(昭和 33 年 11 月造船協会秋季講演会に於て講演)

低温脆性に関する二、三の実験

正員 阿 部 三 郎*

Some Experiments on the Low Temperature Brittleness of the Steels

By Saburo Abe, *Member*

Abstract

The author investigated the effect of heat treatments (quenching and tempering, normalizing, annealing and etc.) on low temperature impact resistance of pure irons and mild steels.

The structure of pure iron as quenched into water had the higher energy value at low temperature and the lower mean energy transition temperature than the annealed one.

The quenched and tempered structure of mild steel had the highest energy value at low temperature and the lowest mean energy transition temperature. The annealed structure of mild steel had the lowest energy value at low temperature and the highest mean energy transition temperature.

It was found that the structure of mild steel as quenched into water had the lower energy value at $+25^{\circ}\text{C}$, 0°C , -20°C than the annealed structure and the structure as rolled, but on the contrary had the higher energy value at -40°C and -60°C .

The author concluded that the impact resistance at low temperature depends upon the grain size of ferrite.

The microstructures of pure iron and steel were examined by means of the electron microscope at 25°C , -30°C and -80°C . It was found that there were no difference in these structures.

The author investigated on the electron diffraction figures of iron and steel respectively at $+25^{\circ}\text{C}$, -30°C and -80°C , and found that the spectrum lines of these specimens were diffused at low temperature.

1. 緒 言

金属材料が低温において脆性破壊を起すいわゆる低温脆性は古くから知られていた。低温における鋼材の脆性破壊はほとんど塑性変形を伴わずに破壊を起す。鋼材の普通の静的引張試験では余程の低温でなければ著しい靱性の低下は見られないが、試験片に切欠を入れておいて引張試験または衝撃試験を行うと著しい靱性の低下を示す。このような切欠脆性は低温に限らず常温でも起りうる性質であるが、鋼材においては或る温度以下の低温になるとくに顕著にあらわれるので、その性質をとくに低温脆性と呼んでいる。

鋼中に含有されている元素、切欠の形状及び拘束の状況等が低温脆性に及ぼす影響についてはすでに多くの研究結果が発表されている。

一方近時鋼に熱処理を行うことによつて低温脆性を軽減する試みが行われるようになって来た。筆者は熱処理による低温における靱性の改善に関して 2, 3 の実験を行つた結果、或る程度までこの目的を達成しうることを見透しがついたのでここに発表することにした。なお電子顕微鏡によつて低温度における顕微鏡組織及び電子廻折像等について実験を行つたので、これらについても言及したいと思う。

2. 実 験

船体用鋼板(セミキルド鋼, キルド鋼)について低温度における引張試験, V ノッチ・シャルピー衝撃試験, 顕微鏡組織及び電子廻折像の撮影を行つたが、次にこれらについて述べよう。

原稿受付, 7 月 12 日

* 日本海事協会技研

2.1 低温度における降伏点並に抗張力

2.1.1 実験の方法：引張試験はアムスラー型 50 噸機によつて行つた。試験片の冷却にはドライアイスを用い、適量のアルコールを注入することによつて所定の温度を得ることが出来た。

Fig.1. Cooling apparatus of Test Piece

Fig.2. Dimensions of Tensile Test Piece

試験片を予め所定の温度に保持した冷却槽に約 30 分間浸漬して冷却し、これを Fig.1 に示した冷却装置に迅速に移して試験機に取付け冷却しながら試験を行つた。試験片中熱処理を行うものについては荒仕上の状態で熱処理してから仕上げるようにした。試験片の寸法は Fig.2 の通りである。

2.1.2 試験材料：実験に供した材料は厚さ 28 mm のキルド鋼板でその化学組成は Table 1 に示した通りである。

Table 1 Chemical Composition

Mark	C%	Si%	Mn%	P%	S%
A	0.20	0.21	0.56	0.019	0.029
B	0.17	0.19	0.60	0.018	0.030

2.1.3 実験結果：試験片を 890°C に 20 分間加熱して水焼入を行つた後 650°C で 30 分間焼戻した場合の結果を Fig.3 及び Fig.4 に示した。圧延儘の試験片についての実験結果は Fig.5 及

