Al)	0.043	tr	tr	0.004	0.011	tr	0.006	0.0219	0.0060
2		0.032	tr	tr	0.004	0.014	tr	0.017	0.0084	0.0057
3		0.020	0.02	tr	0.004	0.014	0.064	0.043	0.0099	0.0059
4		0.010	0.02	tr	0.004	0.015	0.236	0.045	0.0119	0.0060
5		0.010	0.07	tr	0.004	0.012	0.593	0.047	0.0040	0.0036
6	Melted in vacuum	0.003	tr	tr	0.005	0.008	—	—	—	0.0019
7	Melted in N ₂	0.003	tr	tr	0.005	0.009	—	—	—	0.0109

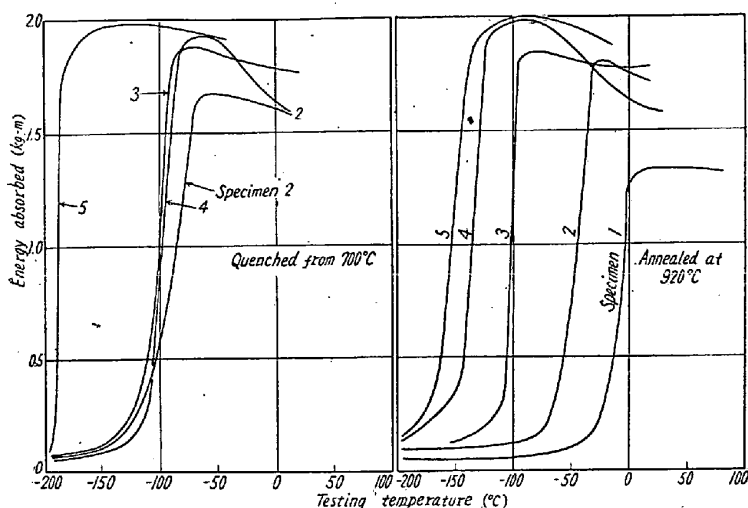


Fig. 1. Absorbed energy v. s. testing temperature curves of electrolytic iron melted in atmosphere as quenched at 700°C after annealed. Effect of deoxidizer.

Fig. 2. Absorbed energy v. s. testing temperature curves of electrolytic iron melted in atmosphere as annealed at 920°C. Effect of the deoxidizer.

が、この曲線の極大値も 1~5 の順に低温側にずれ、その値はいずれもほとんど相異がなかつた。かかる傾向は 700°C 焼鈍試料も全く同様である。Fig. 2 の焼入試料は、試料 2~4 はエネルギー対温度曲線がほぼ同一の温度で降下部を有しており、試料 5 のみいちじるしく低温で降下をはじめる。

以上の結果において、Al の遷移温度の改善におよぼす効果はとくにいちじるしく、強度の脱酸を行なつたため細粒となつたことによるものか、あるいは Al 自身が

固溶したための特性であるか興味ある点である。

(2) 加工後の焼鈍の影響

Fig. 3 に試料 1 の加工状態、700°C 焼鈍および 920°C 焼鈍の実験結果を示す。700°C 焼鈍、加工状態、920°C 焼鈍の順に遷移温度は上昇している。かかる結果は何れの試料についても全く同様である。また前報の軟鋼の結果も同様で、加工材は再結晶温度よりわずかに高い温度に焼鈍する場合は最も遷移温度が低い。

(3) 溶解法の影響

溶解法の影響は冷間加工材について吸収エネルギー対試験温度を Fig. 4 に示す。大気中溶解は焼鈍の場合 (Fig. 1) と遷移温度などの値は異なるが、ほぼ同様の傾向を示す。しかし試料 1 のごとく脱酸が十分でない場合は、吸収エネルギーの値が加工によりいちじるしく低下するが、これに比し脱酸が十分な試料はかかる低下さへ僅少であるのが特長である。ここで問題となるのは含有ガスがとくに少ない真空溶解の試料 6 がそれほど低い遷移温度とならないことである。試料 7 は窒素含有量が高く、吸収エネルギーも低く遷移温度は高い。

下さへ僅少であるのが特長である。ここで問題となるのは含有ガスがとくに少ない真空溶解の試料 6 がそれほど低い遷移温度とならないことである。試料 7 は窒素含有量が高く、吸収エネルギーも低く遷移温度は高い。

IV. 結 言

電解鉄を原料としいろいろな溶解法によつて製作した 7 種の試料について低温脆性について実験し、大要次の結果を得た。

(1) 低温脆性の改善におよぼす脱酸元素としての

Al の影響は顕著であり、とくに鉄に残留する Al の量を 0.3~0.5% 以上とすれば低温においても良好な靱性を示す鉄が得られた。

(2) 真空溶解は確かに純度のよい鉄を作るが、健全鋼塊とすることが困難で、溶湯に何等の処理もしない場合はそれほどよい低温靱性を得ることはできなかった。

(3) 低温脆性には窒素は有害元素であつて、窒素含有量の高い鉄はもつとも遷移温度が高い。

文 献

- 1) 作井, 中村, 大森: 鉄と鋼, 46 (1960), 140.

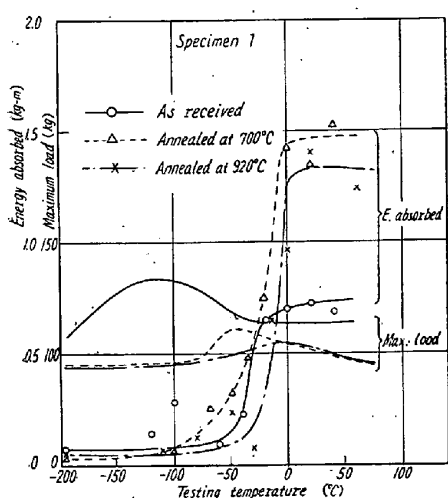


Fig. 3. Variation of absorbed energy or maximum load of specimen 1. under various treatments at low temperature.

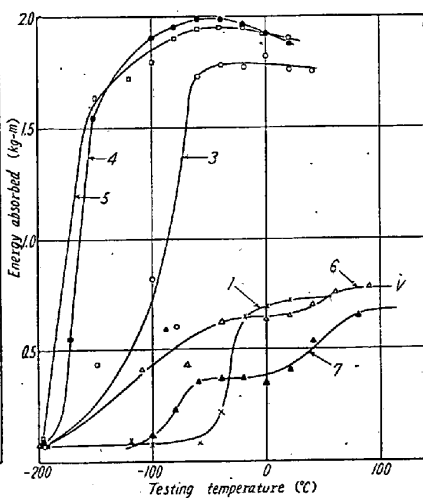


Fig. 4. Comparison of low-temperature brittleness of electrolytic iron in cold-worked state under various melting conditions.