Fig.3. Yielding Stress, Tensile Strength-Testing Temperature Curve of Steel A

Fig.4. Yielding Stress, Tensile Strength-Testing Temperature Curve of Steel B

Fig.5. Yielding Stress, Tensile Strength-Testing Temperature Curve of Steel A

Fig.6. Yielding Stress, Tensile Strength-Testing Temperature Curve of Steel B

び Fig. 6 に示した通りである。いずれの場合にも試験温度の降下に伴つて次第に降伏点及び抗張力は増大する。R. A. Hadfield⁽¹⁾ の 0.045 % C の最純スーデン木炭鉄についての実験、F. Sauerwald⁽²⁾ の 0.067 % C の工業用極軟鋼についての実験、K. Heindlhofer⁽³⁾、H. E. Davis⁽⁴⁾、N. P. Allen⁽⁵⁾、A. S. Eldin⁽⁶⁾、H. E. Davis⁽⁷⁾ 等の低炭素鋼についての実験、袋井⁽⁸⁾ 氏の軟鋼、クロム・モリブデン鋼等についての実験等は -196°C 辺までの広範囲の温度に涉つて行われているが、常温から -60°C 位までの実験が少ない。然し筆者の実験結果とはほぼ同様な傾向を示している。

それぞれ Fig. 3 と Fig. 5、4 と Fig. 6 を比較してみると、焼入戻しの熱処理を行つたものは圧延儘のものより試験温度の降下に伴う降伏点及び抗張力の増加が大きいようである。一方絞りについてみるに筆者の実験の温度範囲では殆んど温度による変化はない。純鉄の低温度における引掻き硬度試験結果⁽⁹⁾によると引張試験の場合と同様に試験温度の降下に伴つて硬度値が次第に上昇することが報告されている。

以上の現象は実験によつて確認されてはいたが、A. H. Cottrell⁽¹⁰⁾ は C の雰囲気による転位の固着作用 (Anchoring) の説を提唱し、低温における降伏点の増大を説明している。

Fig. 3, 4, 5 及び Fig. 6 から焼入戻しの熱処理を行つたものは圧延儘のものに比して降伏点及び抗張力等が大きくしかも絞りも大である。これは熱処理によつて機械的性質が改善された証拠で、後述の低温度における衝撃力は熱処理を行つたものの方が優れていることと関連があるようである。

2.2 V ノッチ・シャルピー衝撃値の「ばらつき」について

Fig. 7 に示すような寸法の V ノッチ・シャルピー衝撃試験片を作成し、1 本ごとに倍率 100 倍のプロジェクトターによつてその寸法を検査し、許容公差内のもののみについて衝撃試験を行つてその値のばらつきの程度を検討した。

2.2.1 試験材料：試験に供した鋼錠はセミキルド鋼 2 チャージ、キルド鋼 5 チャージでその化学組成は Table 2 の通りである。試験片の方向は圧延方向で、ノッチは板の表面に直角方向に刻んだ。

試験片は同一チャージにつき約 20 本宛とり、試験片同志の相関位置は Fig. 8 に示した通りである。試験はいずれも圧延儘のものについて行つた。

2.2.2 実験結果：実験の結果は Fig. 9 に示した通りである。横軸の衝撃値は例えば 8 M-kg 以上 9 M-kg 未満の範囲のものを一括し、この範囲に属するものの頻度を縦軸に示した。これらの結果からチャージによつては頻度が或る狭い範囲に集中する傾向がある。頻度が極く狭い範囲に集中することは衝撃試験の信頼度が高いことを意味すると解し得るのではなからうかと思う。衝撃値のばらつきは V ノッチ・シャルピー衝撃試験機そのものから生起するものではなく材料の不均一性例えば格子欠陥、マンガンサルファイド、その他の不純物等を混入する

Fig. 7 Dimensions of V-Notch Charpy Impact Test Piece

Fig. 8 Position of Test Piece in Plate

Table 2 Chemical analysis

Kind of steel	Thickness of plate m/m	Mark	C%	Si%	Mn%	P%	S%
Semi killed steel	28	C	0.13	0.08	0.94	0.016	—
"	28	D	0.19	0.07	0.81	0.018	0.044
Killed Steel	30	E	0.16	0.24	0.64	0.008	0.034
"	30	F	0.12	0.17	0.96	0.035	—
"	30	G	0.15	0.23	0.75	0.018	0.022
"	30	H	0.13	0.17	0.58	0.009	0.018
"	30	I	0.12	0.25	0.75	0.030	0.026

Fig. 9 V-Notch Charpy Impact Value-Frequency Curve

ことに起因するものであらうと考える。即ち組織敏感性によつてばらつきが生れるものと解する。従つてVノッチ・シャルピー衝撃値のばらつきの程度によつてその材料の均一性を推知することが出来ると思う。

2.3 低温度における衝撃抗力についての実験

2.3.1 実験の方法：試験鋼板よりシャルピー衝撃試験片を採取し、荒仕上げの状態で焼入戻し、ノルマライ

Table 3 Chemical composition of Steels

Kind of Steel	Mark	C%	Si%	Mn%	P%	S%
Semi killed Steel	C	0.13	0.08	0.94	0.016	—
"	D	0.19	0.07	0.81	0.018	0.044
"	J	0.18	0.09	0.74	0.008	0.025
Killed Steel	H	0.13	0.17	0.58	0.009	0.018

Table 4 Chemical composition of pure iron

Mark	C%	Si%	Mn%	P%	S%	Cu%
P	0.024	0.010	0.013	0.009	0.011	0.01

ズイング及び焼鈍等の各熱処理を行つた後に仕上げて各試験温度で試験を行つた。焼入儘で焼戻しを行わない場合には試験片を予め仕上げしてから焼入して試験した。

2.3.2 試験材料：試験に供した鋼板はセミキルド3チャージ、キルド鋼1チャージでその化学組成は Table 3 の通りである。なお Table 4 に示したような純鉄についても実験を行つた。

2.3.3 実験結果：Fig. 10 はセミキルド鋼(D記号)の圧延儘、890°C に 20 分間加熱してノルマライズイングを行つたもの、890°C に 20 分間加熱して水焼入後 650°C で 1 時間焼戻したもの等について各温度で衝撃試験を行つた結果である。平均エネルギー遷移温度は圧延儘、ノルマライズイング、焼入戻しの順に高く

Fig. 10 V-Notch Charpy Impact Value-Testing Temperature Curve

Fig. 11 V-Notch Charpy Impact Value-Testing Temperature Curve

その値はそれぞれ -2°C 、 -12°C 、 -32°C である。Photo. 1 は衝撃試験片の破断面の状態を示したものである。Fig. 11 はキルド鋼(H記号)の圧延儘のもの、 890°C に20分間加熱後炉中で $3^{\circ}\text{C}/\text{分}$ の冷却速度で焼鈍したもの及び 890°C に20分間加熱して水焼入後 650°C で焼戻したもの等についての実験結果である。試験片の数の関係で+側は 25°C 止りになつていたので厳密な平均エネルギー遷移温度をこの曲線から求めることには難点はあるが、 $+25^{\circ}\text{C}$ での値が最大値であると見做して平均エネルギー遷移温度を求めると次のようになる。

$3^{\circ}\text{C}/\text{分}$ の冷却速度で徐冷したもの、圧延儘、焼戻しの遷移温度はそれぞれ -4°C 、 -12°C 、 -36°C となり、徐冷したものの平均エネルギー遷移温度は一番高く、徐冷の熱処理は遷移温度の観点からすれば好まし

Photo. 1 Fractures of Steel (D) heat treated

890°C×20 mins water quenched
650°C×1 hr Tempered×100

890°C×20 mins normalized×100

as rolled×100

(a) Optical Micrograph

Photo. 2 Microstructure of Steel (D) heat treated

いものでないことがわかる。水焼戻しものは前述のセミキルド鋼の場合と同様に遷移温度は著しく低下し、鋼の低温度における靱性が著しく改善される。然し Fig. 10 及び Fig. 11 から気付くことはたとえ焼戻しの熱処理を行つても -60°C 辺の低温では靱性がかなり低下することである。極く低温まで靱性に富むことは望しいことではあるが、実用上精々 -40°C 位までの性質が問題となるであろうから水焼戻しの方法は工業上重要視されることには変りないであろう。Photo. 2 は顕微鏡組織の1例を示したものであるが、電子顕微鏡による2,000倍の写真をも掲げて置いた。この程度の倍率になると微細な炭化物の様相をも詳細に観察することが出来る。

従来炭素は鋼の遷移温度を上昇する傾向が強いので警戒されていた元素の一つであるが、焼戻しの熱処理を行う場合にはその影響はそれほど恐れる必要がないように思われる。

セミキルド鋼(C記号)を 680°C に20分間加熱して水中にて急冷し、フェライト中にその温度に相当するだけ可及的に多くの炭化物を固溶せしめた場合、 890°C に20分間加熱して水中焼入した場合及び圧延儘の各場合等についての実験結果を Fig. 12 に掲げた。 680°C から水中で急冷したものと圧延儘のものとはとくに取挙ぐべき相違は認められないが、 890°C から水焼入したものと比較するとかなりの相違がある。即ち水焼入儘のものは常温付近における衝撃値は圧延儘のものよりは遙かに小なる値を示しているが、試験温度の降下に伴う衝撃値の減少の割合は後者に比して著しく小さいこと、 -40°C 及び -60°C の低温では却つて水焼入儘の方がやや大なる衝撃抗力を示すこと等である。Photo. 3 はこの場合の試験片の破断面を示したものである。 680°C から水中で急冷

Fig. 12 V-Notch Charpy Impact Value-Testing Temperature Curve

Fig. 13 V-Notch Charpy Impact Value-Testing Temperature Curve

Fig. 14 V-Notch Charpy Impact Value-Testing Temperature Curve of Pure Iron

890°C x 20 mins. Water quenched
650°C x 1 hr. tempered x 2,000

890°C x 20 mins
normalized x 2,000

as rolled
x 2,000

(b) Electron Micrograph

Photo. 2 Microstructure of steel (D) heat treated

したものと圧延儘のものとは殆んど差異はないが、 890°C から水中焼入したものと比較するとその破面の様相に差異があるのがわかる。Fig. 13 はセミキルド鋼板（J 記号）の圧延儘及び 890°C に 20 分間加熱して水焼入したものについての実験結果（この場合だけ試験片の方向は圧延方向に対して直角方向であつた）で Fig. 12 におけると同様に水焼入の方が試験温度の降下による衝撃値の減少の割合は圧延儘のものに比して小さい傾向がある。また -60°C 辺では水焼入の方がやや優れた靱性を示すことは Fig. 12 の場合とよく似ている。Fig. 10, 12

Photo. 3 Fractures of Steel (D) heat treated

及び Fig. 13 に参考のため各試験片の常温におけるロックウェル硬度値（B スケール）を掲げて置いた。

次に結晶粒の大きさと低温度における衝撃抗力の関係を実験によつて確めることを試みた。このためには各種の元素の影響を可及的に省く意味で純鉄を選んだ。

Fig. 14 は純鉄についての実験結果である。 950°C に 20 分間加熱して水焼入すると温度対衝撃抗力の関係曲線は著しく低温度側に移行し、低温における靱性が改善される。一方常温での硬度値は焼鈍状態で $R_b 33$ ，水焼入では $R_b 91$ の値を示している。即ち水焼入によつて硬度値がかなり増加し、しかも衝撃抗力も著しく増大しているが、これは望ましい特性である。Photo. 4 は試験片の破断面を示したもので、焼鈍のものは脆性を示す破面であるが、水焼入の方は靱性に富む破面を呈している。Photo. 5 はこの場合の顕微鏡組織で水焼入のものは焼鈍のものに比してフェライトの結晶粒が極めて小さい。

純鉄の衝撃抗力と結晶粒の関係について検討すると結晶粒の小さなほど衝撃抗力が大であることが明らかである。従来常温ではこのように考えられていたが、低温においてもこのことが成立することを示している。

前述のように、筆者の実験試料は実用船体鋼板の見地から軟鋼を対象としているので、J. H. Hollomon⁽¹¹⁾，Abraham Hurlich⁽¹²⁾，E. F. Baily，W. J. Harris⁽¹³⁾ 等の低合金鋼についての実験とは全く一致した結果になるとは限らないが、傾向としては似ている。

Photo. 4 Fractures of Pure Iron (P) heat treated

950°C×20 mins. Water quenched
×100

950°C×20 mins furnace cooled
×100

Photo. 5 Microstructure of Pure Iron

2.4 低温度における顕微鏡組織

2.4.1 実験の方法：低温度における顕微鏡組織の検鏡は電子顕微鏡によつて行つた。電子顕微鏡による金属組織の検鏡にはレプリカ法が広く採用されている。周知のようにレプリカ法はスンプのように試料組織をプリントしてこれを見るのであるから鋼の高温或は低温での組織を直接に検鏡出来ない訳である。試料に直接に電子線

を照射し、反射させて検鏡する反射法があるが、この方法は目下研究の途上にあり今後の研究に待つものが多い。

よつて筆者は鋼或は純鉄の薄膜をエッチングの方法によつて作成し、これを透過してみる方法によつて低温度における顕微鏡組織を検鏡した。試料の冷却は Fig. 15 に示した冷却

Fig. 15 Apparatus to cool the Specimen of Electron Microscope

Photo. 6 Cooling Apparatus attached to Electron Microscope

at +25°C ×4,300

at -80°C ×4,300

Photo. 7. Electron micrographs of Pure iron

at +25°C ×4,300

at -30°C ×4,300

Photo.8 Electron micrographs of Steel (C 0.32%)

装置によつて行つた。冷却温度に応じて液体窒素或はドライアイス等の冷却剤を用いた。装置の関係で最低温度は -80°C 止りであつた。Photo. 6 は冷却装置を鏡体に取り付けた状態を示したものである。試料の温度測定には銅-コンスタンタンの熱電対を用い、熱電対の hot junction は試料の極く近くに置き、その温度をもつて試料温度と見做した。

2.4.2 実験結果：Photo.7 は純鉄（P 記号）の常温及び -80°C における顕微鏡組織で倍率は 4,300 倍である。Photo. 8 は 0.32% C の炭素鋼の常温及び -30°C における顕微鏡組織で倍率は同様 4,300 倍である。常温と低温での組織を比較してみるに今回の実験では特に挙ぐべき差異が認められない。

at +25°C

at -30°C

Photo.9 Electron diffraction figures of Pure iron

at +20°C

at -80°C

Photo.10 Electron diffraction figures of Steel (C 0.32%)

2.5 低温度における電子廻折像

2.5.1 実験の方法：電子顕微鏡組織の検鏡に使用した試料について電子廻折像を撮影した。試料の冷却には Fig. 15 の冷却装置を用いた。使用電圧は 80 KV で、まず最初に顕微鏡組織を検鏡し、廻折像を撮影しようと思う部分を視野制限装置で囲み、常に試料の同一部分についての電子廻折像を撮るように充分注意した。

2.5.2 実験結果：Photo. 9 は純鉄についての電子廻折像で、 -30°C における廻折像のスペクトラム線は常温のそれに比して diffuse している。Photo. 10 は 0.32% C の炭素鋼の廻折像であるが、Photo. 10 でみられるように -80°C での廻折像のスペクトラム線は常温のそれよりも diffuse する傾向が認められる。スペクトラム線の diffuse の原因として結晶格子が歪んでいることが挙げられると思う。歪の発生の機構については今のところ不明で、今後に残された問題である。

3. 実験結果の考察

キルド鋼 (A 及び B 記号) を 890°C に 30 分間加熱してその温度から水焼入、油焼入及びノルマライズイング

Table 5 Mechanical properties of Steel heat treated (at room temperature)

Kind of Steel	Mark	Chemical composition	Heat treatment	Mechanical properties			
				Y.P. kg/mm^2	T.S. kg/mm^2	Reduction of area %	V-notch Charpy kg-cm
Killed Steel	A	C % Si % Mn % P % S % 0.20 0.21 0.56 0.019 0.029	$890^{\circ}\text{C} \times 20 \text{ min}$ normalized	37.0	52.8	70	8.5
			$890^{\circ}\text{C} \times 20 \text{ min}$ oil quenched	41.7	62.0	57	5.9
			$890^{\circ}\text{C} \times 20 \text{ min}$ water quenched	—	82.0	33	2.3
Killed Steel	B	C % Si % Mn % P % S % 0.17 0.19 0.60 0.018 0.030	$890^{\circ}\text{C} \times 20 \text{ min}$ normalized	33.0	46.7	67	10.9
			$890^{\circ}\text{C} \times 20 \text{ min}$ oil quenched	39.2	51.0	69	5.8
			$890^{\circ}\text{C} \times 20 \text{ min}$ water quenched	—	69.5	61	4.3

Table 6 Mechanical properties of Steel at various temperatures

Kind of Steel	Mark	Heat treatment	Testing Temperature	Mechanical properties			
				Y.P. kg/mm^2	T.S. kg/mm^2	Reduction of area %	V-notch Charpy kg-cm
Killed Steel	A	As rolled	+ 30	30.0	50.5	57	0.6
			- 20	34.0	53.7	56	1.0
			- 60	35.0	57.0	54	0.4
Killed Steel	B	As rolled	+ 30	26.0	44.5	64	12.2
			- 20	29.4	49.5	62	2.1
			- 60	33.0	51.0	61	0.6

Fig. 16 The correlation between V-Notch Charpy Impact Value and Tensile Strength

等の各熱処理を行つたものの常温における機械的性質は Table 5 の通りである。またキルド鋼 (A 及び B) の圧延儘のものそれぞれ $+30^{\circ}\text{C}$, -20°C 及び -60°C の各温度における機械的性質は Table 6 に示した。Fig. 16 は Table 5, 6 から求めた抗張力対衝撃抗力の関係曲線である。

Fig. 16 をみると試験温度を変えた場合の抗張力の増加に伴う衝撃抗力の変化の急激な現象は、単に抗張力の増加に伴つて衝撃抗力が低下するという考えでは説明がつかず、低温において一種の脆性が生起していることを示している。Fig. 14 の純鉄についての実験結果によると $R_b 31$ の硬さのものが水焼入によつて $R_b 91$ に上昇し、しかも平均エネルギー遷移温度は焼入前に比して著しく低いのは特に注目すべき現象である。また Fig. 10 及び Fig. 11 に示したセミキルド鋼、キルド鋼等の焼入戻しを行つたものの平均エネルギー遷移温度が焼鈍或は圧延儘のものより遙かに低いが、これらは興味深い問題である。以下これらについて考察してみよう。

一般に切欠を有する試験片に対し曲げ試験を行い、荷重—撓み曲線を画くと材料の性質、試験片の形状、寸法等によつて曲線の模様の異なることは勿論であるが、大別して Fig. 17 a, b, c の 3 種に分けることが

Fig. 17 Load-Deflection Curve

出来る。a の場合は最後まで γ に破壊である。b の場合は荷重は crack を生ずると共に減少し、その途中で crack が急激に進行するため荷重も急激に降下し、吸収エネルギーは a の場合よりは小となる。この急激な破壊は試験片が引張破壊するため、この点までは γ に破壊することは a の場合と同様である。c の場合は γ に破壊の起らない前に引張破壊が起るもので、そのため荷重は急激に減少し、従つて吸収エネルギーは最も小さい。

もしも衝撃試験における荷重——撓み曲線が画きうるものとすれば、恐らく Fig. 17 と類似の傾向を有するものであろう。N. J. Petch⁽¹⁴⁾ は転位論で相異なる結晶粒度の脆弱な試験片においては破壊のために要する剪断応力（或は引張応力）は $d^{-1/2}$ に従つて変化することを提唱している。この場合 d は結晶粒の直径である。また彼はこれを実験によつても確めている。材料が脆弱な場合の衝撃試験における荷重——撓み曲線は Fig. 17 j の c に相当し、Petch が述べているように脆弱な材料では結晶粒が小なる程劈開破断力が大きいので、結晶粒の大きなものより衝撃抗力が大きいと考え得ると思う。N. J. Petch⁽¹⁴⁾ は極く低温度において結晶粒の大きさと下部降伏点の関係について実験を行い結晶粒の小さい程下部降伏点は上昇することを確認している。A. N. Stroh⁽¹⁵⁾ はこのことを転位論によつて説明している。

E. O. Hall⁽¹⁶⁾ は軟鋼の降伏点と結晶粒の大きさについて実験し、結晶粒の大きさの小さいもの程降伏点が高いことを報告している。

炭素鋼及び特殊鋼等に焼入戻しの熱処理を行うと、単に焼鈍のみを行つたものに比して α 鉄の結晶粒は著しく微細化され、同一抗張力のもとでは一般に焼入戻しの方が焼鈍のものに比して降伏点が高く、しかも伸び及び絞り大きいことは周知の事実である。これらの事実を考慮に入れ Fig. 17 に基づいて吸収エネルギーの量について考察すると、結晶粒の大きさと衝撃抗力の間には次のような関係があると予想される。即ち焼入戻しで結晶粒を微細化したものは、焼鈍したものでこれと同一抗張力のものよりは降伏点も高く、伸び、絞りも優れているのでより大きな衝撃抗力を示すということである。前述の筆者の純鉄についての結晶粒の大きさと衝撃抗力に関する実験においてもこの傾向が認められる。

以上のことから鋼の衝撃抗力はその鋼の結晶粒の大きさと密接な関係があり、 α 鉄が C 或はその他の元素を多量に固溶して著しく硬化しているような特別な場合を除いては一般に結晶粒の小なる程常温及び低温度における衝撃抗力は大であると言ひ得るものと思う。

John A. Rinebolt⁽¹⁷⁾ は炭素鋼においてパーライト組織からセメンタイトを球状化した場合、マルテンサイトからセメンタイトを球状化した場合等について低温度で衝撃試験を行い、マルテンサイトから球状化したものの方が優れた衝撃抗力を示したと報告している。この両者のフェライトの結晶粒の大きさに著しい差異があるので、以上のような結果になつたものと筆者は考える。勿論炭化物の影響を無視し得ないことではあるが、筆者は前述のように結晶粒の大きさの影響の方が遙かに大きいものと考え。低温度における脆性破壊は焼戻脆性の場合のように結晶粒界の問題ではなくフェライト結晶粒内での亀裂が問題であるのでフェライトの結晶粒の大きさの影響は軽視し得ないと思う。

4. 結 言

鋼板に熱処理を行つてその結晶組織を変えて低温度における引張試験、衝撃試験、低温度における顕微鏡組織及び電子廻折像等について実験を行つた結果次のことが明らかになつた。

1) 低温においては試験温度の降下に伴つて降伏点及び抗張力は増大する。常温から -60°C 位までの温度における試験では絞りには殆んど変化が認められない。

2) 水焼入戻しの熱処理を行うことによつて低温における衝撃抗力は上昇し、また平均エネルギー遷移温度はかなり低温度側に移行する。

3) 純鉄の焼鈍状態と水焼入儘の状態で低温度で衝撃試験を行つた結果、水焼入のものは焼鈍のものより衝撃抗力大きく、また平均エネルギー遷移温度は低温度側に移行する。

4) フェライトの結晶粒の大きさは衝撃抗力と密接な関係があり、結晶粒の小なる程衝撃抗力が大であることがわかつた。

5) 水焼入儘の鋼板は常温での衝撃抗力は小さいが、試験温度の降下に伴う衝撃抗力の低下は少く、 -40°C 乃至 -60°C では圧延儘或は焼鈍のものよりやや大なる衝撃抗力を示す。

6) 純鉄及び炭素鋼の低温度における顕微鏡組織を電子顕微鏡によつて検鏡したが、常温、 -30°C 及び -80°C では殆んど差異は認められない。

7) 常温, -30°C 及び -80°C の各温度において純鉄, 炭素鋼の電子廻折像を撮つたが, 低温ではスペクトラム線が diffuse する傾向がある。

参 考 文 献

- (1) R. A. Hadfield : J. Iron & Steel Inst. 67(1905), 147
- (2) F. Sauerwald : Zeit. Physik, 67(1931), 179
- (3) K. Heindlhofer : Transactions. Am. Inst. Mining and Metallurgical Engrs., vol. 116 pp. 232-238 (1935)
- (4) H. E. Davis : proceedings, Am. Soc. Testing Mats., vol. 47, p. 483 (1947)
- (5) N. P. Allen : proc. Roy. Soc., 234 (1956)
- (6) A. S. Eldin : Journal applied Physics, vol. 22, Oct. 1951, p. 1296
- (7) H. E. Davis : Final Report, Ship structure Committee, Serial No. ssc-8
- (8) 袋井, 門馬 : 日本金属学会誌 第 12 卷, 第 2 号~3 号, p. 21, 昭和 23 年
- (9) Metals Handbook 1954, p. 434
- (10) A. H. Cottrell : proc. Roy. Soc., A 219 (1953), 328
- (11) J. H. Hollomon : Transactions, Am. Soc. Metals, vol. 38, pp. 807~847, 1947
- (12) Abraham Hurlich : ASTM Special Technical Publication No. 158, pp. 262~274
- (13) E. F. Baily, W. J. Harris : Transactions, Am. Soc. Metals, vol. 44 pp. 204~224, 1952
- (14) N. J. Petch : Progress in Metal Physics, vol. 5, 1954, p. 1
- (15) A. N. Stroh : Proceedings, Royal Society, vol. A 232, 1955, p. 548
- (16) E. O. Hall : proc. Phys. Soc., 64-B (1951), 747
- (17) John A. Rinebolt : ASTM Special Technical Publication No. 158, p. 203